

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**COMPORTAMENTO DOS AÇOS PERITÉTICOS
DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO NO MOLDE
DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

Autor: Leonardo José Silva de Oliveira

Orientador: Prof. Roberto Parreiras Tavares

Março/2009

**Comportamento dos aços peritéticos durante a solidificação no molde
de lingotamento contínuo**

Leonardo José Silva de Oliveira

Dissertação de Mestrado apresentada
ao Curso de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Minas
da Universidade Federal de Minas
Gerais

Área de concentração: Metalurgia Extrativa

Orientador: Prof. Roberto Parreiras Tavares

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2009

À minha querida esposa Carmélia
e aos meus pais Geraldo e Elvira.

AGRADECIMENTOS

O autor agradece em primeiro lugar a Deus, sem Ele nada é possível, e a todos aqueles que colaboraram para a realização deste trabalho, em particular:

- Ao Professor Roberto Parreiras Tavares pela coordenação dos estudos e pelas sugestões apresentadas ao longo da execução dos trabalhos;
- Aos engenheiros Júlio Henrique de Araújo Rosa, Leonardo Camilo dos Reis e Marcelo Moreira Furst Gonçalves, pelo apoio no projeto e construção dos dispositivos utilizados neste trabalho;
- Aos técnicos de pesquisa Hélio Alexandre Alves e Marco Túlio Dias Lima pelo apoio prestado no decorrer do trabalho;
- À equipe da linha de pesquisa em refino e solidificação do aço do Centro de P&D pelas discussões e sugestões apresentadas;
- À equipe do Laboratório de Refino, Laminação e Tratamento Térmico e à equipe do Laboratório de Metalurgia Física do Centro de P&D da Usiminas, pelo auxílio na execução das corridas experimentais e na preparação e análise das amostras de aço/pó fluxante.

SUMÁRIO

| | Página |
|---|--------|
| LISTA DE FIGURAS | v |
| LISTA DE TABELAS | xii |
| RESUMO | xiii |
| ABSTRACT | xiv |
| 1. INTRODUÇÃO..... | 1 |
| 2. OBJETIVO..... | 3 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 4 |
| 3.1. Descrição Geral do Processo de Lingotamento Contínuo..... | 4 |
| 3.2. Extração de Calor no Molde e o Processo de Solidificação..... | 7 |
| 3.2.1. Etapas de Transferência de Calor no Molde..... | 9 |
| 3.2.2. Influência de Variáveis de Processo sobre o Fluxo de Calor no Molde..... | 16 |
| 3.2.2.1. Velocidade de Lingotamento..... | 16 |
| 3.2.2.2. Pó Fluxante..... | 17 |
| 3.2.2.3. Conicidade do Molde..... | 19 |
| 3.2.2.4. Outras variáveis..... | 20 |
| 3.2.3. Considerações Finais Sobre o Processo de Transferência de Calor..... | 21 |
| 3.3. A Solidificação do Aço..... | 23 |
| 3.3.1. Parâmetros de Solidificação..... | 25 |
| 3.3.2. Efeito da Composição Química do Aço na Solidificação..... | 35 |
| 3.3.2.1. Reação Peritética..... | 38 |
| 3.3.2.2. Aspectos da Reação Peritética no Lingotamento Contínuo..... | 41 |

| | |
|---|-----|
| 3.3.2.3. Identificação do Comportamento do Aço Durante a Solidificação..... | 46 |
| 3.4. Formação de Defeitos Superficiais no Lingotamento Contínuo | 48 |
| 3.4.1. Trincas Longitudinais Faciais e de Quina..... | 48 |
| 3.4.2. Trincas Transversais Faciais e de Quina..... | 52 |
| 3.4.3. Trinca Estrela..... | 55 |
| 3.4.5. Depressões Longitudinais e Transversais..... | 57 |
| 3.4.6. Outros defeitos | 59 |
| 3.4.6.1. Inclusões | 59 |
| 3.4.6.2. Vazios | 60 |
| 3.5. Teste de Solidificação Inicial | 62 |
| 4. METODOLOGIA | 66 |
| 4.1. Teste de Solidificação | 66 |
| 4.1.1. Aparato Experimental Desenvolvido..... | 66 |
| 4.1.2. Avaliação da Contração do Aço Durante a Solidificação..... | 70 |
| 4.2. Procedimento Experimental | 72 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO | 76 |
| 5.1. Observações Iniciais e Considerações Sobre o Teste de Solidificação..... | 76 |
| 5.2. Testes de Solidificação | 80 |
| 5.3. Testes de Contração Durante a Solidificação | 93 |
| 5.4. Considerações Finais..... | 104 |
| 7. CONCLUSÕES..... | 107 |
| 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 109 |
| 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 110 |
| 10. ANEXOS..... | 116 |

LISTA DE FIGURAS

| | Página |
|---|--------|
| Figura 3.1 – Evolução da participação do lingotamento contínuo na produção de aço bruto de 1997 até 2006 (International Iron And Steel Institute, 2007). | 5 |
| Figura 3.2 – Ilustração dos três sistemas metalúrgicos, panela, distribuidor e molde, presentes no lingotamento contínuo (BARBOSA, 2002)..... | 6 |
| Figura 3.3 – Molde do processo de lingotamento contínuo (ANDRADE, 2002). | 8 |
| Figura 3.4 – Distribuição de temperatura em um dado instante, desde o aço líquido até a água de refrigeração (AISE Steel Foudation, 2007). | 9 |
| Figura 3.5 – (a) Ilustração do mecanismo de cristalização dos pós fluxantes na interface placa / molde (LI, 2004) e (b) micrografia de um filme de pó solidificado retirado no molde de lingotamento contínuo (OLIVEIRA, 2007). | 12 |
| Figura 3.6 – Esquema das resistências térmicas no interior do “gap” (AISE Steel Foudation, 2003)..... | 13 |
| Figura 3.7 – Variação da resistência térmica total em função da posição do molde (AISE Steel Foudation, 2003). | 15 |
| Figura 3.8 – Comportamento do fluxo de calor do menisco até a saída do molde (STEELUNIVERSITY, 2007). | 15 |
| Figura 3.9 – Relação entre o fluxo de calor e a velocidade de lingotamento (ABM, 2006). | 17 |
| Figura 3.10 – Relações entre fluxo de calor e a viscosidade do pó fluxante (WOLF, 1980). | 18 |
| Figura 3.11 – Aspecto da estrutura de solidificação dos aços (KRAUSS, 2004)..... | 24 |
| Figura 3.12 – Influência da temperatura de lingotamento na estrutura do aço (LAIT, 1982). | 25 |

| | |
|--|----|
| Figura 3.13 – Relação entre a espessura solidificada e o tempo de solidificação (AISE STEEL FOUNDATION, 2003). | 26 |
| Figura 3.15 – Variação da fração de sólido em função da distância do menisco (z) e de ¼ da espessura da placa (x) (SCHWERDTFEGGER, 2006). | 29 |
| Figura 3.16 – Desenho esquemático das dendritas e os espaçamentos entre os braços primários (λ_1) e secundários (λ_2) (SENK, 2003). | 30 |
| Figura 3.17 – Definição da partição de soluto entre duas fases em equilíbrio (MATTER, 2007). | 33 |
| Figura 3.18 – Detalhe da região de solidificação dos aços no sistema Fe-C. | 36 |
| Figura 3.18 – Mecanismo de solidificação dos aços peritéticos (STEFANESCU, 2006). | 38 |
| Figura 3.19 – Microestrutura típica de um aço peritético com 0,14%C (STEFANESCU, 2006). | 40 |
| Figura 3.20 – Esquema de solidificação para um aço com 0,15% de carbono antes e após a reação peritética (ABM, 2006). | 41 |
| Figura 3.21 – Efeito do teor de carbono na contração do aço e no fluxo de calor (VALADARES, 2006). | 42 |
| Figura 3.22 – Ilustração esquemática que mostra a estrutura cristalina da austenita na <i>pele</i> de aço solidificada: (a) aço baixo e alto carbono; (b) aço médio carbono (peritético) (MINTZ ET al., 1991). | 43 |
| Figura 3.23 – Diagrama de equilíbrio Fe-C; b) sensibilidade à formação de trinca longitudinal (empírico); c) $f_{\delta-\gamma}$ como função do teor de carbono (HARA, 2002). | 44 |
| Figura 3.24 – Definição de algumas variáveis (a) seção longitudinal à <i>pele</i> solidificada; b) distribuição da temperatura em Z_E (HARA, 2002). | 45 |

| | |
|---|----|
| Figura 3.25 – Tendência ao agarramento e à depressão em função potencial de ferrita (WOLF, 1991). | 47 |
| Figura 3.26 – Aspecto de uma trinca longitudinal facial na superfície da placa (AISE STEEL FOUNDATION, 2003). | 49 |
| Figura 3.27 – Ilustração do mecanismo de formação da trinca longitudinal (VALADARES, 2002). | 50 |
| Figura 3.28 – Ilustração do mecanismo de formação da trinca longitudinal de quina (VALADARES, 2006). | 52 |
| Figura 3.29 – Aspecto de uma trinca transversal facial na superfície da placa (VALDARES, 2006). | 53 |
| Figura 3.30 – (a) Definição da profundidade da segregação e da marca de oscilação (ITOYAMA, 1998), característica da marca de oscilação; (b) exemplos de trincas superficial e subsuperficial devido à segregação na marca de oscilação (WEISGERBER, 2004). | 54 |
| Figura 3.31 – Aspecto de uma trinca estrela na superfície da placa (OLIVEIRA, 2005). | 55 |
| Figura 3.32 – (a) Vista esquemática do aparato utilizado para a solidificação dos aços; (b) resultados do espaçamento dendrítico secundário das amostras de aço solidificado (SENK, 2003). | 63 |
| Figura 3.33 – (a) Fotografias dos momentos de imersão e remoção do amostrador de cobre no aço líquido; (b) desenho esquemático do amostrador; (c) fotografia do forno de indução; (d) microestrutura de um aço baixo carbono (VOLKOVA, 2003). | 64 |
| Figura 3.34 – (a) Sistema para simulação da solidificação no molde. (b) Detalhamento do amostrador utilizado. (c) Amostra retirada em um experimento. (d) Aspecto do amostrador após realização do teste (CRAMB et al., 2004). | 65 |
| Figura 4.1 - Representação esquemática do amostrador de cobre. | 67 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.2 – Parte inferior da lança de amostra que entra em contato com o aço líquido..... | 67 |
| Figura 4.3 – Desenho esquemático do aparato desenvolvido para o estudo da solidificação do aço. | 68 |
| Figura 4.4 – (a) Fotografia do forno de indução; (b) fotografia do dispositivo posicionado na região de entrada do forno; (c) sistema de imersão e remoção automática do amostrador; (d) vista completa do aparato. | 69 |
| Figura 4.5 – Instrumentos de medida utilizados no teste de solidificação. (a) termopares e (b) rotâmetro. | 69 |
| Figura 4.6 – (a) Forno de fusão atmosférico com detalhe para os sistema de injeção de gás inerte e (b) forno de fusão com cobertura para auxiliar a vedação. | 70 |
| Figura 4.7 – Diagrama esquemático de um sensor de deformação - “Strain gage”..... | 71 |
| Figura 4.8 – Desenho esquemático do processo de imersão e emersão da lança amostradora. | 74 |
| Figura 5.1 – Aspecto da amostra imediatamente após o ensaio e gráfico da variação da temperatura de refrigeração do amostrador (a) sem utilização de pó fluxante (b) com a utilização de pó fluxante. | 77 |
| Figura 5.2 – Fotografia de diferentes etapas durante o teste de solidificação, (a) descida do amostrador, (b) início de imersão na carga líquida, (c) início da remoção do amostrador e (d) saída completa do amostrador da carga líquida..... | 79 |
| Figura 5.3 – Variação da diferença de temperatura de entrada e saída ao longo do tempo de teste: (a) aço A3 vazão 27 l/min e (b) Aço A4 vazão 27 l/min. | 80 |
| Figura 5.4 – Variação do fluxo de calor médio com a vazão de água no sistema..... | 82 |

| | |
|---|----|
| Figura 5.5 – Fluxo de calor no lingotamento contínuo industrial para corridas típicas de aços peritéticos. (a) larguras típicas e (b) distribuição de ΔT da água do molde. | 82 |
| Figura 5.6 – Micrografias das amostras sem ataque (a) e com ataque de ácido pícrico saturado (b) – Aço A1. | 84 |
| Figura 5.7 – Micrografias das amostras sem ataque (a) e com ataque de ácido pícrico saturado (b) – Aço A2. | 85 |
| Figura 5.8 – Micrografias das amostras sem ataque (a) e com ataque de ácido pícrico saturado (b) – Aço A3. | 86 |
| Figura 5.9 – Espessuras das camadas solidificadas de aço e pó fluxante para o aço A1 (a), para o aço A2 (b) e para o aço A3. | 87 |
| Figura 5.10 – Espessura solidificada em função do tempo de imersão para o aço A3 com vazão de água 27,0 l/min. | 88 |
| Figura 5.11 – Micrografias do filme de pó fluxante solidificado para as vazões de água no teste de 20,0 L/min (a), 25,0 L/min (b) e 35,0 L/min (c) utilizando aço A1 e para as vazão de teste 16 L/min (d), 20 L/min (e) e 27 L/min (f) utilizando o aço A3. | 89 |
| Figura 5.12 – Espectros de difração de raios-X dos filmes de pó fluxante formados na interface aço-amostrador de cobre para o aço A3 na vazão de 27 l/min. | 90 |
| Figura 5.13 – Micrografias das camadas de pó fluxante e análise química via EDS para vazões de teste de 20,0 L/min (a), 25,0 L/min (b) e 35,0 L/min (c). | 92 |
| Figura 5.14 – Diagrama de forças durante a solidificação do aço em torno do amostrador de cobre. | 93 |
| Figura 5.15 – Desenho esquemático de um “strain gage” de ponte completa. | 94 |

| | |
|---|-----|
| Figura 5.16 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 27 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A3..... | 95 |
| Figura 5.17 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 20 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A3..... | 95 |
| Figura 5.18 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 16 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A3..... | 96 |
| Figura 5.19 – Variação de tensão durante a solidificação medida extensômetro para uma vazão de 27 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4..... | 96 |
| Figura 5.20 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 20 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4..... | 97 |
| Figura 5.21 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 16 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4..... | 97 |
| Figura 5.22 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para três testes realizados com uma vazão de 27 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4. | 98 |
| Figura 5.23 – Distribuição de fases durante a solidificação do aço de composição A3..... | 100 |
| Figura 5.24 – Distribuição de fases durante a solidificação do aço de composição A4..... | 100 |
| Figura 5.25 – Variação de volume durante a solidificação do aço conforme modelo – Aço A3..... | 101 |
| Figura 5.26 – Variação de volume durante a solidificação do aço conforme modelo – Aço A3..... | 102 |

| | |
|--|-----|
| Figura 5.27 – Variação da intensidade do pico de contração com a vazão de água durante o teste. | 103 |
| Figura 5.28 – Variação do tempo para ocorrência do máximo de contração com a vazão de água durante o teste. | 103 |
| Figura 10. 1 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados com o aço A1. | 116 |
| Figura 10.2 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados com o aço A2. | 117 |
| Figura 10.3 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados para o aço A3. | 118 |
| Figura 10.4 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados para o aço A4. | 119 |

LISTA DE TABELAS

| | Página |
|--|--------|
| Tabela III. 1– Magnitude típica das resistências térmicas à transferência de calor das diferentes regiões entre o aço e a superfície fria da placa de cobre do molde no lingotamento contínuo (SCHWERDTFEGER, 2007)..... | 22 |
| Tabela III. 2– Dados para a caracterização do crescimento da pele solidificada no molde obtidos de várias investigações (WOLF e KURZ, 1979)..... | 28 |
| Tabela III. 3 – Correlações para o cálculo do espaçamento dendrítico secundário (SCHWERDTFEGER, 2006). | 32 |
| Tabela III. 4– Coeficiente de partição para diferentes elementos no aço (KRAUSS, 2004)..... | 34 |
| Tabela III. 5– Balanço das fases antes e após a temperatura peritética (VALADARES, 2006). | 38 |
| Tabela III.6– Coeficientes A_i para avaliação do carbono equivalente para a reação peritética dos aços (WOLF, 1991). | 46 |
| Tabela IV.1 – Composição química dos aços - % em massa. | 72 |
| Tabela IV.2 – Composição química dos pós fluxantes utilizados nos testes de solidificação do aço - % em massa. | 73 |
| Tabela IV.3 – Temperaturas visadas para o teste de solidificação para cada tipo de aço..... | 73 |
| Tabela IV.4 – Condições operacionais dos testes..... | 74 |
| Tabela V.1– Resultados do teste de solidificação dos aços..... | 81 |

RESUMO

Atualmente, muitos estudos estão sendo realizados com o intuito de se compreender os mecanismos de formação dos defeitos superficiais no lingotamento contínuo de placas. Para tanto, o entendimento da transferência de calor e da formação da *pele* solidificada no molde são de fundamental importância. Dentre as diferentes qualidades de aço, os aços peritéticos são os que apresentam uma maior incidência de defeitos, devido à presença de irregularidades na *pele*, que se dão pela contração que ocorre em função da diferença de fator de empacotamento entre a ferrita delta e a austenita.

No entanto, existe uma grande dificuldade de se representar o estágio inicial de solidificação na região do molde. O molde é uma região de difícil acesso e muito sensível a perturbações. Devido à existência de inúmeras variáveis operacionais no lingotamento contínuo, é difícil se conduzir experimentos em escala industrial mantendo o controle de todas elas. Assim, neste estudo, um aparato de laboratório para a solidificação dos aços foi desenvolvido e utilizado para simular as diferentes condições de transferência de calor no molde. Utilizando o aparato desenvolvido, foi proposta também uma metodologia para avaliação da contração dos aços durante a solidificação. Este equipamento mostrou-se uma ferramenta promissora para a investigação da solidificação do aço nos estágios iniciais do molde.

Três aços com composição na faixa do peritético foram avaliados utilizando o equipamento desenvolvido. Os resultados destes testes mostraram que, quando os aços peritéticos são submetidos a altas taxas de solidificação, o resultado é ruim em termos de homogeneidade da *pele* em formação. Mostraram também que o pó fluxante exerce uma grande influência no controle da transferência de calor e que ele é uma variável muito importante para o lingotamento dos aços peritéticos. Com relação à contração, observou-se que a extração de calor apresenta um efeito importante na intensidade de contração dos aços peritéticos, quanto maior a extração de calor maior é a intensidade de contração do aço peritético.

ABSTRACT

Many studies have been performed in order to define the main causes and to propose a mechanism for the formation of surface defects in the continuous casting slabs. Therefore, it is very important to understand the heat flux and the initial steel shell formation inside the mold. Still regarding the slab quality, the peritectic steels show the highest surface defect index leading to irregularities along the shell, that occur due to a difference of densities between ferrite delta and austenite phases after solidification.

There are significant difficulties to study the initial stage of solidification in the mold. The mold is not accessible and very sensitive to disturbance. Also, owing to many operational variables in continuous casting, it is difficult to conduct industrial experiments with good control of them. Thus, in the present work, an experimental apparatus to study the steel solidification was developed and used to simulate several conditions of heat extraction in the mold. Using this experimental apparatus, it was also proposed a methodology to evaluate steel shrinkage during the solidification.

Three peritectic steel grades were evaluated using the experimental apparatus. The results showed that when peritectic steels are processed under high solidification rates the steel shell is not homogeneous. It was also observed that the mould powders exert a great influence in the control of the heat transfer and they are a very important tool to control the casting of peritectic steels. With regard to shrinkage, it was observed that the heat extraction has a significant effect on the intensity of contraction of the peritectic steels. Higher heat extraction rates increase the intensity of the solidification shrinkage.

1. INTRODUÇÃO

Um dos problemas específicos do lingotamento contínuo de aços é a formação de trincas superficiais, que está relacionada, principalmente, à capacidade desses materiais suportarem as deformações geradas ao longo do processo.

Existem duas regiões na máquina de lingotamento contínuo que podem ser consideradas como críticas na formação de trincas superficiais, o molde e a região de encurvamento/desencurvamento da placa. Entretanto, acredita-se que a maioria dos defeitos superficiais originem-se durante a formação inicial da *pele* solidificada no molde e que eles se propaguem nas regiões inferiores da máquina. Por este motivo, a solidificação inicial do aço no molde é muito importante para a qualidade superficial no lingotamento contínuo.

No molde, a *pele* de aço formada está sujeita à ação prejudicial dos seguintes fatores: (i) atrito com a parede de cobre, o que pode provocar a nucleação de trincas; (ii) tensões térmicas residuais, devido a um fluxo de calor não uniforme ao longo do veio; e (iii) contração do aço, intrinsecamente associada ao processo de solidificação, que pode reduzir significativamente o fluxo de calor pela formação do "air gap" entre a *pele* de aço solidificado e o molde.

Os aços peritéticos, em especial, apresentam uma maior suscetibilidade à ocorrência de defeitos superficiais, devido à formação de uma *pele* irregular no molde, que se dá pela tendência a uma acentuada contração logo após a transformação peritética em função da diferença de densidade entre a ferrita delta e a austenita. Outro aspecto a ser considerado é o grau de plasticidade das fases na região da reação peritética. A austenita possui alta resistência e baixa plasticidade, se comparada com a ferrita delta. Isto significa que durante a deformação pode ocorrer a concentração preferencial de esforços em uma única fase, causando a trinca.

Uma prática comum no lingotamento dos aços peritéticos, para se evitar a formação de defeitos e irregularidades na *pele* de aço, é a utilização de um resfriamento moderado ao longo da solidificação no molde. Este resfriamento moderado é realizado utilizando um

pó fluxante com uma tendência a cristalizar em temperaturas mais altas, inibindo a transferência de calor por radiação.

Em função desses aspectos, nesse estudo foi avaliada a influência das condições de extração de calor no molde de lingotamento contínuo na ocorrência da reação peritética e, conseqüentemente, na intensidade de contração do aço durante a solidificação.

Para a realização deste estudo, foi desenvolvido um aparato de laboratório para promover a solidificação e amostragem tanto do aço quanto do pó fluxante. O aparato foi construído utilizando um tubo de cobre refrigerado à água que é imerso no aço/pó fluxante previamente fundidos em um forno de indução sob atmosfera inerte. O aparato foi equipado com um medidor de vazão, para medir a vazão de alimentação de água no sistema, e termopares, para medirem a temperatura de entrada e saída da água (ΔT da água), ambos utilizados para a obtenção do fluxo de calor durante a solidificação. Utilizando o aparato desenvolvido, foi proposta também uma metodologia para avaliação da contração dos aços durante a solidificação.

O conhecimento do comportamento do aço peritético durante a solidificação inicial no molde pode auxiliar no ajuste das condições operacionais, como por exemplo, na determinação das características ideais de pós fluxantes e na otimização da conicidade do molde e da vazão de água no molde, de modo a reduzir a ocorrência de defeitos superficiais nas placas geradas no processo.

2. OBJETIVO

Geral:

Estudar a solidificação dos aços de grau peritético, durante as etapas iniciais de processamento no molde de lingotamento contínuo, com o intuito de se avaliar o efeito de diferentes níveis de extração de calor na formação da pele solidificada e na contração do aço no molde.

Específicos:

Desenvolver e utilizar um aparato laboratorial para a solidificação inicial dos aços, visando simular as diferentes condições de transferência de calor no molde.

Propor uma metodologia para avaliação da contração dos aços durante a solidificação em condições de extração de calor semelhantes às obtidas no lingotamento contínuo.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O lingotamento contínuo é um processo que tem como principal diferencial competitivo a produtividade. Contudo, para que a produtividade e a qualidade do processo sejam garantidas uma série de variáveis operacionais deve ser otimizada.

Dentre os fatores que interferem no rendimento total de produto lingotado, conseqüentemente na produtividade do processo, pode-se destacar a ocorrência de defeitos (internos e/ou superficiais). A ocorrência de defeitos pode ocasionar o sucateamento da placa e/ou a introdução de outra etapa para remoção destes defeitos. Em ambos os casos, a implicação principal é o aumento dos custos operacionais.

Com o objetivo de se melhorar o processo, diversos esforços estão sendo realizados para a compreensão dos mecanismos de formação de defeitos superficiais nas placas obtidas via lingotamento contínuo. Neste caso, o entendimento dos fenômenos de transferência de calor e da formação da *pele* solidificada no molde são de fundamental importância.

A seguir será apresentada uma descrição geral sobre o processo de lingotamento contínuo, incluindo uma abordagem sobre os fenômenos de transferência de calor no molde, o processo de solidificação e os mecanismos de formação de defeitos.

3.1. Descrição Geral do Processo de Lingotamento Contínuo

O lingotamento contínuo é um processo cuja concepção inicial ocorreu na metade do século XIX. A primeira patente registrada para este tipo de processo foi feita por Henry Bessemer em 1846. Contudo, a tecnologia da época não viabilizou a aplicação industrial do processo imediatamente (BARBOSA, 2002).

Com a evolução das técnicas de engenharia, mas, principalmente, devido ao desenvolvimento do sistema de oscilação do molde, em 1933, por Siegfried Junghans, considerado “o pai” das máquinas de lingotamento contínuo modernas, que se viabilizou a aplicação industrial deste processo (COSTA, 2003).

Desde então, o lingotamento contínuo tem aumentado sua participação no mundo e tem se tornado o processo de solidificação mais importante. A figura 3.1 apresenta a evolução da participação do lingotamento contínuo na produção de aço mundial ao longo dos anos.

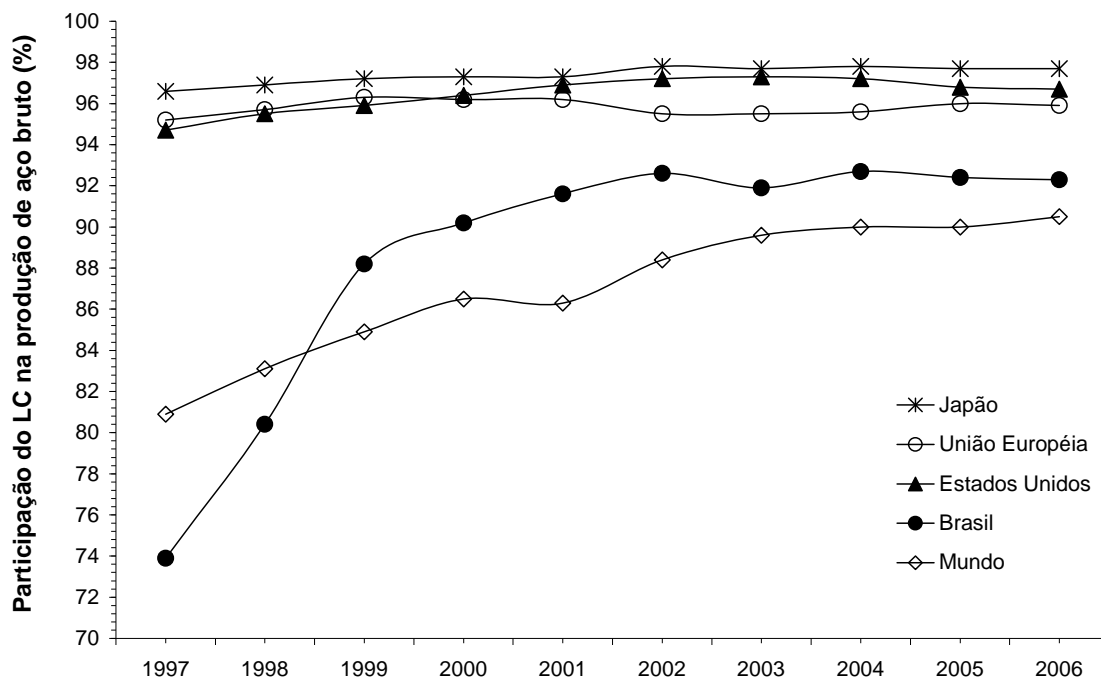


Figura 3.1 – Evolução da participação do lingotamento contínuo na produção de aço bruto de 1997 até 2006 (International Iron and Steel Institute, 2007).

O processo de lingotamento contínuo envolve o vazamento do aço líquido em um molde de cobre refrigerado a água para que se obtenha a forma desejada, placa, tarugo ou perfil. Ao longo da máquina existem diversos segmentos que irão auxiliar na sustentação da pressão ferrostática e ajudar na transferência de calor e na extração do produto.

A figura 3.2 apresenta um vista geral de uma máquina de lingotamento contínuo de placas e de seus três sistemas metalúrgicos, panela, distribuidor e molde.

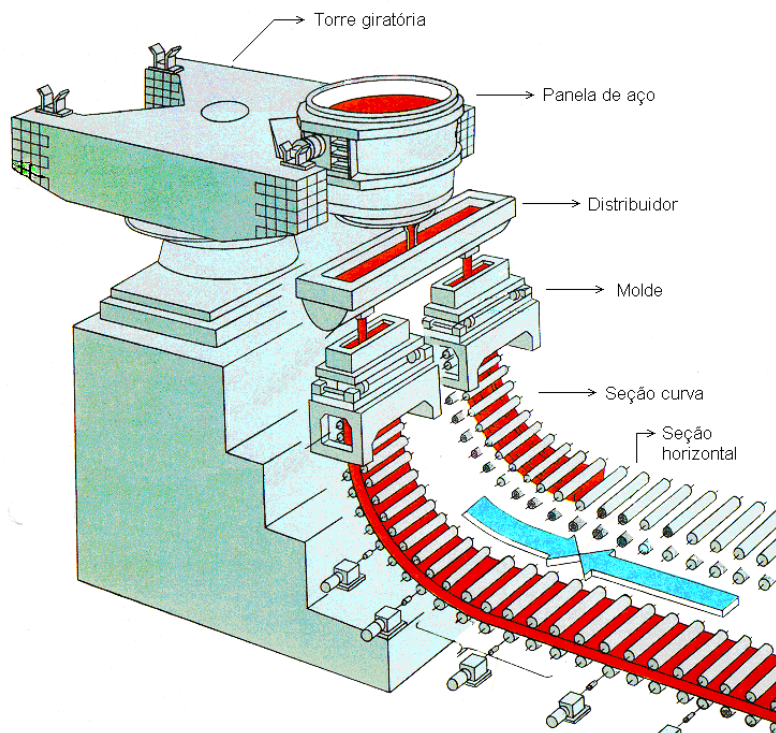


Figura 3.2 – Ilustração dos três sistemas metalúrgicos, painela, distribuidor e molde, presentes no lingotamento contínuo (BARBOSA, 2002).

A painela tem a função de receber o aço líquido proveniente do refino primário e transportá-lo até a instalação de lingotamento contínuo. A painela não é apenas um reservatório, pois, em geral, são realizados tratamentos de ajustes finos na composição química e na temperatura dos aços. Esses processos são conhecidos como metalurgia de painela ou refino secundário. Alguns dos processos mais utilizados atualmente são a desgaseificação e descarburação a vácuo, a dessulfuração em painela, a desoxidação e a injeção de argônio. Os equipamentos mais utilizados para estes propósitos são: o Desgaseificador a Vácuo RH, o Forno Painela (FP), a Estação de Ajuste CAS-OB, a Estações de Argônio, dentre outros.

O segundo equipamento é o distribuidor, que atua como um reservatório intermediário entre a painela e o molde. Seu principal objetivo, além de distribuir o aço para molde, é servir como um reservatório “pulmão” durante a troca de painelas, mantendo assim a continuidade do processo. O distribuidor também pode ser utilizado para a realização de ajustes na composição química, bem como para promover a remoção de inclusões. Contudo, para se conseguir melhorar a limpeza do aço no distribuidor é necessário direcionar corretamente o fluxo do aço, de forma a maximizar a flotação das inclusões,

minimizar o volume de aço estagnado, volume morto, e eliminar a formação de vórtice (BARBOSA, 2002).

Outro equipamento importante é o molde. Ele é construído normalmente em cobre de alta pureza e possui refrigeração à água. A função principal deste equipamento é promover a solidificação inicial do aço. Para uma operação adequada, as características do molde (tipo de material e dimensões), as características do pó fluxante, a profundidade e geometria da válvula submersa, além dos parâmetros de oscilação (frequência e amplitude) e a intensidade da agitação eletromagnética, são os principais parâmetros que devem ser controlados (COSTA, 2003).

Além dos três sistemas apresentados acima, outros dispositivos fazem parte de uma máquina de lingotamento contínuo. São eles: spray para o resfriamento secundário, rolos extratores, máquina de corte, máquina de marcação automática e rebarbador.

Na maioria dos equipamentos de lingotamento contínuo de placas, todas as transferências de metal são protegidas por válvulas intermediárias, sendo a válvula longa responsável pela transferência do aço da panela para o distribuidor e a válvula submersa do distribuidor para o molde.

3.2. Extração de Calor no Molde e o Processo de Solidificação

Estudar o lingotamento contínuo requer o entendimento dos fatores que controlam a solidificação no molde, e esse entendimento passa inicialmente pela avaliação da transferência de calor.

A transferência de calor no lingotamento contínuo pode ser dividida em várias etapas:

1. Resfriamento primário: é o resfriamento inicial do aço líquido que ocorre no molde promovendo a formação da fina *pele* de aço;
2. Resfriamento secundário (classicamente é a região dos sprays): é a continuação do processo até a solidificação final, que ocorre ao longo dos segmentos;
3. Radiação livre: que ocorre ao longo de todo o veio;
4. Resfriamento terciário: associado à convecção natural e a radiação após o corte da placa.

A região de radiação livre não é considerada quando se trata do processo de solidificação, mas ela é importante quando outros aspectos são considerados, como por exemplo, a viabilização do enformamento a quente nos processos de laminação subsequentes.

A solidificação do aço no molde é realizada na medida em que há um fluxo de calor do aço líquido para a água de refrigeração do cobre. A figura 3.3 apresenta, esquematicamente, um corte do molde do processo de lingotamento contínuo.

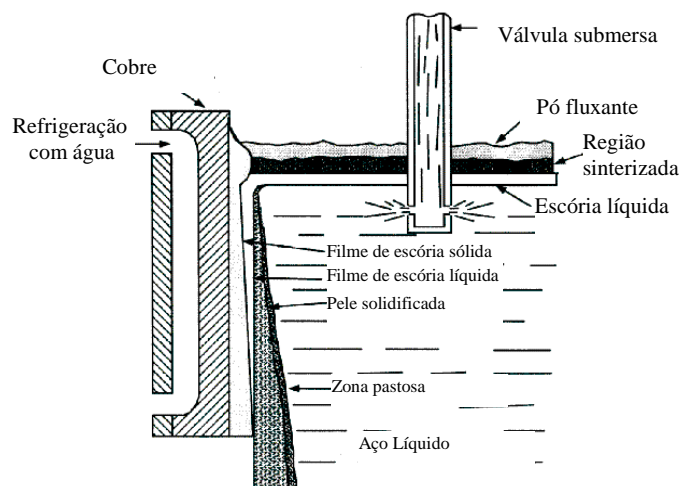


Figura 3.3 – Molde do processo de lingotamento contínuo (ANDRADE, 2002).

Na figura 3.3 são apresentadas as várias regiões do molde, sendo elas: a região de aço líquido, a *pele* de aço sólido formada em contato com o molde refrigerado a água. Observa-se, também, a presença de uma camada de pó fluxante, adicionado ao molde com o objetivo de reduzir as forças de fricção entre a placa de cobre do molde e a *pele* de aço em solidificação, proteger a superfície livre na região do menisco do contato direto com a atmosfera, reter na escória fundida as inclusões que flutuam no molde.

Assim, o calor deve percorrer as diversas camadas apresentadas na figura 3.3 e, para se entender as etapas de transferência de calor ao longo do molde, é importante conhecer o caminho que o calor percorre desde o aço líquido até água de refrigeração. Nesse caminho, existem diversos mecanismos de transferência de calor, tais como: a convecção no aço líquido, a condução na *pele* de aço inicialmente formada, a radiação/condução/convecção na interface aço-placa de cobre do molde, a condução na placa de cobre e a extração de calor pela água de refrigeração.

3.2.1. Etapas de Transferência de Calor no Molde

A figura 3.4 mostra uma distribuição esquemática de temperatura, em um dado instante, desde o aço líquido até a água de refrigeração.

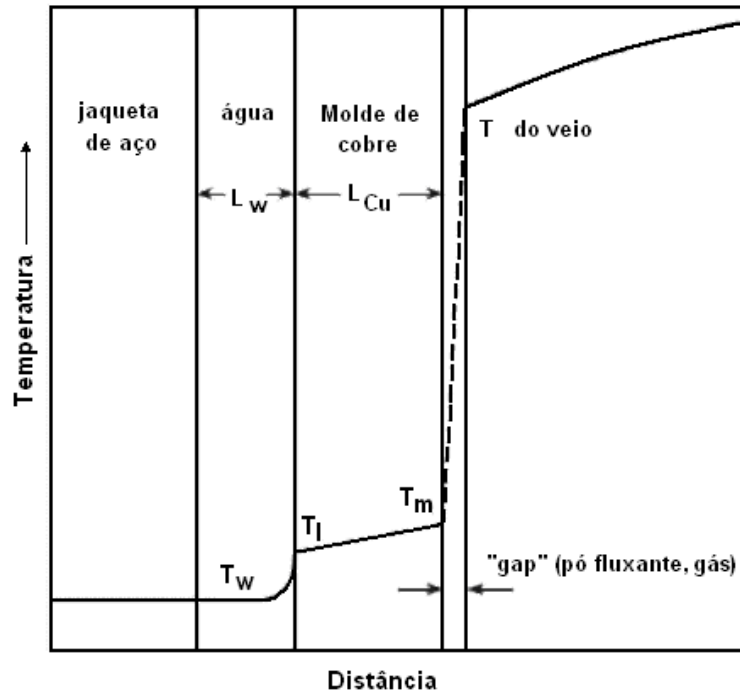


Figura 3.4 – Distribuição de temperatura em um dado instante, desde o aço líquido até a água de refrigeração (AISE Steel Foudation, 2007).

Para se quantificar matematicamente a extração de calor no molde de lingotamento contínuo e solucionar o perfil de temperatura ao longo de todo domínio, deve-se resolver a equação básica de transporte de energia apresentada na equação (3.1) (ANDRADE, 2002).

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q = \frac{\partial(\rho H)}{\partial t} \quad (3.1)$$

Onde:

k é a condutividade térmica [w/mK],

T é a temperatura [K],

t é o tempo [s],

q é o calor latente de solidificação [J/kg],

ρ é a massa específica do aço [kg/m^3],

H é a entalpia [J],

x , y e z são as direções ao longo da largura, espessura e comprimento do veio [m].

A equação (3.1) é uma descrição geral que pode ser simplificada para o caso específico do lingotamento contínuo de placas, pois, neste processo, a condução de calor na direção do comprimento do veio (z) pode ser desprezada. Não há também variação significativa da massa específica do aço com a temperatura e o calor gerado na solidificação pode ser incorporado através de ajustes da função que caracteriza a variação entalpia com a temperatura. Assim, a equação (3.1) pode ser rescrita, simplificadamente para o lingotamento contínuo de placas, conforme a equação (3.2) (ANDRADE, 2002).

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + q = \frac{\partial(\rho H)}{\partial t} \quad (3.2)$$

Com a equação (3.2), pode-se calcular o perfil bidimensional de temperatura para o veio de lingotamento contínuo que, para uma velocidade de lingotamento conhecida, representa a distância em relação ao menisco.

Para a solução da equação (3.2), deve-se lançar mão de uma série de condições de contorno e da condição inicial. Ainda assim, para que o modelo possa ser desenvolvido de maneira satisfatória, diversas considerações devem ser feitas (VIEIRA, 2002).

A formulação da transferência de calor na região do molde é bastante complexa, pois, nessa região, estão ocorrendo os fenômenos de oscilação, lubrificação, contração da *pele* solidificada, dentre outros. Muitas abordagens diferentes têm sido utilizadas para a solução da equação (3.2), que vão desde a divisão do molde em duas regiões, uma de contato perfeito e outra com uma separação, a até mesmo a desconsideração de tais fenômenos (VIEIRA, 2002).

Para contornar o problema, é comum a utilização de aproximações de engenharia, visando o entendimento do fluxo de calor sem ter que solucionar as equações diferenciais. Esta abordagem é denominada de analogia elétrica para a transferência de

calor. Nesta analogia, as barreiras ao fluxo térmico são transformadas em resistência e os seus efeitos são somados como um arranjo de resistências em série ou em paralelo. Neste caso, não é possível obter o perfil térmico do domínio, mas é possível quantificar os aspectos da transferência de calor de uma maneira global.

Assim, a resistência total ao fluxo de calor é representada pela associação das diversas resistências térmicas à transferência de calor associadas em série, conforme a equação (3.3) (LI, 2004).

$$R_{total} = R_{aço\ liq.} + R_{aço\ sol.} + R_{gap} + R_{molde} + R_{água}$$

$$R_{total} = \frac{1}{h_{aço\ liq.}} + \frac{\Delta x_{aço\ sol.}}{k_{aço}} + \frac{\Delta x_{gap}}{k_{gap}} + \frac{\Delta x_{molde}}{k_{molde}} + \frac{1}{h_{água}} \quad (3.3)$$

Onde:

R índices total, aço *liq.*, aço *sol.*, *gap*, *molde* e *água* são as resistências térmicas associadas a cada camada [$m^2.K/W$];

$h_{aço\ liq}$ é o coeficiente de convecção no aço líquido [$W/m^2.K$];

Δx índice aço *sol.*, *gap* e *molde* são as espessuras das camadas [m];

k índice aço, *gap* e *molde* são as condutividades térmicas de cada camada [$W/m.K$];

$h_{água}$ é o coeficiente de convecção entre a placa de cobre do molde e a água de refrigeração [$m^2.K/W$].

A primeira resistência térmica à transferência de calor no lingotamento contínuo, descrita na equação (3.3), está associada à interface sólido-líquido. No aço líquido existem movimentos de convecção induzidos pelo jato de aço, que promovem uma homogeneização da temperatura. Para um superaquecimento de 30°C, o valor do coeficiente convectivo de transferência de calor na interface aço líquido/sólido (h) é da ordem de 10 kW/m².K (VALADARES, 2006).

A camada de sólido constitui uma barreira crescente à remoção do calor latente de solidificação, o que faz com que a condução térmica nesta camada vá adquirindo uma influência relativa sobre o fluxo global de calor cada vez maior com o transcorrer do processo.

Outro fato importante para a transferência de calor é que, durante a solidificação, ocorre a contração do aço, o que gera um afastamento entre a *pele* em solidificação e o molde de cobre. Este afastamento forma um vazio denominado “air gap” ou simplesmente “gap”. A resistência associada a este vazio é muito importante para o processo de lingotamento e está intimamente ligada à penetração do pó fluxante nesta região, que ocorre devido não só a formação do “gap”, mas também devido aos mecanismos de oscilação do molde.

O pó fluxante fundido, quando penetra no “gap”, tende a se estratificar na interface placa/molde, formando uma camada de filme vítreo, cristalino e líquido. Isso porque, quando o pó fluxante fundido penetra na interface placa/molde, ele estará submetido às baixas temperaturas do molde de cobre (temperatura entre 180 a 208°C) e às altas temperaturas da *pele* de aço (temperatura de aproximadamente 1350°C). Como o pó fluxante tem a característica de formar vidros, ele formará inicialmente uma fina camada vítrea nas proximidades do molde e uma camada líquida em contato com a placa. Com o tempo, as fases cristalinas irão nuclear no vidro e crescerão a partir do líquido.

A figura 3.5 apresenta um desenho esquemático do mecanismo de formação das fases em um filme de pó fluxante (a) e a micrografia de um filme retirado na interface placa/molde em uma instalação de lingotamento contínuo de placas.

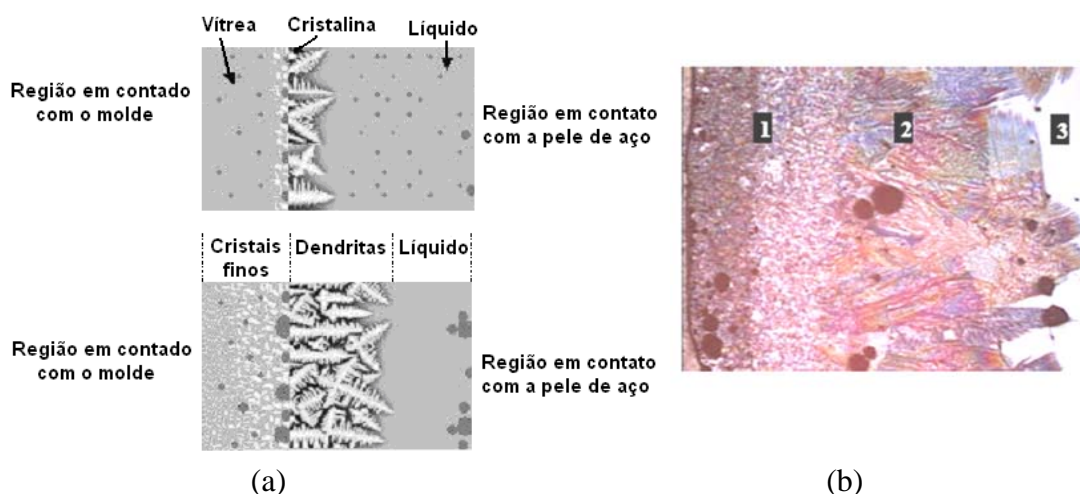


Figura 3.5 – (a) Ilustração do mecanismo de cristalização dos pós fluxantes na interface placa / molde (LI, 2004) e (b) micrografia de um filme de pó solidificado retirado no molde de lingotamento contínuo (OLIVEIRA, 2007).

Assim, a resistência associada ao “gap” pode ser subdividida em diversas resistências, que serão representadas pelas fases dos pós fluxantes e pelo próprio “gap”. A figura 3.6 apresenta uma representação da região do “gap” e as resistências associadas a ele.

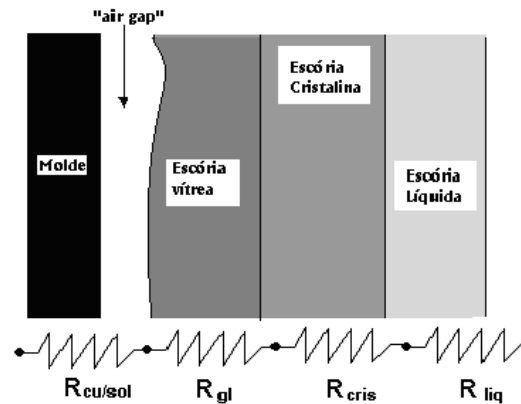


Figura 3.6 – Esquema das resistências térmicas no interior do “gap” (AISE Steel Foudation, 2003).

A equação (3.4) expressa a analogia elétrica para a região do “gap” no molde.

$$R_{total}^{gap} = R_{Cu/sol} + R_{gl} + R_{cris} + R_{liq} \quad (3.4)$$

$$R_{total}^{gap} = R_{Cu/sol} + (d/k)_{gl} + (d/k)_{cris} + (d/k)_{liq}$$

Onde:

cu/sol indica a região de interface placa de aço cobre do molde;

gl indica a cama de pó fluxante vítreo;

cris indica a camada de pó fluxante cristalino;

liq indica a camada de pó fluxante líquido;

R índice *cu/sol*, *gl*, *cris* e *liq* são as resistências térmicas associadas a cada camada [$m^2.K/W$];

d é a espessura de cada camada [m];

k é a condutividade térmica de cada camada [$W/m.K$].

O mecanismo de transporte de calor no filme de pó fluxante é influenciado pelas diversas camadas de escória formadas e pelo “gap”, sendo que a resistência total ao fluxo de calor é representada pela soma das diversas resistências térmicas à

transferência de calor associadas em série, conforme mostrou a figura 3.6 e equação (3.4).

Ainda com relação ao filme de pó fluxante, quando ocorre a formação de fases cristalinas, o termo de radiação é inibido, pois as fases cristalinas são opacas ao contrário das vítreas que são transparentes. Neste caso, com a formação de um filme cristalino, o fluxo de calor diminui. O efeito da radiação pode ser introduzido na equação (3.4) como uma resistência em paralelo.

Por fim, em condições normais de lingotamento contínuo, o balanço global da transferência de calor no molde pode ser estabelecido em função do acréscimo de temperatura da água de refrigeração, da seguinte forma:

$$Q = \dot{m} C_p \Delta T \quad (3.5)$$

Onde:

Q é a taxa de extração de calor pela água de refrigeração [W];

C_p é a capacidade térmica da água [4178 J/kg.K];

\dot{m} é a vazão de massa de água [kg/s];

ΔT é o acréscimo de temperatura da água no molde [°C].

Utilizando a equação (3.6), pode-se determinar o fluxo médio de calor no molde de lingotamento contínuo de placas, levando-se em conta suas dimensões.

$$q = \frac{1000U\Delta T}{2h(l + e)} \quad (3.6)$$

Sendo que:

U é a vazão de água [l/min];

e , h e l são espessura, altura e largura do molde, respectivamente [m].

Como é possível avaliar a extração global de calor utilizando o aquecimento da água, pode-se utilizar o princípio da conservação de energia nas camadas, ou seja, todo calor retirado globalmente pela água de refrigeração é conduzido em cada camada, para

determinar a resistência de cada uma delas a partir de temperaturas medidas previamente ou determinadas.

A figura 3.7 apresenta a variação das resistências térmicas no molde de lingotamento da parte superior até a parte inferior do molde.

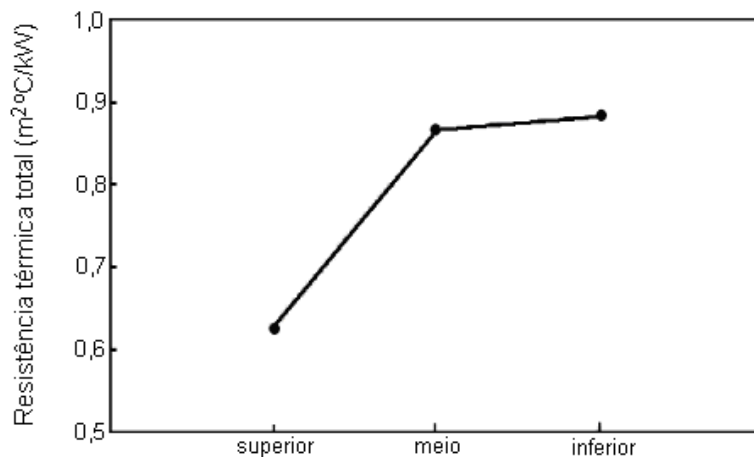


Figura 3.7 – Variação da resistência térmica total em função da posição do molde (AISE Steel Foudation, 2003).

Na figura 3.7, observa-se a elevação da resistência ao fluxo de calor da parte superior do molde para a parte inferior.

O fluxo de calor segue uma tendência inversa da observada para a resistência térmica. O fluxo de calor atinge um máximo, próximo à região do menisco e apresenta uma diminuição à medida que se caminha para a extremidade inferior do molde. Esta descrição é apresentada na figura 3.8.

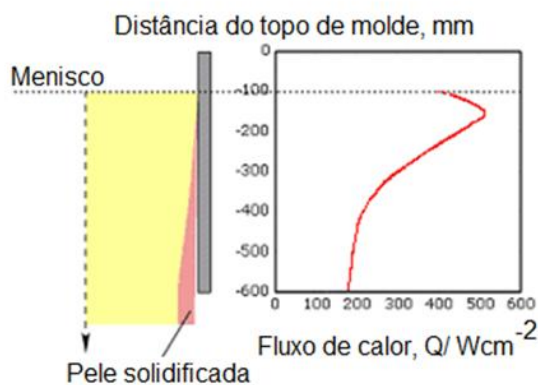


Figura 3.8 – Comportamento do fluxo de calor do menisco até a saída do molde (STEELUNIVERSITY, 2007).

O fluxo máximo na região do menisco está associado ao maior contato da *pele* de aço em solidificação com o molde nesta região, o que diminui localmente as resistências de interface. À medida que o aço se solidifica, além da resistência associada à *pele* solidificada aumentar, ocorre a contração da *pele* favorecendo a formação do “gap”.

3.2.2. Influência de Variáveis de Processo sobre o Fluxo de Calor no Molde

Como já mencionado, para o controle da solidificação no molde de lingotamento contínuo, diversas avaliações do fluxo de calor têm sido feitas. Estas avaliações são utilizadas para o cálculo da espessura solidificada, temperatura do aço sólido, previsão e análise da qualidade superficial de placas, dentre outras.

Contudo, os dados operacionais mostram uma significativa dispersão nos valores do fluxo de calor, que é devida ao grande número de variáveis envolvidas no processo. As principais variáveis que interferem no fluxo de calor no molde são: velocidade de lingotamento, tipo de pó fluxante, padrão de oscilação do molde, conicidade do molde, velocidade da água de refrigeração, superaquecimento do aço, composição química do aço, configuração da válvula submersa, injeção de argônio no molde, além de outras (VALADARES, 2006).

A seguir, os efeitos de algumas variáveis que afetam o processo de lingotamento serão discutidos.

3.2.2.1. Velocidade de Lingotamento

A influência da velocidade de lingotamento no fluxo de calor tem sido reportada por muitos pesquisadores (VALADARES, 1986; SAMARASEKA, 1978; WOLF, 1980). Em geral, nota-se um aumento no fluxo de calor com um aumento da velocidade de lingotamento. WOLF (1980) analisou dados de várias máquinas de lingotamento contínuo sob diferentes condições operacionais e chegou à conclusão que existe uma dependência entre o fluxo de calor e a velocidade de lingotamento.

A figura 3.9 apresenta uma relação entre o fluxo de calor médio e a velocidade de extração da placa. Observa-se que existe um aumento do fluxo de calor em função do aumento da velocidade de lingotamento.

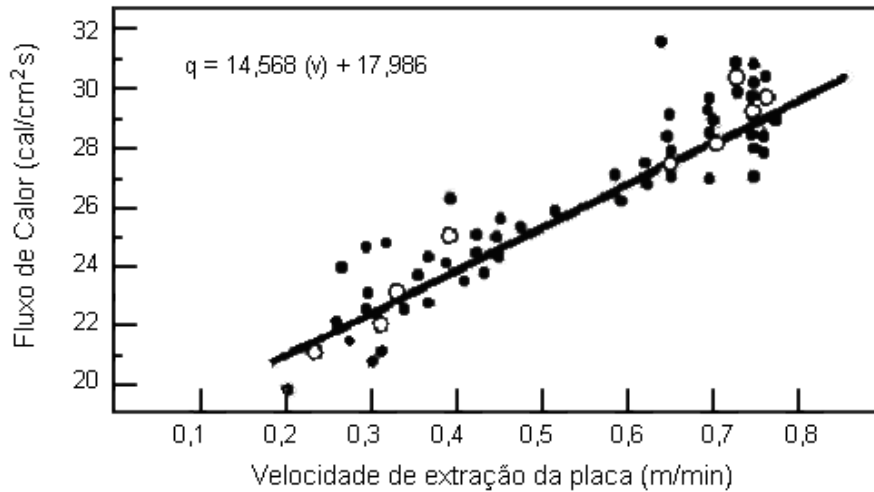


Figura 3.9 – Relação entre o fluxo de calor e a velocidade de lingotamento (ABM, 2006).

Apesar do aumento do fluxo de calor com a velocidade de lingotamento, apresentado na figura 3.9, a quantidade de calor retirado diminui (VALADARES, 1986).

É importante ressaltar que, mesmo com o aumento do fluxo de calor, o incremento da velocidade de extração provoca uma redução da espessura solidificada, devido à diminuição do tempo de residência do aço no molde. O aumento da velocidade de lingotamento também eleva a temperatura da placa na saída do molde.

Assim, a influência da velocidade de extração pode ser explicada da seguinte forma: para altas velocidades de lingotamento, o tempo para a solidificação é menor e a *pele* sólida é menos espessa, sendo, portanto, empurrada mais facilmente contra a parede do molde pela pressão ferrostática, o que aumenta o fluxo de calor.

3.2.2.2. Pó Fluxante

Tem sido observado que a principal variável de controle do fluxo de calor é a viscosidade do pó fluxante (WOLF, 1980). A figura 3.10 apresenta a relação entre o fluxo de calor médio e a viscosidade do pó fluxante.

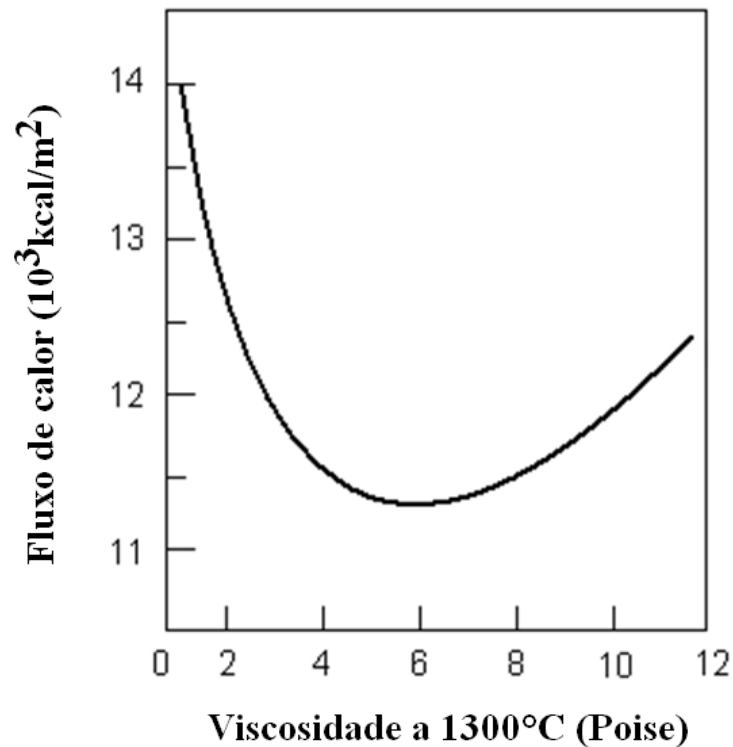


Figura 3.10 – Relações entre fluxo de calor e a viscosidade do pó fluxante (WOLF, 1980).

A figura 3.10 apresenta a variação do fluxo de calor com a viscosidade de um dado pó fluxante. Neste caso, é possível observar que o fluxo de calor é bastante elevado para viscosidades mais baixas, chega a valores menores para viscosidades intermediárias, e volta a subir para viscosidades mais altas.

O aumento do fluxo de calor para baixas e altas viscosidades pode ser explicado da seguinte forma:

- no caso de viscosidade alta, somente um fino filme é formado, devido à fluidez insuficiente da escória do fluxante levando a uma menor resistência imposta por este filme na interface placa/molde;
- no caso de viscosidade muito baixa, o filme altamente fluido pode ser interrompido localmente pela ação da pressão ferrostática.

Outros dois aspectos relativos ao pó fluxante são a sua temperatura de solidificação e a sua temperatura de cristalização. A temperatura de solidificação interfere diretamente nas espessuras das camadas de pó fluxante líquido e sólido no interior do “gap”. Já a cristalização está relacionada com a formação de fases cristalinas, na sua maioria, opacas que inibem a transferência de calor por radiação.

3.2.2.3. Conicidade do Molde

O aço sólido formado no molde tende a se contrair progressivamente devido ao resfriamento e solidificação. Portanto, a dimensão do molde deve ser adequadamente reduzida, procurando-se compensar a contração, mantendo um fluxo de calor uniforme ao longo do molde.

A otimização da conicidade do molde é um compromisso entre a obtenção de uma maior espessura do sólido na saída do molde, sem aumentar a fricção aço sólido/molde.

A conicidade é normalmente definida pela equação (3.7):

$$c = \frac{(D_o - D)}{D_o \cdot h} 100 \quad (3.7)$$

Onde:

c é a conicidade do molde [%/m];

D_o é a dimensão superior do molde (largura ou espessura) [m];

D é a dimensão inferior do molde (largura ou espessura) [m];

h é a altura do molde [m].

A conicidade é determinada em função da velocidade de lingotamento e do tipo de aço, que são as duas variáveis principais que afetam o fluxo de calor e a contração volumétrica do aço.

O ajuste da conicidade do molde previne a ocorrência de defeitos superficiais na placa. No caso de trincas longitudinais, na face larga, tem sido observado que um aumento na conicidade nas faces estreitas contribui para minimizar a propagação da trinca.

A conicidade influencia, também, na forma final da placa. Se a conicidade nas faces estreitas for insuficiente pode ocorrer o abaulamento destas faces promovendo uma forma convexa. Quando a conicidade é muito intensa a placa pode assumir uma forma côncava.

3.2.2.4. Outras variáveis

As outras variáveis que interferem na transferência de calor e são passíveis de serem avaliadas são a velocidade da água de refrigeração do molde e o tipo de material do molde.

A velocidade da água do molde é obtida pela relação:

$$v_a = \frac{U}{n \cdot A} \quad (3.8)$$

Onde:

v_a é a velocidade da água nos canais de refrigeração [m/s];

U é vazão de água [l/min];

n é o número de canais;

A é a área da seção transversal do canal [m²].

A velocidade da água de refrigeração do molde não é um fator muito crítico, contudo, velocidades abaixo de 4m/s podem aumentar rapidamente a temperatura das paredes do molde, devido à redução do coeficiente de transferência de calor molde/água podendo causar a vaporização da água. O valor normalmente recomendado está na faixa de 4 a 6m/s (VALADARES, 1986).

Para uma boa performance, o material do molde deve ter uma boa condutividade térmica, boa propriedade mecânica (limite elástico), com estrutura estável à temperatura de trabalho, boa resistência à fadiga e facilidade de usinagem. O cobre e suas ligas são considerados os materiais que melhor preenchem os requisitos mencionados.

A vantagem das ligas, tais como Cu-Ag e Cu-Cr, é que mantêm uma boa condutividade térmica com melhoria de propriedade mecânica.

O perfil de temperatura da parede do molde tem dois efeitos principais:

- provoca expansões e contrações localizadas em resposta às modificações de temperatura, gerando deformações;

- a resistência à deformação do molde é reduzida com o aumento da temperatura.

Devido à sua reduzida temperatura de “half-softening” (T_h)^(*), a utilização de cobre puro não é recomendável para material de molde, e mesmo a liga Cu-Ag pode sofrer deformações em condições de lingotamento com elevado fluxo de calor, que pode ocorrer com alta velocidade de extração, baixa velocidade de água de refrigeração do molde e pó fluxante que promova rápida transferência de calor na interface placa/molde.

É também comum a utilização de outros metais tais como níquel, cromo e cobalto como revestimento das paredes de cobre do molde. Eles são utilizados para aumentar a resistência do cobre ao atrito e para evitar a difusão do cobre da parede do molde para a placa em solidificação.

3.2.3. Considerações Finais Sobre o Processo de Transferência de Calor

Como apresentado nas seções anteriores, é possível avaliar a transferência de calor no lingotamento contínuo dos aços de maneira global e estes resultados podem ser utilizados para a melhoria do processo.

Na verdade, o que se busca para o processo é a otimização do fluxo de calor de maneira que se possa promover uma operação mais estável, e principalmente, sem ocorrência de defeitos superficiais.

Como mostrado, diversas variáveis afetam o fluxo de calor no molde de lingotamento contínuo, e alterar uma pode inevitavelmente influenciar outra. Como por exemplo: pode-se alterar a velocidade de lingotamento para otimizar o fluxo de calor, contudo, a alteração da velocidade de lingotamento implica em modificações na formulação do pó fluxante.

Com tantas variáveis, pode parecer complicado atuar no processo, mas basta manter o foco nas variáveis que são realmente controladoras da transferência de calor no molde.

* Half – softening: temperatura na qual após um dado tempo, o metal perde a sua dureza e aproximadamente 40% de resistência ao escoamento.

Para isso, é necessário conhecer a contribuição de cada resistência térmica na região do molde e como elas contribuem para a resistência global.

A tabela III.1 apresenta a magnitude das resistências térmicas nas diferentes regiões do molde de lingotamento contínuo.

Tabela III. 1– Magnitude típica das resistências térmicas à transferência de calor das diferentes regiões entre o aço e a superfície fria da placa de cobre do molde no lingotamento contínuo (SCHWERDTFEGGER, 2007).

| Região | Dados Físicos/condições | Resistência térmica, m^2kW^{-1} | % do total |
|------------------------|---|-----------------------------------|------------|
| Água do molde | $L = 5mm, V_{\text{água}} = 10ms^{-1}, T = 25^{\circ}C$ | $3,15 \times 10^{-5}$ | 0,45 |
| Placa de cobre | $L_{Cu} = 15mm, \lambda_{Cu} = 3,77 Wm^{-1}K^{-1}$ | $3,98 \times 10^{-5}$ | 0,57 |
| Pó fluxante | $D_{flux} = 1mm, \lambda_{sys} = 1 Wm^{-1}K$ | 100×10^{-5} | 14,23 |
| “Gas gap” | $D_{gap} = 0,6mm, T_o = 1200^{\circ}C, T_m = 78^{\circ}C$ | 590×10^{-5} | 83,96 |
| Recobrimento de níquel | $D_{coat} = 5mm, \lambda_{Ni} = 90Wm^{-1}K^{-1}$ | $5,55 \times 10^{-5}$ | 0,79 |
| Total | | $7,03 \times 10^{-3}$ | 100 |

Com relação às resistências térmicas apresentadas na tabela III.1, a camada de pó fluxante e o “gap” oferecem a maior resistência ao fluxo de calor. De todas as contribuições somadas, eles representam 14 e 84 % da resistência térmica total respectivamente, e juntas mais de 98% da resistência total.

Logo, a otimização do “gap” e do pó fluxante pode ser um diferencial na melhoria do lingotamento contínuo e, conseqüentemente, na qualidade das placas produzidas neste processo.

Isso mostra o quanto a contração do aço durante a solidificação é importante para o processo de transferência de calor e porque ela deve ser bem compreendida para uma correta otimização da conicidade do molde e, conseqüentemente, melhoria da qualidade superficial.

3.3. A Solidificação do Aço

A solidificação no molde de lingotamento contínuo influencia diretamente a qualidade do produto lingotado. A qualidade do produto está ligada a formação da *pele* solidificada no molde.

Diversas variáveis influenciam o processo de solidificação, dentre elas estão os parâmetros operacionais e a própria composição química do aço. Outro aspecto importante é a estrutura de solidificação e os aspectos relativos à segregação de soluto e à precipitação de compostos, especialmente nos contornos de grão.

No caso da formação da *pele* solidificada, uma espessura mínima é necessária na saída do molde para suportar a pressão ferrostática. Teoricamente, a espessura da *pele* solidificada na saída do molde é proporcional ao tempo de residência do aço em seu interior. Entretanto, ela não é uniforme, variando ao longo do perímetro da placa.

A morfologia da *pele* de aço formada varia com a composição química, com o superaquecimento, condições do fluxo no molde devido à configuração da válvula submersa, lubrificação e projeto do molde.

De uma maneira geral, a estrutura de uma peça solidificada consiste de três zonas, que são denominadas:

- zona coquilhada – adjacente à superfície da peça solidificada, sendo constituída de uma região de finos cristais equiaxiais;
- zona colunar – que é composta por dendritas que crescem a partir da zona coquilhada, perpendicularmente a superfície da peça, seguindo a direção da extração de calor;
- zona equiaxial central – que consiste de cristais equiaxiais de orientação aleatória.

A figura 3.11 apresenta um desenho esquemático das diferentes camadas formadas durante a solidificação do aço em moldes refrigerados à água.

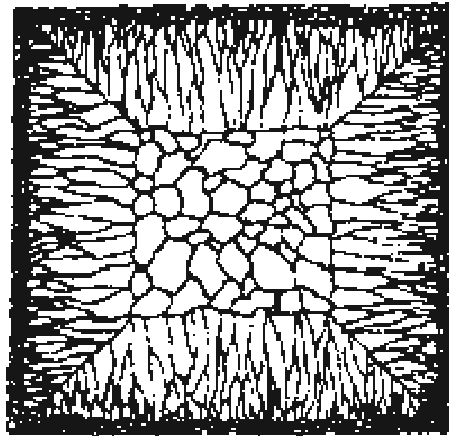


Figura 3.11 – Aspecto da estrutura de solidificação dos aços (KRAUSS, 2004).

A solidificação é um processo físico que está necessariamente relacionado com a nucleação e o crescimento de uma fase a partir de um superesfriamento do líquido. A estrutura de solidificação é determinada pela morfologia da interface sólido/líquido que está relacionada com o gradiente térmico, velocidade e intervalo de solidificação. Segundo LAIT (1982), existem muitas teorias para explicar a formação da estrutura no aço; entretanto, a região cuja formação é menos compreendida é a zona equiaxial.

Segundo KRAUSS (2004), inicialmente uma camada equiaxial se forma na parede do molde. Mas, dependendo de suas orientações cristalográficas, os cristais crescem com velocidades diferentes. Os cristais que tiverem a direção [001] orientados paralelamente a direção do fluxo de calor crescerão mais rapidamente, se tornando bem maiores que os outros cristais. Isso dará origem à região colunar. Finalmente, restarão apenas os cristais colunares, que formam grãos separados por contornos de pequeno ângulo.

Ainda segundo KRAUSS (2004), as teorias para a formação da zona equiaxial central assumem aspectos relativos à nucleação de cristais na interface sólido/líquido, devido ao superesfriamento constitucional, e/ou a fusão parcial das dendritas formadas devido às flutuações de temperatura no líquido e/ou a nucleação livre de cristais no seio do metal líquido.

Muitas variáveis do processo afetam fortemente a formação da estrutura de solidificação no lingotamento contínuo. Dentre elas pode-se destacar a temperatura de lingotamento.

Um aumento na temperatura de lingotamento produz um incremento no tamanho da zona colunar. Isso, basicamente porque, em temperaturas mais altas, os cristais formados perto do molde tendem a se refundir (LAIT, 1982). A figura 3.12 apresenta a variação da espessura relativa da zona equiaxial em função da temperatura de lingotamento.

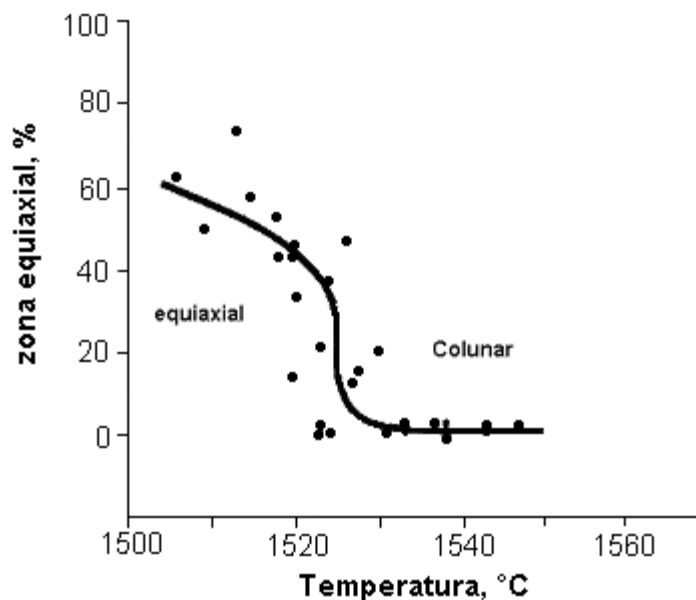


Figura 3.12 – Influência da temperatura de lingotamento na estrutura do aço (LAIT, 1982).

O comprimento da zona colunar é importante por duas razões: primeiramente ela é mais susceptível à formação de trincas que a zona equiaxial, e segundo, uma estrutura com longa zona colunar tende a aumentar a severidade da segregação e da porosidade. Logo, a temperatura de lingotamento deve ser a menor possível, é claro sem que ocorra a obstrução da válvula submersa (SCHWERDTFEGER, 2006).

3.3.1. Parâmetros de Solidificação

Como já mencionado, o controle da formação da *pele* no molde tem fundamental importância para a qualidade superficial do produto e para a operação do lingotamento contínuo. Segundo WOLF (1981), a taxa de solidificação é importante tanto para os aspectos macroscópicos (espessura da *pele*) como para aspectos microscópicos (microestrutura, microsegregação, precipitação).

A lei geral que descreve o crescimento de uma frente de solidificação pode ser escrita, simplificadamente, pela relação apresentada na equação (3.9).

$$S = K\sqrt{t} \quad (3.9)$$

Onde:

S representa a espessura solidificada [m];

t o tempo [s];

K é a constante de solidificação [$\text{m/s}^{1/2}$].

Em geral, os parâmetros que afetam K são o superaquecimento, a taxa de resfriamento, a região do molde e a geometria da placa (WOLF, 1979).

A descrição apresentada na equação (3.9) é uma formulação teórica baseada em uma condição de temperatura constante na superfície e inexistência de superaquecimento.

A figura 3.13 apresenta os dados de espessura solidificada em função do tempo para aços baixo carbono obtidos por vários autores (AISE STEEL FOUNDATION, 2003) em um diagrama log-log.

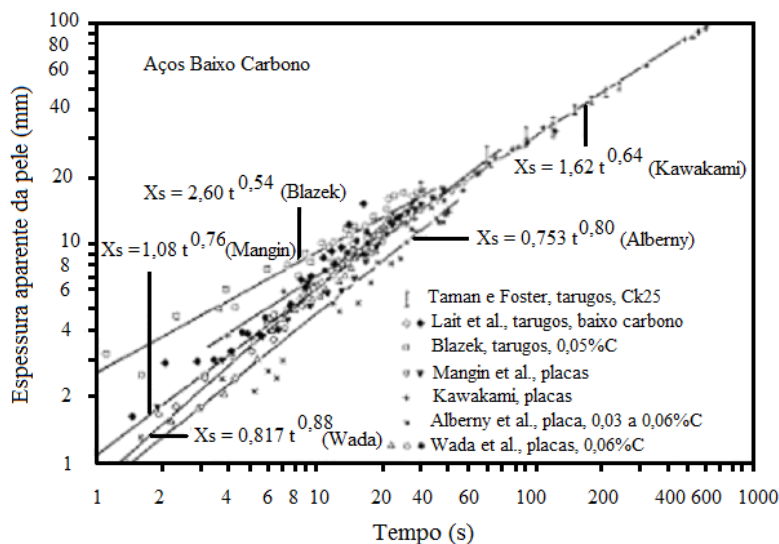


Figura 3.13 – Relação entre a espessura solidificada e o tempo de solidificação (AISE STEEL FOUNDATION, 2003).

Apesar de existir uma considerável variação entre os dados dos vários autores, especialmente para menores espessuras, cada um obteve uma correlação que responde

muito bem suas observações experimentais e, em geral, são um pouco diferentes da relação parabólica.

As diferenças nos resultados obtidos podem estar relacionadas ao fato de que para solidificação das ligas, muitas vezes, não se pode aplicar uma lei geral, pois, há um comportamento para a evolução do *liquidus* e outro para a evolução do *solidus*. E a progressão dessas duas frentes é afetada diretamente pela resistência da interface. A frente *liquidus* evolui segundo a relação (3.9) com um retardo inicial e a frente *solidus* não se forma no mesmo instante, mas sim após um período de incubação (PINHEIRO, 1995).

O levantamento da regra de solidificação pode ser feito a partir do ajuste de dados experimentais, ou por expressões que considerem o retardo inicial, ou o tempo de incubação, sendo a formulação teórica modificada para uma das formas apresentadas nas equações (3.10) e (3.11).

$$S = Kt^n \quad (3.10)$$

$$S = K\sqrt{t} - A \quad (3.11)$$

Sendo:

A é uma constante que representa o atraso da solidificação para a remoção do superaquecimento do aço líquido;

n é uma constante ajustada empiricamente.

A diferença de velocidade entre a frente *solidus* e a *liquidus* é a base para a definição de dois parâmetros importantes para a solidificação de uma liga: a espessura da zona pastosa e o tempo local de solidificação.

A espessura da zona pastosa é um parâmetro muito importante que afeta principalmente a maneira como ocorre o processo de solidificação, particularmente no que se refere à ocorrência de fissura a quente. Através do seu efeito no processo, a espessura da zona pastosa também afeta a ocorrência e a extensão da macrossegregação.

WOLF e KURZ (1979) fizeram uma coletânea de diversos valores de n e K obtidos por diversos autores para avaliar a espessura solidificada. Esta coletânea é apresentada na tabela III.2.

Tabela III. 2– Dados para a caracterização do crescimento da *pele* solidificada no molde, obtidos de várias investigações (WOLF e KURZ, 1979).

| Método | %C | Seção transversal (mm) | Vazamento do aço | Velocidade de lingotamento (m/min) | n | K |
|--------|------|------------------------|------------------|------------------------------------|------|------|
| RI | 0,17 | 150x300 | aberto | 0,70 | 0,65 | 0,17 |
| BO | 0,11 | 115x115 | aberto | 1,9 | 0,65 | 0,18 |
| RI | 0,06 | placa | fechado | - | 0,5 | 0,25 |
| | | | | 0,65 | 0,85 | 0,06 |
| RI | 0,14 | 200x2050 | fechado | 0,85 | 0,70 | 0,08 |
| | | | | 1,05 | 0,77 | 0,11 |
| Calc. | 0,06 | placa | fechado | 1,0 | 0,74 | 0,08 |
| RI | 0,14 | 200x1500 | fechado | 0,65 | 0,74 | 0,07 |
| S/Pb | 0,12 | 200x1600 | fechado | 0,67 | 0,63 | 0,16 |

Na tabela III.2, os termos RI, BO, calc. e S/Pb significam avaliação da espessura solidificada utilizando isótopo radioativo, medidas diretamente na placa de rompimento de *pele*, calculada através de modelos de transferência de calor e utilizando como traçador enxofre e chumbo, respectivamente. O vazamento do aço “aberto” significa sem utilização de válvula submersa e “fechado” com a utilização da válvula.

Para se conhecer a taxa de crescimento da *pele* solidificada basta promover a derivação da equação da espessura solidificada com o tempo, conforme equação (3.12).

$$v = \frac{dS}{dt} = \frac{K}{2\sqrt{t}} \quad (3.12)$$

Onde:

v é a velocidade de solidificação [m/s];

K é a constante de solidificação [m/s^{1/2}];

t é o tempo [s].

A velocidade de solidificação afeta a evolução da solidificação e, conseqüentemente, os aspectos relativos à estrutura de grãos da peça, o espaçamento interdendrítico e o tamanho das inclusões.

A solidificação, de maneira geral, começa com velocidade muito elevada e, à medida que ela progride, sua velocidade vai decrescendo, até atingir valores muito baixos, praticamente nulos. A partir daí, o molde atua apenas como um suporte para a *pele* solidificada.

Para que se possa estimar a espessura solidificada em diferentes condições de lingotamento, são utilizados modelos matemáticos. A simulação matemática da solidificação no lingotamento contínuo requer a solução de equações diferenciais parciais não lineares, envolvendo mudança de fase que, em geral, não podem ser solucionadas sem simplificações e/ou aproximações físicas e matemáticas.

A solidificação pode ser caracterizada também por parâmetros tais como (VOLKOVA, 2003):

- Tempo de solidificação local (LST – “local solidification time”), que é definido como o intervalo entre o início e o final da solidificação;
- Taxa de solidificação local (LSR – “local solidification rate”), que é representada pela diferença entre a temperatura *solidus* e *liquidus* dividida pelo tempo de solidificação local;
- Taxa de resfriamento local (LCR – “local cooling rate”), que é a avaliação da velocidade de movimentação da frente de solidificação seguindo as coordenadas espaciais.

A figura 3.14 apresenta resultados de simulação da solidificação do aço, expressando a variação das frações de sólido com a distância em relação ao menisco.

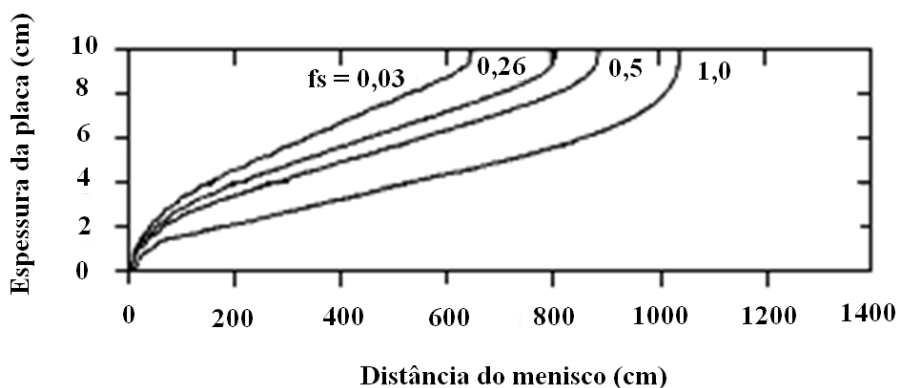


Figura 3.14 – Variação da fração de sólido em função da distância do menisco (z) e de $\frac{1}{4}$ da espessura da placa (x) (SCHWERDTFEGGER, 2006).

Com a figura 3.14 pode-se ter uma idéia do tempo local de solidificação computado por modelamento matemático. Nessa figura é mostrado um diagrama com as linhas de fração de sólido (f_s). A linha que equivale a $f_s = 1$ representa a frente *solidus* e a fração $f_s = 0,03$, aproximadamente, corresponde à frente *liquidus*. A diferença entre a frente *liquidus* e a *solidus* é a espessura da zona pastosa e o tempo de solidificação local pode ser inferido pela espessura da zona pastosa dividindo-a pela velocidade de lingotamento em uma dada posição do molde.

É também conhecido que o espaçamento dos braços secundários das dendritas (SDAS – “secondary dendrite arm spacing”) é um parâmetro relevante para estabelecer as relações entre as condições de solidificação e a microestrutura (VOLKOVA, 2003).

O braço primário de uma dendrita é definido como aquele que cresce aproximadamente na direção do fluxo de calor, o braço secundário cresce a partir do braço primário, o braço terciário a partir do secundário e assim sucessivamente. Todos os braços primários que crescem do mesmo núcleo têm aproximadamente o mesmo tipo de orientação e fazem parte do mesmo grão. A figura 3.15 apresenta um desenho esquemático da formação dendrítica, definindo os espaçamentos das dendritas primárias (λ_1) e das dendritas secundárias (λ_2) (SENK, 2003).

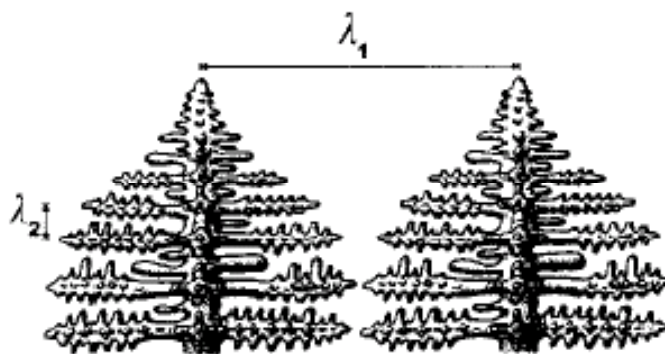


Figura 3.15 – Desenho esquemático das dendritas e os espaçamentos entre os braços primários (λ_1) e secundários (λ_2) (SENK, 2003).

Os parâmetros λ_1 e λ_2 (SDAS) são definidos como sendo a distância entre os eixos longitudinais dos braços primários vizinhos e a distância entre os eixos longitudinais dos braços secundários vizinhos, respectivamente.

Os espaçamentos dendríticos dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação. A taxa de crescimento dendrítico pode ser correlacionada com as variáveis térmicas da solidificação, como velocidades e gradientes térmicos (G), que por sua vez estão relacionadas com parâmetros operacionais, como temperatura de vazamento (T_s) e coeficiente de transferência de calor nas interfaces metal/molde (h).

Existem dois tipos de metodologia para se avaliar o espaçamento das dendritas:

- Solidificação em laboratório em um tipo especial de forno usando extração de calor na amostra. As amostras são geralmente cilíndricas fundidas em um tubo de alumina. A taxa de extração de calor é controlada;
- Medida da amostra retirada diretamente da peça solidificada. Os espaços são determinados a partir da distância da superfície.

Os dados são geralmente apresentados:

- Pelo ajuste de dados de distância da superfície (x) do tipo $\lambda=f(x)$;
- Pela correlação com o tempo local de solidificação (t_f) e, nesse caso, normalmente segue uma lei exponencial do tipo $\lambda=A(t_f)^n$;
- Pela correlação com a taxa de resfriamento na temperatura *solidus* ou com a média da taxa de resfriamento na zona pastosa: $\lambda=B(dT/dt)_{solidus}$, $CR=(T_l-T_s)/(t_l-t_s)$.

Em geral, observa-se que um aumento na taxa de resfriamento dentro de uma faixa relativamente ampla não altera significativamente a morfologia dendrítica. Porém, a escala de tamanho, quantificada através das distâncias entre os braços primários e secundários, torna-se cada vez menor. Para relacionar os espaçamentos dendríticos foram desenvolvidas relações que seguem o modelo apresentado na equação (3.13) (MARTORANO, 2000).

$$\lambda = B.R^{-n} = B(G.V)^{-n} = A(t_L)^n \quad (3.13)$$

Onde:

λ é o espaçamento dendrítico primário ou secundário [μm];

R é a taxa de resfriamento, usualmente a taxa medida no intervalo de solidificação [$^{\circ}\text{C}/\text{min}$];

G é o gradiente de temperatura na interface sólido líquido [$^{\circ}\text{C}$];

V é a velocidade de movimentação da interface sólido/líquido [m/min],

t_L é o tempo local de solidificação (já definido) [s];

n é um expoente que varia de 1/2 a 1/3 para braços secundários e é igual a aproximadamente 1/2 para braços primários.

A e B são constantes que dependem da composição da liga.

Para o caso do espaçamento entre o braço das dendritas secundárias (SDAS), SCHWERDTFEGGER (2006) apresenta uma coletânea de correlações para se avaliar o SDAS. Essas correlações são apresentadas na tabela III.3.

Tabela III. 3 – Correlações para o cálculo do espaçamento dendrítico secundário (SCHWERDTFEGGER, 2006).

| Relação | Unidades | Liga |
|---------------------------------------|---|---------------------------|
| $\lambda_2 = 709\text{CR}^{-0,39}$ | λ_2 : μm ; CR: $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ | Aço C = 0,14 - 0,88% |
| $\lambda_2 = 75,33\text{CR}^{-0,256}$ | λ_2 : μm ; CR: $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ | Fe-26%Ni |
| $\lambda_2 = 168\text{CR}^{-0,43}$ | λ_2 : μm ; CR: $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ | Aço C = 0,55 - 0,60% |
| $\lambda_2 = 0,0158t_f^{0,44}$ | λ_2 : mm; t_f , s | Aço C = 0,59% |
| $\lambda_2 = 0,00716t_f^{0,50}$ | λ_2 : mm; t_f , s | Aço C = 1,48% |
| $\lambda_2 = 29,5t_f^{0,39}$ | λ_2 : μm ; t_f : s | Aço C = 0,25 - 0,6 % |
| $\lambda_2 = 0,00058t_f^{0,44}$ | λ_2 : cm; t_f : s | Aço C = 0,63 %; Ni=14,9 % |
| $\lambda_2 = 0,00052t_f^{0,39}$ | λ_2 : cm; t_f : s | Aço C = 0,68%; Cr= 28,3% |
| $\lambda_2 = 1,63G^{-0,51}$ | λ_2 : mm; G: $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ | Aço C = 0,59 % |
| $\lambda_2 = 18x^{0,64}$ | λ_2 : μm ; x: mm | Aço C = 0,18% |
| $\lambda_2 = 63x^{0,19}$ | λ_2 : μm ; x: mm; $x < 62$ | Aço C = 0,12 - 0,16 % |
| $\lambda_2 = 104x^{0,24}$ | λ_2 : μm ; x: mm | Aço C = 0,15 - 0,16 % |

Outro aspecto relacionado com a solidificação é a segregação, que ocorre devido à diferença de solubilidade do soluto entre as fases líquida e sólida. Os materiais em geral contêm em sua composição química elementos dissolvidos ou impurezas que, ao longo da solidificação, são redistribuídos a partir da superfície de resfriamento. A termodinâmica do processo irá impor uma rejeição ao soluto que dependerá da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases, e que terá como consequência um movimento de espécies associado à transferência de calor que acompanha a

transformação líquido/sólido. A forma com que os solutos e/ou impurezas são distribuídas é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação.

No caso da solidificação inicial da *pele* de aço com uma estrutura dendrítica, ocorre uma diferença entre a concentração do braço dendrítico e o líquido interdendrítico. Na verdade, há uma diferença de solubilidade do soluto entre as fases sólida e líquida e a segregação pode ser considerada como um fenômeno inerente à solidificação das ligas.

A distribuição de soluto durante a solidificação dendrítica é governada pela partição de equilíbrio dos elementos químicos dentro do campo de fase sólido/líquido. Os dois campos são definidos pela temperatura *solidus* e *liquidus* a partir dos diagramas de equilíbrio. A redistribuição ou partição do soluto é definida pela constante K (KRAUSS, 2004).

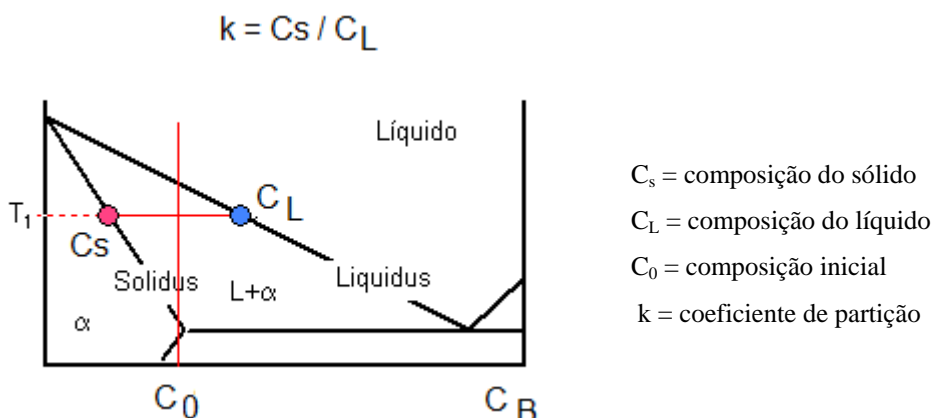


Figura 3.16 – Definição da partição de soluto entre duas fases em equilíbrio (MATTER, 2007).

Existem duas situações limite onde a análise da redistribuição de soluto na solidificação dendrítica é tratada de forma simples, não envolvendo a influência da morfologia dendrítica, propriedades de transporte e taxa de resfriamento, entre outros. O primeiro caso é aquele em que todo o sólido e todo o líquido da região pastosa são considerados com tendo concentração de soluto homogênea. Considerando, ainda, que exista equilíbrio local entre o líquido e o sólido em contato e que as linhas *liquidus* e *solidus* possam ser aproximadas por retas, a equação (3.14), denominada regra da alavanca de equilíbrio, fornece a composição do líquido e do sólido durante a solidificação (MARTORANO, 2000):

$$K = \frac{C_s}{C_l} \Rightarrow C_s = KC_0(1 - f_s)^{K-1} \quad (3.14)$$

Onde:

C_s é a composição do sólido [% em massa];

C_l é a composição do líquido [% em massa];

f_s é a fração de sólido.

A tabela III.4 lista valores de K assumidos independentes da temperatura. Solutos com baixos valores de K tem uma grande tendência a segregar durante a solidificação.

Tabela III. 4– Coeficiente de partição para diferentes elementos no aço (KRAUSS, 2004).

| Elemento de liga | Coeficiente de partição K |
|------------------|-----------------------------|
| P | 0,14 |
| Nb | 0,23 |
| Cr | 0,33 |
| Mn | 0,71 |
| Ni | 0,83 |

A resistência da *pele* do veio no molde pode ser determinada pela extensão da região sólida/líquida da qual depende a microsegregação. A temperatura de completa solidificação pode ser determinada quando a concentração do último líquido é conhecida. Esta concentração pode ser obtida aproximando a equação de Scheil, conforme proposto por Brady e Flemings (WOLF, 1981).

$$C_l = C_0 \left(1 - \frac{f_s}{\alpha K + 1} \right)^{K-1} \quad (3.15)$$

Onde:

C_l é a composição do líquido [% em massa];

C_0 é a composição inicial [% em massa];

k é o coeficiente de partição do soluto;

f_s é a fração de sólido;

α um parâmetro adimensional.

O valor do parâmetro adimensional α depende do tempo de solidificação local (Θ_f) e do espaçamento do braço das dendritas (λ), conforme visto na equação (3.15) (WOLF, 1981):

$$\alpha = 4D_s \Theta_f \lambda^{-2} \quad (3.16)$$

Onde:

D_s é o coeficiente de difusão no sólido [m^2/s];

Θ_f é o tempo local de solidificação [s];

λ é o espaçamento dendrítico [μm].

Na equação de Scheil, considera-se condições de equilíbrio, homogeneidade no líquido e inexistência de difusão no sólido.

As duas situações simplificadas descritas acima estão distantes das situações usualmente encontradas, que são aquelas de difusão intermediária pelo menos em alguma das fases. Nas situações onde o transporte em alguma das duas fases é intermediário, ou seja, não é nem desprezível e nem completo, é necessário utilizar as equações e propriedades de difusão. A morfologia e o tamanho da estrutura dendrítica e a taxa de resfriamento, entre outros, são importantes para se obter resultados compatíveis com os observados experimentalmente (MARTORANO, 2000).

A microsegregação tem sido objeto de intensa pesquisa no sentido de se desenvolver ferramentas que sejam capazes de quantificar tal fenômeno. Entre os fatores que mais contribuem para a dificuldade de quantificar a microsegregação pode-se destacar a complexidade da estrutura dendrítica, o efeito dos diferentes solutos, a refusão de ramos dendríticos, o movimento do soluto no líquido e a dependência do coeficiente de difusão com a concentração e a temperatura.

3.3.2. Efeito da Composição Química do Aço na Solidificação

Além dos pontos já abordados, outro fator que interfere fortemente na solidificação do aço é a sua composição química. Vários estudos realizados têm enfatizado a diferença

de comportamento térmico do aço em função desta variável. As diferenças se devem às diversas reações de transformação de fase que ocorrem no aço durante a solidificação e o posterior resfriamento. Essas reações são amplamente estudadas e podem ser visualizadas no diagrama Fe-C, visto na figura 3.17.

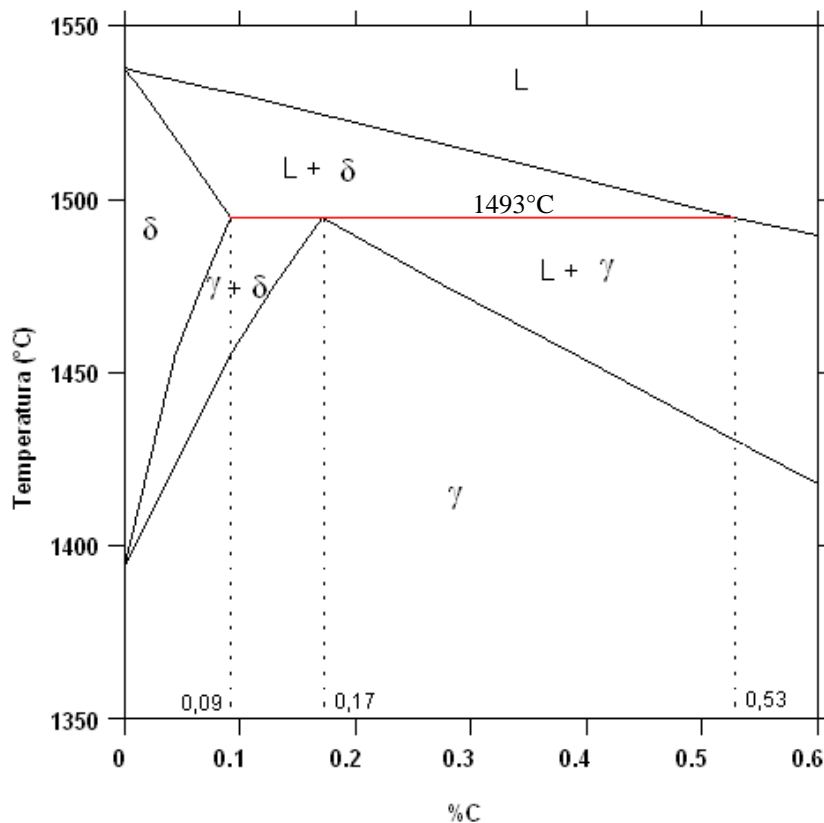


Figura 3.17 – Detalhe da região de solidificação dos aços no sistema Fe-C.

Conforme se vê no diagrama apresentado na figura 3.17, os aços podem se solidificar seguindo diferentes trajetórias até a formação da austenita. Para efeitos práticos, a partir destas diversas trajetórias de solidificação, pode-se separar os aços em diferentes grupos.

O primeiro grupo corresponde aos aços com teor de carbono menor ou igual a 0,09%. Esses aços têm a temperatura *liquidus* acima de 1530°C e, à medida que a temperatura diminui, ocorre a formação da fase sólida denominada ferrita delta (δ -Fe). Para esta composição, não ocorre nenhuma outra transformação até a solidificação completa.

O segundo grupo é caracterizado por aços com teor de carbono entre 0,09% e 0,53%, onde a solidificação ocorre na região da reação peritética, que se caracteriza pela reação da ferrita delta com o líquido gerando austenita. Esta reação ocorre a 1493°C.

Este segundo grupo ainda pode ser subdividido em 2 outros subgrupos em função do tipo de estrutura resultante da reação peritética. O primeiro subgrupo é composto pelos aços com teor de carbono entre 0,09 e 0,17%. Nesse caso, a estrutura resultante da reação peritética é ferrita delta e austenita. O segundo subgrupo é composto pelos aços com teor de carbono acima de 0,17%, que, após a reação peritética, apresentam ainda, fase líquida e austenita.

O terceiro grande grupo é composto por aços com teores de carbono acima de 0,53%, onde a solidificação acontece apenas com as fases líquida e austenita presentes. Com o resfriamento, a austenita vai se formando.

Considerando apenas o comportamento termomecânico dos aços durante a solidificação, têm sido identificados dois grupos distintos. O primeiro grupo são os aços com teor de carbono até 0,09% e teores de carbono acima de 0,17%. Estes aços são denominados genericamente de aços baixo e alto carbono. Os aços com teor de carbono entre 0,09% e 0,17%, onde ocorre a reação peritética com a ferrita delta e a austenita como produtos da reação, são denominados aços médio teor de carbono.

Os aços com comportamento peritético têm uma tendência à contração por causa da diferença de densidade entre a ferrita delta e a austenita. Em geral, eles apresentam máxima contração após a solidificação, devido à reação peritética, propiciando a formação de uma superfície rugosa ou com depressão na peça solidificada.

No caso dos aços alto carbono, a presença da fase líquida alivia muito as tensões geradas pela transformação de fase. Por apresentarem pouca variação logo abaixo da reação peritética, tanto o aço alto carbono como o baixo carbono dão origem a uma superfície lisa no produto lingotado.

A tabela III.5 apresenta um balanço das fases austenita, ferrita delta e líquido, imediatamente antes e após a temperatura peritética.

Tabela III. 5– Balanço das fases antes e após a temperatura peritética (VALADARES, 2006).

| C (%) | Acima de 1493°C | | Abaixo de 1493°C | | |
|-------|-----------------|----------|------------------|----------|----------|
| | Líquido | δ | Líquido | δ | γ |
| 0,12 | 5 | 95 | - | 70 | 30 |
| 0,15 | 12 | 88 | - | 17 | 83 |
| 0,17 | 16 | 84 | - | - | 100 |
| 0,19 | 20 | 80 | 5 | - | 95 |
| 0,30 | 50 | 50 | 40 | - | 60 |
| 0,48 | 95 | 5 | 94 | - | 6 |

Assim, devido a essas características, os aços peritéticos são chamados de aços críticos e são bastante susceptíveis à ocorrência de defeitos superficiais, tais como trincas, depressões e acidentes operacionais, como os rompimentos de *pele*. Por serem aços críticos e possuírem uma importância comercial elevada, vale a pena a analisar mais profundamente o comportamento dos aços peritéticos.

3.3.2.1. Reação Peritética

A reação peritética, de maneira geral, é uma reação na qual um líquido mais uma fase sólida primária se transformam em uma fase sólida secundária. Em geral, a fase secundária crescerá perifericamente sobre a fase primária. Este é o fato pelo qual a reação leva o nome de peritética (FREDRIKSSON, 1976). A reação é rápida e é governada pela difusão através da fase líquida.

A figura 3.18 apresenta um desenho esquemático do mecanismo proposto para a evolução da reação peritética durante a solidificação.

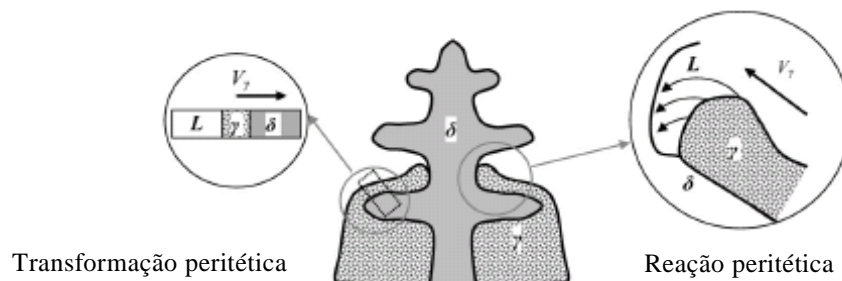


Figura 3.18 – Mecanismo de solidificação dos aços peritéticos (STEFANESCU, 2006).

A reação peritética processa-se em dois estágios. No primeiro instante da reação, existe uma rápida transformação da ferrita delta (δ -Fe) para austenita (γ -Fe) no ponto peritético. Depois, o crescimento da austenita procede até uma completa aniquilação da ferrita delta e supõe-se que este processo seja bastante lento (DHINDAW, 2004).

A reação peritética ocorre em torno de 1493°C e é afetada fortemente pela taxa de resfriamento, devido à rápida difusão do carbono. Foi mostrado experimentalmente, por meio de solidificação direcional e observações microestruturais, que a temperatura da reação peritética diminui com o aumento da taxa de resfriamento. A uma taxa de resfriamento muito alta, a transformação peritética ocorre muito rapidamente (FREDRIKSSON, 1976).

O calor envolvido na transformação peritética consiste basicamente das seguintes contribuições (DHINDAW, 2004):

- A energia requerida para nuclear γ -Fe na δ -Fe durante a reação peritética, isto é, a energia necessária para acomodar as imperfeições da rede devido à mudança de estrutura CCC da ferrita delta para CFC da austenita, que tem um fator de empacotamento maior do que a primeira. Esse processo necessita de energia, contribuindo negativamente;
- A energia ou calor latente de solidificação do líquido, que tem uma contribuição positiva.

A partir da análise térmica diferencial (ATD), foi mostrado que a energia de solidificação da Fe- δ é a metade da energia total da transformação. O restante está envolvido na reação peritética e a subsequente solidificação do líquido remanescente que se transforma em Fe- γ .

Os testes mostraram que a reação peritética ocorre em curtos períodos de tempo, em torno de 5 segundos (DHINDAW, 2004). Através de cálculos, foi mostrado que a reação peritética no diagrama Fe-C está completa em poucos graus abaixo da temperatura peritética (FREDRIKSSON, 1976).

Em certas condições, é possível nuclear e crescer a austenita (γ -Fe) diretamente no líquido, sem o contato direto com a ferrita (δ -Fe) (MATSUURA, 1993). A formação da fase γ -Fe pela precipitação direta no líquido superesfriado é possível se a taxa de resfriamento for muito alta. Assim, o balanço entre a taxa de resfriamento e a reação peritética determinará o mecanismo para a formação da austenita (MATSUURA, 1993).

Pode-se dizer que a microestrutura típica que resulta da reação peritética irá depender do gradiente de temperatura/velocidade de solidificação (G_T/V) da *pele* e da taxa e condição de nucleação. As estruturas possíveis são a celular, a frente plana e a bandeada.

A figura 3.19 apresenta uma microestrutura de um aço peritético (Fe-0,14% C), na qual se observa um crescimento planar e celular obtidos pela utilização de “confocal scanning laser microscope” em conjunto com um “infrared image furnace” (STEFANESCU, 2006).

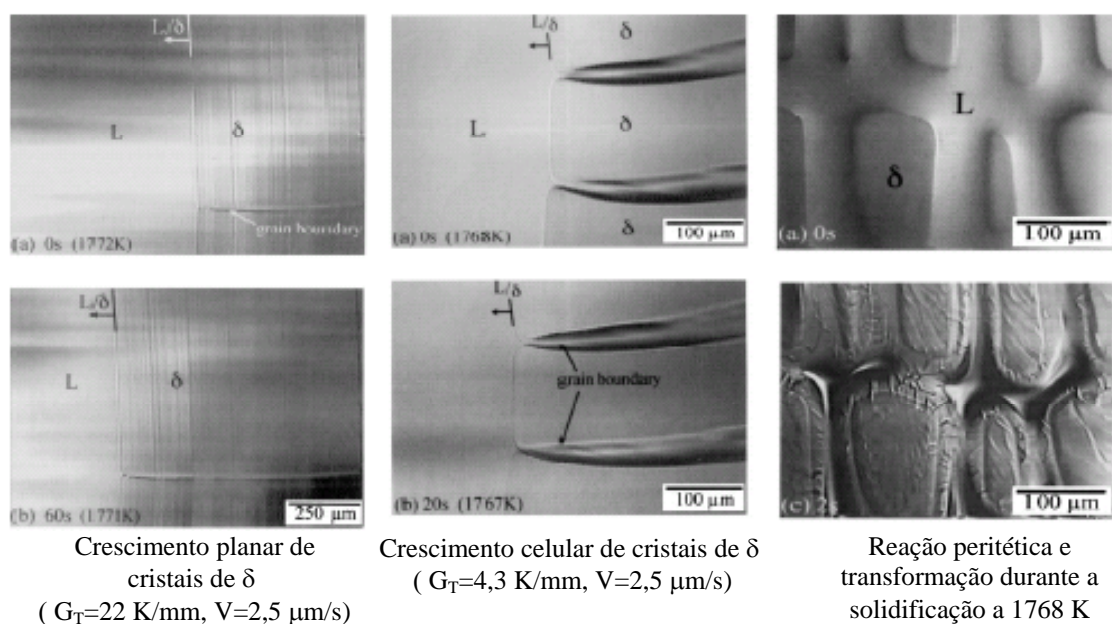


Figura 3.19 – Microestrutura típica de um aço peritético com 0,14% C (STEFANESCU, 2006).

3.3.2.2. Aspectos da Reação Peritética no Lingotamento Contínuo

A variação volumétrica originada pela mudança da estrutura cristalina, cúbica de corpo centrado (CCC) para cúbica de face centrada (CFC), presente na reação peritética, é um fator importante que, somado a determinadas condições operacionais, tais como o desalinhamento das máquinas de lingotamento contínuo, flutuações do nível de aço no molde, pó fluxante inadequado, além de outras, pode provocar o aparecimento de defeitos superficiais e subsuperficiais em placas produzidas no lingotamento contínuo.

A figura 3.20 apresenta um desenho esquemático de como a reação peritética ocorre para um aço de 0,15% de carbono e como, após a contração volumétrica, se forma um vazio na estrutura. Esse vazio torna a estrutura susceptível a formação de trincas a quente.

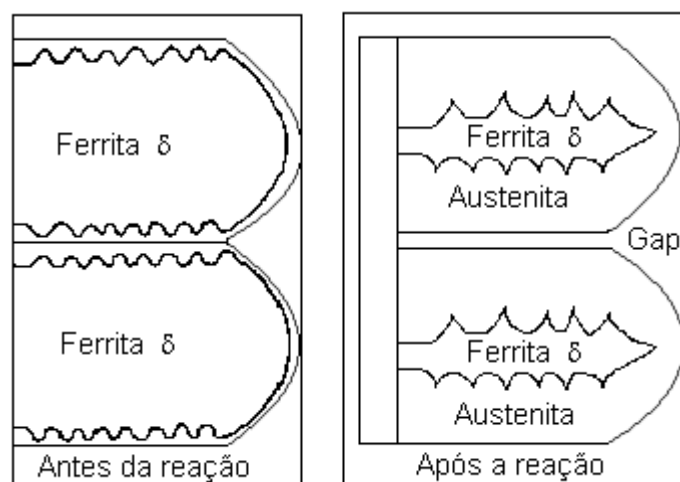


Figura 3.20 – Esquema de solidificação para um aço com 0,15% de carbono antes e após a reação peritética (ABM, 2006).

A transformação peritética e a contração atingem intensidades máximas para aços peritéticos com teores de carbono entre 0,11 e 0,17%. Para estes aços, a espessura da *pele* de aço solidificada é bastante desigual, devido à competição entre os fenômenos de contração, originada pela mudança de estrutura cristalina (ferrita- δ /austenita), e de expansão, promovida pela pressão ferrostática. A figura 3.21 apresenta gráficos mostrando o efeito da contração em função do teor de carbono (3.21 (a)) e a contração com um efeito direto no fluxo de calor (3.21 (b)).

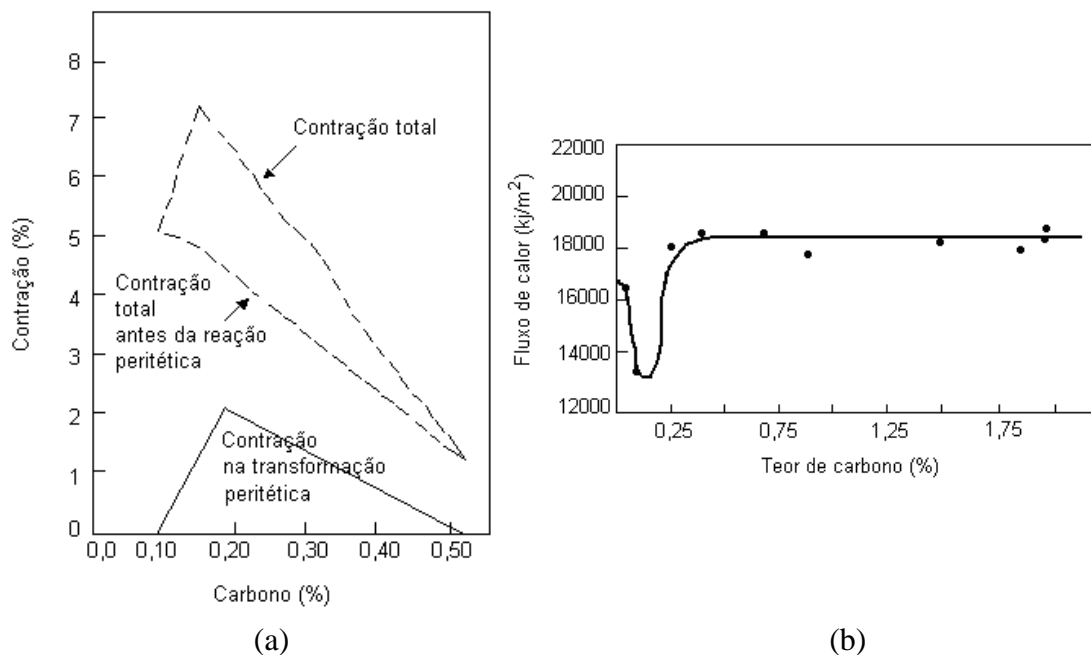


Figura 3.21 – Efeito do teor de carbono na contração do aço e no fluxo de calor (VALADARES, 2006).

Na figura 3.21 (a) observa-se as contrações calculadas antes e após a reação peritética e a resultante da reação. As contrações mostradas provocam uma tendência à formação de depressões na superfície da placa levando à redução do fluxo de calor no molde, como visto na figura 3.21 (b). Esse fato acaba gerando uma formação não uniforme da *pele* de aço no molde.

A *pele* de aço solidificada de uma maneira não uniforme resulta, em virtude do seu contato de forma intermitente com o molde de lingotamento contínuo, em uma redução da extração de calor do aço.

A redução da extração de calor no molde do lingotamento contínuo origina uma estrutura cristalina com grãos mais grosseiros e, de acordo com MINTZ et al. (1991), essas regiões são mais susceptíveis a trincas a quente, pois a *pele* de aço solidificada é menos espessa e o tamanho do grão austenítico é maior.

A figura 3.22 apresenta uma ilustração esquemática mostrando a diferença de estrutura cristalina na *pele* de aço solidificada entre um aço alto ou baixo teor de carbono e um médio teor.

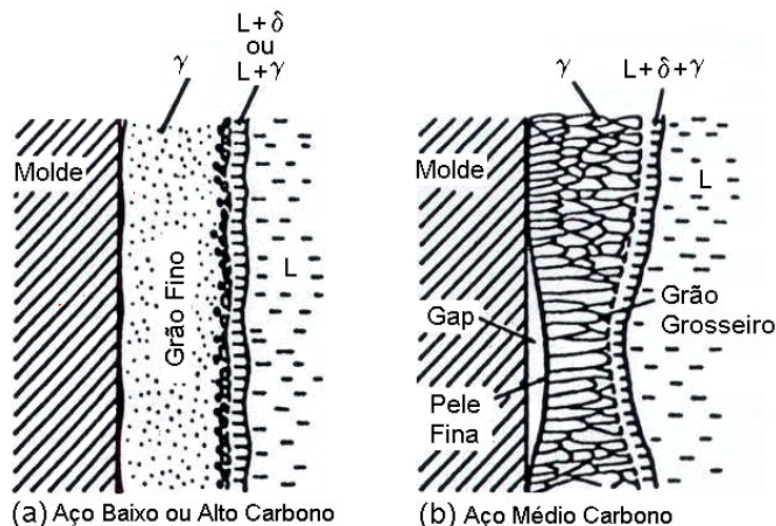


Figura 3.22 – Ilustração esquemática que mostra a estrutura cristalina da austenita na *pele* de aço solidificada: (a) aço baixo e alto carbono; (b) aço médio carbono (peritético) (MINTZ ET al., 1991).

Segundo SCHIMIDT e JOSEFSSON (1974), uma maior tendência a formação de trincas a quente está associada à presença de uma estrutura cristalina com grãos austeníticos mais grosseiros.

De acordo com MINTZ et al. (1991), o tamanho de grão tem pouca influência na origem da trinca existente na superfície da placa, mas está diretamente relacionado com a sua propagação para profundidades mais críticas. Assim, a presença de uma estrutura cristalina com grãos grosseiros favorece principalmente a propagação das trincas.

Outro aspecto é que a resistência do conjunto δ -Fe e γ -Fe será definido pelo comportamento da fase mais fraca, neste caso pela ferrita delta. Isto é importante para a integridade dos aços peritéticos durante a solidificação no molde quando a *pele* formada deve suportar as tensões térmicas, as tensões devido à contração, dentre outras. Durante a solidificação, a baixa resistência da ferrita pode fazer com que ela não resista a estas tensões podendo causar trincas e, em certos casos, rompimento de *pele* (ROYZMAN, 2000).

A ferrita, por outro lado, tem elevado grau de plasticidade particularmente na região peritética. A austenita possui alta resistência e baixa plasticidade se comparada com a

ferrita. Isto significa que durante a deformação pode ocorrer a concentração preferencial da deformação em uma fase, causando a trinca (HARA, 2002).

Em geral utiliza-se um resfriamento moderado no lingotamento dos aços peritéticos para se evitar a formação de trincas. Este resfriamento é realizado utilizando um pó fluxante que tenha uma tendência a se cristalizar a mais altas temperaturas, inibindo a transferência de calor por radiação.

É considerado que a trinca longitudinal resulta da contração durante a transformação da ferrita- δ em γ . Entretanto, o efeito do carbono na sensibilidade à formação de trincas e na fração transformada ($f_{\delta-\gamma}$) são diferentes para cada composição conforme visto na figura 3.23.

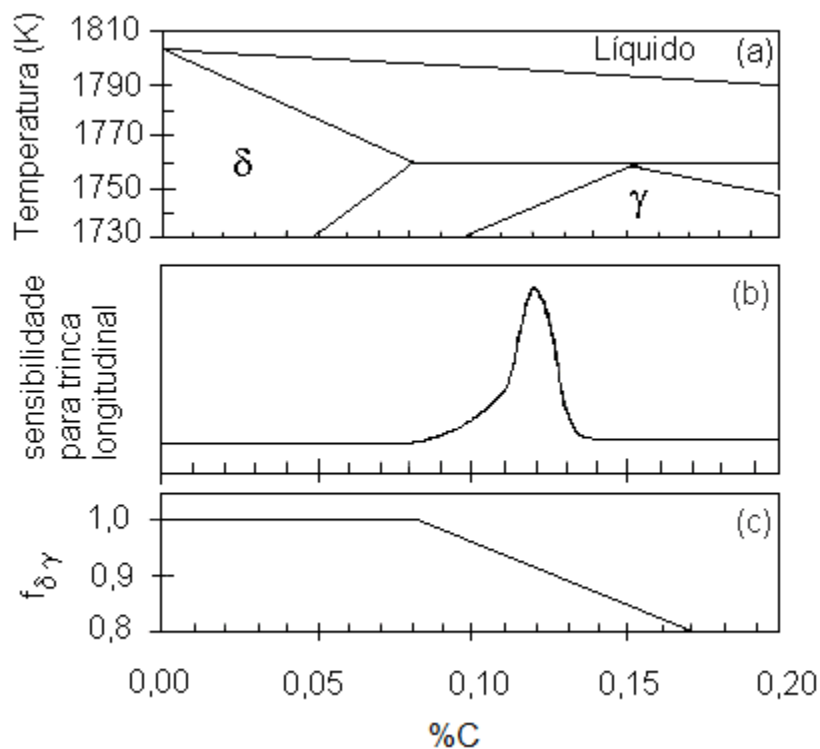


Figura 3.23 – Diagrama de equilíbrio Fe-C; b) sensibilidade à formação de trinca longitudinal (empírico); c) $f_{\delta-\gamma}$ como função do teor de carbono (HARA, 2002).

Em uma outra interpretação deste resultado, pode-se definir um índice DST⁽¹⁾. Existem pelo menos dois fatores que influenciam o índice DST. O primeiro é a taxa de

¹ DST: Deformation Sensibility by δ - γ Transformation, Sensibilidade à deformação induzida pela transformação peritética.

transformação $\delta-\gamma$ e o outro é a resistência da *pele* no início da transformação. O índice DST é considerado maior quando a taxa de transformação é grande e a resistência da *pele* no início da transformação é baixa. Este índice pode ser definido pela equação (3.17).

$$DST = \frac{\text{taxa de transformação } \delta - \gamma}{\text{resistência no início da transformação}} = \frac{f_{\delta-\gamma}}{\left(\frac{\Delta x}{V_x} \cdot \frac{\Delta z}{V_z}\right) (ZST - T_{\delta-\gamma \text{ início}})} \quad (3.17)$$

Onde:

$f_{\delta-\gamma}$ é a fração transformada,

x é a direção de solidificação,

z é a direção de lingotamento,

V_x a velocidade de solidificação [m/s],

V_z a velocidade de lingotamento [m/min],

ZST (“Zero Strength Temperature”) é a temperatura na qual a fração de sólido é de 0,9 e

$T_{\delta-\gamma \text{ início}}$ é a temperatura na qual inicia-se a transformação peritética.

A figura 3.24 apresenta a definição dos demais termos apresentados na equação (3.16).

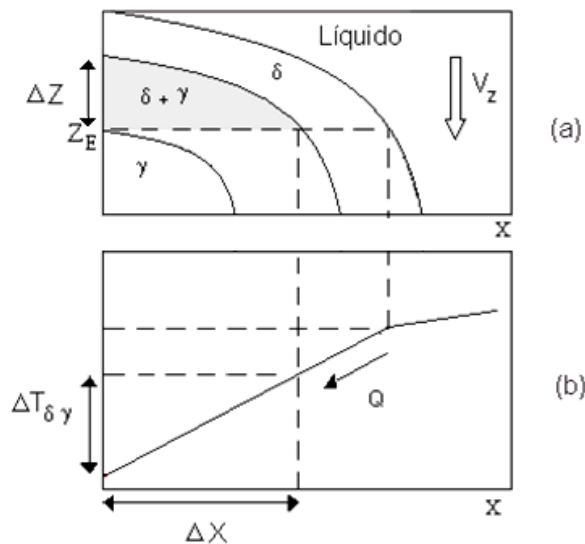


Figura 3.24 – Definição de algumas variáveis da equação (3.17): a) seção longitudinal à *pele* solidificada; b) distribuição esquemática de temperaturas na posição Z_E (HARA, 2002).

3.3.2.3. Identificação do Comportamento do Aço Durante a Solidificação

Devido à complexidade dos aços e à quantidade de elementos de ligas utilizados para atingir determinada propriedade, é comum representar os aços na forma de “carbono equivalente” para que possa ser utilizado o diagrama ferro-carbono comum.

O carbono equivalente pode ser descrito pela equação (3.18).

$$C_p = [\% C] + \sum_{i=1}^n A_i (\% i) \quad (3.18)$$

Onde:

%C é o teor de carbono,

%i é o teor dos elementos de liga presentes no aço,

Ai é coeficientes para cada elemento de liga.

A equação (3.18) representa a referência entre a concentração em massa de elementos formadores de austenita, que são adicionados à concentração do carbono contido no aço, e de elementos formadores de ferrita que são subtraídos. Os coeficientes para cada elemento são avaliados experimentalmente. A tabela III.6 apresenta uma série de coeficientes apresentados para aços, determinados por diversos pesquisadores (WOLF, 1991).

Tabela III.6– Coeficientes A_i para avaliação do carbono equivalente para a reação peritética dos aços (WOLF, 1991).

| Autor, ano | Mn | Si | Ni | Cr | Mo | V |
|---------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Howe, 1987 | +0,040 | -0,12 | +0,080 | -0,018 | -0,05 | - |
| Yasumoto, 1988 | +0,020 | -0,01 | +0,040 | - | - | - |
| Yamada et al., 1990 | +0,030 | +0,10 | +0,025 | -0,007 | -0,025 | -0,010 |
| Yamada et al., 1990 | +0,080 | -0,026 | +0,090 | -0,015 | -0,055 | -0,045 |

De acordo com a regra da alavanca aplicada ao diagrama Fe-C e através da avaliação experimental da fração da ferrita primária sólida avaliada por análise térmica

diferencial, definiu-se outro fator, o potencial de ferrita (FP), que é definido pela equação (3.19).

$$FP = 2,5(0,5 - [\% C_p]) \quad (3.19)$$

Assim, de acordo com a equação (3.19), para aços de $FP > 1$, tem-se os aços hipoperitéticos e para $FP < 0$ aços hiperperitéticos, enquanto a reação peritética ocorre para FP entre 0 e 1.

A tendência para que ocorram defeitos inerentes ao lingotamento contínuo, como trincas, depressões e agarramentos, pode ser avaliada em função do potencial de ferrita (FP). Em geral, são usados diagramas conforme apresentado na figura 3.25.

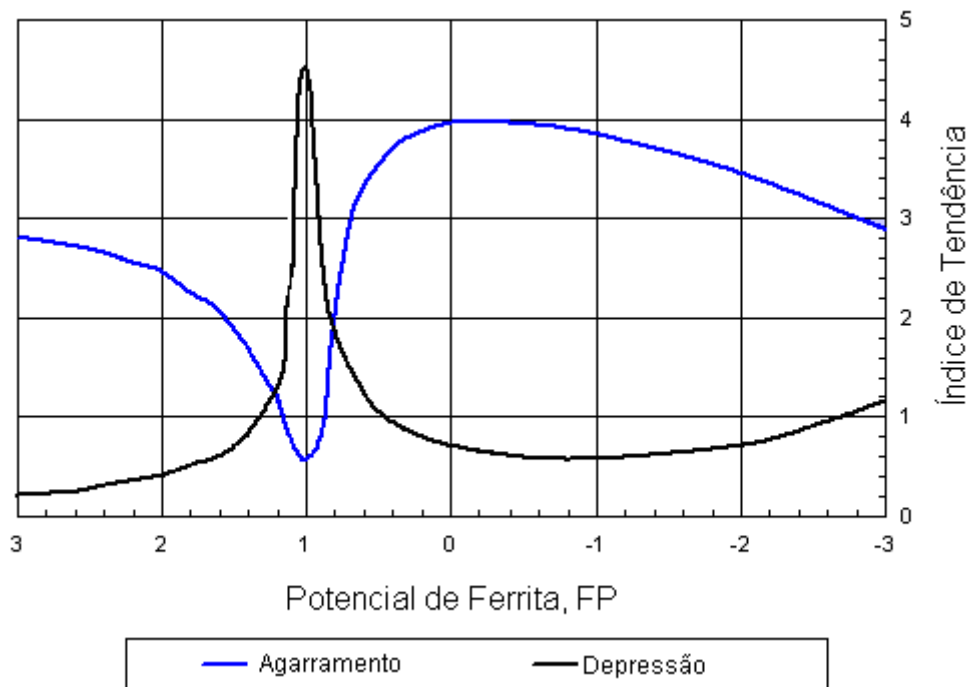


Figura 3.25 – Tendência ao agarramento e à depressão em função potencial de ferrita (WOLF, 1991).

O diagrama da figura 3.25 é útil quando um novo tipo de aço irá ser lingotado, indicando um caminho na escolha do conicidade, parâmetros de refrigeração, pó fluxante, dentre outros. É importante ressaltar que este fator é semi-empírico e os seus resultados são apenas um indicativo e não valores absolutos, pois o diagrama não leva em consideração a taxa de resfriamento, que determina as taxas de difusão e, por conseqüência, um desvio das estruturas de equilíbrio para um tipo específico de aço.

3.4. Formação de Defeitos Superficiais no Lingotamento Contínuo

Durante a solidificação inicial do aço no molde é que a maioria dos defeitos superficiais irão se formar e eles se propagarão ao longo da máquina, por efeito do resfriamento secundário, pela manutenção inadequada das máquinas, pelo efeito do encurvamento/desencurvamento do veio, ou por todos estes efeitos em conjunto.

Diversos são os defeitos que ocorrem durante o lingotamento dos aços no lingotamento contínuo e eles têm seus mecanismos de formação diretamente ligados aos mecanismos de transferência de calor e de solidificação. Os defeitos superficiais típicos presentes nas placas produzidas via lingotamento contínuo são (AISE STEEL FOUNDATION, 2003):

- trincas longitudinais faciais e de quina;
- trincas transversais faciais e de quina;
- trinca estrela;
- depressões longitudinais e transversais;
- marcas de oscilação profundas com segregação de soluto.

Existem outros defeitos, tais como: inclusões superficiais, porosidade ou depressões provenientes da presença de gases.

A seguir, serão apresentados os mecanismos de formação dos principais defeitos.

3.4.1. Trincas Longitudinais Faciais e de Quina

A trinca longitudinal facial é um defeito superficial típico, que ocorre nas proximidades do centro da largura da placa e apresenta características metalográficas típicas, tais como, segregação local de fósforo, de carbono, de manganês e de enxofre tanto na direção do comprimento quanto na profundidade. A segregação ocorre ao longo dos braços primários das dendritas, e a segregação próxima à camada superficial é exposta. Em geral, as trincas longitudinais faciais desenvolvem-se na direção do comprimento e da espessura do veio e ao longo das segregações (VALADARES, 2002).

A figura 3.26 apresenta uma fotografia de uma trinca longitudinal no centro da face de um placa de lingotamento contínuo.



Figura 3.26 – Aspecto de uma trinca longitudinal facial na superfície da placa (AISE STEEL FOUNDATION, 2003).

Por meio de análises metalográficas da seção transversal da trinca longitudinal, observa-se, geralmente, que ela se propaga intergranularmente e que há presença de segregação de P, S, Mn e C. Observa-se, também, uma região descarbonetada com presença de carepa globular (“subscale”). A estrutura metalográfica da região do defeito mostra a trinca se desenvolvendo entre os braços primários da dendrita e, mais para o interior da placa, ela se propaga ao redor dos grãos austeníticos (VALADARES, 2002).

Para que a trinca longitudinal facial se forme, dentre outros motivos, deve ocorrer o crescimento de uma *pele* de aço não uniforme, que é influenciado pelo escoamento turbulento do metal e/ou pela flutuação do nível do menisco no molde. Esses fatores promovem uma mudança no local de início de formação da *pele* e uma irregularidade na infiltração do pó fluxante na interface *pele* de aço/molde.

Estes efeitos na formação do menisco e na infiltração do pó fluxante refletem diretamente na transferência de calor. Quando a infiltração do pó fluxante é excessiva, a transferência de calor da *pele* de aço para o molde é reduzida, formando uma região mais quente na *pele*. O ponto quente desenvolve-se ao longo da direção de lingotamento como uma fenda. Por outro lado, quando a infiltração de pó é escassa, a *pele* torna-se fria e espessa. O gradiente de temperatura entre as partes quente e fria, existente na

direção da espessura da *pele*, gera uma tensão térmica. A tensão aumenta com a intensidade de resfriamento no molde.

As tensões são geradas pela diferença de temperatura entre a *pele* fina (quente) e a *pele* grossa (fria) adjacente. A *pele* grossa mais fria contrai e gera tensões de tração na região de *pele* mais fina. Quanto maior a diferença de espessura, maior a diferença de temperatura e maiores serão as tensões de tração geradas. A figura 3.27 apresenta um desenho esquemático da formação da trinca longitudinal.

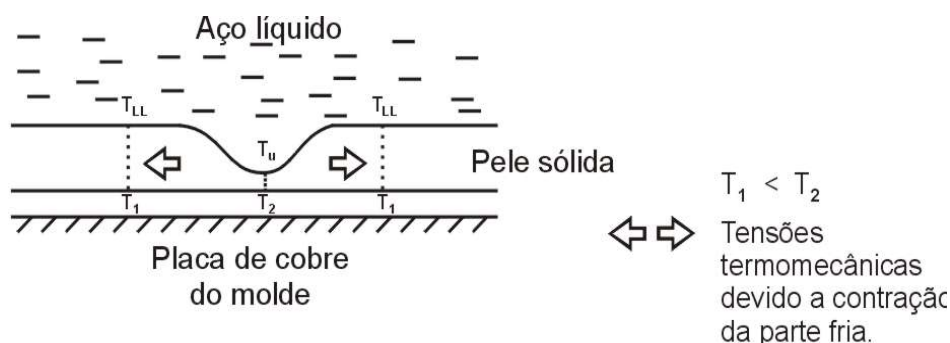


Figura 3.27 – Ilustração do mecanismo de formação da trinca longitudinal (VALADARES, 2002).

Durante a solidificação ocorre ainda a mudança de volume entre o líquido e o sólido, gerando outra tensão imposta à *pele* de aço. Se a transformação peritética ocorre, a contração de volume pode ser muito maior. Todos estes fatores somados com as tensões geradas pela fricção no molde, inerentes ao lingotamento contínuo, podem superar o limite de resistência do aço e causar a trinca.

As trincas geralmente se propagam na *pele* de aço abaixo do molde, ou seja, durante o resfriamento secundário, pois uma tensão térmica adicional é gerada devido ao intenso e não uniforme resfriamento por “spray”. Esta tensão térmica adicional ocorre quando há, por exemplo, entupimento de bicos ao longo da largura da placa.

Além dos fatores mencionados acima, existe uma influência significativa de outras variáveis importantes, como as propriedades dos pós fluxantes e a composição química do aço. A manutenção ineficiente do alinhamento dos rolos também contribui para a elevação da tensão na *pele* de aço e, conseqüentemente, para aumentar as trincas.

Para prevenir a ocorrência de trincas longitudinais, várias medidas podem ser tomadas no lingotamento contínuo, tais como:

- minimizar a turbulência do escoamento do aço, particularmente próxima ao menisco, por meio da otimização das operações de transferência de metal e do projeto do distribuidor, durante o período transiente, e da utilização de agitação eletromagnética;
- minimizar as flutuações no menisco, utilizando um controle integrado da transferência de metal no sistema panela/distribuidor/molde e reduzindo a ocorrência de entupimento de válvula durante o lingotamento contínuo, com um aço mais limpo;
- minimizar a queda excessiva de temperatura durante as operações transientes, otimizando o pré-aquecimento da panela e do distribuidor, a agitação na panela e as operações de transferência de metal;
- reduzir a transferência de calor no molde, usando um pó fluxante com uma alta temperatura de cristalização. Um filme de pó fluxante cristalino reduz a transferência de calor por radiação da *pele* de aço para molde. Assim, uma transferência de calor mais homogênea e, conseqüentemente, um crescimento mais uniforme da *pele* resultam em um decréscimo de pontos quentes localizados e da tensão resultante na *pele*;
- a implementação de um sistema de “spray” ar-água, para o resfriamento secundário, é efetivo para evitar um resfriamento excessivo e não uniforme da *pele* de aço abaixo do molde.

Em geral, os mecanismos para ocorrência das trincas longitudinais de quina também são os mesmos das trincas longitudinais faciais, só que neste caso, pode ocorrer uma diferença de extração de calor entre a face estreita e a face larga. Esta diferença faz com que a face mais larga puxe a *pele* em contato com a face estreita, formando um “gap” mais acentuado. Este aumento no “gap” altera a resistência local à transferência de calor e a região acaba sendo reaquecida. A pressão ferrostática imposta pelo metal líquido faz com que as faces largas, não muito próximas às quinas, sofram abaulamento em direção à parede do molde, pois as quinas adquiriram a forma de um canal retangular rígido. Assim, um “gap” de ar é formado próximo à quina rígida da *pele* de aço da face estreita. O abaulamento faz a *pele* da quina rotacionar em direção à face estreita da placa,

aumentando ainda mais o “gap” de ar próximo ao conto na face larga. Assim, pontos quentes e frágeis ocorrem próximos às quinas e em ambos os lados das duas faces. A figura 3.28 apresenta um desenho esquemático mostrando o mecanismo descrito acima.

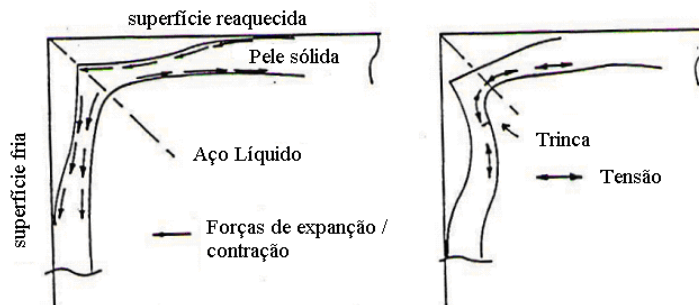


Figura 3.28 – Ilustração do mecanismo de formação da trinca longitudinal de quina (VALADARES, 2006).

As trincas longitudinais faciais e de quina são muito importantes para o lingotamento contínuo, sendo, às vezes, as responsáveis pelo problema maior do lingotamento, o rompimento de *pele* ou “breakout”.

As medidas efetivas que contribuem para a redução das trincas longitudinais nas quinas são: adequação da conicidade do molde ou utilização de uma conicidade parabólica (“MULTI-TAPER”), com o objetivo de compensar a contração do aço, utilização de agitação eletromagnética para minimizar a turbulência no molde e, conseqüentemente, reduzir as flutuações no menisco e a redução da extração de calor no resfriamento secundário.

3.4.2. Trincas Transversais Faciais e de Quina

A trinca transversal é um defeito característico de máquina curva, formando no ponto de encurvamento/desencurvamento, habitualmente na face superior da placa, em razão do esforço de tração desenvolvido nessa face.

A figura 3.29 apresenta uma foto ilustrando uma trinca transversal facial em uma placa de lingotamento contínuo.

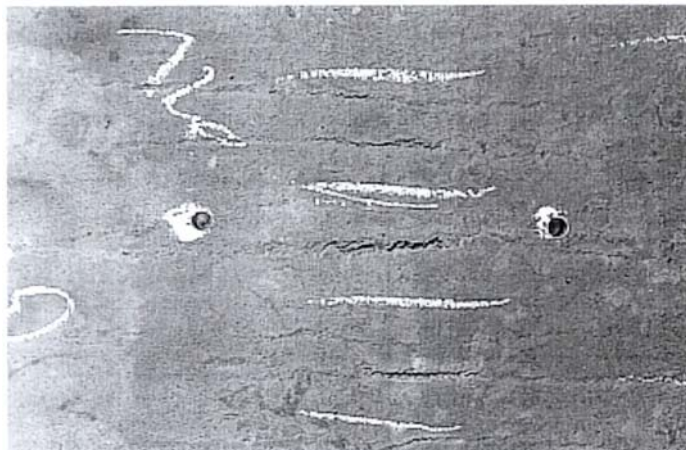


Figura 3.29 – Aspecto de uma trinca transversal facial na superfície da placa (VALDARES, 2006).

Para que se forme a trinca transversal no ponto de encurvamento/desencurvamento é necessário que marcas de oscilação bastante acentuadas estejam presentes na superfície da placa.

É necessário também que haja ciclos acentuados de resfriamento e reaquecimento da superfície da placa (superiores a 150°C), o que favorece a precipitação de nitretos de alumínio, nióbio e vanádio, fragilizando principalmente os contornos de grão austeníticos.

As marcas de oscilação acentuadas ocorrem principalmente nos aços com teores de carbono na faixa de 0,1 a 0,17% (peritético), cuja *pele* formada no menisco se contrai fortemente, o que dificulta um contato uniforme com as paredes do molde.

Na base das marcas de oscilação, onde as trincas transversais faciais se originam, ocorre freqüentemente uma segregação de soluto. Além disso, o grão austenítico na base da marca é bastante grosseiro, em virtude do resfriamento lento presente nessa região. Assim, a base da marca de oscilação é bastante susceptível à ocorrência de fratura, devido à concentração de tensão nos contornos de grão austeníticos.

A figura 3.30 ilustra uma marca de oscilação e exemplos de microestruturas, mostrando a presença de segregação e de micro trincas devido à segregação.

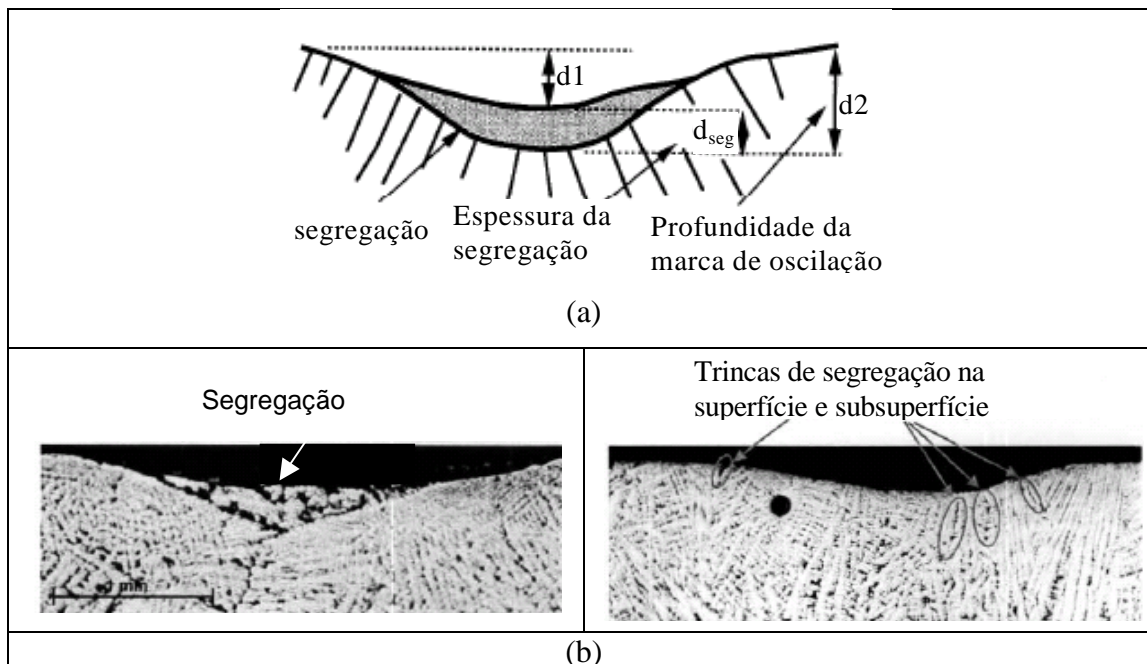


Figura 3.30 – (a) Definição da profundidade da segregação e da marca de oscilação (ITOYAMA, 1998), característica da marca de oscilação; (b) exemplos de trincas superficial e subsuperficial devido à segregação na marca de oscilação (WEISGERBER, 2004).

O resfriamento secundário é de extrema importância para que sejam evitados reaquecimentos acentuados da superfície da placa, antes do ponto de encurvamento, e para que o desencurvamento não seja realizado na faixa crítica de temperatura (700 a 900°C).

Com relação à formação das marcas de oscilação, pode-se dizer que as marcas de oscilação profundas formam-se como consequência do escoamento turbulento próximo ao menisco, da flutuação do nível do menisco, das baixas temperaturas do menisco, da composição química do aço, das baixas frequências de oscilação do molde e da utilização de pó fluxante com viscosidade excessivamente alta ou baixa.

A força de fricção com o molde, a conicidade inadequada, o desalinhamento entre o molde e o veio, as tensões térmicas na saída do molde, devido à refrigeração com “sprays”, causam a formação de trincas ao longo do contorno de grão da austenita e na base das marcas de oscilação, onde as tensões se concentram.

Para se minimizar a ocorrência de trincas transversais faciais e de quina é importante reduzir a concentração do nióbio, do alumínio, do vanádio e do nitrogênio dentro das especificações dos aços. É importante, também, controlar a turbulência próxima ao menisco e estabilizar a flutuação do nível do menisco no molde.

A otimização da viscosidade do pó fluxante e da oscilação do molde, visando reduzir a profundidade das marcas de oscilação ($<0,2\text{mm}$), associada a uma manutenção adequada da máquina de lingotamento contínuo, principalmente o alinhamento dos rolos e o controle dos “sprays”, é crucial na redução da formação das trincas transversais.

A susceptibilidade dos aços com teor de carbono na faixa de 0,1 a 0,17%, pode ser minimizada pela adoção de várias medidas simultâneas, tais como, o uso de uma adequada conicidade do molde, normalmente mais elevada que para os outros aços, a suavização do resfriamento secundário na face estreita à saída do molde, a elevação da velocidade de lingotamento e utilização de pó fluxante com viscosidade mais elevada, de modo a reduzir a espessura da película de escória.

3.4.3. Trinca Estrela

A trinca estrela é assim classificada em razão do aspecto ramificado que apresenta, com um comprimento habitual de alguns milímetros e uma profundidade que varia de 1 a 10 mm.

A figura 3.31 apresenta uma fotografia mostrando o aspecto típico de uma trinca estrela na superfície da placa.



Figura 3.31 – Aspecto de uma trinca estrela na superfície da placa (OLIVEIRA, 2005).

O exame feito utilizando microsonda permite verificar que são encontrados internamente óxidos muito finos de manganês e de silício nas proximidades da trinca, o que indica que o oxigênio penetrou no metal a uma temperatura elevada, superior a 1000°C. Assim, pode-se entender que esse defeito é formado no molde ou imediatamente após a saída deste. A avaliação por microsonda detecta também a presença de camadas ou nódulos de cobre, em determinados locais entorno da trinca.

Neste caso, pode-se considerar um caso clássico de infiltração de cobre líquido no aço, cujas conseqüências, em termos de fragilização, são bastante conhecidas. O cobre provém das paredes do molde e a temperatura da superfície da placa precisa ser no mínimo 1083°C, temperatura de fusão desse elemento, o qual, uma vez fundido, penetra rapidamente nos contornos de grãos austeníticos.

A trinca estrela somente é visível após ser retirada a camada superficial oxidada da placa, que é feita geralmente com a utilização de maçarico.

A seqüência de ocorrência das trincas estrelas pode ser descrita da seguinte forma:

- a *pele* de aço a altas temperaturas entra em contato com a placa de cobre do molde durante a atuação das forças de fricção;
- o cobre incorpora-se à *pele* do aço em elevadas temperaturas. Como o cobre é menos oxidável do que o ferro e a sua difusividade é pequena nas temperaturas superficiais da *pele*, ocorre a formação de uma fase enriquecida com cobre. A altas temperaturas, aproximadamente 1100°C, essa fase torna-se líquida;
- o líquido penetra nos contornos de grão da austenita onde as trincas ocorrem, mesmo sob baixas tensões térmicas e mecânicas, aplicadas ao veio abaixo do molde;
- resfriamento intenso dentro e abaixo do molde ajuda a gerar tensões térmicas, causando mais trincas estrelas. Contudo, existe uma opinião (AISE STEEL FOUNDATION, 2003) que uma grande variação na transferência de calor pode causar trincas similares a estas, mesmo sem a presença do cobre.

Com base nos mecanismos de formação da trinca estrela, pode-se indicar algumas medidas para minimizar a sua ocorrência:

- a utilização de um pó fluxante com viscosidade mais baixa, visando aumentar sua capacidade de lubrificação diminuindo a contato sólido/sólido;
- revestimento das superfícies das placas de cobre do molde com elementos como o níquel e o cromo, para evitar o contato direto aço/cobre.

3.4.5. Depressões Longitudinais e Transversais

A depressão é uma deformação local côncava nas faces do veio. Essa deformação desenvolve-se na direção do lingotamento (depressão longitudinal) ou ao longo das marcas de oscilação (depressão transversal). Geralmente, tal deformação está relacionada com a contração heterogênea, devido à transformação peritética da *pele* inicial do aço e à pressão mecânica proveniente da conicidade do molde.

A cavidade entre a parede do molde e as depressões são preenchidas com pós fluxantes, o que retarda o crescimento da *pele*. A camada líquida de pó fluxante, solidificando em um estado vítreo pode, em alguns casos, acelerar o desenvolvimento de uma depressão por duas razões:

- I. aumenta a transferência de calor através do filme de fluxante, devido ao decréscimo de “micro gaps” de ar e da resistência térmica na interface parede do molde/filme de pó fluxante. Essas características podem acarretar um resfriamento rápido e não uniforme e causar uma contração heterogênea da *pele*;
- II. o escoamento excessivo de pó de fluxante nas cavidades formadas entre a parede do molde e a depressão.

Em todos os casos, a taxa de resfriamento na depressão é reduzida, a solidificação é retardada, a temperatura torna-se mais alta do que nas outras partes e os grãos subsuperficiais são mais grosseiros, o que acarreta uma *pele* com alto risco de formação de trinca. Um resfriamento relativamente lento no início de solidificação da *pele* reduz a contração heterogênea, devido à minimização das flutuações localizadas de fluxo de calor.

No lingotamento contínuo de placas, as depressões longitudinais ocorrem quando o suprimento de pó fluxante na interface molde/*pele* de aço torna-se insuficiente na face larga, onde a tensão normal à *pele* é a mais alta na solidificação. Essas depressões são as

precursoras das trincas longitudinais e as suas medidas preventivas são as mesmas destas trincas.

As depressões longitudinais tendem a ocorrer durante o início do lingotamento contínuo, quando a temperatura do aço líquido é baixa, o suprimento de pó fluxante no menisco é insuficiente e o nível de flutuação do menisco é alto. Assim, o menisco no molde é resfriado para promover uma rápida solidificação inicial. Uma *pele* inicial rígida forma-se não uniformemente na periferia próxima ao menisco e depressões desenvolvem-se na direção de lingotamento.

No período transiente da operação de lingotamento, o nível de aço no molde pode cair por um pequeno intervalo de tempo. Essa variação repentina do nível de aço causa depressões transversais rasas e pequenas trincas longitudinais. Essa afirmação pode ser explicada pela seguinte seqüência:

- a queda do nível faz a *pele* de aço dobrar em direção ao menisco;
- quando o aço retoma ao nível anterior, ele escoar sobre a extremidade da *pele*, formando uma nova *pele* que está mais próxima à parede do molde;
- uma maior queda no nível do aço no molde gera depressões mais profundas que são geralmente acompanhadas de segregação de solutos.

A seqüência apresentada acima, para a formação de depressões, não está limitada somente ao período transiente. Durante o lingotamento em regime estacionário, variações localizadas do nível de aço no molde são causadas por um escoamento turbulento próximo ao menisco, que se torna mais significativo quando a temperatura do aço é baixa e o fluxo de calor no menisco é alto.

Os aços, que estão sujeitos à transformação peritética, são mais sensíveis à ocorrência de depressões, devido à grande contração volumétrica na solidificação.

3.4.6. Outros defeitos

Durante o lingotamento contínuo ocorrem outros defeitos importantes, tais como: inclusões e porosidade. Estes defeitos são geralmente subsuperficiais mas podem representar grandes problemas em produtos laminados.

3.4.6.1. Inclusões

As inclusões “clusters”, detectáveis na superfície da placa após a inspeção (escarfagem), são geralmente maiores que 200µm. Elas consistem normalmente de partículas finas de Al_2O_3 , em aços acalmados ao alumínio, e de partículas de carvão ou nitreto, em aços contendo titânio, nióbio e/ou vanádio.

Esses “clusters” estão frequentemente associados aos vazios que contém Ar e H_2 , que serão posteriormente descritos. O argônio origina das bolhas finamente dispersas da injeção desse gás, realizada na válvula submersa, e o H_2 é proveniente da difusão do hidrogênio dissolvido no aço nos vazios de argônio, durante e após o processo de solidificação.

No lingotamento contínuo de aços desoxidados com alumínio, tais “clusters” são geralmente de origem exógena, isto é, são provenientes da reoxidação do alumínio do aço pelo ar ou de uma escória oxidada, que passou durante a transferência do aço da panela para o distribuidor e do distribuidor para o molde. A outra maior causa é a ocasional quebra dos aglomerados de alumina, que estão aderidos às válvulas submersas. Como o aço contém apreciáveis quantidades de partículas finas e suspensas de alumina, a colisão e a aglomeração destas podem também formar os “clusters”.

Os “clusters” são transportados pelo escoamento do aço, em direção ao molde, e trazidos próximos ao perímetro do menisco durante a flotação, podendo ser encapsulados pela *pele* inicial em solidificação ou pelo dobramento da *pele* sólida, causado pela oscilação do molde, na região do menisco (“hook”). Uma outra possibilidade é que, quando a quantidade de “clusters” de alumina ultrapassa a capacidade de absorção da camada líquida de pó fluxante, os “clusters” acumularão abaixo desta camada e serão capturados pela *pele* de aço.

Todas as medidas para reduzir a reoxidação e o dobramento da *pele* na região do menisco são efetivas na minimização da ocorrência de aglomeração inclusões. Na prática, pode-se citar as seguintes ações:

- instalar um agitador eletromagnético no molde, para reduzir a turbulência no menisco e para gerar um escoamento próximo ao menisco que lava a *pele* e evita a absorção das inclusões;
- utilizar um pó fluxante que tenha uma taxa de fusão adequada, visando assegurar a formação de uma camada líquida com espessura suficiente e capaz de absorver as inclusões de alumina.

3.4.6.2. Vazios

Os vazios de gases, presentes nas camadas superficiais da placa, são influenciados pelos seguintes fatores:

- desoxidação insuficiente, resultando em “blowholes”;
- incorporação de argônio em aços acalmados ao alumínio, durante a transferência do metal para o molde, formando “pinholes”;
- injeção de argônio na válvula submersa para prevenir a ocorrência de obstrução, que também forma “pinholes”.

Os “blowholes” têm uma forma tubular, localizam-se na subsuperfície da placa, a aproximadamente 10 mm da superfície, possuem aproximadamente 3 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento. Além disso, eles geralmente contêm CO e H₂ e estão associados ocasionalmente a inclusões.

A frequência de formação de “blowholes” de CO é função do teor de oxigênio livre no metal e do teor de carbono do aço. Esse defeito é causado por um enriquecimento de soluto na frente de solidificação. Assim, pode ser eliminado por meio da utilização de agitação eletromagnética, pois esta remove a acumulação de soluto ao longo do perímetro do molde.

Os “pinholes” são praticamente encontrados somente em aços IF, mais frequentemente nos aços que contêm Ti, P e alto S, como vazios subsuperficiais e com diâmetros

pequenos (0,1-3 mm). Os gradientes de concentração desses elementos, desenvolvidos na frente da interface sólido/líquido, causam um gradiente de força interfacial que é capaz de puxar as bolhas em direção à interface.

A maioria das bolhas são retidas pela projeção do dobramento da *pele* em solidificação próxima ao menisco e durante a flotação, enquanto que uma parcela das bolhas é retida pelas dendritas.

Para os aços IF, a temperatura *solidus* é bastante alta e próxima à temperatura *liquidus* e, nesta condição, o dobramento da *pele* na região do menisco é longo e irregular, o que promove uma maior retenção das bolhas que estão flotando.

Aglomerados de alumina são freqüentemente encontrados aderidos às superfícies internas dos “pinholes”, mas a fração volumétrica dos “clusters” nestes defeitos é muito pequena.

Os “pinholes” não se caldeiam durante a laminação a quente e como o argônio não tem, virtualmente, solubilidade no aço a temperaturas de reaquecimento das placas, eles causam esfoliamentos durante e após a laminação a frio e o recozimento, dependendo das suas localizações (profundidades) e das quantidades de alumina.

As principais medidas para prevenir a ocorrência dos defeitos relacionados aos vazios de gases são:

- minimizar a vazão de argônio injetado na válvula submersa (menor que 6-8 l/min);
- otimizar o escoamento do aço no molde, melhorando o projeto da válvula submersa;
- utilizar agitador eletromagnético no molde, para remover a acumulação de soluto ao longo do perímetro do molde e “lavar” as bolhas da interface;
- evitar que o dobramento da *pele* na região do menisco seja extenso, mantendo um superaquecimento suficiente no menisco (>5°C) e o isolando com uma espessura de pó fluxante adequada. Durante a partida do lingotamento contínuo, a utilização de um pó fluxante exotérmico é bastante útil.

3.5. Teste de Solidificação Inicial

Diante de todo o exposto, entende-se que a compreensão da solidificação no molde é de grande importância para a qualidade superficial dos aços produzidos via lingotamento contínuo, especialmente os de composição peritética.

Nos estágios iniciais de solidificação deve-se compreender os efeitos da transferência de calor, a contração do aço, a microestrutura formada e, principalmente, como estes parâmetros podem ser utilizados para se otimizar a qualidade superficial dos produtos lingotados.

No entanto, existe uma grande dificuldade de se estudar/investigar o estágio inicial de solidificação na região do molde. O molde é uma região de difícil acesso e muito sensível a perturbações. Portanto, a aplicação de qualquer tipo de equipamento para monitorar o início da solidificação seria uma tarefa difícil. Ainda, devido à existência de inúmeras variáveis operacionais no lingotamento contínuo é difícil se conduzir experimentos em escala industrial mantendo o controle de todas elas.

Para contornar este problema, muitos pesquisadores têm utilizado aparatos laboratoriais para simular o comportamento do aço durante a solidificação. Segundo BADRI (2005), existem vários tipos de testes para simular a solidificação inicial no lingotamento contínuo e estes testes podem ser divididos em quatro tipos: testes de imersão, moldes estáticos, simuladores de imersão e lingotamento em escala reduzida.

Ainda segundo BADRI (2005), vários pesquisadores utilizaram estes tipos de equipamentos para simular o lingotamento contínuo dos aços. Dentre estes estudos pode-se destacar:

- efeitos do pó fluxante na transferência de calor entre o aço e a placa de cobre do molde;
- efeito da superfície do molde de cobre nas taxas de transferência de calor e na qualidade do produto lingotado;
- a dinâmica da formação do “air gap” e das marcas de oscilação no molde de lingotamento contínuo.

Estes aparatos podem ser muito complicados, buscando simular vários parâmetros operacionais, ou podem ser mais simples. Todos estes tipos de simuladores são muito versáteis. Entretanto, eles são utilizados para determinação das interações fundamentais no lingotamento contínuo e não podem ser considerados um simulador real.

Estes testes são muitas vezes realizados utilizando amostradores de cobre refrigerados com água ou não e o aço solidifica-se ao redor deste amostrador. Este tipo de procedimento é denominado de solidificação indireta.

SENK et al. (2003) utilizaram o teste de imersão para estudar o comportamento na solidificação inicial de aços IF, UBC, BC e AC. Eles utilizaram um forno de indução de 50 kg, que, realizava a fusão do aço, e onde era introduzida uma barra de cobre de 80x50x20 mm (altura, comprimento e espessura). A figura 3.32 apresenta uma visão esquemática do aparato utilizado por estes pesquisadores.

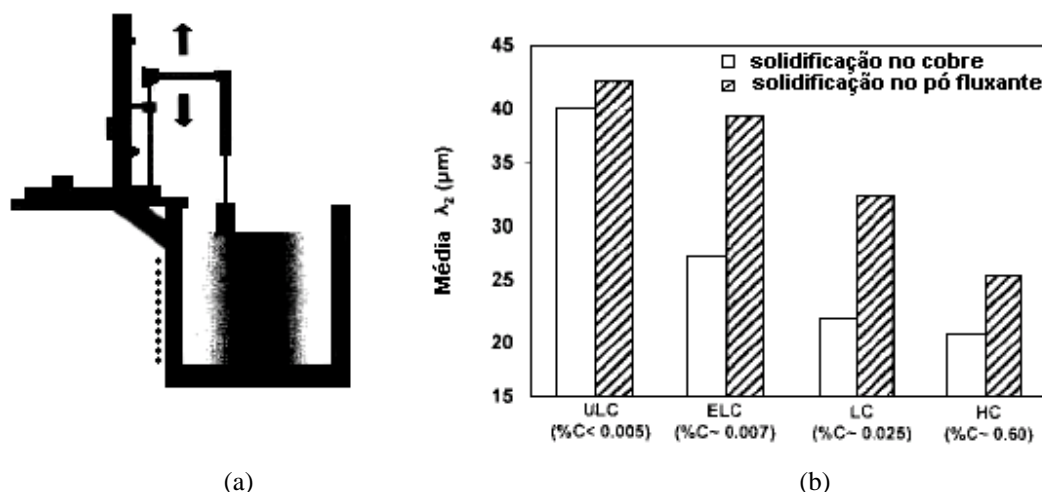


Figura 3.32 – (a) Vista esquemática do aparato utilizado para a solidificação dos aços; (b) resultados do espaçamento dendrítico secundário das amostras de aço solidificado (SENK, 2003).

Utilizando o aparato mostrado na figura 3.32 os pesquisadores investigaram o aspecto metalográfico dos diversos tipos de aço avaliando as estruturas formadas nas regiões da superfície e subsuperfície das amostras de aço solidificadas. Além da formação dendrítica, eles avaliaram a formação de precipitados durante a solidificação inicial. Eles avaliaram, também, o efeito da resistência térmica imposta pela camada de pó

fluxante no tempo local de solidificação e correlacionaram o efeito desta resistência com o aumento do comprimento do braço dendrítico secundário.

VOLKOVA et al. (2003) utilizaram um aparato semelhante ao apresentado anteriormente para avaliar a estrutura de solidificação e a limpeza, avaliando a relação entre o espaçamento dendrítico secundário, o tamanho das partículas de inclusão e os parâmetros de solidificação. Eles avaliaram diversas composições de aços carbono e inoxidáveis utilizando um forno de indução a vácuo equipado com um cadinho de alumina, com uma capacidade de 25 a 30 kg de aço. Estes pesquisadores utilizaram um amostrador cilíndrico maciço de cobre para promover a solidificação e amostragem do aço. A figura 3.33 mostra o aparato utilizado e o tipo de microestrutura.

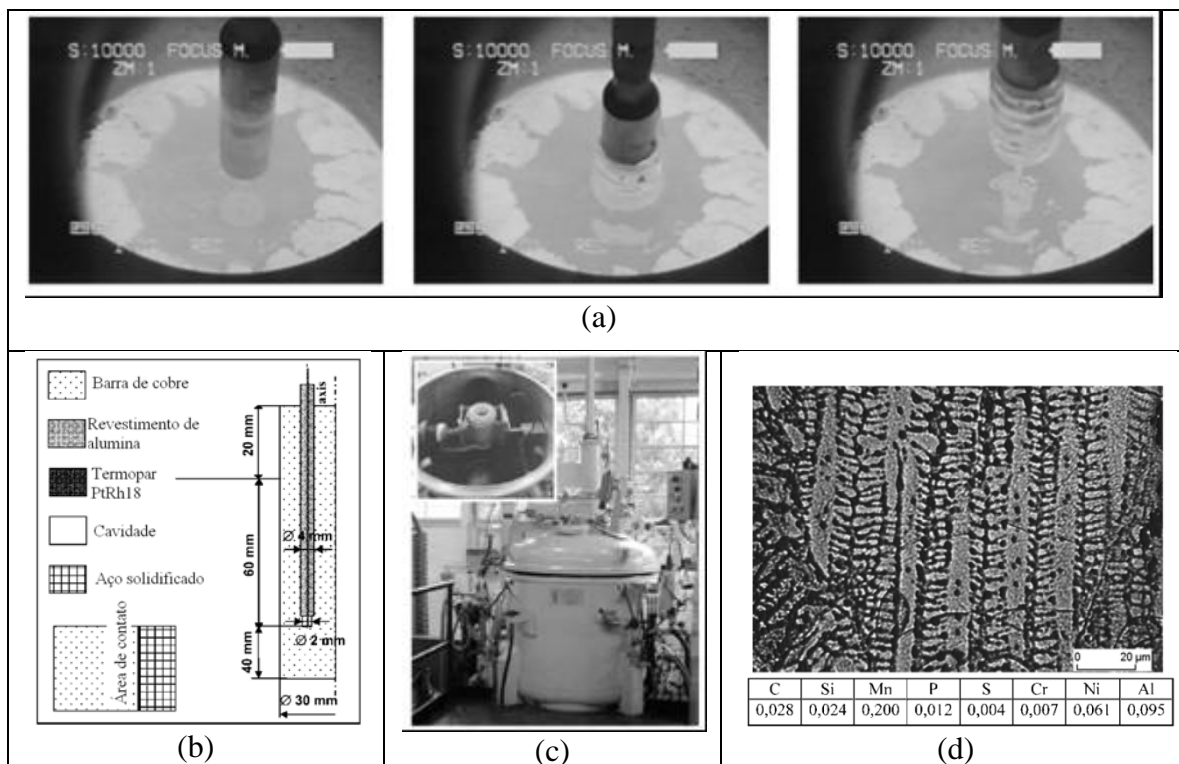


Figura 3.33 – (a) Fotografias dos momentos de imersão e remoção do amostrador de cobre no aço líquido; (b) desenho esquemático do amostrador; (c) fotografia do forno de indução; (d) microestrutura de um aço baixo carbono (VOLKOVA, 2003).

Outro exemplo de equipamento desenvolvido e utilizado para a solidificação do aço na tentativa de simular o lingotamento contínuo foi proposto por CRAMB et al. (2004). A

figura 3.34 apresenta a fotografia do sistema desenvolvido e utilizado por estes pesquisadores e das amostras obtidas após um teste de solidificação.

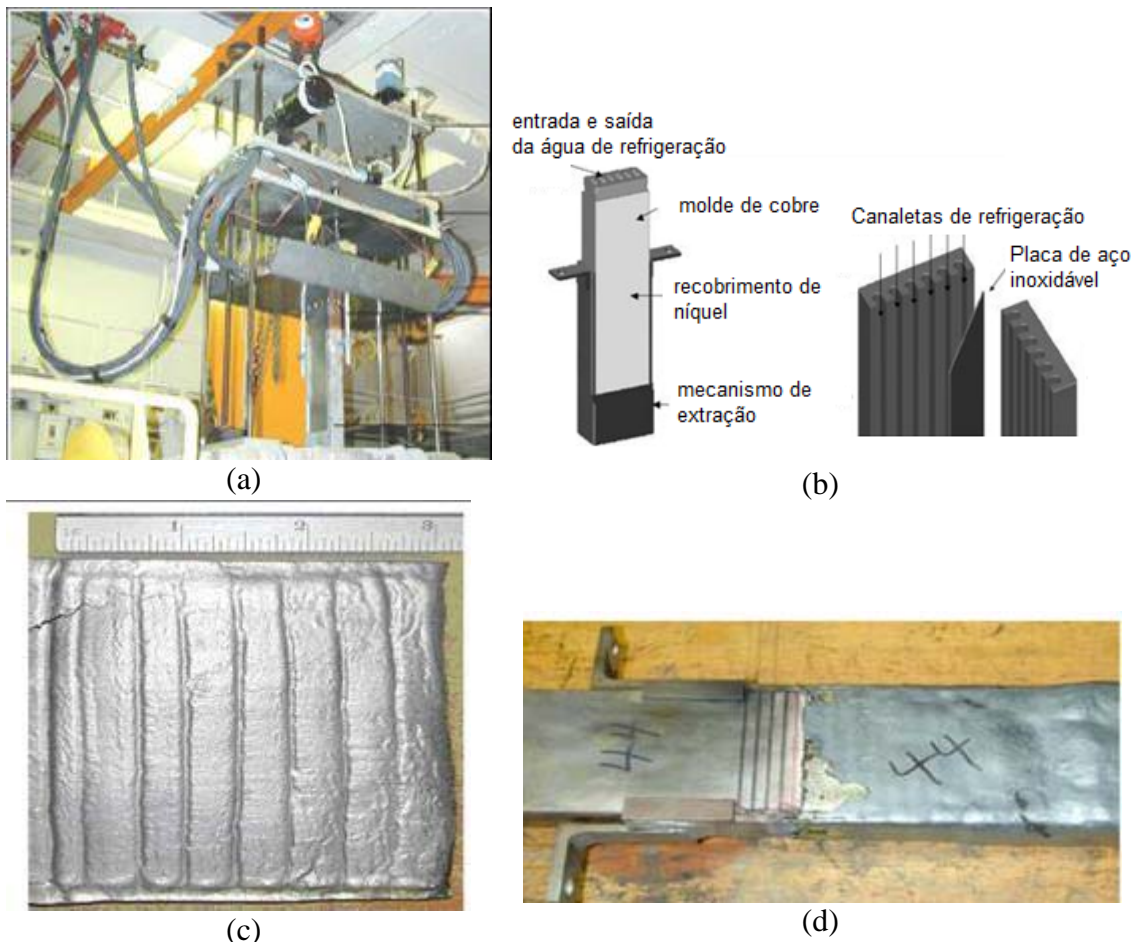


Figura 3.34 – (a) Sistema para simulação da solidificação no molde. (b) Detalhamento do amostrador utilizado. (c) Amostra retirada em um experimento. (d) Aspecto do amostrador após realização do teste (CRAMB et al., 2004).

O equipamento apresentado na figura 3.34 foi desenvolvido para investigar a solidificação inicial no molde de lingotamento contínuo. Esta técnica permitiu aos pesquisadores avaliarem a interferência do pó fluxante, do tipo de recobrimento utilizado no molde de cobre, a vazão de água e a oscilação do molde na transferência de calor. Os testes realizados por estes pesquisadores mostraram uma boa concordância com resultados industriais.

4. METODOLOGIA

O comportamento dos aços peritéticos durante sua solidificação no molde de lingotamento contínuo foi avaliado seguindo os procedimentos e metodologias que serão descritas neste capítulo.

4.1. Teste de Solidificação

Como apresentado no decorrer da revisão bibliográfica, diferentes fenômenos ocorrem, de maneira simultânea, durante a solidificação do aço no molde de lingotamento contínuo. Assim, para estudar as características dos aços de grau peritético, durante esta etapa do processo de lingotamento contínuo, propôs-se o desenvolvimento e utilização um aparato laboratorial para simular diferentes condições de extração de calor.

O equipamento desenvolvido e utilizado nos testes de imersão (“dip test”) foi baseado nos trabalhos propostos por diferentes pesquisadores e já discutidos no item 3.5. A seguir será apresentado um detalhamento do equipamento utilizado para o teste de solidificação e a metodologia proposta para a avaliação da contração do aço.

4.1.1. Aparato Experimental Desenvolvido

O equipamento desenvolvido para o teste de imersão é composto por um amostrador cilíndrico de cobre, refrigerado à água, de 44,0 mm diâmetro externo, 3,0 mm espessura de parede. O amostrador de cobre é bipartido com 100 mm de comprimento útil para imersão. A união entre a região de imersão com o tubo principal é feita por uma conexão de cobre fixada com parafusos.

O sistema de refrigeração consiste de outro tubo de cobre de diâmetro 25 mm e parede de 3,0 mm de espessura, concêntrico ao principal, por onde a água é conduzida até a parte inferior da lança. Na parte inferior do duto interno de refrigeração da lança existem orifícios que direcionam o fluxo de água em direção à parede do tubo principal, sendo conduzido até a parte superior do amostrador, onde é recolhido.

A figura 4.1 apresenta um desenho esquemático da lança de cobre desenvolvida e o detalhe do sistema de refrigeração.

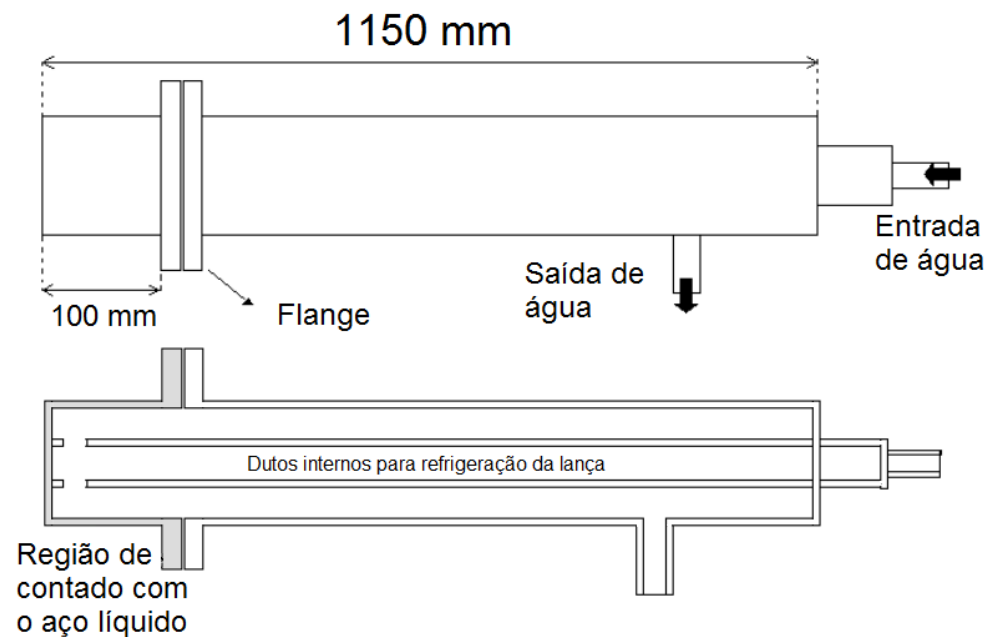


Figura 4.1 - Representação esquemática do amostrador de cobre.

A figura 4.2 apresenta uma fotografia detalhando a parte inferior do amostrador (região do flange).



Figura 4.2 – Parte inferior da lança de amostra que entra em contato com o aço líquido.

Para avaliação do fluxo global de calor durante o teste de solidificação, foram instalados termopares para medida da temperatura de entrada e saída da água de refrigeração e um rotômetro para medida da vazão de água de refrigeração do sistema.

O amostrador foi montado em um sistema móvel que, além de fornecer segurança durante sua imersão no aço líquido, é utilizado para posicionar o sistema sobre o forno durante o teste.

A fusão do aço foi realizada em um forno de indução com capacidade de carga de 100 kg, equipado com um cadinho de Al_2O_3 .

Para controlar os tempos de imersão e emersão da lança na carga líquida, durante a realização dos testes, é utilizado um motor elétrico de passo. O mecanismo de imersão e remoção é controlado remotamente de uma sala de operação. A figura 4.3 apresenta um desenho esquemático do aparato desenvolvido.

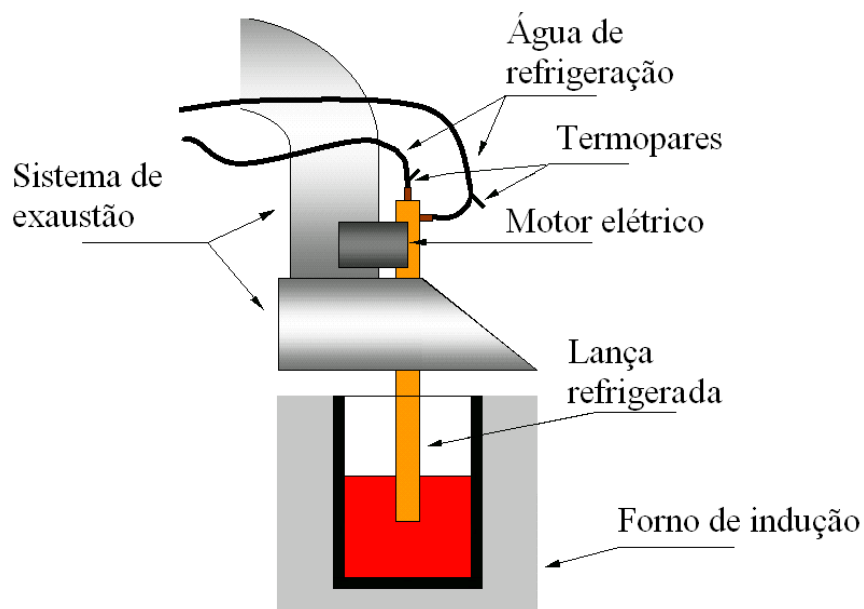


Figura 4.3 – Desenho esquemático do aparato desenvolvido para o estudo da solidificação do aço.

Na figura 4.4 (a) é mostrada uma vista do forno de indução, na figura 4.4 (b) um detalhe do amostrador posicionado na região na entrada do forno, na figura 4.4 (c) o sistema de imersão da lança dotado de um motor elétrico para a imersão e remoção automática do amostrador, e na figura 4.4 (d) uma vista completa do aparato.

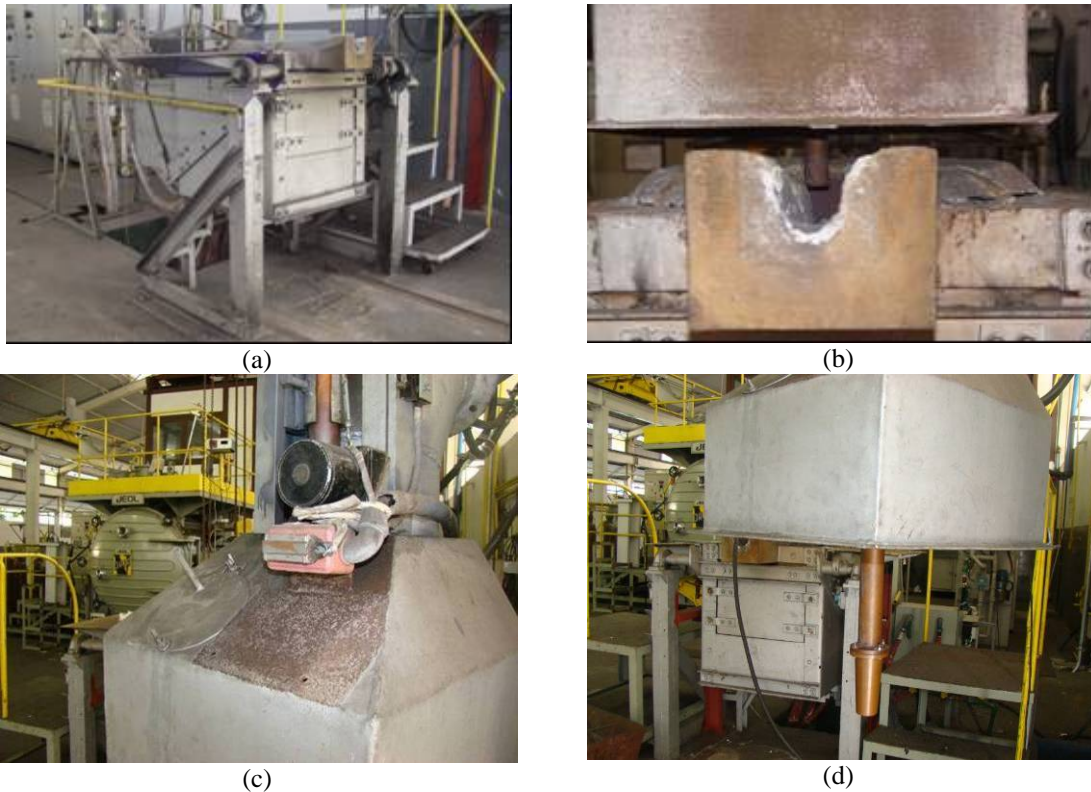


Figura 4.4 – (a) Fotografia do forno de indução; (b) fotografia do dispositivo posicionado na região de entrada do forno; (c) sistema de imersão e remoção automática do amostrador; (d) vista completa do aparato.

A figura 4.5 mostra uma vista da região dos termopares utilizados para a medida da temperatura da água e do rotâmetro utilizado para medida da vazão de água.



Figura 4.5 – Instrumentos de medida utilizados no teste de solidificação. (a) termopares e (b) rotâmetro.

A fusão da carga de aço líquido foi realizada sob ambiente de gás inerte feito pela utilização de um anel de aço inoxidável posicionado na região superior do forno. Para evitar a penetração de ar atmosférico foi utilizada uma lã de vidro para vedar a entrada do forno. Detalhes destes dispositivos são apresentadas na figura 4.6.

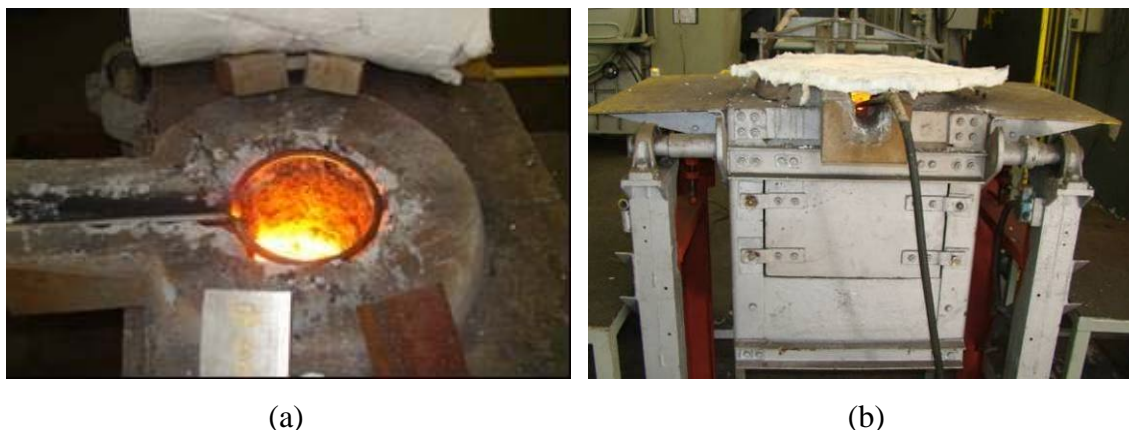


Figura 4.6 – (a) Forno de fusão atmosférico com detalhe para os sistema de injeção de gás inerte e (b) forno de fusão com cobertura para auxiliar a vedação.

4.1.2. Avaliação da Contração do Aço Durante a Solidificação

Como discutido anteriormente, um dos fatores importantes para a solidificação durante o processo de lingotamento contínuo é a contração do aço no molde. Os testes de solidificação por imersão, como o proposto, são uma ferramenta utilizada para avaliar as relações entre microestrutura e fluxo de calor. Neste estudo, além da avaliação microestrutural e térmica durante a solidificação, foi proposta a utilização de técnicas de extensometria em conjunto com aparato desenvolvido para medir a intensidade de contração do aço durante a solidificação.

Na parede interna do amostrador de cobre foi instalado um sensor capaz de medir as microdeformações do sistema durante a solidificação do aço. Para este estudo, o extensômetro escolhido foi o “strain-gage” que, em inglês, significa medidor de deformação.

Este tipo de extensômetro é composto de elementos resistivos, no formato de grade ou lâmina, montado em uma base flexível. Nesta base existem terminais para a soldagem

dos fios de alimentação elétrica. A figura 4.7 apresenta um desenho esquemático de um extensômetro.

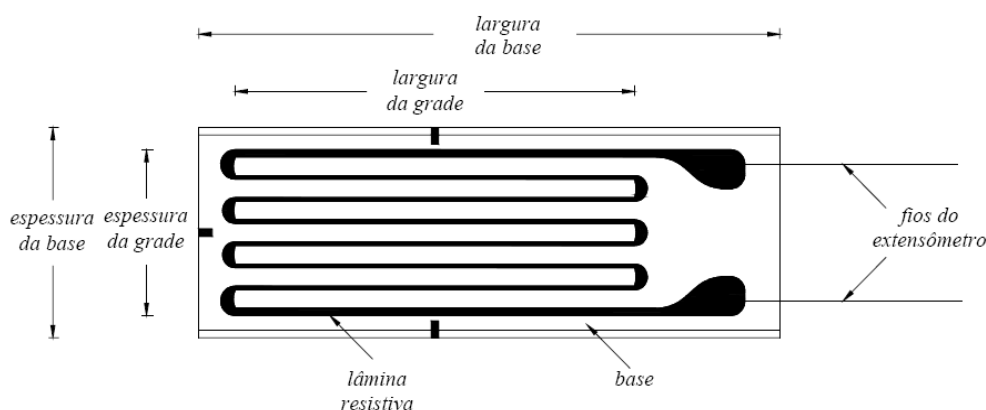


Figura 4.7 – Diagrama esquemático de um sensor de deformação - “Strain-gage”.

O princípio de funcionamento dos extensômetros está relacionado com a variação da resistência elétrica que ocorre no seu conjunto de elementos resistivos quando o sensor é submetido a esforços mecânicos, conforme equação (4.1).

$$R = \frac{\rho L}{A} \quad (4.1)$$

Onde:

R é a resistência elétrica [Ω],

ρ é a constante de condutividade elétrica [Ωm],

L é o comprimento do condutor [m],

A é a sua área da seção transversal [m^2].

Conforme visto na equação (4.1), a resistência é diretamente proporcional ao comprimento e inversamente proporcional à área da seção transversal. Então, quando o sensor sofre um alongamento em seu comprimento há também uma diminuição na área da sua seção transversal. Logo, a resistência elétrica do extensômetro aumenta quando ocorre o alongamento. Da mesma maneira, quando ele é comprimido, a resistência diminui devido ao aumento da área transversal e diminuição do comprimento.

Assim, como o sensor acompanha a deformação do corpo e esta deformação reflete em alteração da sua resistência, por meio de calibração prévia é possível avaliar a quantidade de deformação no sistema em avaliação.

Os extensômetros possuem uma alta precisão de medida e uma excelente resposta dinâmica, além de possuir uma fácil instalação e poder ser imerso em água. Assim, com este sensor instalado na parede interna do amostrador, foram realizadas medidas da deformação do sistema com o intuito de correlacioná-las com a contração do aço durante a solidificação.

4.2. Procedimento Experimental

Para a realização dos testes utilizando o equipamento desenvolvido, inicialmente realizou-se o carregamento do forno de indução com uma carga de aço predefinida. O forno foi aquecido até completa fusão da carga. Após a fusão foi realizada uma amostragem para a verificação e correção da composição química do aço.

Foram definidas quatro composições químicas para os aços, sendo 3 delas na faixa de ocorrência da reação peritética e uma com alto teor de carbono. As composições químicas obtidas para cada aço são apresentadas na tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Composição química dos aços - % em massa.

| Aço | Elementos de liga do aço (% em massa) | | | | | | | | | |
|-----|---------------------------------------|------|------|--------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | C | Mn | Si | P | S | Al | Cu | Ni | Cr | Ti |
| A1 | 0,10 | 0,44 | 0,01 | 0,022 | 0,011 | 0,025 | 0,02 | 0,01 | 0,03 | 0,002 |
| A2 | 0,15 | 0,13 | 0,01 | 0,009 | 0,025 | 0,021 | 0,04 | 0,02 | 0,01 | 0,002 |
| A3 | 0,11 | 1,3 | 0,16 | 0,0002 | 0,0005 | 0,005 | 0,019 | 0,013 | 0,023 | 0,002 |
| A4 | 0,49 | 0,60 | 0,15 | 0,017 | 0,001 | 0,002 | 0,02 | 0,01 | 0,02 | 0,002 |

Sobre o aço líquido, foi adicionado pó fluxante até que fosse formada uma camada de escória líquida de aproximadamente 30 mm. Os pós fluxantes utilizados nos testes foram pós comerciais de uso no lingotamento contínuo para as composições de aço propostas. As composições química dos pós fluxantes são apresentadas na tabela IV.2.

Tabela IV.2 – Composição química dos pós fluxantes utilizados nos testes de solidificação do aço - % em massa.

| Tipo | CaO | SiO ₂ | Na ₂ O | F | K ₂ O | Al ₂ O ₃ | FeO | MnO | MgO |
|--------------|------|------------------|-------------------|------|------------------|--------------------------------|------|------|------|
| Peritético | 38,7 | 32,7 | 5,39 | 6,52 | 0,37 | 4,89 | 0,46 | 0,23 | 3,31 |
| Alto Carbono | 28,4 | 29,9 | 12,00 | 4,18 | 0,52 | 3,83 | 0,30 | 0,05 | 0,42 |

A temperatura foi ajustada de acordo com a programação para o teste. Para se garantir uma semelhança térmica do aço líquido, o metal foi fundido no forno de indução e respeitou-se um superaquecimento padronizado que fosse o mais próximo do praticado industrialmente no lingotamento de cada composição. A temperatura da carga líquida durante o teste foi determinada de acordo com a temperatura *liquidus* de cada liga acrescida de um superaquecimento de 20°C. A relação utilizada para a determinação das temperaturas *liquidus* é apresentada na equação (4.2) (Barbosa, 2004).

$$T_L[^\circ\text{C}] = 1538 - (55[\text{C}\%] + 80[\text{C}\%]^2 + 13[\text{Si}\%] + 4,8[\text{Mn}\%] + 1,5[\text{Cr}\%] + 4,3[\text{Ni}\%] + 30[\text{S}\%]) \quad (4.2)$$

A equação (4.2) é válida para aços com $[\text{C}\%] \leq 0,50$, $[\text{Mn}\%] \leq 5,0$, $[\text{Si}\%] \leq 3,0$, $[\text{Cr}\%] \leq 24$ e $[\text{Ni}\%] \leq 13$. A tabela IV.3 apresenta as temperaturas programadas para os testes.

Tabela IV.3 – Temperaturas visadas para o teste de solidificação para cada tipo de aço.

| Aço | A1 | A2 | A3 | A4 |
|------------------------|------|------|------|------|
| <i>T liquidus</i> (°C) | 1530 | 1529 | 1524 | 1509 |
| Superaquecimento (°C) | 20 | 20 | 20 | 20 |
| T teste (°C) | 1550 | 1549 | 1544 | 1529 |

A temperatura do aço líquido foi controlada durante o teste através da medição de temperatura antes de cada teste de inserção sendo tolerada uma variação de +/- 10°C em relação à temperatura visada. A temperatura foi medida utilizando um termopar tipo S PtRh.

Após a preparação da carga líquida de aço e pó fluxante, o amostrador foi posicionado sobre a entrada do forno de indução e imerso no aço líquido. O tempo de permanência no banho metálico foi de 60 segundos para cada teste de imersão.

Três níveis de vazão da água foram utilizadas para avaliação da variação do fluxo de calor durante o teste de solidificação. A tabela IV.4 apresenta os valores da vazão utilizada em cada teste.

Tabela IV.4 – Condições operacionais dos testes.

| Aço | Vazão de água de refrigeração do amostrador (l/min) | | | Pó fluxante |
|-----|---|----|----|--------------|
| A1 | 20 | 25 | 35 | Peritético |
| A2 | 20 | 25 | 35 | Peritético |
| A3 | 16 | 20 | 27 | Peritético |
| A4 | 16 | 20 | 27 | Alto carbono |

*Obs.: As vazões dos testes com os aços A3 e A4 são menores porque, por limitação do sistema de refrigeração, nos dias de realização dos experimentos as vazões não foram alcançadas.

Durante o teste de solidificação, o amostrador de cobre entra em contato inicialmente com a camada de pó fluxante líquido que forma uma fina camada ao redor do amostrador. A camada de pó fluxante funcionará como substrato para a solidificação do aço e exercerá uma resistência térmica ao fluxo de calor.

A figura 4.8 ilustra, esquematicamente, o processo de imersão e emersão da lança refrigerada para o teste de solidificação com a utilização do pó fluxante sobre a superfície do aço líquido.

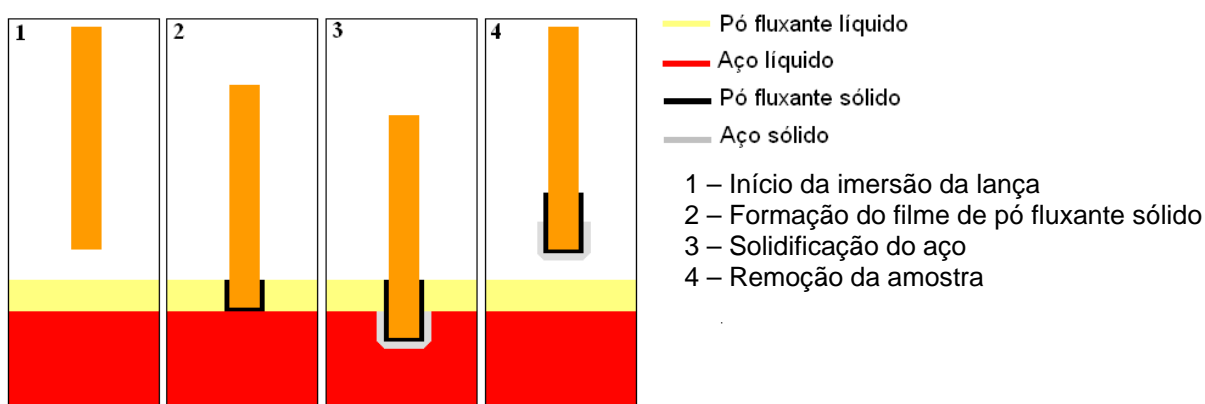


Figura 4.8 – Desenho esquemático do processo de imersão e emersão da lança amostradora.

No decorrer do teste as variações de temperatura da água de refrigeração do sistema foram registradas por um sistema de aquisição de dados para que o fluxo de calor total durante cada teste pudesse ser calculado.

Com os aços A1, A2 e A3 (aços peritéticos) foram realizados testes de imersão para a obtenção de amostras de aço e pó fluxante para a caracterização morfológica e microestrutural.

As amostras de aço e filme de pó fluxante foram observadas utilizando-se técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV), nas seções perpendiculares ao fluxo de calor, com o intuito de se avaliar as microestruturas formadas durante a solidificação. As análises metalográficas foram realizadas com e sem ataque com ácido pícrico saturado, com tempo de imersão de 180s.

Os pós fluxantes amostrados juntamente com o aço solidificação durante o teste foram avaliados utilizando um equipamento de difração de raios-X para a identificação das fases cristalinas formadas. Os filmes de pó fluxante também tiveram sua microestrutura analisada utilizando microscopia ótica e eletrônica.

Para a avaliação da contração dos aços durante a solidificação os procedimentos descritos anteriormente foram realizados de maneira semelhante, para os aços A3 e A4, acompanhados do registro de deformação feito pelo sensor de deformação instalado no interior da lança.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados e considerações sobre os testes de solidificação realizados. Serão também discutidos os efeitos térmicos e metalúrgicos observados durante a solidificação dos aços peritéticos e dos pós fluxantes.

5.1. Observações Iniciais e Considerações Sobre o Teste de Solidificação

Durante a realização dos testes de solidificação, algumas dificuldades foram observadas nos testes sem a utilização de pó fluxante. Inicialmente, era esperado que fosse possível realizar os testes com e sem a adição de pó fluxantes para a formação da camada de escória. Contudo, o primeiro teste realizado sem adição de pó fluxante não foi satisfatório. A amostra de aço solidificado formada foi muito espessa e aderiu com muita intensidade ao amostrador tornando difícil a sua remoção. Na tentativa de remover a amostra de aço, a parte inferior do amostrador acabou sendo danificada.

Uma contra medida para solucionar este problema foi alterar o projeto da parte inferior do amostrador. Ela foi novamente confeccionada, desta vez com uma conicidade de 3° para facilitar a remoção da amostra. Esta contra medida não solucionou o problema, pois a dificuldade de remover a amostra de aço, sem a presença da camada de pó fluxante, se manteve.

Os testes foram repetidos com a adição de pó fluxante para formar a camada de escória líquida. Nestes testes, a espessura da camada de aço solidificado foi menor e a sua remoção, após o teste, se tornou mais simples.

A figura 5.1 mostra a diferença entre a amostra de aço solidificada sem a presença da camada de pó fluxante e com a presença da camada na interface aço/parede de cobre do amostrador. Nesta figura é mostrado também o gráfico de variação de temperatura da água de refrigeração do amostrador para as duas condições.

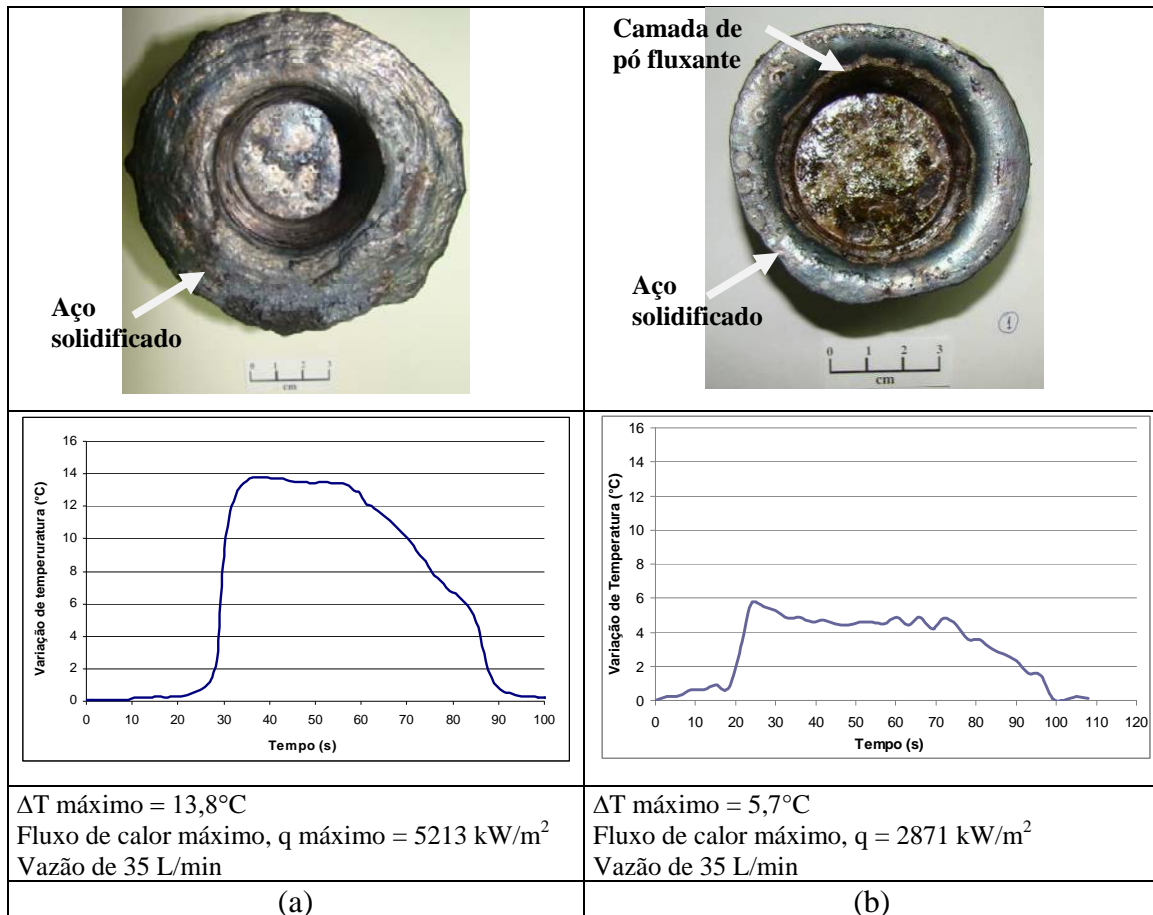


Figura 5.1 – Aspecto da amostra imediatamente após o ensaio e gráfico da variação da temperatura de refrigeração do amostrador (a) sem utilização de pó fluxante (b) com a utilização de pó fluxante.

Os testes frustrados, sem a utilização da camada de escória líquida de pó fluxante, de certo modo, mostraram a importância que o filme de pó fluxante formado na interface aço/parede de cobre exerce sobre a extração de calor e, conseqüentemente, na formação da *pele* solidificada.

Conforme observado no fluxo de calor máximo calculado e apresentado na figura 5.1, a ausência do pó fluxante implica em um acréscimo de aproximadamente 80% na extração de calor em relação à condição em que o filme de pó fluxante é formado na interface aço/parede de cobre do amostrador.

Como a solidificação do aço durante os testes realizados ocorre no sentido de comprimir o amostrador, não há uma formação do vazio de contração (“gas gap”), conforme ocorre no lingotamento contínuo industrial. Neste caso, as resistências térmicas que devem ser

consideradas estão associadas à água de refrigeração, a condução na parede de cobre do amostrador, ao filme de pó fluxante e ao aço em solidificação.

De acordo com os dados de SCHWERDTFEGER (2007), apresentados na tabela III.1, o valor das resistências térmicas impostas pela água de refrigeração, pela parede do cobre e pelo filme de pó fluxante são $3,15 \times 10^{-5}$, $3,98 \times 10^{-5}$ e $100 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{KW}^{-1}$ respectivamente. Assim, em termos de resistência total, o filme de pó fluxante representa aproximadamente 93% da resistência ao fluxo térmico. Este resultado está compatível com a diferença de fluxo de calor máximo observada nos testes de solidificação com e sem a utilização do pó fluxante.

Além do efeito no fluxo de calor, este teste mostrou também que, mesmo na forma de um filme sólido, o pó fluxante auxilia na lubrificação da interface cobre/aço. Tal fato foi inferido pela maior facilidade em se remover a amostra aderida na parede do amostrador após os testes com a utilização do pó fluxante.

Como os testes sem a utilização do pó fluxante apresentavam um risco de dano para o sistema, optou-se pela realização dos testes de solidificação somente com a utilização deste insumo. Os testes foram feitos conforme a programação vista anteriormente.

As fotografias apresentadas na figura 5.2 ilustram as etapas de imersão e remoção do amostrador no aço líquido.



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.2 – Fotografia de diferentes etapas durante o teste de solidificação, (a) descida do amostrador, (b) início de imersão na carga líquida, (c) início da remoção do amostrador e (d) saída completa do amostrador da carga líquida.

5.2. Testes de Solidificação

Os testes de solidificação foram realizados de acordo com a metodologia proposta. Foram obtidas, para cada condição, amostras de aço/pó fluxante e dados de temperatura da entrada e saída da água de refrigeração.

Para verificar a repetibilidade dos testes de solidificação, foram realizadas triplicatas. A figura 5.3 apresenta gráficos de variação da temperatura da água de refrigeração com o tempo, para três testes realizados na mesma vazão. Os demais gráficos, que apresentam as variações nos valores do ΔT ($T_{saída} - T_{entrada}$) da água de refrigeração para os testes realizados, são apresentados no Anexo I.

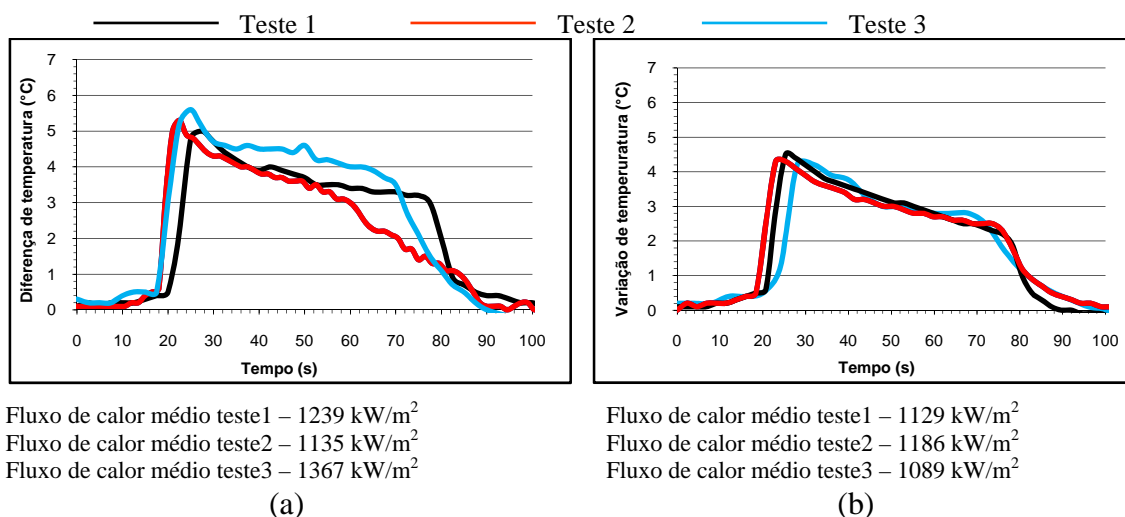


Figura 5.3 – Variação da diferença de temperatura de entrada e saída ao longo do tempo de teste: (a) aço A3 vazão 27 l/min e (b) Aço A4 vazão 27 l/min.

Conforme visto na figura 5.3, os testes de solidificação podem ser considerados reproduzíveis em termos de variação de temperatura da água de refrigeração e, conseqüentemente, nas condições de extração de calor.

Os tempos de imersão foram obtidos da seguinte maneira:

- ajustou-se o horário do sistema de aquisição de dados com o relógio disponível na sala de operação do sistema;
- no momento de descida do amostrador o horário foi registrado em planilha;
- após o teste os dados foram analisados de acordo com as planilhas de tempo registradas.

De posse dos valores de temperatura da água de refrigeração, os valores de extração de calor foram calculados, utilizando-se a equação (5.1).

$$q = Q/A = (m C_p \Delta T)/A \quad (5.1)$$

Onde:

m é a vazão de massa de água [kg/s],

C_p é o calor específico da água (4178 J/kg·K à temperatura de 300 K),

ΔT é a variação da temperatura da água [°C],

A é a área do amostrador que foi introduzida no banho [m²].

A tabela V.1 apresenta os valores do ΔT máximo da temperatura da água de refrigeração do amostrador, os valores da extração de calor referentes à variação máxima de temperatura e a extração de calor média, para cada vazão de água.

Tabela V.1– Resultados do teste de solidificação dos aços.

| Aço | ΔT máximo (°C) | q máximo (kW/m ²) | q médio (kW/m ²) | Vazão de água (l/min) |
|-----|------------------------|---------------------------------|--------------------------------|-----------------------|
| A1 | 8,5 | 2379 | 1819 | 20 |
| | 9,4 | 3288 | 2427 | 25 |
| | 5,7 | 2871 | 2296 | 35 |
| A2 | 8,2 | 2295 | 1927 | 20 |
| | 6,8 | 2379 | 1794 | 25 |
| | 5,3 | 2596 | 2242 | 35 |
| A3 | 7,0 | 1567 | 1007 | 16 |
| | 6,1 | 1707 | 1036 | 20 |
| | 5,3 | 2002 | 1239 | 27 |
| A4 | 5,8 | 1299 | 857 | 16 |
| | 4,8 | 1343 | 911 | 20 |
| | 4,3 | 1625 | 1129 | 27 |

Na tabela V.1, os valores q máximo foram calculados com referência à diferença máxima de temperatura obtida no teste. Os valores de q médio foram calculados levando em consideração a temperatura média durante a imersão do amostrador no aço líquido.

De uma maneira geral, considerando os resultados de ΔT apresentados na tabela V.1, observa-se que quanto mais alta a vazão menor o ΔT da água. Isto de fato era esperado

tendo em vista que, quanto maior a vazão, menor o tempo de residência da água no interior da lança. Contudo, o fluxo de calor máximo é maior devido ao produto mC_p .

A figura 5.4 apresenta o fluxo de calor médio para cada vazão de água utilizada nos testes de solidificação.

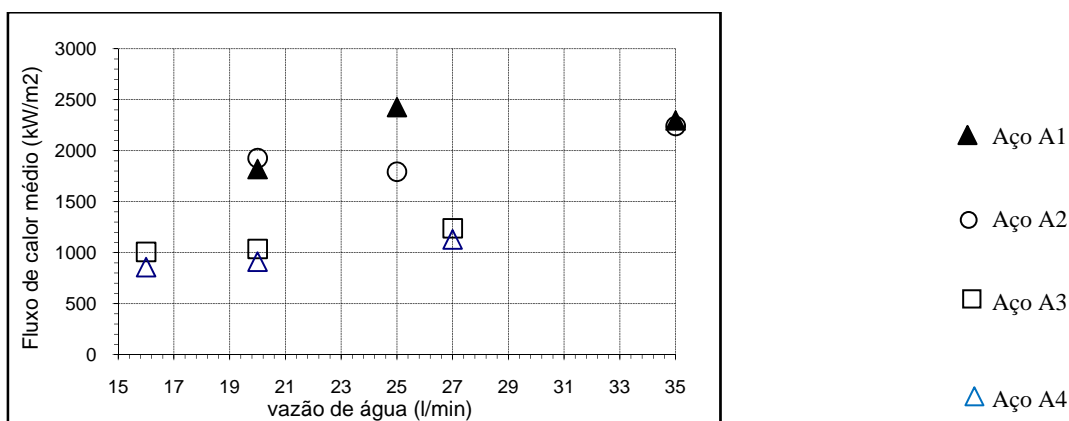


Figura 5.4 – Variação do fluxo de calor médio com a vazão de água no sistema.

Para verificar se os fluxos de calor calculados após os testes de solidificação estão compatíveis com os valores obtidos em um molde de lingotamento contínuo industrial, fez-se um levantamento das condições reais de processamento e o cálculo do fluxo de calor médio.

A figura 5.5 apresenta a distribuição de larguras e variação da temperatura da água de refrigeração do molde industrial para o lingotamento de aços peritéticos.

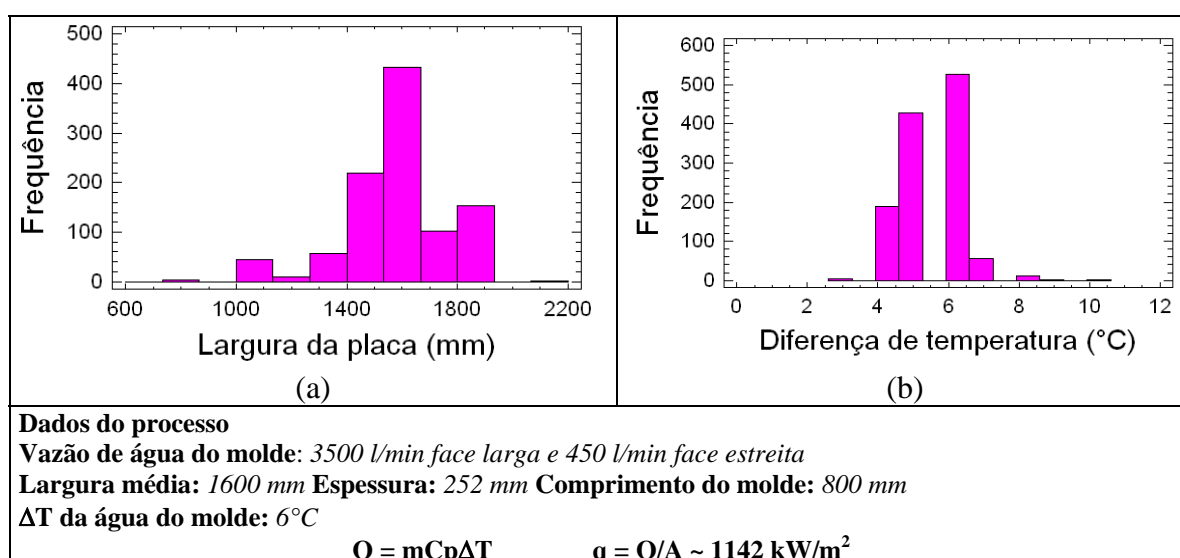


Figura 5.5 – Fluxo de calor no lingotamento contínuo industrial para corridas típicas de aços peritéticos. (a) larguras típicas e (b) distribuição de ΔT da água do molde.

Conforme visto na figura 5.5, considerando uma largura média de placa de 1600 mm, e comprimento do molde de 800 mm, foi possível calcular o fluxo de calor médio para a vazão de água industrial de 3500 l/min para uma variação de temperatura média da água de refrigeração de 6,0°C.

O valor obtido no cálculo, levando em conta dados industriais, foi de 1142 kW/m². Este valor está de acordo com o obtido em escala laboratorial, pois os valores calculados para cada teste têm a mesma ordem de grandeza. Isto mostra que o sistema desenvolvido pode ser usado para representar os estágios iniciais de solidificação do aço no molde de lingotamento contínuo. Tal semelhança de condições térmicas deve-se, principalmente, à formação homogênea de um filme de pó fluxante na parede de cobre do amostrador antes da solidificação do aço.

Para avaliar se a alteração no fluxo de calor, impostas pela alteração da vazão de água, tiveram consequência na morfologia das amostras obtidas, foram realizadas diversas caracterizações morfológicas nas camadas solidificadas de aço e pó fluxante.

As figuras 5.6, 5.7 e 5.8 apresentam as micrografias das amostras obtidas nos testes, sem ataque e com ataque de ácido pícrico saturado, obtidas ao microscópio ótico para os aços A1, A2 e A3, respectivamente.

Nas figuras 5.6, 5.7 e 5.8, é possível observar as camadas de pó fluxante e aço nas fotografias das amostras sem ataque e a estrutura do aço nas fotografias das amostras com ataque. Observando estas figuras, é possível notar que as espessuras solidificadas variam em função da vazão de água utilizada.

Para se conhecer a variação de espessura em função da vazão de água, foram realizadas medidas tanto da espessura da camada de aço quanto da camada de pó fluxante formadas durante o processo de solidificação. A figura 5.9 apresenta os valores das espessuras destas duas camadas, realizada em cada amostra, para cada nível de vazão. Foram realizadas para cada amostra cinco medidas de espessura em posições ao longo da circunferência da amostra na metade da sua altura.

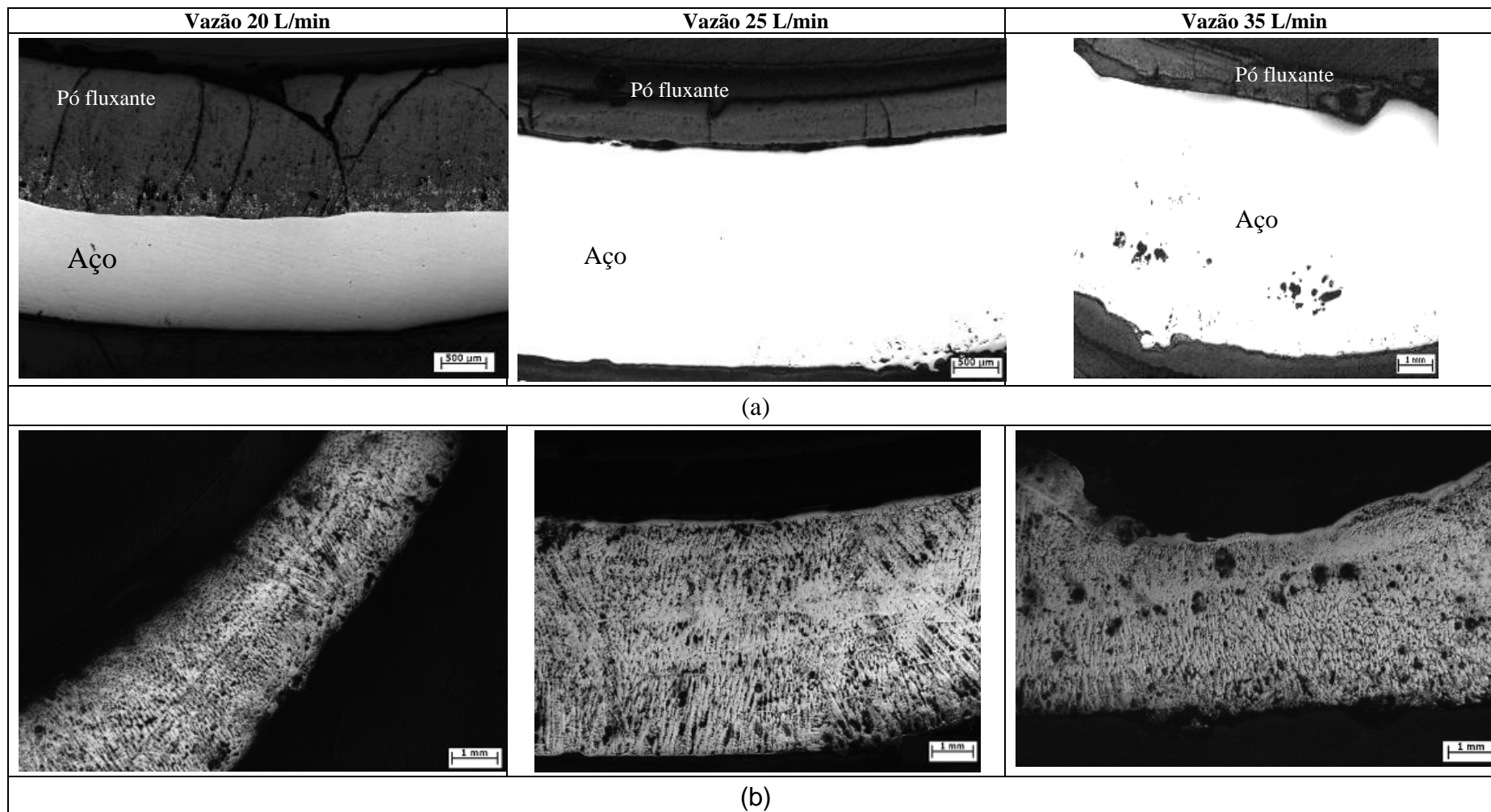


Figura 5.6 – Micrografias das amostras sem ataque (a) e com ataque de ácido pícrico saturado (b) – Aço A1.

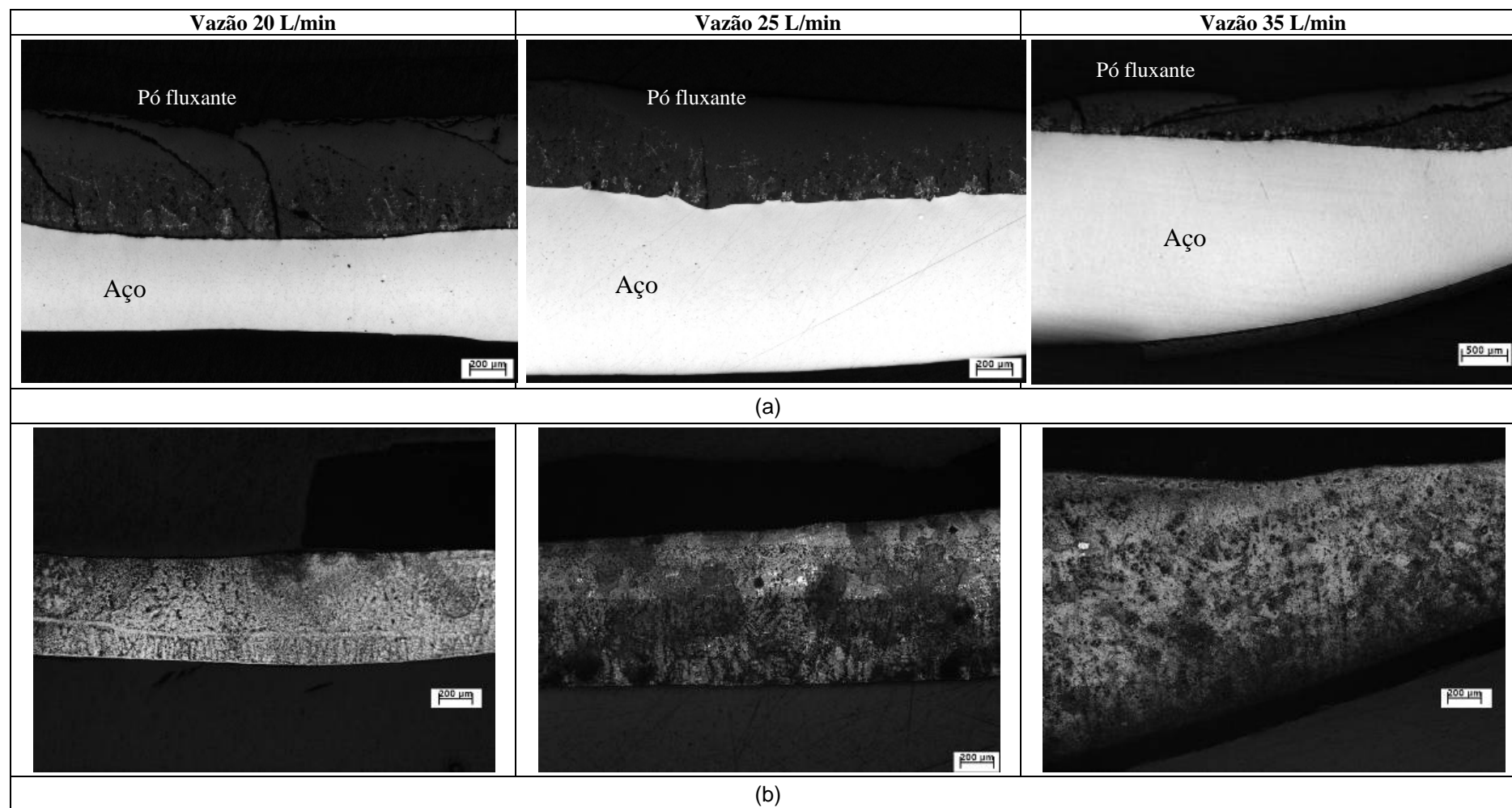


Figura 5.7 – Micrografias das amostras sem ataque (a) e com ataque de ácido pícrico saturado (b) – Aço A2.

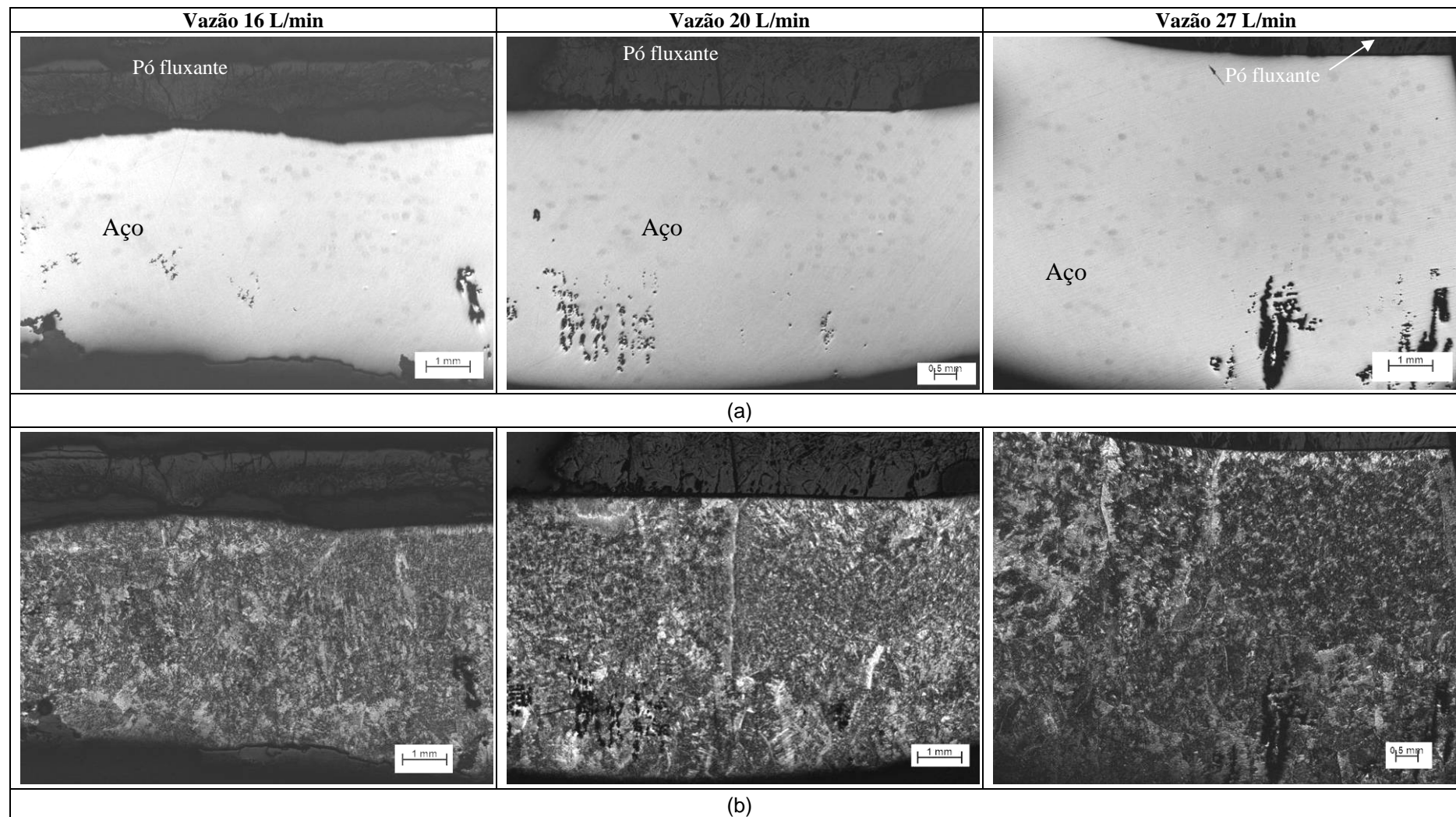


Figura 5.8 – Micrografias das amostras sem ataque (a) e com ataque de ácido pícrico saturado (b) – Aço A3.

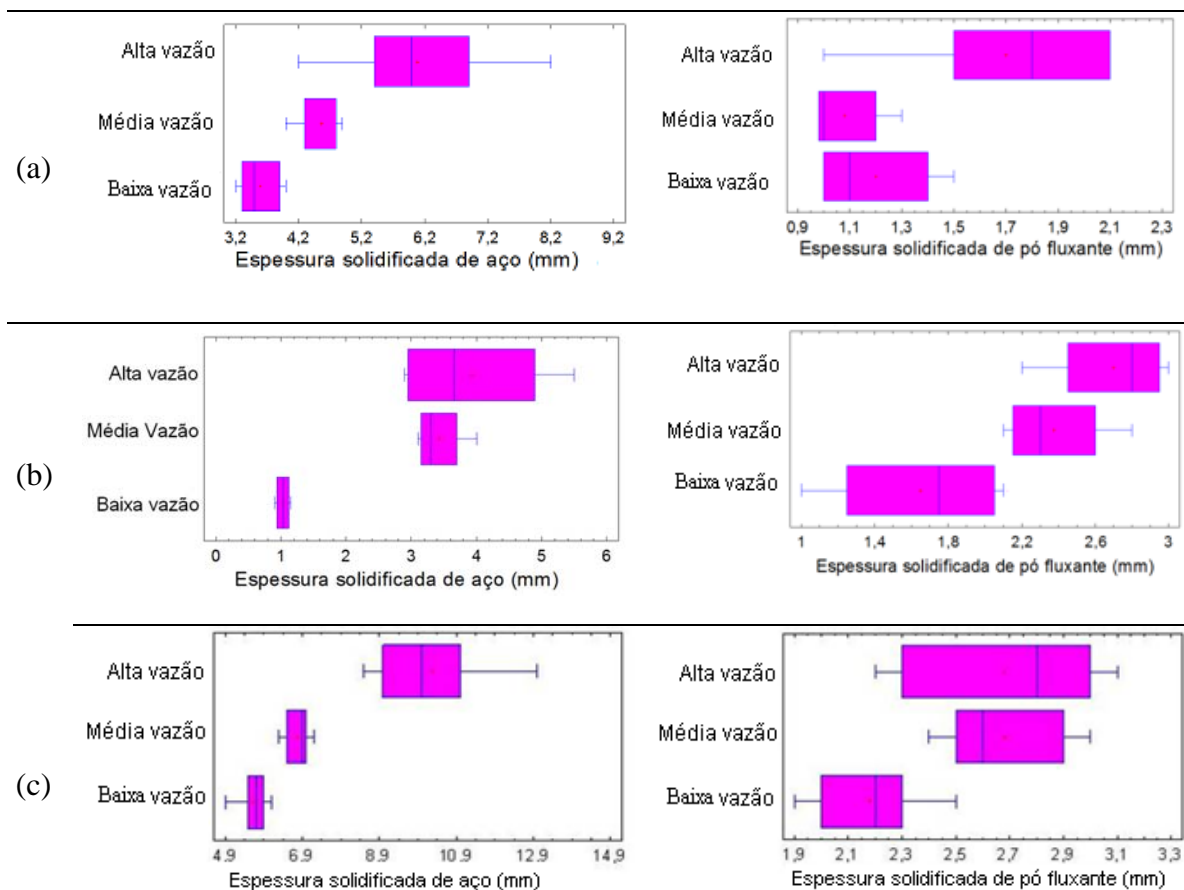


Figura 5.9 – Espessuras das camadas solidificadas de aço e pó fluxante para o aço A1 (a), para o aço A2 (b) e para o aço A3.

A figura 5.9 indica uma tendência geral de aumento da espessura da camada de pó fluxante e da camada de aço solidificada com o aumento da vazão de teste. A tendência observada é, de certa maneira esperada, pois a força motriz para o avanço da frente de solidificação é a extração de calor, que aumenta com o aumento da vazão do sistema.

Os valores apresentados na figura 5.9 mostram que, para a vazão de água mais elevada, há uma tendência da *pele* de aço se tornar mais irregular, ou seja, maior é a dispersão nas medidas de espessura da camada de aço solidificada. Em contrapartida, com vazões moderada e baixa, a espessura da *pele* formada é mais homogênea.

Outro fato importante é que, desconsiderando os testes com alta vazão, nota-se que a espessura da camada de pó fluxante obtida influencia na espessura da *pele* de aço solidificada. Comparando os resultados para os aços A1 e A2 (condições semelhantes de solidificação), nas mesmas vazões de água, para uma camada de pó fluxante maior, a

espessura da *pele* solidificada é menor. Isto reforça a influência da resistência térmica exercida pela camada de pó fluxante na formação da *pele* solidificada.

Para avaliação da evolução da espessura solidificada, foram realizados seis testes de solidificação com tempo de imersão de 10, 20, 30, 40, 50 e 60 segundos para o aço A3 com uma vazão de 27 l/min, vazão que melhor representa a condição de extração de calor no molde industrial. A figura 5.10 apresenta a evolução da espessura solidificada com o tempo de imersão do amostrador.

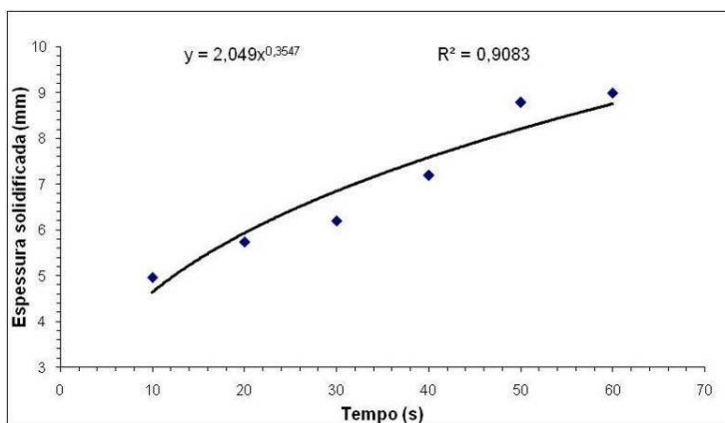


Figura 5.10 – Espessura solidificada em função do tempo de imersão para o aço A3 com vazão de água 27,0 l/min.

Conforme visto na figura 5.10, a solidificação do aço segue a lei geral da solidificação descrita pela equação (5.2).

$$S = Kt^n = 2,05t^{0,36} \quad (5.2)$$

Onde:

S é a espessura solidificada [mm],

K é a constante de solidificação [mm/sⁿ],

t é o tempo [s].

A relação obtida mostra que o valor de K é 2,05 mm/sⁿ, com n igual a 0,36. Estes valores estão de acordo com os resultados descritos por WOLF (1979), apresentados na tabela III.2, e de vários outros autores (AISE STEEL FOUNDATION, 2003), conforme apresentado na figura 3.14.

Além da espessura da camada solidificada de pó fluxante, a formação das fases cristalinas no filme de pó é determinante na extração de calor. É notório que a formação de fases cristalinas nos filmes de pó fluxante solidificados reduz a transferência de calor devido à redução da contribuição do termo de radiação na transferência de calor. Assim, a condição do filme de pó fluxante deve ser considerada para uma melhor interpretação da solidificação. A figura 5.11 apresenta exemplos de micrografias do filme de pó fluxante solidificado em regiões em contato com a parede de cobre do amostrador.

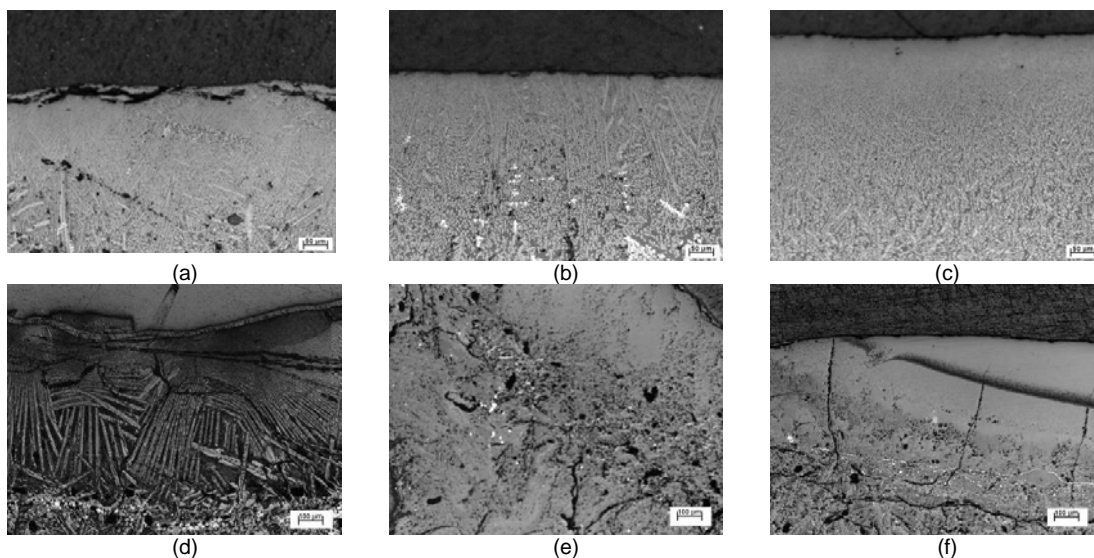


Figura 5.11 – Micrografias do filme de pó fluxante solidificado para as vazões de água no teste de 20,0 L/min (a), 25,0 L/min (b) e 35,0 L/min (c) utilizando aço A1 e para as vazão de teste 16 L/min (d), 20 L/min (e) e 27 L/min (f) utilizando o aço A3.

Como observado na figura 5.11, com vazões de água mais altas, a microestrutura do pó fluxante fica mais fina, ou seja, a rápida extração de calor causada pelas vazões mais elevadas inibe a formação e o crescimento de fases cristalinas nos filmes de pó fluxante.

Considerando que a formação de fases cristalinas no filme de pó fluxante tem grande impacto na transferência de calor no molde de lingotamento contínuo, a evolução da cristalização deste filme à medida que a solidificação ocorre no molde de lingotamento contínuo deve ser compreendida. Para isso, as amostras de filme de pó fluxante formada na interface aço/amostrador de cobre, obtidas durante o teste de imersão realizado de 10 em 10 segundos até o tempo de 60 segundos, foram analisadas utilizando difração de raios-X. A figura 5.12 apresenta os espectros de difração de raios-X de cada amostra de filme de pó fluxante.

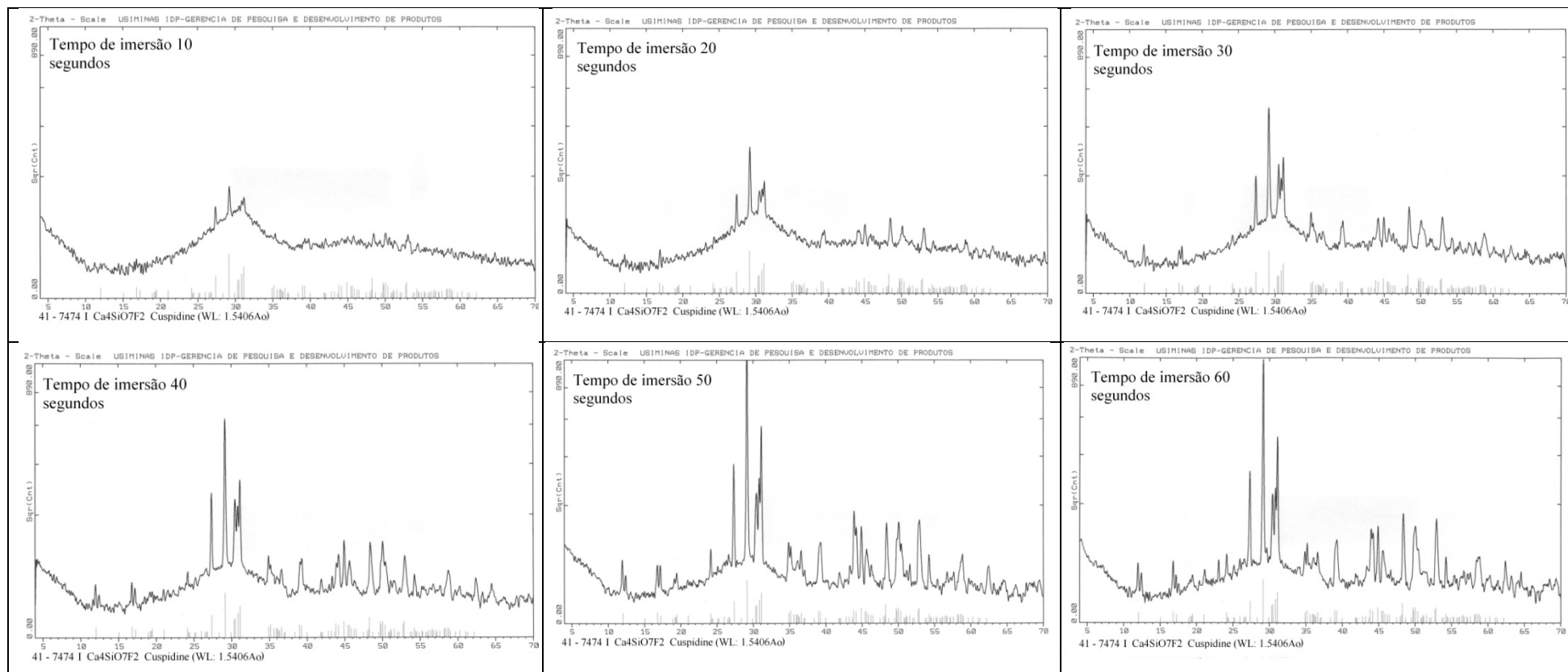


Figura 5.12 – Espectros de difração de raios-X dos filmes de pó fluxante formados na interface aço-amostrador de cobre para o aço A3 na vazão de 27 l/min.

Na figura 5.12, os espectros de raios-X mostram, qualitativamente, a evolução das fases cristalinas à medida que o tempo de permanência do amostrador no aço líquido aumenta. Neste caso, a fase cristalina formada foi a cuspidina, um composto cristalino complexo a base de silício, cálcio, flúor e oxigênio ($3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot \text{CaF}_2$). Este é um composto tipicamente encontrado em filmes de pó fluxante formados no lingotamento contínuo dos aços peritéticos.

Os resultados apresentados na figura 5.12, mostram que, nos primeiros 10 segundos, o filme formado ao redor do amostrador tem características amorfas, pois não se observa com clareza a os picos de difração que representa a fase cristalina. Aos 20 segundos de imersão, os picos começam a se definir e aumentam progressivamente a sua intensidade até o tempo de 60 segundos, quando o filme é completamente cristalino.

O efeito da cristalização dos pós fluxantes durante o teste de solidificação é percebido nas curvas de variação da temperatura da água de refrigeração. De uma maneira geral, nos primeiros estágios do teste a variação de temperatura é maior, pois neste instante os filmes de pó fluxante são vítreos e permitem a troca de calor por radiação. Com a cristalização do filme, as trocas térmicas por radiação são reduzidas e, conseqüentemente há uma queda na variação de temperatura da água.

Os filmes de pó fluxante foram observados via microscópio eletrônico de varredura (MEV) com o intuito de se verificar, com melhor resolução, as formações dendríticas observadas ao microscópio ótico. Durante a observação utilizando o MEV, foram realizadas análises químicas por espectrometria de dispersão de elétrons (EDS) para se conhecer os elementos presentes nos cristais observados.

A figura 5.13 apresenta o resultado da análise por EDS e uma micrografia das camadas de pó fluxante, com um maior detalhe das dendritas formadas.

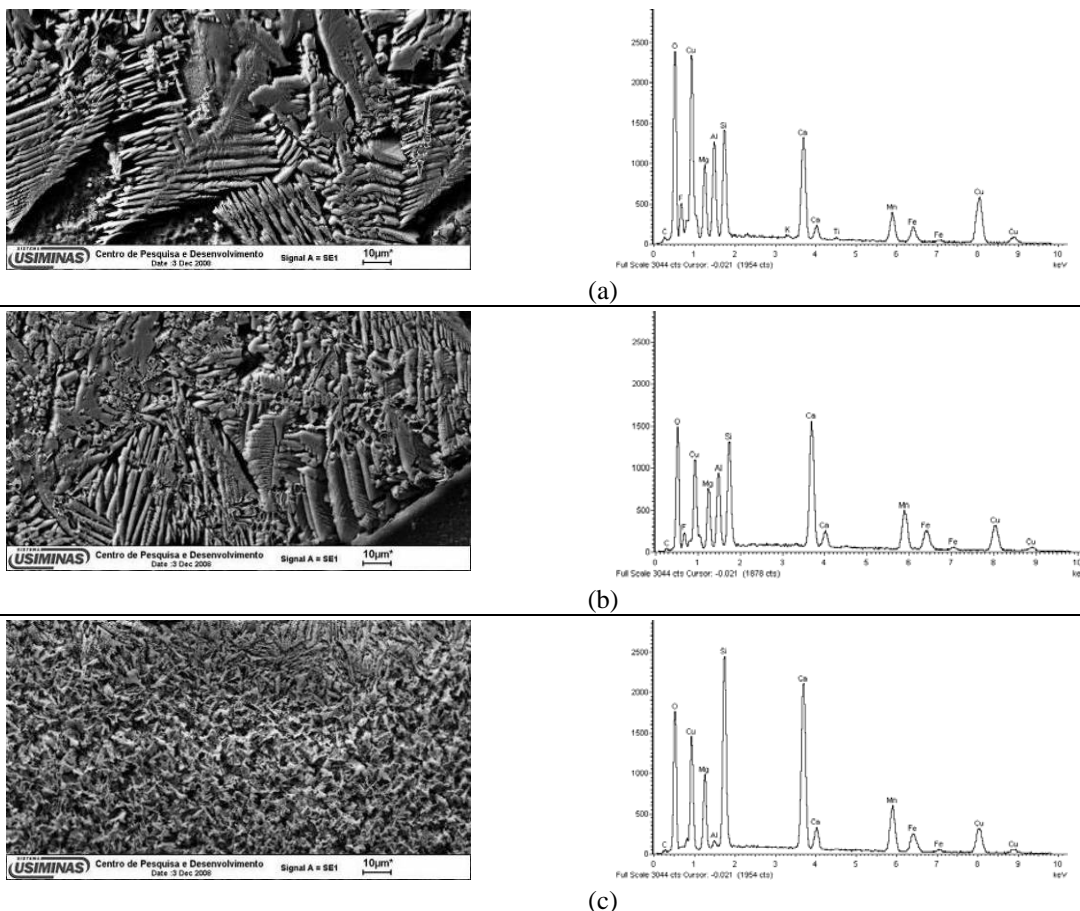


Figura 5.13 – Micrografias das camadas de pó fluxante e análise química via EDS para vazões de teste de 20,0 L/min (a), 25,0 L/min (b) e 35,0 L/min (c).

Na figura 5.15 é observada a presença dos elementos Ca, Si, O e F nas regiões de dendrita, ou seja, elas são formadas pela fase cristalina cuspidina ($3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot \text{CaF}_2$).

Nos testes realizados, as amostras ficam imersas, juntamente com o amostrador, no aço líquido, recebendo o calor ao longo de toda sua extensão, ou seja, o resultado obtido para o filme de pó fluxante é de um tratamento térmico para a sua cristalização. Tal fato não ocorre no lingotamento industrial, pois o pó muda dinamicamente suas características à medida que desce no veio. Contudo, é possível transpor os resultados de cristalização do pó fluxante obtidos nos testes para o molde de lingotamento contínuo, pois se for considerado que a velocidade de lingotamento, praticada industrialmente, é de 0,8 m/min em um molde com comprimento útil de 0,8 m, cada 10 segundos de imersão equivalem a uma região de aproximadamente 0,13 m abaixo do molde. Assim, durante a solidificação do aço peritético a cristalização do pó ocorrerá nos primeiros 0,13 m do molde.

5.3. Testes de Contração Durante a Solidificação

A seguir serão apresentados e discutidos os resultados obtidos no teste proposto para avaliar a contração do aço durante a solidificação em condições similares às do lingotamento contínuo. Os testes foram realizados em dois aços com diferentes teores de carbono, denominados A3 e A4.

Para medir a contração foi proposta a utilização de um sensor de força, do tipo “strain-gage”, que registra as microdeformações que um corpo sofre quando uma força é aplicado à ele. Neste caso, o sensor foi instalado na parede interna do amostrador para que se pudesse medir a intensidade de contração do aço, pois ao se solidificar a contração gera uma força compressiva no amostrador, conforme visto no diagrama da figura 5.14.

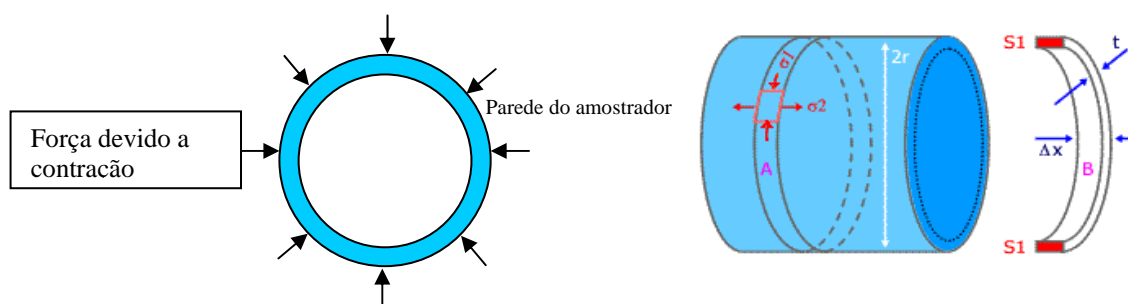


Figura 5.14 – Diagrama de forças durante a solidificação do aço em torno do amostrador de cobre.

Em um cilindro de parede fina, as forças que atuam em suas paredes são distribuídas ao longo da direção longitudinal e da circunferência. Assim, as tensões medidas pelo sensor durante a compressão do amostrador são as σ_1 e σ_2 , conforme diagrama da figura 5.14. Para tanto, os sensores foram instalados na parede interna do amostrador seguindo a orientação destas forças.

Como o amostrador foi introduzido no aço/pó fluxante líquidos, mesmo sendo refrigerado é possível que a dilatação térmica do cobre interfira na medição. Assim, para se evitar a interferência da dilatação térmica, um extensômetro de ponte completa

foi utilizado. Este sensor utiliza o arranjo de quatro elementos resistivos, conforme visto no desenho esquemático apresentado na figura 5.15.

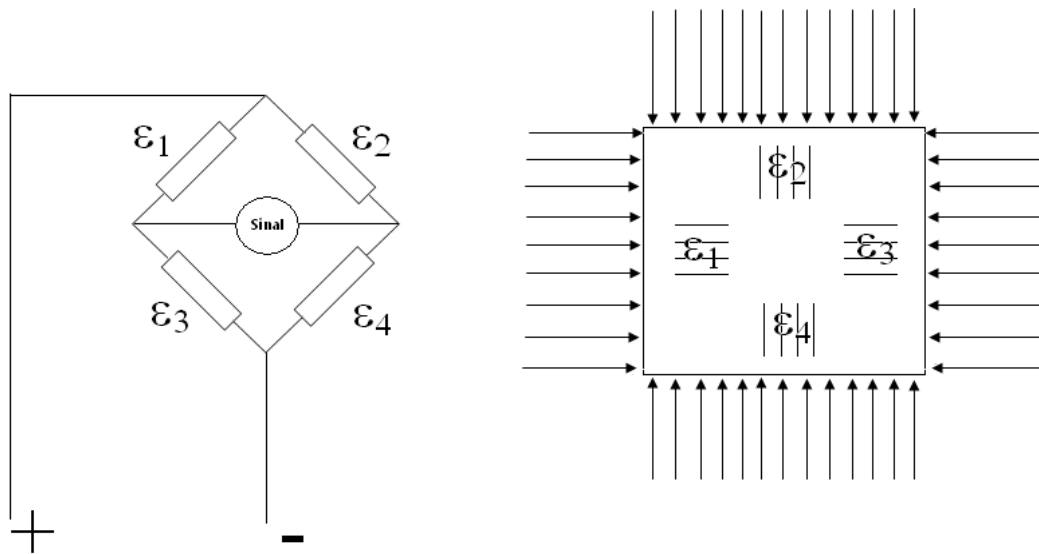


Figura 5.15 – Desenho esquemático de um “strain-gage” de ponte completa.

Considerando o arranjo proposto, o efeito da dilatação volumétrica causada pela temperatura do aço líquido pode ser desprezada pois, em teoria, a dilatação deve atuar igualmente em todas as direções do amostrador. Assim, as tensões geradas no sistema podem ser descritas conforme equações a seguir:

$$e = c[(\varepsilon_1 - \varepsilon_2) + (\varepsilon_3 - \varepsilon_4)] \quad (5.3)$$

$$\varepsilon_1 = -\varepsilon_M + \varepsilon_T \quad \varepsilon_2 = -\varepsilon_M + \varepsilon_T \quad \varepsilon_3 = -\varepsilon_M + \varepsilon_T \quad \varepsilon_4 = -\varepsilon_M + \varepsilon_T \quad (5.4)$$

$$e = c(-4\varepsilon_M) \quad (5.5)$$

Onde:

e é a deformação do amostrador, medida pelo sensor,

ε índice 1, 2, 3 e 4 são as deformações medidas por cada elemento resistivo,

c é uma constante,

ε índice M e T são as deformações causadas pela força de compressão e pela dilatação térmica respectivamente.

Conforme as relações mostradas nas equações (5.3), (5.4) e (5.5), o efeito da dilatação térmica se anulam devido ao arranjo dos elementos resistivos, resultando somente no

sinal referente à deformação pela força exercida na contração do aço durante a solidificação.

Durante os testes, os sinais do sensor de deformação foram obtidos utilizando um sistema de aquisição de dados. Para se evitar ruídos no sinal, tendo em vista que o extensômetro é muito sensível, utilizou-se uma alimentação de corrente contínua (uma bateria de 12 V) e durante a imersão do amostrador a indução do forno foi desligada.

As figuras 5.16, 5.17, 5.18, 5.19, 5.20 e 5.21 apresentam os resultados de tensão medidos durante os testes de solidificação dos aços A3 e A4.

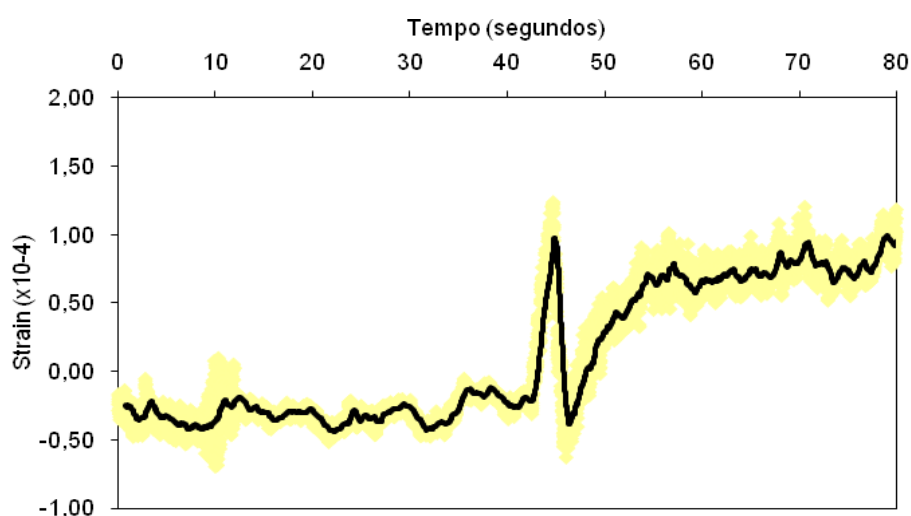


Figura 5.16 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 27 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A3.

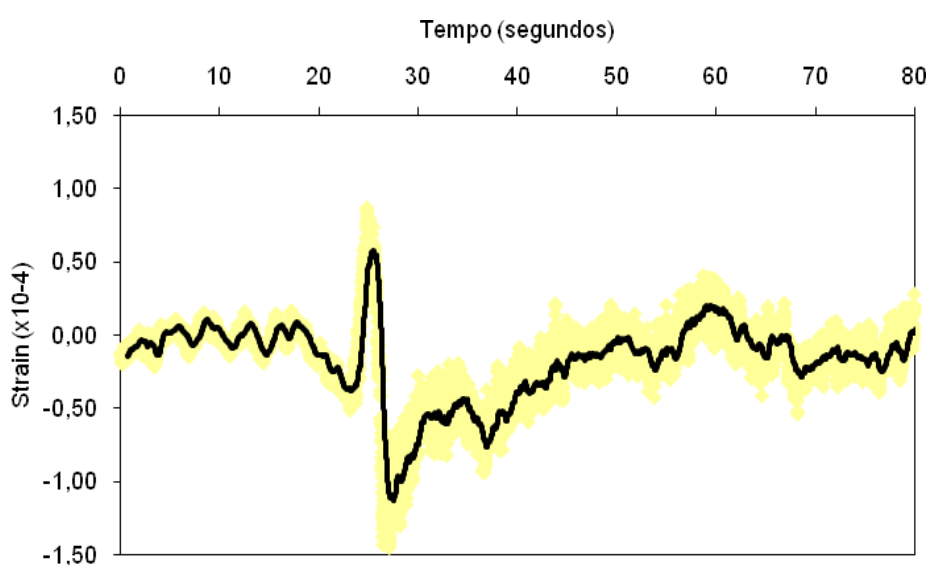


Figura 5.17 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 20 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A3.

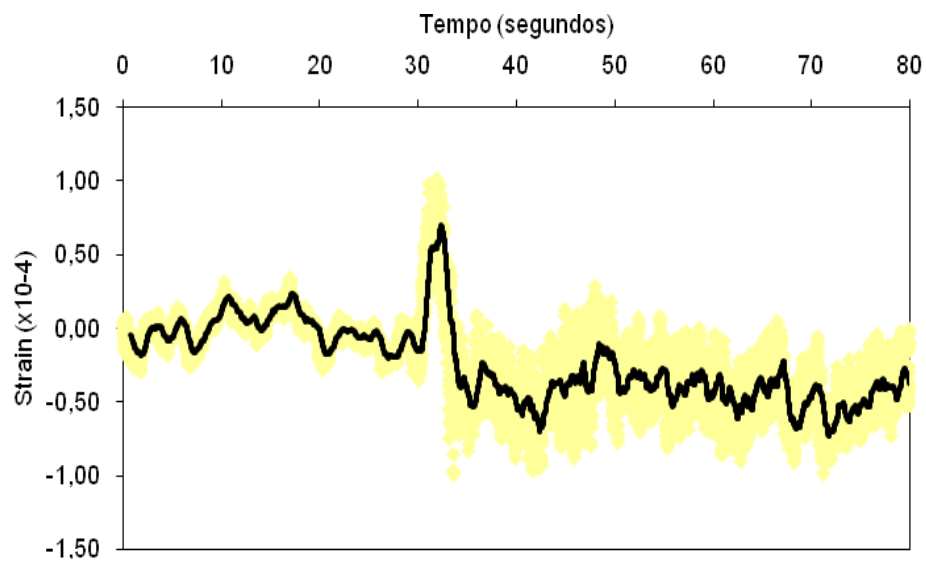


Figura 5.18 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 16 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A3.

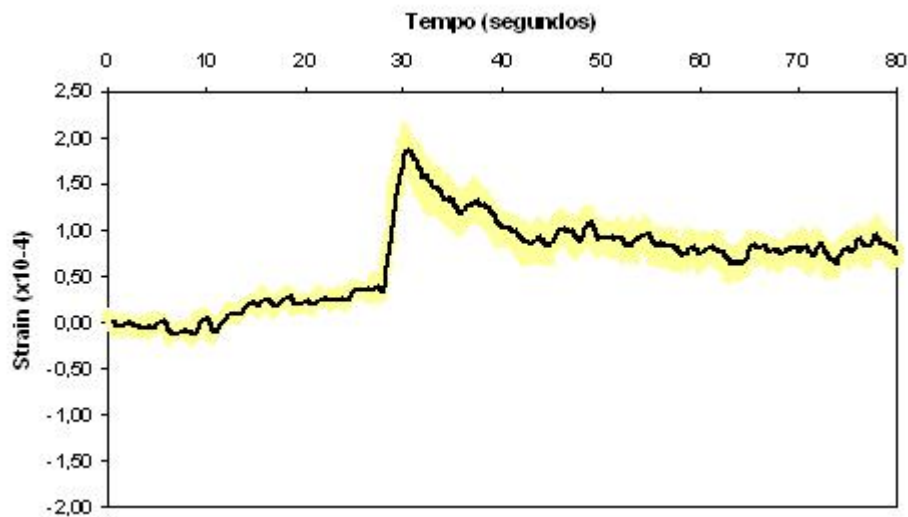


Figura 5.19 – Variação de tensão durante a solidificação medida extensômetro para uma vazão de 27 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4.

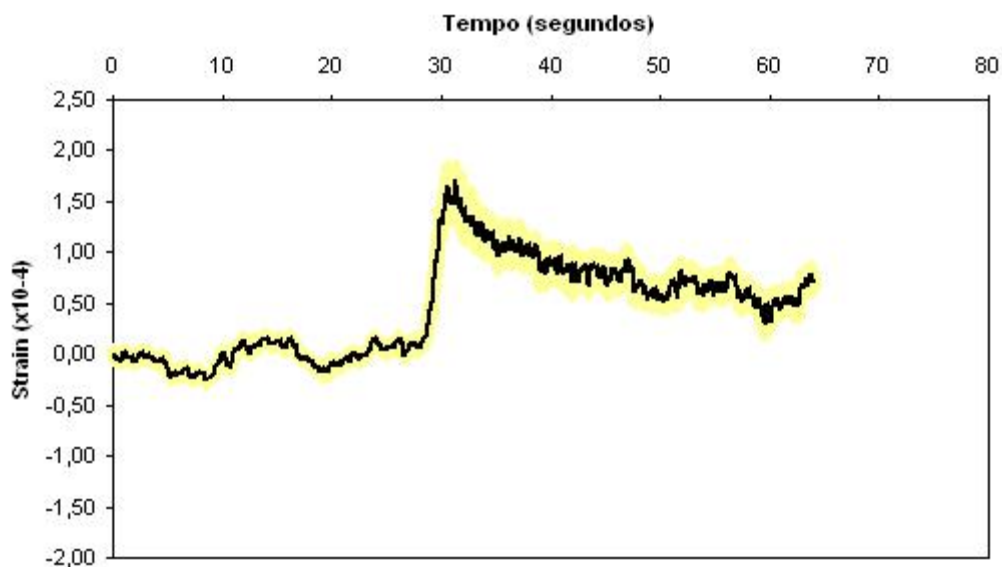


Figura 5.20 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 20 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4.

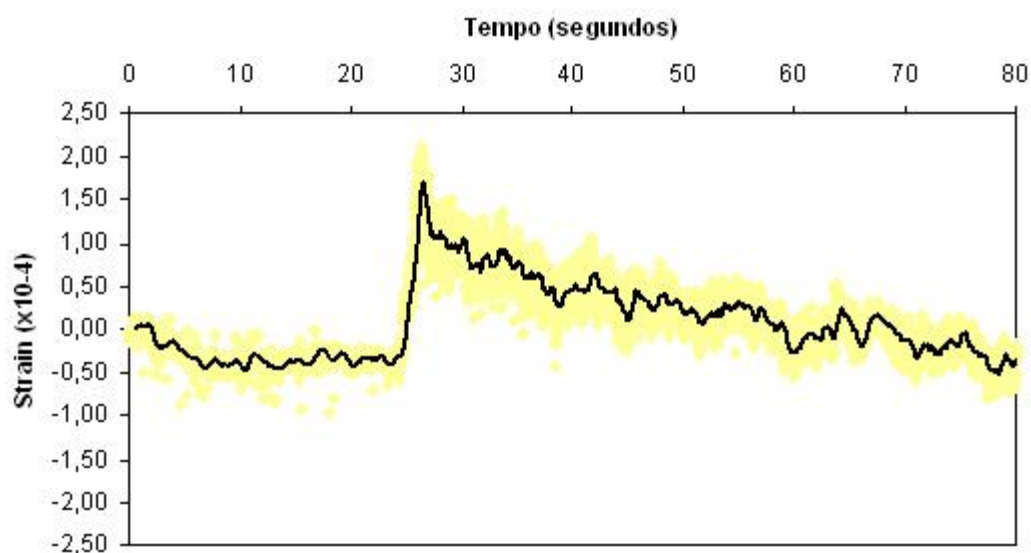


Figura 5.21 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para uma vazão de 16 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4.

Nas figuras 5.16 a 5.21, os 20 primeiros segundos são referentes ao tempo de descida da lança. O tempo total de permanência do amostrador no aço líquido foi de 60 segundos.

Como observado nas figuras 5.18 a 5.21, o sistema respondeu fornecendo uma variação de sinal ao longo do teste. Contudo, antes de se interpretar estes resultados, é necessário avaliar se eles estão consistentes com o fenômeno de solidificação dos aços.

Durante a solidificação, inicialmente há uma variação volumétrica devido à diminuição da temperatura. Quando a temperatura de *liquidus* é alcançada, ocorre uma variação de volume devido à mudança de estado (início da solidificação) e, por fim, existe uma variação volumétrica no sólido causado pelas transformações de fase no estado sólido.

A variação volumétrica causada pela redução de temperatura do líquido durante a solidificação, apesar de relevante para o processo de lingotamento contínuo, não é possível de ser medida usando o extensômetro, pois o líquido não tem resistência para causar deformações no amostrador de cobre. Assim, o sensor mede apenas a contração devido à solidificação e mudanças de fase.

Para avaliar se os testes de contração são reproduzíveis foi realizado um teste em triplicata para o aço A4. O resultado é apresentado na figura 5.22.

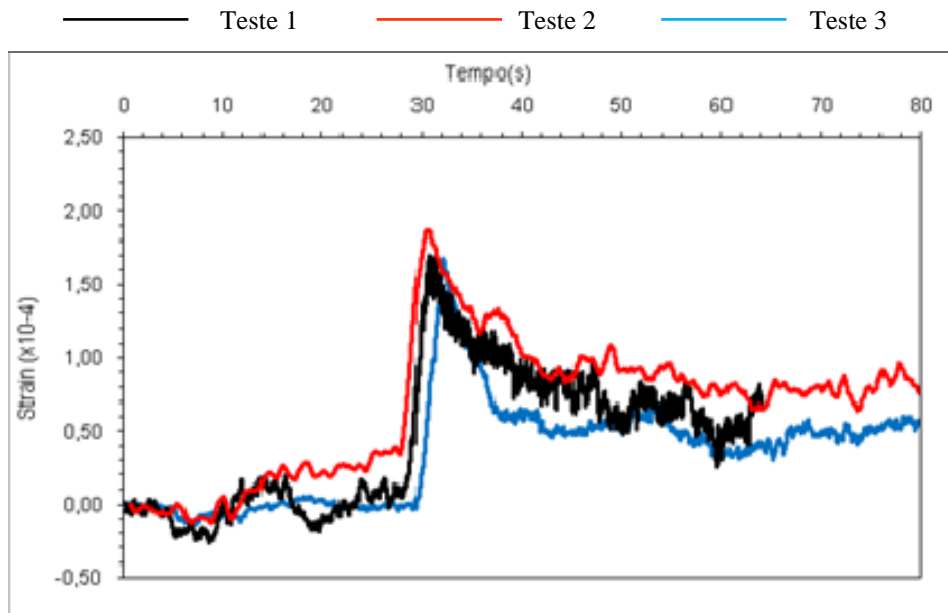


Figura 5.22 – Variação de tensão durante a solidificação medida pelo extensômetro para três testes realizados com uma vazão de 27 l/min e tempo de imersão de 60 segundos, aço A4.

Conforme visto na figura 5.22, o sinal de tensão obtido durante a solidificação do aço é repetitivo quando se tem as mesmas condições de teste.

Para se avaliar a consistência do sinal medido, buscou-se na literatura um modelo de contração que pudesse ser utilizado como base de comparação. O modelo escolhido foi o proposto no trabalho realizado por ZHU et al (2007). Estes autores propuseram avaliar a variação de volume durante a solidificação, levando em consideração as transformações de fase, utilizando as equações de (5.6) a (5.9).

$$\Delta V = 1 - (V_T/V_{ref})^{1/3} \quad (5.6)$$

$$V_T = (V_\delta f_\delta + V_\gamma f_\gamma) f_s + V_{liq} f_{liq} \quad (5.7)$$

$$V_\gamma = 0,1234 + 9,45 \times 10^{-6} (T-20) \quad (5.8)$$

$$V_\delta = 0,1255 + 9,45 \times 10^{-6} (T-20) + 7,688 \times 10^{-6} \quad (5.9)$$

Onde:

V_T é o volume total de aço em uma temperatura qualquer [m^3],

V_{ref} é o volume do aço a uma temperatura de referência, neste estudo o volume do aço na temperatura de *liquidus* [m^3],

V índices δ e γ são os volumes das fases ferrita delta e austenita respectivamente,

f índices δ , γ , s e liq são as frações de ferrita, austenita, sólido e líquido respectivamente.

Na equação (5.6), os termos de volume são elevados a 1/3 para expressar uma variação linear [m/m].

No modelo proposto por ZHU et al (2007), as frações de cada fase foram calculadas utilizando o diagrama de fases em conjunto com um modelo de microsegregação. No presente estudo, a determinação das quantidades relativas de cada fase foi realizada utilizando o Thermo-calc, um software comercial de cálculos termodinâmicos. Com este software, foi possível calcular as fases de equilíbrio durante a solidificação do aço levando em consideração as influências de todos os elementos de liga presentes.

As frações de fases determinadas com o auxílio do Thermo-calc para os aços A3 e A4 são apresentadas na figura 5.23 e 5.24.

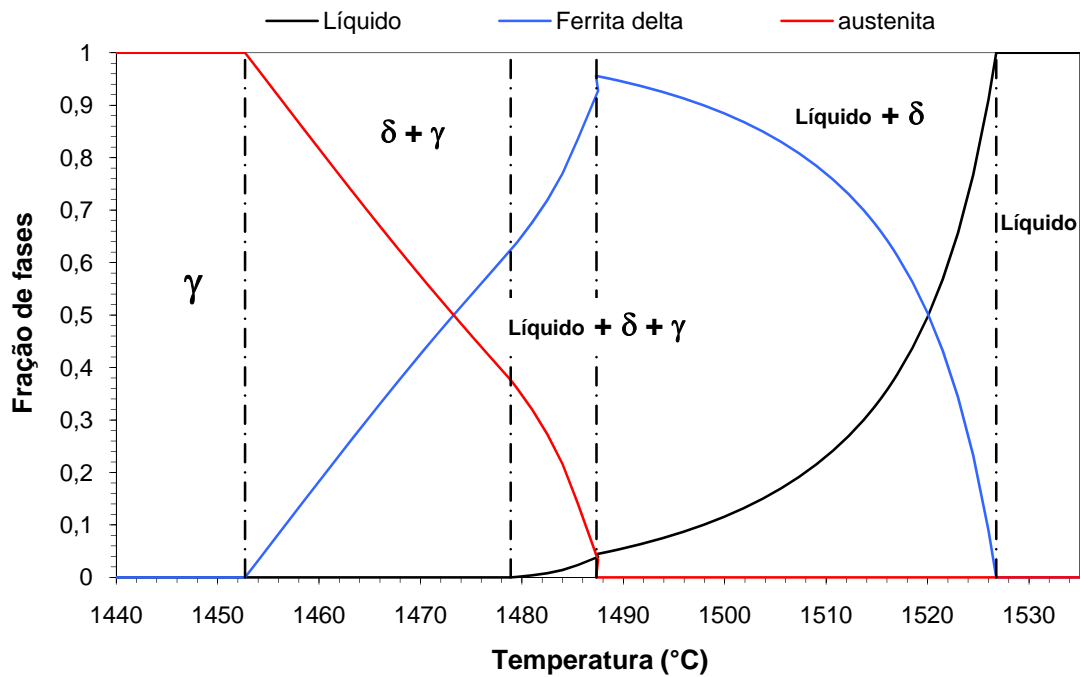


Figura 5.23 – Distribuição de fases durante a solidificação do aço de composição A3.

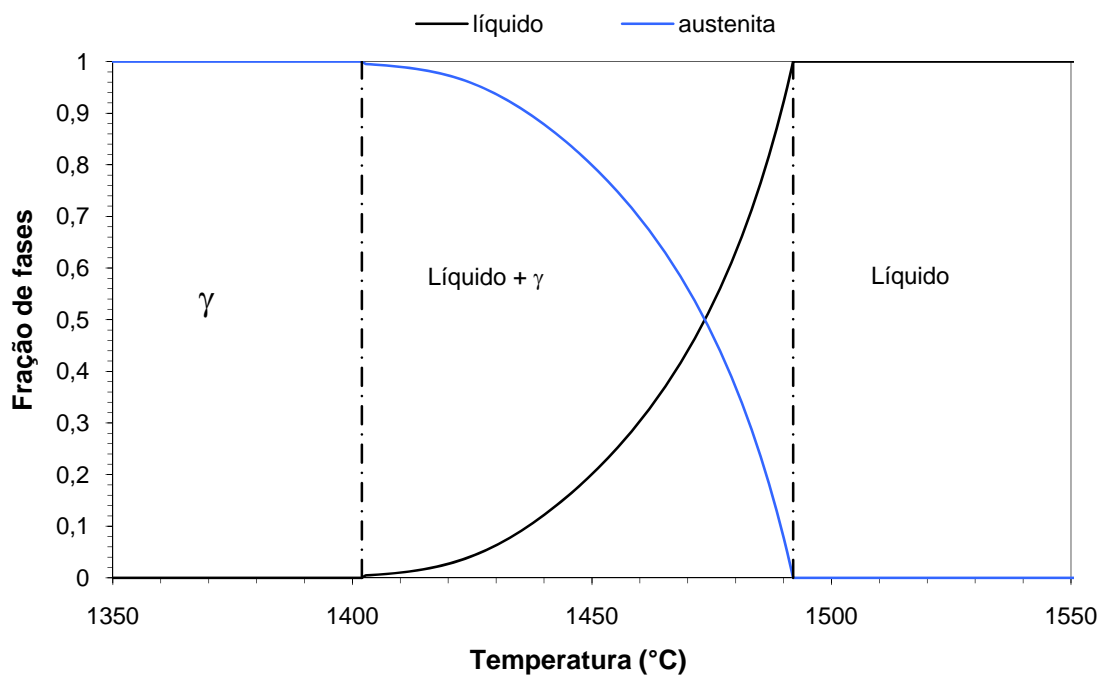


Figura 5.24 – Distribuição de fases durante a solidificação do aço de composição A4.

Conforme visto nas figuras 5.23 e 5.24, os aços A3 e A4 apresentam uma grande diferença de comportamento durante a solidificação. É possível observar o comportamento de um aço peritético para o aço A3 e um alto carbono para o aço A4.

Para o aço A3, durante a solidificação, a primeira fase sólida a se formar é a fase δ , que aumenta de proporção à medida que a fração de líquido diminui. Quando a temperatura atinge aproximadamente 1487°C, começa ocorrer o desaparecimento simultâneo do líquido e da ferrita com conseqüente formação da austenita, reação peritética. É possível observar também que a reação peritética não ocorre em uma temperatura invariante, e sim numa faixa de que vai de 1487 a 1478°C, isto é resultado da presença dos elementos de liga no aço. Abaixo desta faixa de temperatura, as fases presentes são a ferrita delta e a austenita.

Para o aço A4, o primeiro sólido a se formar é a austenita, que vai aumentando sua proporção até que o aço esteja totalmente sólido, não havendo nenhum outro tipo de reação.

As frações de fases calculados, utilizando o software Thermo-calc, foram exportadas para uma planilha Excel e os dados foram tratados para obtenção da variação volumétrica pela aplicação das equações propostas por ZHU et al. (2007). Os resultados obtidos são apresentados nas figuras 5.25 e 5.26.

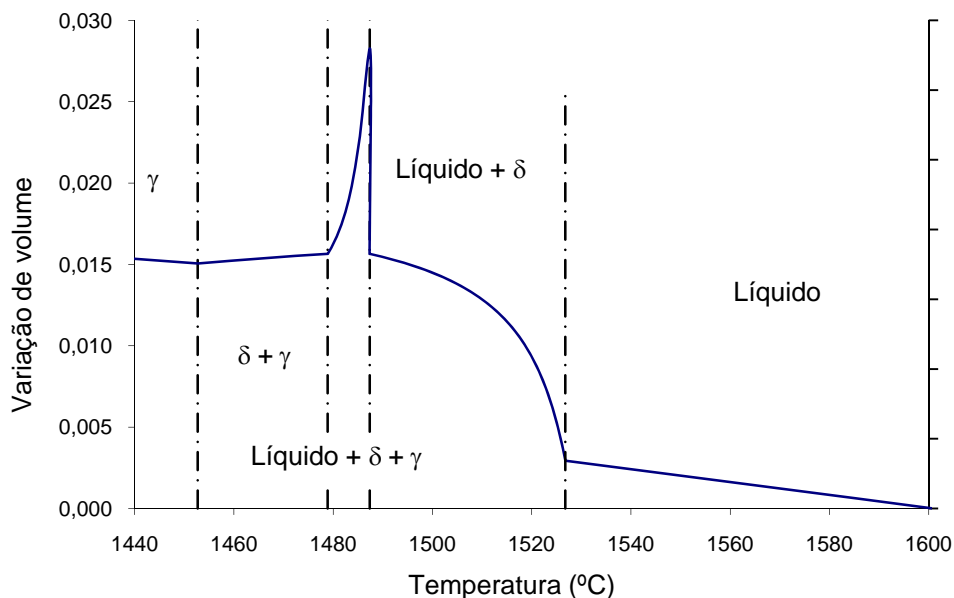


Figura 5.25 – Variação de volume durante a solidificação do aço conforme modelo – Aço A3.

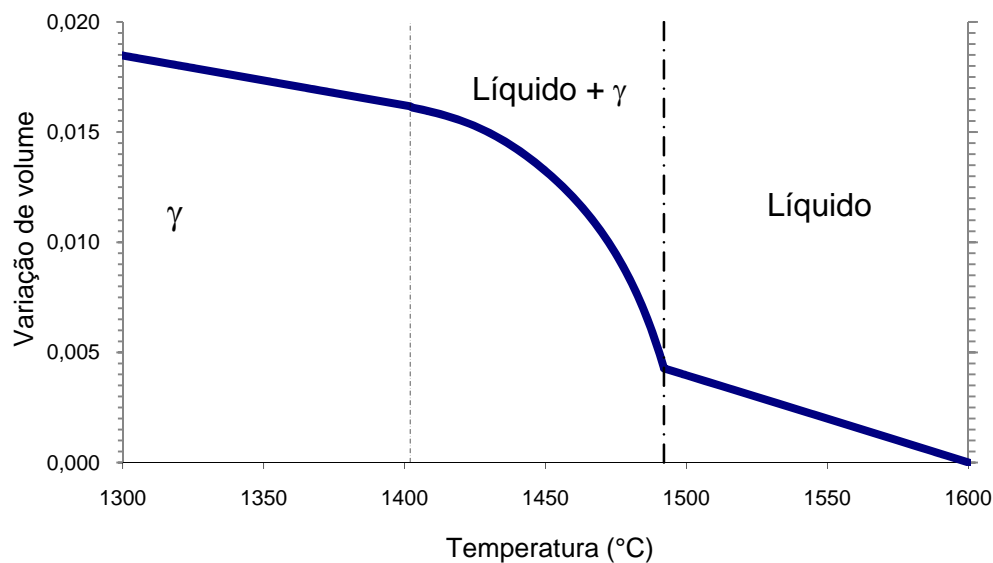


Figura 5.26 – Variação de volume durante a solidificação do aço conforme modelo – Aço A3.

Nos gráficos apresentados nas figuras 5.25 e 5.26 a variação positiva indica contração de volume, pois a referência utilizada é o volume de aço líquido a 1600°C. Neste caso, conforme equação (5.6) a variação será positiva.

Considerando os resultados apresentados nas figuras 5.25 e 5.26 em comparação com os medidos utilizando o extensômetro, nota-se uma semelhança no comportamento. O aço A3 sofre uma contração quando a primeira fase sólida é formada e, quando ocorre a transformação peritética, o pico de contração é mais intenso. Para o aço A4, ocorre uma contração gradual durante a solidificação do aço, sem alterações bruscas de comportamento. Isso mostra que o comportamento observado experimentalmente está de acordo com proposições teóricas.

Com relação à contração máxima observada nos dados obtidos experimentalmente, observa-se que os dois aços se comportam de maneira diferente quando se altera a vazão de teste, ou seja, os aços apresentam respostas diferentes com a alteração do fluxo de calor. Este fato é apresentado na figura 5.27.

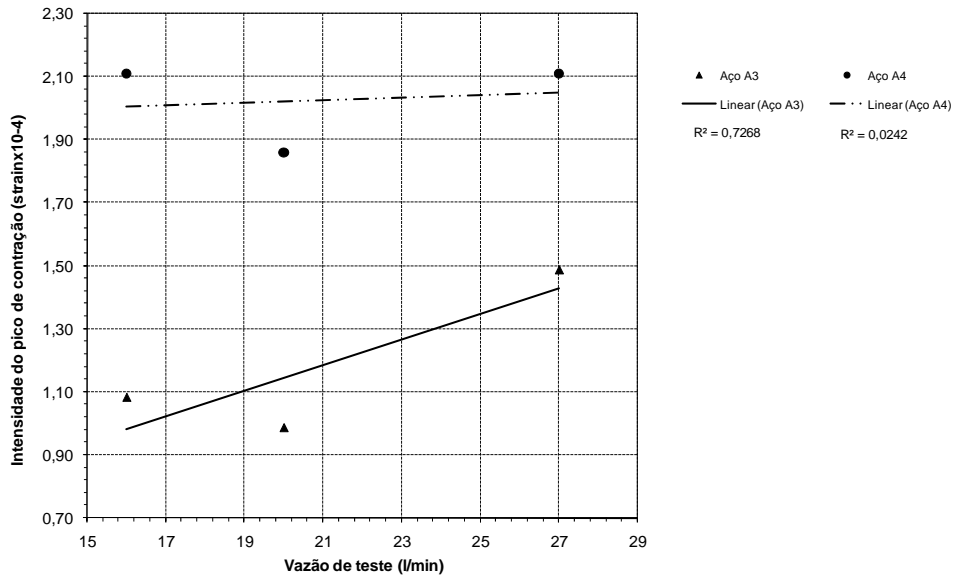


Figura 5.27 – Variação da intensidade do pico de contração com a vazão de água durante o teste.

Outra observação relacionada ao pico de contração é o tempo para a sua ocorrência quando se varia a vazão de água do teste. A figura 5.28 apresenta a variação do tempo para ocorrência do pico de contração em função da vazão de teste.

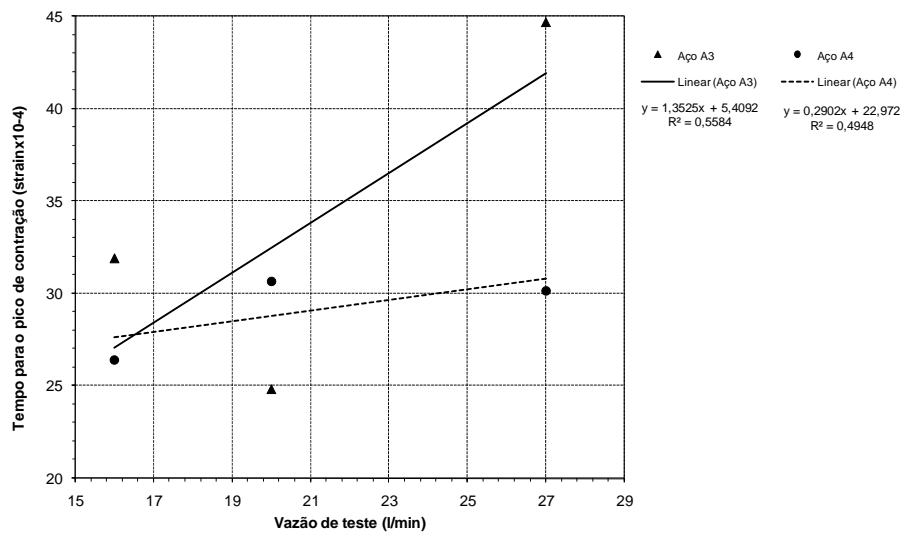


Figura 5.28 – Variação do tempo para ocorrência do máximo de contração com a vazão de água durante o teste.

Os dados apresentados nas figuras 5.27 e 5.28 mostram que existe uma correlação entre a vazão de água e o máximo de contração para o aço A3, o que não ocorre para o aço A4, e que o tempo para a ocorrência dos picos de contração tem uma relação com o

aumento da vazão de teste. Ou seja, quando se aumentou a vazão do teste o tempo para a ocorrência do pico de contração é retardado.

Para o aço A3, verifica-se que com o aumento do fluxo de calor a intensidade de contração também aumenta o que não ocorre para o aço A4. Com relação ao atraso na ocorrência do pico de contração, nota-se que eles se comportam de maneira diferente. O aço A3 apresenta um atraso maior do que o aço A4.

Tanto a variação da intensidade de contração e do tempo para ocorrência do pico de contração, observadas para o aço A3, podem estar relacionadas à cinética de ocorrência da reação peritética que, segundo FREDICKSON (1976), tem uma forte relação com velocidade de resfriamento. Conforme este autor quando a taxa de solidificação aumenta as temperaturas para a ocorrência da reação peritética diminuem.

Em contrapartida, a intensidade de contração pode estar relacionada simplesmente à espessura das camadas solidificadas. Nos testes com maior vazão, observa-se camadas solidificadas mais espessas, o que implica mais força de contração.

5.4. Considerações Finais

A solidificação é um processo que está necessariamente relacionado com a nucleação e o crescimento de uma fase a partir de um superesfriamento do líquido. A estrutura de solidificação é determinada pela morfologia da interface sólido/líquido que está relacionada com o gradiente térmico, velocidade e intervalo de solidificação. A velocidade de solidificação afeta a evolução da frente de solidificação e, conseqüentemente, os aspectos relativos à estrutura de grãos da *pele*.

Uma estrutura mais fina pode ser obtida com o aumento da extração de calor, o que pode causar um benefício em relação a problemas de microsegregação. Entretanto, quando os aços peritéticos são submetidos a altas taxas de solidificação o resultado é quase sempre ruim em termos de homogeneidade da *pele* em formação, podendo gerar trincas. Segundo a literatura (LI, 2004), para o lingotamento dos aços peritéticos é geralmente recomendado reduzir o fluxo de calor para a obtenção de uma *pele* mais homogênea.

Nos testes de solidificação realizados, foram obtidas amostras de aço solidificado. Após a medida das espessuras das amostras, observou-se que, para altas vazões de teste, há uma grande dispersão nos resultados, quando comparadas aos resultados das vazões médias e baixas. Logo, entende-se que a alta taxa de extração de calor reflete em variações na *pele* solidificada. A dispersão nas medidas de espessura da *pele* solidificada a altas vazões é, aproximadamente, o dobro das demais.

Como a taxa de extração de calor é muito importante, a redução do fluxo de calor é praticado pela utilização de pós fluxantes com alta capacidade de cristalização. A cristalização dos pós fluxantes em regiões superiores do molde é um comportamento tido como ideal para garantir uma homogeneidade de extração de calor ao longo do molde, durante o lingotamento dos aços peritéticos. Quando a fase cristalina se forma nas regiões superiores do molde, o filme de pó fluxante passa a exercer sua resistência térmica máxima em todo o molde. Caso a cristalização ocorresse em regiões inferiores, a *pele* de aço seria afetada mais fortemente pela variação do fluxo de calor, o que pode gerar tensões térmicas adicionais causando defeitos superficiais, como por exemplo, trincas longitudinais. Esta característica de cristalização dos pós fluxantes para aços peritéticos foi, de fato, observada em um dos testes de solidificação realizado neste estudo. O teste mostrou que aos 10 segundos de imersão do amostrador, o filme de pó fluxante inicia sua cristalização.

Como a solidificação é um processo cinético, a alteração da extração de calor pode efetivamente causar um efeito importante na intensidade de contração dos aços peritéticos, pois definirá as velocidades de formação e crescimento das fases sólidas. As avaliações, comumente utilizadas, para a contração ou transformação de fases do aço em processos de solidificação, levam em conta as relações de equilíbrio. No caso do lingotamento contínuo, existem altas taxas de extração de calor, logo, a *pele* irá se solidificar, inevitavelmente, fora das condições previstas para o equilíbrio.

Assim, com o intuito de se obter resultados de contração em condições mais próximas possíveis da que o aço está submetido no molde, foi proposta a metodologia para a medida da contração, utilizando técnicas de extensimetria.

Com a técnica proposta, observou-se que a extração de calor afeta a intensidade de contração dos aços peritéticos, o que pode implicar em variações de comportamento, podendo induzir a formação de trincas. Contudo, não há uma certeza em termos de quais as razões para esta influência. Ela pode ser por um efeito cinético da ocorrência da reação peritética, ou simplesmente, um efeito termomecânico devido ao aumento da espessura solidificada, que ocorre com o aumento da extração de calor.

Neste caso, para melhor entendimento do comportamento de contração observado para os aços peritéticos, seria necessária uma maior investigação comparando os resultados de contração com de estudos de cinética da ocorrência da reação peritética.

O desenvolvimento de um modelo matemático da transferência de calor pode auxiliar no entendimento da variação da contração do aço observada durante os testes realizados. Um modelo matemático pode mostrar como a temperatura ao longo da espessura solidificada da amostra varia no tempo, quando as taxas de extração de calor são alteradas. Desta maneira, seria possível substituir a variável tempo de imersão nos testes por temperatura na superfície da amostra. Com isso, seria possível observar se a taxa de extração de calor altera, de maneira expressiva, a temperatura da amostra e conseqüentemente a ocorrência do pico de contração.

De maneira geral, os resultados mostram que o equipamento desenvolvido é uma ferramenta promissora para a investigação da solidificação do aço nos estágios iniciais do molde, não só com relação às condições de extração de calor, mas também de suas relações com a intensidade de contração. Assim, vislumbra-se a utilização deste aparato de laboratório como uma ferramenta para a proposição de condições operacionais ideais, tais como: vazão de água no molde, composição química do pó fluxante e conicidade do molde.

7. CONCLUSÕES

No presente trabalho, um aparato de laboratório foi construído para simular a solidificação dos aços em condições de extração de calor similares as do molde de lingotamento contínuo. Utilizando o aparato desenvolvido, foi proposta uma metodologia, baseada em técnicas de extensimetria, para a avaliação da contração do aço durante a solidificação.

O equipamento proposto foi construído, testado e instalado no Laboratório de Refino, Laminação e Tratamento Térmico do Centro de P&D da Usiminas, mostrando-se uma ferramenta útil para investigar as condições de extração de calor e a formação das camadas solidificadas dos aços/pós fluxantes nas etapas iniciais de solidificação no molde. Com o equipamento desenvolvido é possível realizar testes de solidificação do aço com um controle da vazão de água, o que reflete na taxa de extração de calor.

O equipamento desenvolvido está disponível para avaliar as condições de solidificação em escala laboratorial minimizando, assim, os riscos relativos à realização de experiências diretamente na planta industrial. Dentre as condições operacionais que podem ser estudadas, destacam-se: a otimização dos níveis de vazão de água no molde e a determinação da composição de pó fluxante ideal para um tipo específico de aço.

O equipamento desenvolvido foi utilizado para estudar a solidificação dos aços peritéticos. A partir dos testes de solidificação realizados verificou-se que quando os aços peritéticos são submetidos a altas taxas de extração de calor, a espessura da *pele* solidificada apresenta grandes variações, o que é ruim em termos de comportamento termomecânico. A variação de espessura ao longo da *pele* solidificada pode gerar concentradores de tensão favorecendo a nucleação e propagação de trincas na *pele* formada.

Com relação à metodologia proposta para a avaliação da contração do aço durante a solidificação, esta se mostrou bastante promissora. Durante os testes de solidificação foi possível medir a intensidade de contração do aço.

Utilizando a metodologia proposta, a contração do aço peritético foi estudada em três níveis diferentes de extração de calor. Com base nos resultados obtidos verificou-se que o aumento no fluxo de calor provoca um atraso e um aumento na intensidade do pico de contração medido durante a solidificação do aço peritético. Este fato pode estar relacionado com a cinética da ocorrência da reação peritética.

Diante dos resultados obtidos neste estudo, conclui-se que a utilização de altas taxas de extração de calor no lingotamento contínuo dos aços peritéticos não é uma prática recomendada, pois, além de causar variações na espessura solidificada da *pele*, aumenta a tensão mecânica devido ao incremento na intensidade de contração do aço. Ambos os resultados podem ter como consequência o favorecimento da ocorrência de trincas superficiais prejudicando a qualidade superficial do produto lingotado.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar um estudo da cinética de ocorrência da reação peritética para melhor entendimento do comportamento de contração durante a solidificação.
- Investigar a interferência do tipo de pó fluxante na solidificação do aço peritético, utilizando para o mesmo aço, pós fluxantes de composição química diferentes.
- Avaliar espaçamentos dendríticos primários e secundários com o intuito de correlacioná-los com a extração de calor durante a solidificação.
- Desenvolvimento de um modelo de transferência de calor, considerando as geometrias do amostrador desenvolvido, para avaliar o perfil de temperaturas em condições de extração de calor semelhantes a dos testes realizados.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AISE STEEL FOUNDATION. *The making, shaping and treating of steel: casting*. 11 ed. Pittsburg: Aise Steel Foundation, 2003. 1v. CD-ROM.

ANDRADE, S. O. C.; et al.. *Otimização do “taper” da máquina de lingotamento contínuo I*. Ipatinga: Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, 2002. (Relatório Interno de P&D número RPPR2555)

ANDRADE, S. O. C.; RAMOS, A. A.; VALADARES, C. A. G. *Estudo da solidificação no lingotamento contínuo*. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, 1996. (Relatório Interno de P&D número RPPR0065)

BADRI, A.; NATRAJAN, T. T.; SNYDER, C.C.; POWERS, K. D.; MANNION, F. J.; CRAMB, A. W. A mold simulator for continuous casting of steel: Part 1 – The development of a simulator. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 36B, junho, 2005. p.355-371.

BARBOSA, F. A. *Modelamento matemático e físico do escoamento do aço líquido em diferentes projetos de distribuidor do processo de lingotamento contínuo da USIMINAS*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2002. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

COSTA, A. M.. *Modelamento matemático da zona de mistura no lingotamento contínuo*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

DHINDAW, B. K.; ANTONSSON, T.; TINOCO, J.; FREDRIKSSON, H.. Characterization of peritectic reaction in medium-alloy steel through microsegregation and heat-of-transformation studies. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35A, setembro de 2004, pp. 2869-2879.

FREDRIKSSON, H.. The mechanism of peritectic reaction in iron-base alloys. *Metal Science*, Mar. 1976, pp. 77-86.

HARA, M.; KIKUCHI, H.; HANAO, M.; KAWAMOTO, M. MURAKAMI, T. WTANABE, T. High speed continuous casting technologies of peritectic medium thickness steel slabs. *La Revue de Métallurgie*. abril, 2002.

HEAT flux in the mold. In: Steel University. *Continuous Casting*. 2007. Disponível em <http://www.steeluniversity.org/>. Acesso em: 25 de novembro 2007.

ITOYAMA, S., et al. Control of early solidification in continuous casting by horizontal oscillation in synchronization with vertical oscillation of the mold. *ISIJ International*, v.38, n.5, p.461-468 1998. Relatório

KAGAWA, A.; OKAMOTO, T.. Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steels. *Materials Science and Technology*, volume 2, 1986.

KRAUSS, G. Solidification, segregation and banding in carbon and alloy steels. *Iron & Steel Technology*, v.1, n.3, p.145-157, Mar. 2004.

LAIT, J.E., BRIMACOMBE, J.K. Solidification during continuous casting of steel. *Transactions of the Iron and Steel Society of AIME*. v.1, p.1-13, 1982.

LI, Z., MILLS, K., BEZERRA, M.C.C.. Characteristics of mould flux films for casting MC and LC steels. In: *Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais*, 35, 2004. Salvador. São Paulo: ABM , 2004. p.281-293. CD-ROM.

MARTORANO, M. de A.; CAPOCCHI, J. D. T.. Microsegregação em ligas metálicas binárias. *Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP*. São Paulo: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2000.

MATSUURA, K., et al. A solid-liquid diffusion couple study of a peritectic reaction in iron-carbon system. *ISIJ International*, v.33, n.5, p.583-587, 1993.

MINTZ, B., YUE, S., JONAS, J. J. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting. *International Materials Reviews*, v.36, n. 5, p.187-217, 1991.

NATARAJAN, T. T.; PICCONE, T. J.; POWERS, K. D.; SNYDER, C. C.. Mold simulator: A tool to study initial solidification. *AISTech* 2004, vol. II, pp. 1013-1025.

OLIVEIRA, L. J. S. de; TORRES, C. F. G.; ANDRADE, S. O. C. de; SANTOS, A. A. dos; ALVES, H. A. *Caracterização de defeitos ocorridos na Linha de Chapas Grossas classificados como trinca estrela (ITE)*. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, 2005. (Relatório Interno de P&D número RAMI5663).

OLIVEIRA, L. J. S., et. al. *Desenvolvimento de metodologia para caracterização de pós fluxantes*. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, 2007. (Relatório Interno de P&D número RPPQ5103)

PARTITION coefficient. In: Matter. *Glossary of Materials Science*. 2007 Disponível em: <http://www.matter.org.uk/>. Acesso em: 25 de novembro 2007.

PEIXOTO, R. C. C.. *Análise da variação típica da composição química de placas de lingotamento contínuo*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2007. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

PINHEIRO, P.. *Solidificação e sinterização*. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica, 1995, v. 2.

PRODUCTION of Continuously-Cast Steel. In: International Iron and Steel Institute. *Steel Statistical Yearbook*. 2007. Disponível em: <http://www.worldsteel.org>. Acesso em: 30 de novembro de 2007.

ROYZMAN, S. E.. Continuous casting of peritectic steel. In: *Steel Technology International 2000*. London: Sterling Publications. 1999. p. 82, 84, 86-87.

SAMARASEKA, I. V.; BRIMACOMBE, J. K. The Continuous casting mold. *International Metals Review*, no. 6, 1978, pp. 286-300.

SAMARASEKERA, I. V.; BRIMACOMBE, J. K.. The continuous casting mold. *International Metals Review*. No. 6, pp. 286-300, 1978.

SCHIMDT, L., JOSEFSSON, A. *Scand. J. Metall.* 3. 193. 1974.

SCHWERDTFEGER, K. *Enhancing fundamental knowledge end industry practice for the world Iron and Steel Industry: 5th independent model – Metallurgical approach from ladle furnace to continuous casting for slabs, squares and rounds*. Belo Horizonte: RS Consultants, 2007.

SCHWERDTFEGER, K. *Enhancing fundamental knowledge end industry practice for the world Iron and Steel Industry: 4th independent model – Overview of metallurgical phenomena in the mould for billet, bloom, round and slabs*. Belo Horizonte: RS Consultants, 2006.

SENK, D.; SAFI, M.; MÜNCH, A. C. Surface solidification behaviour of micro-alloyed steels under continuous casting conditions. *Steel Research*, vol 74, no. 11/12, 2003, pp. 679-685.

STEFANESCU, D. M. Microstructure Evolution during the Solidification of Steel. *ISIJ International*, v. 46, n. 6, 2006, p. 786–794.

VALADARES, C. A. G.; BEZERRA, M. C. C. Análise do mecanismo e das principais causas de ocorrência de trincas longitudinais em placas de lingotamento contínuo. In: *Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais*, 33, 2002, Santos. Steelmaking Seminar. São Paulo: Tec Art Editora Ltda, 2002. p.207-218.

VALADARES, C. A. G.; et. al.. *Estudo da solidificação no molde de lingotamento contínuo*. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, 1986. (Relatório Interno de P&D número RPCR0065)

VALDARES, C. A. G.. *Curso de Lingotamento Contínuo de Placas*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006.

VIEIRA, F. B.. *Desenvolvimento de uma metodologia para seleção de pó fluxante para o lingotamento de placas de aços com comportamento peritético*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2002. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

VOLKOVA, O.; HELLER, Hans-Peter, JANKE, D.. Mathematical simulation of process parameters in the case of rapid solidification of steel. *Steel Research*, vol 74, 2003, no. 11/12, pp. 708-715.

VOLKOVA, O.; HELLER, Hans-Peter, JANKE, D.. Microstructure and cleanliness of rapidly solidified steels. *ISIJ International*, vol. 43, no. 11, 2003, pp. 1724-1732.

WEISGERBER, B., HARSTE, K., BLECK, W. Phenomenological description of the surface morphology and crack formation of continuously cast peritectic steel slabs. *Steel Research International*. v.75, n.10, p.686-692, Oct. 2004.

WOLF, M. M. Estimation method of crack susceptibility for new steel grades. In: *European Conference on Continuous Casting*, 1. Florença, 1991.

WOLF, M., KURZ, W. Solidification of steel in continuous casting moulds. In: *International Conference on Solidification*, 1977, Sheffield. Solidification and casting of metals; proceedings. London: The Metals Society , 1979. p.287-294.

WOLF, M., KURZ, W. The effect of carbon content on solidification of steel in the continuous casting mold. *Metallurgical Transactions B*, v.12, n.1, p.85-93, Mar. 1981.

WOLF, M.. Investigation into the relationship between heat flux and shell growth in continuous casting moulds. *Trans. ISIJ.*, v. 20, no. 10, pp. 710-717, 1980.

WOLF, M.M. A review of published work on the solidification control of steel in continuous casting moulds by heat flux measurement. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.20, n.10, p.718-724, 1980.

WOLF, M.M. *Continuous Casting: Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels*. Warrendale: Iron & Steel Society, 1997. v.9. 484p.

10. ANEXOS

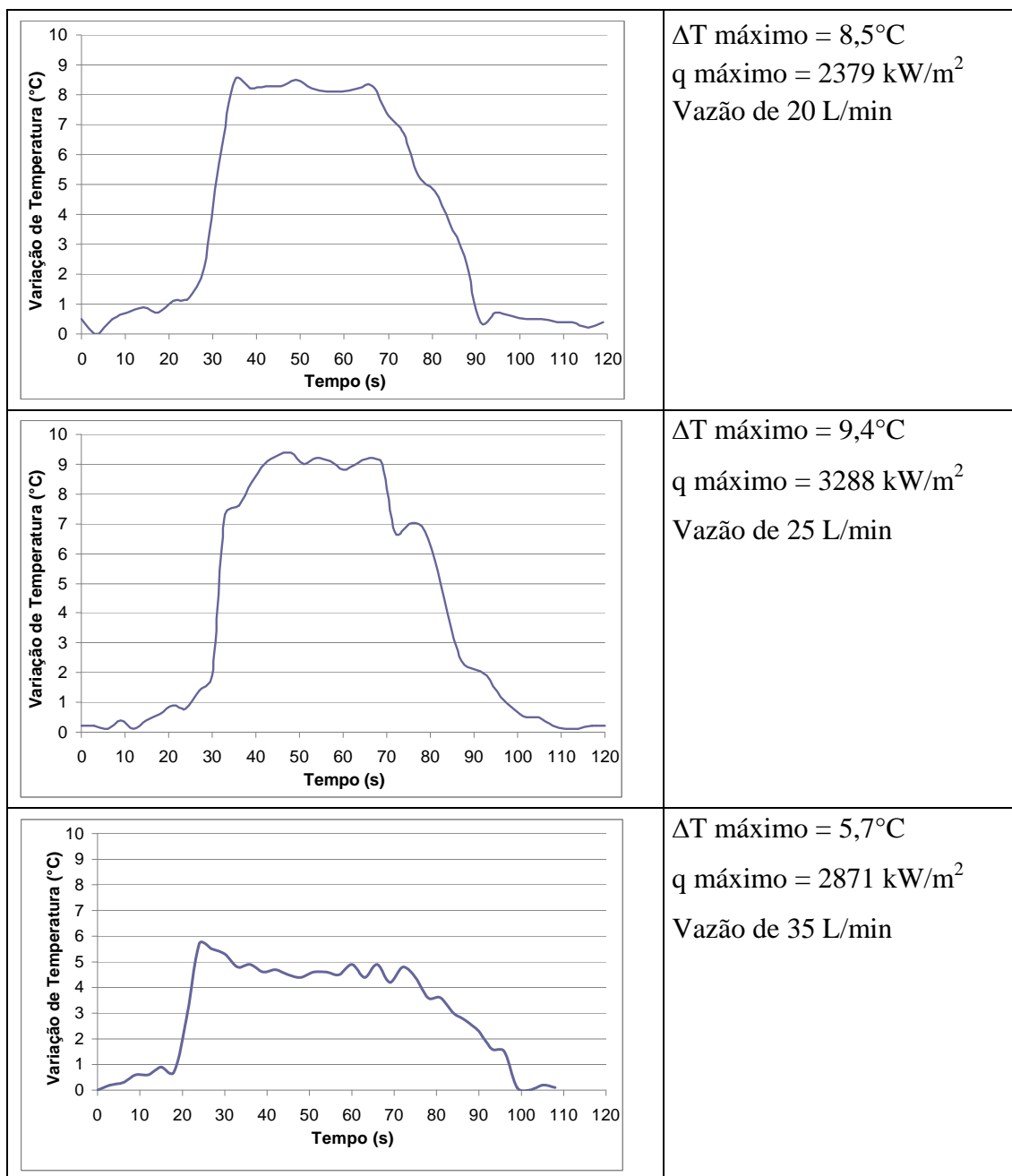


Figura 10. 1 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados com o aço A1.

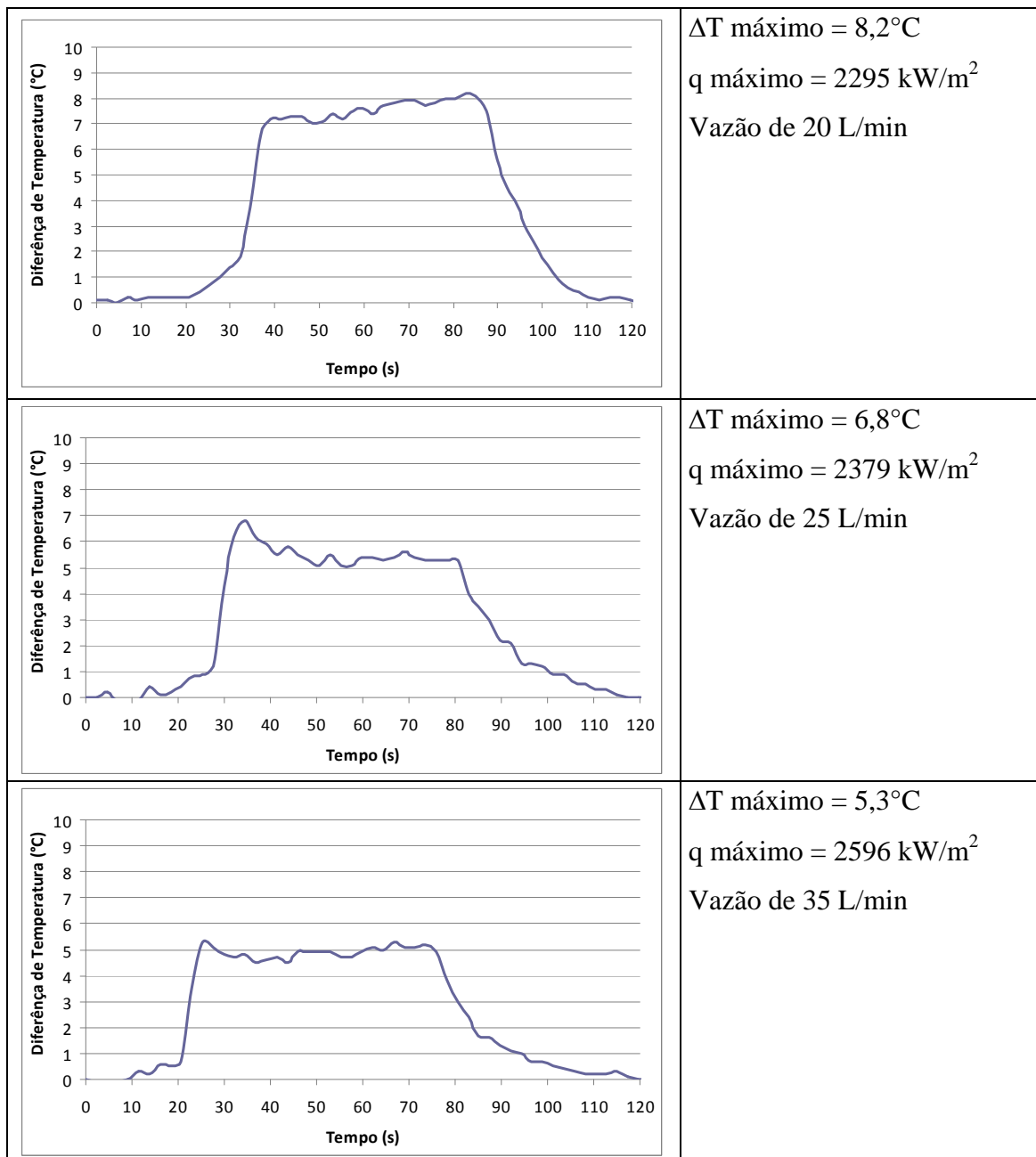


Figura 10.2 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados com o aço A2.

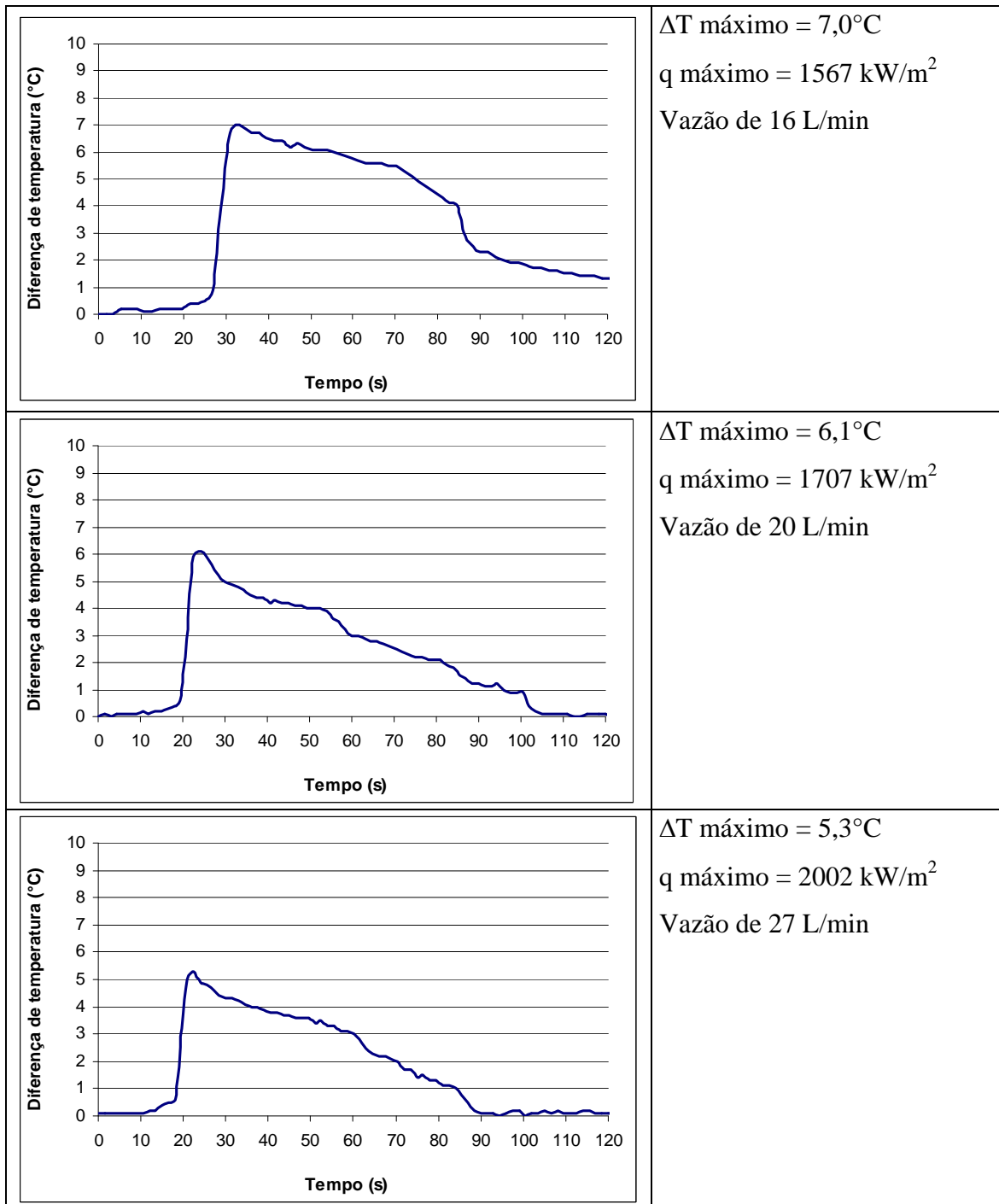


Figura 10.3 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados para o aço A3.

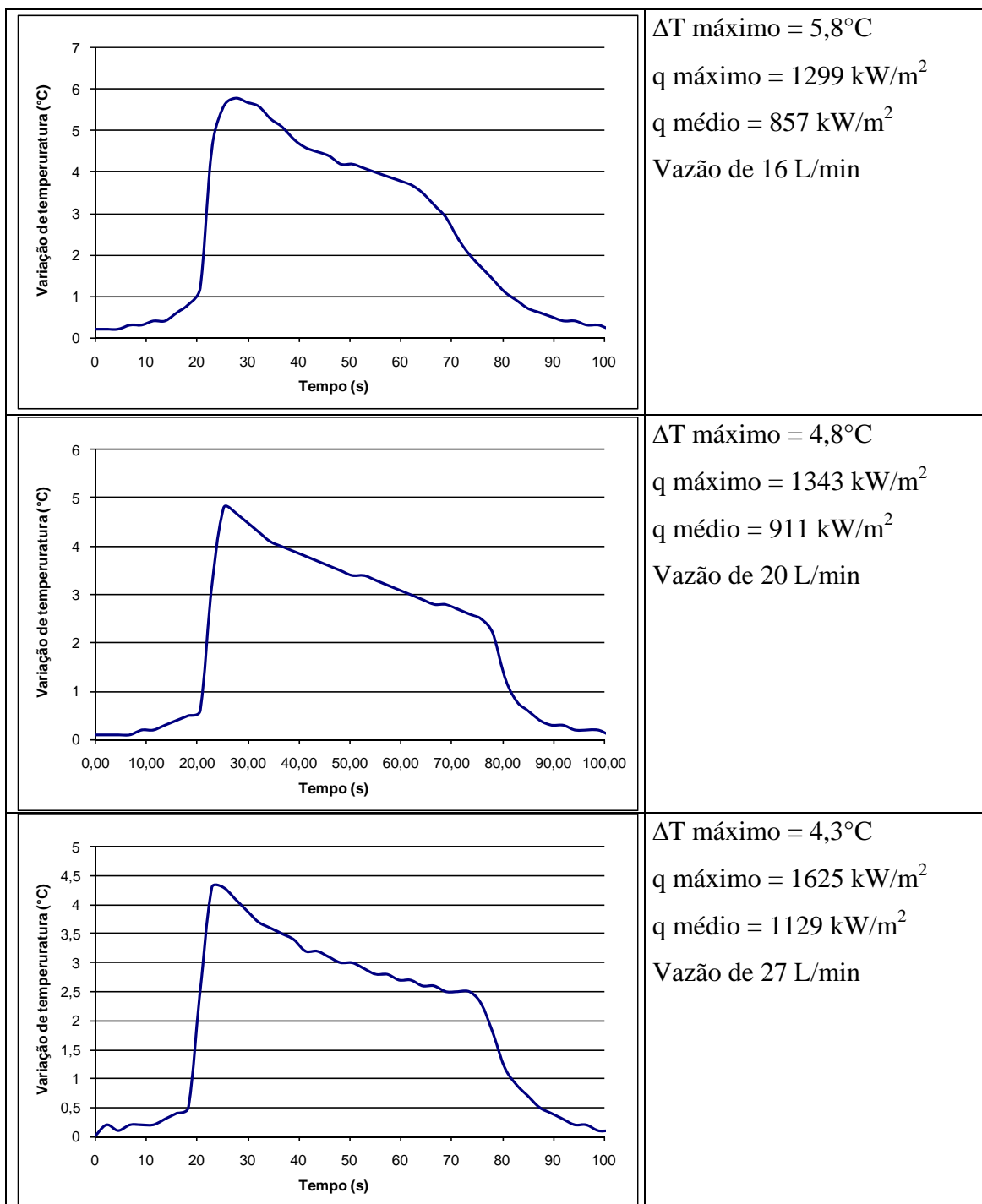


Figura 10.4 – Resultados de variação da temperatura de refrigeração da lança para os testes realizados para o aço A4.