

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

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

ESTUDO COMPARATIVO ENTRE MICROESTRUTURA E PARÂMETROS DE  
SOLIDIFICAÇÃO EM AÇOS PRODUZIDOS POR LINGOTAMENTO CONTÍNUO

LISIANE TREVISAN

Dissertação para a obtenção do título de

Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS)

2008

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

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

ESTUDO COMPARATIVO ENTRE MICROESTRUTURA E PARÂMETROS DE  
SOLIDIFICAÇÃO EM AÇOS PRODUZIDOS POR LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Lisiane Trevisan  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Engenharia Metalúrgica 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 exame de qualificação de mestrado em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre (RS)

2008

Esse trabalho foi julgado adequado como qualificação para dissertação de mestrado em Engenharia, área de concentração de 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 Jr.

Co-orientador: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Wilson Alexander Hormaza Rodriguez (Universidad de Los Andes)

Prof. Dr. Leonardo Barboza Trindade (STE)

Prof. Dr. Nestor Cesar Heck (UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador do PPGEM

## AGRADECIMENTOS

Manifesto os sinceros agradecimentos as seguintes pessoas, instituições e empresas pela valiosa colaboração na execução deste trabalho:

À minha família, principalmente aos meus pais Francisco Antonio Trevisan e Maria Aparecida Trevisan pelo apoio e compreensão em todos os momentos da minha vida, por todo o exemplo de persistência e dedicação para a realização dos sonhos.

Agradeço a Aços Especiais Piratini – AEP pelo fornecimento das informações técnicas necessárias para o desenvolvimento deste trabalho, obtidas através de um projeto desenvolvido em conjunto com o Laboratório de Fundição – LAFUN / UFRGS.

Ao Professor Dr. Jaime Alvares Spim Jr., pela orientação para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas do SENAI / CETEMP, principalmente Msc. Eng. Mec. Marcos Augusto Bandini, pelo auxílio e colaboração na realização dos ensaios experimentais.

A meu namorado Vinicius Paz, por estar presente em todos os momentos importantes da minha vida.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VII
LISTA DE TABELAS .....	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XII
RESUMO .....	XIII
ABSTRACT .....	XIV
1.0 INTRODUÇÃO .....	2
2.0 OBJETIVOS .....	4
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
3.1 Processo de Lingotamento Contínuo .....	5
3.1.1 Zonas de Resfriamento .....	8
3.2 Descrição Matemática do Processo de Solidificação .....	12
3.2.1 Sistema Bidimensional .....	16
3.2.2 Curvas de Resfriamento .....	18
3.2.3 Diagrama de Resfriamento Contínuo - CCT .....	19
3.3 Macroestrutura de Lingotes .....	21
3.3.1 Parâmetros de Solidificação - TCE (Transição Colunar –Equiaxial) .....	28
3.3.2 Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde .....	35
3.3.3 Temperaturas <i>Liquidus</i> e <i>Solidus</i> .....	37
3.3.4 <i>Mushy Zone</i> – Zona Pastosa .....	40
3.3.5 Macrosegregação e Microsegregação .....	40
3.3.6 Carbono Equivalente .....	41
3.4 Técnicas de Análise de Microestruturas .....	43
3.4.1 Microscopia Óptica .....	43
3.4.2 Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV .....	44
3.4.3 <i>Energy Dispersive X-Ray</i> - EDX .....	48
3.4.4 Medidas Qualitativas / Quantitativas – Incerteza de medição .....	48
4.0 MATERIAIS E MÉTODOS .....	51
4.1 Obtenção e Análise das Amostras .....	52
4.1.1 Composição Química - Espectrometria de Emissão Óptica .....	54
4.1.2 Seleção da Região de Análise – Amostragem .....	55
4.1.3 Microscopia Óptica .....	58
4.1.4 Microscopia Eletrônica de Varredura .....	58
4.1.5 Microdureza .....	59
5.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	60
5.1.1 Macrografia .....	61
5.1.2 Micrografia .....	63
5.1.3 Microdureza .....	72
5.1.4 Simulação numérica .....	73
5.1.5 Diagrama CCT .....	77
5.1.6 Parâmetros de Solidificação .....	81
6.0 CONCLUSÕES .....	87
6.1 Considerações Finais .....	87
6.2 Proposta para Trabalhos Futuros .....	88
7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	89

## LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 3.1	Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde [Garcia, 2001]... 10
Figura 3.2	Deslocamento da interface sólido/líquido, mostra a movimentação do metal líquido.[Zimmermann et. al, 2005]..... 11
Figura 3.3	Referência de coordenadas utilizadas no Método de Diferenças Finitas (MDF). 13
Figura 3.4	Gradiente de concentração de soluto considerando velocidade de solidificação de 3000 $\mu$ m/s e gradiente térmico de 1400K/cm usando diferentes níveis de refinamento de malha, primeira linha: nível 5, 6 e 7 e segunda linha: 8, 9, 10. [Canté et.al., 1999]..... 15
Figura 3.5	Esboço representativo do modelo numérico desenvolvido e da região modelada da seção transversal do tarugo. .... 17
Figura 3.6	Curva de resfriamento de um lingote de aço mostrando comparativo entre a curva de termopar próximo a superfície e ao centro do lingote. [Janik, 2004]. .... 19
Figura 3.7	Diagrama CCT do aço SAE 8620 [Atkins,1980]. .... 20
Figura 3.8	Diagrama ferro- carbono [ASM Metals Handbook, 1991]..... 22
Figura 3.9	Microestrutura de um aço produzido através do processo de lingotamento contínuo, destacando as zonas de segregação..... 25
Figura 3.10	Crescimento da microestrutura a frente de solidificação para tempos de resfriamento diferentes.(a) 5s; (b)14 s; (c)17 s; (d)19s; (e)20 s; e (f) 21 s. [Dong et. al, 2005]. .... 27
Figura 3.11	Microestrutura de um aço produzido através do processo de lingotamento contínuo, observação da seção transversal, as cores mostram orientação cristalográfica dos grãos. [Tan, et. al., 2007]..... 28
Figura 3.12	Gradiente térmico no deslocamento de dendritas a frente de solidificação (a) mostra gradiente constitucional; (b)crescimento colunar em função do gradiente térmico a frente de solidificação. [Badillo et.al, 2006]..... 30
Figura 3.13	Descrição da posição da TCE (a) Al-11,9%Sn, (b) Al-4,7%Ni, é possível observar posições distintas onde ocorre TCE. [Canté et. al, 2007]..... 31
Figura 3.14	Simulação da microestrutura formada para uma liga Ni - 0,369 % Cu solidificada com diferentes taxas de resfriamento (a) 30, (b) 75, (c) 150, (d) 300 K/s. [Li et. al., 2005]. .... 32
Figura 3.15	Cálculo para a formação de microestruturas considerando os 23 combinações entre velocidade de solidificação e gradiente térmico [Tan et. al., 2007]. .... 33
Figura 3.16	Estrutura da interface a frente de solidificação par diferentes parâmetros de solidificação. (a) Velocidade de solidificação 3000 $\mu$ m/s e gradiente térmico 1400 K/cm; (b) Velocidade de solidificação 3000 $\mu$ m/s e gradiente térmico 21 K/cm. [Canté et.al, 2007]..... 34

Figura 3.17	Resultado da aproximação do coeficiente de transferência de calor ao longo da distância do menisco.[Karlinski, 2007].	36
Figura 3.18	Simulação das isotermas de um lingote submetidos a distintas velocidades de lingotamento.[Shi, 2003].	37
Figura 3.19	Distribuição das isotermas em corte transversal do lingote. [Sediako,1999].	38
Figura 3.20	Diferentes superfícies observadas no Microscópio Eletrônico de Varredura.	44
Figura 3.21	Esquemático de funcionamento do MEV.	46
Figura 3.22	Observação de sulfeto de manganês na matriz de aço SAE 1141 obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento: 10.000x. Ataque: Nital 3%.	47
Figura 4.1	Organização dos itens a serem realizados nos ensaios experimentais.	51
Figura 4.2	Vista lateral da Máquina de lingotamento contínuo indicando principais componentes e distância a partir do menisco.[Karlinski, 2007].	52
Figura 4.3	a) Detalhe do molde com seção 150 mm. b) Sistema de refrigeração do molde c) Vista de topo.[Karlinski, 2007].	53
Figura 4.4	Representação do corte realizado no lingote para a análise da microestrutura.	56
Figura 4.5	Referencial das amostras analisadas, detalhe para o referencial utilizado.	57
Figura 4.6	Ensaio de Microdureza realizada na superfície da amostra obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque: Nital 3%. Aumento: 1000x.	59
Figura 5.1	Fluxograma da relação entre os ensaios.	60
Figura 5.2	Macrografia da qualidade SAE 5115 mostra estrutura colunar e equiaxial, com marcas devido ao agitador magnético. Ataque: Nital 3%.	61
Figura 5.3	Macrografia da qualidade SAE 8620 mostra estrutura colunar e equiaxial além da transição colunar-equiaxial. Ataque: Nital 3%.	62
Figura 5.4	Macrografia da qualidade SAE 1141 mostra estrutura colunar e equiaxial além da transição colunar-equiaxial. Ataque: Nital 3%.	63
Figura 5.5	Metalografia SAE 5115 obtida por Microscopia Ótica mostra núcleos de perlita (contraste escuro) e ferrita (contraste claro), em detalhe o referencial utilizado baseado na macrografia. Aumento: 100x. Ataque: Nital 3%.	64
Figura 5.6	Metalografia SAE 8620 mostra microestrutura formada por ferrita acicular (contraste claro) e perlita (contraste escuro) obtida por Microscopia Ótica. Aumento: 100x. Ataque: Nital 3%.	65
Figura 5.7	Metalografia do aço SAE 1141 mostra núcleos de perlita (contraste escuro) com contorno ferrítico (contraste claro) obtida por Microscopia Ótica. Aumento: 100 x. Ataque: Nital 3%.	66
Figura 5.8	Metalografia do aço SAE 5115 obtida por MEV mostra microestrutura formada por núcleos de perlita (contraste claro) e ferrita (contraste escuro). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 3%.	67
Figura 5.9	Metalografia SAE 8620 obtida por MEV: microestrutura formada por ferrita acicular (contraste escuro) e perlita (contraste claro). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 3%.	68
Figura 5.10	Observação da microestrutura do aço SAE 1141 obtida por MEV, em detalhe mostra a presença de sulfetos de manganês em matriz predominantemente perlítica (contraste claro). Aumento: 4800x. Ataque: Nital 3%.	69



Figura 5.11 Microanálise (EDX) realizada na região 1 marcada na microestrutura equivalente ao sulfeto de manganês. ....	70
Figura 5.12 Comparação entre as microestruturas formadas para as três qualidades de aço estudadas. ....	71
Figura 5.13 Curva de resfriamento obtida pela simulação numérica desde o molde até o oxicorte para aço SAE 5115, SAE 8620 e SAE 1141. ....	75
Figura 5.14 Monitoramento do valor do coeficiente de transferência de calor durante a simulação numérica desde molde até oxicorte. ....	76
Figura 5.15 Temperatura média do lingote durante o resfriamento terciário. ....	77
Figura 5.16 Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do aço SAE 5115[Atkins, 1980].....	78
Figura 5.17 Diagrama de resfriamento CCT para o aço SAE 8620[Atkins, 1980]. ....	79
Figura 5.18 Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do aço SAE 1141[Atkins, 1980].....	80
Figura 5.19 Taxa de resfriamento dos pontos de início e término da transição colunar-equiaxial para as três qualidades de aço. ....	84
Figura 5.20 Gradiente térmico a frente da isoterma <i>liquidus</i> para as três qualidades de aço estudadas. ....	85
Figura 5.21 Gradiente térmico a frente da isoterma <i>liquidus</i> comparado a macrografia. ....	86

## LISTA DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1 Fenômenos ocorridos durante a solidificação [Miyazawa, 2001].	6
Tabela 3.2 Regiões de resfriamento e parâmetros de transferência de calor envolvidos durante o lingotamento contínuo.	8
Tabela 3.3 Parâmetros de solidificação que afetam a macroestrutura [Flood e Hunt, 1990].	24
Tabela 3.4 Parâmetros de solidificação – gradiente térmico e velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> medidos na TCE para distintas ligas metálicas. [Ares et.al, 2005].	35
Tabela 3.5 Cálculo da temperatura <i>liquidus</i> e <i>solidus</i> em função de cada referência apresentada.	39
Tabela 4.1 Resultados obtidos no ensaio de composição química[% em peso] e respectivo carbono equivalente.	54
Tabela 4.2 Características mecânicas de cada qualidade de aço estudada. [ASTM Metals Handbook vol.4]	55
Tabela 5.1 Microdureza em função da qualidade de aço estudado.[HV]	72
Tabela 5.2 Parâmetros de lingotamento utilizados no software.	73
Tabela 5.3 Propriedades termofísicas do molde utilizados pelo software InaLC+.	73
Tabela 5.4 Taxa de resfriamento calculada para o resfriamento na região terciária.	78
Tabela 5.5 Tempo para deslocamento das isotermas <i>liquidus</i> e <i>solidus</i> .	81
Tabela 5.6 Relação entre valor calculado de carbono equivalente e potencial ferrítico.	82
Tabela 5.7 Valor mínimo da taxa de resfriamento para as coordenadas de início e término da TCE.	84
Tabela 5.8 Parâmetros encontrados em função de cada qualidade de aço estudado.	86

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Ceq	=	carbono equivalente	[%peso]
d	=	Distância	[mm]
h	=	coeficiente de transferência de calor	[W/m <sup>2</sup> .K]
t	=	tempo	[s]
T	=	temperatura	[°C]
V	=	Velocidade de deslocamento das isothermas	[m/min]
x, y, z	=	coordenadas de posição	[mm]
$\alpha$	=	difusividade térmica do metal	[m <sup>2</sup> /s]
MDF	=	Método de Diferenças Finitas	
EMS	=	Agitador Eletromagnético	
TCE	=	Transição colunar – equiaxial	
G	=	Gradiente Térmico	[°C/mm]
Tx	=	Taxa de resfriamento	[°C/s]

**Subscrito**

S	=	Sólido
L	=	Líquido
SL	=	Pastoso

**Sobrescrito**

n	=	tempo
n+1	=	incremento de tempo

## RESUMO

Este trabalho tem como objetivo principal desenvolver um estudo comparativo entre os parâmetros de solidificação (gradiente térmico, velocidade de deslocamento das isothermas e taxa de resfriamento) calculados com base em curvas de resfriamento monitoradas em lingotes produzidos por lingotamento contínuo.

Utilizando medidas experimentais de temperaturas realizadas tanto no molde quanto na superfície do lingote, e com o auxílio de rotinas numéricas utilizadas na forma do software InaLC+, foi possível calcular tais parâmetros de solidificação.

Os lingotes foram submetidos a ensaios de metalografia com o objetivo de revelar tanto a macroestrutura quanto a microestrutura e ensaio de microdureza. Para isso, foram utilizados tanto a microscopia óptica quanto a eletrônica com auxílio do sistema de microanálise química (*Energy Dispersive X-Ray*) quando necessário.

O trabalho permitiu verificar semelhanças entre a microestrutura formada e a prevista pelo diagramas de resfriamento contínuo (CCT) para aços produzidos pelo processo de lingotamento contínuo em uma planta industrial.

## ABSTRACT

The main objective of this paper is to develop a comparative study between the solidification parameters (thermal gradients, growth velocities and cooling rates) that were calculated concerning the cooling curves in ingots produced by continuous casting process.

Using experimental measures of temperature (that were developed both in the mold and in ingot surface) and mathematic calculation shown by computer software, InaLC+, it was possible to calculate those solidification parameters.

The ingots were submitted to metallography as well as microhardness in order to show their macro and microstructure. To do such task, optical microscopy and SEM (Scanning Electron Microscopy) were used with the help of Energy Dispersive X-Ray (EDX) system, when it was necessary.

Through this paper, it was possible to compare the similarity between microstructure and continuous casting diagrams (CCT) in steel produced by continuous casting process in an industrial plant.



## 1.0 INTRODUÇÃO

Qual é a tendência da indústria siderúrgica no fim do século XX? Apresentar produtos de melhor qualidade por um custo menor, utilizando processos que consomem menor quantidade de energia e que provocam o mínimo de poluição ambiental. Partindo desta premissa, as usinas estão passando por uma série de modificações tecnológicas, em busca de modernizações que minimizem os problemas existentes na planta, otimizando os processos através de conhecimentos baseados em engenharia, estatística e computação. Fabricar produtos nessas condições significa racionalizar processos e integrar etapas, quanto menor a energia consumida, menor será o custo final do produto.

Segundo Muller [Muller, 2002] pode-se estimar que, pelo menos 1 bilhão de toneladas de produtos metálicos passam por transformações mecânicas anualmente, por meio de inúmeros processos industriais, que vão desde a produção de matéria-prima, seu beneficiamento e, finalmente, acabamento. O aço é atualmente a mais importante liga metálica empregada de forma intensiva em diversas aplicações, fabricação de peças automotivas, máquinas, ferramentas, construção civil, etc.

Todo o material metálico é formado por uma microestrutura características e esta é a base para descrever as propriedades físico-mecânicas dos materiais. Esta é relacionada ao arranjo e organização dos átomos em relação uns aos outros, sua origem está ligada ao processo de solidificação e seu controle deve ser essencial em qualquer processamento. Para Callister [Callister, 2002] a estrutura do material irá depender da maneira como o metal é processado.

Com o objetivo de auxiliar na previsão da microestrutura e otimizar o processo de fabricação, a simulação numérica é uma ferramenta poderosa na descrição matemática do processo de solidificação. Esta apresenta várias vantagens em relação ao método tentativa e erro, onde o custo é maior e suas alterações exigem tempo e dinheiro.

O processo de lingotamento contínuo consiste na produção de aço através da solidificação do mesmo em estado líquido, após ser fundido em fornos e repassado ao distribuidor e para cada molde da máquina lingotamento contínuo, onde pode ser solidificado em moldes com diferentes seções.

O principal fenômeno envolvido no processo lingotamento contínuo de aços é a transferência de calor que ocorre durante o resfriamento primário (molde), secundário (zona de sprays) e terciário (radiação livre). A previsão ou determinação do comportamento térmico destes sistemas de troca de calor se torna importante na medida em que esta influi diretamente na solidificação, principalmente na etapa inicial de formação da casca sólida no interior do molde.

Neste trabalho, partindo de aço com diferentes composições química de aço lingotado, serão calculados alguns parâmetros de solidificação, a saber: gradiente térmico existente à frente da isoterma *liquidus*, a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento, baseados nas curvas de resfriamento obtidas por software aferido em planta industrial.

Adicionalmente aos cálculos dos parâmetros de solidificação, as curvas de resfriamento foram comparadas com o diagrama de resfriamento contínuo (CCT) para verificar se a microestrutura formada pelo processo é a mesma da microestrutura prevista pelo diagrama. O diagrama CCT indica a microestrutura que será formada baseado no valor médio da taxa de resfriamento que o material fora submetido durante o processo de solidificação.



## 2.0 OBJETIVOS

Este trabalho foi realizado com o objetivo principal de comparar a microestrutura formada em lingotes produzidos por lingotamento contínuo e parâmetros de solidificação obtidos com base em curvas de resfriamento. De forma mais objetiva este trabalho prioriza os seguintes itens:

- Levantamento de dados utilizados na simulação numérica através de software InaLC+ para a obtenção das curvas de resfriamento representativas do processo de solidificação para todas as qualidades de aços estudadas.
- Baseado nas curvas de resfriamento calcular os parâmetros de solidificação: gradiente térmico, velocidade de deslocamento das isoterms e taxa de resfriamento.
- Comparar parâmetros de processo calculados com a microestrutura formada durante o processo de solidificação revelada através do ensaio de metalografia, utilizando microscopia óptica e eletrônica.
- Comparação entre taxa de resfriamento calculada com base na simulação numérica e dados existentes em diagramas de resfriamento contínuo (CCT), com o objetivo de comparar a microestrutura formada e a microestrutura prevista pelo diagrama CCT.

### **3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 Processo de Lingotamento Contínuo**

O lingotamento contínuo consiste resumidamente em um processo de extração de calor no qual o metal fundido é convertido em um sólido (tarugo), através de diferentes etapas de resfriamento: o primeiro é efetuado no molde de cobre resfriado a água, chamado resfriamento primário ou região do molde. A segunda etapa realiza-se pelo borrifamento de água, mistura de água e ar sobre a superfície do lingote por meio de sprays, no chamado resfriamento secundário ou região dos chuveiros. A terceira e última etapa é realizada naturalmente pelo ar na região de radiação livre.

Conforme descrito por Janik [Janik et.al, 2004] o processo de lingotamento contínuo é um método primário de produção de lingote e placas. Neste processo, o aço líquido é transformado em sólido através de um molde de cobre resfriado com água, submetido a diferentes zonas de resfriamento: molde, zona de resfriamento com jato de água (zona de resfriamento secundário) e zona de resfriamento por radiação.

Para o mesmo autor, o resfriamento sofrido no molde, zona de sprays e zona de radiação, reduz o superaquecimento, o calor latente de fusão e o calor sensível do aço existente no estado líquido. Durante a solidificação, a casca solidificada sofre variações térmicas e mecânicas, que causam defeitos nos produtos produzidos como tensões internas acima dos valores críticos.

O processo de transformação líquido / sólido pode ser considerado como um problema de transferência de calor, com taxas de resfriamento inerentes aos processos controladas 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.

Conforme Rocha [Rocha, 2003] o lingotamento contínuo pode ser fundamentalmente descrito por processo de transferência de calor em regime transitório. Para facilitar o entendimento, o processo de transferência de calor é descrito por zonas de resfriamento características.

Fisicamente, a transformação líquido / sólido é acompanhada pela liberação de energia térmica, por ser caracterizada por uma fronteira móvel que separa 2 fases com propriedades termofísicas diferentes.

O controle e conseqüentemente a otimização do processo de lingotamento contínuo exigem o desenvolvimento de um modelo matemático de solidificação capaz de analisar a influência de variáveis sobre o comportamento térmico do sistema metal / molde, para isso pode ser utilizado o modelo numérico de diferenças finitas.

Conforme Kulkarni [Kulkarni, 2005] o desempenho do sistema de lingotamento contínuo em termos de qualidade e produtividade depende do controle dos vários estágios envolvidos no processo, como os mesmos são medidos e como interagem entre si. No entanto, são três os principais módulos de controle: determinação das propriedades dos materiais trabalhados, medição das tensões existentes na casca solidificada e otimização da velocidade de lingotamento. No entanto Miyazawa [Miyazawa, 2001] classifica os vários fenômenos envolvidos no processo como básicos e complexos, conforme Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Fenômenos ocorridos durante a solidificação [Miyazawa, 2001].

<b>Básico</b>	<b>Complexo</b>	<b>Controle da tecnologia</b>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Super-resfriamento</li> <li>- Nucleação</li> <li>- Crescimento de cristais</li> <li>- Instabilidade da interface</li> <li>- Equilíbrio de fase</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Crescimento da casca sólida</li> <li>- Formação da superfície inicial de solidificação</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Trincas e defeitos superficiais</li> <li>- Deformação devido a tração e compressão</li> </ul>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Redistribuição de soluto</li> <li>- Transferência de calor</li> <li>- Fluxo de fluido</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Trincas e fragilidade</li> <li>- Lubrificação do fluxo no molde</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Fluxo de calor no molde</li> </ul>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Variação volumétrica durante a solidificação</li> <li>- Contração térmica</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Formação de estruturas de solidificação</li> <li>- Macro e microsegregação</li> <li>- Formação de porosidade</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Estrutura solidificada</li> <li>- Segregação e porosidade</li> </ul>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Formação e crescimento de inclusões</li> <li>- Fluxo e solidificação de óxidos no molde</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Comportamento das inclusões: aglomeração e separação</li> <li>- Interação entre superfície e interface</li> <li>- Precipitação</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Inclusões:</li> <li>- remoção</li> <li>- modificação</li> <li>- utilização</li> </ul>

Entretanto, detalhes dentro do processo devem ser considerados. Soares [Soares et. al., 1998] ressalta que a lubrificação existente entre o aço fundido e o molde merece atenção especial devido ao problema de absorção de inclusões não metálicas no aço fundido que tem origem na corrosão do material refratário do molde. Se este fator não for controlado, pode

ocorrer a perda da qualidade do aço produzido e, eventualmente em casos extremos, a interrupção do processo de fabricação.

Para Xu [Xu, 1998] é possível aplicar o processo de lingotamento contínuo tanto para a produção de materiais ferrosos como para materiais não-ferrosos. Entre algumas diferenças significativas podemos citar a temperatura envolvida no processo e a oscilação existente no molde em lingotamento contínuo realizado no aço. Outra importante diferença está na velocidade de lingotamento – alumínio possui uma velocidade de lingotamento maior que a velocidade do aço.

Durante o processo de solidificação, o lingote sofre variações tanto térmicas quanto mecânicas, que podem causar defeitos no produto fundido resultando em tensões internas excedentes ao valor crítico suportado pelo material [Radovic et. al, 2004].

Lesoult [Lesoult, 2005] afirmou que a qualidade do produto final pode ser relacionada com a segregação formada durante processo de solidificação. Ele avaliou o processo de segregação existente em lingotes de aços semi-prontos, classificando os tipos de segregação existentes dentro do lingote e os possíveis defeitos relacionados a cada tipo.

Kulkarni [Kulkarni, 2005] cita em seu trabalho que são 4 as causas principais que acarretam problemas no Lingotamento Contínuo: 16 % por defeitos de solidificação, 29% devido a más condições das máquinas de lingotamento, 38% oriundo do uso incorreto de parâmetros de processo e 17 % devido a problemas relacionado a composição química do aço. O autor ressalta ainda a importância do controle de cada um destes itens no processo global de lingotamento.

Conforme Miyazama [Miyazawa, 2001] no futuro existirá um sistema global otimizado de produção de aço semelhante ao um ciclo de energia. Reciclar materiais é uma tecnologia genérica que é “gentil com a Terra”, conforme tradução do termo utilizado pelo autor - tradução literal. Na área do lingotamento contínuo, a tecnologia poderá desenvolver materiais com alta produtividade e excelente qualidade. Também será desenvolvida uma tecnologia consistentemente refinada e finalmente será possível controlar e entender o fenômeno de solidificação.

### 3.1.1 Zonas de Resfriamento

No lingotamento contínuo, a evolução da solidificação de metais está estreitamente ligada à transferência de calor que o mesmo exibe a partir do momento em que a operação de vazamento é efetuada. O exame desta transferência térmica revela que parte da energia envolvida é diretamente transferida ao meio ambiente (radiação e convecção), enquanto outra parcela restante é momentaneamente absorvida pelo molde (condução), detalhes são apresentados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Regiões de resfriamento e parâmetros de transferência de calor envolvidos durante o lingotamento contínuo.

<i>Região de Resfriamento</i>	<i>Transferência de calor</i>	<i>Controle de Qualidade</i>	<i>Parâmetros importantes</i>
Resfriamento Primário	<ul style="list-style-type: none"> <li>- É a primeira etapa de solidificação.</li> <li>- A casca sólida constitui uma barreira para transferência de calor.</li> <li>- No metal líquido, convecção é responsável por eliminar os gradientes térmicos gerados, manter a homogeneidade da temperatura.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Espessura da camada sólida, deve ser tal que não ocorram rupturas ou trincas superficiais.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Temperatura de vazamento do metal líquido.</li> <li>- Velocidade de produção.</li> <li>- Taxa de resfriamento do tarugo.</li> <li>- Nível de metal no molde.</li> <li>- Composição química do aço.</li> </ul>
Resfriamento Secundário	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Segunda etapa do processo.</li> <li>- Resfriamento realizado através da combinação entre água e ar.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Análise do perfil térmico, relacionando a temperatura da superfície e o valor máximo de reaquecimento de cada região, cálculo de extração de calor eficiente.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Comportamento térmico na superfície do tarugo.</li> <li>- Vazão da água de refrigeração, com objetivo de evitar gradientes térmicos.</li> <li>- Velocidade de lingotamento.</li> <li>- Comprimento da zona de chuveiros.</li> </ul>
Resfriamento Terciário	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Transferência de calor para meio ambiente: radiação, convecção e por condução através do contato com rolos extratores.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Controle de troca térmica com meio ambiente através a temperatura da superfície</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Transferência de calor é regida por um coeficiente de transferência de calor global.</li> </ul>

Sabe-se que existem 3 modos distintos de transferência de calor : *condução*, *convecção* e *radiação*. No processo lingotamento contínuo, a transferência de calor pela convecção pode ser desprezada frente à magnitude das outras formas de transferência de calor envolvidas. A resistência térmica com maior magnitude é formada entre o lingote e o meio, devido a formação de um espaço de separação entre a superfície do lingote e a superfície interna do molde.

Segundo Garcia [Garcia, 2005] a convecção está relacionada com as perdas de calor da superfície externa do molde ao meio ambiente, de superfícies do material livre de contato com as paredes do molde e a tendência a equalização da temperatura dentro do material líquido. Para o autor, a radiação também está associada às perdas de calor para o meio ambiente, ressaltando também o fato que a condução pode ser expressa pelo gradiente térmico.

A relação existente entre as duas formas de calor consideradas – radiação e convecção - definirão a velocidade de lingotamento e este fator irá depender das características do conjunto lingote/ molde e do contato térmico entre eles. Em resumo, a relação entre radiação e convecção será função direta da espessura do molde e da taxa de extração de calor a ser sofrida pelo metal.

O complexo fenômeno de solidificação do aço no molde pode ser caracterizado pelos diferentes fenômenos de transferência de calor:

- ✓ Transferência de calor por condução e convecção no aço líquido;
- ✓ Transferência de calor por condução na casca de aço solidificado;
- ✓ Transferência de calor por convecção, radiação e condução de calor na camada de ar formada devido ao contato imperfeito entre a superfície do aço e a superfície do molde, provocado pela contração do metal durante a solidificação e/ou imperfeições na superfície interna do molde (que alguns autores denominam de transferência Newtoniana de calor);
- ✓ Transferência de calor por condução na parede do molde;
- ✓ Transferência de calor por convecção na água de refrigeração.

A atuação desses mecanismos de transferência de calor durante o processo de solidificação, bem como os perfis de temperaturas observados, é apresentada, esquematicamente, na Figura 3.1.

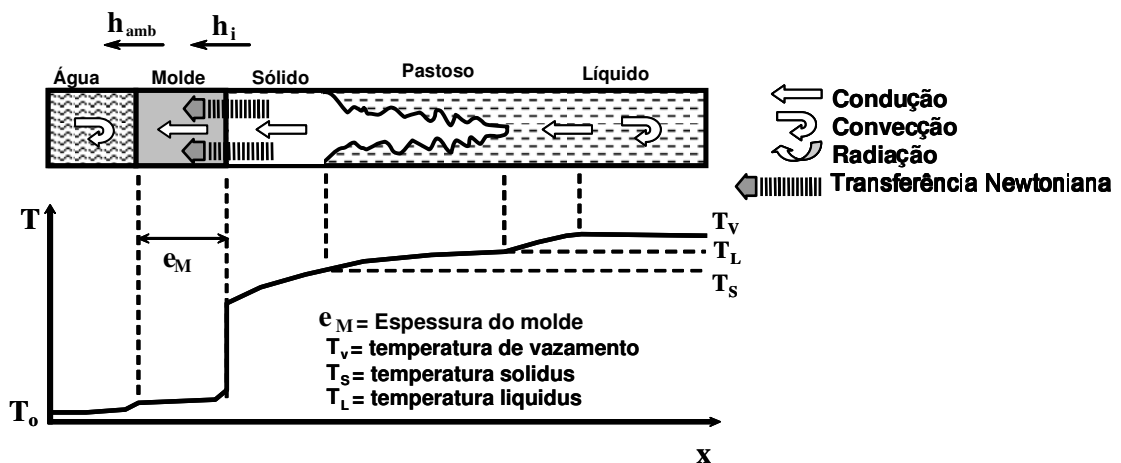


Figura 3.1 Mecanismos de transferência de calor no sistema metal/molde [Garcia, 2001].

A influência destes modos de transferência de calor alteram os parâmetros do processo utilizados pela indústria. Segundo Shi [Shi, 2004], a espessura da casca solidificada não é função da velocidade de lingotamento para materiais com a alta condutividade térmica.

Zimmermann [Zimmermann et. al, 2005] descreve que o fluxo de metal líquido pode ser relacionado a movimentação de um fluido e este movimento altera criticamente a microestrutura da liga estudada AlSi7Mg0.6. Na Figura 3.2 mostra a complexa interação existente entre o crescimento da microestrutura e a evolução da interface sólido/líquido. A interface transporta o silício para o centro geométrico, e de acordo com o diagrama de fase, quanto maior teor de silício menor a temperatura *liquidus*.

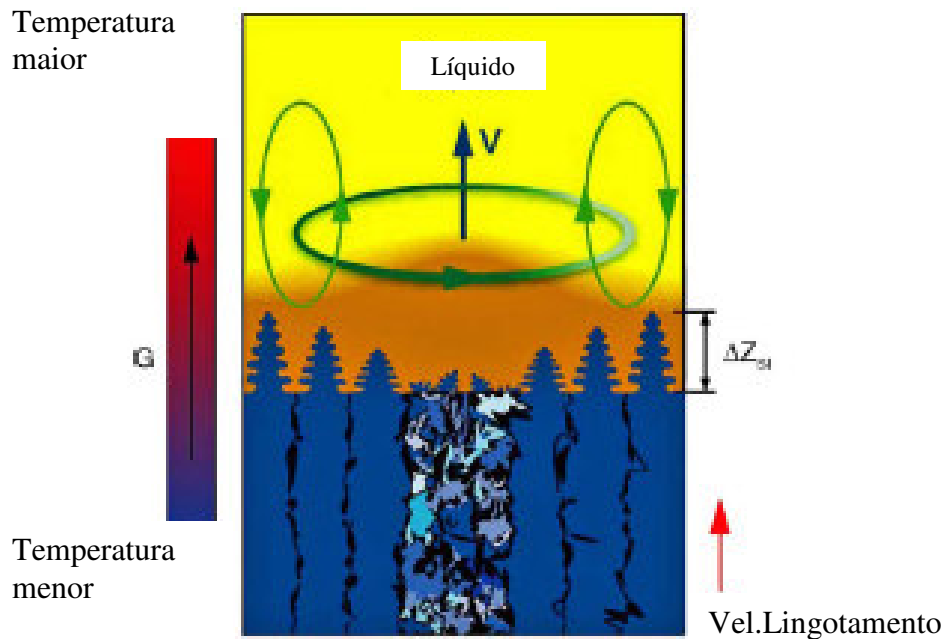


Figura 3.2 Deslocamento da interface sólido/líquido, mostra a movimentação do metal líquido. [Zimmermann et. al, 2005].

### Formação da casca solidificada

No início do processo de solidificação uma fina camada de metal solidifica-se junto à parede do molde e à medida que o processo avança, forma-se um espaço físico separando o metal e o molde, chamado “*gap*”. A formação desta casca solidificada está associada principalmente a interação do metal com o molde em função das diferentes naturezas físico-química e a contração do metal / expansão do molde.

Com a evolução do “*gap*” de ar nesta interface, o coeficiente de transferência de calor pode rapidamente decrescer dificultando a retirada de calor da mesma e desacelerando o processo de solidificação. Este evolução depende também da interação do material metálico com a superfície do molde, como rugosidade e acabamento superficial.

No início do processo, o contato entre o molde e o metal líquido pode ser considerado satisfatório, pois depende da fluidez do metal líquido mantendo esse contato térmico, acarretando um coeficiente de transferência de calor inicialmente mais elevado. A medida que o processo progride, uma fina camada de metal solidifica-se entrando em contato com a parede do molde. Ao mesmo tempo, pode ocorrer uma expansão da parede do molde em função do seu aquecimento, aumentando gradativamente a separação física metal/molde.



Wang [Wang, et. al., 2001] desenvolveu um modelo transiente em elementos finitos 2D que leva em conta a espessura de casca solidificada, o “*gap*” entre o molde e o lingote, assim relacionado com as propriedades termo-mecânicas do aço. O autor descreve que a formação do “*gap*” depende simultaneamente do fluxo de calor, propriedades mecânicas na casca solidificada e algumas variáveis de processo. Os cálculos apresentados indicam que o “*gap*” entre o molde e a casca solidificada reduz grandemente a taxa de extração de calor da superfície da casca solidificada.

### 3.2 Descrição Matemática do Processo de Solidificação

Segundo Garcia [Garcia, 2005] uma análise global dos atuais processos de manufatura e componentes metálicos mostra que, com exceção dos artigos produzidos por técnicas de metalurgia do pó, todos os demais passam pelo menos uma vez pelo processo de solidificação.

O processo de solidificação nada mais é do que a mudança de estado físico da matéria - partindo da fase líquida para a fase sólida. Pode-se destacar a transferência de calor como o fenômeno mandatório de toda esta transformação. Através do conhecimento determina-se quais serão as fases presentes, como ocorre a influência de parâmetros como tipo de nucleação, composição química e taxa de resfriamento, além da previsão de possíveis defeitos existentes no material a ser solidificado. Segundo Spim [Spim, 2000] a transferência de calor modelada para descrever matematicamente o processo de solidificação é função de diferenciais de volume e pode ser associada a circuitos elétricos.

Conforme Spim [Spim, 2003] para realizar a simulação numérica é preciso uma base de dados que podem ser classificados em informações sobre o equipamento (representa as variáveis de entrada e retrata as características físicas do equipamento) e informações sobre o processo (representa as variáveis transientes inerentes ao processo de solidificação).

A análise matemática da evolução da solidificação, ao longo das diferentes etapas de resfriamento do processo de lingotamento contínuo, pode ser realizada através das abordagens matemáticas clássicas de análise de problemas de solidificação de ligas, sendo as equações representativas expressas em função de diferentes variáveis de processo.

Louhenkilpi [Louhenkilpi et. al., 2005] descreve que a maioria dos modelos apresentados na literatura são usados apenas para operações do lingotamento contínuo *off-line*. O autor desenvolveu um modelo que calcula a transferência de calor tridimensional em tempo real. Para tal, é necessário um modelo que trabalhe com tempo computacional pequeno

e condições especiais de processo. Este modelo é baseado no método de diferenças finitas, com um fator de correção para condutividade térmica.

Segundo Dvorkin [Dvorkin et. al., 2003] o desenvolvimento computacional de um modelo numérico usado para descrever a solidificação possui 3 estágios:

- Identificação do problema físico: o problema pode ser analisado isoladamente ou levar em consideração outros fenômenos relevantes, preocupando-se com os parâmetros significativos.

- Formulação do modelo matemático: quais são as condições de contorno e condições iniciais de operação.

- Formulação do modelo numérico: verificação de melhor método numérico para a solução do problema. Se for necessário, determinar qual a solução matemática usada para aproximar ao valor real.

O Método de Diferenças Finitas (MDF) baseia-se na divisão do sistema metal / molde em pequenos intervalos de distâncias iguais de modo a estabelecer uma malha volumétrica. Baseado na malha volumétrica descrita na Figura 3.3 são descritas equações diferenciais de transferência de calor para resolver o problema. O MDF tem sido utilizado na modelagem de solidificação em processo de lingotamento contínuo de blocos, tarugos e placas, devido as características geométricas simples destes produtos.

A equação diferencial de transferência de calor expressa em função de variáveis de processo é substituída por uma equação em função de variáveis  $dx$ ,  $dy$  e  $dz$  – diferencial de volume, simulado em função do tempo.

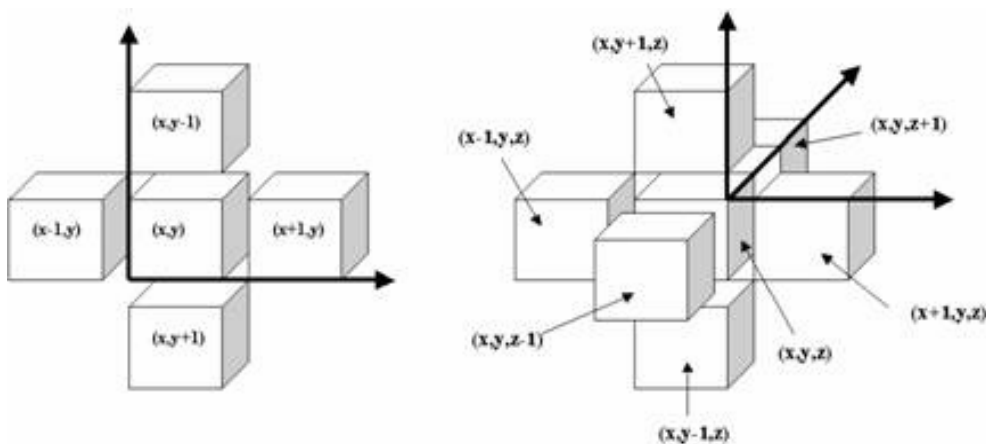


Figura 3.3 Referência de coordenadas utilizadas no Método de Diferenças Finitas (MDF).

Neste trabalho, o processo matemático de solidificação está baseado na descrição matemática similar a análise de circuitos elétricos [Spim, 2003]. Para Garcia [Garcia, 2005] durante a análise do processo de solidificação, é necessário quantificar os modos de transferência de calor atuantes e significativos utilizando a analogia entre o circuito elétrico e o circuito térmico. A taxa de transferência de calor por unidade de área pode ser considerada um fluxo de corrente, descrita pela combinação entre condutividade térmica e espessura solidificada, associada a uma resistência para a passagem desse fluxo. A temperatura é a força motriz para o fluxo de calor.

Os instantes iniciais do processo de solidificação são fundamentais para a qualidade superficial do produto final. Um dos principais fatores é o comportamento no molde relacionado a extração de calor do metal pelo fluido de refrigeração, a água circulante é responsável pela extração de calor do lingote que está superaquecido, retirando o calor latente de fusão e o calor sensível do sólido. Por ser circulante, o resfriamento desta água é importante para manter o processo estável e obter um produto com qualidade [Janik, 2004]. O autor mostra o desenvolvimento matemático para quantificar a condutividade térmica, a entalpia e a espessura da camada solidificada do aço dentro do molde.

A macroestrutura formada também depende de condições iniciais de solidificação, sendo assim a otimização de parâmetros térmicos diminui a distribuição de estruturas heterogêneas. A análise teórica da cristalização mostra relação existente entre parâmetros do fundido e a estrutura morfológica.

Radonic [Radonic, 2004] descreveu um modelo matemático baseado no Método de Elementos Finitos 2D descrevendo a distribuição de temperatura, gradiente térmico e a fração sólido/líquido dentro do lingote para resolver este problema. Já Canté [Canté et. al., 1999] mostrou que mantendo os parâmetros de solidificação constantes, a malha sobre a qual é realizada a simulação altera os resultados obtidos, conforme Figura 3.4.

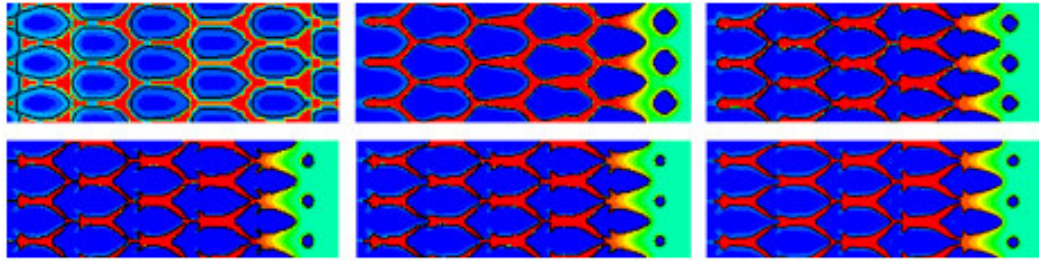


Figura 3.4 Gradiente de concentração de soluto considerando velocidade de solidificação de  $3000\mu\text{m/s}$  e gradiente térmico de  $1400\text{K/cm}$  usando diferentes níveis de refinamento de malha, primeira linha: nível 5, 6 e 7 e segunda linha: 8, 9, 10. [Canté et.al., 1999].

Já um modelo 3D de transferência de calor foi desenvolvido por Tieu [Tieu, 1995], aplicado para calcular a distribuição da temperatura e espessura da casca solidificada. Este modelo considera que o calor específico e a condutividade térmica tem seus valores variáveis em função da mudança de fase que ocorre durante a solidificação. Estes parâmetros podem ser monitorados por sensores e controlados por um sistema numérico de interfaceamento.

Spinelli [Spinelli et. al., 2004] mostrou que os parâmetros térmicos podem ser relacionados com a estrutura dendrítica formada durante o processo de solidificação. O autor afirma a existência de uma relação matemática entre o espaçamento dendrítico secundário e a taxa de resfriamento, com razoável aproximação. Segundo os autores, o modelamento numérico facilita o controle da microestrutura e auxiliam nos ajustes de parâmetros operacionais, em função do valor do coeficiente de transferência de calor ( $h$ ).

Segundo Zhang [Zhang, 2005] a simulação numérica descreve que o processo de transferência de calor também pode ser utilizada na previsão de microestruturas em outros processo produtivos como processo por cera perdida (*investment casting*), onde a distribuição de temperaturas entre o material metálico e a casca cerâmica têm grande influência na qualidade do produto, esta aproximação pode ser feita independentemente da geometria da peça produzida, e matematicamente resolvida por elementos finitos.

Já Miyazawa [Miyazawa,1999] defende que o entendimento e o controle do fenômeno de solidificação contribui basicamente para o progresso e a tecnologia do processo de lingotamento contínuo convencional de aço; auxilia na obtenção de altíssima produtividade e qualidade dos produtos além de desenvolver produtos próximos a forma final (*near net shape*).

Este trabalho está baseado em uma rotina numérica programada em C++, baseado em equações de transferência de calor cujo objetivo principal é simular o processo de solidificação do aço lingotado em diferentes pontos do processo através do monitoramento *on-line* dentro da planta da aciaria. Partindo do molde até a zona de resfriamento terciário fornecendo como resultado uma curva de análise térmica, relacionando temperatura e tempo.

### 3.2.1 Sistema Bidimensional

O sistema utilizado neste estudo corresponde a uma malha bidimensional que trabalha sobre a seção transversal do bloco. O acoplamento da malha é realizado sobre uma seção transversal do tarugo aplicado em cada elemento de volume dos planos bidimensionais (xz, yz) por serem os planos que apresentam altas taxas de extração de calor, enquanto que o eixo de condução (z) apresenta simetria nas condições de transferência de calor com as seções adjacentes [Santos, 2005]. A simetria do material e as condições de extração de calor permitem que somente metade da seção transversal seja simulada, considerando a evolução térmica do processo como um todo.

A Figura 3.5 mostra um desenho representativo da geometria do tarugo com a malha numérica acoplada sobre a seção transversal. O modelo permite usar diferentes valores do coeficiente de transferência de calor atuando ao mesmo tempo para cada face do bloco e além de permitir que o coeficiente em cada face varie ao longo do processo em função de cada elemento que circunde o bloco em cada nível de distância, desde o menisco até o oxi-corte.

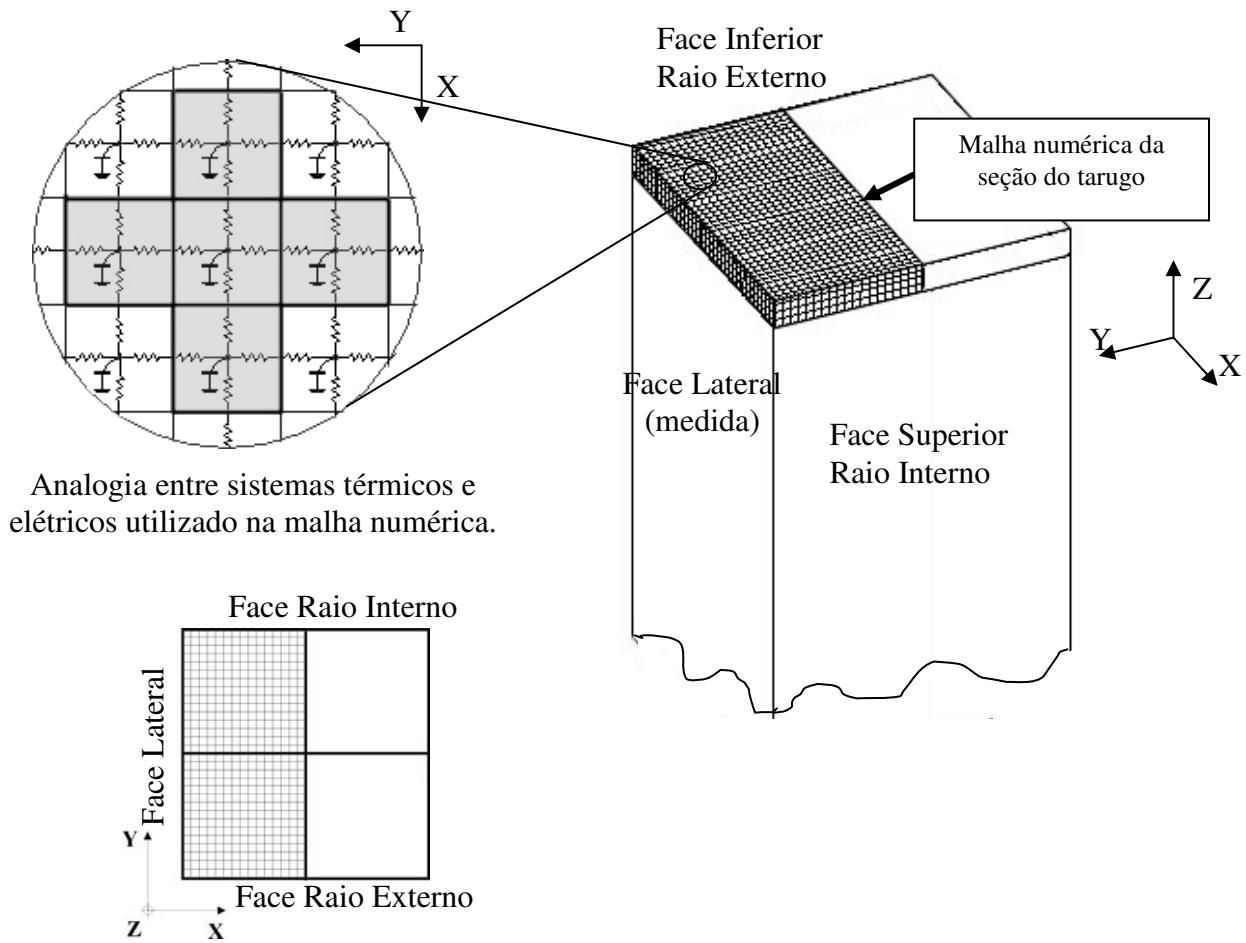


Figura 3.5 Esboço representativo do modelo numérico desenvolvido e da região modelada da seção transversal do tarugo.

Segundo Lally [Lally et. al., 1990] os modelos matemáticos usados na descrição matemática da transferência de calor são descritos em função de algumas variáveis de processo. O autor defende que as altas velocidades de lingotamento praticadas no aço é devido a alta capacidade calorífica e baixa condutividade térmica, o calor conduzido pela direção axial ( $z$ ) é pequeno quando comparado a outras direções:  $x$  e  $y$  podendo assim ser ignorada. Portanto, a simulação numérica de transferência de calor no lingotamento contínuo pode ser baseada em um sistema uni ou bidimensional.

### 3.2.2 Curvas de Resfriamento

Atualmente, a simulação numérica é cada vez mais utilizada pela indústria metal-mecânica, com o objetivo de descrever a solidificação de metais e ligas, desenvolve também rotinas matemáticas que auxiliam no controle da produção industrial. Os resultados numéricos e dados experimentais auxiliam a minimizar defeitos oriundos de solidificação, como trincas superficiais, macro e microsegregação.

Além da redução de defeitos, o mercado mundial do aço exige a conquista de desafios como maximizar a velocidade de lingotamento, redução de custos e tempo de produção exigência quanto ao desenvolvimento de ligas, maior qualidade dos produtos lingotados e eliminação do método tentativa e erro.

A distribuição térmica do tarugo depende de fatores como: composição química, temperatura de fusão, intervalo de solidificação e dos principais elementos de liga. Conseqüentemente, internamente ao lingote existe segregação de elementos de liga, distribuição heterogênea entre soluto e solvente.

Diòszegi [Diòszegi et. al., 2005] indica o termopar como instrumento mais indicado para medir temperatura durante a solidificação. No entanto existem problemas durante o processo devido as altas temperaturas do metal fundido. O autor verificou que durante o resfriamento, a posição do termopar pode ser modificada devido a distorção térmica do metal, resumidamente: quanto maior o número de termopares instrumentados maior a qualidade dos resultados.

Para Janik [Janik, 2004] a instrumentação dos termopares no lingote possibilita determinar a curva de resfriamento em pontos específicos, como centro geométrico e superfície, conforme demonstrado na Figura 3.6.

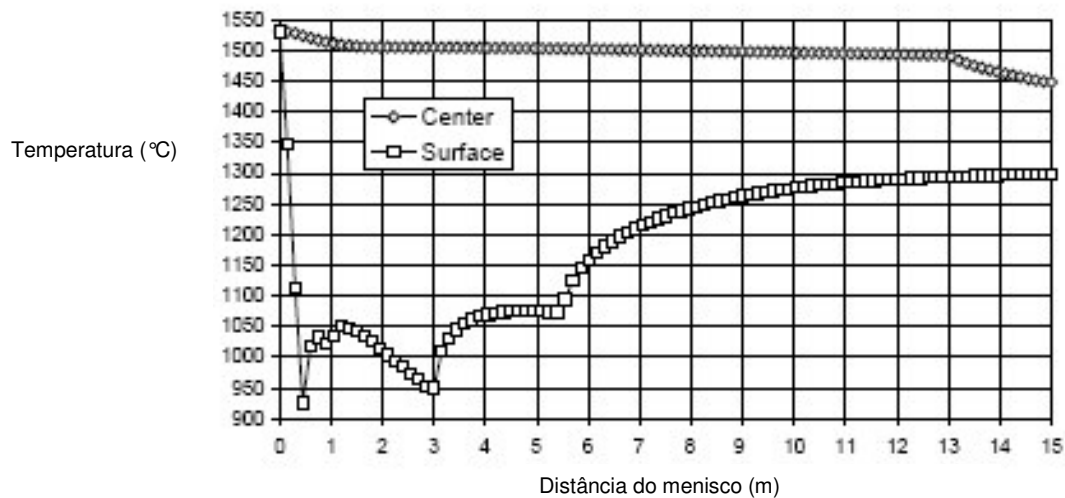


Figura 3.6 Curva de resfriamento de um lingote de aço mostrando comparativo entre a curva de termopar próximo a superfície e ao centro do lingote. [Janik, 2004].

Para Ares [Ares et. al., 2005] pelo monitoramento da cada termopar é possível determinar a posição da frente de solidificação através do deslocamento das isoterma *liquidus* e *solidus*. A temperatura medida em cada termopar é o valor experimental e este deve ser comparado com o diagrama de fase. O tempo local de solidificação pode ser calculado como sendo a diferença de tempo entre a passagem da isoterma *liquidus* e *solidus*.

### 3.2.3 Diagrama de Resfriamento Contínuo - CCT

Para estimar a microestrutura formada durante o processo de solidificação pode-se utilizar diagrama de transformação de fase para resfriamento contínuo, *Continuous Cooling Transformation Diagrams* (CCT). Para cada taxa de resfriamento, o diagrama descreve quais são as microestruturas que podem ser formadas. Para cada aço com composição química distinta existe um diagrama de resfriamento contínuo respectivo. Na Figura 3.7 é apresentado um exemplo de diagrama CCT para o aço SAE 8620.



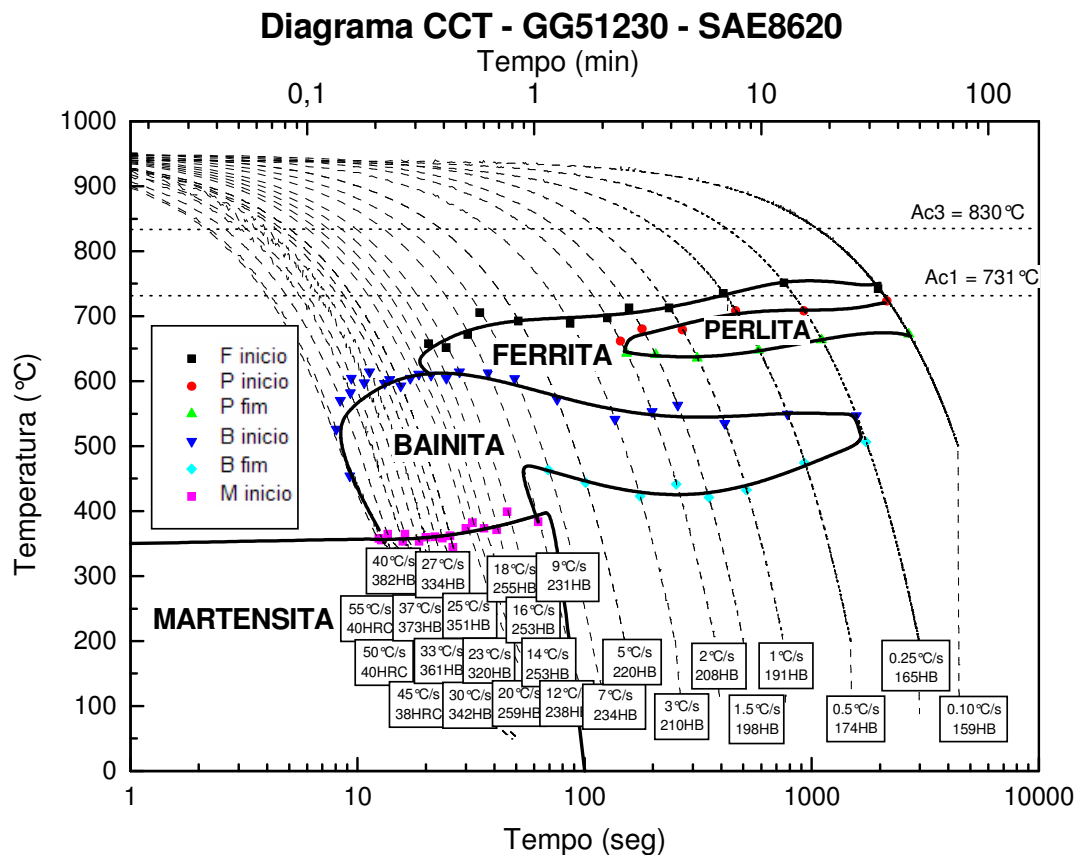


Figura 3.7 Diagrama CCT do aço SAE 8620 [Atkins,1980].

Indiretamente o diagrama de resfriamento contínuo (CCT) relaciona a movimentação atômica (mobilidade dos átomos) durante a solidificação, ou seja, o processo de difusão. O diagrama CCT é utilizado para relacionar a taxa de resfriamento com microestrutura esperada, pois com diferentes taxas é possível obter microestrutura distintas. Os diagramas CCT representam as curvas de resfriamento contínuo sem relacionar com o tratamento térmico posterior que possa ser realizado.

Entretanto, o *Continuous Cooling Transformation Diagrams (CCT)* é o diagrama de resfriamento deslocado para temperaturas iniciais partindo do campo austenítico com tempo de resfriamento variáveis.

Sabe-se que em processos de lingotamento contínuo industriais os tempos de resfriamentos ao qual o aço é submetido são controlados, geralmente estes tempos não são suficientes para que ocorram a completa difusão dos átomos e possíveis variações entre microestrutura prevista e formada.

### 3.3 Macroestrutura de Lingotes

O aço é uma liga formada basicamente por ferro e carbono além de outros elementos de liga. Os contaminantes possuem origem diversa como matéria-prima, combustível utilizado durante o processo de fabricação e escória. Em aços ligados, outros elementos químicos como níquel (Ni), cromo (Cr) e molibdênio (Mo) são adicionados intencionalmente para melhorar suas características mecânicas como aumento da resistência mecânica, ductibilidade, dureza e usinabilidade.

A distribuição destes elementos internamente à microestrutura estará de acordo com o processo de solidificação e dos parâmetros de solidificação, se estes não forem controlados possivelmente o lingote apresentará segregações, inclusões e precipitados. Segundo Lesoult [Lesoult, 2005] a demanda no mercado internacional de aço exige produtos com bom controle de segregação, tanto em relação a macrosegregação como a microsegregação.

Cada elemento químico modifica de forma distinta as faixas de temperaturas em que ocorrem as transformações estruturais nos aços, tanto no resfriamento quanto no aquecimento seu efeito pode ser tanto sobre a composição do eutetóide, temperatura do eutetóide e até alterar o equilíbrio do campo austenítico.

Existentes na literatura técnica [ASM Metals Handbook, 1991], os diagramas de fase descrevem as possíveis fases formadas para proporções distintas entre os elementos de liga predominantes, um exemplo de diagrama de fase binário comumente utilizado é Diagrama Ferro-Carbono, ver Figura 3.8.

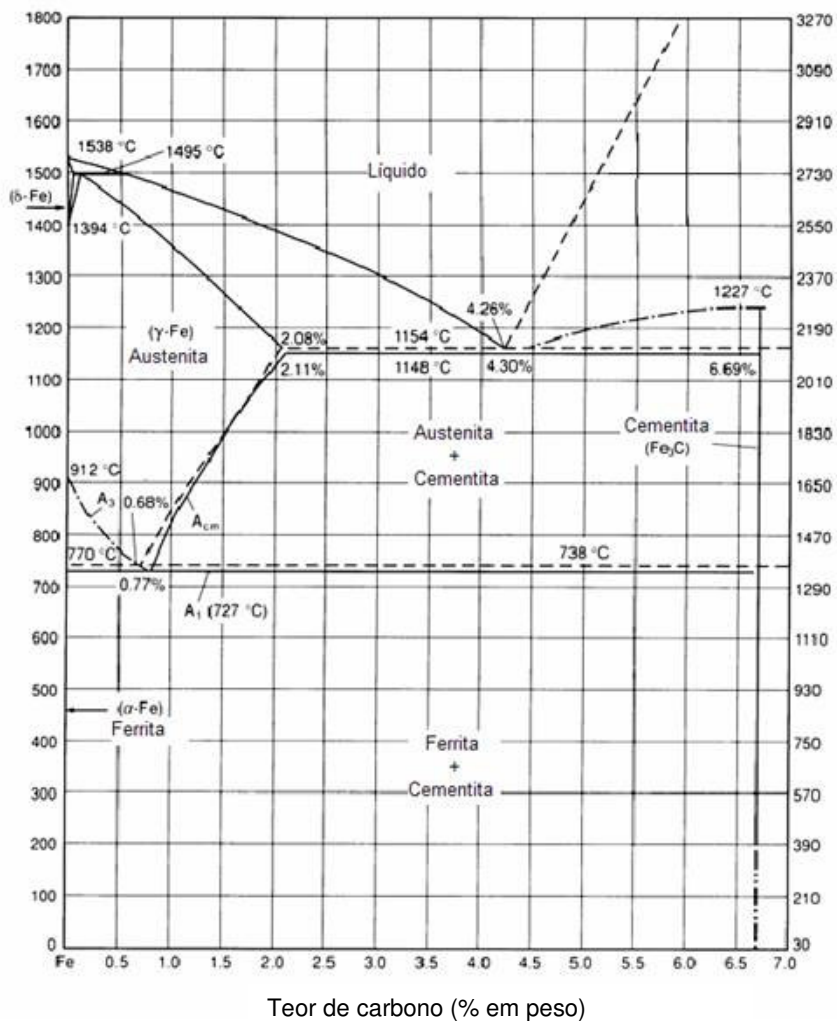


Figura 3.8 Diagrama ferro- carbono [ASM Metals Handbook, 1991].

Segundo Callister [Callister, 2002] a compreensão dos diagramas de fase é extremamente importante, pois além da existência de uma forte correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas, o desenvolvimento da microestrutura durante a solidificação de uma liga está relacionada as características do seu diagrama de fase particular.

Para que o resfriamento da liga seja semelhante ao descrito no diagrama de fase, é necessário considerar os elementos de liga e seus principais efeitos além de considerar que exista tempo suficiente para que as transformações ocorram, tempo para que a difusão dos átomos ocorra. Se caso não forem observados estes detalhes, as fases formadas e suas respectivas proporções podem ser distintas aquelas descritas no diagrama de fase.

A estrutura formada imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final. A microestrutura resultante permite variações como: fases presentes, proporções entre fases, tamanho e distribuições variáveis. Todos esses aspectos dependem fortemente das condições de solidificação. Conforme Garcia [Garcia, 2001] uma vez fixada a composição química da liga metálica, a dinâmica do processo de solidificação se encarregará de determinar a microestrutura resultante.

Segundo Garcia [Garcia, 2005], a análise da solidificação em condições transitórias de fluxo de calor é de fundamental importância, uma vez que esta classe de fluxo de calor inclui a maioria dos processos de fabricação. Nestas condições, tanto o gradiente de temperatura quanto a velocidade de crescimento variam livremente com o tempo e com a posição geométrica dentro da peça a ser fabricada.

O autor ressalta ainda que na literatura são raros os modelos teóricos de crescimento dendrítico desenvolvidos especificamente para determinada situação particular. Essa situação não permite ainda que se possa concluir sobre suas aplicabilidades a ligas metálicas de diversas composições químicas, com uma faixa expressiva de situações térmicas impostas durante a solidificação.

Para Stefanescu [Stefanescu, 1995] o objetivo principal do modelamento numérico e físico da solidificação é descrever em escala temporal e espacial do deslocamento da interface sólido/líquido. O autor classifica o modelamento em três escalas de análises:

- *Macroescala*: da ordem de milímetro(mm) ou metro(m). Incluem-se nesta escala: cavidades, macrosegregação, trincas, qualidade superficial e dimensões do fundido.
- *Microescala*: da ordem de micrometro( $\mu\text{m}$ ) ou milímetro(mm). Nestes casos, as propriedades mecânicas dependem da microestrutura de solidificação como tamanho de grão e tipo (colunar e equiaxial), espaçamento dendrítico, tipo e intensidade da segregação química, microtrincas, porosidades e inclusões.
- *Nanoescala (escala atômica)*: na ordem de nanômetros (nm). Relaciona-se ao teor de elementos químicos com propriedades dos fundidos, precisão da posição da interface sólido/líquido, é usado onde requer o cálculo atômico.

Utilizando a classificação descrita por Stefanescu [Stefanescu, 1995], a microestrutura é formada por arranjo policristalino de grãos (macroescala). Estes grãos podem ter forma tanto colunar como equiaxial (microescala). No interior de cada grão existe uma rede de ramificações dendríticas caracterizadas por baixa concentração de soluto (nanoescala).

Segundo Garcia [Garcia, 2001], a estrutura bruta de solidificação de um modo geral pode ser discutida a partir das macroestruturas observadas em lingotes. Quando o metal líquido é vazado em uma lingoteira, parte entra em contato com as paredes da lingoteira e é rapidamente super-resfriada, tendo a nucleação formada por pequenos grãos chamada de zona equiaxial. Na região intermediária entre o centro geométrico e a superfície a temperatura é maior que a superfície, os grãos se desenvolverão na direção de extração de calor formando a zona colunar.

A macroestrutura de solidificação de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga, condições de solidificação entre outros fatores citados por [Flood e Hunt, 1990] descritos na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Parâmetros de solidificação que afetam a macroestrutura [Flood e Hunt, 1990].

Variáveis	Efeitos
Superaquecimento	Superaquecimentos elevados aumentam a proporção dos grãos colunares na estrutura: esta tendência é menos visível em lingotes com dimensões maiores.
Tipo de liga	Baixos intervalos de solidificação favorecem a estrutura colunares; valores elevados favorece a estrutura equiaxial.
Composição	Concentrações elevadas de solutos tendem a diminuir a extensão da zona colunar.
Convecção	Convecção forçada diminui a extensão dos grãos colunares.
Inoculação e Refino de grão	O tamanho dos grãos é função da taxa de resfriamento. No entanto, produzir grande número de núcleos não é suficiente para formar maior número de grãos equiaxiais.
Vibração Mecânica	Vibração mecânica auxilia no refino de grão e pode estender a zona equiaxial.
Seção transversal	Em lingotes com seção transversal maiores, o efeito do superaquecimento é pequeno, se a seção for menor tende a ocorrer um aumento do número de grãos equiaxiais.

A estrutura mais complexa é composta pelas duas formas estruturais. Essa forma mista de solidificação ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/

equiaxial (TCE). A estrutura bruta de fusão é em geral formada por duas formas de grãos, conforme descrito na Figura 3.9.

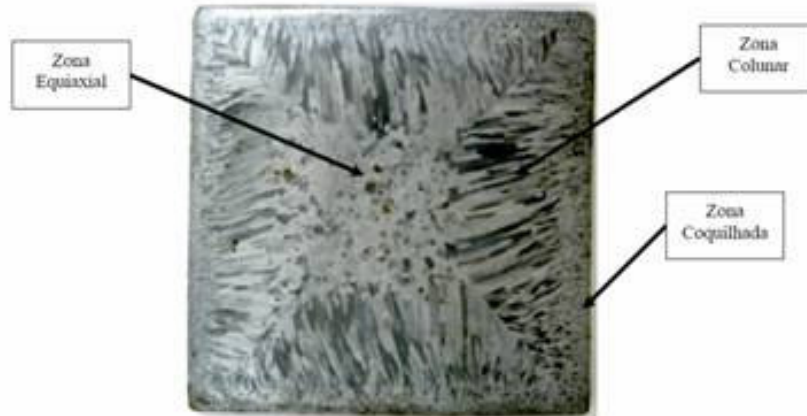


Figura 3.9 Microestrutura de um aço produzido através do processo de lingotamento contínuo, destacando as zonas de segregação.

Para Hunt [Hunt, 1984] o tipo de crescimento depende da fração volumétrica dos cristais equiaxiais presente quando a frente colunar passa. O crescimento totalmente equiaxial é considerado quando a fração volumétrica é maior que 0,49, no entanto a estrutura é assumida totalmente colunar se a fração volumétrica quando for menor que este valor.

### Grãos Equiaxiais

Na interface metal-molde, devido ao maior gradiente térmico especialmente no início do processo de solidificação quando o molde encontra-se em temperatura menor que o aço líquido, são formados pequenos grãos de orientação randômica. Nomeia-se esta região de equiaxial externa ou zona coquilhada.

Kurz [Kurz et. al., 2001] descreve o crescimento da zona equiaxial como sendo um crescimento generalizado, ou seja, o processo acontece igualmente em todas as direções e sua morfologia é dendrítica. Resumidamente, o sólido é policristalino formado por grãos de orientação randômica e o fluxo de calor envolvido no processo é descrito pelo valor do gradiente térmico ser menor que zero.

A extensão da zona equiaxial depende de uma série de fatores citados por Garcia [Garcia, 2001] como propriedades termofísicas do molde, o coeficiente de transferência de calor metal/molde e a temperatura de vazamento do metal líquido.

No centro geométrico do lingote, onde o volume permanece em temperatura acima da temperatura externa, é observada a formação de uma segunda zona equiaxial, denominada equiaxial interna. Esta zona é composta de grãos razoavelmente uniformes e esféricos, resultado da nucleação no generalizada no centro do lingote sem interferência das paredes do molde.

Para Ares [Ares et. al., 2005] os grãos equiaxiais crescem a partir da frente de crescimento das dendritas colunares, a transformação TCE ocorre quando os grãos equiaxiais são em tamanho e número suficiente para impedir o crescimento da frente colunar. A extensão da zona equiaxial é resultado da competição entre grãos colunares e equiaxiais.

Segundo Lesoult [Lesoult, 2005] a segregação existente em lingotes, tanto em alumínio quanto em aço, são influenciados por dois fatores: movimento e morfologia dos grãos equiaxiais. Para o autor, o movimento padrão dos grãos equiaxiais depende de parâmetros de processo, já a morfologia dos grãos pode ser relacionada com a densidade em volume destes grãos formados.

Para Dong [Dong et. al., 2005], as dendritas colunares formam-se perto do superfície do molde quando o gradiente térmico é alto, transformando em estrutura equiaxial quando o gradiente térmico reduz próximo ao centro geométrico do lingote. A Figura 3.10 mostra a formação dos grãos equiaxiais formados a frente de solidificação em função da redução da velocidade de resfriamento para ligas Al-Cu.

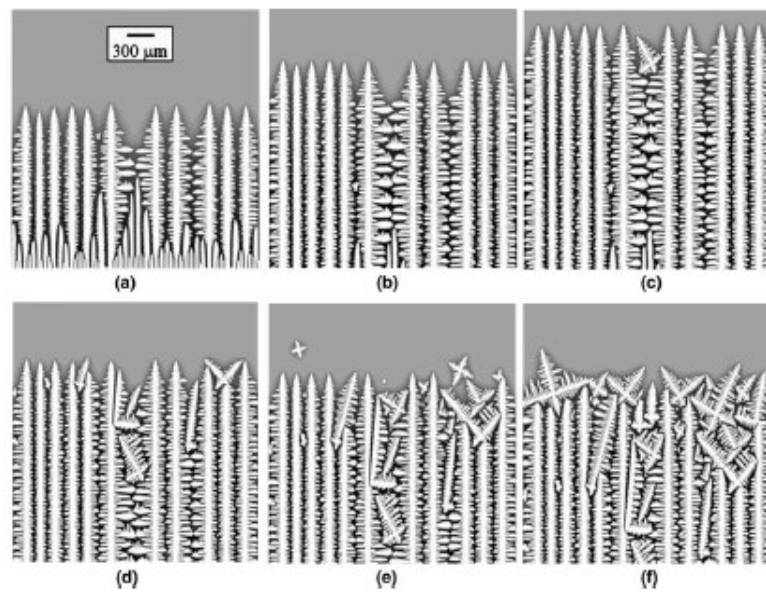


Figura 3.10 Crescimento da microestrutura a frente de solidificação para tempos de resfriamento diferentes.(a) 5s; (b)14 s; (c)17 s; (d)19s; (e)20 s; e (f) 21 s. [Dong et. al, 2005].

### Grãos colunares

Os grãos colunares são característicos por apresentarem formada alongada, mostrado na Figura 3.11. Sua característica principal é o alinhamento dos grãos com a direção do fluxo de calor, como fruto do crescimento competitivo e unidirecional que se estabelece após os primeiros instantes da solidificação, conforme descrito por Tan [Tan et.al., 2007].



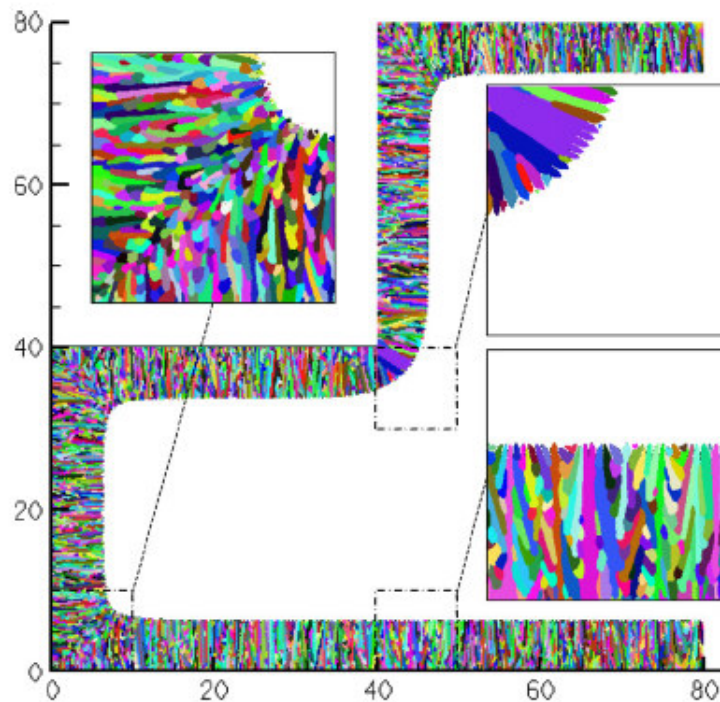


Figura 3.11 Microestrutura de um aço produzido através do processo de lingotamento contínuo, observação da seção transversal, as cores mostram orientação cristalográfica dos grãos. [Tan, et. al., 2007].

O sentido de crescimento dos grãos origina na superfície com destino ao centro geométrico do lingote, sendo formados geralmente por gradientes térmicos elevados, para Kurz [Kurz et.al., 2001] gradientes térmicos com valores maiores que zero.

Estruturas colunares permitem aplicações tecnológicas importantes, como por exemplo o crescimento de palhetas de motores a jato, onde o crescimento colunar deve coincidir com a direção de máxima sollicitação mecânica durante o funcionamento das turbinas.

Durante o movimento da frente de solidificação ocorre a formação de uma região característica onde coexistem fase sólida e líquida, é a zona pastosa chamada *mushy zone*. É nesta zona onde são determinadas todas as características da microestrutura da liga, tais como densidade, forma, tamanho, distribuição de concentração e porosidade.

### 3.3.1 Parâmetros de Solidificação - TCE (Transição Colunar –Equiaxial)

Os lingotes produzidos por lingotamento contínuo possuem proporções diferentes entre grãos equiaxiais e colunares. Esta proporção entre microestruturas ocorre somente se for

possível nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar de crescimento, provocando assim a transição entre os modos de crescimento, chamada TCE- Transição Colunar-Equiaxial. Os grãos equiaxiais exercem um crescimento competitivo com a frente colunar de tal forma que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são adicionados a frente a mesma cresce de forma colunar dendrítica. No entanto, se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, estes grãos equiaxiais têm condições para formar uma fração volumétrica suficiente para bloquear o crescimento colunar e transição colunar-equiaxial (TCE) ocorre.

Para Gaumann [Gaumann et. al., 1997], o fluxo de calor é oposto a direção de crescimento da frente de solidificação, considerando a solidificação direcional. Durante este processo, o soluto é enriquecido a frente da interface quando o coeficiente de distribuição é menor que uma unidade. Esta mudança de concentração a frente da interface irá afetar a temperatura local de equilíbrio. O autor comparou o modelo numérico desenvolvido por Hunt [Hunt, 1984] para estruturas equiaxiais e colunares considerando o superesfriamento existente na ponta da dendrita. Este fator não foi levado em conta por Hunt [Hunt, 1984], no entanto este fator acarreta na diminuição da velocidade de formação de grãos equiaxiais em um sistema Al-Cu.

Kurz [Kurz et. al., 2001] descreveu a morfologia dos grãos formados durante a solidificação: colunar e equiaxial. A estrutura colunar é formada quando o fluxo de calor for orientado unidirecionalmente, necessariamente o gradiente térmico é menor que zero e assim conseqüentemente o material está superresfriado. Por outro lado, os grãos equiaxiais possuem orientação randômica, o fluxo de calor não é considerado unidirecionalmente, conseqüentemente o material está superaquecido e o gradiente térmico é maior que zero.

Já para Boettinger [Boettinger et. al., 1999], a forma com que os grãos crescem é função de um fator de forma. O autor defende que quando a razão entre o gradiente térmico e a velocidade de deslocamento das isoterms for maior que o valor crítico, o fator de forma transforma-se em infinito, sendo assim, os grãos equiaxiais se transformam em grãos colunares.

O modelo desenvolvido por Ares [Ares et. al., 2002] demonstra que a taxa de resfriamento descrita juntamente com a posição das isoterms *solidus* – *liquidus* pode ser usada para determinar o comprimento dos grãos colunares. Já a nucleação e o crescimento dos grãos equiaxiais podem ser medidos através do super-resfriamento instantâneo. Considerando que a liga estudada pelo autor é composta por Pb-Sn, os experimentos mostraram que a

transição colunar-equiaxial ocorre em regiões com gradientes térmicos acima de  $1^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  e a velocidade de deslocamento da frente *liquidus* com valores em torno de  $0,01\text{ cm/s}$ . O autor ressalta que a estimativa de erro na medida da posição geométrica em que ocorre a transição colunar-equiaxial deve estar em torno de 16%.

Ares [Ares, 2005] mostrou que em ligas Alumínio-Chumbo a transição colunar-equiaxial não ocorre somente em regiões onde o gradiente térmico possui menores valores, mas também para altos valores de velocidade de deslocamentos das isothermas. Entre suas conclusões pode-se citar: a extensão da zona colunar aumenta com o aumento da taxa de resfriamento; termopares instrumentados próximos a superfície verificaram a posição que ocorre a transição colunar-equiaxial (TCE).

Badillo [Badillo et. al, 2006] mostrou em seus estudos a correlação existente entre gradiente térmico e o gradiente composicional na região de crescimento da dendrita a frente de solidificação, conforme mostrado na Figura 3.12.

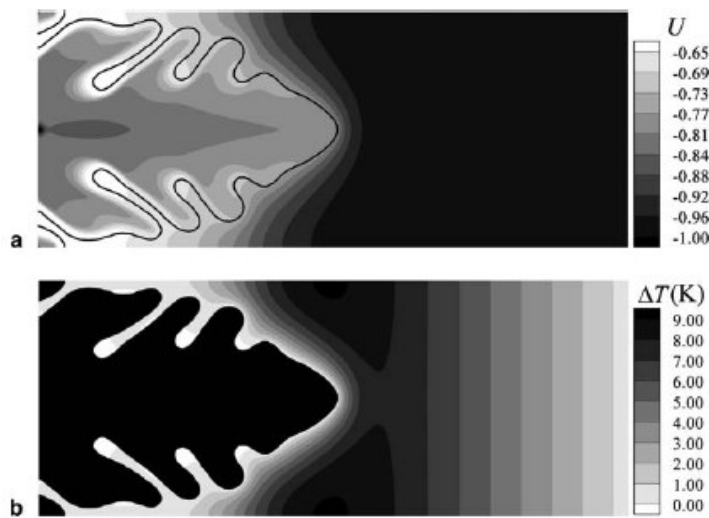


Figura 3.12 Gradiente térmico no deslocamento de dendritas a frente de solidificação (a) mostra gradiente constitucional; (b) crescimento colunar em função do gradiente térmico a frente de solidificação. [Badillo et.al, 2006].

Para Sturz [Sturz, 2005] a estrutura dos grãos é sinônimo de tecnologia para ligas fundidas. A transição colunar-equiaxial está relacionada com as estruturas dos grãos e depende de alguns parâmetros de processo como o material ao qual é feito o molde fundido, direção e taxa de extração de calor, composição química da liga e da adição de inoculantes ao fluxo de metal. Em ligas produzidas pelo processo de fundição, o crescimento equiaxial é

favorecido por altas taxas de solidificação, alta concentração de soluto e baixo gradiente térmico. Canté [Canté et. al, 2007] mostrou a influência de dois elementos de liga – Estanho e Níquel em ligas de alumínio relacionando a posição da transição colunar-equiaxial conforme Figura 3.13.

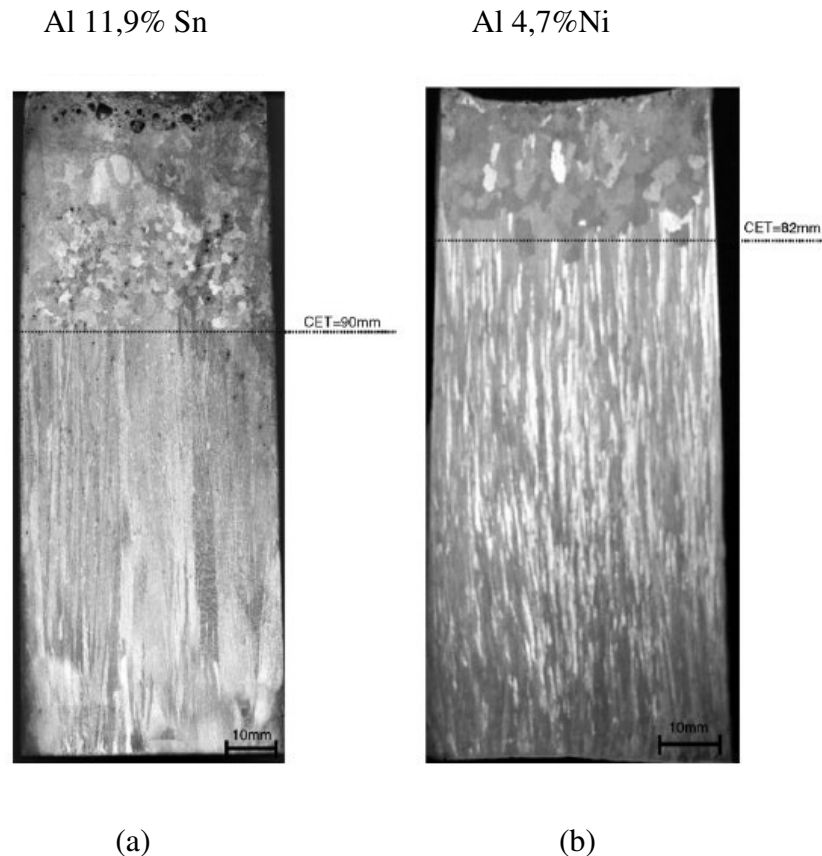


Figura 3.13 Descrição da posição da TCE (a) Al-11,9%Sn, (b) Al-4,7%Ni, é possível observar posições distintas onde ocorre TCE. [Canté et. al, 2007].

Segundo Dogan [Dogan, 1996] existe uma relação entre o superaquecimento da liga e a posição onde ocorre a transição colunar-equiaxial para o ferro fundido branco. Em seu artigo, o autor descreve a importância da análise térmica também para a prevenção da TCE aliado ao conhecimento da composição química da liga.

Ai [Ai et. al, 2005] em seu estudo relaciona a taxa de resfriamento com microestrutura formada de aço 60Si2Mn através da análise em MEV. O autor observou que quanto maior for a taxa de resfriamento, menor é o espaçamento interlamelar da perlita. Quanto maior a taxa de resfriamento menor será o conteúdo de ferrita proeutetóide e menor o diâmetro médio do grão.

Liu [Liu, 2006] descreveu como fatores de processo que alteram a posição da TCE: transferência de calor por convecção, material utilizado no molde, temperatura de pré-aquecimento do molde, efeito do superaquecimento e composição da liga. Ele descreve uma equação matemática considerando a influência todos estes parâmetros para ligas de Ti-Al.

Li [Li et. al, 2007] representou graficamente a microestrutura formada para quatro diferentes taxas de resfriamento, sendo 30, 75, 150 e 300 K/s mostrado na Figura 3.14. Para a liga Ni-0,369%Cu com temperatura de vazamento de 1580 K igual aos quatro casos. É possível verificar que as dendritas que formam a região colunar possuem orientação cristalográfica perpendicular a parede do molde, em qualquer um dos 4 casos.

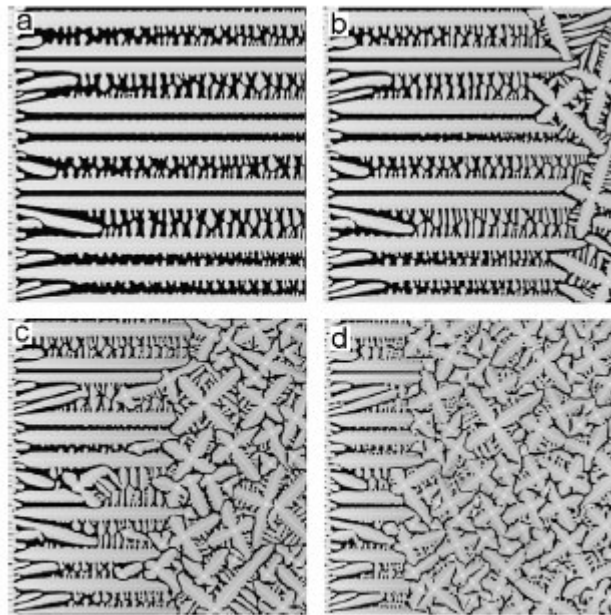
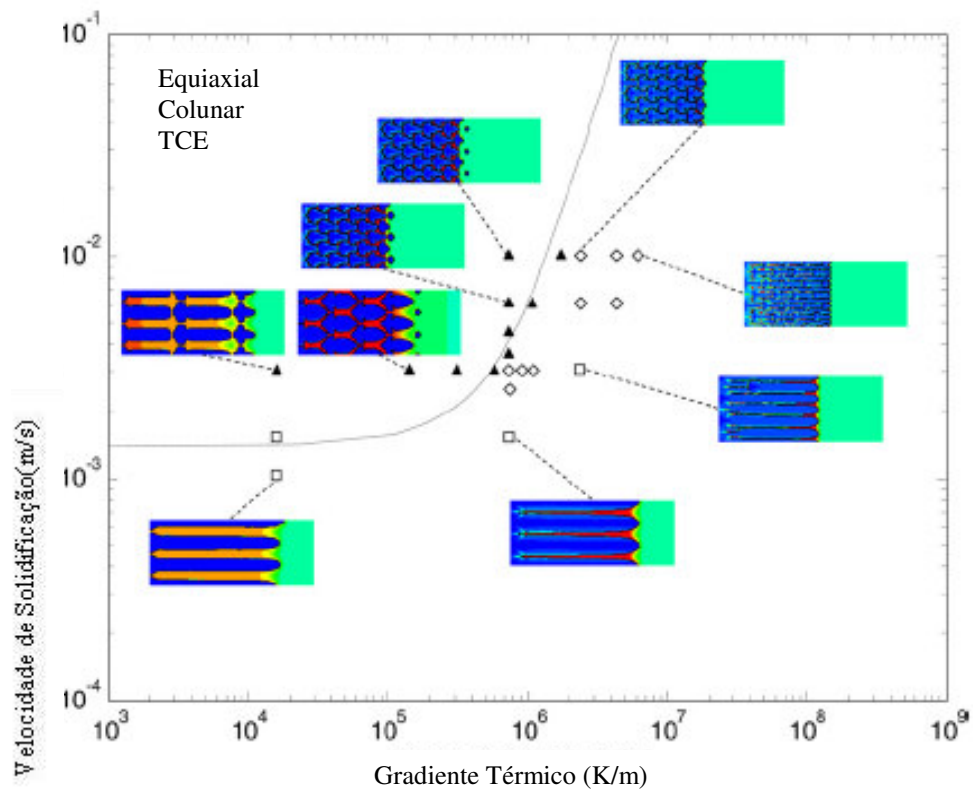


Figura 3.14 Simulação da microestrutura formada para uma liga Ni - 0,369 % Cu solidificada com diferentes taxas de resfriamento (a) 30, (b) 75, (c) 150, (d) 300 K/s. [Li et. al., 2005].

Tan [Tan et. al, 2007] examinou 23 combinações entre gradiente térmico e velocidade de solidificação comparado com o modelo de Hunt, conforme descrito na Figura 3.15. Pelo modelo de Hunt, o crescimento colunar é favorecido por valores pequenos de velocidade de solidificação e altos gradientes térmico, enquanto que o crescimento equiaxial é favorecido por alta velocidade de solidificação e pequenos gradientes térmicos, a TCE ocorre em casos onde os valores encontram-se abaixo do previsto porém próximos a estimativa analítica descrito por Hunt.



Considerações de velocidade de solidificação(m/s) e gradiente térmico(K/cm) usados no cálculo.

#	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
V	3000	3000	3000	3000	3000	3000	3000	3000	6000	6000	6000	6000
G	140	1400	2800	5600	7000	8400	9800	21,000	7000	9800	21,000	39,200
#	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	
V	10,000	10,000	10,000	10,000	10,000	1000	1500	1500	2500	3500	4500	
G	7000	15,400	21,000	39,200	56,000	140	140	7000	7000	7000	7000	

Figura 3.15 Cálculo para a formação de microestruturas considerando os 23 combinações entre velocidade de solidificação e gradiente térmico [Tan et. al., 2007].

Para Zimermann [ Zimermann et.al., 2005] durante a solidificação de ligas metálicas principalmente AlSi7Mg0.6, a formação da microestrutura é determinada pela composição química da liga e pelos parâmetros de solidificação como: gradiente térmico existente na interface sólido/líquido, velocidade de solidificação e taxa de resfriamento. O autor ressalta que a formação da microestrutura pode ser descrita como um problema de transferência de massa e calor existente no metal entorno da interface.

Descrito por Canté [Canté et. al, 2007], a combinação entre gradiente térmico e velocidade de resfriamento muda a estrutura da interface mostrado na Figura 3.16.

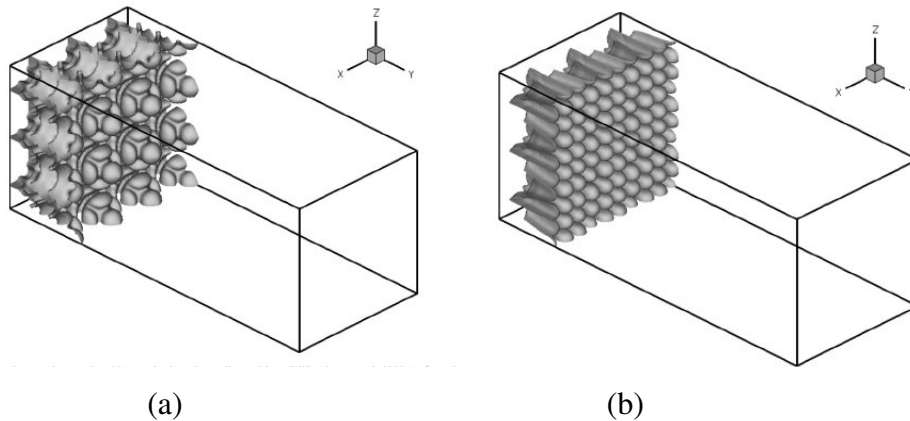


Figura 3.16 Estrutura da interface a frente de solidificação por diferentes parâmetros de solidificação. (a) Velocidade de solidificação 3000  $\mu\text{m/s}$  e gradiente térmico 1400 K/cm; (b) Velocidade de solidificação 3000  $\mu\text{m/s}$  e gradiente térmico 21 K/cm. [Canté et.al, 2007].

Segundo Turchin [Turchin et. al., 2005], os últimos 40 anos de pesquisa foram voltados para o entendimento dos efeitos ocorridos no fluxo de metal e na evolução da estrutura formada, focado no entendimento da relação existente entre o fluxo de metal, microestrutura e parâmetros de solidificação.

Já para Sturz [Sturz et. al., 2005] a extensão da zona de transição colunar-equiaxial pode ser de forma gradual ou acentuada, dependendo do molde em que ocorre a solidificação, direção de extração de calor exercida sobre o metal, composição da liga e existência de um refinador de grão ou adição de elementos de liga no fluxo do metal líquido. Em geral, o crescimento equiaxial é favorecido pelo aumento da taxa de solidificação, alta concentração de elementos de liga, grande densidade de refinador de grão e baixo gradiente térmico.

Sturz [Sturz et. al., 2005] estudou as ligas binárias de alumínio - AlSi7 com partículas de diferentes granulometrias refinadoras de grão com base titânio- boro, concluindo assim que os refinadores de grãos aliados ao baixo superresfriamento e alto gradiente térmico faz com que a transição colunar-equiaxial possua extensão limitada.

Jun [Jun et. al., 2003] estudou os precipitados formados em lingotes produzidos por lingotamento contínuo. O método quantitativo utilizado pelo autor foi medir os precipitados

tanto pela análise na matriz metálica (metalografia) quanto pela dissolução da matriz em um ácido. Em geral são três formas básicas dos precipitados: dendrítico, semi-dendrítico e forma genérica. O autor defende que os precipitados iniciam sua formação durante a transformação do estado sólido para o líquido e este fenômeno depende principalmente do valor da taxa de resfriamento.

Ares [Ares et. al, 2005] relacionou os valores de gradiente térmico e a velocidade da isoterma *liquidus* durante a TCE em função da liga metálica, descritos na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 Parâmetros de solidificação – gradiente térmico e velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* medidos na TCE para distintas ligas metálicas. [Ares et.al, 2005].

Liga Metálica	Gradiente Térmico (°C/cm)	Velocidade isoterma <i>liquidus</i> (cm/s)
Pb-Sn	- 0,80 a 1,0	0,004 a 0,01
Al-Cu	- 11,41 a 2,80	0,02 a 0,48
Al-Si	-4,20 a 0,67	0,12 a 0,89
Al-Mg	-1,67 a 0,91	0,10 a 0,18
Al-Zn	-11,38 a 0,91	0,09 a 0,18

Segundo Reinhart [Reinhart et. al, 2005] o raio-x pode ser usado para a observação do processo de solidificação em tempo real (*in-situ*). Para isso é importante que exista diferença significativa no nível de absorção de energia entre os elementos que fazem parte da liga metálica, o caso em estudo é o alumínio-níquel. Durante a solidificação, várias imagens são registradas com alta frequência, assim será possível determinar a evolução da microestrutura sólida em função do tempo de solidificação, determinando a dinâmica de interface sólido-líquido.

### 3.3.2 Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde

Para a determinação do coeficiente de transferência de calor ( $h_i$ ) na interface metal/molde do sistema de lingotamento contínuo, via dados de temperaturas monitorizadas diretamente no molde, foi necessário o desenvolvimento de rotinas matemáticas na forma de



algoritmos de programação, baseado no trabalho desenvolvido por Karlinski [Karlinski, 2007].

Partindo do valor da temperatura obtida na altura do menisco para a determinação do primeiro valor do coeficiente de transferência de calor ( $h_1$ ) chamado valor inicial conveniente assumido ( $4500 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) e a partir do valor de temperatura instrumentado no molde são realizados ajustes até que o valor do coeficiente de transferência de calor aproxima-se ao obtido experimentalmente, conforme Figura 3.17.

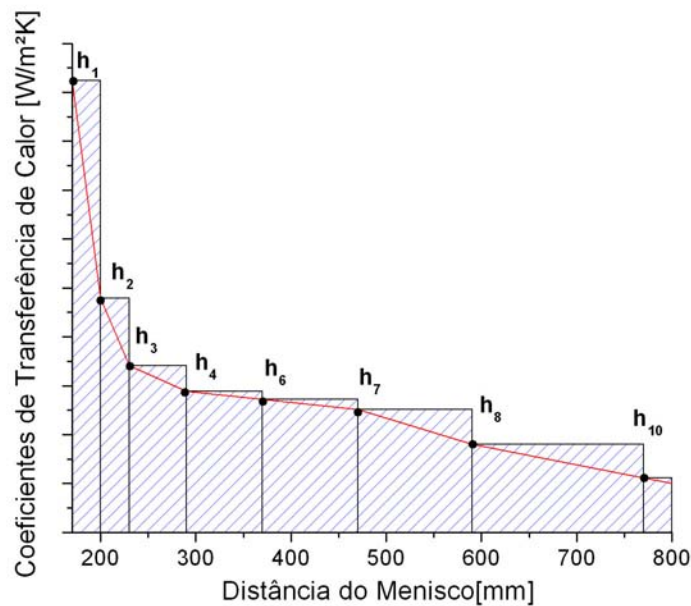


Figura 3.17 Resultado da aproximação do coeficiente de transferência de calor ao longo da distância do menisco.[Karlinski, 2007].

A rotina atua de forma iterativa com objetivo de obter o resultado final do perfil térmico ao longo da espessura do molde e de meia seção do tarugo. Inicialmente toda a extensão da espessura do molde apresenta a mesma temperatura (temperatura ambiente) e a seção transversal do tarugo inicia com a temperatura de lingotamento. Ao longo das iterações, esse perfil térmico busca uma condição de estabilidade, tendo como condições fixas de contorno de um lado a temperatura de vazamento e do outro a temperatura da água.

### 3.3.3 Temperaturas *Liquidus* e *Solidus*

As temperaturas de transformação *solidus* e *liquidus* são parâmetros expressos em função da composição química e seus valores são de grande importância em qualquer modelo teórico de simulação de processos, pois definem respectivamente as temperaturas iniciais e finais em que ocorre no processo de solidificação.

Os problemas de transferência de calor com a mudança de fase, particularmente na solidificação, caracterizam-se por possuírem uma fronteira móvel com temperatura constante que se desloca com o tempo – isothermas *solidus* e *liquidus*. A solidificação é um caso de fronteira livre, onde os processos de transferência de calor, massa e quantidade de movimento determinam a evolução das isothermas ao longo do tempo. Shi [Shi, 2003] simulou a posição das isothermas de lingotes submetidos a diferentes velocidades de lingotamento, ver Figura 3.18.

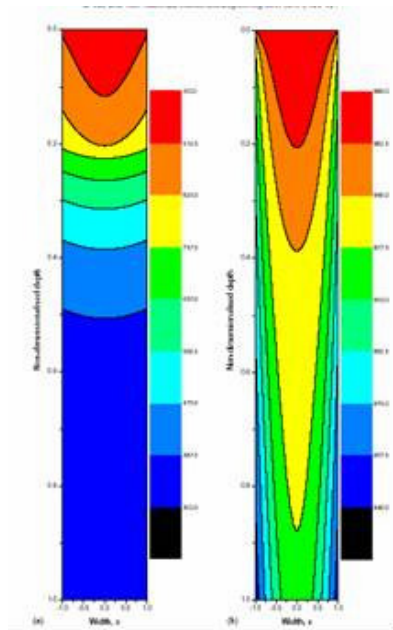


Figura 3.18 Simulação das isothermas de um lingote submetidos a distintas velocidades de lingotamento.[Shi, 2003].

Em algumas situações existem dificuldades de se obter experimentalmente as temperaturas de transformação dos aços – *liquidus* e *solidus*, devido a suas altas temperaturas de fusão e a indisponibilidade de equipamento de medida, sendo assim é possível estimar estes valores pelo uso de equações empíricas que correlacionam matematicamente as temperaturas em função da composição química.

Kulkarni [Kulkarni,2005] descreveu que a temperatura *solidus* não depende somente do teor de carbono na liga, mas também dos outros elementos presentes no aço. Sendo assim, é necessário que ela seja expressa em função da composição química da liga para que seja considerada a influência de cada elemento químico no valor desta temperatura.

Segundo Won [Won et.al., 2001] a temperatura *solidus* diminui com o incremento da taxa de resfriamento ou incremento do espaçamento interdendrítico secundário. No entanto, o espaçamento interdendrítico secundário diminui com o incremento da taxa de resfriamento. Como os dois efeitos são opostos, um parâmetro cancela o efeito do outro, na prática a temperatura *solidus* não muda significativamente durante o processo.

O resultado experimental obtido por análise térmica foi usada por Canté [Canté et. al, 2006] para determinar a posição da isoterma *liquidus* plotando a posição da isoterma em relação a interface metal/molde em função do tempo correspondente a passagem da frente *liquidus* para cada termopar. Metodologia semelhante foi utilizada por Sediako [Sediako, 1999], ver Figura 3.19.

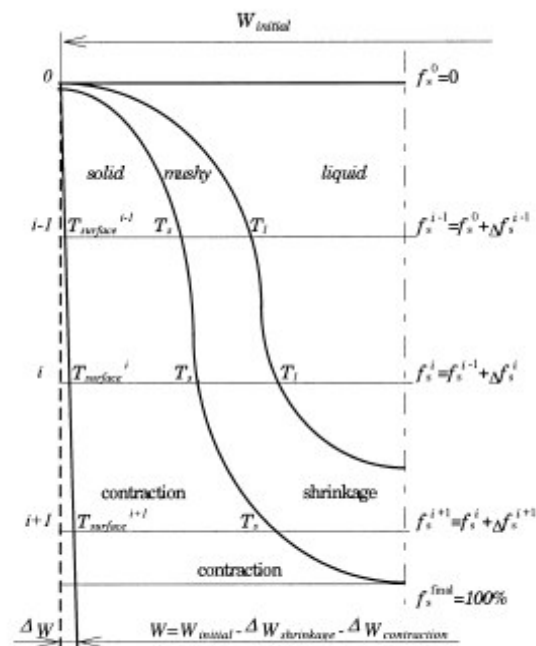


Figura 3.19 Distribuição das isotermas em corte transversal do lingote. [Sediako,1999].

A equação (3.1) representa a equação linear por regressão numérica, é possível obter a temperatura *liquidus* de uma liga ferro-carbono.

$$T(^{\circ}\text{C}) = -77,037(\%C) + 1534,39 \tag{3.1}$$

Se for levado em conta a redução da temperatura *liquidus* causado pela presença de elementos de liga, calculada pela equação 3.2.

$$T_L (\text{°C}) = 1534,39 - 77,037\%C - 8\%Si - 5\%Mn - 30\%P - 25\%S - 5\%Cu - 4\%Ni - 1,5\%Cr - 2\%Mo - 3\%V - 8\%Sn - 24\%As \quad (3.2)$$

Janik [Janik, 2004] utilizou a temperatura *liquidus* e *solidus* em função da temperatura e da composição química do aço, para a solução de seu modelo numérico proposto no programa comercial ANSYS® (baseado no método de elementos finitos). As temperaturas são obtidas por meio das seguintes relações empíricas, descritas na Equação 3.3 e 3.4.

$$T_L (\text{°C}) = 1536 - 78(\%C) - 7.6(\%Si) - 4.9(\%Mn) - 34(\%P) - 30(\%S) - 5(\%Cu) - 31(\%Ni) - 1.3(\%Cr) - 3.6(\%Al) - 2(\%Mo) - 2(\%V) - 18(\%Ti) \quad (3.3)$$

$$T_S (\text{°C}) = 1471 - 25.2\%C - 12\%Si - 7.6\%Mn - 34\%P - 30\%S - 5\%Cu - 31\%Ni - 1.3\%Cr - 3.6\%Al - 2\%Mo - 2\%V - 18\%Ti \quad (3.4)$$

No presente trabalho, as temperaturas *liquidus* e *solidus* são calculadas por equações empíricas utilizadas por Thomas [Thomas, 1987] respectivamente mostradas pelas equações 3.5 e 3.6:

$$T_L (\text{°C}) = 1537 - 88(\%C) - 25(\%S) - 5(\%Cu) - 8(\%Si) - 5(\%Mn) - 2(\%Mo) - 4(\%Ni) - 1,5(\%Cr) - 18(\%Ti) - 30(\%P) - 2(\%V) \quad (3.5)$$

$$T_S (\text{°C}) = 1535 - 200(\%C) - 183,9(\%S) - 12,3(\%Si) - 6,8(\%Mn) - 4,3(\%Ni) - 1,4(\%Cr) - 4,1(\%Al) - 124,5(\%P) \quad (3.6)$$

Para as qualidades de aço estudadas pode-se calcular a temperatura *liquidus* e *solidus* para as fontes apresentadas conforme demonstrado na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 Cálculo da temperatura *liquidus* e *solidus* em função de cada referência apresentada.

Fonte	Temperatura	SAE 5115	SAE 8620	SAE 1141
Regressão Linear	<i>temp.liquidus</i>	1511,1°C	1509,2°C	1492,2°C
Janik, 2004	<i>temp.liquidus</i>	1508,2°C	1498,6°C	1489,9°C
	<i>temp.solidus</i>	1450,0°C	1441,6°C	1440,1°C
Thomas, 1987	<i>temp.liquidus</i>	<b>1510,86°C</b>	<b>1507,89°C</b>	<b>1489,87°C</b>
	<i>temp.solidus</i>	<b>1483,23°C</b>	<b>1479,84°C</b>	<b>1424,46°C</b>

### 3.3.4 *Mushy Zone* – Zona Pastosa

A *mushy zone* é a região geométrica formada pela diferença de deslocamento entre as isotermas *liquidus* e *solidus*. Nesta região coexistem fase sólida e líquida, pois isso é também chamada de zona pastosa. Segundo Buchmann [Buchmann, 2008] a *mushy zone* aparece quando a frente de solidificação não está em equilíbrio termodinâmico.

Segundo Kulkarni [Kulkarni, 2005] e Jonsta [Jonsta et.al., 1998] as trincas formadas longitudinalmente em lingotes tem origem na *mushy zone* e se propagam ao longo das regiões interdendríticas. A ductilidade da zona pastosa está associada a microsegregação de soluto e também a interface dendrítica existente a frente de solidificação. A microsegregação, dado pelo enriquecimento interdendrítico de enxofre, fósforo e outros elementos químicos são responsáveis pela redução da plasticidade nesta região.

Para Kanetkar [Kanetkar et. al., 1988] é possível descrever o processo de solidificação para ligas eutéicas. O autor baseou-se nos conceitos desenvolvidos por Oldfield [Oldfield, 1966] para o ferro fundido cinzento eutéico, partindo da análise das curvas de resfriamento para descrever matematicamente o fluxo de calor. Segundo ele, a formação da microestrutura se dá na *mushy zone* – considerada indiretamente a medida do desvio do equilíbrio da solidificação. Como se está tratando de uma liga eutéica, esta interface é considerada a região que possui a temperatura abaixo da temperatura de fusão e é controlada pelo super-resfriamento.

Lesoult [Lesoult, 2005] indicou que a intensidade e extensão da segregação existente no lingote são sensíveis a extensão da zona pastosa – *mushy zone*. É preciso a descrição detalhada da evolução da zona pastosa, incluindo a estrutura dos grãos (equiaxiais e colunares) para que possa relacionar a extensão da mesma com a segregação existente no lingote.

### 3.3.5 Macrosegregação e Microsegregação

Para Garcia [Garcia, 2001] a macrosegregação é a segregação de longo alcance que é causada pelo distinto movimento entre as isotermas *liquidus* e *solidus*. Já a microsegregação é a segregação de curto alcance refere-se à modificação de composição química em função da rejeição de soluto entre as ramificações dendríticas.

Devido à natureza do crescimento dendrítico, a redistribuição de soluto conduz a uma estrutura metalúrgica marcada por variações de composição química relativa a composição nominal da liga. Tal variação entre os ramos dendríticos e regiões interdendríticas determinam os fenômenos de microsegregação, e esta afeta significativamente as propriedades mecânicas do material.

É possível relacionar o espaçamento interdendrítico primário e secundário com parâmetros de solidificação: quanto maior for a taxa de resfriamento menor será o espaçamento secundário. As temperaturas de transformação da liga (temperatura *liquidus* e *solidus*) também exercem influência significativa. O efeito do gradiente térmico junto a frente de solidificação é pequeno quando comparado a outros fatores: quando a taxa de crescimento aumenta a influência do gradiente se torna maior.

Segundo Won [Won et. al., 2001], a macrossegregação ocorre em escala de tamanho de grão podendo ser observado a olho nu. Para isso, requer o transporte de soluto deslocando em distâncias muito maiores que o espaçamento dendrítico secundário. Já a microsegregação é causada pela redistribuição de soluto durante a solidificação. A causa fundamental é a diferença entre o equilíbrio termodinâmico de solubilidade dos elementos de liga em diferentes fases que coexistem na zona pastosa durante a solidificação.

Para Zimmermann [Zimmermann et. al., 2005] a liga AlSi7Mg0.6 segrega silício e magnésio verificada qualitativamente usando o Microscópio Eletrônico de Varredura acoplado a detecção de elementos por energia dispersiva (EDX), no centro geométrico da peça foi encontrado silício com porcentagem de 12,6% equivalente a liga eutética formando  $Mg_2Si$ .

### 3.3.6 Carbono Equivalente

Segundo Won [Won et. al., 2001] no diagrama de fase Fe-C duas fases sólidas formam-se naturalmente durante o resfriamento contínuo: ferrita delta e austenita. Para aços com teor de carbono abaixo de 0,53% em peso, quando o líquido é resfriado em temperaturas levemente abaixo da temperatura *solidus*, o sólido nucleia e forma ferrita delta até que a solidificação complete ou até que obtenha-se a temperatura peritética. Na temperatura peritética, sólido delta transforma-se na periferia em dendritas de austenita, onde o teor de carbono é maior. Para ligas com teor de carbono acima de 0,53%, é solidificado dendritas de austenita partindo do líquido e esta cresce até que esteja completa a solidificação.

Wolf [Wolf, 1991] relata que aços com teor de C entre 0,081 e 0,55% podem solidificar-se transformando a ferrita delta- $\delta$  em austenita- $\gamma$  ou a chamada reação peritética  $L + \delta \rightarrow \gamma$ . A designação “peritética” resulta do crescimento dos grãos da fase secundária perifericamente em torno da fase primária. Para os aços com elementos de liga como níquel, manganês, silício, cromo, molibdênio, ocorrem mudanças nas temperaturas e nas composições da transformação peritética, sendo que a influência desses elementos é descrita através de concentrações equivalentes. Para aços ao carbono ou baixa liga, o efeito dos elementos de liga pode ser expresso em termos de Carbono Equivalente ( $C_{eq}$ ), conforme equação 3.7:

$$C_{eq} = [\%C] + 0,02.[\%Mn] + 0,04.[\%Ni] - 0,1.[\%Si] - 0,04.[\%Cr] - 0,1.[\%Mo] \quad (3.7)$$

Esta equação é validada por Wolf [Wolf, 1981] através das frações sólidas da ferrita primária de 12 aços resultantes da solidificação em ensaios de análise térmica diferencial. Estas frações de ferrita foram definidas como Potencial Ferrítico (PF) e este último pode ser usado para comparar os diversos tipos de aços em termos da reação peritética. Este conceito define uma tendência do aço em contrair ou expandir durante a solidificação dentro do molde. A equação que define o Potencial Ferrítico é dada pela equação 3.8:

$$PF = 2,5(0,5 - \%C_{eq}) \quad (3.8)$$

PF >1 indica aço hipoperitético, ou seja, modo de solidificação ferrítico. Para PF < 0 (valores negativos) trata-se de aço hiperperitético com solidificação totalmente austenítica. Finalmente, PF entre 0 e 1 define-se como faixa peritética, com mistura das fases  $\delta$  e  $\gamma$  na solidificação.

Para melhor compreensão, Wolf [Wolf, 1981] nomeou *Aços Tipo A* aqueles com tendência a formar depressão da casca solidificada e caracterizados com valores de PF entre 0,85 – 1,05. Já os *Aços Tipo B*, são os com tendência a agarramento à parede do molde e que apresentam valores de PF >1,05 ou PF < 0,85.

Equações empíricas para cálculo do carbono equivalente foram obtidas por diversos autores. A equação adotada neste trabalho para previsão da reação peritética foi a Equação 3.9) de Wolf [Wolf, 1991] pelo fato de possuir influência de elementos de liga de maior interesse no cálculo do  $C_{eq}$  entre os aços estudados.

$$C_{eq} = \%C + 0,02\%Mn - 0,1\%Si + 0,04\%Ni - 0,04\%Cr - 0,1\%Mo - 0,7\%S \quad (3.9)$$

### 3.4 Técnicas de Análise de Microestruturas

A história do microscópio é relacionada com a história da humanidade, já que nasceu da procura e aperfeiçoamento do ser humano em relação ao sentido de visão. No começo do século XX, a microscopia havia atingido o limite de resolução: uma vez que a qualidade das lentes não oferecia maior progresso, a única solução encontrada foi conseguir maior resolução através da utilização de radiações com menor comprimento de onda. A imagem obtida por microscópio eletrônico de varredura foi o desenvolvimento mais importante na área da microscopia do século passado.

Para a análise de materiais, as técnicas mais utilizadas são microscopia ótica e eletrônica. No caso da primeira, o contraste da imagem é o resultado da diferença da refletividade da luz nas diferentes regiões da microestrutura e a segunda é resultado da interação entre o feixe de elétrons e a superfície da amostra, representada tridimensionalmente.

#### 3.4.1 Microscopia Óptica

A resolução do olho humano é limitada no que diz respeito a capacidade de separar estrutura próximas. A resolução do olho humano é de aproximadamente 0,2 mm e está associada com a distância focal (limite para que se possa obter uma imagem nítida na retina) que é de 25 cm.

Um dos instrumentos mais antigos ainda utilizados atualmente é a lupa acoplado ao microscópio óptico, utilizando a luz visível e um conjunto de lentes para magnificar a imagem do objeto, as lentes apresentam as distâncias focais menores que o olho humano. Geralmente, os microscópios ópticos fornecem aumentos limitados a ampliação máxima de 2.000 vezes.

Como principais vantagens dos microscópios óptico pode-se citar a facilidade de operação e manutenção, baixo custo e o fato das amostras poderem ser analisadas ao ar representando assim seu contraste natural.

Já os microscópios eletrônicos de varredura (MEV) utilizam um feixe de elétrons no lugar da iluminação convencional, permitindo solucionar o problema de resolução relacionado com a fonte de luz branca já que os elétrons apresentam mínimo comprimento de onda. No microscópio eletrônico, os elétrons são provenientes de um filamento, enquanto no



microscópio óptico a fonte de fótons provém de uma lâmpada de halogênio, no MEV as lentes são eletromagnéticas e não de vidro como no microscópio óptico.

### 3.4.2 Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV

Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) apresenta maior aplicação no exame de superfícies rugosas, pois apresenta contraste topográfico - característica valiosa na análise de imagens. Em relação a área metal-mecânica, o MEV facilitou a análise de materiais em aumentos máximos em torno de 300.000 vezes, identificando a orientação de grãos, fases, diferenciação entre elementos como inclusões, espaçamento interdendríticos em qualquer dimensão. Podemos citar ainda outras características:

- Obtenção de imagens de superfície polidas ou rugosas, com grande profundidade de campo e alta resolução (ver Figura 3.20);
- Fácil interpretação de imagens com aparência tridimensional;
- Aquisição de sinal digital, possibilitando o processamento das imagens;
- Com o auxílio de acessórios possibilita a microanálise química em regiões específicas.

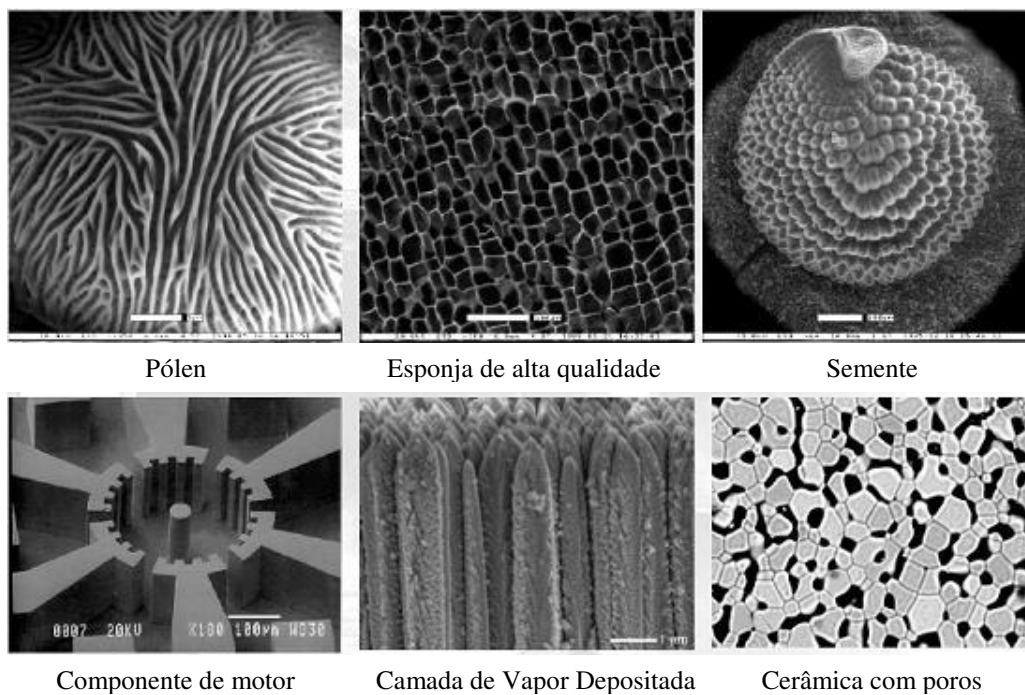


Figura 3.20 Diferentes superfícies observadas no Microscópio Eletrônico de Varredura.

O MEV pode ser utilizado para a caracterização das mais diferentes ligas, como descrito por Chiang [Chiang, 2006] ao realizar a análise de Stellite, liga a base de cobalto produzida por laser com diferentes densidade de energia como esta liga é formada por microparticulados, com o MEV foi possível observar a dissolução destas partículas na matriz, facilitando diferenciar materiais com energias distintas.

O princípio de funcionamento do MEV consiste na emissão de um feixe de elétrons por um filamento de tungstênio mediante a aplicação de uma diferença de potencial. Esta diferença de voltagem permite a aceleração dos elétrons, provocando o aquecimento do filamento. A correção do percurso dos elétrons gerados é realizada pelas lentes condensadoras que alinham os feixes em direção à abertura da objetiva.

O filamento de tungstênio tem seu funcionamento baseado no efeito termoiônico de emissão de elétrons. A emissão termiônica ocorre quando é fornecido ao material calor suficiente para que os elétrons possam ultrapassar a barreira de energia para escapar do material – excitação dos elétrons. Para reduzir o efeito de evaporação do filamento, procura-se usar um material que precise de baixa energia para emitir elétrons. No caso do tungstênio, é possível produzir um feixe eletrônico com alta densidade de corrente em temperatura bem abaixo da temperatura de fusão. Estes parâmetros influenciam decisivamente no tempo de vida útil do filamento.

O conjunto básico de formação do MEV consiste em uma coluna ótica-eletrônica, uma unidade de varredura, uma câmara de amostra, sistema de detectores e sistema de visualização de imagem, conforme descrito na Figura 3.21.

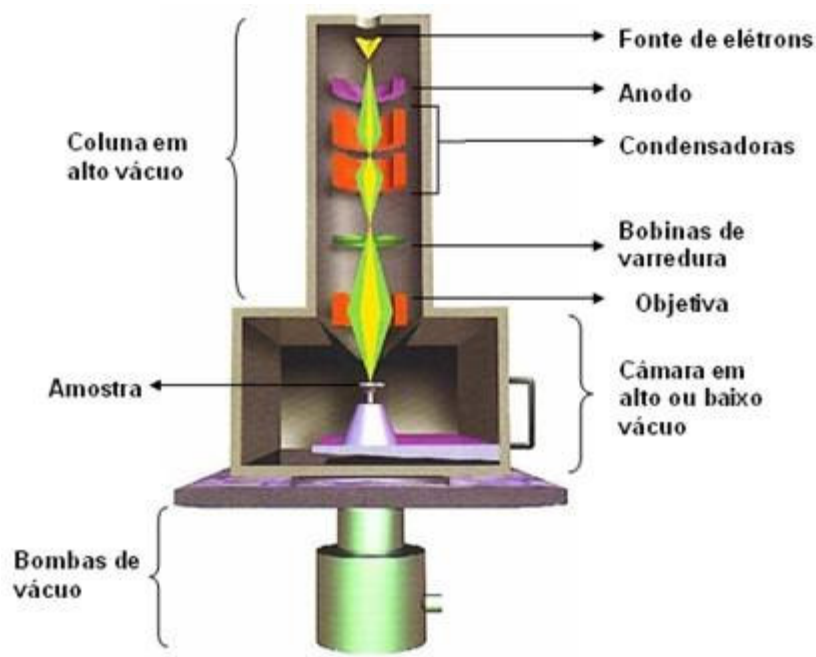


Figura 3.21 Esquemático de funcionamento do MEV.

Segundo Forwood [Forwood, 1991] tanto o contorno de grão quanto internamente aos grãos são compostos por diferentes orientações cristalográficas. O microscópio eletrônico identifica defeitos em metais e ligas através da teoria da difração do contraste dos elétrons interpretando quantitativamente as imagens permitindo relacionar com defeitos existentes no material.

Para aumentos da grandeza de 4.000x, é possível verificar a distribuição das lamelas de perlita, distribuição interna dos grãos e comparação entre grãos vizinhos. Na Figura 3.22 observa-se uma inclusão de sulfeto de manganês observada por MEV.

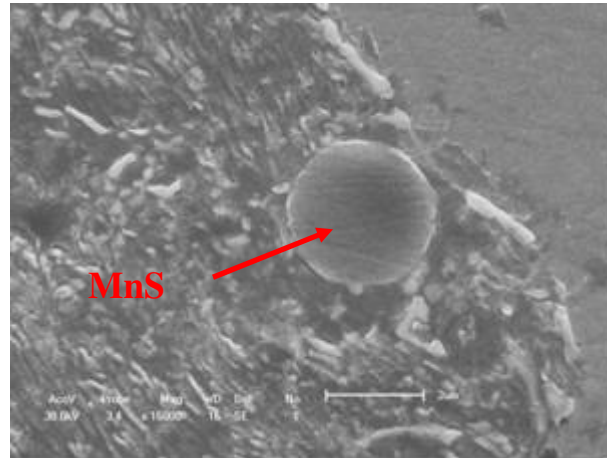


Figura 3.22 Observação de sulfeto de manganês na matriz de aço SAE 1141 obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento: 10.000x. Ataque: Nital 3%.

O feixe eletrônico ao interagir com a superfície da amostra irá interagir com os elétrons da amostra. Como consequência este elétron sofrerá modificação na sua velocidade, mudando sua trajetória. A profundidade de penetração do feixe depende do material sob o qual está interagindo, pois para materiais com elevado número atômico ocorre interação inelástica diferente para materiais com baixo número atômico. A simulação de Monte Carlo foi desenvolvida para descrever como ocorre a interação entre os elétrons.

Podemos classificar os sinais gerados pela interação existente entre feixe e os átomos da amostra, como:

- Elétron retroespalhado – imagem formada pela colisão entre feixe e amostra. São produzidos em regiões mais profundas na amostra, com energia suficiente para transportar os elétrons secundários existentes na superfície.
- Elétron secundário – é o tipo de sinal mais utilizado para análise no MEV. Os elétrons secundários são influenciados pela topografia da superfície da amostra; a quantidade de elétrons emitidos é maior em bordas do que em superfícies planas.

### 3.4.3 *Energy Dispersive X-Ray - EDX*

A microanálise por detecção de raio-X – *Energy Dispersive X-Ray* (EDX) é uma ferramenta poderosa de análise de materiais, pois é capaz de determinar a composição química de regiões de até 1 micrometro ( $\mu\text{m}$ ) de diâmetro, possibilitando obter resultados de composição química para cada região, fase ou inclusão escolhida.

Quando um elétron interage com os elétrons da amostra, a energia que ele perde aparece na forma de radiação mostrando-se sob fóton de raio-X. Os elétrons do feixe incidente podem perder diferentes quantidades de energia durante as colisões e os raios-X produzidos pelos elétrons constituem o espectro contínuo. Este espectro contínuo geralmente varia de zero a 20 kV.

É importante lembrar que a energia do fóton de raio-X emitido é uma função dos níveis de energia do átomo. Como o nível de energia dos átomos são bem definidos e característicos para cada tipo, a energia do fóton de raio-X é específica para cada elemento e este contém as informações sobre a composição química de cada espécie.

Para Silva [Silva et. al, 2006] o EDX possibilita a correta identificação de cada fase em um aço polifásico e esta identificação dificilmente é identificável por outras técnicas, isso devido aos constituintes tem apenas 1 micrometro ( $\mu\text{m}$ ) de diâmetro, um exemplo é o volume de cementita é aproximadamente 1% para aço de 0,08%C.

### 3.4.4 **Medidas Qualitativas / Quantitativas – Incerteza de medição**

Normalmente, os elementos químicos presentes na amostra em maior quantidade são identificados com elevada precisão pelo método do EDX. Porém quando os elementos estão presentes em pequenas quantidades, suas medidas acarretam a erros significativos devido a interferência das raias espectrais características de cada elemento químico. Para a microanálise química (EDX) acima de 10% em peso de qualquer elemento é considerado grande quantidade, entre 1 a 10% em pequena quantidade e abaixo de 1% é considerado elemento traço.

Para realizar a identificação de quaisquer elemento químico, são feitas comparações da energia dos diversos picos obtidos pela análise com a energia teórica emitida pelos elétrons de cada elemento químico. É importante destacar que um elemento possui várias raias (níveis atômicos) e a sua presença em todas as raias aumenta a probabilidade de que o elemento foi

identificado corretamente e, em contrário, a ausência de uma raia no espectro significa que a identificação do elemento está incorreta.

É possível determinar com precisão de 1% os elementos que compõem uma amostra, mas é necessário que a amostra seja preparada adequadamente, que o espectro seja coletado em condições corretas e reprodutivas e, principalmente exista uma amostra padrão que possua os mesmos elementos presentes na amostra. Sendo assim, a intensidade da radiação e a concentração estão linearmente relacionadas, portanto basta apenas determinar a relação entre intensidade da radiação característica da amostra e a intensidade da radiação do padrão que deve ser igual a razão entre a concentração da amostra e do padrão. A média de intensidade da amostra e do padrão devem ser corrigidas devido a interferência dos elétrons retroespalhados, densidade, perda de energia bem como a absorção da radiação pelo sólido.

Constituintes com concentração menor que 1 % em peso são chamados de elementos traços. Geralmente seu valor em concentração tem nível próximo ao limite de detecção, sendo assim deve ser utilizadas outras técnicas analíticas.

Kaneko [Kaneko et. al. 2003] utilizou o MEV em conjunto com a microanálise para revelar a composição de precipitados (carbonetos). As partículas de carbonetos formadas por  $M_3C$  estão localizadas preferencialmente nos contornos de grãos da austenita. Para determinar a segregação existente foi realizado análise em EDX pontualmente, mapeamento, varredura em linha (EDX) e MET, constatando assim que não existem diferenças significativas entre a superfície e o centro do carboneto.

Já Fernandes [Fernandes et. al, 2002] utilizou o MEV acoplado com EDX para determinar morfologia, tamanho e composição química de inclusões não metálicas no aço. Segundo o autor, elementos normalmente presentes no aço como fósforo, enxofre, manganês, silício e alumínio reagem entre eles e também com oxigênio e são chamadas de inclusões não-metálicas. Estas inclusões geralmente são formadas durante o processo de desoxidação ou remoção insuficiente de oxigênio do banho e, se não forem eliminadas adequadamente resulta em aço com baixa qualidade.

Fernandes [Fernandes et. al., 2002] descreve também um método de separação das inclusões não-metálicas da matriz ferrítica através da técnica de dissolução da matriz em ácido hipoclorídrico (HCl). A amostra é mergulhada no ácido, posteriormente é filtrada e observada no microscópio eletrônico de varredura. Este método permite ter precisa caracterização química das inclusões sem a interferência da matriz metálica.

Schmuki [Schmuki et. al., 2005] afirma que todas as inclusões de sulfeto de manganês analisadas no trabalho desenvolvido pelo mesmo tem a concentração analisada pelo MEV

como sendo 1:1. No entanto, as inclusões podem apresentar cromo (Cr), com a variação entre 3 e 8%, e também algumas continham presença significativa de ferro, variando entre 0 e 18%. Segundo este autor, esta composição distinta pode alterar as propriedades eletroquímicas ou reatividade química das inclusões.

#### 4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental realizada neste trabalho encontra-se descritos nos itens a seguir:

- Simulação de dados através de software para a obtenção das curvas de resfriamento representativas do processo de solidificação para todas as qualidades de aços estudadas. Respectivo tratamento de dados, como cálculo de gradiente térmico, velocidade de deslocamento das isothermas e taxa de resfriamento.
- Comparação entre as curvas de resfriamento obtidas pelo software de simulação numérica e dados técnicos existentes em Diagramas de Resfriamento Contínuo (CCT).
- Verificação das macroestruturas formadas no lingote produzidos pelas corridas monitoradas para cada posição geométrica com o objetivo de verificar o ponto onde ocorre a transição colunar-equiaxial, comparando com os valores dos parâmetros de solidificação, descrito na Figura 4.1.

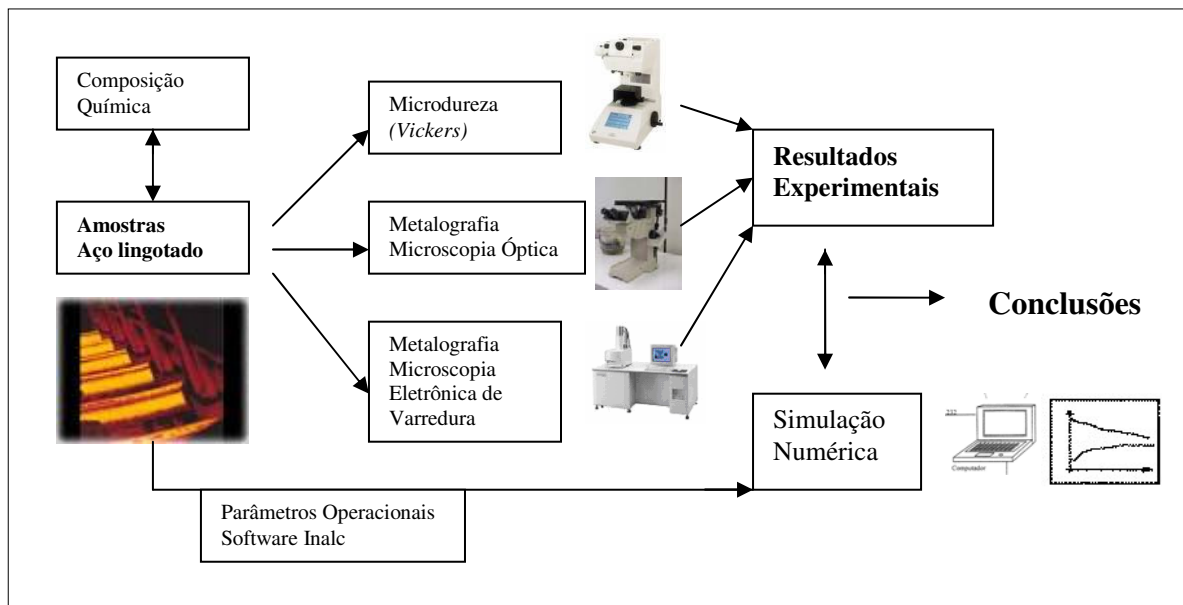


Figura 4.1 Organização dos itens a serem realizados nos ensaios experimentais.



#### 4.1 Obtenção e Análise das Amostras

Para a determinação dos parâmetros operacionais foram feitas medições de temperatura no molde e temperatura superficial do lingote além de uma coleta de dados gerais ao processo. Com esses fatores é possível determinar as dimensões do equipamento e o levantamento de todos os pontos de contato entre qualquer componente da máquina com a superfície do lingote, desde o molde até o oxicorte.

Segundo Karlinski [Karlinski, 2007] a máquina opera com 3 (três) veios, panela de 65 toneladas e distribuidor para 12 toneladas de aço (Figura 4.2). O sistema possui altura de 9,61 m do solo até o nível do piso onde está instalado o distribuidor. O raio fixo da máquina é de 9,0 m, e a distância linear até o início do corte (oxicorte) é de 24 m. O equipamento contém dois agitadores eletromagnéticos, sendo que um está posicionado na região logo abaixo da segunda zona de chuveiros, permitindo um deslocamento de posição em torno de 1000 mm, e o outro está posicionado antes do rolo extrator e da região de desempenho.

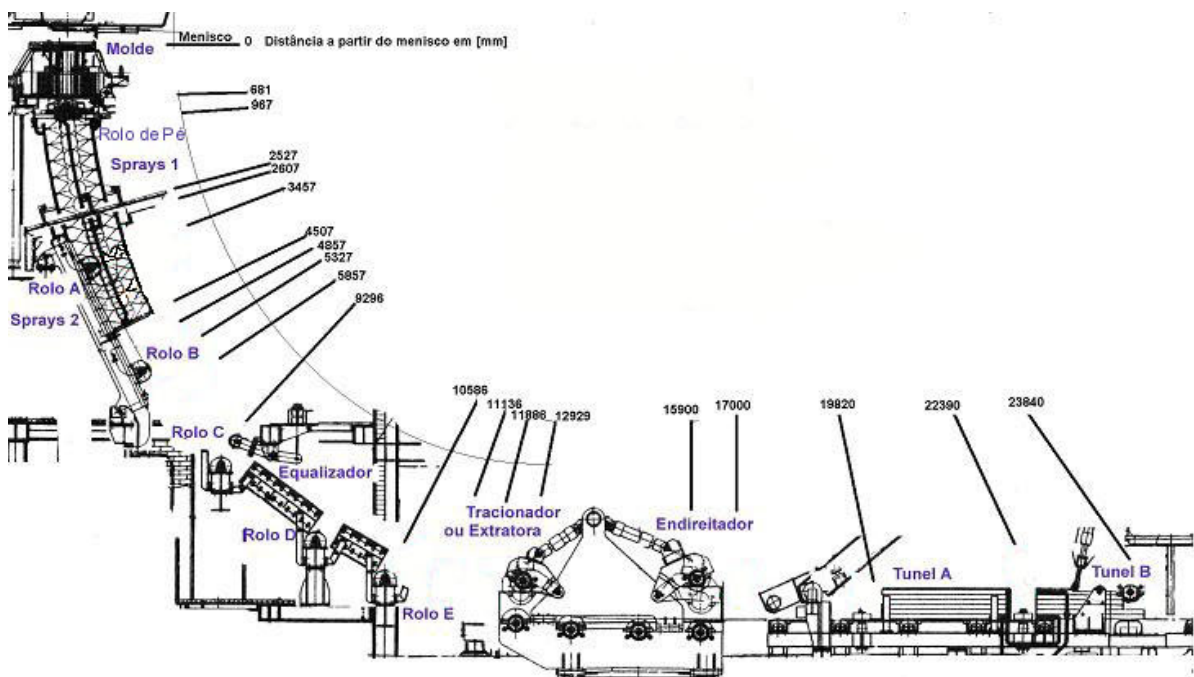


Figura 4.2 Vista lateral da Máquina de lingotamento contínuo indicando principais componentes e distância a partir do menisco.[Karlinski, 2007]

Para o autor, já em relação aos sistemas de refrigeração, o maior controle ocorre no molde, existindo sensores de temperatura na entrada e saída do circuito fechado de água e manômetros posicionados na entrada e saída de cada molde. Alterações na vazão de água no sistema são realizadas em função das medidas efetuadas pelos sensores na saída do molde. Para as zonas de chuveiros, cada veio tem o seu próprio circuito de água, apresentando válvula de controle de vazão, transmissor de pressão e um medidor de fluxo.

A máquina de lingotamento contínuo opera com três tipos de moldes de cobre refrigerados com seções de 150 x 150 mm, 180 x 180 mm e 240 x 240 mm, comprimento de 801 mm, podendo também ser dividido em moldes retos ou linear e moldes parabólicos. Neste trabalho foi utilizado o molde com seção de 150 x 150 mm parabólico (Figura 4.3) com o objetivo de minimizar as influências dos fatores de forma do molde nos resultados obtidos nos parâmetros de solidificação.

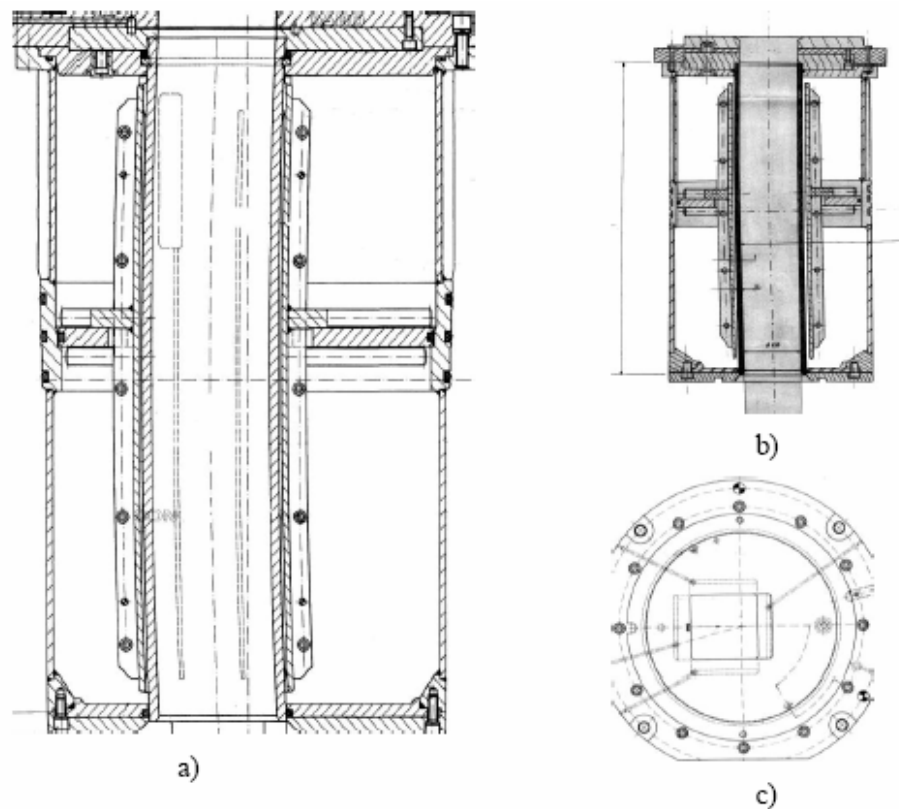


Figura 4.3 a) Detalhe do molde com seção 150 mm. b) Sistema de refrigeração do molde c) Vista de topo. [Karlinski, 2007] .

#### 4.1.1 Composição Química - Espectrometria de Emissão Ótica

O Espectrômetro de emissão ótica emite uma centelha sobre a superfície e esta emite como resposta uma energia luminosa função do elemento químico e sua porcentagem presente na amostra. Esta técnica é capaz de fornecer análises exatas com alta velocidade, estabilidade, confiabilidade e precisão.

A composição química foi realizada no laboratório interno da siderúrgica através do método de Espectrometria de Emissão Ótica, os resultados estão apresentados na Tabela 4.1. Os resultados foram classificados conforme Norma SAE J404 Jun 2000.

Tabela 4.1 Resultados obtidos no ensaio de composição química[% em peso] e respectivo carbono equivalente.

	<i>SAE 5115</i>		<i>SAE 8620</i>		<i>SAE 1141</i>	
	<i>Resultado</i>	<i>Norma SAE J404</i>	<i>Resultado</i>	<i>Norma SAE J404</i>	<i>Resultado</i>	<i>Norma SAE J404</i>
Carbono(C)	0,16	0,13-0,18	0,21	0,18-0,23	0,38	0,37-0,45
Fósforo(P)	0,021	max 0,030	0,018	max 0,030	0,022	max 0,030
Enxofre(S)	0,024	max 0,040	0,001	max 0,040	0,102	0,08 -0,13
Silício(Si)	0,23	0,15-0,35	0,23	0,15-0,35	0,15	-----
Manganês(Mn)	1,12	0,70-0,90	0,77	0,70-0,90	1,54	1,35-1,65
Níquel(Ni)	0,17	-----	0,45	0,40-0,70	0,12	-----
Cromo(Cr)	1,04	0,70-0,90	0,47	0,40-0,60	0,13	-----
Molibdênio(Mo)	0,04	-----	0,16	0,15-0,25	0,04	-----
Carbono Equivalente(C <sub>eq</sub> )	0,15		0,23		0,43	

Partindo da classificação SAE para cada amostra, suas respectivas características mecânicas e aplicações são descritas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Características mecânicas de cada qualidade de aço estudada. [ASTM Metals Handbook vol.4]

<i>Características Mecânicas</i>	<i>SAE 5115 (Aço para construção mecânica)</i>		<i>SAE 8620 (Aço para construção mecânica)</i>		<i>SAE 1141 (Aço carbono resulfurado)</i>		
	2	3	2	3	1	2	3
Processamento(ver Nota)							
Temperatura de Austenitização(°C)	870	830	915	870	----	900	815
Resistência à tração (MPa)	795	570	635	540	675	710	600
Limite de Escoamento (MPa)	475	295	360	385	360	405	355
Alongamento(%)	22,7	28,6	26,3	31,3	22,0	22,7	22,5
Dureza(HB)	229	167	183	149	192	201	163
Impacto(J)	38	41	100	115	11	53	34

Nota:

Processamento 1 – Laminado;

Processamento2 – Normalizado;

Processamento3 – Recozido.

#### 4.1.2 Seleção da Região de Análise – Amostragem

Partindo do lingote produzido pelo lingotamento contínuo, os corpos de prova foram retirados de uma fatia transversal em coordenada z aleatória, mas distante suficiente das faces características de início e fim de lingotamento. Sendo assim, as taxas de resfriamento características de início e fim do processo não alteram a microestrutura.

A análise de microestrutura pode ser realizada tanto em seção transversal como em longitudinal. Na seção transversal é possível observar segregação e trincas internas formadas. Já se for analisado a seção longitudinal verifica-se trincas externas e poros superficiais.

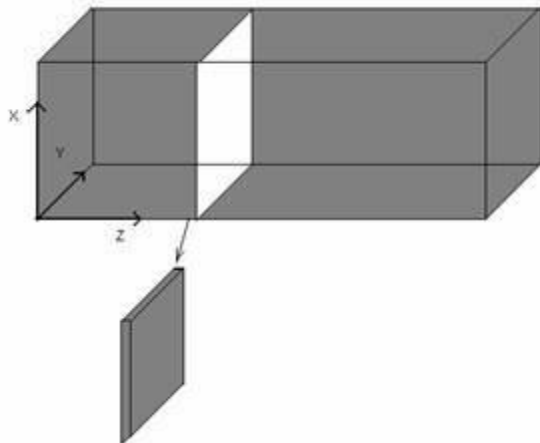


Figura 4.4 Representação do corte realizado no lingote para a análise da microestrutura.

Partindo da seção transversal, a região de análise foi realizada em um quadrante pois o lingote possui simetria em relação ao quadrante, conforme desenho esquemático mostrado na Figura 4.2. As regiões onde foram realizados os ensaios foram determinadas em função da distância da superfície de contato com a superfície.

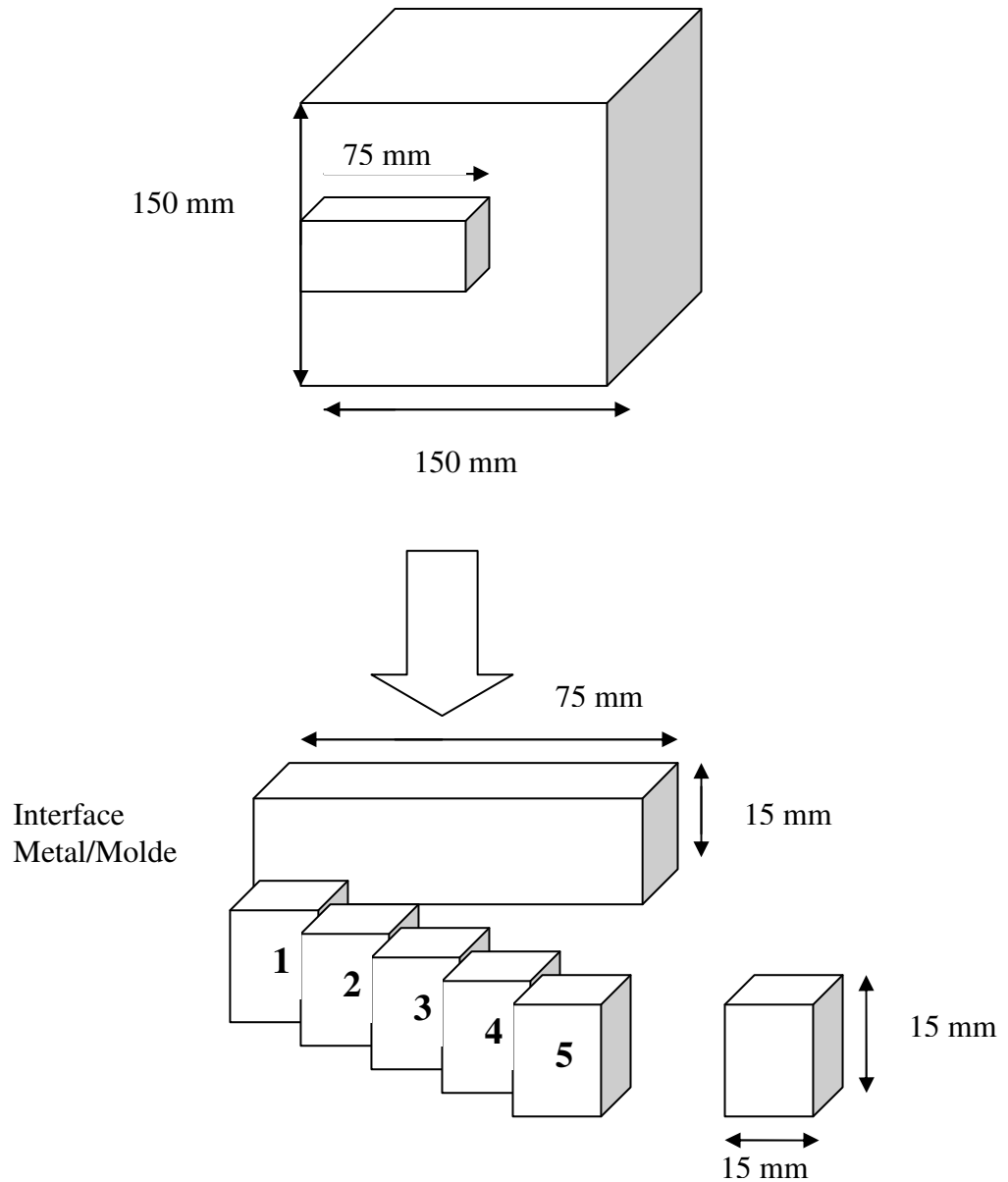


Figura 4.5 Referencial das amostras analisadas, detalhe para o referencial utilizado.

Através da análise de pontos com diferentes distâncias da face onde existe interface metal/molde, conforme descrito na Figura 4.5, é possível a comparação entre as microestruturas das diferentes posições geométricas. As microestruturas serão comparadas entre si, baseados no mesmo aumento.

### 4.1.3 Microscopia Óptica

O procedimento utilizado na preparação da superfície para a revelação da microestrutura está baseada na norma ASTM E3-01 de Julho 2001, consistiu no corte da amostra e após a mesma será usinada e retificada. O procedimento metalográfico consistiu do lixamento até # 600 e ataque por imersão com Nital 3% (mistura de 3% de ácido nítrico e 97% de álcool isopropílico) com tempo de imersão variável conforme a qualidade da imagem revelada.

Para a realização dos ensaios metalográficos, os corpos de prova foram preparados conforme o procedimento padrão de preparação para corpos de prova para metalografia: lixamento com lixas # 100, 220, 320, 600 e 1200, polimento feito com pano e alumina 1 $\mu$ . Este procedimento foi utilizado tanto para a microscopia ótica quanto eletrônica.

### 4.1.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

A preparação das amostras metálicas para a observação no Microscópio Eletrônico de Varredura exige cuidados especiais. Após a preparação para a observação em microscópio ótico, o material deve ser previamente limpo com álcool isopropílico para a remoção de gorduras e detritos. É utilizada fita de carbono dupla face para realizar a fixação da amostra no porta-amostra do MEV e tinta de carbono nas faces laterais para a melhora da condutividade elétrica.

Acoplado ao sistema de análise das imagens fora realizado a microanálise química (*Energy Dispersive X-Ray - EDX*) para cada região de interesse quando necessária para a verificação da composição química.

O microscópio utilizado neste estudo é um Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Shimadzu SSX-550 instalado no SENAI-CETEMP em São Leopoldo-RS. Como características principais deste equipamento pode-se citar:

- Resolução: 3,5 nm (30 kV)
- Magnificação: 20 x até 300.000 x
- Voltagem de aceleração: 0,5 a 30 kV
- Canhão de elétrons com filamento de tungstênio pré-centrado

#### 4.1.5 Microdureza

As medidas de microdureza foram realizadas em Microdurômetro de fabricação Mitutoyo modelo MVH-H2, pertencente ao SENAI / CETEMP. A escala utilizada para a medição é Vickers com carga de 100 g seguindo a Norma ASTM E384-99.

A preparação da superfície é fundamental neste ensaio, pois o ensaio de dureza exige que as faces da amostra sejam paralelas entre si - paralelismo. Sendo assim, as amostras foram retificadas e sua preparação é semelhante a que deve ser feita para o ensaio de macrografia, conforme verificado pela Figura 4.6.

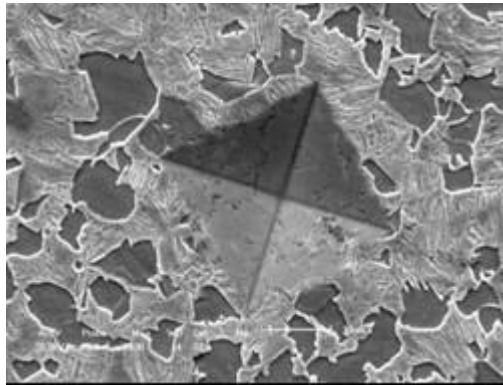


Figura 4.6 Ensaio de Microdureza realizada na superfície da amostra obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura. Ataque: Nital 3%. Aumento: 1000x .



## 5.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As análises dos resultados serão realizadas seguindo o planejamento mostrado pelo fluxograma apresentado na Figura 5.1.

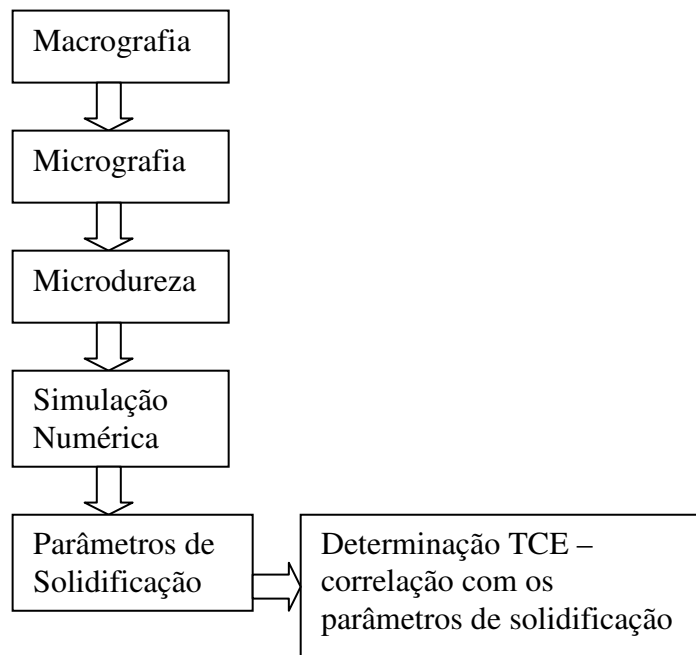


Figura 5.1 Fluxograma da relação entre os ensaios.

### 5.1.1 Macrografia

Após o corte do lingote, a seção de estudo foi preparada para a realização do ensaio de macrografia para que possa revelar a macroestrutura. Os resultados obtidos estão demonstradoa nas Figuras 5.2, 5.3 e 5.4.

O objetivo principal deste ensaio é revelar a distribuição da estrutura dos grãos equiaxiais e colunares, além de observar também a posição em que ocorre a transição entre as formas de grãos, chamada TCE – transição colunar-equiaxial.

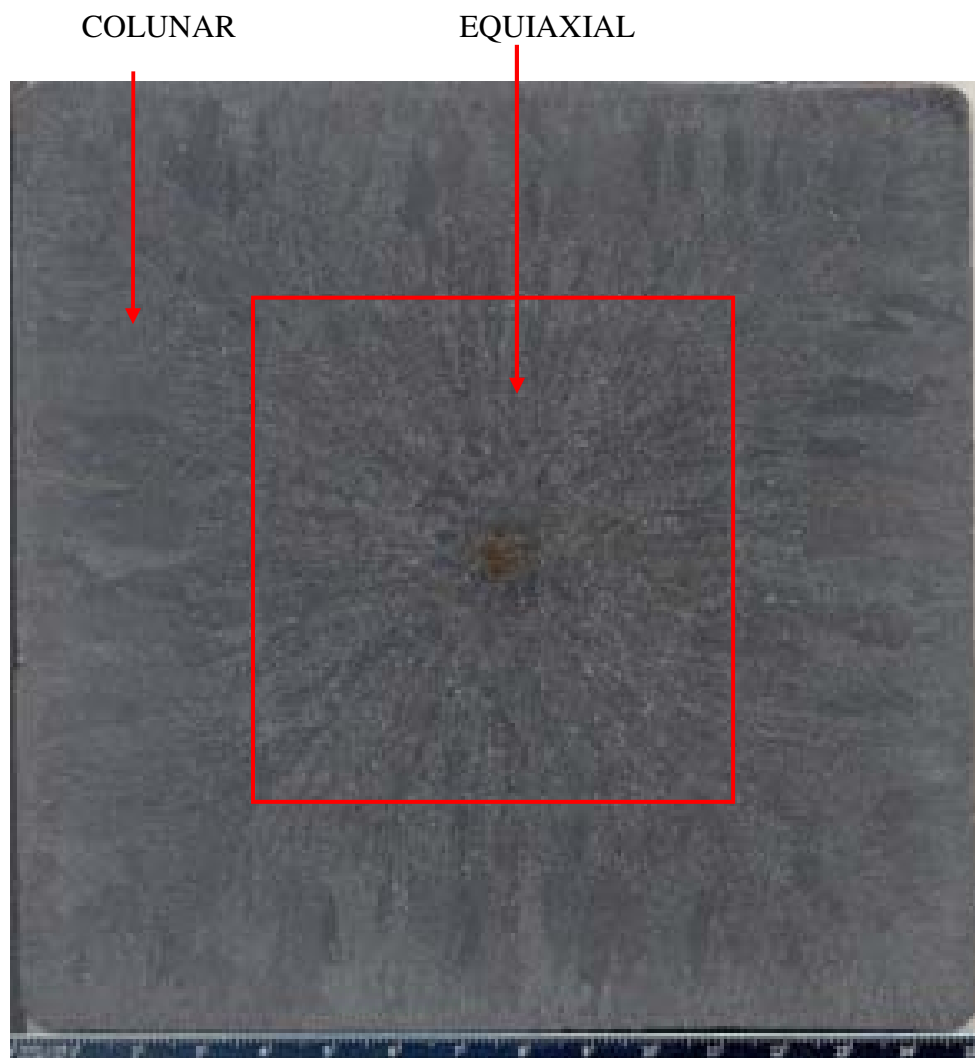


Figura 5.2 Macrografia da qualidade SAE 5115 mostra estrutura colunar e equiaxial, com marcas devido ao agitador magnético. Ataque: Nital 3%.

A agitação eletromagnética provoca a fragmentação das dendritas e aumento no número de núcleos, acarretando a uma substancial redução no tamanho dos núcleos.

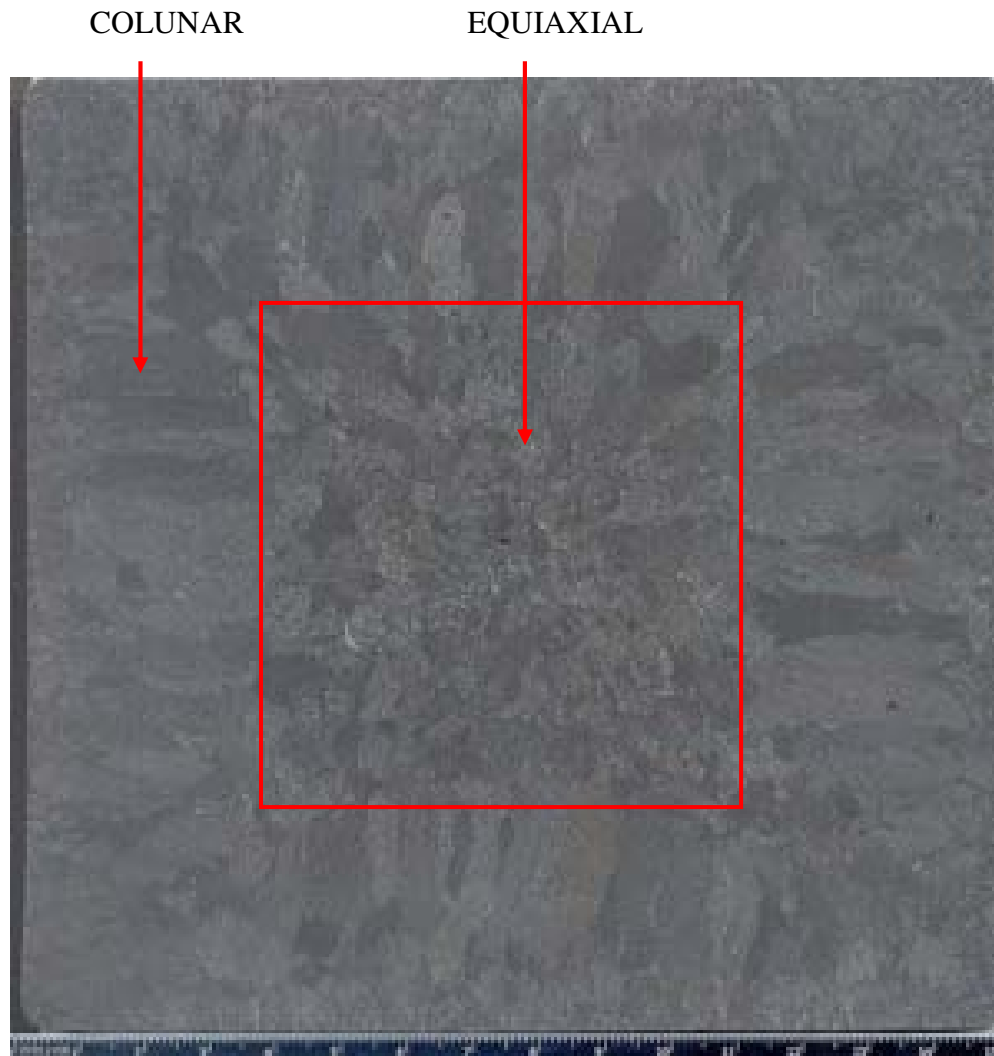


Figura 5.3 Macrografia da qualidade SAE 8620 mostra estrutura colunar e equiaxial além da transição colunar-equiaxial. Ataque: Nital 3%.

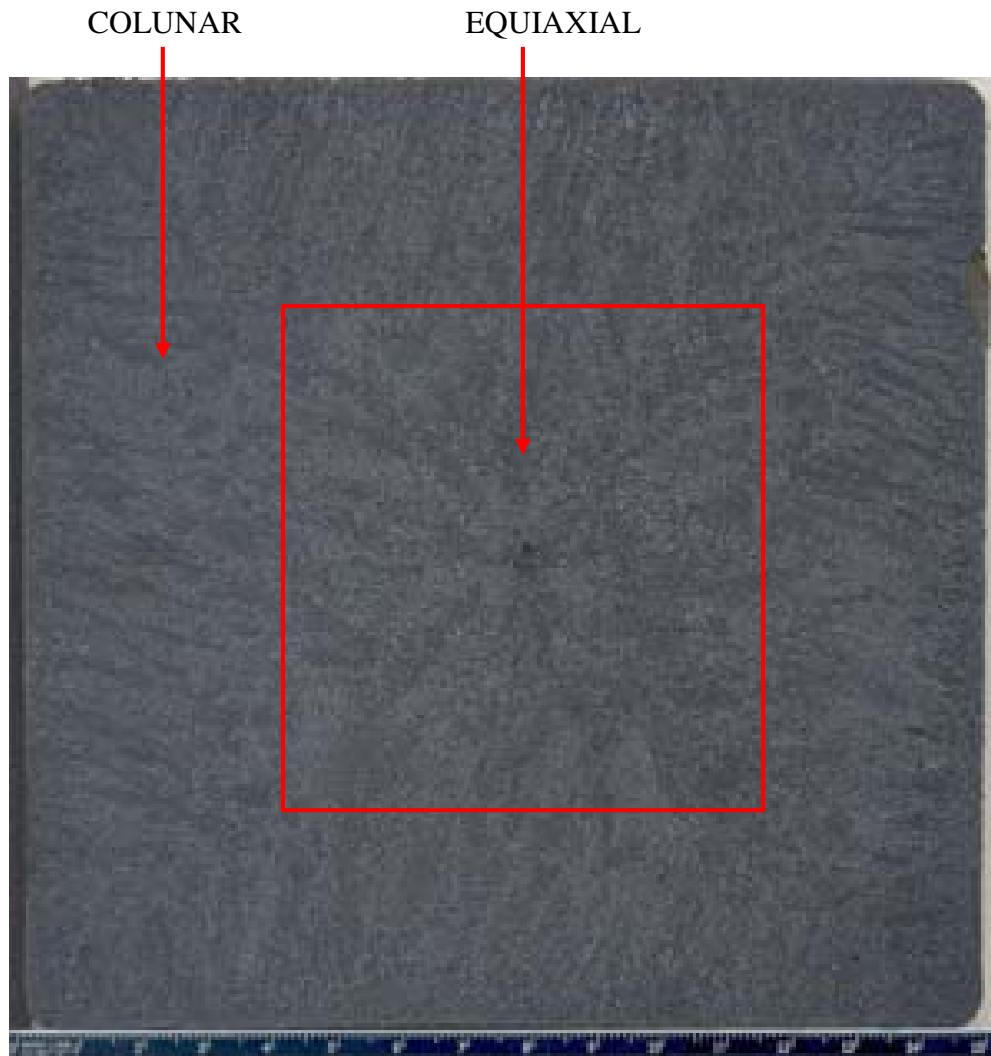


Figura 5.4 Macrografia da qualidade SAE 1141 mostra estrutura colunar e equiaxial além da transição colunar-equiaxial. Ataque: Nital 3%.

Pelo ensaio de macrografia é possível observar as regiões de transição entre grãos colunar e equiaxiais, com início em aproximadamente 40 mm da superfície e término da região de transição, a 50 mm da superfície.

### 5.1.2 Micrografia

Para a revelação da microestrutura e observação das fases formadas, a superfície de interesse foi lixada, polida e atacada quimicamente conforme indicado no item 4.1.3. As Figuras 5.5, 5.6 e 5.7 mostram as imagens obtidas em função da distância da região analisada da superfície.

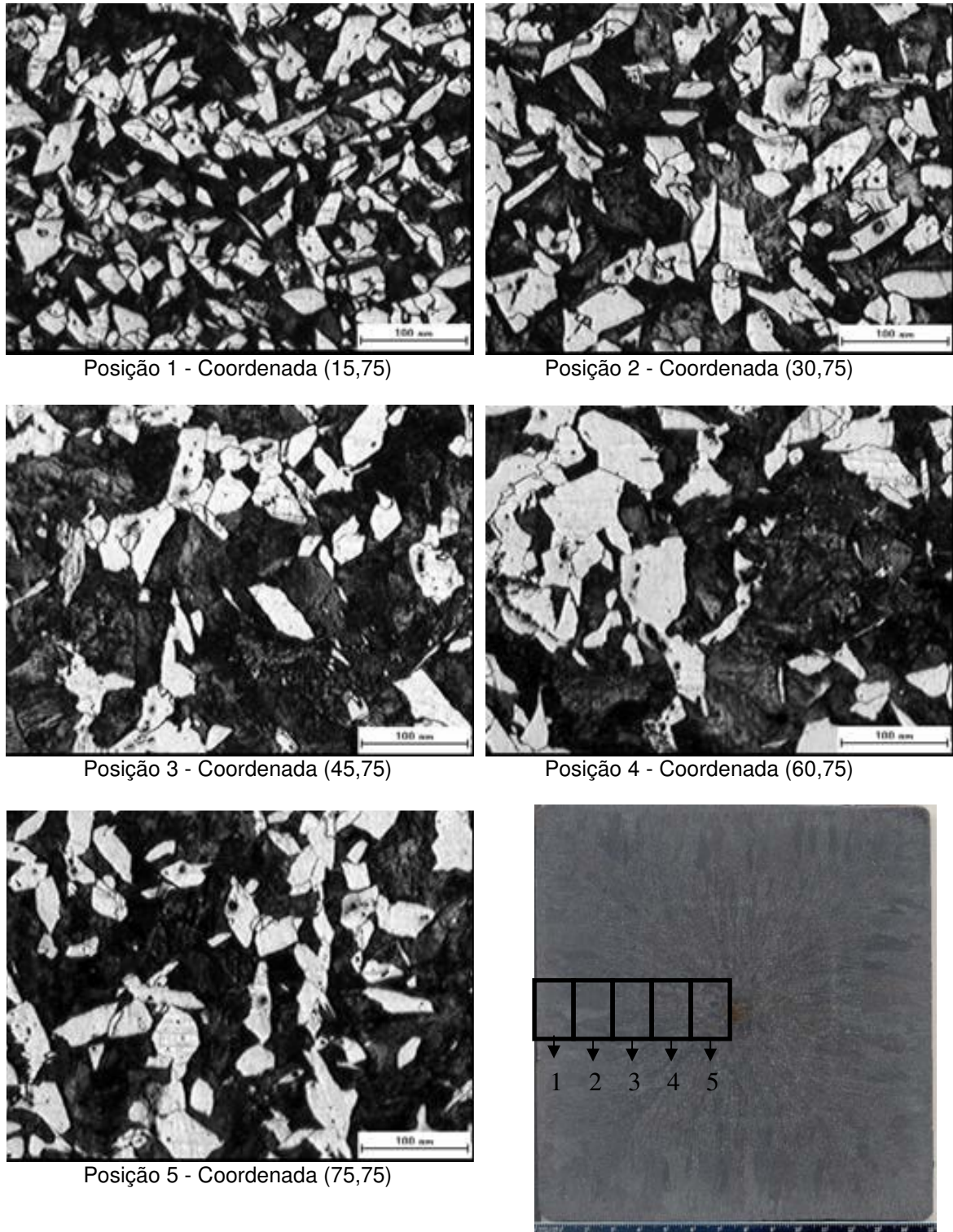


Figura 5.5 Metalografia SAE 5115 obtida por Microscopia Óptica mostra núcleos de perlita (contraste escuro) e ferrita (contraste claro), em detalhe o referencial utilizado baseado na macrografia. Aumento: 100x. Ataque: Nital 3%.

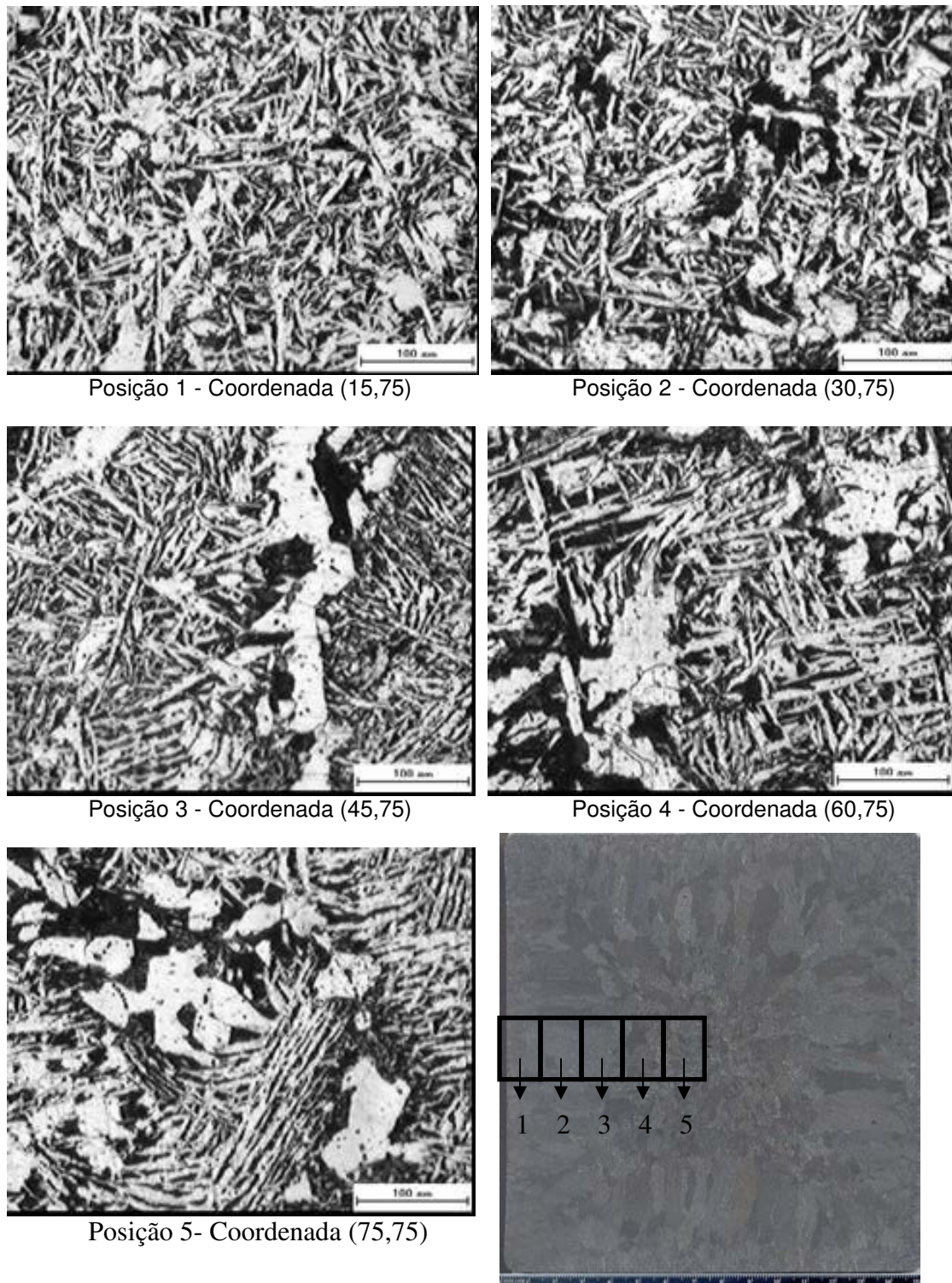


Figura 5.6 Metalografia SAE 8620 mostra microestrutura formada por ferrita acicular (contraste claro) e perlita (contraste escuro) obtida por Microscopia Óptica. Aumento: 100x. Ataque: Nital 3%.

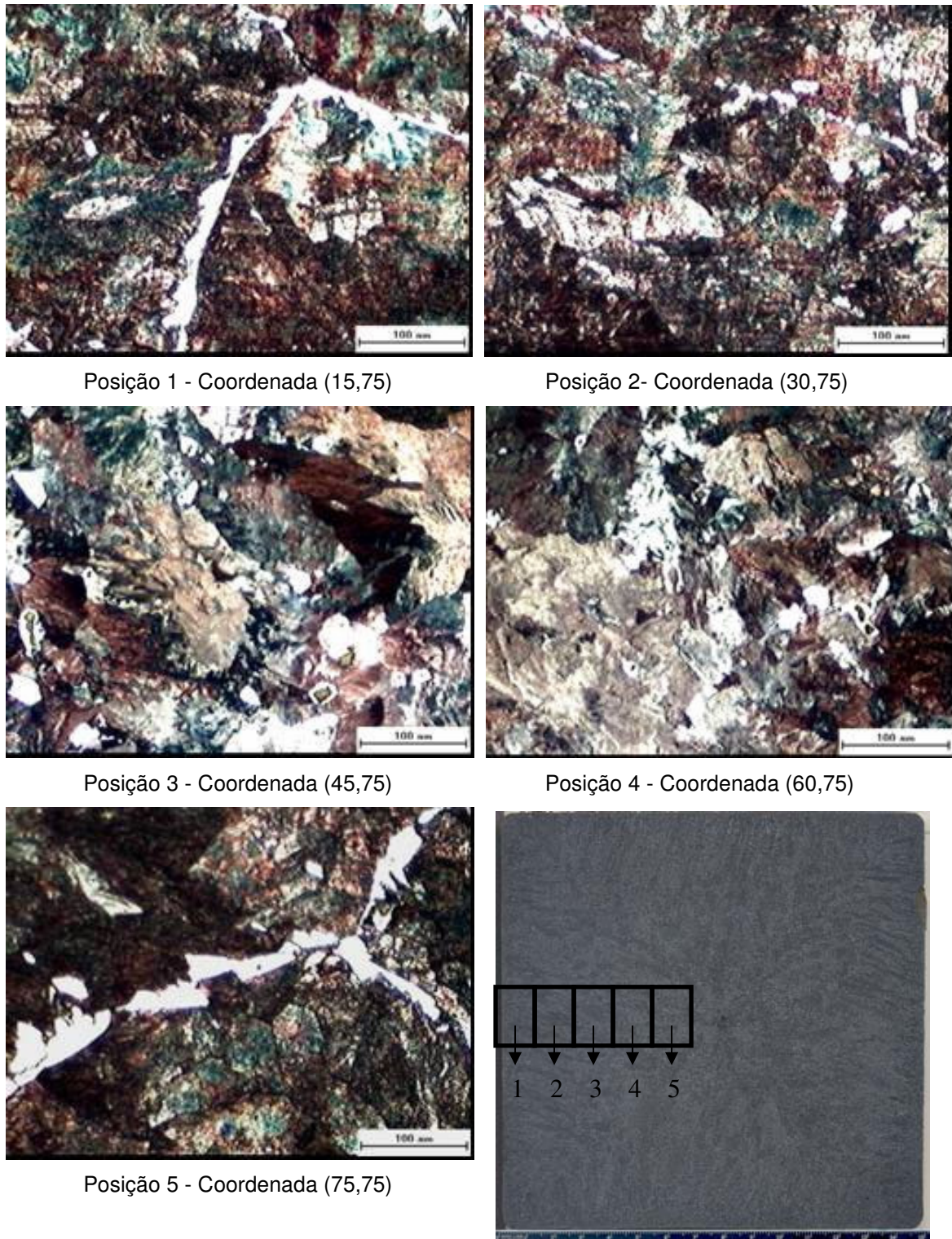
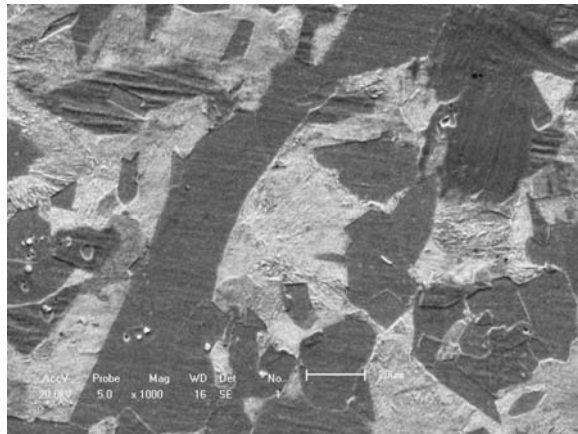


Figura 5.7 Metalografia do aço SAE 1141 mostra núcleos de perlita (contraste escuro) com contorno ferrítico (contraste claro) obtida por Microscopia Ótica. Aumento: 100 x. Ataque: Nital 3%.

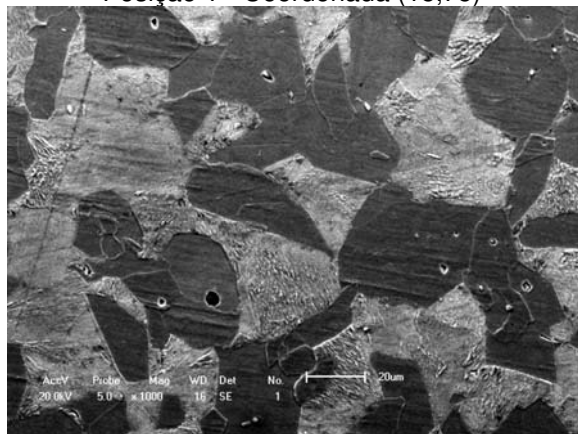
Com o objetivo de verificar a microestrutura em aumentos maiores que 100x, as qualidades de aço estudadas foram então submetidas ao ensaio metalográfico realizado no Microscópio Eletrônico de Varredura, conforme Figuras 5.8, 5.9 e 5.10.



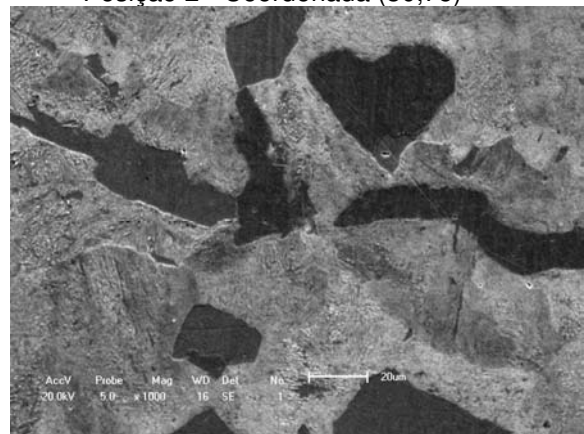
Posição 1 - Coordenada (15,75)



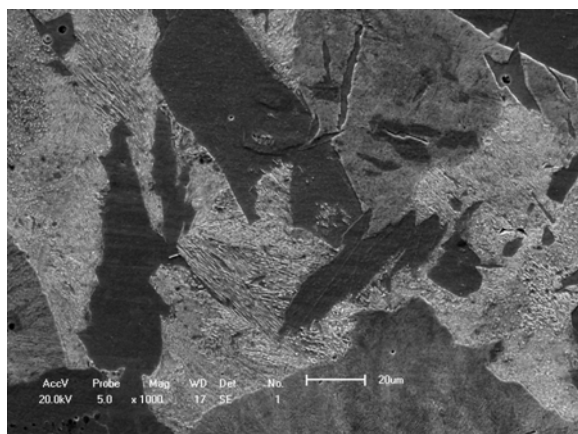
Posição 2 - Coordenada (30,75)



Posição 3 - Coordenada (45,75)



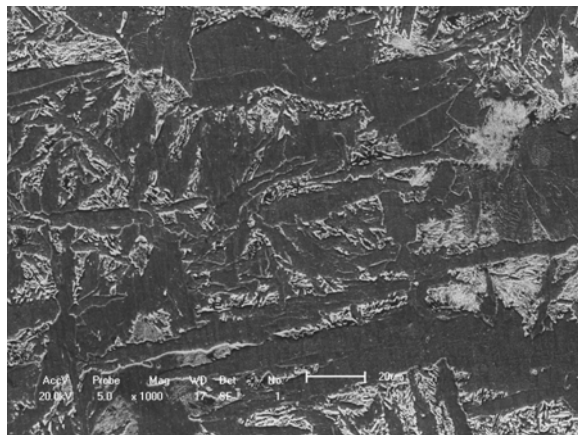
Posição 4 - Coordenada (60,75)



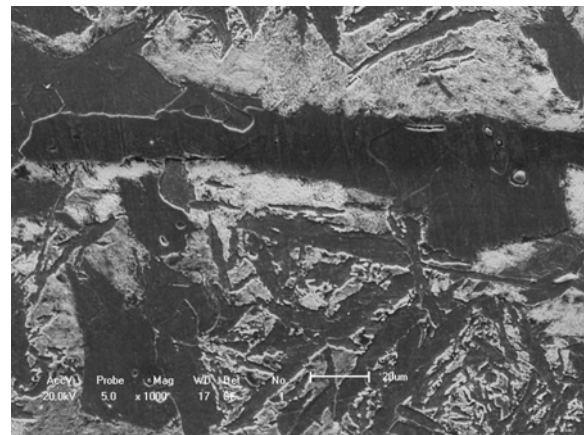
Posição 5 - Coordenada (75,75)

Figura 5.8 Metalografia do aço SAE 5115 obtida por MEV mostra microestrutura formada por núcleos de perlita (contraste claro) e ferrita (contraste escuro). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 3%.





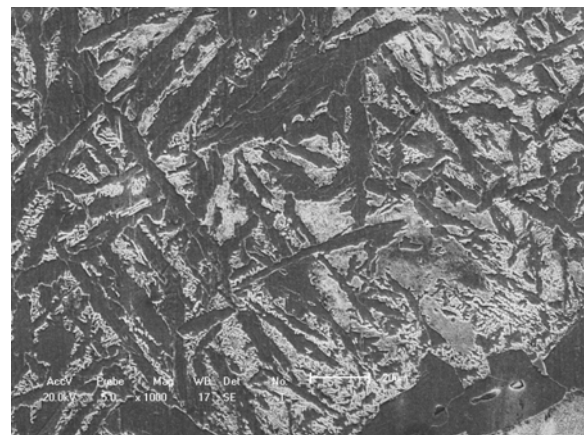
Posição 1 - Coordenada (15,75)



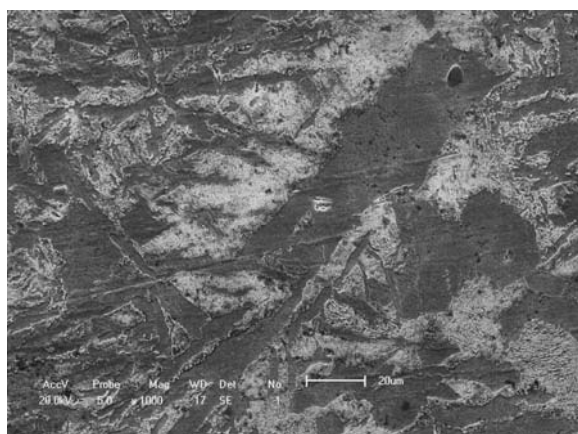
Posição 2 - Coordenada (30,75)



Posição 3 - Coordenada (45,75)



Posição 4 - Coordenada (60,75)

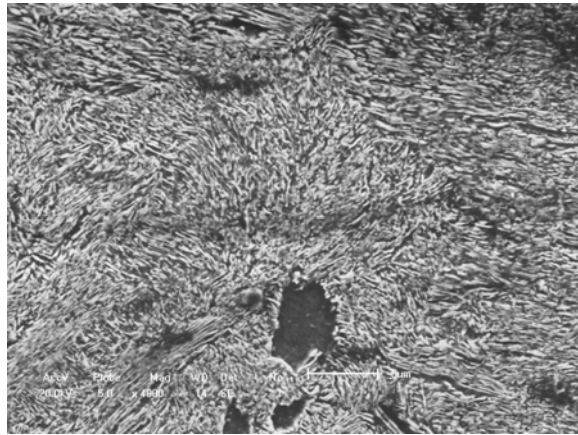


Posição 5 - Coordenada (75,75)

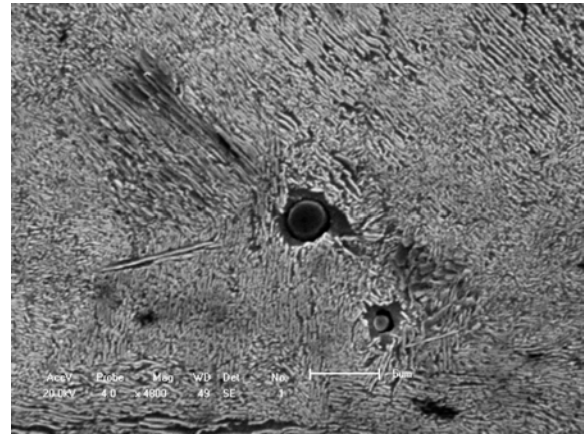
Figura 5.9 Metalografia SAE 8620 obtida por MEV: microestrutura formada por ferrita acicular (contraste escuro) e perlita (contraste claro). Aumento: 1000x. Ataque: Nital 3%.

Entretanto, observando a superfície da amostra do aço SAE 1141 foi observada a presença de sulfeto de manganês através da microscopia eletrônica de varredura em aumento

de 4.800x conforme mostra a Figura 5.10. Baseado na composição química da liga, foi possível verificar que a porcentagem de enxofre e manganês é suficiente para que ocorra a formação de sulfetos de manganês.



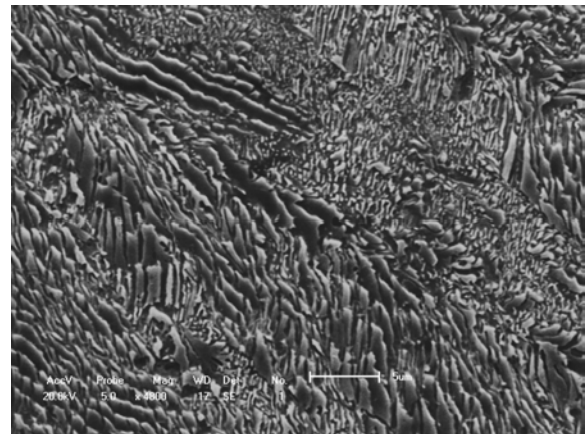
Posição 1 - Coordenada (15,75)



Posição 2 - Coordenada (30,75)



Posição 3 - Coordenada (45,75)



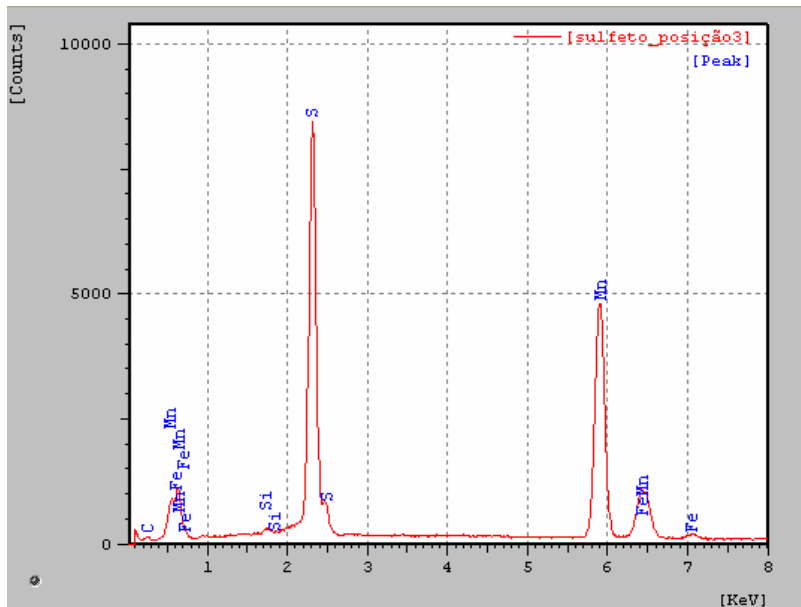
Posição 4 - Coordenada (60,75)



Posição 5 - Coordenada (75,75)

Figura 5.10 Observação da microestrutura do aço SAE 1141 obtida por MEV, em detalhe mostra a presença de sulfetos de manganês em matriz predominantemente perlítica (contraste claro). Aumento: 4800x. Ataque: Nital 3%.

Verifica-se através do ensaio de metalografia a presença dos sulfetos tanto no contorno quanto internamente ao grão. Observam-se os mesmos na forma globular, pois a seção de análise do lingote é a seção transversal, foram realizadas microanálise química nestas inclusões, conforme descrito na Figura 5.11.



Microanálise química da região 1

Figura 5.11 Microanálise (EDX) realizada na região 1 marcada na microestrutura equivalente ao sulfeto de manganês.

É possível observar que no entorno do sulfeto de manganês ocorre a formação de ferrita em um grão perlítico, pois o enxofre evita a formação de  $Fe_3C$  assim não ocorrerá a formação da perlita, estabilizando a fase ferrita.

Comparando as três qualidades de aço estudadas, verifica-se as diferenças significativa entre microestruturas conforme indica a Figura 5.12.

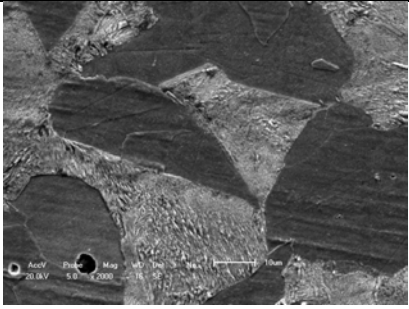


SAE 5115		SAE 8620		SAE 1141	
					
Ceq=0,15		Ceq=0,23		Ceq=0,43	
Núcleos de Perlita (contraste claro) e Ferrita (contraste escuro)		Núcleos de Perlita (contraste claro) e Ferrita acicular (contraste escuro)		Núcleos de Perlita (contraste claro) e contorno ferrítico (contraste escuro)	
<b>Elemento</b>	<b>Teor</b>	<b>Elemento</b>	<b>Teor</b>	<b>Elemento</b>	<b>Teor</b>
<i>Carbono</i>	0,16%	<i>Carbono</i>	0,21%	<i>Carbono</i>	0,38%
<i>Cromo</i>	1,04%	<i>Cromo</i>	0,47%	<i>Cromo</i>	0,13%
<i>Manganês</i>	1,12%	<i>Manganês</i>	0,77%	<i>Manganês</i>	1,54%
<i>Níquel</i>	0,17%	<i>Níquel</i>	0,45%	<i>Níquel</i>	0,12%
<i>Fósforo</i>	0,021%	<i>Fósforo</i>	0,018%	<i>Fósforo</i>	0,022%
<i>Enxofre</i>	0,024%	<i>Enxofre</i>	0,001%	<i>Enxofre</i>	0,102%
<i>Silício</i>	0,23%	<i>Silício</i>	0,23%	<i>Silício</i>	0,15%
<i>Molibdênio</i>	0,04%	<i>Molibdênio</i>	0,16%	<i>Molibdênio</i>	0,04%

Figura 5.12 Comparação entre as microestruturas formadas para as três qualidades de aço estudadas.

Sabe-se que o processo de fabricação sofrido pelas três qualidades de aço é o mesmo – lingotamento contínuo com resfriamento ao ar. Verifica-se diferentes microestruturas formadas devido a influência de parâmetros de solidificação, além da diferença significativa entre composição química conseqüentemente o teor de carbono equivalente será diferente.

### 5.1.3 Microdureza

Para o ensaio de microdureza foram realizadas medidas nas coordenadas descritas na Tabela 5.1, estas coordenadas possuem distâncias distintas da superfície do lingote expressas em [mm], nas mesmas posições que forma realizadas metalografia.

Os parâmetros de ensaios utilizados: carga de 100 g; tempo de carga de 10s e 5 medidas para cada coordenada. Para a determinação do valor de incerteza na medida de microdureza, o fator considerado com maior contribuição foi o desvio padrão.

Tabela 5.1 Microdureza em função da qualidade de aço estudado.[HV]

<i>Coordenada</i>	<i>SAE 5115</i>		<i>SAE 8620</i>	<i>SAE 1141</i>
	Ferrita	Perlita	Ferrita	Perlita
(15,75)	211,5	267,4	263,3	392,5
(30,75)	208,9	261,4	263,6	385,7
(45,75)	208,7	280,5	259,2	354,9
(60,75)	213,1	266,1	253,8	381,7
(75,75)	208,4	271,2	261,8	375,4
Média (Incerteza)	210,2 ± 5	269,3 ± 5	260,3 ± 5	378,1 ± 5

Para o aço SAE 5115, o valor medido de microdureza equivale para a fase ferrita e perlita é respectivamente 210 HV e 270 HV, conforme Garcia [Garcia et. al, 2000] este valor é equivalente as fases perlita e ferrita respectivamente. Para esta qualidade de aço, o ensaio foi realizado tanto para a fase perlita como ferrita, pois a área dos grãos é suficiente para realizar as medidas sem acarretar em erros de precisão.

Já para o aço SAE 8620, é possível verificar que o valor medido equivale a aproximadamente 260 HV, para Garcia [Garcia et. al, 2000] equivale a fase ferrita. Para a microestrutura apresentada não é possível medir pontualmente cada fase devido a reduzida área de superfície.

O aço SAE 1141 tem valor de microdureza equivale a aproximadamente 378 HV sendo dureza equivalente a perlita fina [Garcia et. al, 2000]. Este ensaio foi realizado pontualmente para a fase perlita, entretanto não foi possível realizar o ensaio para a fase ferrita pois a área de contornos de grão é pequena e medidas iriam acarretar em erros de precisão.

### 5.1.4 Simulação numérica

Para a realização da simulação numérica a ser realizada no software de simulação numérica InALC+ foi necessária inserir as propriedades termofísicas do material e do molde, conforme Tabela 5.2 e 5.3, para que assim fosse possível aproximar a simulação numérica da realidade em planta industrial.

Tabela 5.2 Parâmetros de lingotamento utilizados no software.

<b>Propriedades térmicas do metal</b>	
Temperatura de lingotamento	SAE 1141 – 1505,7°C SAE 5115 – 1540,3°C SAE 8620 – 1536,8°C
Calor latente de fusão	272.000 [J/kg]
Coeficiente de partição	0,2
<b>Propriedades termofísicas do sólido</b>	
Condutividade térmica	29 [W / m.K]
Densidade	7800 [kg/m <sup>3</sup> ]
Calor específico	490 [J/kg.K]
<b>Propriedades termofísicas do líquido</b>	
Condutividade térmica	29 [W / m.K]
Densidade	7000 [kg/m <sup>3</sup> ]
Calor específico	490 [J/kg.K]
Temperatura <i>solidus</i>	SAE 1141 – 1424,5°C SAE 5115 – 1483,3°C SAE 8620 – 1474,8°C
Temperatura <i>liquidus</i>	SAE 1141 – 1484,9°C SAE 5115 – 1510,9°C SAE 8620 – 1507,5°C
Molde	Seção 150 – Parabólico

Considerando as propriedades termofísicas do molde, os valores utilizados na simulação numérica estão representados conforme a Tabela 5.3

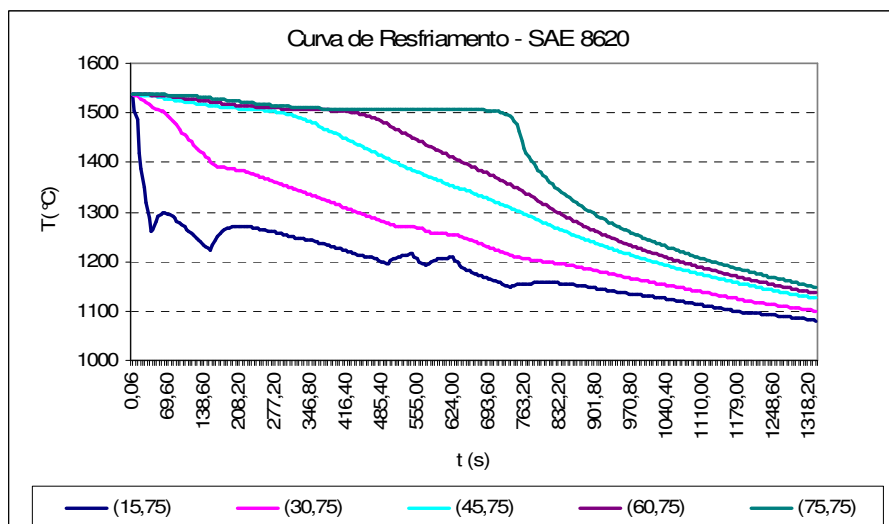
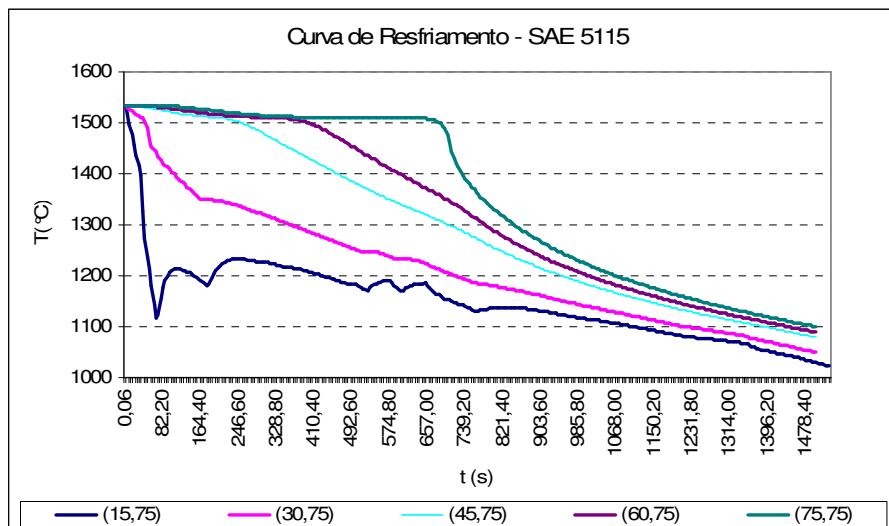
Tabela 5.3 Propriedades termofísicas do molde utilizados pelo software InALC+.

<b>Propriedades Termoquímicas</b>	<b>Respectivos Valores</b>
Molde	Cobre ( seção 150 mm)
Comprimento	0,8010 [m]
Condutividade térmica	340 [W/m.K]
Densidade	8900 [kg/m <sup>3</sup> ]
Calor Específico	495 [J/kg.K]
Nível de Metal líquido(mínimo)	0,62 [m]
Nível de Metal líquido(máximo)	0,64 [m]
Canal de água ( espessura)	0,01 [m]
Canal de água (fluxo)	566 [L/min]
Temperatura da água refrigerante(mínima)	15°C
Temperatura da água refrigerante(máxima)	35°C
Pressão da água (Entrada / Saída)	0,24MPa

Como resultado da simulação numérica obtém-se as curvas de resfriamento, o resultado do cálculo de temperatura em função do tempo considerando as condições de contorno (ver Figura 5.13). É importante ressaltar que a simulação do resfriamento fora realizada para cada coordenada do lingote ao qual foram realizados os ensaios de metalografia e microdureza.

Todos os pontos do lingote partem da temperatura inicial igual a temperatura de vazamento do aço, esta temperatura é determinada pelo usuário do software, possibilitando assim que o mesmo verifique variações de comportamento do material durante o processamento se temperatura de vazamento for alterada.

O tempo inicial de simulação inicia no instante em que o aço entra em contato com o molde e o tempo final de simulação equivale ao instante em que ocorre o contato com o oxicoarte.



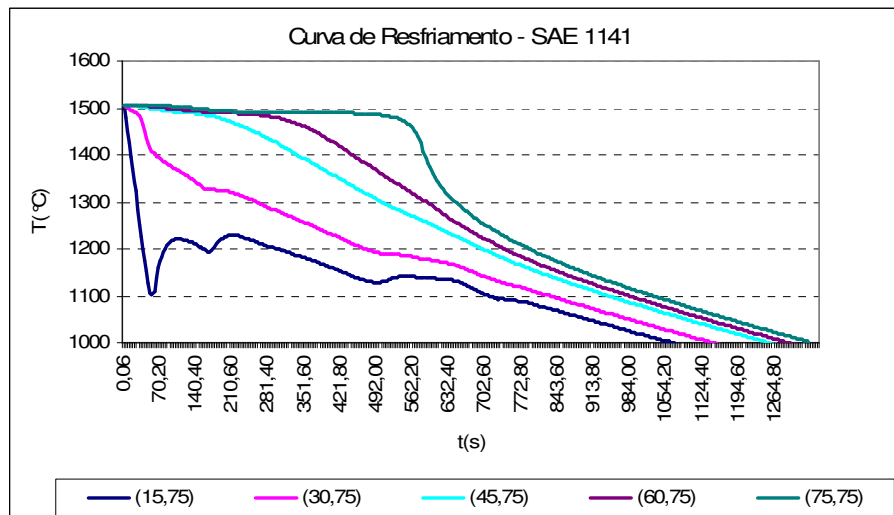


Figura 5.13 Curva de resfriamento obtida pela simulação numérica desde o molde até o oxigorte para aço SAE 5115, SAE 8620 e SAE 1141.

A coordenada (15,75) é o ponto próximo mais próximo da superfície, possui uma variação brusca nos momentos iniciais da solidificação por existir um choque térmico na superfície de resfriamento. Este choque térmico é devido a formação da casca solidificada e por influência do calor existente no aço não solidificado internamente ocorre reaquecimento desta coordenada, assim aumentando a temperatura nos instantes iniciais de solidificação.

Nas coordenadas a partir da superfície ocorre a redução da taxa de resfriamento. Coordenada no centro do lingote tem menor taxa de resfriamento por sofrer um aumento na resistência térmica da camada solidificada com a evolução da solidificação do que os pontos próximos a superfície.

### Simulação no Resfriamento Terciário

Através da análise dos resultados descritos na Figura 5.13 é possível observar a diferença do resfriamento entre coordenadas distribuídas ao longo do lingote. A comparação entre taxa de resfriamento descrita teoricamente e as taxas de resfriamento simuladas pelo programa numérico serão posteriormente comparadas entre si.

A simulação numérica realizada pelo software InaLC+ parte da região do molde até o oxigorte. Verificando que a temperatura média do lingote para qualquer tipo de liga de aço na região do oxigorte é em torno de 1000°C.



Observando o diagrama de fase comum a qualquer aço baixa liga, a temperatura de 1000°C encontra-se no equilíbrio do campo austenítico, sendo assim o resfriamento não está completo. Observa-se que não ocorreram as transformações de fase necessárias para formar as microestruturas encontradas geralmente em aços baixa liga não tratados termicamente.

Para a realização da simulação na região de resfriamento terciária será necessária a utilização do software onde as temperaturas experimentais não estão aferidas. Sendo assim, foi monitorado o valor do coeficiente de transferência de calor ( $h$ ) durante a simulação numérica realizada desde a saída do molde até a região do oxicorte, ver Figura 5.14.

É possível verificar e calcular o valor médio do coeficiente de transferência de calor na região de saída do oxicorte e assim utilizar este valor nos cálculos para a região de resfriamento terciária. Este valor em torno de 80 ( $W/m^2.K$ ), independente da liga trabalhada.

A Figura 5.14 mostra o valor do coeficiente de transferência de calor ( $h$ ) em função da distância percorrida pelo lingote, como distâncias iniciais sendo 681 mm equivalente a distância percorrida pelo referencial até sair do molde. Os picos mostram em maior número na região de resfriamento primária devido ao contato da superfície do lingote com os rolos extratores existentes nas laterais do trilho.

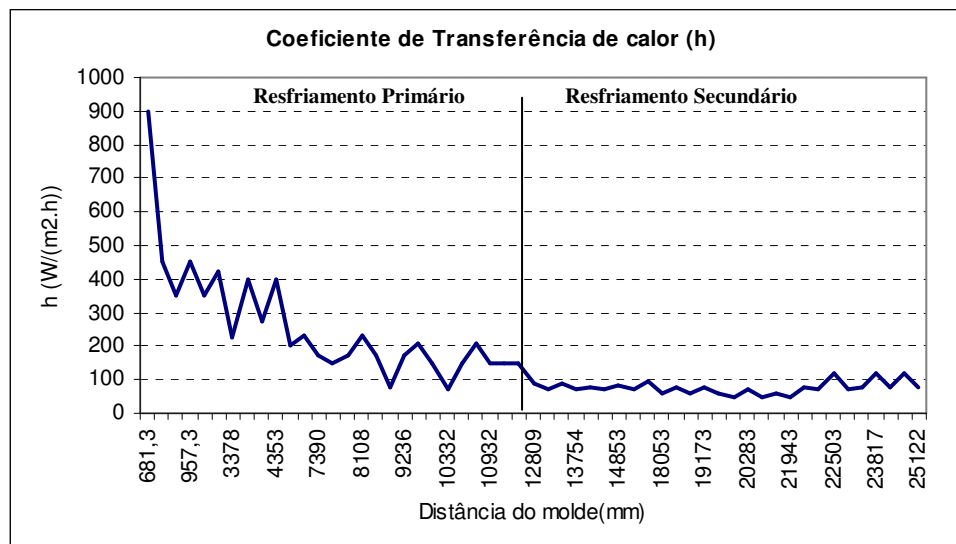


Figura 5.14 Monitoramento do valor do coeficiente de transferência de calor durante a simulação numérica desde molde até oxicorte.

Partindo do valor do coeficiente de transferência de calor ( $h$ ) como um valor constante para a região terciária, foram realizadas as simulações numéricas para a região de

resfriamento terciário com tempo inicial sendo a passagem do referencial pelo oxicorte, os resultados são apresentados na Figura 5.15.

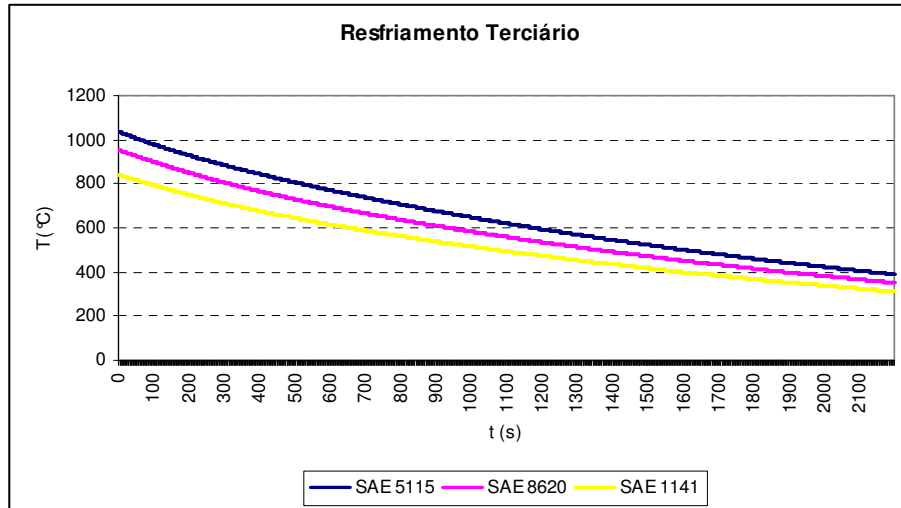


Figura 5.15 Temperatura média do lingote durante o resfriamento terciário.

### 5.1.5 Diagrama CCT

A Figura 5.15 mostra que a temperatura média do lingote na região de resfriamento terciária. A temperatura inicial representada pela temperatura do lingote na saída do oxicorte não é a mesma para as três qualidades de aço estudada, isso porque são utilizados coeficientes de transferência de calor distintos durante a simulação desde molde até oxicorte, além da influencia de outros fatores.

Na região de resfriamento terciária onde fora utilizado mesmo coeficiente de transferência de calor, a temperatura para as diferentes qualidades de aço tendem a aproximar-se em tempo infinito.

Partindo do gráfico demonstrado na Figura 5.15, foi calculado o valor da taxa de resfriamento conforme Equação 5.1 somente para a zona de resfriamento terciário, com o objetivo de determinar o valor médio da taxa de resfriamento. Os valores encontrados na região de resfriamento terciário serão descritas Tabela 5.2.

$$T = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (5.1)$$

Assim, o valor médio da taxa de resfriamento encontrado nos cálculos será comparado com o valor de taxa de resfriamento estimada no Diagrama de Resfriamento Contínuo (CCT), com o objetivo de verificar se o processo forma microestruturas semelhante à prevista pelo CCT.

Tabela 5.4 Taxa de resfriamento calculada para o resfriamento na região terciária.

Qualidade de Aço	Taxa de Resfriamento calculada
SAE 5115	0,28 °C/s
SAE 8620	0,32 °C/s
SAE 1141	0,27°C/s

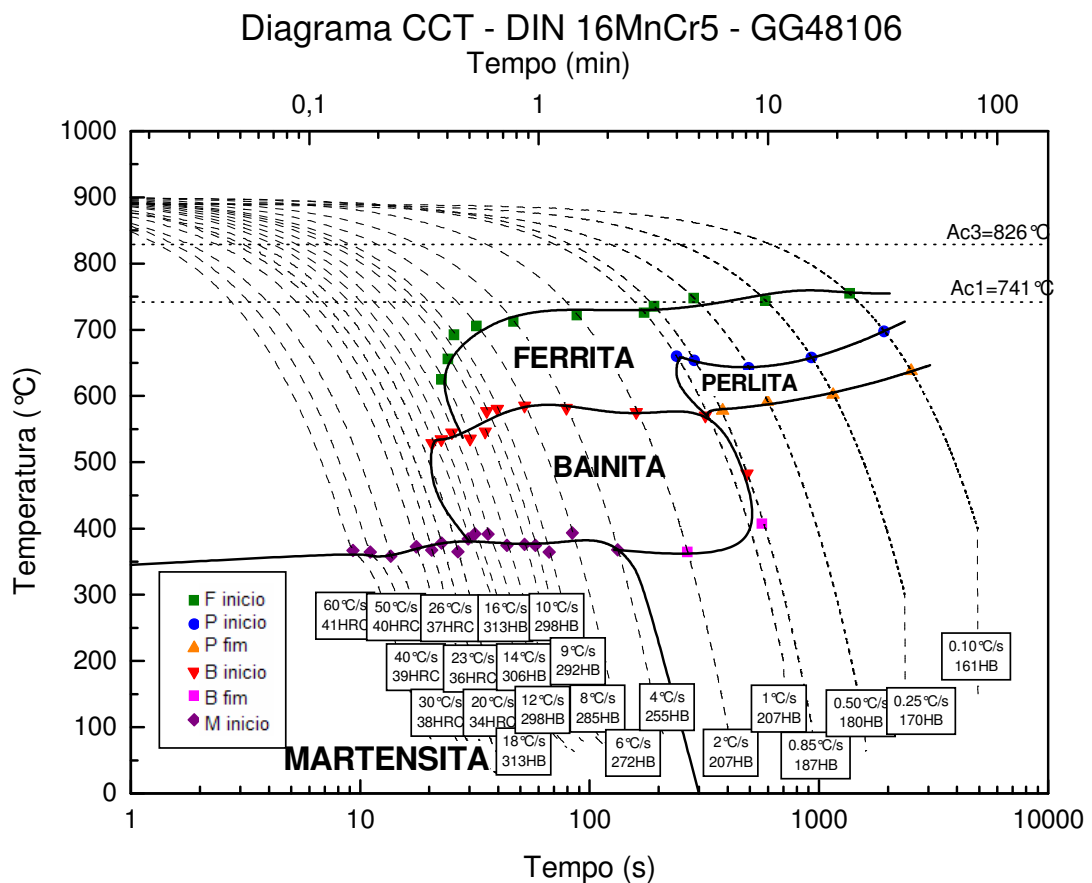


Figura 5.16 Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do aço SAE 5115[Atkins, 1980].

A taxa de resfriamento médio calculado é de 0,28 °C/s equivale a microestrutura formada ferrita e perlita. A microestrutura mostrada na Figura 5.5 revelada pelo ensaio de metalografia indica núcleos de ferrita e perlita. Verifica-se assim que o resfriamento mantido durante o processo para o aço SAE 5115 segue o diagrama de resfriamento contínuo (CCT).

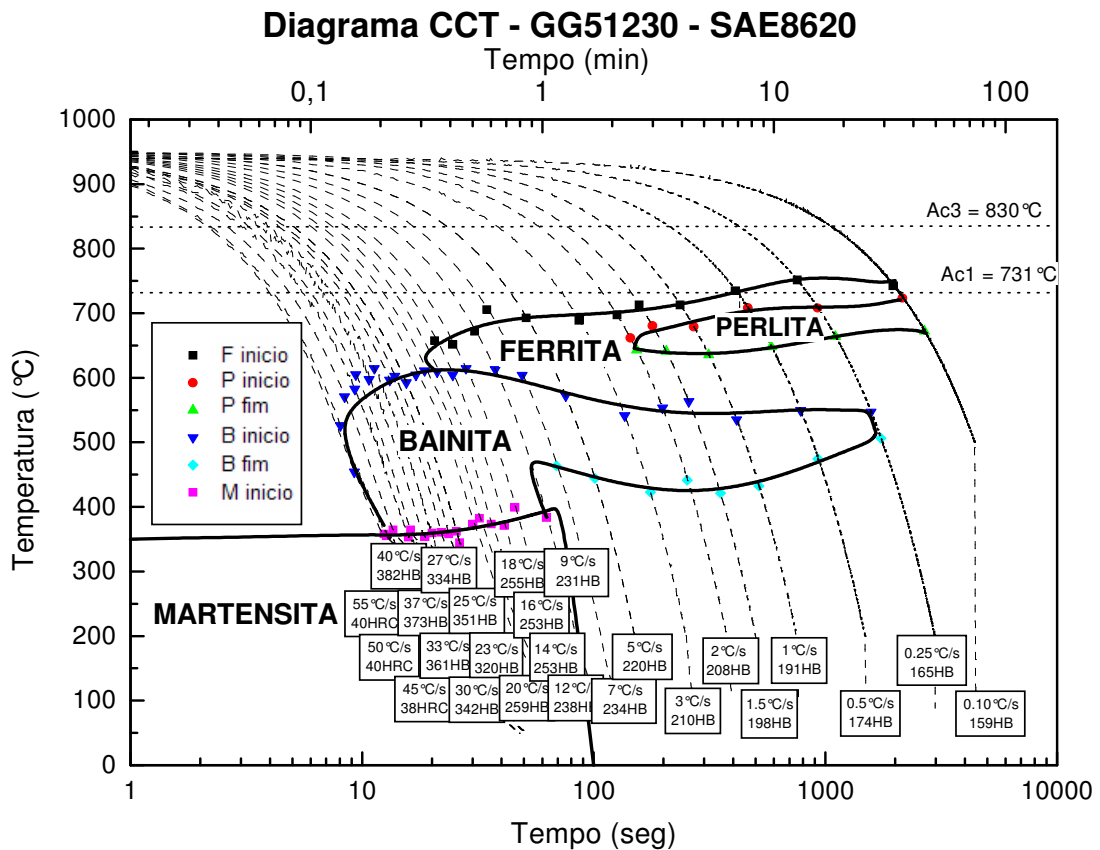


Figura 5.17 Diagrama de resfriamento CCT para o aço SAE 8620[Atkins, 1980].

A taxa de resfriamento médio calculado é de 0,32 °C/s comparado ao CCT equivale a microestrutura: ferrita e perlita. Observando a Figura 5.6 a metalografia desta qualidade é formada por ferrita acicular e perlita. Sabe-se que este tipo de aço é amplamente utilizado em tratamento térmico, a forma da microestrutura depende do processo de fabricação.

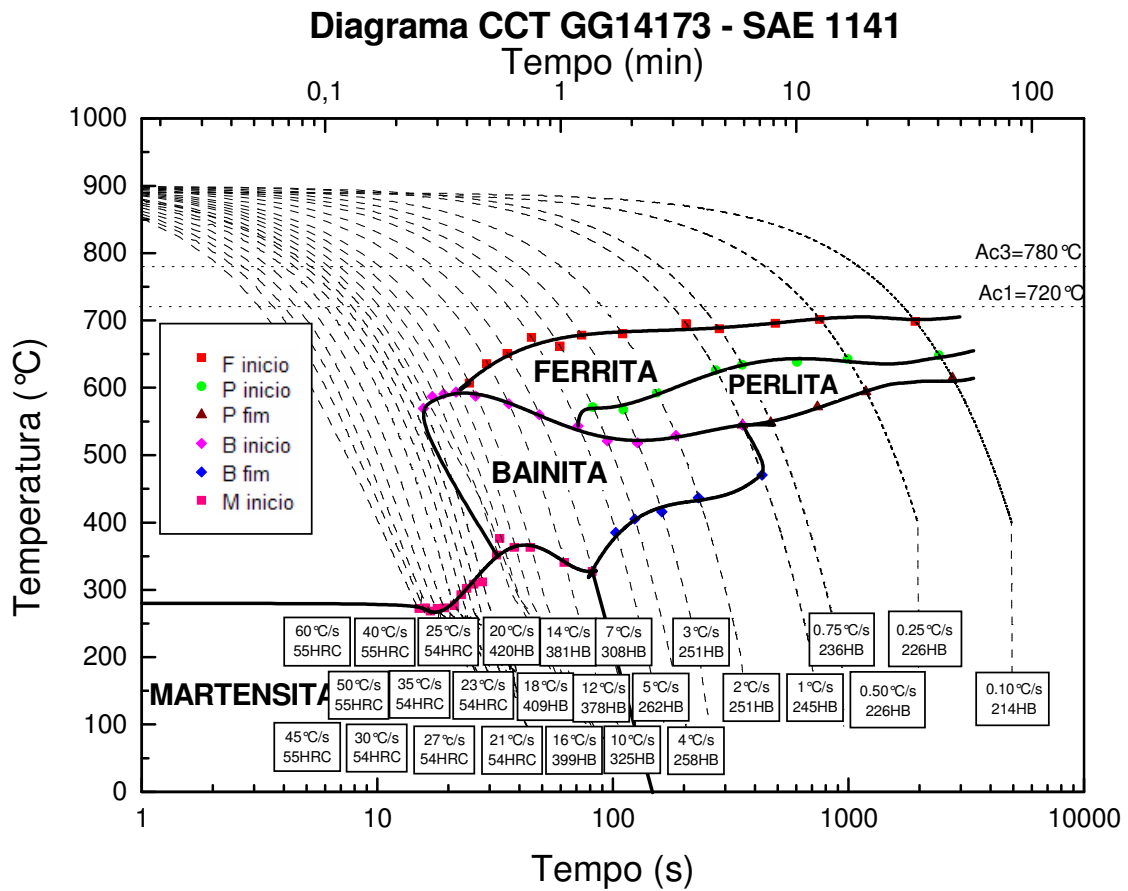


Figura 5.18 Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do aço SAE 1141[Atkins, 1980].

A taxa de resfriamento médio calculada é de 0,27°C/s, consultando o diagrama de resfriamento contínuo (CCT) a microestrutura para este valor de taxa é ferrita e perlita. Conforme demonstrado anteriormente nas Figuras 5.7, a microestrutura formada nesta corrida para qualquer coordenada é núcleos de perlita com contornos de grão ferríticos, assim esta corrida do aço SAE 1141 segue o diagrama de resfriamento contínuo (CCT).

### 5.1.6 Parâmetros de Solidificação

A Tabela 5.5 demonstra o tempo para o deslocamento das isothermas *liquidus* e *solidus* para cada coordenada escolhida. A diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* é considerado o tempo local de solidificação ( $T_{\text{solid}}$ ).

Tabela 5.5 Tempo para deslocamento das isothermas *liquidus* e *solidus*.

Coord.	SAE 5115			SAE 8620			SAE 1141		
	<i>liquidus</i>	<i>solidus</i>	$T_{\text{solid}}$	<i>liquidus</i>	<i>solidus</i>	$T_{\text{solid}}$	<i>liquidus</i>	<i>solidus</i>	$T_{\text{solid}}$
(15,75)	1,2	1,8	0,6	4,8	9,1	4,3	0,6	1,8	1,2
(30,75)	62,7	99,5	36,8	85,5	148,0	62,5	43,8	107,2	63,4
(45,75)	188,4	294,8	106,4	222,0	364,9	142,9	122,9	298,9	176,0
(60,75)	342,9	503,1	160,2	319,2	504,1	184,9	196,8	411,2	214,4
(75,75)	420,6	698,5	277,9	406,8	750,8	344,0	284,4	579,8	295,4

O tempo local de solidificação relaciona diretamente os espaçamento interdendrítico e as condições de solidificação impostas pelo sistema metal/molde. O superaquecimento atua no sentido de diminuir a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, enquanto o deslocamento da isoterma *solidus* praticamente não sofre influência desse parâmetro.

A Tabela 5.5 mostra indiretamente a velocidade de deslocamento das isothermas *liquidus* e *solidus*. É possível observar que a medida que se aproxima do centro geométrico do lingote as isothermas aumentam a distância entre si, isso se deve a influência do processo de transferência de calor a medida as mesmas avançam para o centro geométrico do tarugo.

Pode ser observado também o maior valor de velocidade de resfriamento no ponto próximo a superfície devido ao choque térmico existente no contato entre o aço líquido e o molde refrigerado – equivalente a formação da zona coquilhada. Resumidamente, a isoterma *solidus* possui menor velocidade de deslocamento do que a isoterma *liquidus*.

### Potencial Ferrítico

Como estas amostras possuem diferente teor de carbono equivalente, conseqüentemente possuem valores distintos para o potencial ferrítico, o potencial ferrítico nada mais é que a tendência do aço em contrair ou expandir durante a solidificação dentro do

molde. Quanto maior for a aderência do aço ao molde, mais eficiente será a condutividade de calor entre o aço lingotado e o molde.

Para melhor compreensão, Wolf [Wolf, 1981] definiu o termo *Aços Tipo A* para os aços com tendência a formar depressão da casca solidificada e caracterizados com valores de PF entre 0,85 – 1,05, e o termo *Aços Tipo B* para os aços com tendência a agarramento à parede do molde e que apresentam valores de  $PF > 1,05$  ou  $PF < 0,85$ .

Tabela 5.6 Relação entre valor calculado de carbono equivalente e potencial ferrítico.

Aço	Ceq	Potencial Ferrítico	Potencial Ferrítico(Tipo)
SAE 5115	0,15	0,875	Tipo A
SAE 8620	0,23	0,675	Tipo B
SAE 1141	0,43	0,175	Tipo B

Sendo assim, a tendência de formar uma depressão da casca solidificada prejudica o contato com o molde – resfriamento primário, prejudicando a extração de calor do aço, conseqüentemente a isoterma *liquidus* desloca com menor velocidade. Já para aços do tipo B, ocorre agarramento do aço com o molde, melhorando a condutividade térmica e aumentando a taxa de extração de calor.

É possível verificar, o aço que possui maior teor de carbono equivalente calculado (SAE 1141) tem maior velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* além da tendência de formar depressão da casca solidificada.

### **Taxa de resfriamento**

Pelo ensaio de macrografia foi possível identificar grãos colunares, equiaxiais e a região de transição colunar - equiaxial. A posição em que ocorre a transição colunar-equiaxial depende de vários parâmetros, como temperatura de vazamento, composição da liga metálica, molde utilizado e coeficiente de transferência de calor.

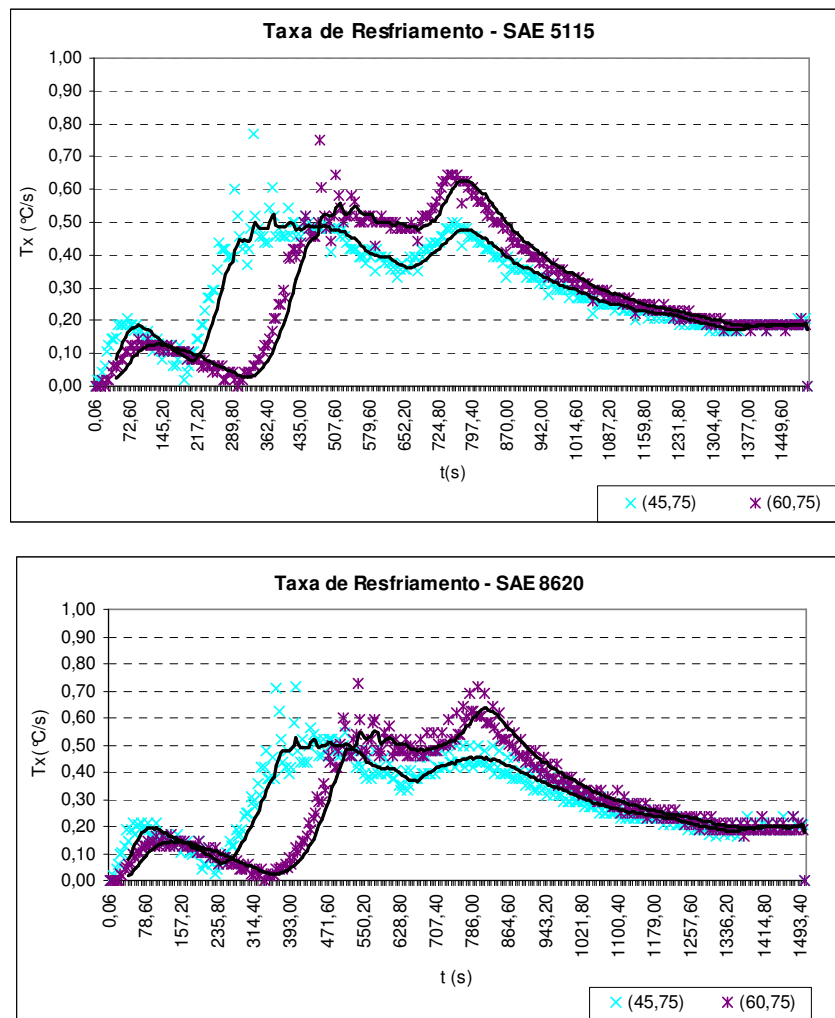
A taxa de resfriamento representa outra variável de processo que influencia diferentemente a evolução da macro e microsegregação em estruturas equiaxiais e colunares. De um modo geral, a microsegregação aumenta com a taxa de resfriamento e no caso de solidificação dendrítica equiaxial e diminui com o aumento da taxa no caso de crescimento colunar na solidificação unidirecional. Para taxas elevadas, não há tempo para que ocorra a difusão, intensificando a microsegregação.

Segundo Garcia [Garcia, 2001] a forma estrutural mista só acontece se for possível

nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar de crescimento, provocando uma transição entre os modos de crescimento. Os grãos equiaxiais exercem um crescimento competitivo com a frente colunar, de tal forma que os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são adicionados a essa frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica.

A determinação do ponto onde ocorre a transição colunar – equiaxial é importante para o planejamento do processo de solidificação e para que se possa projetar as propriedades mecânicas do produto a ser produzido.

Através da análise da macrografia mostrada nas Figuras 5.2, 5.3 e 5.4, a região de transição colunar – equiaxial mostra-se entre as coordenadas (45,60) e (60,75). Sendo assim foi monitorado o comportamento da taxa de resfriamento destas coordenadas durante o processo de solidificação, conforme mostrado na Figura 5.19.





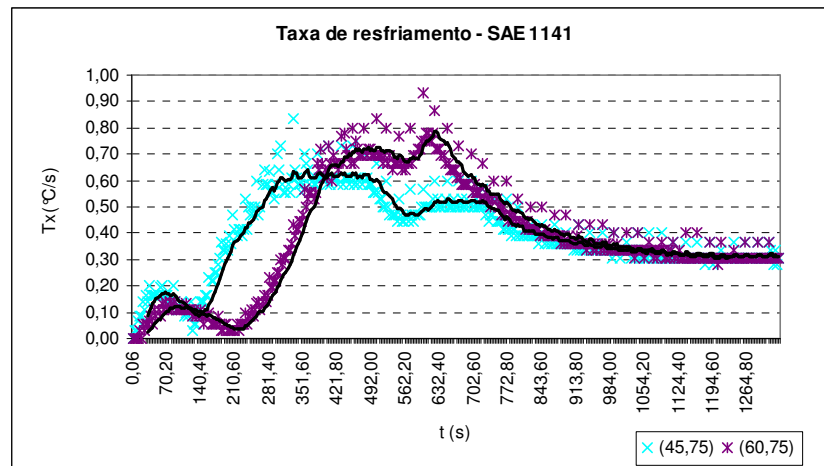


Figura 5.19 Taxa de resfriamento dos pontos de início e término da transição colunar-equiaxial para as três qualidades de aço.

A curva possui forma idêntica para estas coordenadas e o valor mínimo existente nos instantes iniciais de solidificação equivale ao instante em que isoterma *liquidus* passa por estas coordenadas (Tabela 5.7). Quanto a parâmetros de solidificação envolvidos no processo devem ser feitas comparações sobre a posição da TCE e a taxa de resfriamento, velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e gradiente térmico.

Tabela 5.7 Valor mínimo da taxa de resfriamento para as coordenadas de início e término da TCE.

Qualidade	Taxa de Resfriamento (45,75)	Taxa de Resfriamento (60,75)
SAE 1141	0,03	0,03
SAE 8620	0,06	0,02
SAE 5115	0,02	0,02

Para Garcia [Garcia, 2005] a relação entre transição colunar-equiaxial ocorre essencialmente na mesma distância da base do lingote, independentemente da concentração de soluto para uma liga de alumínio. Segundo o autor, tanto velocidade de solidificação, gradiente térmico e taxa de resfriamento tem pequena variação quando relacionada com a composição química da liga na TCE.

O gradiente térmico do líquido junto a isoterma *liquidus* representa a variação de temperatura em função da posição geométrica. O gradiente é calculado em relação a isoterma *liquidus* a frente da isoterma *liquidus* onde ocorre a formação da microestrutura.

Em relação aos parâmetros de solidificação, também é possível descrever a relação matemática entre os mesmos: a taxa de resfriamento é igual ao produto do gradiente térmico pela velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, conforme equação 5.2.

$$T = V.G \quad (5.2)$$

Para a determinação do gradiente térmico a frente da isoterma *liquidus* para cada coordenada, o gradiente térmico foi calculado para cada coordenada quando a isoterma passa pelo mesmo, calculado através da equação 5.3, obtêm-se o seguinte resultado:

$$G = \frac{\Delta T}{\Delta d} \quad (5.3)$$

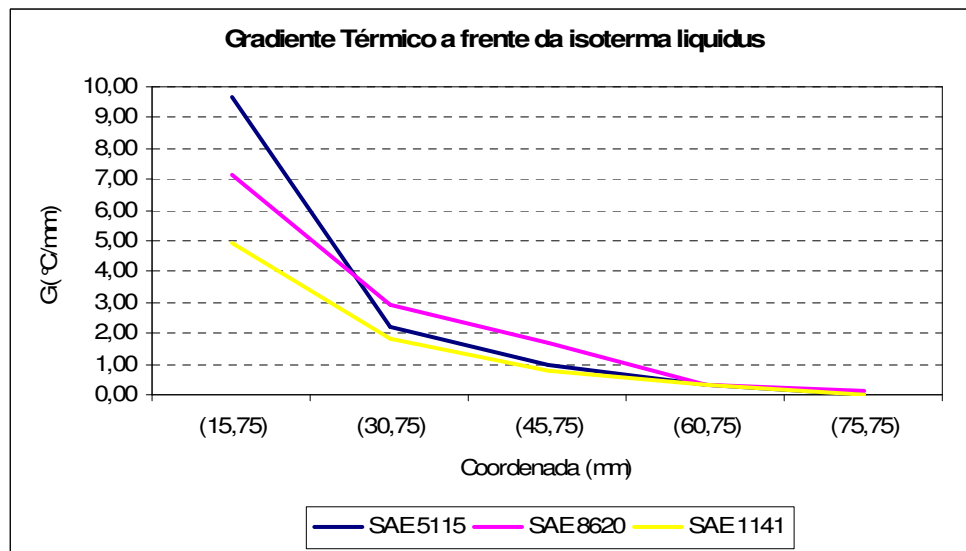


Figura 5.20 Gradiente térmico a frente da isoterma *liquidus* para as três qualidades de aço estudadas.

A Figura 5.20 mostra o gradiente térmico do aço SAE 1141 em função dos pontos de referência. É possível verificar uma redução do valor a medida que a frente de solidificação se aproxima do centro geométrico do lingote. Este fato se deve ao calor existente internamente no centro do lingote é progressivamente retirado por condução através da casca sólida e irradiado para o ar, sendo assim o gradiente térmico reduzirá, este fenômeno é o mesmo que acontece com as três qualidades de aço estudadas.

Relacionando o valor do gradiente térmico com a macrografia da corrida estudada, é possível verificar faixas de valores para os quais a forma dos grãos: colunar, equiaxial e região TCE, conforme descrito na Figura 5.21.

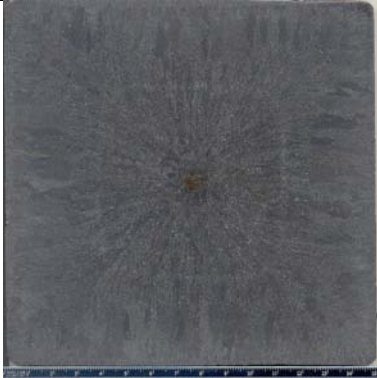


SAE 5115	SAE 8620	SAE 1141
		
<p>Gradiente Térmico  <math>G &gt; 1,75</math> – Estrutura colunar  <math>G &lt; 1</math> e <math>G &gt; 0,35</math> – TCE  <math>G &lt; 0,10</math> – Estrutura equiaxial</p>	<p>Gradiente Térmico  <math>G &gt; 1</math> - Estrutura colunar  <math>G &lt; 1</math> e <math>G &gt; 0,10</math> – TCE  <math>G &lt; 0,10</math> – Estrutura equiaxial</p>	<p>Gradiente Térmico  <math>G &gt; 1</math> – Estrutura colunar  <math>G &lt; 1</math> e <math>G &gt; 0,10</math> – TCE  <math>G &lt; 0,10</math> – Estrutura equiaxial</p>

Figura 5.21 Gradiente térmico a frente da isoterma *liquidus* comparado a macrografia.

Os resultados obtidos por este trabalho podem ser resumidos na Tabela 5.8.

Tabela 5.8 Parâmetros encontrados em função de cada qualidade de aço estudado.

Aço	Microestrutura	TCE – Transição colunar- equiaxial	Gradiente Térmico		Velocidade Deslocamento Isoterma <i>liquidus</i>		Taxa de Resfriamento	
			Início TCE	Fim TCE	Início TCE	Fim TCE	Início TCE	Fim TCE
SAE 5115	Núcleos Perlita e Ferrita	4 a 5 cm da superfície	0,10	1,00	0,30	0,03	0,03	0,03
SAE 8620	Núcleos de Ferrita Acicular e Perlita	4 a 5 cm da superfície	0,15	0,50	0,33	0,04	0,05	0,02
SAE 1141	Núcleos de perlita e contorno ferrítico	4 a 5 cm da superfície	0,35	0,80	0,28	0,09	0,10	0,07

## 6.0 CONCLUSÕES

### 6.1 Considerações Finais

Os resultados obtidos pelo modelo matemático desenvolvido, para o processo de lingotamento contínuo, e suas comparações com dados obtidos experimentalmente em planta industrial permitiram as seguintes conclusões:

- O modelo numérico desenvolvido na forma unidirecional demonstrou-se bastante eficiente quando comparado com as temperaturas medidas nos moldes de lingotamento contínuo, permitindo a simulação da solidificação de diversos aços e a determinação dos parâmetros de solidificação.
- A comparação realizada entre as microestruturas obtidas no processo de lingotamento contínuo e a previsão fornecida pelo diagrama de resfriamento contínuo (CCT) demonstrou-se coerente.
- Taxa de resfriamento das isotermas *liquidus* para pontos de início e término da TCE apresentam as mesmas características para as três qualidades de aço.
- Os coeficientes de transferência de calor calculados mostraram-se de acordo com a tendência dos aços a contrair com maior ou menor intensidade durante a solidificação do tarugo no molde em função do seu Potencial Ferrítico em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*. Tendência essa que refletiu na transferência de calor, apresentando altos valores para a região do menisco, onde o contato térmico é mais efetivo, e diminuindo de acordo com a evolução da solidificação do aço, além de indicar a diferença existente entre a transferência de calor de um aço tipo A e um aço tipo B.

## 6.2 Proposta para Trabalhos Futuros

- Realizar este estudo para outras qualidades de aço, verificando a correlação entre parâmetros de solidificação e microestrutura formada.
- Pesquisar detalhadamente a dependência das propriedades termofísicas: densidade, condutividade térmica e calor específico nas fases líquido e sólido com a composição química dos aços, bem como desenvolver metodologias para determinar esses parâmetros termofísicos para diferentes tipos de aços.
- Estudar e determinar equações que correlacionam a influência da composição química dos aços nas temperaturas de transformação *solidus* e *liquidus*.
- Continuar o desenvolvimento do software de simulação para o processo de lingotamento contínuo para todas as etapas de resfriamento ao longo da máquina, incluindo a aferição da zona de resfriamento terciária.
- Analisar a solidificação dos aços e sua influência na geração de defeitos internos e superficiais no tarugo durante o lingotamento.

## 7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

### Artigos Técnicos/Científicos –

AI, J.H.; Zhao, T.C.; Gao, H.J.; Hu, Y.H.; Xie, X.S. *Effect of controlled rolling and cooling on the microstructure and mechanical properties of 60Si2MnA spring steel rod.* **Journal of Materials Processing Technology**, V.160, N° 3, pp.390-395,(2005).

AMAURI, Garcia. *Mathematical heat transfer model for the analysis of solidification of binary alloys. Multi-phase Flow and Heat Transfer III. Part B: Applications.* **Elsevier Science Publishers**. pp. 591-603,(1984)

ARES, A.E.; Gueijman, S.F.; Caram, R.; Schvezov, C.E. *Analysis of solidification parameters during solidification of lead and aluminum base alloys.* **Journal of Crystal Growth**, V.275 N° 1-2, pp.e319-e327, (2005).

ARES, Alicia E.; Gueijman, Sergio F.; Schvezov, Carlos E. *Semi-empirical modeling for columnar and equiaxed growth of alloys.* **Journal of Crystal Growth**, V. 241, N° 1-2, pp. 235-240,(2002).

B.LALLY, L.Biegler; HENEIN, H.. *Finite heat-transfer modeling for continuous casting.* **Metallurgical Transactions B**. V.21B, pp-761-770,(1990).

BADILLO, Arnaldo; Beckermann, Christoph. *Phase-field simulation of the columnar-to-equiaxed transition in alloy solidification.* **Acta Materialia**, V.54, N° 8, pp.2015-2026,(2006).

BOETTINGER, W. J.; Coriell, S. R.; Greer, A. L.; Karma, A.; Kurz, W.; Rappaz, M.; Trivedi, R. *Solidification microstructures: recent developments, future directions.* **Acta Materialia**, V.48, N° 1, pp. 43-70,(2000).

BUCHAMANN, M.; Rettenmayr, M. *Non-equilibrium transients during solidification – A numerical study.* **Sripta Materialia**, V.58, N° 2, pp. 106-109,(2008).

CAMPOS, S.S.; Morales, E.V.; Kestenbach, H.-J. *Detection of interphase precipitation in microalloyed steels by microhardness measurements.* **Materials Characterization**, V.52, N° 4-5, pp. 379-384,(2004).

CANTÉ, Manuel V.; Cruz, Kleber S.; Spinelli, José E.; Cheung, Noé; Garcia, Amauri. *Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Ni and Al–Sn alloys.* **Materials Letters**, V.61, N° 11-12, pp.2135-2138,(2007).

CANTÉ, Manuel V.; Cruz, Kleber S.; Spinelli, José E.; Cheung, Noé; Garcia, Amauri.

*Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Ni and Al–Sn alloys. **Materials Letters**, V. 61, N° 11-12, pp.2135-2138,(2007).*

CHIANG, K.A.;Chen,Y.C. *Microstructural characterization and microscopy analysis of laser cladding stellite12 and tungsten carbide. **Jornal of Materials Processing Technology**. PROTEC-10171,(2006).*

DIOSZEGI, Attila; Svensson, Ingvar L. *On the problems of thermal analysis of solidification. **Materials Science and Engineering: A**, V.413-414, pp. 474-479, (2005).*

DOGAN, Ö. N.. *Columnar to equiaxed transition in high Cr white iron castings. **Scripta Materialia**, V.35, N° 2, pp.163-168,(1996).*

DONG, H.B.; Lee, P.D. *Simulation of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Cu alloys. **Acta Materialia**, V.53, N° 3, pp. 659-668,(2005).*

DVORKIN, Eduardo N.; Cavaliere, Miguel A.; Goldschmit, Marcela B. *Finite element models in the steel industry: Part I: Simulation of flat product manufacturing processes. **Computers & Structures**, V.81, N° 8-11, pp. 559-573,(2003).*

FERNANDES, Marcolino; Cheung, Noé; Garcia, Amauri. *Investigation of nonmetallic inclusions in continuously cast carbon steel by dissolution of the ferritic matrix. **Materials Characterization**, V.48, N° 4, pp. 255-261,(2002).*

GAUMANN, M.; Trivedi, R.; Kurz, W. *Nucleation ahead of the advancing interface in directional solidification. **Materials Science and Engineering A**, V.226-228, pp. 763-769, (1997).*

HUNT, J.D. *Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutetic. **Materials Science and Engineering**,V.65, pp.75-83,(1984).*

JANIK, M.; Dyja, H. *Modelling of three-dimensional temperature field inside the mould during continuous casting of steel. **Journal of Materials Processing Technology**, V.157-158, pp. 177-182.(2004).*

JANIK, M.; Dyja, H.; Berski, S.; Banaszek, G. *Two-dimensional thermomechanical analysis of continuous casting process. **Journal of Materials Processing Technology**, V.153-154, pp.578-582,(2004).*

JANIK, M.; Dyja, H.; Berski, S.; Banaszek, G. *Two-dimensional thermomechanical analysis of continuous casting process. **Journal of Materials Processing Technology**, V.153-154, pp. 578-582,(2004).*

JONSTA, Z.; Hernas, A.; Mazanec, K. *Contribution to mechanical metallurgy behaviour of steel during continuous casting. **Journal of Materials Processing Technology**, V. 78, N° 1-3, pp. 90-94,(1998).*

JUN, Hyun Jo; Kang, K. B.; Park, C. G. *Effects of cooling rate and isothermal holding on the precipitation behavior during continuous casting of Nb–Ti bearing HSLA steels. **Scripta***

**Materialia**, V.49, N° 11, pp.1081-1086,(2003).

KANEKO, K.; Fujita, K.; Sadakata, A.; Tomokiyo, Y.; Matsumura, S. *Nanostructural and nanoelemental analysis of metastable  $M_3C$ -type carbides with alloy-rich layer in heat resistant 2Cr-martensitic steel.* **Scripta Materialia**, V.48, N° 6, pp.761-765,(2003).

KULKARNI, M.S.; Babu, Subash. *Managing quality in continuous casting process using product quality model and simulated annealing.* **Journal of Materials Processing Technology**, V.166, N° 2, pp.294-306,(2005).

KURZ, W.; Bezençon, C.; Gäumann, M.. *Columnar to equiaxed transition in solidification processing.* **Science and Technology of Advanced Materials**, V.2, N°1, pp. 185-191,(2001).

LEE, Dock-Young; KANG, Suk-Won; CHO, Duck-Ho; KIM, Ki-Bae. *Effects of casting speed on microstructure and segregation of electro-magnetically stirred Aluminum alloy in continuous casting process.* **Rare Metals**, V.25, N° 6, Supplement 2, pp.118-123, (2006).

LESOULT, G. *Macrosegregation in steel strands and ingots: Characterisation, formation and consequences.* **Materials Science and Engineering: A**, V.413-414, pp.19-29,(2005).

LIU, D.R.; Guo, J.J.; Wu, S.P.; Su, Y.Q.; Fu, H.Z.. *Stochastic modeling of columnar-to-equiaxed transition in Ti-(45–48 at%) Al alloy ingots.* **Materials Science and Engineering: A**, V. 415, N° 1-2, pp.184-194,(2006).

LOUHENKILPI, Seppo; Mäkinen, Mika; Vapalahti, Sami; Räisänen, Tuomo; Laine, Jukka. *3D steady state and transient simulation tools for heat transfer and solidification in continuous casting.* **Materials Science and Engineering: A**, V. 413-414, pp.135-138,(2005).

MALINOVSKI, C. Ducu; Aldea, N.; Fulger, M. *Study of carbon steel corrosion layer by X-ray diffraction and absorption methods.* **Journal of Nuclear Materials**, V. 352, N°1-3, pp. 107-115, (2006).

MIYAZAWA, Ken-ichi. *Continuous casting of steels in Japan.* **Science and Technology of Advanced Materials**, V.2, pp.59-65,(2001).

RADOVIC, Z.; Lalovic, M. *Numerical simulation of steel ingot solidification process.* **Journal of Materials Processing Technology**, V.160, N° 2, pp. 156-159,(2005).

REINHART, G. ; Manginck-Noël, N.; Nguyen-Thi, H.; Schenk, T.; Gastaldi, J.; Billia, B.; Pino, P.. *Investigation of columnar–equiaxed transition and equiaxed growth of aluminium based alloys by X-ray radiography.* **Materials Science and Engineering: A**, V. 413-414, pp.384-388,(2005).

SANTOS, C. A.; Spim, J. A.; Garcia, A. *Mathematical modeling and optimization strategies (genetic algorithm and knowledge base) applied to the continuous casting of steel.* **Engineering Applications of Artificial Intelligence**, V.16, N° 5-6, pp. 511-527,(2003).

SCHMUKI, P.; Hildebrand, H.; Friedrich, A.; Virtanen, S. *The composition of the boundary region of MnS inclusions in stainless steel and its relevance in triggering pitting corrosion.*



**Corrosion Science**, V.47, N° 5, pp.1239-1250,(2005).

SEDIAKO, Dmitry; Sediako, Olga; Ju, Kuan Lin. *Some aspects of thermal analysis and technology upgrading in steel continuous casting*. **Canadian Metallurgical Quarterly**, V.38, N° 5, pp. 377-385,(1999).

SHI, Z.; Guo, Z. X.. *Numerical heat transfer modelling for wire casting* **Materials Science and Engineering A**, V. 365, N° 1-2, pp. 311-317,(2004).

SOARES, R. W.; Fonseca, M. V. A.; Neuman, R.; Menezes, V. J.; Lavinas, A. O.; Dweck, J. *An application of differential thermal analysis to determine the change in thermal properties of mold powders used in continuous casting of steel slabs*. **Thermochimica Acta**, V.318, N° 1-2, pp. 131-136,(1998).

SPIM, J.A.; Garcia, A. *Numerical analysis of solidification of complex shaped bodies: coupling of mesh elements of different geometries*. **Materials Science and Engineering A**, V. 277, N° 1-2, pp.198-205,(2000).

SPINELLI, J. E.; Tosetti, J. P. ; Santos, C. A. ; Spim, J. A. ; Garcia, A. *Microstructure and solidification thermal parameters in thin strip continuous casting of a stainless steel*. **Journal of Materials Processing Technology**, V.150, N° 3, pp.255-262,(2004).

STEFANESCU, D.M.; Kanetkar, C.S.; CHEN, In-Gann; El-Kaddah, N. *A latent Heat Method for macro-micro modeling of eutectic solidification*. **Transitions ISIJ**, V. 28, pp. 860-868,(1988).

STEFANESCU, Doru M. *Methodologies for modeling of solidification microstructure and their capabilities*.**ISIJ International**, V.35,.N°.6, pp.637-650,(1995).

STURZ, L.; Drevermann, A.; Pickmann, C.; Zimmermann, G. *Influence of grain refinement on the columnar-to-equiaxed transition in binary Al alloys*. **Materials Science and Engineering: A**, V.413-414, pp.379-383,(2005).

STURZ, L.; Drevermann, A.; Pickmann, C.; Zimmermann, G. *Influence of grain refinement on the columnar-to-equiaxed transition in binary Al alloys*. **Materials Science and Engineering: A**, V.413-414, pp. 379-383,(2005).

TAN, Lijian; Zabaras, Nicholas. *Modeling the growth and interaction of multiple dendrites in solidification using a level set method*. **Journal of Computational Physics**.V.3-5, pp.345-350,(2007).

TIEU, A.K.; Kim, I.S. *Simulation of the continuous casting process by a mathematical model*. **International Journal of Mechanical Sciences**, V.39, N° 2, pp. 185-192,(1997)

TURCHIN, A.N.; Eskin, D.G.; Katgerman, L. *Effect of melt flow on macro- and microstructure evolution during solidification of an Al-4.5% Cu alloy*. **Materials Science and Engineering: A**, V. 413-414, pp. 98-104,(2005).

WANG, En-Gang; He, Ji-Cheng. *Finite element numerical simulation on thermo-mechanical*

*behavior of steel billet in continuous casting mold. Science and Technology of Advanced Materials*, V.2, N° 1, pp.257-263,(2001).

WANG, K.F.; Guo, J.J.; Mi, G.F.; Li, C.Y.; Fu, H.Z. *Numerical simulation of columnar to equiaxed transition for directionally solidified Ti-44Al alloy. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, V.21, N° 2, pp.146-156, (2008).

WON, Young-Mok; Thomas, Brian G. *Simple model of Microsegregation during solidification of steels. Metallurgical and materials transactions A*. V.32A, pp.1755-1767,(2001).

XU, D.; Jones, W. K. Jr.; Evans, J. W.; Cook, D. P. *Mathematical and physical modeling of systems for metal delivery in the continuous casting of steel and DC casting of aluminum. Applied Mathematical Modelling*, V.22, N° 11, pp. 883-89, (1998).

YOSHIDA, Natosugu; Umezawa, Osamu; Kotobu, Nagai. *Analysis on refinement of columnar (delta) grain by phosphorus in continuously cast 0,1 mass% carbon steel. Isij international* , V.44, N°3, pp.547-555,(2004).

ZHANG, X.P.; Xiong, S.M.; Xu, Q.Y. *Numerical methods to improve the computational efficiency of solidification simulation for the investment casting process. Journal of Materials Processing Technology*, V.173, N° 1,30, pp.70-74,(2006).

ZIMMERMANN, G.;Weiss,A.; Mbaya,Z. *Effect of forced melt flow on microstructure evolution in AlSi7Mg0.6 alloy during directional solidification. Materials Science and Engineering: A*, V.413-414, pp. 236-242,(2005).

## **Livros**

AMAURI, Garcia. *Modelagem matemática da solidificação no processo de lingotamento contínuo de aços*. UNICAMP. SP. C.P.6122.

ATKINS, M.. *Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels*. Ohio: **American Society for Metals**, 1980. 260 p. : il.

COLPAERT, Hubertus. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 3. ed. São Paulo: **Edgard Blücher**, 1969. 412 p.

FORWOOD, C.T.. *Electron microscopy of interfaces in metals and alloys*. **Bristol: Adam Hilger**, 1991. 424 p. : il.

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

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

KRAUSS, George. *Steels : heat treatment and processing principles*. **Materials Park**, Ohio: ASM International, c1990. xvi, 497 p. : il.

*Metals handbook : formerly edition ASM handbook*. **Materials Park**, Ohio: ASM International, 1991.

MULLER, Arno. *Solidificação e análise térmica dos metais*. **Editores da UFRGS**, Porto Alegre 278 p. 2002.

MURR, Lawrence E.. *Electron and ion microscopy and microanalysis : principles and applications*. 2nd ed.rev.exp. **New York: Marcel Dekker**, 1991. 836 p.

### **Teses e Dissertações**

MORAIS, Rosmary Fátima de. *Caracterização por microscopia eletrônica de transmissão do aço SAE5115 microligado ao nióbio para cementação em altas temperaturas*. 2002. xiii, 65 f. : il.Orinetador: Afonso Reguly. Dissertação de Mestrado.

NETO, Marcelino Fernández. Faculdade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia. *Análise de inclusões não metálicas em aço de baixo carbono desoxidado ao alumínio produzido por Lingotamento Contínuo*. Orientador :Dr. Amauri Garcia, 2001. Tese de Doutorado.

### **Em Meio Eletrônico**

Aços Finos Piratini (Gerdau)

<http://www.gerdau.com.br/gerdauacosespeciais/produtos/downloads/tecnicos/2005-SAE10B22MOD.pdf>. Acesso no dia 07/01/2008.

[http://www.spectru.com.br/util\\_metal.pdf](http://www.spectru.com.br/util_metal.pdf). A utilização de Metalografia colorida na identificação de microconstituintes de solda em aço microligados. Acesso dia 1/07/07.

### **Normas Técnicas**

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 14724**: Informação e documentação - Trabalhos acadêmicos - Apresentação. Rio de Janeiro, 2005.

ASTM E384-99. Standard test method for microindentation hardness of materials.

ASTM E3-01. Standard Guide for preparations of Metallographic Specimens. Julho 2001.

SAE J404. Chemical Compositions of SAE Alloy Steels. Rev. Jun 2000.

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)