

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MINAS

Dissertação de mestrado

**“TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO *OFF-CORNER* NO
LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE TARUGOS”**

Autor: Lucas Vieira Penna

Orientador: Prof. Roberto Parreiras Tavares

Co-orientador: Eng. Wéllerson Júlio Ribeiro

Belo Horizonte, abril, 2005.

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

Lucas Vieira Penna

**“TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO *OFF-CORNER* NO
LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE TARUGOS”**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, da Universidade Federal de Minas Gerais, em abril de 2005.

Área de concentração: Metalurgia Extrativa

Orientador: Prof. Roberto Parreiras Tavares

Co-orientador: Eng. Wéllerson Júlio Ribeiro

Belo Horizonte - Minas Gerais
Escola de Engenharia da UFMG

2005

À minha mãe, meu eterno amor.

AGRADECIMENTOS:

O autor agradece a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na preparação deste trabalho e, em particular:

À BELGO, através dos engenheiros Gérson Alves Meneses, gerente geral da usina de João Monlevade, Wéllerson Júlio Ribeiro, gerente de produção de aço e João Garcia Ramalho, gerente técnico, pela oportunidade, apoio incondicional e confiança.

À todos funcionários da BELGO que, diretamente ou indiretamente tornaram possível a realização deste trabalho. Particularmente gostaria de agradecer aos departamentos de produção de aço (DPAC) e controle e acondicionamento de tarugos (DCAT) pelo apoio de seus funcionários.

Ao professor Roberto Parreiras pelo apoio, dedicação e exemplo.

À minha família e principalmente ao meu pai, meu maior exemplo.

À Helena, que sempre “navegou” ao meu lado, mesmo nos momentos de “tormenta”.

Aos colegas de mestrado João Domingues e Wanderlei Miguel pelo exemplo de disciplina, perseverança e trabalho em equipe.

Às empresas prestadoras de serviço, onde gostaria de destacar o comprometimento dos srs. Wenderson Pedersini e Marcos. Vocês dois “vestem a camisa BELGO”.

Ao colega Evander Damasceno, mestre em estatística, que sempre esteve disponível a ajudar e principalmente, a ensinar.

À equipe de processo da MLC, César Sato, Alexandre Bornacki, Fábio Cardoso, Marcelo e Tiago e ao Ideraldo Luis por estarem sempre disponíveis e por “segurarem a peteca” nos momentos em que estive ausente.

A todos, reitero o meu muito obrigado!

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IV
LISTA DE TABELAS.....	XI
RESUMO.....	XIII
ABSTRACT.....	XIV
1 INTRODUÇÃO	15
2 OBJETIVOS	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 Introdução.....	18
3.2 Processo de Lingotamento Contínuo.....	20
3.3 Máquina de Lingotamento Contínuo da BELGO	23
3.4 Extração de calor no processo de lingotamento contínuo	25
3.5 O Molde no Lingotamento Contínuo	26
3.5.1 Extração de calor no molde	27
3.5.2 Comportamento termo-mecânico do molde.....	33
3.5.3 Contração do tarugo	36
3.5.4 Efeito das variáveis de processo na extração de calor do molde	38
3.5.4.1 Velocidade de lingotamento	38
3.5.4.2 Composição química do aço.....	40
3.5.4.3 Lubrificação do molde	41
3.5.4.4 Frequência de oscilação no molde	45
3.5.4.5 Velocidade da água de resfriamento do molde.....	47
3.5.5 Conicidade do molde.....	53
3.5.6 Oscilação do molde	60
3.5.6.1 Marcas de Oscilação.....	61
3.6 Trincas no Lingotamento Contínuo	63
3.6.1 Tensão e deformação no lingotamento contínuo.....	65
3.6.1.1 Tensão térmica interna	65
3.6.1.2 Tensão mecânica interna.....	66
3.6.2 Propriedades mecânicas dos aços a altas temperaturas	68
3.6.2.1 Zona de alta temperatura	69

3.6.2.2	Zona de temperatura intermediária	70
3.6.2.3	Zona de baixa temperatura.....	71
3.6.2.4	Influência dos elementos químicos	71
3.6.2.4.1	Carbono	71
3.6.2.4.2	Manganês e enxofre.....	73
3.6.2.4.3	Boro e titânio	74
3.6.2.4.4	Residuais.....	76
3.6.3	Tipos de trincas de solidificação	78
3.6.3.1	Trincas superficiais	78
3.6.3.1.1	Trinca longitudinal.....	78
3.6.3.1.2	Trinca transversal.....	79
3.6.3.1.3	Trinca estrela ou <i>Crazy Crack</i>	80
3.6.3.2	Trincas internas.....	80
3.6.3.2.1	Trinca Central.....	81
3.6.3.2.2	Trinca Diagonal.....	81
3.6.3.2.3	Trinca de Meio Raio.....	82
3.6.4	Trinca <i>off-corner</i>	83
3.6.4.1	Mecanismo de Formação	84
3.6.4.2	Fatores que afetam a formação da trinca <i>off-corner</i>	87
3.6.4.2.1	Composição química	87
3.6.4.2.2	Velocidade de lingotamento	87
3.6.4.2.3	Resfriamento Secundário	89
3.6.4.2.4	Rolo de pé e oscilador.....	90
3.6.4.2.5	Conicidade	92
3.6.4.2.6	Raio de Canto.....	92
3.6.4.2.7	Agitação eletromagnética (EMS).....	93
3.6.4.3	Depressão longitudinal.....	95
4	METODOLOGIA.....	96
4.1	Planejamento e Análise de Experimentos	98
4.1.1	Análise estatística dos resultados.....	102
4.2	Determinação e Avaliação das Trincas <i>Off-corner</i>	106
4.3	Programa de experimentos.....	109

4.3.1	Experimento 1	109
4.3.2	Experimento 2	110
4.3.3	Experimento 3	111
4.3.4	Experimento 4	113
4.3.5	Experimento 5	114
4.3.6	Experimento comprobatório	116
4.4	Crac X	119
4.5	Caracterização das marcas de oscilação	122
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	124
5.1	Resultados Históricos.....	124
5.2	Experimento 1	132
5.3	Experimento 2	140
5.4	Experimento 3	144
5.5	Experimento 4	153
5.6	Experimento 5	160
5.7	Experimento Comprobatório	180
6	CONCLUSÃO.....	195
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	197
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	199
9	ANEXO I.....	204
10	ANEXO II	205
11	ANEXO III.....	206
12	ANEXO IV	207
13	ANEXO V.....	209
14	ANEXO VI.....	211
15	ANEXO VII.....	215

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Esquema do processo de lingotamento contínuo, Thomas (2001)	20
Figura 3.2 - Esquema do fenômeno de lingotamento na região do molde, Thomas (2001).	21
Figura 3.3 - Resistências térmicas ao fluxo de calor no molde (BCCC,2002).	28
Figura 3.4 - Seção transversal do tarugo em solidificação mostrando a formação do <i>gap</i> de ar.	29
Figura 3.5 - Perfil de temperatura do molde (Bommaraju,1984)	30
Figura 3.6 - Representação típica para o perfil do fluxo de calor mostrando: a) dados de temperatura b) fluxo de calor calculado (Pinheiro,2000).	32
Figura 3.7 - Perfil de temperatura para a face quente e fria em lingotamento de tarugo (Samarasekera,1982)	33
Figura 3.8 – Distorção da parede do molde ao longo de sua linha central na face quente, prevista por modelo elasto-plástico tri-dimensional (Samarasekera,1982)	34
Figura 3.9 - Tipos de suportes (<i>constraints</i>) do molde (Samarasekera,1982).	35
Figura 3.10 - Predição da distorção do molde para C=0,05% e C=0,42% (Chandra,1993)	36
Figura 3.11 -Variação do coeficiente linear médio de expansão térmica do aço com a temperatura (Chandra, 1993).	37
Figura 3.12 - Perfil do fluxo de calor no molde para velocidades altas (Chow, 2003) ..	39
Figura 3.13 - Efeito do percentual de carbono no aço sobre a transferência de calor no molde (Chow,2002).	40
Figura 3.14 - Transferência térmica de diferentes pós em função de sua viscosidade e basicidade (fonte: Metallurgica,2003)	42
Figura 3.15 - Comparação do fluxo de calor para óleo e pó fluxante para aços peritéticos (0,12<%C<0,13) (Pinheiro,2000).	43
Figura 3.16 - Comparação do fluxo de calor para óleo e pó fluxante para aços médio teor de carbono (0,31<%C<0,33; 0,0025<%B<0,0028; 0,035<%Ti<0,038) (Pinheiro, 2000).	44
Figura 3.17 - Influência da frequência de oscilação do molde sobre o perfil de temperatura do molde (Pinheiro,2000).	45

Figura 3.18 - Influência da frequência de oscilação do molde sobre fluxo de calor (Pinheiro,2000).	46
Figura 3.19 - Influência da velocidade da água de resfriamento do molde sobre o perfil de temperatura do molde em lingotamento com pó fluxante (Pinheiro,2000).	47
Figura 3.20 - Influência velocidade da água de resfriamento do molde sobre o perfil do fluxo de calor no molde em lingotamento com pó fluxante (Pinheiro,2000).	48
Figura 3.21 - Regimes de transferência térmica na interface cobre/água em um molde de lingotamento contínuo para diferentes velocidades de refrigeração do molde (v_w) (Schwerdtfeger, 2002).	49
Figura 3.22 - Diferentes condições para a transferência de calor no fluxo de água entre a parede do molde e a jaqueta em função da temperatura da parede do molde (Schwerdtfeger, 2002).	50
Figura 3.23 – Diagrama para determinação de presença de boiling em aços ATC para espessura do molde de 9,53 mm (Bommaraju,1984).	52
Figura 3.24 - Conicidade do molde pode ser definida como a relação matemática entre a largura inicial e final, W_1 e W_2 e o comprimento L	53
Figura 3.25 - Passos envolvidos e modelos matemáticos usados no cálculo da conicidade do molde (Chandra,1993)	54
Figura 3.26 - Representação esquemática do efeito de uma conicidade insuficiente no topo do molde (Pinheiro,2000)	56
Figura 3.27 - Interação molde-tarugo para um aço alto carbono ($C=0,80\%$) (Pinheiro,2000)	57
Figura 3.28 - Interação molde-tarugo para um aço baixo carbono ($C=0,04\%$) (Pinheiro,2000).	58
Figura 3.29 - Comportamento da célula de carga para um aço com $\%C=0,05$ (Bakshi,1993).	59
Figura 3.30 - Comportamento da célula de carga para um aço com $\%C=0,42$ (Bakshi,1993).	59
Figura 3.31 - Desenho esquemático de uma seção de tarugo de lingotamento contínuo mostrando os diferentes tipos de trincas, (Finardi, 1984).	63

Figura 3.32 - Temperaturas em que foi verificado o trincamento durante a solidificação com as pesquisas de Hall em 1938, Christopher em 1955, Pellini em 1952 e Van Eeghem em 1965, (Finardi,1984).	64
Figura 3.33 - Representação esquemática das zonas de temperatura de ductilidade a quente do aço relacionadas ao mecanismo de fragilização (Samarasekera, 2003).....	68
Figura 3.34 - Representação esquemática da interface sólido-líquido durante lingotamento e propriedades mecânicas correspondentes, presentes na zona A da figura 3.29 (Samarasekera, 2003).	69
Figura 3.35 - Influência do teor de carbono do aço e da conicidade do molde no índice de trinca <i>off-corner</i> (Wolf,1991).....	72
Figura 3.36 - Efeito do teor de C do aço na frequência de trinca superficial (a) e no tamanho de grão austenítico (b) (Wolf,1991).....	72
Figura 3.37 - Teste de tração para uma amostra lingotada de aço médio teor de carbono a uma taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} a 1300°C . (Pinheiro,1997).....	75
Figura 3.38 - Efeito do Cu' na qualidade superficial da barra na laminação de desbaste nos aços baixo carbono. (Visage,1996).....	76
Figura 3.39 - Efeito do Cu' na qualidade superficial da barra laminada na laminação de desbaste dos aços médio e alto teor de carbono (Visage,1996).....	77
Figura 3.40 - Macrografia de uma seção transversal do tarugo com os defeitos internos característicos ao processo de lingotamento de tarugos.....	80
Figura 3.41 - Amostra de Baumann de uma seção transversal de tarugo, evidenciando a trinca <i>off-corner</i>	83
Figura 3.42 - Diferença entre a espessura da casca solidificada na região <i>off-corner</i> e no meio da face do tarugo em relação à distância do menisco (Brimacombe,1980).....	85
Figura 3.43 - Diagrama esquemático do abaulamento (<i>bulging</i>) do tarugo no molde e formação da trinca <i>off-corner</i> (Brimacombe,1980).	86
Figura 3.44 - Variação da espessura da casca solidificada em função da distância em relação ao menisco em diferentes velocidades de lingotamento (Thomas,2002).....	88
Figura 3.45 - Temperatura do tarugo na saída do molde (Thomas,2002).....	89
Figura 3.46 - Temperatura da superfície do tarugo abaixo do molde requerida para eliminação da trinca <i>off-corner</i> (Uehara, [198-]).....	90

Figura 3.47 – Efeito do rolo de pé sobre a formação de trinca longitudinal de canto (BCCC, 2003).....	91
Figura 3.48 – Típica estrutura de solidificação para o lingotamento contínuo de tarugos (BCCC,2002).....	94
Figura 4.1 - Relação Mn/S e sua susceptibilidade à ocorrência de trinca <i>off-corner</i> (Sorimachi, 1977)	101
Figura 4.2 - Gráfico de Pareto para os efeitos.	102
Figura 4.3 - Gráfico de Efeito Principal.	103
Figura 4.4 - Gráfico de Interações	104
Figura 4.5 - Gráfico Multi-vari	105
Figura 4.6 - Desenho esquemático de uma amostra de Baumann com uma trinca <i>off-corner</i> , mostrando as medidas realizadas quando da inspeção e detecção de trinca interna em uma seção transversal do tarugo.....	107
Figura 4.7 - Tela inicial do programa Crac X.....	119
Figura 4.8 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para aço baixo teor de carbono (BTC), a partir de cálculo realizado pelo Crac X, com indicações das diversas zonas de resfriamento da BELGO, usina de Monlevade.....	121
Figura 4.9 – Resultado de perfilometria ao longo de uma distância de 3 cm, indicando-se as medidas de interesse	123
Figura 5.1 - Gráfico de Pareto para ocorrência de trincas internas em tarugo no lingotamento contínuo da BELGO - Usina de Monlevade, de 2002 a 2003.....	124
Figura 5.2 - Distribuição da ocorrência de trincas internas detectadas em amostras de Baumann em 2002 e 2003.....	125
Figura 5.3 - Gráfico de Pareto para distribuição da ocorrência de trinca <i>off-corner</i> por grupo de aço.....	126
Figura 5.4 - Histograma para status das amostras de Baumann por veio de lingotamento	127
Figura 5.5 - Gráfico de Box Plot para o comprimento (C1).....	127
Figura 5.6 - Gráfico de Box Plot para a distância (D1)	128
Figura 5.7 - Gráfico de Box Plot para a distância (D2)	128
Figura 5.8 - Histograma para distribuição da distância D1	130

Figura 5.9 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para aço 1035D a partir de cálculo realizado pelo Crac X.....	131
Figura 5.10 - Gráfico de Pareto para comprimento médio da trinca (C1)	134
Figura 5.11 - Gráfico de Efeito Principal para C1	134
Figura 5.12 - Evolução do ΔT da água de refrigeração do molde nas corridas envolvidas no Experimento 1	135
Figura 5.13 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 81222 (programa de resfriamento A e VZ_{atual})	137
Figura 5.14 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 81224 (programa de resfriamento B e VZ_{teste}).....	138
Figura 5.15 - Evolução do ΔT da água de refrigeração do molde nas corridas envolvidas no Experimento 2.....	142
Figura 5.16 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 82735 (programa de resfriamento B e nível de aço no molde mais baixo- NV_{atual})	143
Figura 5.17 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 82733 (programa de resfriamento C e nível de aço no molde mais alto – NV_{teste})	143
Figura 5.18 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de aprovados (Alpha de 0,15)....	146
Figura 5.19 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de aprovados (Alpha de 0,05)....	146
Figura 5.20 - Gráfico de Interação para a porcentagem de aprovados	147
Figura 5.21 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos	147
Figura 5.22 - Gráfico de Efeito Principal para porcentagem de isentos	148
Figura 5.23 - Gráfico de Pareto para o desvio padrão de C1	148
Figura 5.24 - Gráfico de Interação para o desvio padrão de C1	149
Figura 5.25 - Gráfico de Pareto para o Desvio Padrão de D1	149
Figura 5.26 - Gráfico de Interação para o desvio padrão de D1.....	150
Figura 5.27 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 83162 (programa de resfriamento D).....	151
Figura 5.28 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos	155
Figura 5.29 - Gráfico de Interação para a porcentagem de isentos.....	155
Figura 5.30 - Gráfico de Pareto para o desvio padrão de C1	156

Figura 5.31 - Gráfico de Efeito Principal para desvio padrão de C1	156
Figura 5.32 - Gráfico de Pareto para distância D1.....	157
Figura 5.33 - Gráfico de Efeito Principal para desvio padrão de D1.....	157
Figura 5.34 - Gráfico de Box Plot para o \bar{T} da água de refrigeração do molde	158
Figura 5.35 - Gráfico de Pareto para a média do comprimento, C1	162
Figura 5.36 - Gráfico de Pareto para o desvio padrão do comprimento, C1.....	162
Figura 5.37 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos	163
Figura 5.38 - Gráfico de Pareto para a média da distância da trinca em relação à superfície, D1.....	163
Figura 5.39 - Gráfico Multi-Vari para a porcentagem de isentos.....	165
Figura 5.40 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos, com alpha de 0,10....	168
Figura 5.41 - Gráfico de Pareto para média de C1, com alpha de 0,10	168
Figura 5.42 - Gráfico de Pareto para a média da distância D1, com alpha de 0,90.....	169
Figura 5.43 - Gráfico de Efeito Principal para média da distância D1	169
Figura 5.44 - Gráfico Multi-Vari para comprimento médio da trinca C1	170
Figura 5.45 - Gráfico de Box Plot para \bar{T} médio da água do molde para diferentes tipos de pó fluxante.	171
Figura 5.46 - Gráfico Multi-Vari para porcentagem de isentos (pó fluxante como variável do painel).....	173
Figura 5.47 – Desenho esquemático das estruturas de solidificação em amostras de seção transversal de tarugo para diferentes níveis de agitação	174
Figura 5.48 – Comparação da profundidade das marcas de oscilação ao se utilizar os pós fluxantes B e A, baseado em exame de perfilometria.....	175
Figura 5.49 - Comparação da largura das marcas de oscilação ao se utilizar os pós fluxantes B e A baseado em exame de perfilometria.....	176
Figura 5.50 - Comparação da profundidade das marcas de oscilação ao se utilizar os agitação baixa e alta e pó fluxante B, baseado em exame de perfilometria	177
Figura 5.51 - Comparação da largura das marcas de oscilação ao se utilizar os agitação alta e baixa e pó fluxante B, baseado em exame de perfilometria.....	177
Figura 5.52 - Gráfico de Box Plot para o \bar{T} da água do molde em diferentes tipos de lingoteiras usando-se o pó fluxante B	178

Figura 5.53 - Gráfico de Box Plot para o ΔT da água do molde em diferentes tipos de lingoteiras usando-se o pó fluxante A.....	178
Figura 5.54 - Gráfico de Pareto para o porcentagem de aprovados.....	182
Figura 5.55 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos.....	183
Figura 5.56 - Gráfico de Pareto para o comprimento médio da trinca, C1	183
Figura 5.57 - Gráfico de Pareto para a distância média da trinca à superfície, D1	184
Figura 5.58 - Gráfico de interação para o percentual de aprovados	184
Figura 5.59 - Gráfico de interação para o percentual de isentos	185
Figura 5.60 – Gráfico de interação para o comprimento médio da trinca C1	185
Figura 5.61 - Gráfico de Efeito Principal para a distância média da trinca, D1.....	186
Figura 5.62 - Gráfico de Box Plot para o ΔT da água do molde para as velocidades de lingotamento V_{obj} e V_{atual}	187
Figura 5.63 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86383 (programa A / velocidade (V_{atual})	188
Figura 5.64 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86392 (programa A / velocidade (V_{obj})	188
Figura 5.65- Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86385 (programa B / velocidade (V_{atual}).....	189
Figura 5.66 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86392 (programa B / velocidade (V_{obj})	189
Figura 5.67 - Histograma para o comprimento médio da trinca C1	192
Figura 5.68 - Histograma para a distância da trinca à superfície D1	192

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 - Características da Máquina de Lingotamento Contínuo da BELGO - Usina de Monlevade.....	24
Tabela III.2 - Tensões agindo no aço em solidificação durante lingotamento contínuo de tarugos, Samarasekera (2003).....	67
Tabela IV.1 - Composição química para o aço 1035D	99
Tabela IV.2 - Detalhamento do Experimento 1	109
Tabela IV.3 - Detalhamento do experimento 2	111
Tabela IV.4 - Detalhamento do Experimento 3.....	112
Tabela IV.5 - Quadro comparativo das principais propriedades dos pós fluxantes testados	113
Tabela IV.6 - Detalhamento do Experimento 4.....	114
Tabela IV.7 - Detalhamento do Experimento 5.....	115
Tabela IV.8 - Detalhamento do Experimento Comprobatório	117
Tabela IV.9 - Condição das medidas analisadas pelo perfilômetro Hommelwerke	122
Tabela V.1 - Medidas C1, D1 e D2 de trincas <i>off-corner</i> de amostras de Baumann retiradas entre 2002 e 2003, para o aço 1035D	129
Tabela V.2 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 1 ^(*)	133
Tabela V.3 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 2 ^(*)	141
Tabela V.4 - Resultados ^(*) para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 3 ^(**)	145
Tabela V.5 – Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 4 ^(*)	154
Tabela V. 6 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 5 ^(*)	161
Tabela V.7 - Detalhamento das corridas dos experimentos 4 e 5 com as mesmas condições experimentais.....	166

Tabela V.8 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 4 com réplica (*)	167
Tabela V.9 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento comprobatório (*)	182

RESUMO

Trincas internas são o principal problema no lingotamento contínuo de tarugos. Na usina da BELGO, localizada em João Monlevade, a trinca interna, denominada *off-corner* é a mais comum encontrada. Este tipo de trinca ocorre com maior frequência nos aços médio teor de carbono (percentual de carbono entre 0,25 e 0,45). O foco deste trabalho é a identificação e análise dos principais fatores que afetam a formação das trincas *off-corner* em tarugos de aços médio teor de carbono.

Os fatores que foram considerados neste trabalho foram:

- Tipo de pó fluxante;
- Intensidade do resfriamento secundário;
- Tipo e conicidade da lingoteira
- Intensidade da agitação eletromagnética no molde;
- Vazão de água no molde;
- Raio de canto da lingoteira.

Através de uma técnica estatística chamada DOE (*Design of experiments*), experimentos foram realizados para determinar os efeitos de cada um dos fatores listados acima na formação da trinca *off-corner*. Baseado nos resultados destes experimentos foi possível concluir que aumentando-se a vazão da água no molde e a intensidade da agitação eletromagnética além do uso de um pó fluxante com baixa viscosidade, tem-se a a minimização da formação da trinca *off-corner*.

ABSTRACT

Internal cracks are a major quality problem in the continuous casting of billets. At Belgo's plant, located in João Monlevade, off-corner crack is the most common kind of internal crack in steel billets. This type of crack occurs more frequently in medium carbon steels (carbon content between 0.25 and 0.45%). The focus of the present investigation is the identification and analysis of the main factors that affect the formation of off-corner cracks in billets of medium carbon steels.

The factors that were considered in the present work were:

- type of flux powder;
- intensity of secondary cooling;
- type and taper of the mold tube;
- intensity of the electromagnetic stirring in the mold;
- water flux in the mold;
- corner radius of the mold tube.

By using a statistical tool named DOE (Design of Experiments), experiments were carried out to determine the effect of each one of the factors listed above on the formation of off-corner cracks. Based on the results of these experiments, it was possible to conclude that increasing the water flux in the mold, using a flux powder with low viscosity and increasing the intensity of the electromagnetic stirring the formation of off-corner cracks was minimized.

1 INTRODUÇÃO

O enorme desenvolvimento tecnológico que vem ocorrendo no processo de lingotamento contínuo tem levado à substituição quase que integral do processo de lingotamento convencional.

Tal avanço tecnológico tem permitido também que, muitos clientes, até então reticentes quanto à fabricação de alguns aços no processo contínuo, tais como aços para rolamento, molas mecânicas, *tire cord*, passassem a ver o lingotamento contínuo como uma alternativa econômica e de maior qualidade.

A BELGO, em sua usina de João Monlevade, iniciou o processo contínuo de lingotamento em 1986 e desde 1996 vem trabalhando somente com este processo. Desde então, ela vem cada vez mais se especializando na fabricação de aços denominados *specialty*.

Muitos destes aços são utilizados na indústria automobilística em aplicações denominadas de segurança. Nestes casos qualquer falha pode levar a sérios problemas para o consumidor final e necessidade de *recall*. Citam-se, dentre estes, aços para mola de suspensão e hastes de amortecedor que, dado ao movimento cíclico a que são submetidos, demandam alta vida a fadiga. Qualquer defeito no fio máquina como inclusões e trincas podem levar à redução desta vida e a quebra do material.

No lingotamento contínuo, um dos principais defeitos do produto lingotado é a chamada trinca de solidificação, sendo que no lingotamento de tarugos (*billets*) destaca-se a trinca *off-corner*. Tais trincas podem aparecer na superfície do tarugo ou internamente.

A trinca interna é identificada no tarugo a partir de análise de Baumann. No entanto, trata-se de um procedimento amostral, feito em uma das extremidades do tarugo e que, pelo fato desta trinca se apresentar muitas vezes de maneira intermitente, não consegue garantir a isenção da trinca. Uma vez no fio máquina, a partir de exame metalográfico, essa trinca pode ser identificada, mas, mais uma vez, em função de sua descontinuidade,

não é possível a partir de controle de qualidade no processo e no produto garantir a completa isenção de trinca no fio máquina.

O que tem que se buscar, portanto, é proporcionar a maior robustez possível ao processo de modo a minimizar/eliminar possíveis fontes geradoras de trinca.

Tal robustez pode ser atingida pelo entendimento do mecanismo de formação desta trinca e a partir daí, correlacionando-se com as variáveis de processo, chegar-se às condições ótimas para cada uma destas variáveis, objetivo deste trabalho.

Recorrendo-se à literatura e ao conhecimento técnico, as principais variáveis de processo, que poderiam influenciar na formação da trinca, foram identificadas e seus efeitos testados, em diferentes níveis, a partir do uso de técnica estatística de Planejamento de Experimentos, denominado DOE (*Design of Experiments*).

Como resultado deste estudo, são propostas alterações nas variáveis de processo que se mostraram significativas, vazão de água no molde, tipo de pó fluxante e intensidade da agitação eletromagnética no molde, como forma de tornar o processo mais robusto e menos propenso à formação e propagação de trincas no processo de solidificação contínua do aço.

2 OBJETIVOS

No processo de lingotamento contínuo um dos problemas mais sérios e, muitas vezes, de difícil detecção, é a ocorrência de trincas internas durante o processo de solidificação. Assim, cabe àqueles, que trabalham no processo de lingotamento contínuo, otimizá-lo de modo a buscar condições que levem a uma maior robustez do processo ao não aparecimento destas trincas.

O presente trabalho visa estudar um determinado tipo de trinca interna oriunda do processo de solidificação, denominada trinca *off-corner*, assim chamada em virtude da sua localização quando da inspeção de uma seção transversal em tarugo. Tal estudo será focado nos aços médio teor de carbono (%C entre 0,25 e 0,45), em função de uma maior incidência.

Através do conhecimento do mecanismo de formação da trinca e dos fenômenos relacionados ao processo de solidificação do aço, serão definidos os parâmetros de processo de lingotamento que mais fortemente influenciam a formação da trinca. Segue-se a isto, a determinação do ponto ótimo de cada um destes parâmetros, para que se tenha, ao final do presente trabalho, uma maior robustez do processo à ocorrência da trinca de solidificação.

Como a necessidade de produtividade é um fator corrente e necessário para que se tenha um processo competitivo, a obtenção das condições de processo que aumentem a robustez do processo à ocorrência de trinca, estará pautada na otimização da velocidade de lingotamento dos aços em questão.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Introdução

O grande avanço tecnológico que se tem verificado no processo de lingotamento contínuo nas últimas décadas tem levado à quase completa substituição do processo denominado lingotamento convencional⁽¹⁾. O lingotamento contínuo proporciona maior rendimento ao processo de fabricação do aço e melhora a qualidade metalúrgica e a uniformidade do produto. Além disso, ele proporciona um menor consumo de energia relativamente ao lingotamento convencional, a um menor custo de capital e operacional (Chow, 2002). Conforme Jauch (1978), o desenvolvimento tem avançado a ponto dos usuários afirmarem que a qualidade dos semiprodutos obtidos pelo lingotamento contínuo é equivalente ou até mesmo superior àquela obtida a partir do lingotamento convencional.

Um dos maiores problemas encontrados em produtos lingotados continuamente é a formação de trincas. Segundo Finardi (1984), na fase de aquecimento para laminação, as trincas superficiais são oxidadas internamente não sendo soldadas ou caldeadas durante o processo de deformação plástica. Já as trincas internas, estariam associadas a concentrações de inclusão e elementos contaminantes, o que impede a completa eliminação do defeito durante a deformação plástica. Em ambos os casos, o aço contaminado irá conter descontinuidades que irão prejudicar os processos de fabricação e aplicações posteriores.

⁽¹⁾ Em particular, a BELGO, em sua unidade de João Monlevade, substituiu integralmente, em 1996, o lingotamento convencional pelo lingotamento contínuo de tarugos. Desde então, ela vem se especializando na produção de aços de grande exigência de qualidade e cuja utilização no produto final requer “zero defeito”, por serem, por exemplo, itens classificados como de segurança na indústria automobilística, tais como molas mecânicas, parafusos especiais e hastes para amortecedores.

A identificação destas trincas, feita visualmente para as trincas superficiais ou através de análise específica, a partir de reagentes especiais (análise de Baumann ou macrografia) de uma seção transversal do tarugo para as trincas internas, não consegue garantir a completa identificação e eliminação dos tarugos defeituosos previamente à etapa de laminação. Posteriormente, após a laminação, pode-se, através de análise microscópica, identificar tais trincas, mas, novamente, por ser um procedimento amostral e pelo fato da trinca se mostrar muitas vezes intermitente, tal inspeção pode não garantir 100% de isenção deste defeito ao produto.

Desta forma, torna-se necessário proporcionar ao processo de lingotamento contínuo a maior robustez possível, visando garantir o não aparecimento deste defeito. Neste capítulo será feita, uma revisão bibliográfica sobre a formação de trincas durante o processo de solidificação no lingotamento contínuo. Será dada ênfase à ocorrência de trinca interna e, em especial, à trinca denominada *off-corner* nos aços com teor de carbono entre 0,25% e 0,45%. Este foco é justificado por levantamento estatístico interno (Boratto,2002) que mostrou que 45% das ocorrências de trinca são do tipo *off-corner*.

Serão discutidos assuntos relativos ao mecanismo de formação de trincas, dutilidade a quente, parâmetros de produto e processo, de modo a levantar e propor soluções que garantam maior robustez ao processo. Antecedendo a estas questões será feita uma breve explanação do processo de lingotamento contínuo, caracterizando-se a máquina de lingotamento contínuo da BELGO - Usina de Monlevade.

3.2 Processo de Lingotamento Contínuo

O lingotamento contínuo tem como função primordial a transformação do aço da sua forma líquida para a sólida de uma forma contínua. Trata-se do modo mais eficiente de solidificar um grande volume de metal em formas mais simples para posterior laminação (Thomas, 2001).

O processo de lingotamento contínuo é mostrado esquematicamente na figura 3.1 e uma visão do processo na região do molde na figura 3.2.

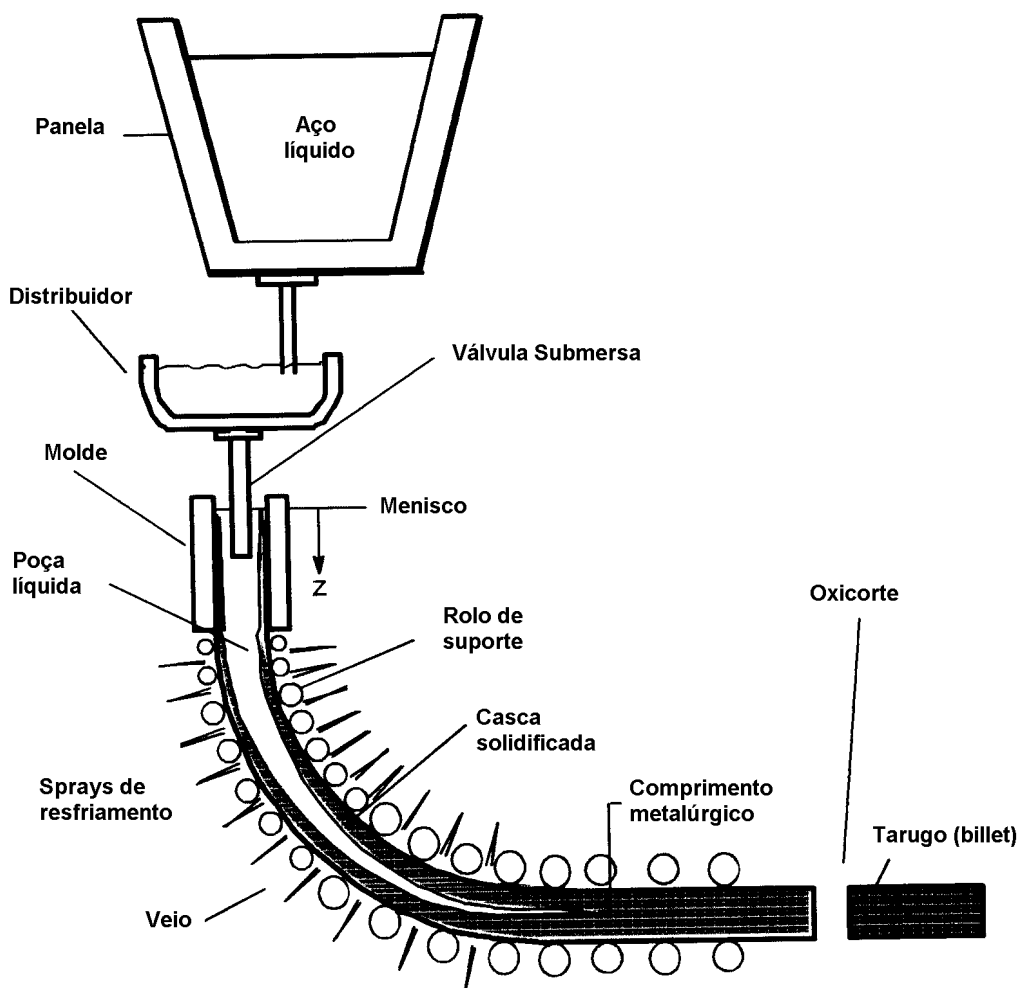


Figura 3 1 - Esquema do processo de lingotamento contínuo, Thomas (2001)

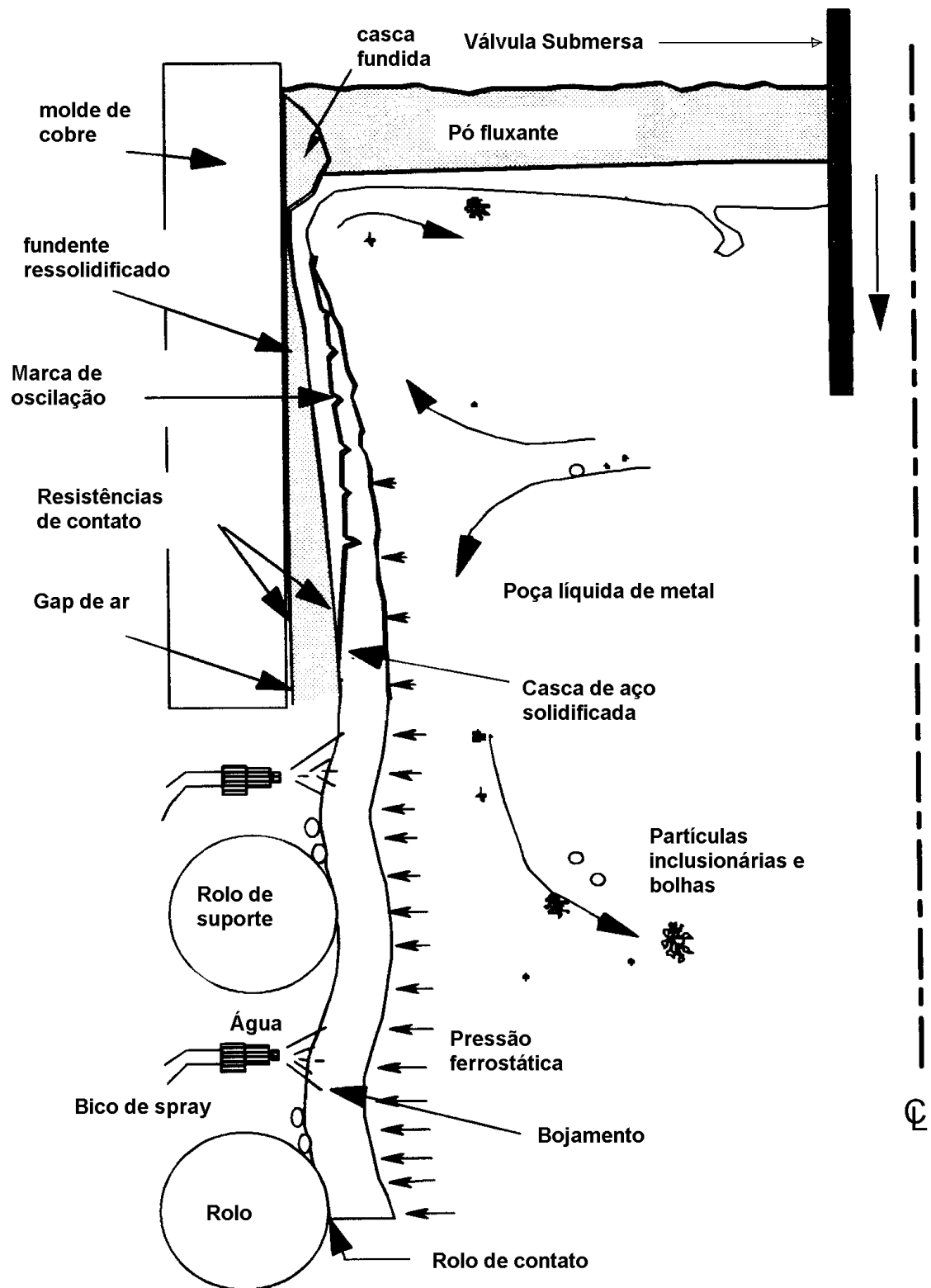


Figura 3.2 - Esquema do fenômeno de lingotamento na região do molde, Thomas (2001).

Neste processo, o aço líquido é vazado de uma panela para um reservatório denominado “tundish” (ou distribuidor) e deste para o molde. O distribuidor irá armazenar aço líquido suficiente para promover um fluxo contínuo de aço para o molde, mesmo durante a troca de panelas⁽²⁾. Além desta função, o distribuidor funciona como uma estação de refino para flotar inclusões.

Uma vez no molde, o aço líquido irá entrar em contato com uma lingoteira de cobre refrigerado a água. Isto irá promover seu resfriamento, formando uma casca sólida de uma espessura tal a permitir que o líquido remanescente não seja expulso rompendo esta casca. Este molde é oscilado verticalmente, de modo a não permitir que esta casca solidificada se agarre à parede da lingoteira.

Para permitir a lubrificação entre a lingotaria e a casca solidificada, reduzindo o atrito entre elas, usa-se pó fluxante ou óleo. Rolos-guia, posicionados ao longo da máquina em conjunto com uma máquina extratora irão continuamente extrair a casca solidificada a partir do molde a uma taxa, ou melhor, velocidade de lingotamento, que corresponde à taxa de entrada do aço no molde. Desta forma, o nível de aço no molde irá permanecer constante. Esse fluxo de aço é controlado por um sistema de placas deslizantes que irão restringir ou não a passagem do aço para o molde. Este controle é feito a partir de um sinal enviado por um sensor que detecta o nível de aço no molde.

Abaixo do molde, a casca solidificada terá uma espessura entre 6 e 20 mm (Thomas,2001), suportando o líquido remanescente que será solidificado a partir de um conjunto de sprays dispostos ao longo do raio da máquina e que irão jogar água contra a superfície do tarugo. A vazão de água nos sprays é ajustada para permitir uma correta temperatura superficial do tarugo de modo a ocorrer um mínimo reaquecimento da superfície, até que todo o aço esteja solidificado. Esta vazão deve ser também tal que, no momento em que este tarugo é cortado através da máquina de oxicorte, todo o aço esteja completamente solidificado.

⁽²⁾ Estas panelas são periodicamente trocadas após o seu esgotamento por panelas “cheias” fornecidas pela aciaria.

Existem, por fim, diferentes processos de lingotamento contínuo que irão produzir diferentes seções em diferentes formas e tamanho, de acordo com o produto final objetivado.

3.3 Máquina de Lingotamento Contínuo da BELGO

Inicialmente projetada para produzir 350.000 toneladas de tarugo, a máquina de lingotamento contínuo da BELGO, usina de João Monlevade, possui hoje uma capacidade de produção de cerca de 1.250.000 toneladas de aço.

Trata-se de uma máquina constituída por seis veios de lingotamento, cujo produto, denominado tarugo ou “billet”, possui uma seção quadrada de 155 mm e cujo comprimento varia entre 9,60 metros e 12,40 metros.

Todo o fluxo de aço é protegido, possibilitando o menor contato possível com o ar, garantindo-se maior qualidade ao produto fabricado. Isto é possível graças à utilização de tubo (ou válvula) longo na passagem do aço da panela para o distribuidor e de válvulas submersas (SEN) na passagem do aço do distribuidor para o molde. Como lubrificante é utilizado pó fluxante. Esta combinação, válvula submersa e pó fluxante, conforme Pinheiro (2000), pode aumentar a estabilidade do nível de aço no molde, uma vez que a turbulência é bastante diminuída.

O nível de aço no molde é medido por uma fonte radioativa de Co60 e o fluxo de aço entre o distribuidor e o molde é controlado por um sistema de válvula gaveta. Estes, em sintonia, irão permitir um nível estável e constante de aço no molde.

O molde é parabólico e tem um comprimento de 1 metro, o que confere à máquina, para a seção lingotada e as velocidades atingidas de até 3,2 m/min, a característica de lingotamento em altas velocidades.

Na tabela III.1 são apresentadas, em resumo, as principais características da Máquina de Lingotamento Contínuo da BELGO - Usina de Monlevade.

Tabela III.1 - Características da Máquina de Lingotamento Contínuo da BELGO - Usina de Monlevade

Fabricação/Tecnologia	Paul Wurth
Data de início de operação	1989
Tipo de máquina	Vertical-Curva
Número de veios	6
Raio da Máquina	10 metros
Fluxo de aço panela/tundish	Protegido por tubo submerso
Volume do distribuidor	30 toneladas
Controle do fluxo de aço tundish/molde	Válvula-gaveta
Fluxo de aço tundish/molde	Protegido por válvula submersa
Tipo de molde	Parabólico com conicidade de 3,0% (superior) e 0,6% (inferior)
Comprimento do molde	1 metro
Controle de nível no molde	Co60
Raio de canto da lingoteira	8 mm
Tipo de lubrificante	Pó fluxante
Agitador eletromagnético	1 (posicionado no molde)
Resfriamento Secundário	3 zonas de resfriamento com controle independente de vazão com os seguintes comprimentos: <ul style="list-style-type: none"> • Zona 1: 0,60 m • Zona 2: 1,35 m • Zona 3: dividida em zona 3A e 3B com comprimento de 1,31 e 2,87 metros, respectivamente
Tipo de aço lingotado	%C entre 0,03 e 0,90 e aços ligados
Velocidade de lingotamento	1,8 a 3,2 m/min
Tipo de produto	Tarugo (billet)
Seção lingotada	Quadrada com 155mm
Comprimento do produto fabricado	9,60m a 12,40m
Tipo de oscilador	Mecânico com amortecimento por mola
Frequência de oscilação	Variável com a velocidade com máximo de 260 cpm a partir de 2,5 m/min

3.4 Extração de calor no processo de lingotamento contínuo

A extração de calor no lingotamento contínuo influencia de maneira direta a qualidade do aço lingotado. Esta extração pode ser dividida em 3 etapas que objetivam assegurar um fluxo térmico adequado ao processo:

- **Molde ou resfriamento primário:** dentro do molde o aço líquido sofre a primeira etapa de resfriamento e solidificação. O objetivo desta etapa é o de assegurar a formação de uma casca sólida com uma espessura tal que permita suportar a pressão ferrostática e as tensões mecânica e térmica no processo de modo a evitar rupturas ou trincas. A maioria das trincas geradas no lingotamento contínuo, sejam trincas superficiais ou internas, se formam no molde ou logo abaixo dele. Assim, um maior detalhamento será dado ao longo do trabalho ao processo de extração de calor no molde, intimamente ligado à formação da trinca *off-corner*.
- **Resfriamento Secundário ou região de sprays:** após a saída do molde, a solidificação é continuada na segunda etapa de retirada de calor. O resfriamento é realizado principalmente por sprays de água, dispostos em boa parte do raio da máquina de lingotamento. Essa região objetiva a solidificação final do poço líquido no interior do tarugo, antes da região de corte. Dentro do projeto do sistema de resfriamento por sprays deve-se buscar um resfriamento uniforme, de modo a evitar trincas sem perder a manutenção de uma velocidade de solidificação relativamente elevada, já que o objetivo é completar a solidificação no menor tempo e da forma mais eficiente possível. Um dos pontos críticos ao longo do resfriamento secundário é o reaquecimento da superfície do tarugo devido à redução da taxa de extração de calor, que pode ocorrer quando o tarugo passa do molde à etapa de resfriamento por sprays, ou desta para a etapa seguinte de radiação livre, ou ainda entre os diferentes conjuntos de sprays. Este reaquecimento, dependendo do seu grau, provoca tensões térmicas que, dependendo da magnitude, podem levar à formação de trincas. A temperatura da superfície do tarugo e a vazão de água dos sprays diminuem gradativamente do primeiro ao último conjunto de sprays, sendo que, com o aumento da casca

solidificada, a resistência do fluxo de calor do aço líquido para o exterior também aumenta, pois o aço sólido não é um bom condutor.

- **Resfriamento terciário/convecção natural:** esta etapa de resfriamento é intermediária entre a região de sprays e a região de desempenho (extratora) e corte dos tarugos. A transferência de calor da superfície do tarugo para o meio é dada por radiação e convecção com o ambiente e por condução na região de contato com os rolos extratores. O principal parâmetro a ser controlado nesta etapa é o reaquecimento da superfície do tarugo após a saída da última zona de sprays.

3.5 O Molde no Lingotamento Contínuo

O molde é considerado o “coração” do lingotamento contínuo (Samarasekera, 2003). Ele consiste de um tubo de cobre (lingoteira) geralmente de seção quadrada com cantos arredondados, que é montado concentricamente dentro de um anteparo (chamado jaqueta) de aço. A água flui, normalmente para cima, através de um espaço entre o tubo e a jaqueta. Uma pressão de aproximadamente 240 KPa é também aplicada. Esta pressão, em combinação com o fluxo de água para cima, garante que todo o espaço entre a jaqueta e o tubo esteja sempre cheio de água (Brimacombe, 1982).

Dos processos fundamentais que ocorrem durante o lingotamento contínuo, a transferência de calor e a solidificação no molde estão entre os mais importantes. Uma grande variedade de problemas que ocorrem no lingotamento contínuo, que vão desde *breakouts* (perfuração) a defeitos superficiais e trincas, estão ligados a fenômenos que ocorrem no molde. O entendimento das interações térmicas e mecânicas entre o molde e o aço em solidificação que darão origem a estes defeitos é, portanto, crucial para a otimização do processo de lingotamento contínuo e a obtenção de um produto de alta qualidade.

3.5.1 Extração de calor no molde

A transferência de calor no molde é um dos mais importantes fenômenos que ocorrem durante o lingotamento contínuo dos aços (Pinheiro,1997). Uma extração de calor apropriada no molde resulta em tarugos com boa qualidade superficial e previne a ocorrência de *breakouts*. Uma taxa de transferência de calor alta e/ou irregular pode levar à geração de tensões térmicas na casca solidificada e causar trincas longitudinais (Pinheiro,1997). Por outro lado, uma extração de calor insuficiente pode levar à formação de uma pele fina e mais propensa a abaulamentos e *breakouts* (Zasowski,1990).

A transferência de calor no molde, conforme Mills, 2003, pode ser convenientemente classificada em:

- Transferência de calor horizontal entre a casca sólida e o molde;
- Transferência de calor vertical entre a superfície do aço líquido e a atmosfera.

O calor é transferido da superfície do aço em lingotamento para a água de refrigeração do molde por uma seqüência de passos. Estes passos podem ser representados em termos de resistências térmicas em série, conforme visto na figura 3.3 (*). Esses passos incluem:

- Convecção no aço líquido (devido ao superaquecimento ou *superheat*);
- Condução através da casca sólida;
- Condução, convecção e radiação através do *gap* de ar;
- Condução através da parede do molde;
- Convecção na interface molde/água de resfriamento.

(*) No lingotamento com pó fluxante, entre o *gap* de ar e a casca solidificada há uma camada de pó fluxante que se subdivide em:

- Parte sólida adjacente ao molde (vítrea, cristalina);
- Parte pastosa;
- Parte líquida adjacente à casca sólida.

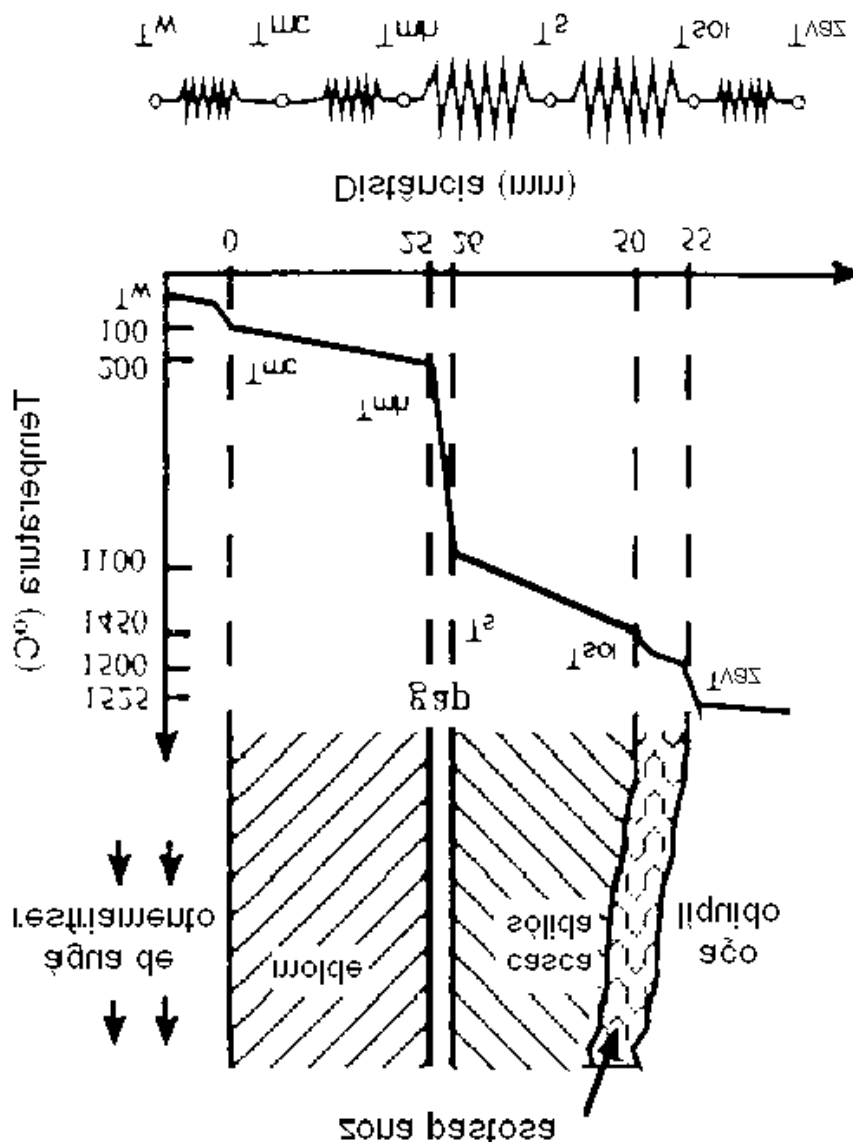


Figura 3.3 - Resistências térmicas ao fluxo de calor no molde (BCCC,2002).

Pela figura 3.3 percebe-se que a transferência de calor é controlada pela condução, convecção e radiação de calor através do *gap* de ar que se forma à medida que a casca sólida se contrai (Dippenaar, 1986) e pelas propriedades do pó fluxante que se infiltra neste *gap* (Pinheiro,1997). Chandra (1993) cita que na porção superior do molde, o *gap* é inferior a 1 mm, mas em muitos casos corresponde a cerca de 80% a 90% da resistência ao fluxo de calor. Assim, a maneira como o calor é removido do molde vai depender fortemente da dinâmica de formação do *gap*.

O *gap* é formado por causa da contração simultânea da casca sólida e do pó fluxante sólido e a distorção térmica da parede do molde. A pressão ferrostática da poça líquida tende a reduzir este *gap*. Além disto, o tamanho do *gap* muda constantemente devido às condições dinâmicas locais no molde (Chow, 2002). No plano transversal, o *gap* não se forma uniformemente, mas inicia-se no canto (*corners*), que é mais frio e estende-se através da face, como mostrado na figura 3.4. Assim o que se tem é que o *gap* varia tanto longitudinalmente quanto na direção transversal, resultando em um padrão de remoção de calor não-uniforme (Samarasekera, 2003).

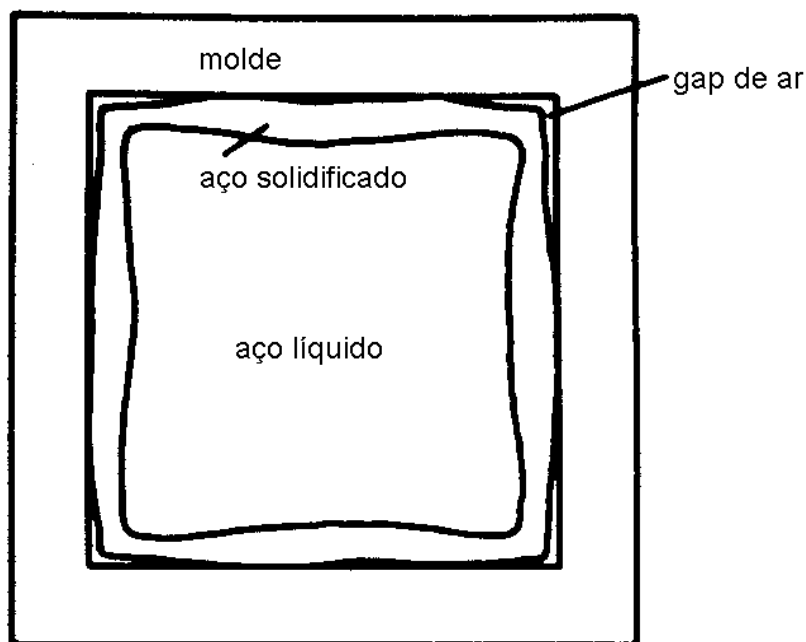


Figura 3.4 - Seção transversal do tarugo em solidificação mostrando a formação do *gap* de ar.

Os trabalhos desenvolvidos por Brimacombe, Samarasekera e colaboradores deram uma contribuição significativa para o entendimento dos fenômenos que ocorrem no molde. Nestes trabalhos, foram inseridos termopares na parede do molde. Este molde foi, então, levado para diversas indústrias onde foi utilizado para monitorar a temperatura do molde em operação em um grande número de corridas. Detalhes podem ser encontrados

em Bommaraju (1984). Posteriormente, diversas outras experiências industriais, baseadas nestes trabalhos, foram conduzidas por Bakshi (1993), Pinheiro (2000), com foco na comparação entre o lingotamento com pó fluxante e óleo. Mais recentemente, Chow (2002) estudou o lingotamento contínuo em altas velocidades de lingotamento (superior a 3 m/min).

A figura 3.5 ilustra o perfil de temperatura no molde, determinado durante o lingotamento de um aço com 0,26%C.

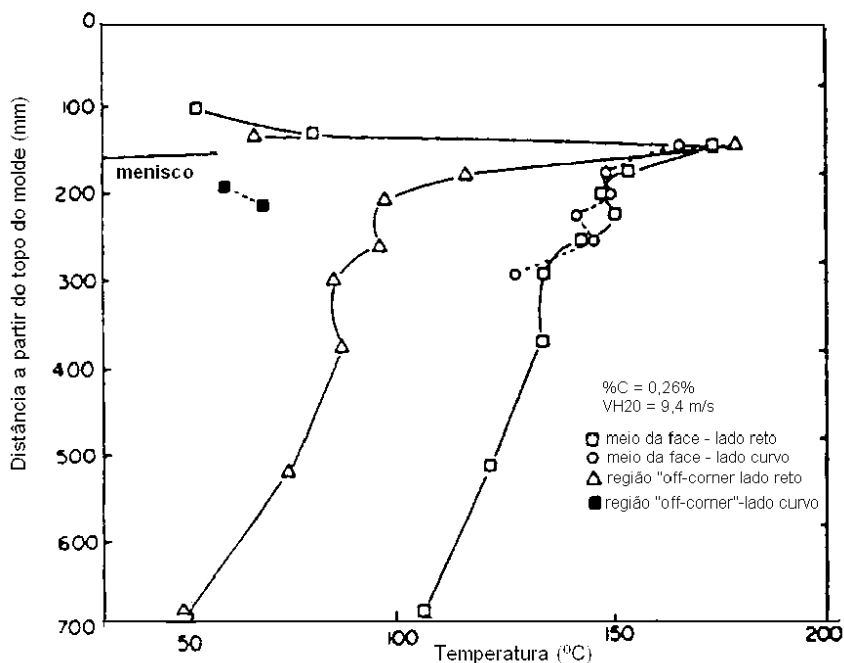


Figura 3.5 - Perfil de temperatura do molde (Bommaraju,1984)

Pela figura 3.5 observa-se uma estreita relação entre o perfil de temperatura e a formação do *gap*. Há um pico de temperatura logo abaixo do nível de metal (menisco) e uma redução dali em diante. Essa queda na temperatura está ligada diretamente com a redução na taxa de extração de calor à medida que se caminha para regiões inferiores no molde, face aos aumentos da espessura do *gap* de ar, da espessura da casca solidificada e da distorção do molde. A temperatura na região *off-corner* (região correspondente aos cantos do tarugo; ver figura 3.12) é significativamente menor que a correspondente

temperatura tomada no meio da face, devido ao fluxo de calor bidimensional (Samarasekera, 2003).

Para se obter uma estimativa apurada do perfil axial do fluxo de calor, foi desenvolvido um modelo matemático para transferência de calor através das paredes do molde (Samarasekera, 1982). A equação de condução de calor na parede do molde pode ser descrita pela seguinte equação diferencial parcial:

$$\frac{K_m}{Cp_m r_m} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3.1)$$

Esta equação de calor foi resolvida por um esquema de diferenças finitas (Samarasekera, 1991) para o campo de distribuição de temperatura no plano medial da parede do molde. Pinheiro (2000) utiliza uma técnica diferente para determinação do fluxo de calor, denominado IHCP (*Inverse heat conduction model*). Este método forneceu resultados em concordância com os resultados de Samarasekera (1991), porém apresenta a vantagem de ser de rápida execução (Pinheiro, 2000).

A figura 3.6 mostra um exemplo do perfil do fluxo de calor no molde junto com os dados de temperatura usados para o cálculo. Pela figura 3.6 fica evidente que o pico de transferência de calor se dá no menisco e decresce dali em diante, devido a um incremento na largura *gap* de ar entre a casca sólida e o molde, que leva a um aumento na resistência térmica, decrescendo assim a transferência de calor para o molde. Logo abaixo do menisco (220 mm), o fluxo de calor alcança um valor local máximo, devido à pressão ferrostática que força a casca sólida, ainda fina, contra a parede do molde, reduzindo o *gap*.

A partir daí, com o progresso da solidificação o *gap* aumenta e conseqüentemente o fluxo diminui. O comportamento anômalo a 335 mm é associado a uma conicidade excessiva (Pinheiro, 2000). Na saída do molde, a resistência térmica da casca sólida pode representar cerca de 20% a 40% da resistência total, sendo o restante constituído

pela resistência térmica do *gap* entre a casca e o molde. A resistência térmica da parede do molde e da água de resfriamento são irrisórias (Pinheiro,2000).

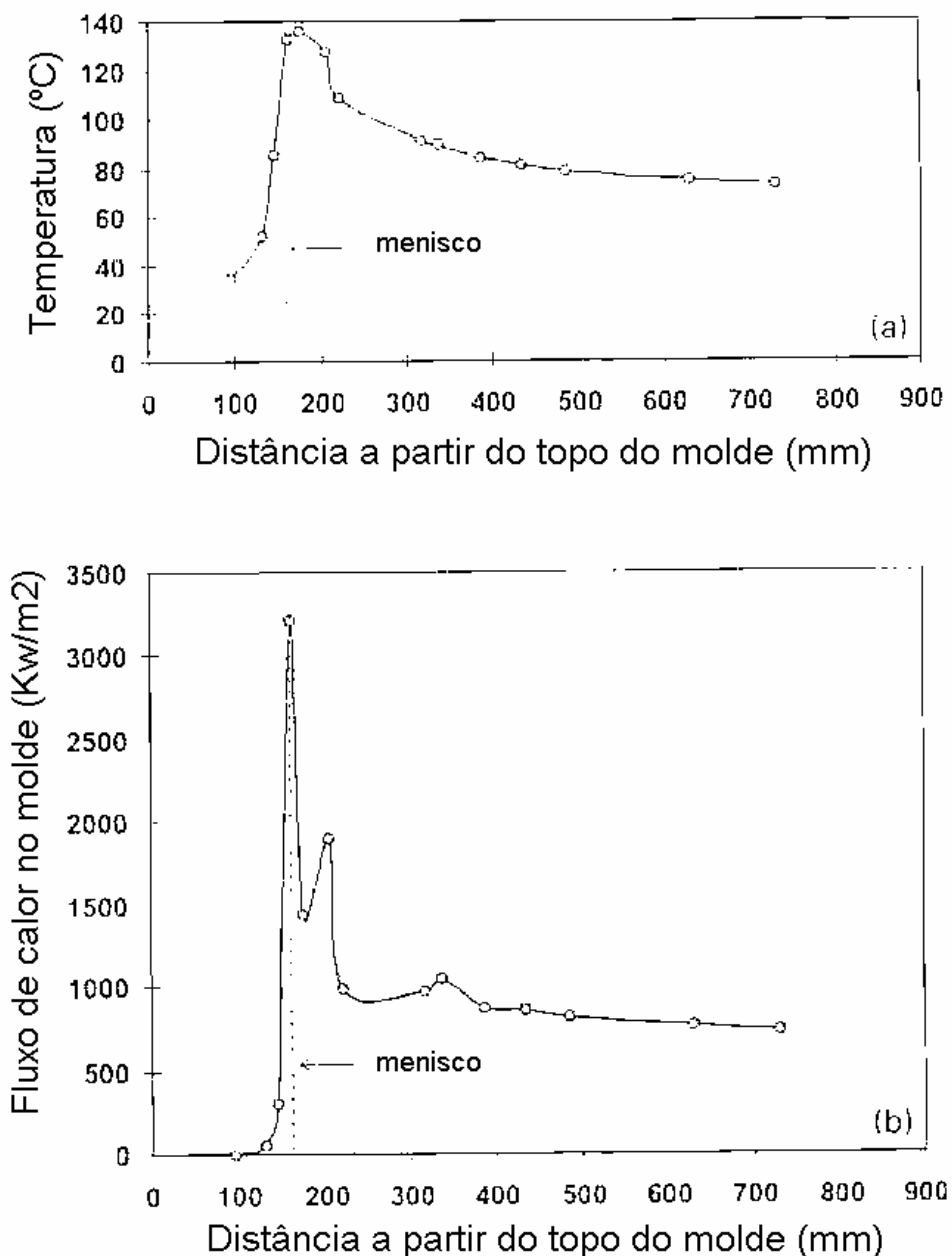


Figura 3.6 - Representação típica para o perfil do fluxo de calor mostrando: a) dados de temperatura b) fluxo de calor calculado (Pinheiro,2000).

3.5.2 Comportamento termo-mecânico do molde

Como anteriormente colocado, o fluxo de calor é primeiramente controlado pelo *gap* de ar existente entre a casca solidificada e a parede do molde. Este *gap*, por sua vez, terá sua localização e tamanho dependentes da contração da casca, da pressão ferrostática exercida pela poça líquida e também pela distorção térmica da parede do molde durante operação (Bommaraju,1984).

O modelo matemático para transferência de calor no molde citado previamente (Samarasekera,1991) permite predizer o campo de temperatura ao longo da parede do molde. Com isto pode-se obter o perfil de temperatura na face em contato com o aço (face quente) e em contato com a água de resfriamento (face fria), mostradas na figura 3.7, para uma dada condição de operação (Samarasekera, 1982).

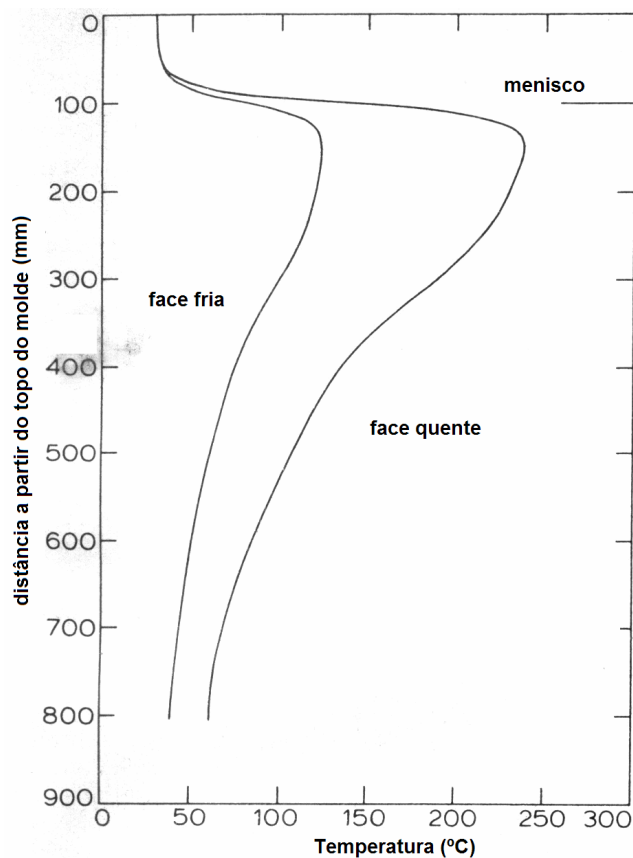


Figura 3.7 - Perfil de temperatura para a face quente e fria em lingotamento de tarugo (Samarasekera,1982)

A partir deste perfil de temperatura pode-se prever a distorção do molde. A figura 3.8 mostra a distorção do molde no sentido longitudinal para o perfil de temperatura apresentado na figura 3.7.

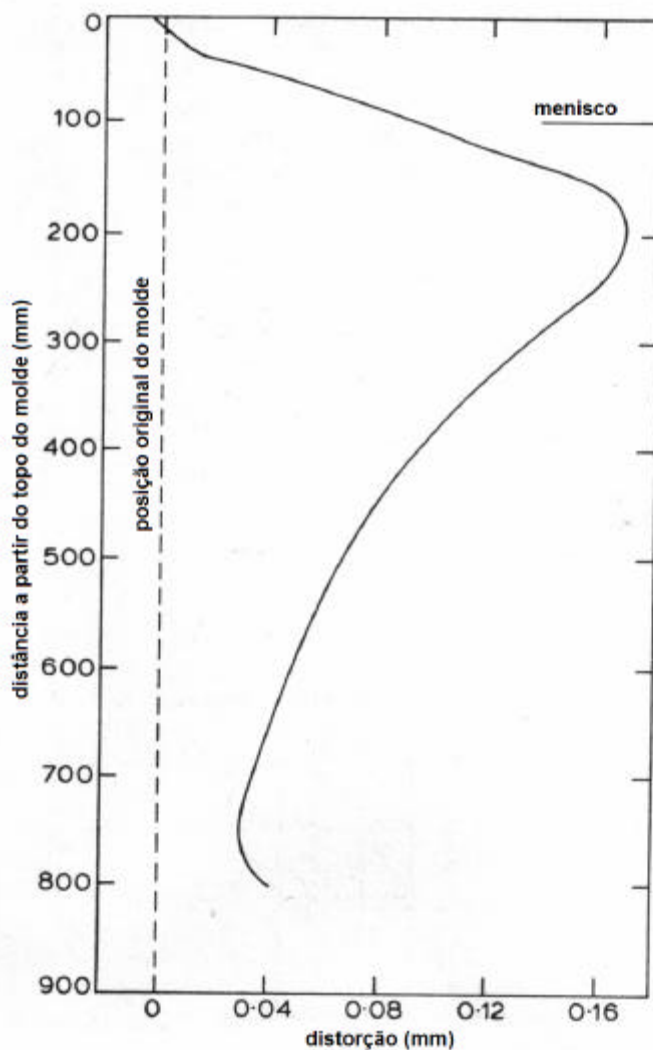


Figura 3.8 – Distorção da parede do molde ao longo de sua linha central na face quente, prevista por modelo elasto-plástico tri-dimensional (Samarasekera, 1982)

É razoável assumir que a lingoteira (*mould tube*) adquira a forma abaulada mostrada na figura 3.8. Isto resulta em uma conicidade bastante negativa ($\sim 2\%/m$) que se estende do topo do molde até abaixo do menisco e uma conicidade positiva ($0,41\%/m$) no restante

(Samarasekera,2003). É esta forma que proporcionará a interação mecânica do molde com a casca solidificada no menisco durante o ciclo de oscilação, resultando nas marcas de oscilação (Samarasekera,2003).

Samarasekera (1982) aponta como os mais importantes fatores relacionados à distorção do molde: o nível do menisco e o tipo de suporte do molde. Quanto maior o nível de aço no molde (altura do menisco), maior a distorção do molde (maior conicidade negativa). O tipo de suporte nº3 leva a uma menor deformação plástica comparativamente aos tipos 1 e 2, mostrados esquematicamente na figura 3.9.

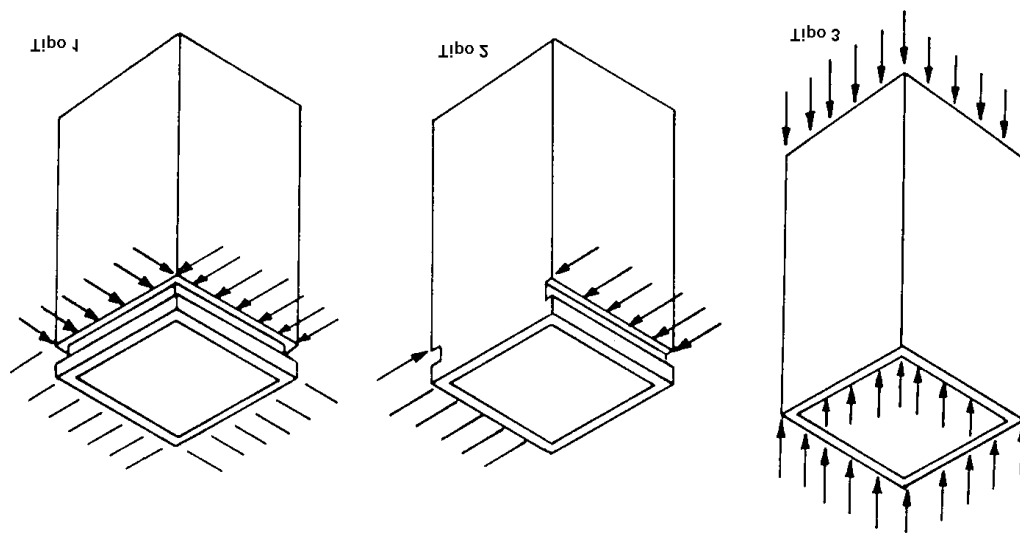


Figura 3.9 - Tipos de suportes (*constraints*) do molde (Samarasekera,1982).

Chandra (1993), avaliou o efeito do percentual de carbono sobre a distorção do molde para os teores de 0,05 e 0,42%. Os resultados, apresentados na figura 3.10, mostram que não há diferença significativa.

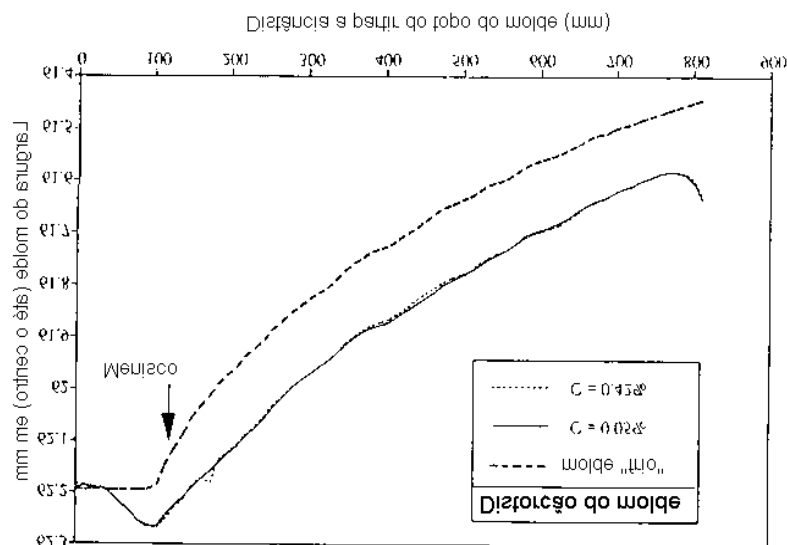


Figura 3.10 - Predição da distorção do molde para $C=0,05\%$ e $C=0,42\%$ (Chandra,1993)

3.5.3 Contração do tarugo

O comportamento do tarugo ao longo de sua solidificação no molde é, como já colocado, fundamental para se entender o fluxo de calor no molde. Isto porque o tarugo se contrai à medida que se solidifica e, conseqüentemente, afeta o comportamento do *gap* de ar.

Chandra (1993) propõe um modelo matemático que descreve a contração do tarugo. Deve-se ressaltar que modelo semelhante já fora proposto por Dippenaar (1986), porém assumindo que o coeficiente de expansão linear era constante, independente da temperatura e do tipo de aço. Enquanto, segundo Chandra (1993), isto seria adequado como uma primeira aproximação, seria imprescindível, para se ter um valor mais representativo, a incorporação do efeito da transformação de fase $\delta\text{-}\gamma$ durante o resfriamento.

A variação do coeficiente de expansão linear obtido a partir do trabalho de Chandra (1993) é apresentado na figura 3.11.

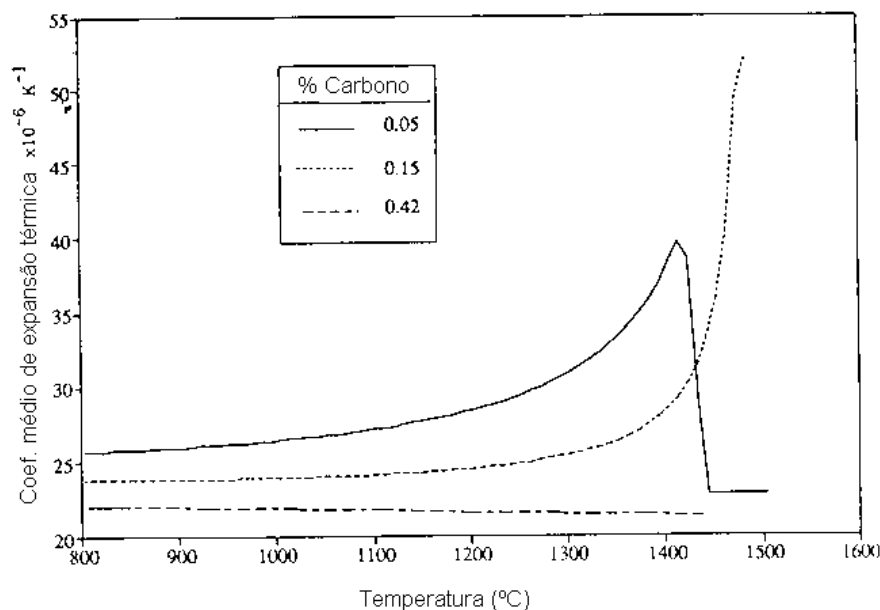


Figura 3 11 -Variação do coeficiente linear médio de expansão térmica do aço com a temperatura (Chandra, 1993).

Pela figura percebe-se que o coeficiente de expansão linear para os aços que não sofrem a transformação de fase δ - γ ($\%C > 0,18$) é praticamente constante com a temperatura. Para os aços com $\%C = 0,15$ (representando a faixa de carbono entre 0,10% e 0,18%), o resfriamento abaixo da $T_{solidus}$ causa contração tanto térmica quanto associada à transformação de fase, sendo esta última muito maior em magnitude. Com a continuidade do resfriamento abaixo da temperatura de mudança de fase, a contribuição da contração térmica para a contração total torna-se progressivamente menor (Chandra, 1993). Os aços com $\%C = 0,05$ (representam $\%C < 0,10$) sofrem mudança de fase apenas após a temperatura estar bem abaixo da $T_{solidus}$. O valor quase constante do coeficiente até 1500°C indica que a contração total é dominada pela contração térmica. Com a aproximação da mudança de fase, o comportamento é similar ao do $\%C = 0,15$ (Chandra, 1993).

3.5.4 Efeito das variáveis de processo na extração de calor do molde

As características da transferência de calor no molde, em resposta às diferentes condições de lingotamento, são importantes para avaliação da vida do molde, determinação das condições “ótimas” de lingotamento, bem como da conicidade mais adequada ao processo. Trabalhos desenvolvidos por Pinheiro (2000), Chow (2002) mostram o efeito de diversas variáveis do processo de lingotamento sobre o perfil de transferência de calor no molde. Algumas variáveis, como superaquecimento e a velocidade da água no molde mostraram-se ter pouca influência (Chow,2002). Desta forma, são listadas abaixo as principais variáveis que influenciam a transferência de calor no molde.

3.5.4.1 Velocidade de lingotamento

O aumento na velocidade de lingotamento causa aumento na transferência de calor tanto no meio da face quanto nos cantos do molde (Chow,2002). Isto se deve a 3 razões (Chow, 2002):

- menor tempo de residência do aço no molde, o que leva a uma menor espessura da casca solidificada, que assim oferecerá menor resistência à pressão ferrostática, reduzindo-se o *gap* de ar;
- o menor tempo de residência resulta numa superfície do tarugo mais quente, aumentando a força motriz, que é o gradiente térmico, para o fluxo de calor;
- há uma menor contração térmica da casca solidificada em temperaturas mais altas, o que melhora o contato molde/tarugo, não contribuindo para o tamanho do *gap*.

O aumento da velocidade é mais sentida na transferência de calor próximo ao menisco do que na saída do molde (Chow, 2002). Em velocidades mais altas (a partir de 3,0 m/min), a taxa de aumento do fluxo de calor é muito menor comparativamente a velocidades mais baixas (0,6 a 1,3 m/min). Assim, a transferência de calor no molde é

menos sensível a mudanças de velocidade em altas velocidades de lingotamento (Chow, 2002).

Chow (2002) mostra também que em altas velocidades de lingotamento há uma queda significativa na taxa de transferência de calor a 200 mm da saída do molde, primeiramente na face com a curvatura interna da parede, indicando que há um forte efeito da velocidade de lingotamento na saída do molde. Isso provavelmente é resultado da formação de um *gap* entre o molde e o tarugo nesta face, causada pela combinação de um molde mais comprido, gravidade, curvatura do molde e conicidade inadequada (Chow, 2002). A figura 3.12 ilustra o que foi mencionado acima.

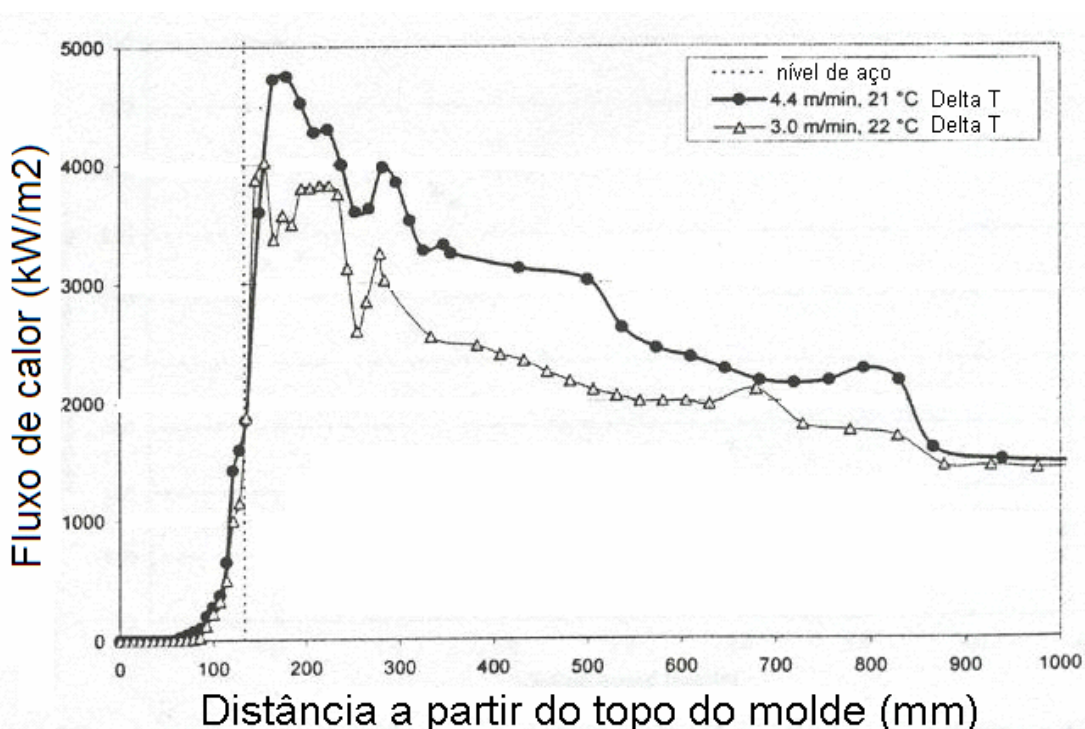


Figura 3.12 - Perfil do fluxo de calor no molde para velocidades altas (Chow, 2003)

Outro importante ponto citado por Chow (2002) é que em velocidades de lingotamento denominadas de transição (*casting speed transients*), que ocorrem durante o período em que a velocidade de lingotamento é progressivamente aumentada ou diminuída, há uma contribuição para a flutuação do nível de aço no molde. Dependendo da variação de

nível já existente no processo, este fato pode trazer um sério impacto, alterando-se localmente a temperatura do molde, o que reflete em variações na solidificação do tarugo e defeitos relacionados ao molde.

3.5.4.2 Composição química do aço

Um aumento do teor de carbono no aço afeta o perfil de transferência de calor do mesmo modo que um aumento na velocidade de lingotamento, mas com um forte aumento, em particular, nos picos de transferência de calor na região do menisco (Chow, 2002). O efeito do teor de carbono no aço sobre a transferência de calor no molde é apresentado na figura 3.13.

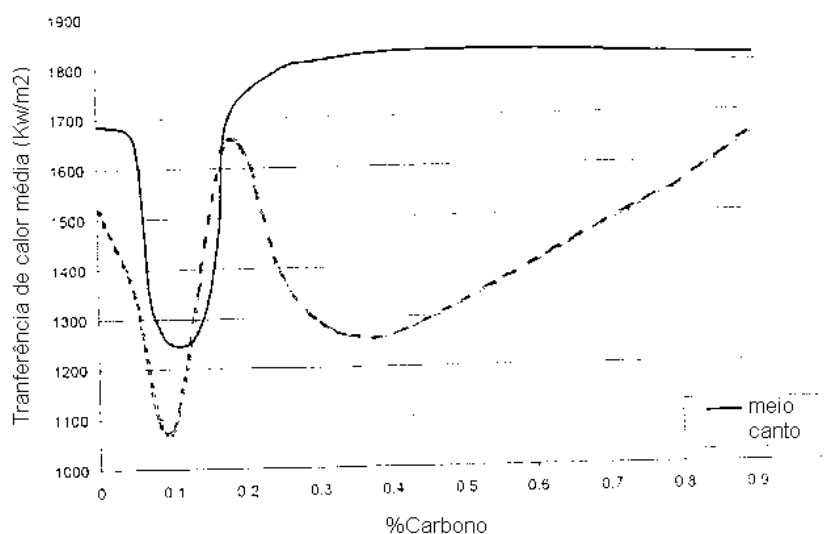


Figura 3.13 - Efeito do percentual de carbono no aço sobre a transferência de calor no molde (Chow,2002).

O menor valor para a transferência de calor, tanto no meio da face do molde quanto nos cantos, é encontrado com 0,10%C, devido à contração não-uniforme associada à contração térmica e transformação de fase (Chow,2002). O comportamento da transferência de calor no canto a partir de 0,18%C é bastante diferente. Segundo Chow (2002), isto pode ser devido às características da solidificação da casca e sua interação com a distorção do molde nos cantos.

Segundo Pinheiro (2000) o aço médio carbono possui uma pele bem mais fina na saída do molde comparativamente aos aços peritéticos devido a uma menor T_{liquidus} (1497°C contra 1516°C) e também a uma maior faixa de resfriamento ($T_{\text{liquidus}} - T_{\text{solidus}}$) de 42K comparado com 20K para os aços peritéticos.

3.5.4.3 Lubrificação do molde

Como colocado no item 3.5.1, a maior resistência à extração de calor no molde está na região entre a casca sólida e a parede do molde. Esta resistência é formada por um *gap* de ar microscópico e pela camada de pó fluxante (Schwerdtfeger, 2002). Esta camada de pó fluxante subdivide-se em:

- parte sólida adjacente ao molde (vitrea, cristalina);
- parte pastosa;
- parte líquida.

Desta forma, torna-se importante discutir as propriedades do pó fluxante e como elas influenciam a transferência de calor no molde. Dentre estas propriedades destacam-se:

- Viscosidade. Há bastante conflito na literatura sobre o efeito da viscosidade na transferência de calor no molde (Schwerdtfeger, 2002). Segundo Pinheiro (1997), o fluxo de calor no molde aumenta com o decréscimo da viscosidade. Baixas viscosidades favorecem a infiltração do pó fluxante na parte superior do molde, levam a um aumento do consumo de pó e a um filme lubrificante mais espesso (Pinheiro,1997); na parte inferior do molde este filme reduz o *gap* de ar entre o molde e a casca sólida (Pinheiro,1997). Experimentos realizados pela empresa Metallurgica, fornecedora de pós fluxantes para lingotamento contínuo, mostram que a transferência térmica aumenta com o decréscimo da viscosidade e da basicidade, como mostrado na figura 3.14;
- Basicidade. O aumento da basicidade causa um decréscimo da condutividade térmica efetiva da camada de pó (Schwerdtfeger, 2002). O aumento da cristalinidade devido ao aumento da basicidade decresce a transferência de calor

por radiação e aumenta a rugosidade da camada de escória em contato com o molde, aumentando a resistência da interface;

- Temperatura de transição. A transferência de calor no molde decresce com o aumento da temperatura de transição (também chamada de temperatura de cristalização ou “*breakpoint*”). Isto leva a um aumento da espessura da camada total de pó fluxante (Schwerdtfeger, 2002), que age como uma barreira à transferência de calor. Segundo Pinheiro (1997), uma maior temperatura de transição aumenta a fricção e leva a uma maior propensão a *breakouts* por agarramento, pois a extensão da lubrificação hidrodinâmica é reduzida. Por outro lado, quando a temperatura de transição é baixa, a transferência de calor no molde aumenta, o que pode causar a formação de trincas longitudinais na superfície. O coeficiente de transferência de calor do pó tem uma correlação mais forte com a temperatura de transição que com a viscosidade (Pinheiro, 2000).

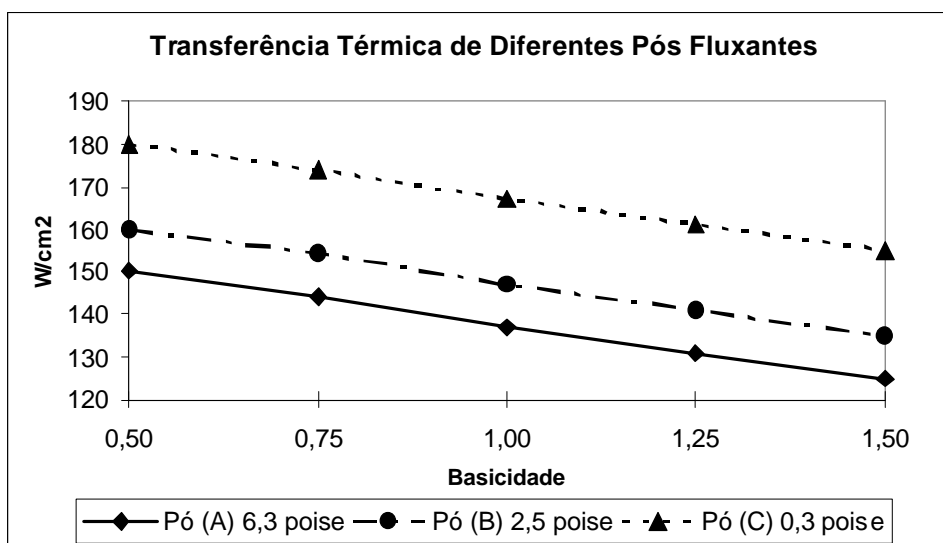


Figura 3.14 - Transferência térmica de diferentes pós em função de sua viscosidade e basicidade (fonte: Metallurgica,2003)

Com a tendência cada vez maior do lingotamento de aços de alta qualidade, o uso de pó fluxante em substituição à lubrificação a óleo se torna cada vez mais freqüente. Segundo Pinheiro (2000), pó fluxante é melhor lubrificante do que o óleo, pois proporciona um

lubrificante líquido que resulta em menor fricção do molde, enquanto com óleo há um contato mais estreito entre o tarugo e o molde.

Comparativamente, a lubrificação com pó fluxante leva a uma menor taxa de transferência de calor no molde do que a lubrificação a óleo (Pinheiro,2000). As diferenças na transferência de calor quando do uso de pó fluxante e óleo são apresentadas nas figuras 3.15 e 3.16 para os aços peritéticos e médio carbono, respectivamente.

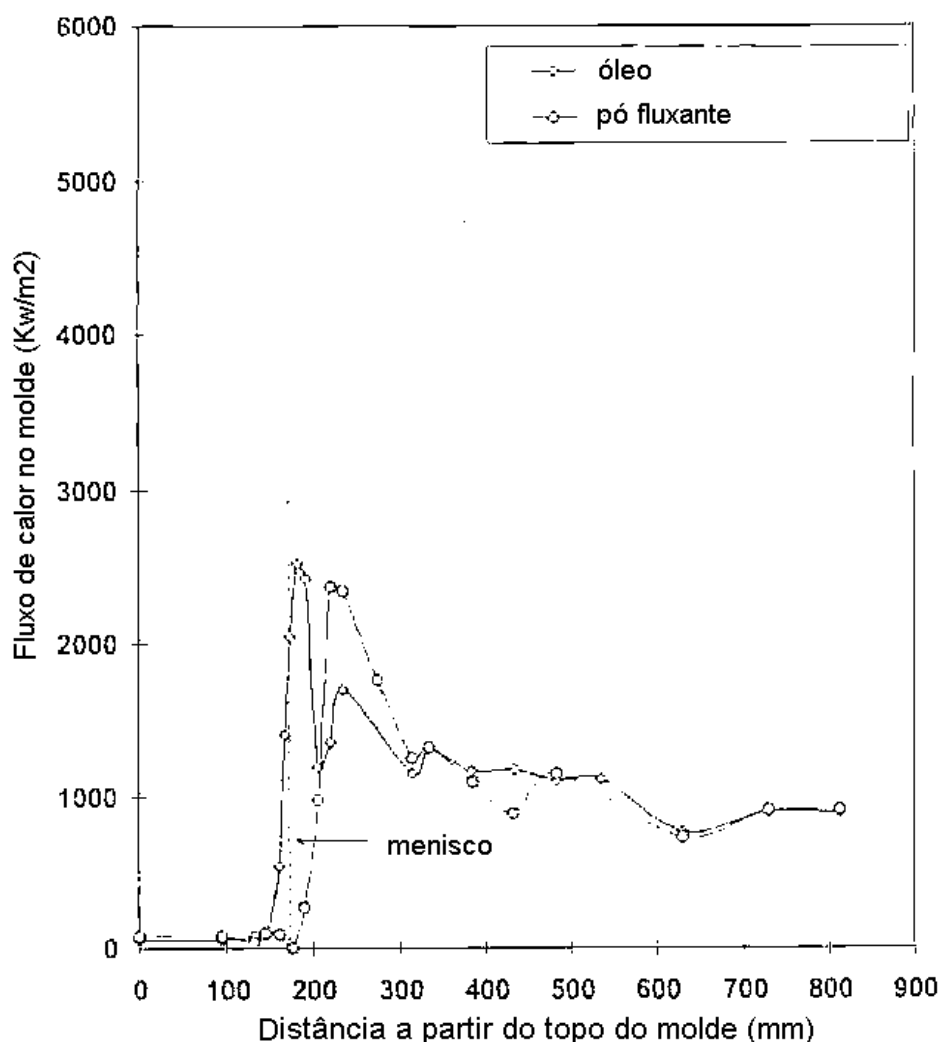


Figura 3.15 - Comparação do fluxo de calor para óleo e pó fluxante para aços peritéticos ($0,12 < \%C < 0,13$) (Pinheiro,2000).

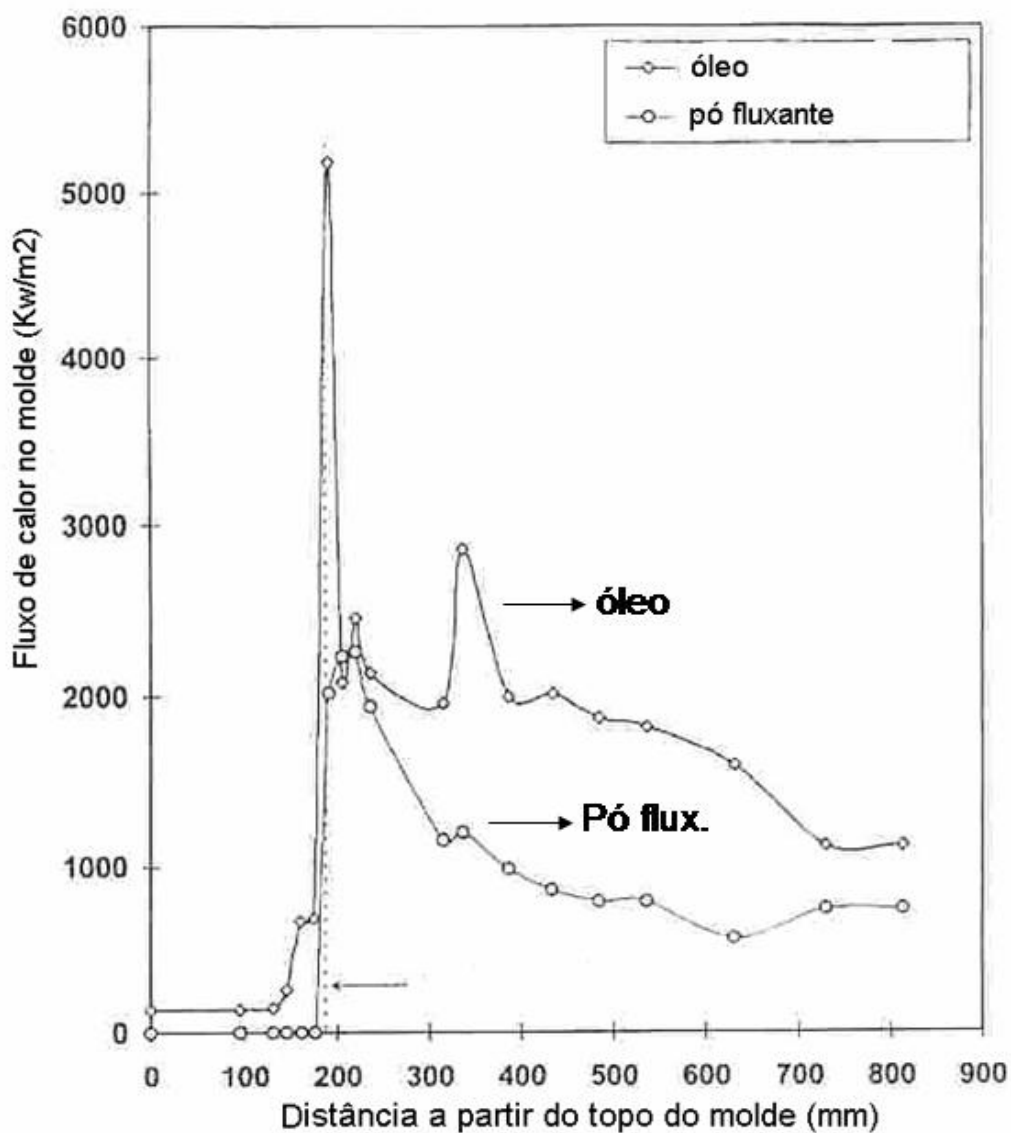


Figura 3.16 - Comparação do fluxo de calor para óleo e pó fluxante para aços médio teor de carbono ($0,31 < \%C < 0,33$; $0,0025 < \%B < 0,0028$; $0,035 < \%Ti < 0,038$) (Pinheiro, 2000).

Pelas figuras percebe-se que, para os aços peritéticos, a transferência de calor é similar, o que não ocorre para os aços médio carbono, onde a transferência de calor é reduzida com o uso do pó fluxante.

3.5.4.4 Frequência de oscilação no molde

A influência deste parâmetro de lingotamento foi estudada por Pinheiro (2000) para os aços peritéticos. Neste estudo ficou claro que a temperatura do molde aumentou com o aumento da frequência de oscilação. O perfil de transferência de calor também se comportou da mesma forma, ou seja, quanto mais alta a frequência, maior a transferência de calor, na maior parte do comprimento do molde, exceto no menisco, como mostrado nas figuras 3.17 (frequência de oscilação x temperatura do molde) e figura 3.18 (frequência de oscilação x fluxo de calor no molde).

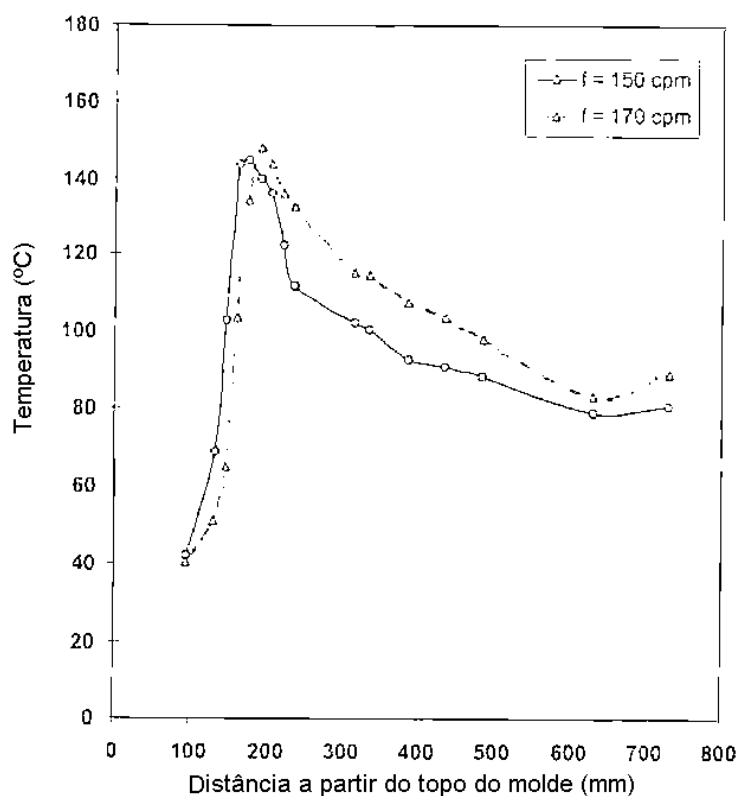


Figura 3.17 - Influência da frequência de oscilação do molde sobre o perfil de temperatura do molde (Pinheiro,2000).

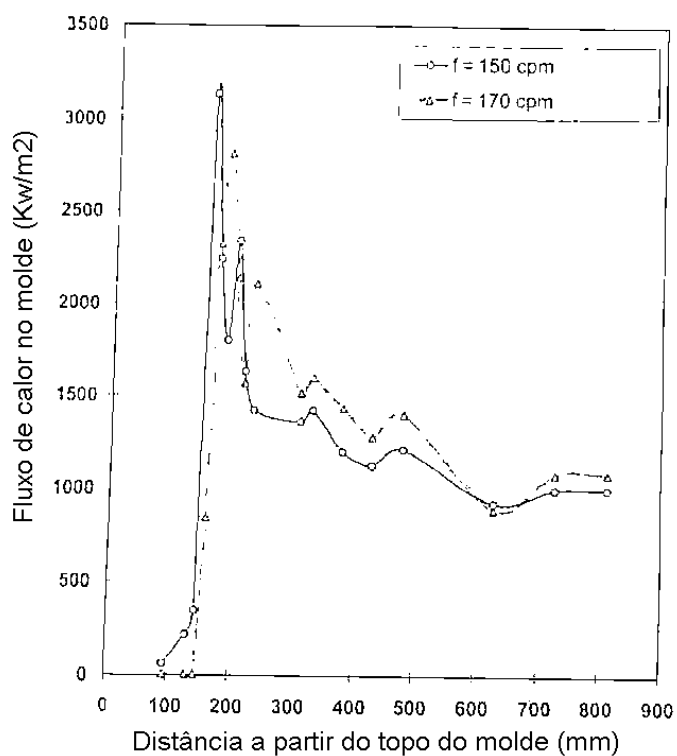


Figura 3.18 - Influência da frequência de oscilação do molde sobre fluxo de calor (Pinheiro,2000).

Esta diferença é parcialmente atribuída ao decréscimo no consumo de pó fluxante quando a frequência de oscilação aumenta. Isto contribui para a redução do filme lubrificante entre o molde e o tarugo, reduzindo o *gap*, decrescendo assim a resistência térmica ao fluxo de calor (Pinheiro, 2000).

3.5.4.5 Velocidade da água de resfriamento do molde

Experiência conduzida por Pinheiro (1997) mostra que uma menor velocidade da água conduz a uma maior temperatura do molde, conforme ilustrado na figura 3.19. Segundo Pinheiro (1997), a redução na velocidade da água de resfriamento resulta em um menor coeficiente de transferência de calor na face fria do molde, aumentando, então, a sua temperatura. Este aumento, no entanto, não se traduziu em mudança significativa no fluxo de calor como mostrado na figura 3.20. A variação na velocidade da água de resfriamento simplesmente varia a resistência da interface molde/água de resfriamento, que pouco representa no fluxo total de calor, dominado pela resistência representada pelo *gap* (Chow,2002).

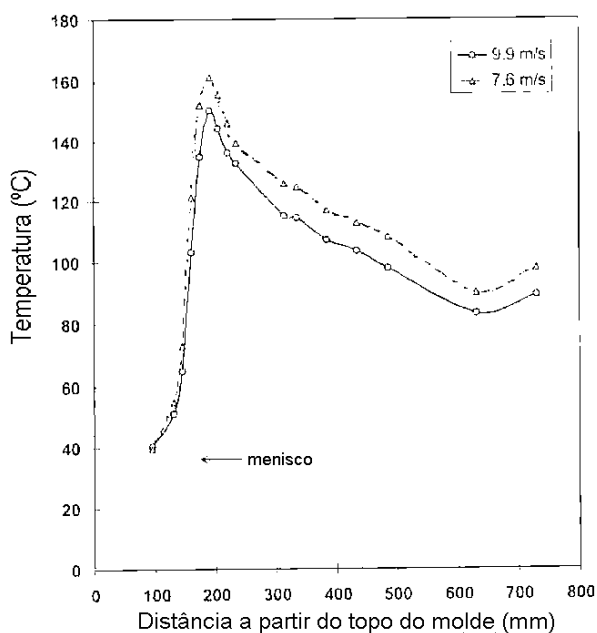


Figura 3.19 - Influência da velocidade da água de resfriamento do molde sobre o perfil de temperatura do molde em lingotamento com pó fluxante (Pinheiro,2000).

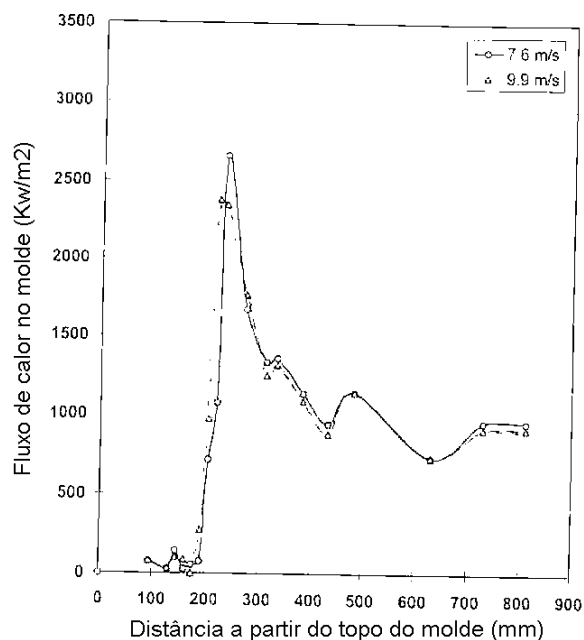


Figura 3.20 - Influência velocidade da água de resfriamento do molde sobre o perfil do fluxo de calor no molde em lingotamento com pó fluxante (Pinheiro,2000).

Apesar de, como colocado, a velocidade da água de resfriamento do molde não exercer influência significativa sobre o fluxo de calor no molde, ela tem forte correlação com o fenômeno denominado *boiling hysteresis*, que tem um papel importante na formação de certos defeitos relacionados ao molde como romboidade, trincas longitudinais de canto e trinca *off-corner* (Chow,2002).

Embora a temperatura de resfriamento da água, tipicamente 30°C, esteja bem abaixo da temperatura de saturação, é possível ocorrer ebulição. Caso o molde esteja suficientemente aquecido, bolhas de vapor podem nuclear em camadas super aquecidas de água, adjacentes ao molde, em locais de alta temperatura. A agitação criada pelas bolhas vai aumentar localmente a transferência de calor do molde para a água de resfriamento (Samarasekera,1982). A figura 3.21 mostra quantitativamente o aumento da transferência de calor em consequência desta nucleação de bolhas.

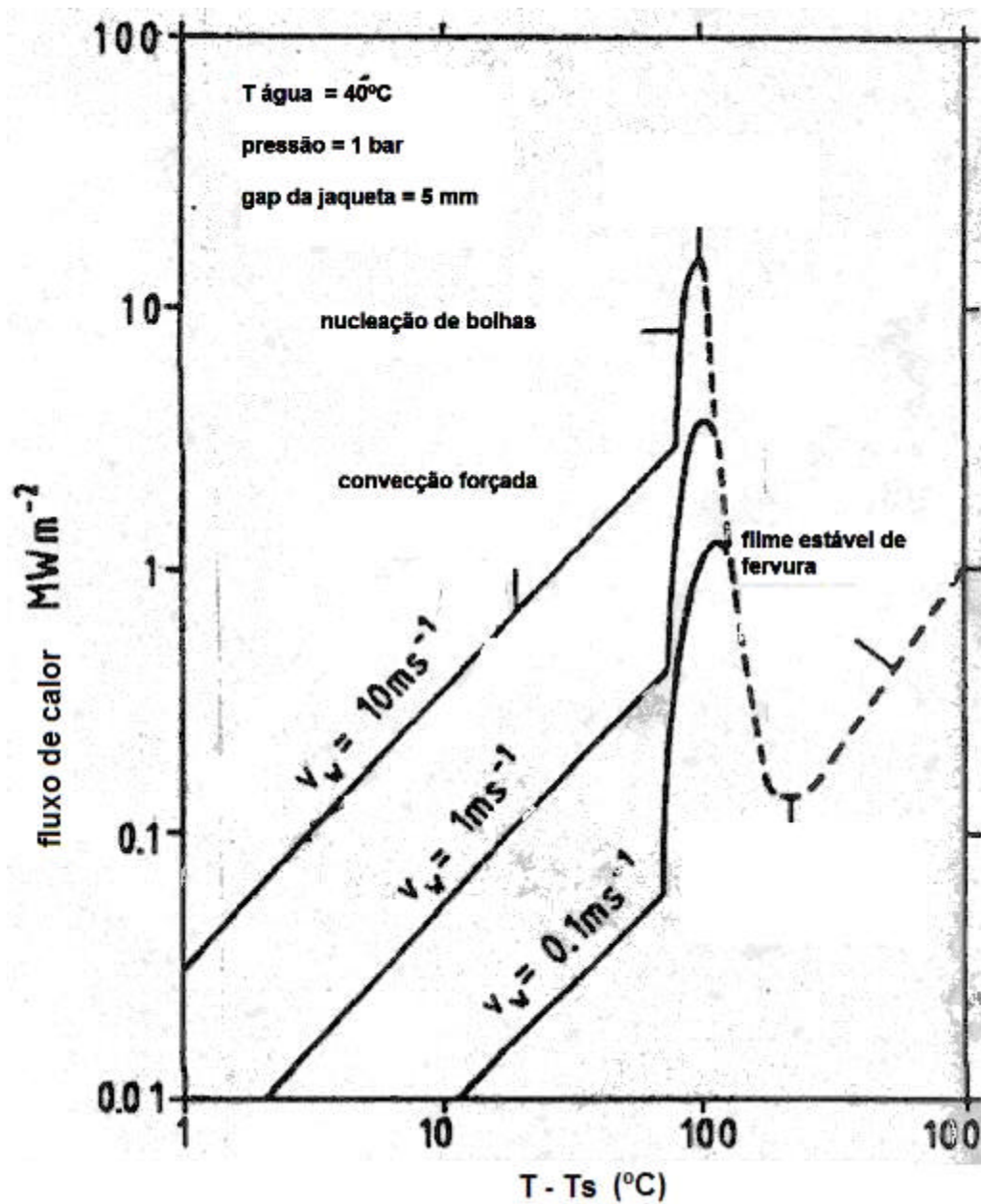


Figura 3.21 - Regimes de transferência térmica na interface cobre/água em um molde de lingotamento contínuo para diferentes velocidades de refrigeração do molde (v_w) (Schwerdtfeger, 2002)

Schwerdtfeger (2002) explica, de forma esquemática, como visto na figura 3.22, os regimes de transferência de calor na interface cobre/água no molde.

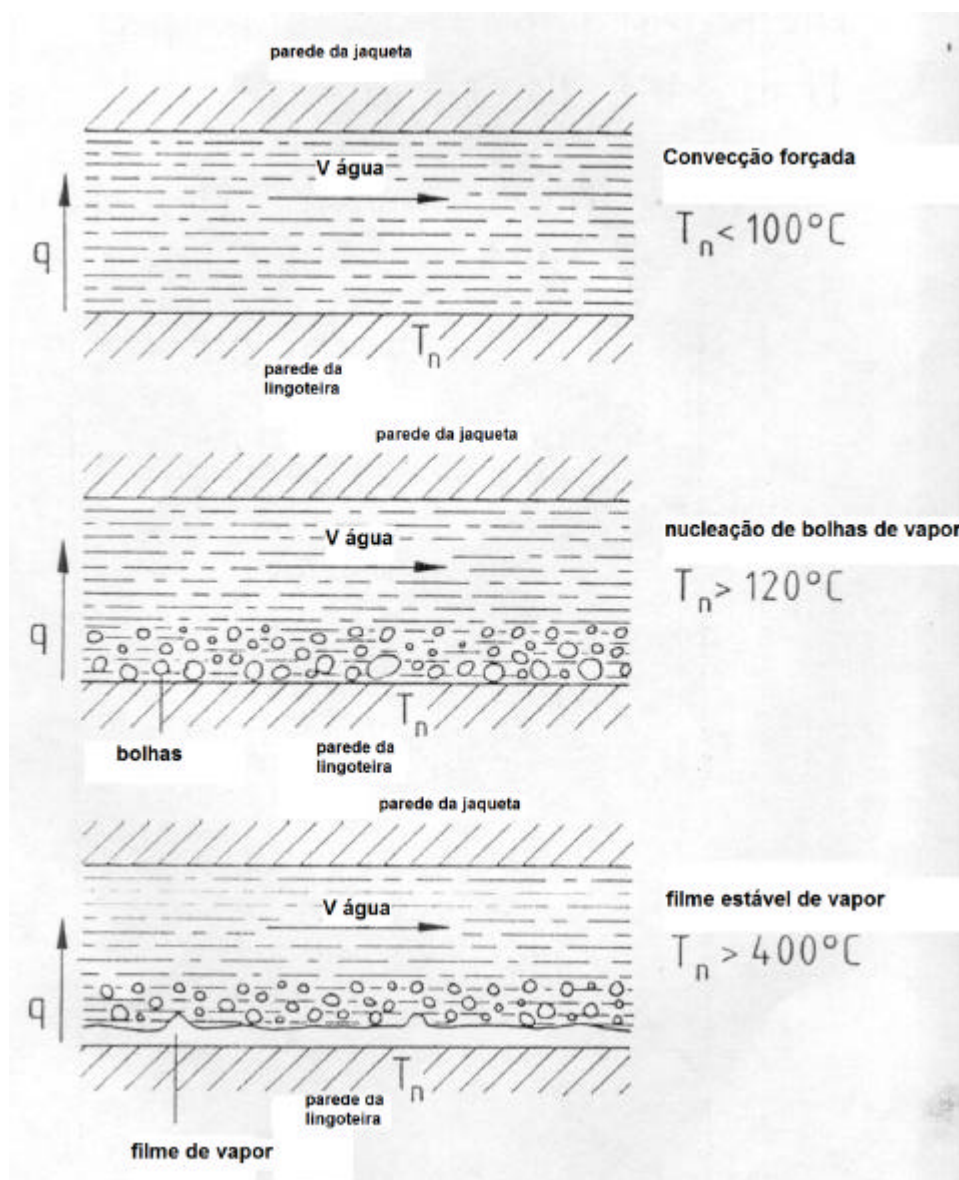


Figura 3.22 - Diferentes condições para a transferência de calor no fluxo de água entre a parede do molde e a jaqueta em função da temperatura da parede do molde (Schwerdtfeger, 2002).

Sob certas condições (Samarasekera,1982) haverá a ocorrência de um fenômeno denominado *boiling hysteresis*, levando a ciclos térmicos na superfície do molde. Esta nucleação de bolhas irá favorecer também o depósito de resíduos (*scales*), caso a qualidade da água não seja boa. Estes resíduos tendem a aumentar o efeito do *boiling hysteresis* e introduzem uma resistência térmica adicional, que reduz localmente o coeficiente de calor da face fria do molde (Samarasekera,1982).

Aços com teores mais altos de carbono são mais propensos à ocorrência de *boiling hysteresis*, já que as temperaturas do molde previstas para aços alto carbono são consideravelmente mais altas em virtude de uma maior extração de calor (Samarasekera,1982), como ilustrado na figura 3.13. Experimentos realizados por Samarasekera (1982), mostraram, para uma mesma condição operacional, presença de *boiling* em aços médio/alto carbono e ausência em aços baixo carbono.

Tanto Samarasekera (1982), quanto Bommaraju (1984), colocam que é esperado que o *boiling* ocorra em uma face independentemente da ocorrência ou não nas demais faces e que isto vai levar a uma alteração local da distorção do molde no plano transversal, levando o molde a tomar uma forma rombóide.

A qualidade do tarugo pode ser melhorada pela supressão da ocorrência de *boiling*, que pode ser conseguida por um ou a combinação dos seguintes métodos: aumento da velocidade da água, aumento da pressão da água e aumento da espessura do molde (Samarasekera,1982).

Na figura 3.23 é apresentado um diagrama correlacionando a velocidade da água de resfriamento do molde e pressão de água na saída do molde, para diferentes temperaturas de entrada da água de resfriamento para uma espessura da parede da lingoteira de 9,53 mm para aços médio/alto teor de carbono.

As linhas dividem o diagrama em regiões de ocorrência (acima) ou não (abaixo) de *boiling*. A zona de *boiling* intermitente, em que este fenômeno cessa periodicamente, existe próximo e abaixo da linha. Este diagrama permite, assim, de maneira rápida, checar a possibilidade ou não de ocorrência de *boiling* durante o lingotamento de aços médio/alto carbono.

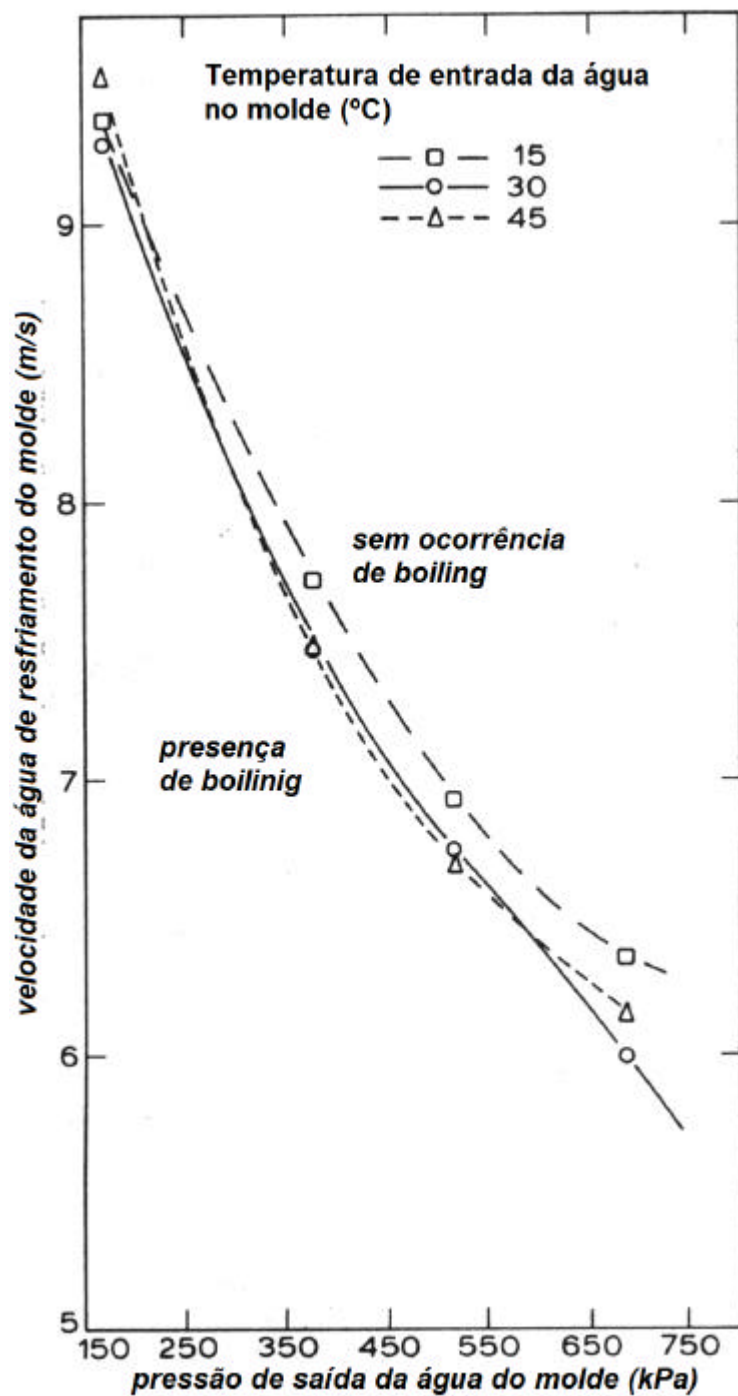


Figura 3.23 – Diagrama para determinação de presença de boiling em aços ATC para espessura do molde de 9,53 mm (Bommaraju,1984)

3.5.5 Conicidade do molde

No passado, moldes eram projetados pelo método de tentativa e erro, começando com lingoteiras isentas de conicidade e progredindo para lingoteiras com dupla conicidade e hoje, lingoteiras com conicidade múltipla ou variável.

A definição da conicidade do molde é apresentada na figura 3.24. Ela é calculada como:

$$M_T = [(W_1 - W_2) / W_1] * (100 / L) \quad (3.2)$$

onde:

M_T : conicidade do molde (% m^{-1});

W_1 : largura interna do molde no topo (m);

W_2 : largura interna do molde na base (saída do molde) (m).

L : comprimento do molde (m)

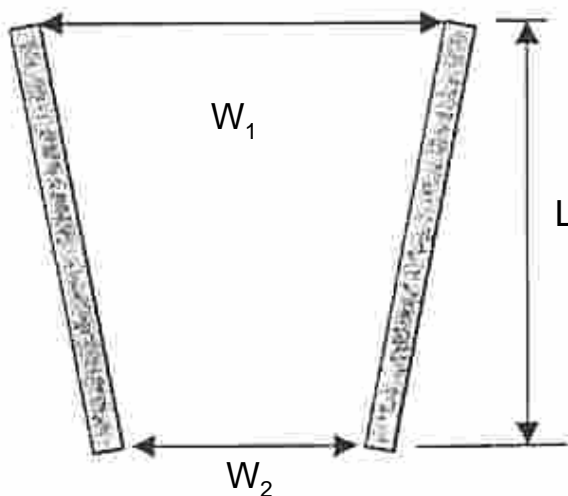


Figura 3.24 - Conicidade do molde pode ser definida como a relação matemática entre a largura inicial e final, W_1 e W_2 e o comprimento L

As indústrias têm contado cada vez mais com experiências que utilizam moldes instrumentados e modelos matemáticos para se ter uma avaliação mais apurada da conicidade exigida para as características do seu processo. Dentre estes modelos matemáticos incluem-se os modelos para cálculo do perfil térmico e da distorção

dinâmica do molde durante operação e ainda para previsão do perfil de contração do tarugo à medida que ele se move no molde.

Estes modelos, citados separadamente em sessões anteriores, têm sido usados com grande sucesso para calcular a conicidade de lingoteiras para o lingotamento de tarugos (Zietsman, 1998). Conforme Chandra (1993), a quantificação do *gap* entre o molde e o tarugo é o primeiro passo na direção da definição da conicidade do molde. A figura 3.25 mostra esquematicamente os passos utilizados e a interação entre os modelos matemáticos para o cálculo da conicidade do molde.

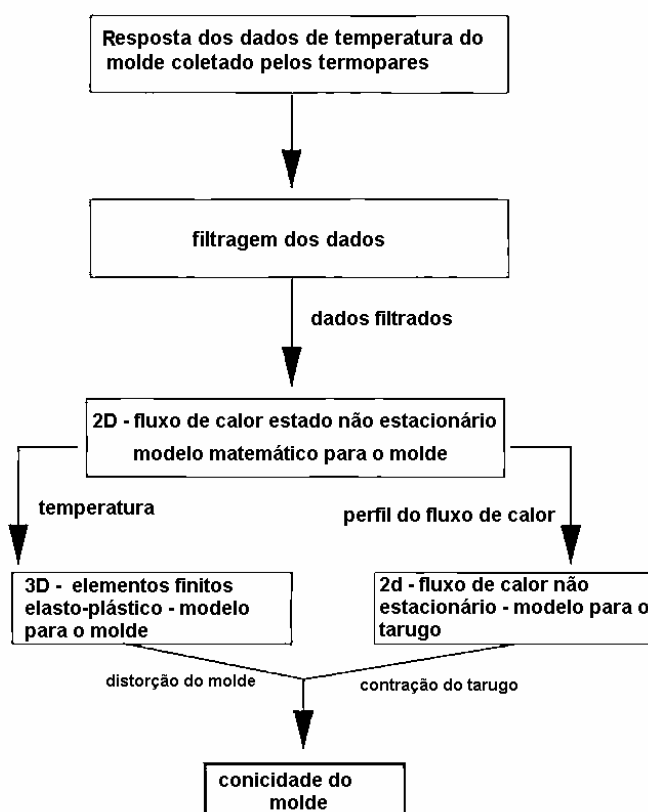


Figura 3.25 - Passos envolvidos e modelos matemáticos usados no cálculo da conicidade do molde (Chandra,1993)

A conicidade do molde é necessária para acompanhar a distorção do mesmo, causada primeiramente por expansão térmica, e para compensar a contração do tarugo devido à solidificação. As conicidades mais intensas são requeridas no topo do molde, seguido por conicidades menos pronunciadas. Isto se deve ao fato da distorção térmica ser maior no topo do molde, ao passo que apenas a contração devido à solidificação deve ser levada em consideração próximo à saída do molde (Chow,2002).

Segundo Chandra (1993), para compensar a contração do tarugo, a distância entre as paredes do molde são reduzidas ao longo do seu comprimento, o que leva à diminuição do *gap* de ar, melhorando a taxa de extração de calor e diminuindo a temperatura do tarugo na saída do molde. Isto reduz a tendência ao reaquecimento da superfície do tarugo na saída do molde e, conseqüentemente, reduz a formação de trinca subsuperficial. Uma conicidade insuficiente pode levar, de outro modo, à formação de trinca *off-corner*. Por outro lado, uma conicidade excessiva pode levar ao agarramento do tarugo no molde, provocando o seu desgaste prematuro.

Para Zietsman (1998) e Chow (2002), o uso de uma conicidade inicial inadequada (pouco profunda) leva à formação de uma conicidade negativa na região do menisco devido à distorção do molde. Durante o estripamento negativo, esta seção de conicidade negativa pressiona para baixo a casca sólida recentemente formada na região do menisco, exarcebando a formação de marcas de oscilação na superfície do tarugo. Tais marcas de oscilação são freqüentemente mais profundas nas regiões *off-corner* (cantos) do tarugo, resultando em um maior “*gap*” entre o molde e o tarugo nestas áreas reduzindo a transferência de calor e causando uma redução local da espessura da pele solidificada.

Este mecanismo é ilustrado na figura 3.26. Ela mostra esquematicamente um molde distorcido dinamicamente, formando-se um *gap* negativo no ponto de máxima distorção, seguida por uma conicidade positiva, permitindo que ocorra interação molde-tarugo durante estripamento negativo do molde (Pinheiro,2000). Esta conicidade pouco profunda também promoverá a formação de um *gap* maior entre o molde e o tarugo nas partes mais baixas do molde. A pressão ferrostática nessa região irá provocar um

abaulamento (*bulging*) da casca e uma ação de dobramento (*hinging*) na região *off-corner*, levando à formação da trinca *off-corner*.

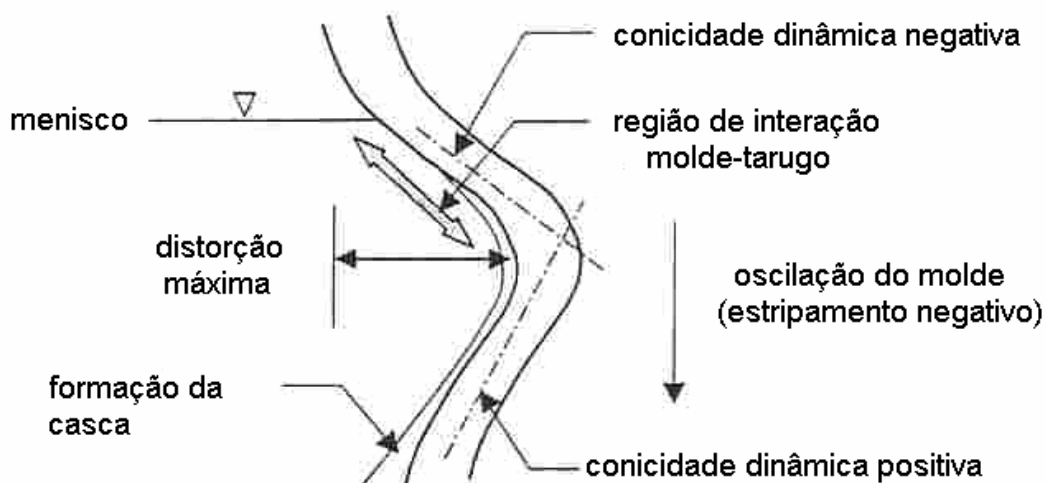


Figura 3.26 - Representação esquemática do efeito de uma conicidade insuficiente no topo do molde (Pinheiro,2000)

Chow (2002), utilizando os passos descritos na figura 3.25, realizou uma análise da conicidade do molde empregada em uma determinada empresa, que trabalha com altas velocidades de lingotamento e lubrificação a óleo. As figuras 3.27 e 3.28 ilustram bem as interações molde-tarugo a partir de um molde mal projetado.

Na figura 3.27 pode ser visto que há um grau de folga entre as dimensões calculadas para o tarugo e as dimensões do molde. O *gap* que se forma ao longo do comprimento do molde irá agir como uma barreira à transferência de calor, inibindo o crescimento da casca sólida. A solução para este problema seria o uso de uma conicidade mais pronunciada que reduziria a espessura do *gap* (Chow,2002).

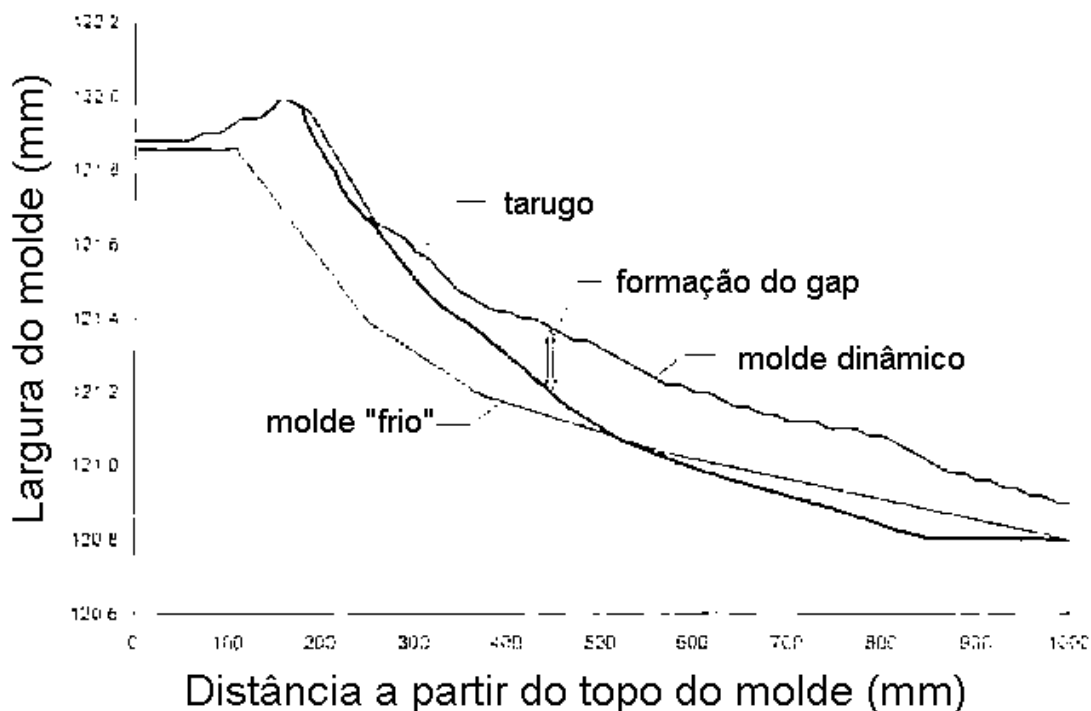


Figura 3.27 - Interação molde-tarugo para um aço alto carbono ($C=0,80\%$) (Pinheiro,2000)

Como o modelo de solidificação do tarugo não considera nenhuma compressão mecânica ou interação do tarugo, torna-se possível calcular a dimensão teórica do tarugo que excede as dimensões do molde. Este fenômeno em que, portanto há forte interação entre o molde e o tarugo durante o lingotamento é denominado *binding* (Chow,2002).

A figura 3.28 ilustra um caso em que ocorre *binding* no topo do molde, seguido pela formação de um *gap* na saída do molde. Esta situação resulta numa excessiva troca de calor no topo do molde, seguida por uma baixa transferência de calor na saída, que pode ser eliminada pela redução da conicidade no menisco e aumento da conicidade próximo à saída do molde.

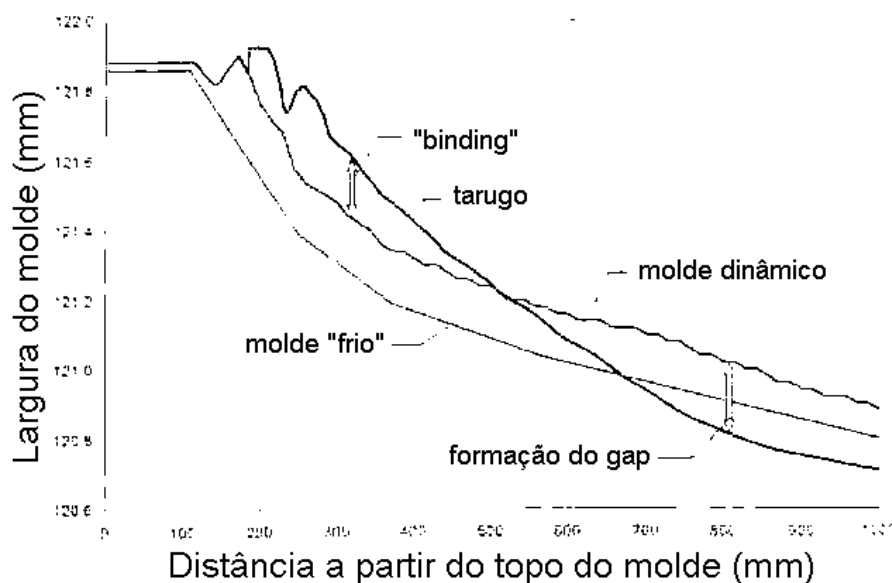


Figura 3.28 - Interação molde-tarugo para um aço baixo carbono ($C=0,04\%$) (Pinheiro,2000).

Chandra (1993) e Chow (2002), a partir de previsões feitas pelo modelo de solidificação (cálculo da largura do tarugo), analisaram a interação molde-tarugo para o molde em operação nas empresas estudadas. Chandra (1993) fez uma verificação das previsões do modelo quanto à ocorrência de *binding* e/ou *gap*, a partir de observação das características superficiais do tarugo e ocorrência de trinca *off-corner*. Segundo ele, a ocorrência de depressões transversais na superfície, evidenciadas por uso de perfilômetro e mesmo inspeção visual (fotografia da superfície do tarugo) denotam a ocorrência de *binding*.

A ocorrência de *binding* também é evidenciada pelo comportamento das células de carga (figuras 3.29 e 3.30), que foram colocadas sobre o sistema de oscilação do molde. Tais fatos o levaram a concluir que o molde em uso era inadequado para o lingotamento de aços baixo carbono. Por outro lado, a não ocorrência de trincas *off-corner* para um determinado grupo de aço ($C>0,12\%$), somado ao perfil de solidificação proposto pelo modelo, indicaram que a conicidade do molde em uso seria apropriada para estes aços.

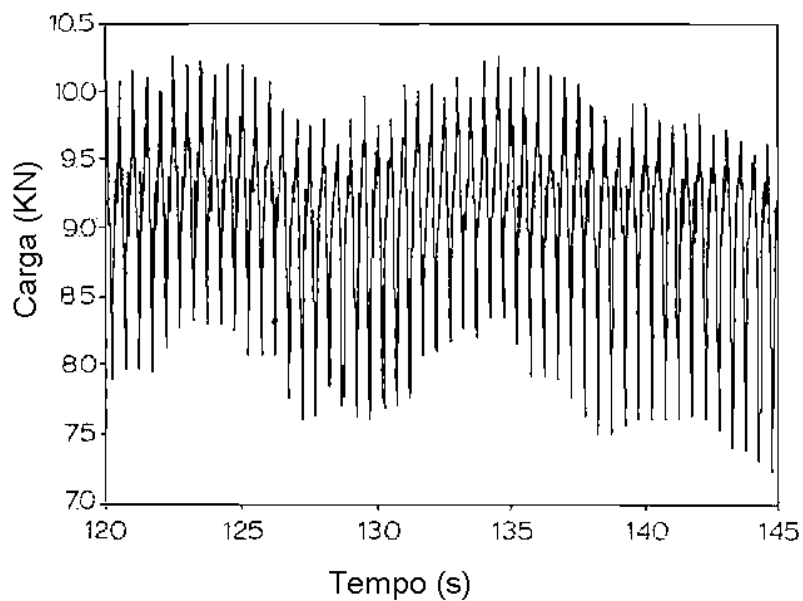


Figura 3.29 - Comportamento da célula de carga para um aço com $\%C=0,05$ (Bakshi,1993).

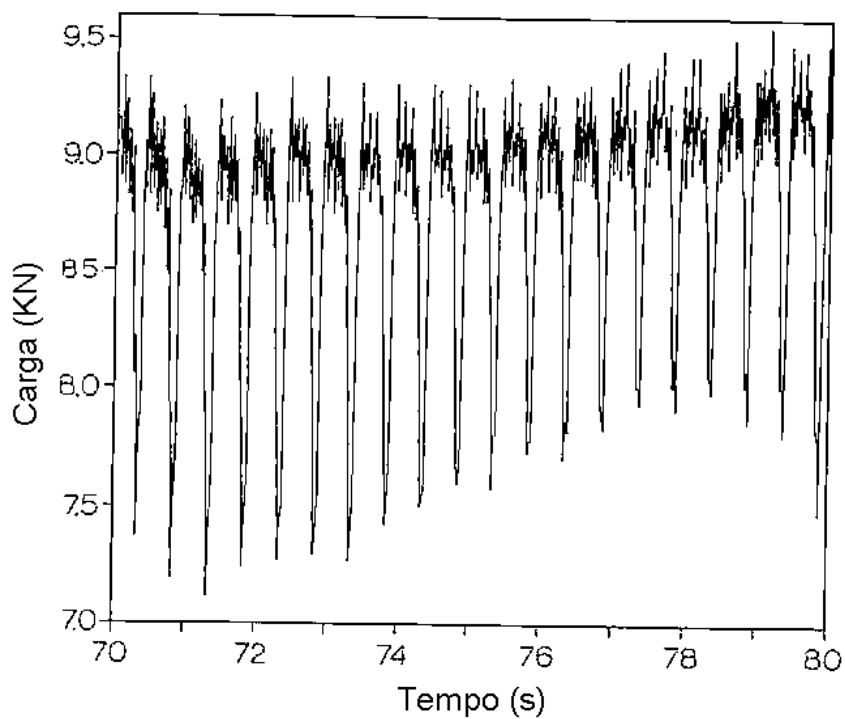


Figura 3.30 - Comportamento da célula de carga para um aço com $\%C=0,42$ (Bakshi,1993).

Pelas figuras 3.29 e 3.30 percebe-se uma sensível diferença entre a resposta da célula de carga para $\%C=0,05$ e $\%C=0,42\%$. A carga máxima é maior quando é lingotado o aço baixo carbono. O comportamento apresentado para $\%C=0,05$, evidencia ocorrência de *binding* devido à conicidade excessiva (Bakshi,1993).

3.5.6 Oscilação do molde

O lingotamento contínuo começou a emergir como um processo viável logo após a II Guerra Mundial. A introdução da oscilação do molde foi um fator chave para acelerar este desenvolvimento.

O movimento de oscilação foi introduzido no processo de lingotamento contínuo para controlar e minimizar a fricção na interface tarugo/molde, de modo a eliminar o problema de agarramento ou *sticking* do tarugo ao molde, que levava ao rompimento da pele (perfuração/*breakout*).

Junto com a velocidade de lingotamento, as principais variáveis associadas com o movimento de oscilação do molde são (Szekers,2002):

- Perfil do movimento cíclico;
- Amplitude: distância percorrida pelo molde de seu ponto mais alto até seu ponto mais baixo;
- Frequência de oscilação: número de vezes que o molde oscila a cada minuto.

Usualmente, o movimento de oscilação do molde tem um perfil senoidal com parâmetros típicos de amplitude e frequência de oscilação de 10 mm e 120 cpm, respectivamente.

Um importante parâmetro do movimento de oscilação é o chamado tempo de estripamento negativo que é definido como o período de tempo em que a velocidade de descida do molde supera a velocidade de lingotamento. Outro parâmetro que passou a

ser considerado mais recentemente é o *Mold Lead*, que quantifica a relação entre as distâncias percorridas entre o molde e o tarugo durante o movimento de descida do molde.

Para o lingotamento de tarugos, o *mold lead* e o tempo de estripamento negativo recomendados são de 3-4 mm e 0,12-0,15 segundos, respectivamente (Samarasekera, 2003). Máquinas de lingotamento com tempo de estripamento negativo menores que 0,10 segundo e *mold lead* abaixo de 2-3 mm são susceptíveis a agarramento, particularmente se há grande variação de nível. *Mold lead* superior a 5 mm contribue para uma marca de oscilação mais profunda e não-uniforme.

Em relação à manutenção, o sistema de oscilação deve ser checado rotineiramente por transdutor de deslocamento linear (*LVDT*) para detectar problemas de desgaste. Através dele, o movimento real do oscilador é gerado e comparado com tolerâncias aceitáveis e interpretado para diagnosticar problemas potenciais ou já existentes (Samarasekera,2003). Um movimento irregular ou fora de tolerância pode resultar em sérios problemas de romboidade, trinca e perfuração (Samarasekera,2003).

3.5.6.1 Marcas de Oscilação

A superfície dos tarugos é caracterizada pela presença de marcas de oscilação, que se formam periodicamente no menisco devido ao movimento de oscilação do molde. Cada marca de oscilação é uma depressão local na superfície do tarugo e que, então, causa um incremento localizado na espessura do *gap* molde-tarugo. Conseqüentemente, a extração de calor é localmente reduzida na proximidade das marcas de oscilação. Dependendo da profundidade da marca de oscilação, poderá ocorrer redução da espessura da casca solidificada, perfuração ou trincas transversais (Samarasekera,2003).

É importante notar que a profundidade da marca de oscilação varia bastante em torno da periferia do tarugo e é freqüentemente mais profunda em uma ou mais regiões *off-corner*. Isto pode ser associado ao aumento das interações mecânicas nestes locais

devido a uma conicidade negativa excessiva e deformação do molde. (Samarasekera, 2003)

Para uma dada velocidade e amplitude, a profundidade da marca de oscilação decresce com o aumento da frequência de oscilação (Szekeres,2002). A profundidade da marca de oscilação é medida com uso de um perfilômetro, que varre a superfície do tarugo, após a carepa ter sido removida.

O espaçamento entre as marcas de oscilação (E_p), em mm, é dado por:

$$E_p = V_1 / f$$

onde:

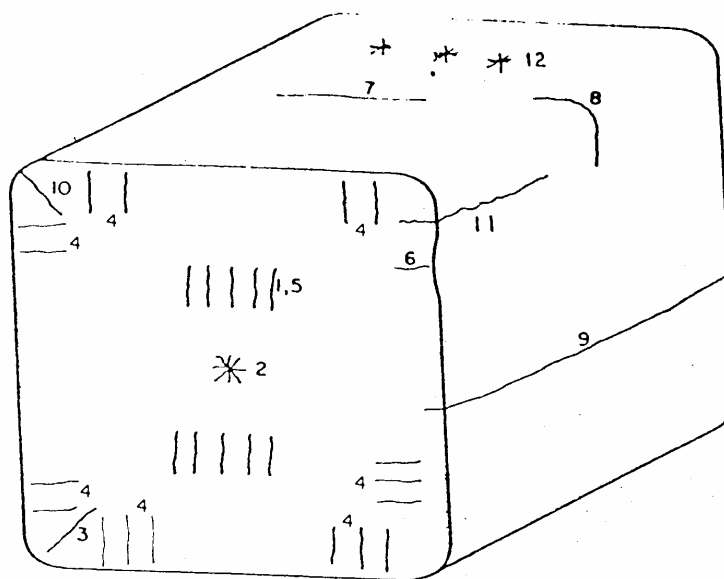
V_1 = velocidade de lingotamento (mm/s);

f = frequência de oscilação (ciclos/s).

A profundidade e a distância entre as marcas de oscilação são primeiramente determinada pelas características da oscilação do molde como colocado acima. Entretanto, o pó fluxante pode também exercer efeito. Tanto a distância quanto a espessura das marcas de oscilação decrescem com o aumento da viscosidade do pó e decréscimo do seu consumo (Pinheiro, 1997) (Schwerdtfeger,2002).

3.6 Trincas no Lingotamento Contínuo

A formação de trincas é um dos problemas de qualidade mais sério que pode ocorrer no lingotamento contínuo dos aços. As trincas podem ocorrer quase que em qualquer parte da superfície ou no interior do tarugo. Um diagrama esquemático mostrando a maioria dos tipos de trinca pode ser visto na figura 3.31.



1. Trinca a meio raio	7. Trinca transversal de face
2. Trincas estrelas ou centrais	8. Trinca transversal de canto
3. Trinca diagonal	9. Trinca longitudinal de face
4. Trinca <i>off-corner</i>	10. Trinca diagonal
5. Trincas de rolo extrator	11. Trinca longitudinal de canto
6. Trincas associadas a depressões longitudinais	12. <i>Crazy crack</i>

Figura 3.31 - Desenho esquemático de uma seção de tarugo de lingotamento contínuo mostrando os diferentes tipos de trincas, (Finardi, 1984).

Finardi (1984) relata que, nos primeiros estudos sistemáticos sobre formação de trincas em aços fundidos, acreditava-se que as trincas se formavam após completa solidificação do aço, na temperatura de 1300°C. Com o avanço nos métodos de estudo, foi possível determinar com maior precisão a temperatura em que ocorre a trinca. Verificou-se que, em sua maioria, o trincamento ocorre durante o intervalo de solidificação, onde as fases

sólidas e líquidas coexistem. A figura 3.32 traz um resumo histórico dos resultados alcançados.

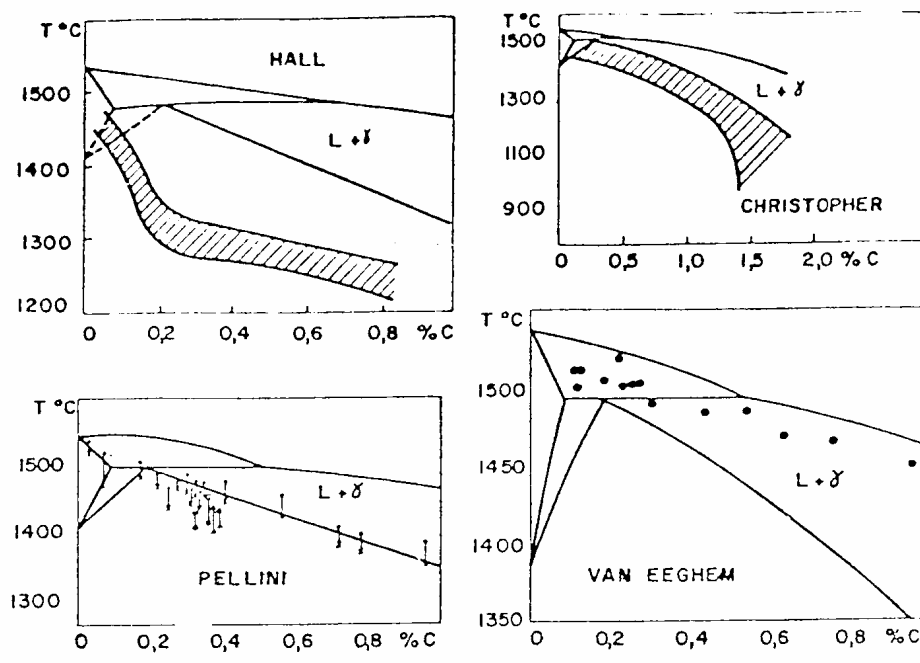


Figura 3.32 - Temperaturas em que foi verificado o trincamento durante a solidificação com as pesquisas de Hall em 1938, Christopher em 1955, Pellini em 1952 e Van Eeghem em 1965, (Finardi,1984).

A razão para a profusão de diversos tipos de trinca reporta à própria natureza do processo de lingotamento contínuo. Ao ser capaz de extrair calor a uma taxa considerável, o lingotamento contínuo leva a gradientes de temperatura na casca solidificada que podem se modificar rapidamente gerando tensões térmicas com expansão ou contração da casca. Além disso, uma seção semi-sólida move-se através da máquina, o que a leva a se submeter a uma variedade de tensões mecânicas induzidas, por exemplo, pela fricção no molde, pressão ferrostática, desalinhamento da máquina de lingotamento, operações de dobramento e endireitamento. Dependendo da magnitude, estas tensões levam à formação de trincas.

Os diferentes tipos de trincas se formam no lingotamento contínuo quando uma tensão de deformação (*tensile stress*), seja ela mecânica ou térmica, gerada localmente, excede a tensão para fratura do aço (perda de ductilidade) (BCCC,2002). Assim, o entendimento

do mecanismo de formação dos diferentes tipos de trincas vai requerer a compreensão de como as tensões de deformação são geradas no aço em solidificação e quais são as zonas durante o lingotamento em que se tem baixa ductilidade, em que o aço é, portanto, mais susceptível ao trincamento. Fatores operacionais e de processo, bem como composição do aço que interferem na geração de tensão e nas zonas de baixa ductilidade, também serão apresentados.

3.6.1 Tensão e deformação no lingotamento contínuo

Durante o processo de lingotamento, o tarugo é submetido a variações de condições térmicas e cargas mecânicas que contribuem para a geração de tensões internas e deformações. Para que uma trinca ocorra, duas condições devem ser satisfeitas:

- O estado tensão deve ter uma natureza de tração;
- A tensão para fratura do aço deve ser excedida.

As tensões internas podem ser de origem térmica e/ou mecânica. Estas tensões que levarão à formação de uma dada trinca agem perpendicularmente (ou próximo disto) à orientação da trinca. Desta forma, trincas longitudinais são manifestações de tensões de deformação transversais enquanto trincas transversais são causadas por tensões de deformação longitudinais.

3.6.1.1 Tensão térmica interna

O princípio básico que governa a geração da tensão térmica é que ela requer uma restrição a uma livre expansão ou contração ou que os gradientes de temperatura do material sejam não-lineares (Samarasekera, 2003). No lingotamento contínuo, no plano longitudinal não há restrição ao movimento de expansão/contração e os gradientes térmicos são pequenos se comparados àqueles no plano transversal. Assim, trincas transversais que requerem componentes de tensão longitudinais são raramente associadas a condições térmicas adversas e são quase sempre de origem mecânica.

No plano transversal, entretanto, há uma grande restrição à expansão livre que, associada à freqüente não-linearidade dos gradientes de temperatura leva à geração de altas tensões térmicas transversais. Tensões térmicas no molde e abaixo dele serão geradas pela mudança do gradiente de temperatura na casca solidificada. Ela será normalmente de tração na superfície que é mais fria e de compressão perto da frente de solidificação. Este comportamento pode, no entanto, ser revertido por um repentino decréscimo na vazão específica de água que leva ao reaquecimento da superfície, causando expansão das camadas superficiais impondo tensões de tração próximas à frente de solidificação.

3.6.1.2 Tensão mecânica interna

No molde, tensões axiais na casca solidificada irão aparecer com a fricção entre a superfície oscilante do molde e a superfície da casca. Essas tensões serão de tração quando o molde move-se para cima relativamente à casca, e de compressão, quando o movimento relativo do molde em relação à casca é de descida (estripamento negativo). A pressão ferrostática fornece uma força normal à fricção, gerando também tensões no plano transversal à medida que a casca esfria e se contrai.

Na porção inferior do molde, no lingotamento de tarugos, o abaulamento da casca, se a conicidade for insuficiente, causará uma ação de dobramento na região *off-corner* e tensão de tração na frente de solidificação (Bommaraju et al., 1984).

Dobramento e/ou endireitamento do tarugo/placa introduz uma forte tensão axial na casca sólida. Durante o endireitamento estas tensões são de tração na superfície superior e de compressão na inferior. No dobramento, o estado de tensões se inverte.

Tensões podem também serem geradas por outros fatores, como desalinhamento da máquina e resfriamento não uniforme do molde e sprays.

Uma descrição qualitativa das condições térmicas adversas, a tensão resultante e o defeito a ela associado, bem como as origens de tensões mecânicas são apresentadas na tabela III.2.

Tabela III.2 - Tensões agindo no aço em solidificação durante lingotamento contínuo de tarugos, Samarasekera (2003)

Origem da tensão	Causa do fator relacionado	Natureza do campo de tensão	Problema de qualidade
Térmica	Fora de seção devido a resfriamento desigual no molde ou sprays (tarugos)	Tensão de tração nos ângulos obtusos e compressão nos ângulos agudos	Trinca longitudinal de canto ou trinca diagonal no ângulo obtuso
Térmica	Reaquecimento da superfície na saída do molde ou abaixo da região de sprays (tarugos)	Expansão da superfície impõe tensão de tração e deformação na frente de solidificação e tensão de compressão na superfície	Trinca de meio raio
Térmica	Resfriamento excessivo em alguma região da face associado à ocorrência de <i>binding</i> nos cantos. Resulta em tensões de tração em regiões onde o resfriamento localizado prevalece	Tensão térmica onde há resfriamento localizado	Depressões longitudinais com trinca longitudinal subsuperficial
Térmica	Resfriamento excessivo próximo ao menisco ou nas zonas de spray superiores, particularmente para 0,09-0,12%C em placas	Tensão de tração gerada na superfície	Trinca longitudinal facial em placas
Mecânica	Agarramento no molde devido lubrificação imprópria, condições de oscilação ou conicidade excessiva	Tensões de tração axiais	Depressão transversa e trinca transversal
Mecânica	Abaulamento na região inferior do molde ou na saída do molde. Conicidade	Tensão de tração transversa adjacente à	Trinca interna <i>off-corner</i>

3.6.2 Propriedades mecânicas dos aços a altas temperaturas

Diferentes métodos têm sido aplicados para se determinar a ductilidade a quente dos aços. Thomas (1986) relata diversos destes métodos, colocando suas limitações e restrições. Contudo, numerosos estudos têm sido conduzidos e apontam que, apesar de em geral a ductilidade dos aços a altas temperaturas ser excelente, há faixas específicas de temperatura em que a ductilidade cai apreciavelmente, tendo importantes implicações para a formação de trincas. A figura 3.33 mostra esquematicamente estas faixas de temperatura e seu correspondente mecanismo de fragilização.

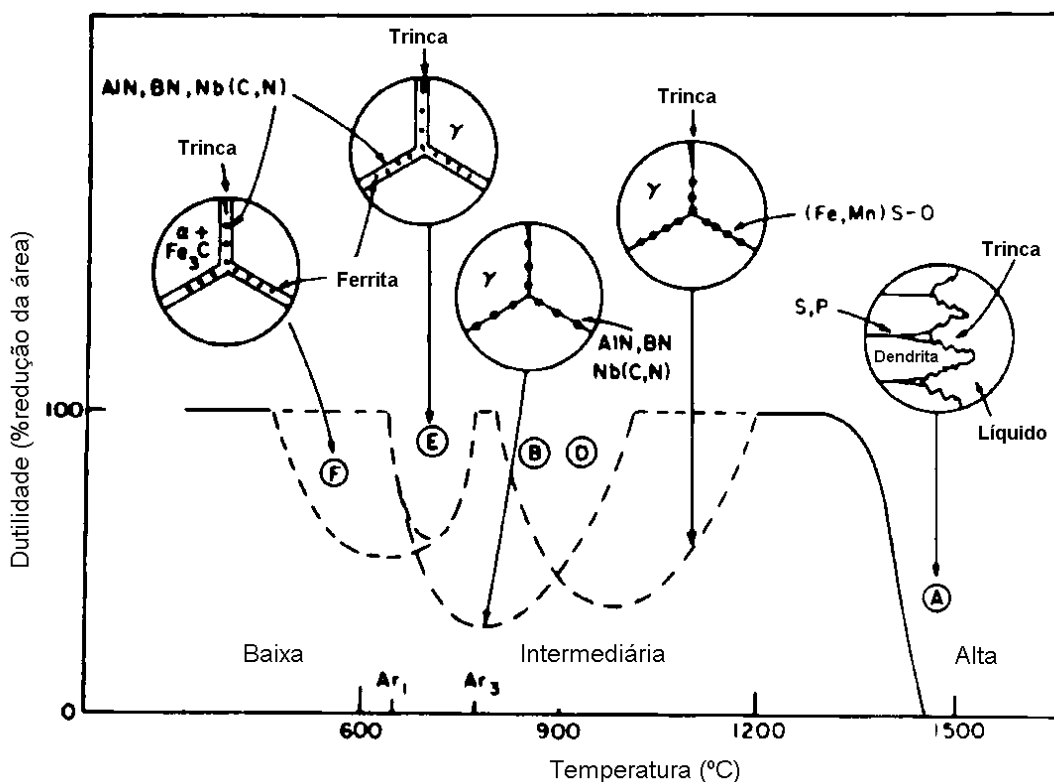


Figura 3.33 - Representação esquemática das zonas de temperatura de ductilidade a quente do aço relacionadas ao mecanismo de fragilização (Samarasekera, 2003).

Como pode ser visto, há três faixas distintas de temperatura nas quais o aço apresenta baixa ductilidade, sendo, então, susceptível ao trincamento.

3.6.2.1 Zona de alta temperatura

Trata-se da mais importante das três regiões e se estende de temperaturas próximas à temperatura *solidus* a até cerca de 30 a 70°C abaixo desta temperatura. Com exceção das trincas transversais em placas, todas as trincas observadas no lingotamento contínuo se formam nesta zona (Samarasekera, 2003).

A ductilidade nesta região é inferior a 1% (Thomas 1986) e, como mostrado na zona A da figura 3.33, esta perda de ductilidade é causada pela presença de filmes líquidos de elementos segregantes como S e P, separando as dendritas. A ductilidade permanece efetivamente zero até que este filme interdendrítico comece a se solidificar. A figura 3.34 ilustra tal fato. Assim, qualquer tensão aplicada ao aço irá propagar trincas a partir da frente de solidificação entre as dendritas.

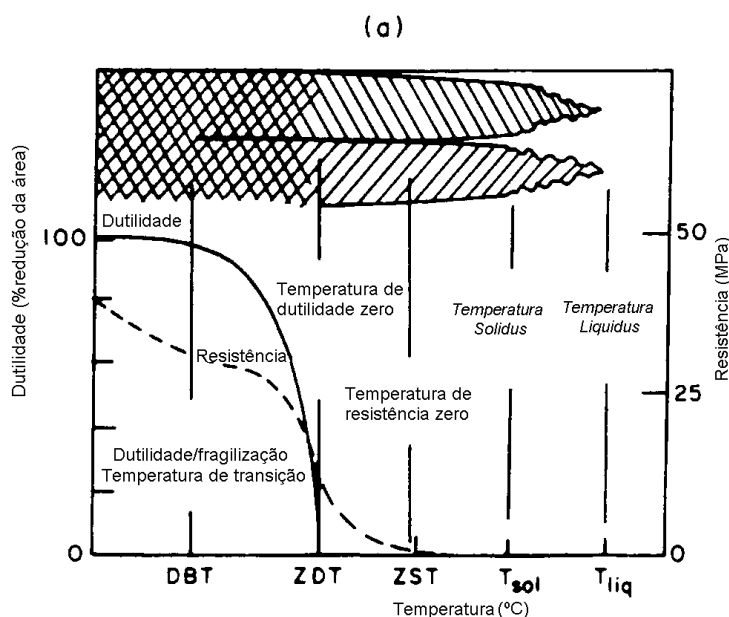


Figura 3.34 - Representação esquemática da interface sólido-líquido durante lingotamento e propriedades mecânicas correspondentes, presentes na zona A da figura 3.29 (Samarasekera, 2003).

O conhecimento de que aproximadamente todas as trincas no lingotamento contínuo dos aços se formam muito perto da frente de solidificação é extremamente importante, pois

isto significa que a posição da trinca em relação à superfície dará uma boa aproximação da espessura da casca solidificada no momento em que a trinca é formada. As trincas superficiais irão se formar no molde e frequentemente muito perto da região do menisco, ao passo que as trincas mais profundas no interior da seção, formar-se-ão na parte inferior ou mesmo abaixo do molde onde a casca é fina. Se o perfil de crescimento axial da espessura da casca solidificada for conhecido, por medição ou cálculo, a localização do ponto ao longo da máquina onde a trinca é formada pode ser apontada pelo cruzamento da informação da profundidade da trinca com o perfil de crescimento da pele solidificada.

3.6.2.2 Zona de temperatura intermediária

A segunda zona de baixa ductilidade aparece na faixa de temperatura entre 800°C e 1200°C como mostrado na figura 3.33. A perda de ductilidade é fortemente dependente da relação Mn/S e da história térmica do aço e tem sido atribuída à precipitação de sulfetos nos contornos de grão. Brimacombe e Sorimachi (1977) sugerem que aços com Mn/S acima de 60 não se fragilizam, pois o enxofre é ligado a uma fase estável, MnS, que precipita na matriz e não no contorno de grão. Citam também que, a partir de trabalho de Lankford (1972), a redução da vazão específica de água aumenta a ductilidade mesmo para baixa relação Mn/S, pois o Mn terá tempo para se difundir nos contornos de grão.

A importância desta zona de ductilidade no ponto de vista da formação de trinca é difícil de se estimar. No entanto, é seguro dizer que as trincas geradas no molde não são consequência desta zona de baixa ductilidade, porque as temperaturas são superiores a 1200°C, com exceção da região do canto, na porção inferior do molde (Brimacombe e Sorimachi, 1977).

3.6.2.3 Zona de baixa temperatura

Esta zona de baixa ductilidade ocorre na região de coexistência de duas fases, austenita e ferrita, abaixo da temperatura A_{r3} , e corresponde à zona E na figura 3.33. Ela está associada à precipitação de nitretos e carbonitretos nos contornos de grãos (Brimacombe e Sorimachi, 1977). O mecanismo de fragilização, segundo Thomas (1986), tem sido atribuído à concentração de tensão no filme de ferrita primária que se forma ao longo dos contornos de grão da austenita.

3.6.2.4 Influência dos elementos químicos

Como mencionado no item 3.6.2, há 3 faixas de temperaturas distintas às quais a formação de trinca no lingotamento está associada. A figura 3.33 ilustra estas 3 regiões e indica também os constituintes estruturais relacionados com cada região de baixa ductilidade. Como a grande maioria das trincas forma-se na zona de alta temperatura (Samarasekera, 2003), maior ênfase será dada à influência dos elementos químicos que agem sobre esta zona de baixa ductilidade.

3.6.2.4.1 Carbono

Wolf (1991) mostra, a partir de trabalho de Jauch (1978), que a maior susceptibilidade à ocorrência de trincas relacionadas à zona de alta temperatura é observada para médias concentrações de carbono, em torno de 0,35%, conforme mostra a figura 3.35.

Jauch (1978) não traz explicações para tal comportamento, enquanto Wolf (1991) cita a proporção entre ferrita e austenita durante a solidificação, dentro da reação peritética, como um fator controlador da extensão da difusão reversa (*back diffusion*) e, conseqüentemente, da concentração de elementos segregantes, como P e S, que reduzem a ductilidade do aço.

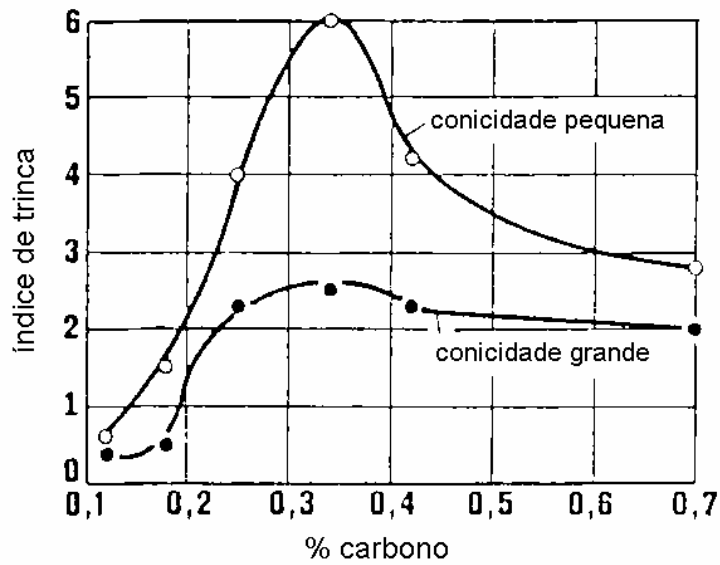


Figura 3.35 - Influência do teor de carbono do aço e da conicidade do molde no índice de trinca *off-corner* (Wolf,1991).

Já as trincas relacionadas às zonas de temperatura intermediária e baixa temperatura ocorrem com mais intensidade em aços com 0,1%C (Wolf,1991). Tal fato parece estar relacionado com a tendência ao crescimento de grão, conforme figura 3.36.

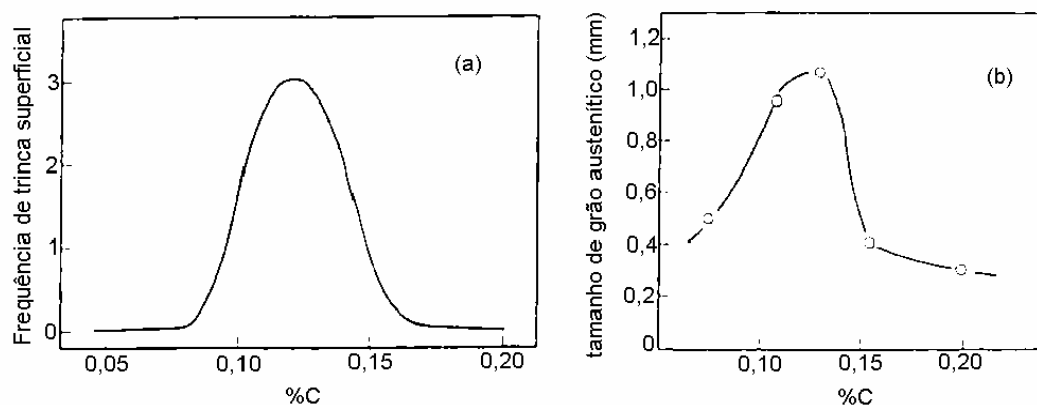


Figura 3.36 - Efeito do teor de C do aço na frequência de trinca superficial (a) e no tamanho de grão austenítico (b) (Wolf,1991).

Baseando-se nos comportamentos acima, Wolf (1991) conclui que o principal parâmetro relativo à composição do aço parece ser a quantidade de ferrita presente durante a solidificação, via o controle das propriedades mecânicas da casca solidificada a altas temperaturas. Esse parâmetro é sintetizado em termos de “potencial ferrítico”, FP, definido pela seguinte relação:

$$FP = 2,5 (0,5 - [\%C]) \quad (3.3)$$

Valores acima de 1 indicam uma estrutura ferrítica monofásica durante a solidificação e também abaixo da temperatura solidus. Já valores negativos indicam uma estrutura completamente austenítica.

Em aços baixa liga, a existência de ferrita e austenita é também influenciada por elementos de liga. Wolf (1991) define então um “carbono equivalente para a reação peritética”, C_p :

$$C_p^{(*)} = [\%C] + 0,02[\%Mn] + 0,04[\%Ni] - 0,1[\%Si] - 0,04[\%Cr] - 0,1[\%Mo] - 0,7[\%S] \quad (3.4)$$

(*) os coeficientes associados a cada elemento são relativos a observações industriais feitas por Wolf e não necessariamente coincidem com valores de outros autores e citados por ele.

3.6.2.4.2 Manganês e enxofre

Muitos pesquisadores têm estudado a influência do S e da relação Mn/S na susceptibilidade à ocorrência de trinca no lingotamento contínuo de tarugos. Há uma concordância que uma baixa relação Mn/S leva à formação de um líquido interdendrítico de FeS de baixo ponto de fusão durante a solidificação. Esta fase irá levar à formação de trinca interna no tarugo durante o lingotamento contínuo ou trinca

intergranular durante laminação à quente (Toledo, 1992). Toledo (1992) propõe uma relação Mn/S crítica, $(Mn/S)_c$, dada por:

$$(Mn/S)_c = 1,345 * S^{-0,7934} \quad (3.5)$$

onde S é o teor de enxofre.

Assim, quando $(Mn/S)_{aço} < (Mn/S)_c$, há um aumento da susceptibilidade ao trincamento.

Segundo Wünnenberg (1985) níveis de enxofre muito baixos evitam a formação de trinca interna independente do teor de Mn.

3.6.2.4.3 Boro e titânio

Os aços médio carbono (%C~0,33), contendo boro e titânio, apresentam a maior susceptibilidade à formação de depressões transversais, associadas à forte variação de nível de aço no menisco e, portanto, mais comuns em aços lingotados em molde lubrificados a óleo (Pinheiro,1997). Pinheiro (1997) também reporta a presença de depressões longitudinais com aparecimento de trinca abaixo da depressão nos tarugos com 0,31 a 0,35%C com B e Ti.

Essa maior susceptibilidade está relacionada à presença de Ti, que em muitos aços é adicionado para fixar o N no aço como TiN, evitando a formação de BN. Como consequência, o B estará livre, conferindo ao aço maior temperabilidade.

O TiN estará presente nos contornos de grão, fortalecendo a casca solidificada na região do menisco, que assim se torna mais rígida e propensa à deformação permanente devido a uma ação térmica ou mecânica (Pinheiro,1997). Este aumento da resistência em altas temperaturas foi confirmado por Pinheiro (1997) ao submeter duas amostras de aço contendo B (uma contendo Ti e outra não) a um teste de tração em altas temperaturas (1300°C – Máquina Gleeble®). O resultado é apresentado na figura 3.37.

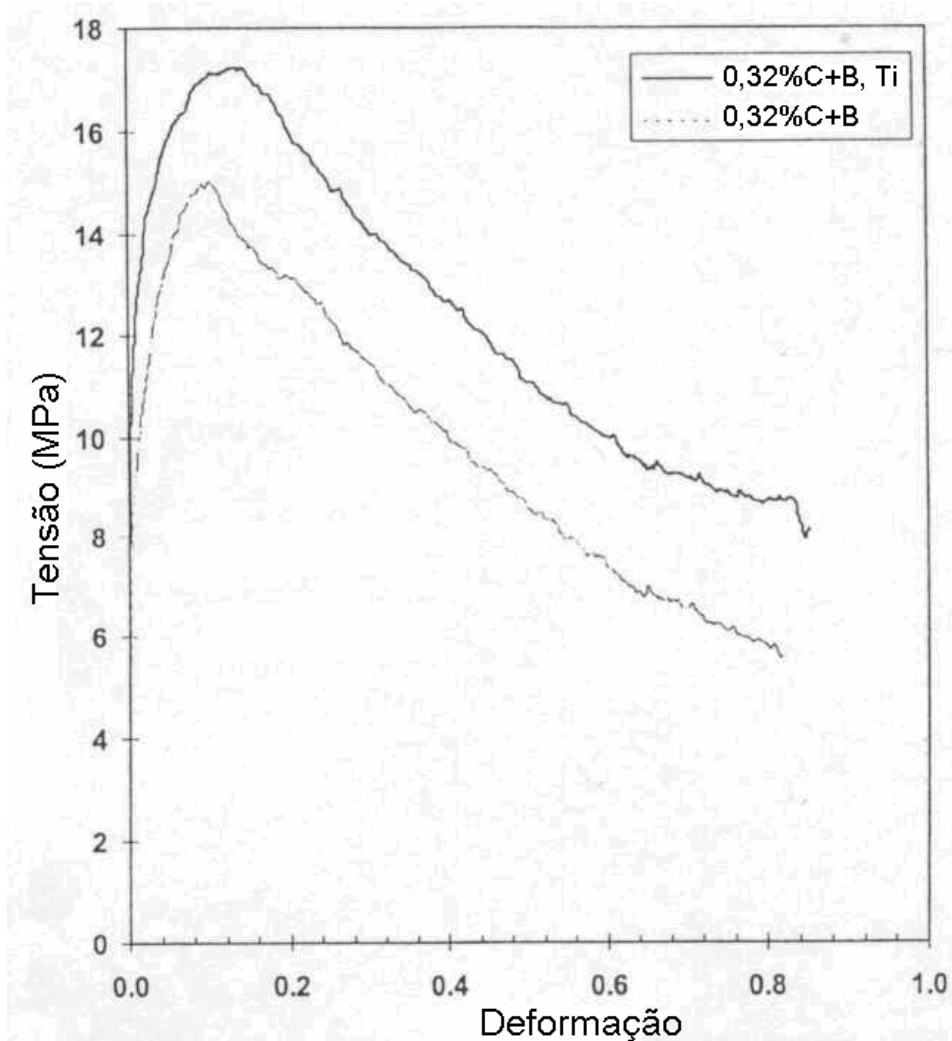


Figura 3.37 - Teste de tração para uma amostra lingotada de aço médio teor de carbono a uma taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} a 1300°C . (Pinheiro,1997).

Pinheiro (1997), baseando-se em análise termodinâmica, propõe que para minimizar a precipitação de Ti no aço líquido (líquido interdendrítico) o N contido no aço deve ser menor que 60 ppm e o Ti inferior a 0,019%.

3.6.2.4.4 Residuais

A partir da equação 3.4 para determinação do carbono equivalente (C_p) para aços baixa liga proposta por Wolf (1991), tem-se uma idéia da influência de alguns residuais como Ni, Cr e Mo. Visage (1996) faz análise da presença de trincas intergranulares no lingotamento contínuo de tarugos que estariam levando à formação de “palha” (*seams*) na barra laminada. A severidade da trinca superficial intergranular estaria relacionada com um valor de “cobre equivalente” (Cu') para o aço expresso por:

$$Cu' = \%Cu + 10\%Sn - \%Ni \quad (3.6)$$

O valor limite para Cu' mostrou-se fortemente dependente do percentual de carbono do aço, sendo de 0,2 para baixo carbono ($\%C=0,10-0,20$), de 0,3 para médio carbono ($\%C=0,21-0,40$) e alto carbono ($\%C=0,41-1,0$), conforme mostrado nas figuras 3.38 e 3.39, respectivamente.

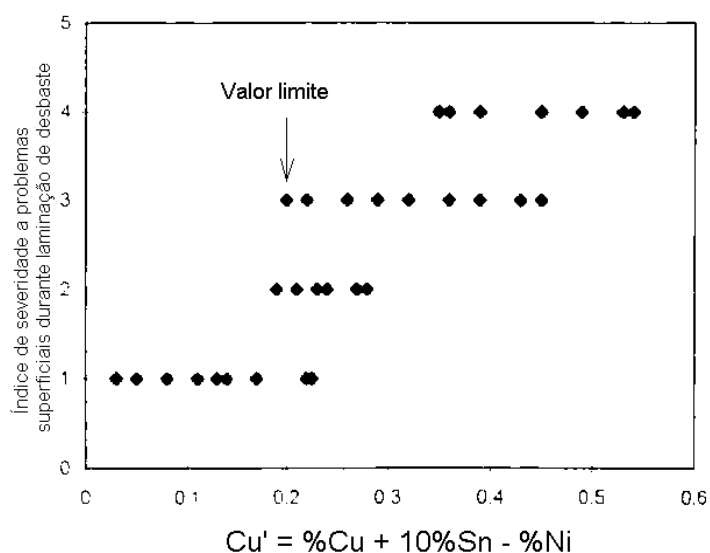


Figura 3.38 - Efeito do Cu' na qualidade superficial da barra na laminação de desbaste nos aços baixo carbono. (Visage,1996).

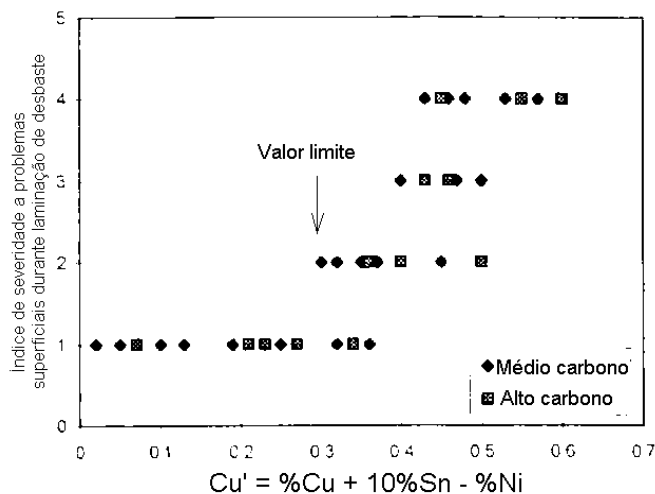


Figura 3.39 - Efeito do Cu' na qualidade superficial da barra laminada na laminação de desbaste dos aços médio e alto teor de carbono (Visage,1996).

O efeito do Ni estaria relacionado ao incremento da solubilidade do Cu na austenita, reduzindo a velocidade de formação de carepa e aumentando o ponto de fusão da fase rica em cobre presente nos contornos de grão (Visage, 1996).

Um resfriamento mais intenso é prejudicial em aços com altos valores de Cu' devido a uma menor temperatura superficial do tarugo (Visage,1996). Isto se deve ao enriquecimento de cobre nos contornos de grão, que ocorre em temperaturas inferiores a 1150°C.

Uma maior velocidade de lingotamento seria benéfica devido a um menor tempo de exposição do tarugo à faixa de temperatura crítica para o enriquecimento de residuais nos contornos de grão durante o resfriamento secundário. Além disso, em altas velocidades, as variações nas temperaturas superficiais do tarugo na zona de spray são menores (Visage,1996).

O Nb em altas concentrações (típico em aços inoxidáveis) promove fortemente a formação de trincas relacionadas à queda de ductilidade na zona de alta temperatura, em virtude da precipitação de fosfetos de nióbio de baixo ponto de fusão (Wolf,1991).

3.6.3 Tipos de trincas de solidificação

Nos itens que se seguem serão apresentados os diversos tipos de trinca, superficiais ou internas, que ocorrem no lingotamento contínuo. Às trincas, cuja ocorrência é típica do lingotamento contínuo de tarugos serão dadas um maior detalhamento. As trincas denominadas *off-corner* serão tratadas em capítulo à parte, em virtude de sua maior relevância para o presente trabalho. Os tipos de trinca de solidificação são apresentados na figura. 3.31.

3.6.3.1 Trincas superficiais

3.6.3.1.1 Trinca longitudinal

As trincas longitudinais são divididas, em função de sua localização, em trincas de meia face e trincas de canto.

As trincas longitudinais de meia face são um problema particularmente sério no lingotamento de placas. Brimacombe e Sorimachi (1977) apontam alguns fatores operacionais que podem aumentar a severidade destas trincas:

- variação ou aumento da velocidade de lingotamento;
- lingotamento com altas temperaturas;
- lingotamento de placas largas;
- condições do molde: água de resfriamento imprópria, perda de conicidade, oscilação irregular do molde, pó fluxante impróprio, lingoteiras usadas;
- super-resfriamento nas zonas de spray superiores;
- suporte insuficiente abaixo do molde;
- pobre alinhamento do sistema de suporte entre molde e submolde.

Já a trinca longitudinal de canto aparece também no lingotamento contínuo de tarugos. Brimacombe e Sorimachi (1977) relatam alguns fatores operacionais e metalúrgicos relacionados à ocorrência deste tipo de trinca:

- reversão na conicidade do molde devido à distorção e/ou desgaste das faces ou cantos dos moldes;
- alta velocidade de lingotamento;
- posicionamento incorreto dos rolos de pé (rolos posicionados na saída do molde);
- aço contendo de 0,17% a 0,24% de C, S > 0,035%, P > 0,035%;

Relata-se, ainda, o efeito do tamanho do raio de canto, sugerindo-se valores de 1/10 da seção. Entretanto, há divergências a respeito desta conclusão.

Brimacombe e Sorimachi (1977) apontam a questão da reversão na conicidade do molde como o fator mais importante entre os acima listados. As trincas se formam quando o molde alarga na direção da posição central ao nível do menisco enquanto ao mesmo tempo ele se torna mais gasto próximo à saída. Estes autores citam como exemplo o caso de um tarugo de 20 cm de seção, onde a frequência de trincas cresceu quando a diferença entre as dimensões do molde no menisco e na porção inferior do molde excedeu 1,2 mm.

3.6.3.1.2 Trinca transversal

A trinca transversal pode ser um problema severo no lingotamento de placas. As tensões longitudinais que causam as trincas transversais são geradas no endireitamento ou na câmara de sprays. Assim é certo dizer que sua ocorrência está relacionada com a zona de baixa ductilidade a baixas temperaturas.

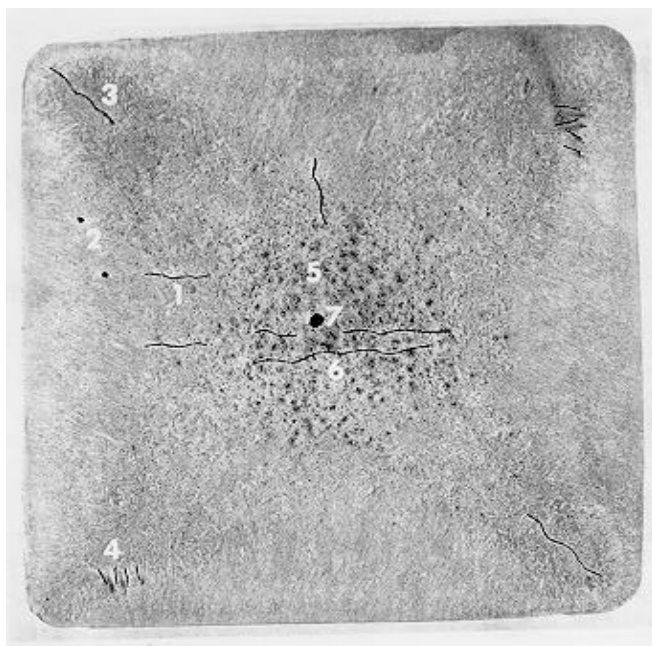
No caso dos tarugos, as trincas transversais podem surgir durante o endireitamento, se certos elementos residuais como S e P estiverem presentes em grande quantidade. Elas podem também ocorrer devido à excessiva fricção no molde em virtude da lubrificação inadequada ou desalinhamento da máquina (Brimacombe e Sorimachi, 1977).

3.6.3.1.3 Trinca estrela ou *Crazy Crack*

Como o nome sugere, esta trinca aparece em grupos, na forma aproximada de uma estrela. Ela pode ser relacionada com a raspagem de cobre da parede do molde. Este cobre irá penetrar na superfície e causar fragilidade a quente. Este problema é usualmente resolvido pelo recobrimento da parede interna do molde com cromo e realinhamento do molde e dos rolos para minimizar a raspagem.

3.6.3.2 Trincas internas

As trincas internas, ao contrário das trincas superficiais que podem ser identificadas a partir de inspeção visual, são identificadas apenas a partir do corte de uma seção transversal (mais comum) ou longitudinal, seguido de um ataque com reagente específico para evidenciar/realçar a trinca existente. São comumente usadas na rotina industrial as análises de Baumann e/ou macrografia. A figura 3.40 mostra uma macrografia de uma seção transversal do tarugo, ilustrando as trincas internas mais comuns no processo de lingotamento contínuo.



Defeitos em tarugos

- 1 Trincas de meio raio
- 2 Pinholes
- 3 Trincas diagonais
- 4 Trinca off-corner
- 5 Porosidade Central
- 6 Trinca Central
- 7 Segregação central

Figura 3.40 - Macrografia de uma seção transversal do tarugo com os defeitos internos característicos ao processo de lingotamento de tarugos.

3.6.3.2.1 Trinca Central

A trinca central aparece na região central da seção lingotada e forma-se perto do fim da solidificação. Enquanto que no lingotamento de placas o abaulamento (*bulging*) é a força motriz para a formação de trinca central, no lingotamento de tarugos ele tem um papel menos importante.

Van Drunen et al. (1975) sugeriram que uma repentina queda da temperatura no centro do tarugo ao se completar a solidificação gera tensões de fratura. Esta queda de temperatura no centro é consideravelmente mais rápida do que o decréscimo da temperatura na superfície, o que resulta em contração do centro.

Um resfriamento secundário intenso pode contribuir para a formação de trinca central quando um considerável reaquecimento da superfície abaixo da zona de resfriamento secundário coincide com o fim da solidificação. Sugere-se o resfriamento por spray no ponto final da solidificação como maneira para se suprimir esta trinca (Sorimachi, 1977).

3.6.3.2.2 Trinca Diagonal

A trinca diagonal, característica do lingotamento de tarugos, é associada à romboidade. Ela usualmente surge entre os cantos obtusos de uma seção rombóide. Claramente, a trinca diagonal surge de uma distorção do tarugo que pode ocorrer se duas faces adjacentes são resfriadas mais rapidamente que as outras faces no molde ou no resfriamento secundário.

A contração do aço na proximidade das faces frias gera uma tensão orientada diagonalmente entre essas faces. Se suficientemente grande, a tensão irá causar distorção e a trinca irá se formar. A trinca forma-se inicialmente na zona de alta temperatura e baixa ductilidade e pode crescer dependendo da magnitude da tensão.

Para minimizar a formação de trinca diagonal deve-se buscar um resfriamento por igual nas quatro faces do tarugo (Samarasekera,1982)

3.6.3.2.3 Trinca de Meio Raio

As trincas de meio raio surgem numa posição normal a uma dada face da seção lingotada e numa região a aproximadamente meio caminho entre a superfície e o centro da seção. Este tipo de trinca tem sido largamente estudado e há uma concordância que um resfriamento secundário excessivo e uma alta temperatura de lingotamento são fatores operacionais responsáveis por estas trincas . Soma-se a eles a composição química do aço, em particular teores de S e P superiores a 0,020% (Van Drunen,1975).

O resfriamento secundário excessivo é o principal fator causador da trinca de meio raio, pois este pode levar a um reaquecimento da superfície do tarugo, o que proporciona a força motriz para o trincamento. Este reaquecimento da superfície ocorre onde a vazão específica de água cai abruptamente, como abaixo da câmara de spray, entre os conjuntos de bicos de spray ou abaixo da saída do molde.

A alta temperatura de lingotamento tem grande influência por agir sobre a estrutura de lingotamento, uma vez que aumenta a zona colunar. A trinca de meio raio forma-se muito mais facilmente entre as dendritas na zona colunar comparativamente à zona equiaxial.

Já a influência do S e do P pode ser vista em função do seu efeito deletério sobre a ductilidade a quente.

Pode-se, então, dizer que a prevenção à formação da trinca de meio raio advém tanto da minimização da tensão de tração, isto é, do reaquecimento da superfície, ou pelo incremento da ductilidade a quente na zona de alta temperatura.

3.6.4 Trinca *off-corner*

Trincas internas são muitas vezes observadas próximas aos cantos dos tarugos, denominadas região *off-corner*. Cortes em seções transversais destes tarugos mostram que essas trincas aparecem numa posição normal a uma dada face e entre 10 a 20 mm do canto (Brimacombe,1980). Em alguns casos, essas trincas podem estar associadas a uma depressão longitudinal e, em casos mais severos, a parte mais interna da trinca pode curvar-se e seguir uma linha diagonal conforme mostrado na figura 3.41.

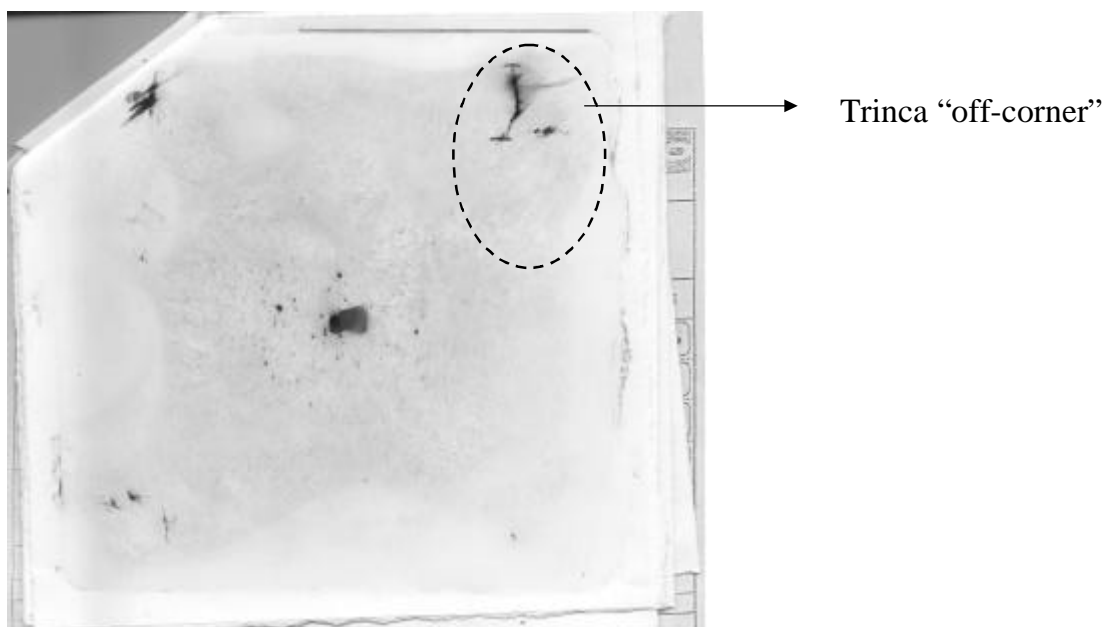


Figura 3.41 - Amostra de Baumann de uma seção transversal de tarugo, evidenciando a trinca *off-corner*.

Brimacombe (1980), através de análise metalográfica de pequenas amostras de tarugos contendo a trinca, observou que:

- As trincas *off-corner* seguem uma trajetória irregular entre as dendritas colunares;
- as trincas *off-corner* seguem a fase ferrita próeutetóide, frequentemente circundando o contorno de grão da austenita. Quando em alta magnitude, as

trincas são vistas como linhas de inclusões não-metálicas concentradas na fase pró-eutetóide (baixo e médio carbono). Nos aços alto carbono, as linhas de inclusões estão associadas à cementita pró-eutetóide;

- estas inclusões são, em sua maioria, sulfetos de Mn, MnS.

Desta forma, as trincas *off-corner* são geradas bem próximas da frente de solidificação, em regiões interdendríticas que são provavelmente ocupadas por líquidos residuais, tendo um alto percentual de enxofre (ou outro elemento segregante) devido à segregação. O caminho interdendrítico poderia ser um grão austenítico circundado por uma fase pró-eutetóide ou um caminho rico em inclusões no interior do grão austenítico (Brimacombe,1980).

As trincas *off-corner* formam-se na zona de alta temperatura e baixa ductilidade, entre 50 e 100°C abaixo da temperatura solidus, onde a tensão de fratura é aproximadamente de 0,2-0,3% (Brimacombe,1980).

Brimacombe (1980), a partir de análise do comprimento da trinca e da distância do seu ponto inicial à superfície, conclui que a trinca *off-corner* em média se inicia na metade inferior do molde e termina a aproximadamente 200 a 300 mm abaixo da saída do molde, na região dos sprays.

3.6.4.1 Mecanismo de Formação

O mecanismo de formação da trinca *off-corner* está relacionado com a não uniformidade da espessura da casca solidificada do tarugo à medida que se caminha do canto para o meio (Brimacombe,1980) (Uehara, [198-]). A casca se torna mais fina à medida que se aproxima do canto do tarugo (figura 3.42), o que é explicado pela redução da taxa de extração de calor, em virtude da formação de um *gap* maior comparativamente ao encontrado no meio (figura 3.4).

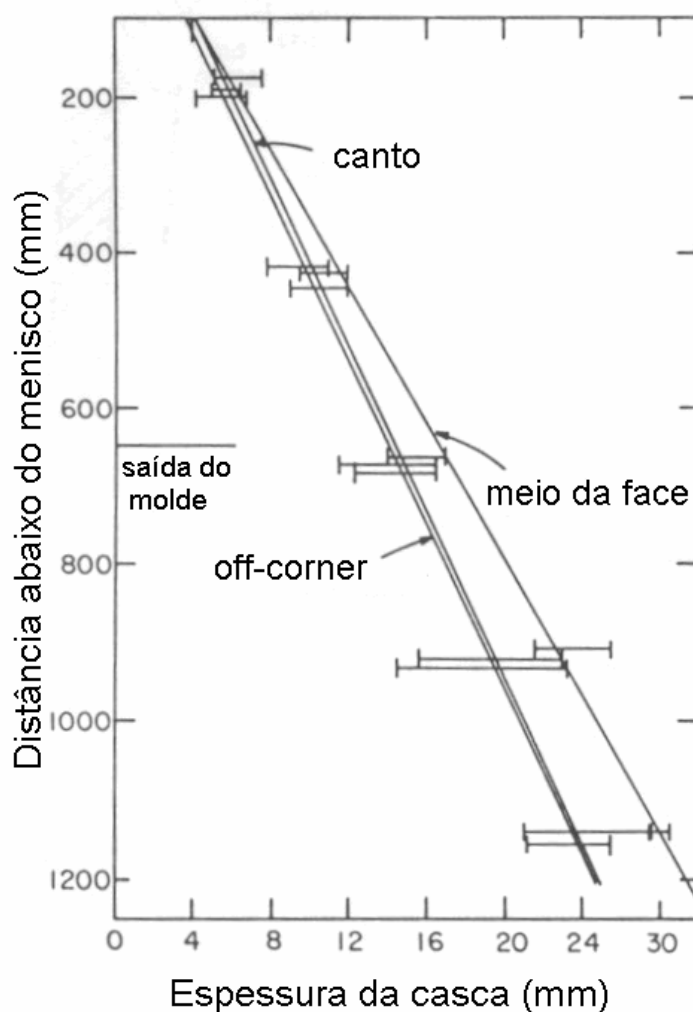


Figura 3.42 - Diferença entre a espessura da casca solidificada na região *off-corner* e no meio da face do tarugo em relação à distância do menisco (Brimacombe,1980).

Como a região *off-corner* tem uma pele mais fina que o centro e uma temperatura mais alta que o canto ela é a região mais frágil e, portanto, mais susceptível à trinca. Assim, qualquer abaulamento (*bulging*) da face do tarugo no molde devido à pressão ferrostática se estende não desde os cantos, mas a partir da região *off-corner*. A região *off-corner* vai funcionar como uma espécie de “dobradiça” (*hinge*) entre a região central do tarugo e o canto (Brimacombe,1980). A figura 3.43 ilustra o mecanismo de formação da trinca *off-corner*.

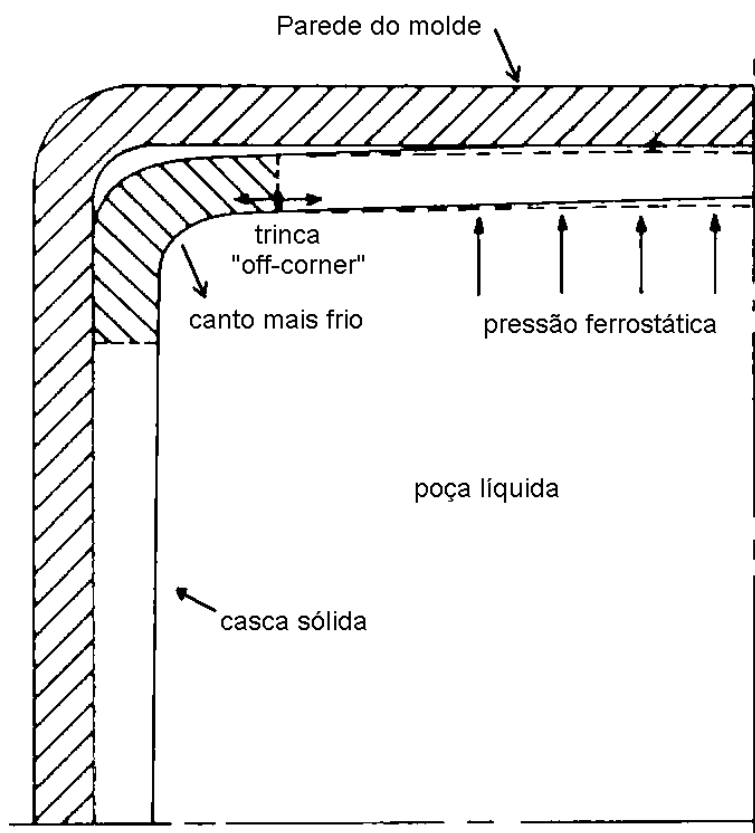


Figura 3.43 - Diagrama esquemático do abaulamento (*bulging*) do tarugo no molde e formação da trinca *off-corner* (Brimacombe,1980).

A deformação por tração (*tensile strain*), associada ao abaulamento vai se localizar na região *off-corner*, mais frágil e, adjacente e paralela à frente de solidificação. Se esta deformação exceder a tensão para fratura, a trinca *off-corner* vai se formar em uma posição normal à frente de solidificação.

Bommaraju (1984) cita que a presença de marcas de oscilação é também um fator de influencia na geração de trinca *off-corner*. Marcas de oscilação mais profundas na região *off-corner* levam a espessuras da casca solidificada mais finas nesta região e conseqüentemente a maior propensão à ocorrência de trinca. Estas marcas mais profundas são favorecidas pela baixa velocidade da água de resfriamento do molde, o baixo percentual de carbono no aço, o alto nível de fósforo no aço (para aços médio-carbono) e o baixo delta T (*superheat*). Outro fator seria o tempo de estripamento

negativo que, se reduzido, pelo aumento da frequência de oscilação ou redução da amplitude, diminui a profundidade da marca de oscilação (Bommaraju,1984).

3.6.4.2 Fatores que afetam a formação da trinca *off-corner*

O abaulamento requerido para fratura na região *off-corner* não é grande (Brimacombe,1980). Desta forma, a questão mais relevante passa a ser os fatores que levariam a um menor ou maior abaulamento.

3.6.4.2.1 Composição química

Os aços médio teor de carbono (0,25-0,40%) são mais propensos à ocorrência de trinca *off-corner* (Wolf,1991) (Samarasekera,1993) (Uehara,[198-]). A figura 3.35 ilustra este fato.

A explicação pode estar relacionada a uma menor espessura da casca solidificada na saída do molde (Pinheiro,2000) para este grupo de aço e conseqüentemente maior abaulamento.

Segundo Uehara ([198-]), os aços médio carbono formam um *gap* na saída do molde 0,4 mm mais largo que os aços peritéticos.

3.6.4.2.2 Velocidade de lingotamento

Segundo Uehara ([198-]), há uma intensificação na trinca *off-corner* com o aumento de velocidade de lingotamento. Sato (2003) também confirma isto ao realizar experimentos com alta (2,5 m/min) e baixa velocidade (2,0 m/min) de lingotamento para um determinado aço médio teor de carbono (C~0,4%).

Thomas (2002), através do uso de modelo termo-mecânico baseado em elementos finitos, faz um prognóstico da temperatura, abaulamento, tensão, deformação e fratura (trinca) de tarugos na ausência de suporte (rolos de pé) após o molde. Ele mostra que:

- uma maior velocidade leva a um maior abaulamento da casca;
- a espessura da casca solidificada na saída do molde é mais fina com o aumento de velocidade (figura 3.44);
- há um aumento da temperatura superficial do tarugo com o aumento da velocidade, devido a um menor tempo de permanência no molde (figura 3.45); no entanto esta diferença não é grande;

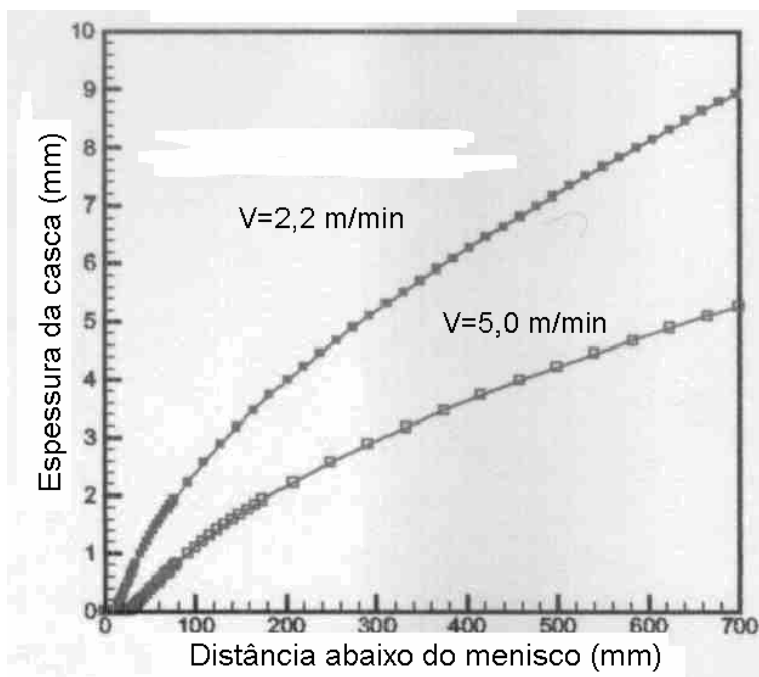


Figura 3.44 - Variação da espessura da casca solidificada em função da distância em relação ao menisco em diferentes velocidades de lingotamento (Thomas,2002).

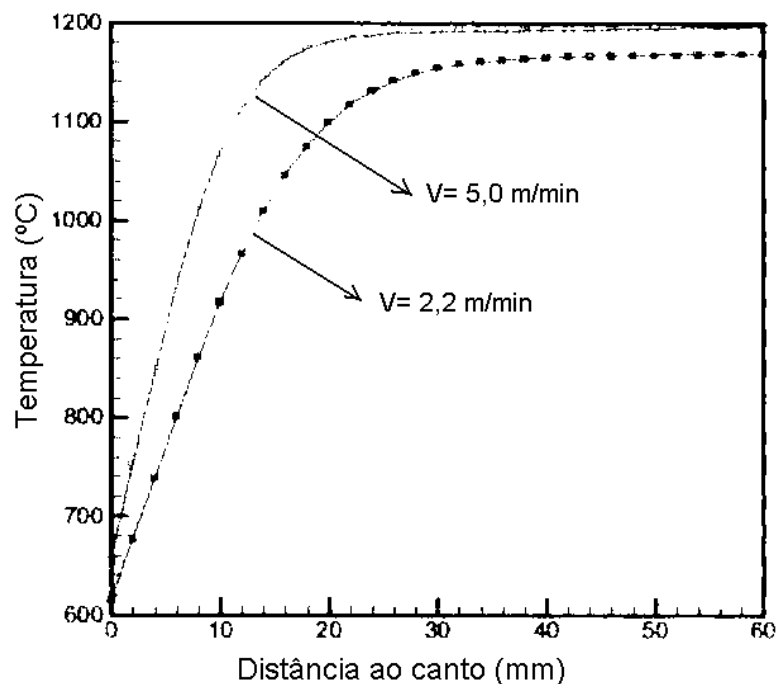


Figura 3.45 - Temperatura do tarugo na saída do molde (Thomas,2002).

- há um aumento nos valores de tensão e deformação na região *off-corner* interna, com o aumento de velocidade, devido a um efeito “dobradiça” (*hinging effect*) que a pressão ferrostática, em toda a face, exerce sobre o canto. Estes valores confirmam o mecanismo de formação da trinca proposto por Brimacombe (1980).

3.6.4.2.3 Resfriamento Secundário

O aumento do fluxo de água na saída do molde é benéfico para a redução da trinca *off-corner* (Brimacombe,1980) (Uehara,[198-]). Uehara ([198-]) apresenta valores de temperatura superficial do tarugo abaixo do molde necessários para eliminação da trinca *off-corner* (figura 3.46).

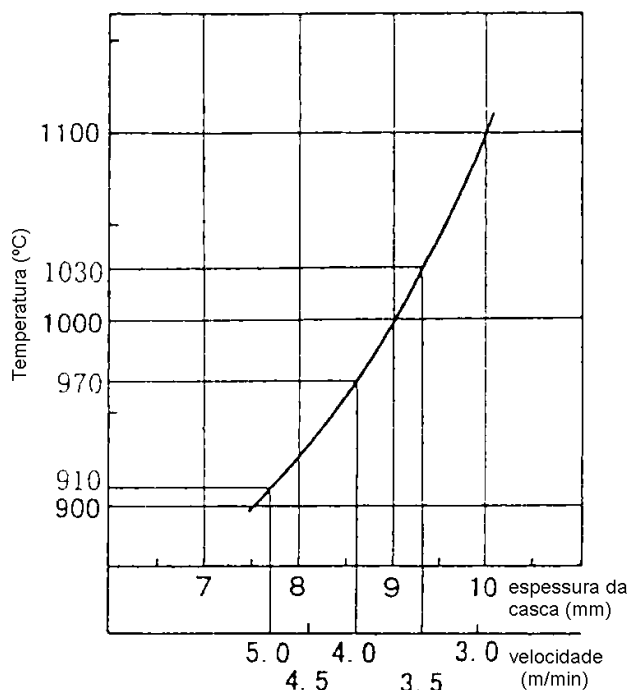


Figura 3.46 - Temperatura da superfície do tarugo abaixo do molde requerida para eliminação da trinca *off-corner* (Uehara, [198-]).

O aumento da extração de calor e a redução da temperatura superficial fazem com que a casca seja reforçada contra um abaulamento adicional; além disso, um resfriamento rápido da superfície do tarugo impõe uma tensão de compressão na frente de solidificação que interrompe o crescimento da trinca (Brimacombe, 1980). No entanto, deve-se atentar para a possibilidade de reaquecimento da superfície do tarugo, que pode levar à ocorrência de trinca de meio raio.

3.6.4.2.4 Rolo de pé e oscilador

Thomas (2002), Park (2002), Samarasekera (1993) entendem que a existência de um suporte na saída do molde, exercido pelos rolos de pé (*foot rolls*), possibilitaria um aumento da velocidade de lingotamento e produtividade sem a ocorrência de trinca *off-corner*. O uso de rolos de pé fechados cerca de 0,25 mm em cada face em relação à

saída do molde contribui para redução da trinca longitudinal de canto e reduz o desgaste da lingoteira na saída do molde por suportar mais a carga ferrostática local (Szekeres, Brimacombe Continuous Casting Course, 2003), como mostrado na figura 3.47

Brimacombe (1980) aponta que a ocorrência aleatória da trinca *off-corner* pode estar associada a um jogo de rolos de pé impróprios ou a um movimento cambaleante do molde durante o ciclo de oscilação, fazendo com que o tarugo se mova na região inferior do molde.

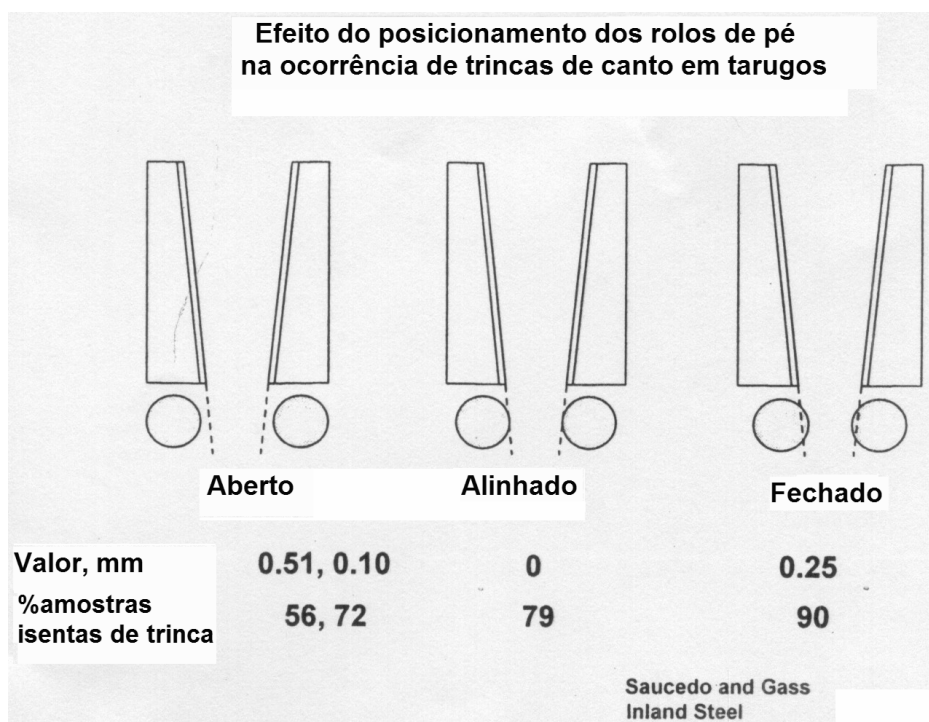


Figura 3.47 – Efeito do rolo de pé sobre a formação de trinca longitudinal de canto (BCCC, 2003)

3.6.4.2.5 Conicidade

A conicidade deve ser ajustada de modo a evitar a formação de um *gap*, que poderá levar à um inchamento da casca na porção inferior do molde, levando à ocorrência de trinca *off-corner* (Samarasekera, 1993). Ueda, através da otimização da conicidade do molde, eliminou quase que completamente a ocorrência de trinca *off-corner*. Wolf (1991) cita que conicidades maiores reduzem a propensão à ocorrência de trinca *off-corner* (figura 3.35). Park (2002) cita que a otimização da conicidade em moldes parabólicos contribui para uma solidificação mais uniforme, o que potencialmente reduz a possibilidade de ocorrência de trinca *off-corner*.

A conicidade inadequada também influencia na formação de depressões longitudinais, abaixo das quais é gerada normalmente uma trinca *off-corner* (Pinheiro, 2000).

A vida do molde afeta seriamente a distribuição de temperatura dentro do molde e pode causar trinca *off-corner* no tarugo (Zetterlund, 1983). Em moldes usados, o *gap* cresce e torna-se substancialmente maior na porção inferior do molde. Com isto, a extração de calor é reduzida o que resulta em um reaquecimento da superfície na saída do molde.

O desgaste do molde em função do seu uso causa um aumento do *gap* nos cantos do tarugo o que leva à formação de uma pele mais fina e quente, aumentando à susceptibilidade à ocorrência de trinca superficial de canto. O desgaste do molde na sua porção central leva à ocorrência de inchamento ainda dentro do molde, aumentando a probabilidade de formação da trinca *off-corner* (Park, 2002).

3.6.4.2.6 Raio de Canto

O raio de canto controla como as trincas longitudinais se manifestam, apesar de não ser a causa do problema (Park, 2002). Segundo Samarasekera (1993), a redução do raio de canto de 12-16 mm para 3-4 mm é benéfica para a redução da trinca longitudinal, porém

tende a mover a localização da trinca da região do canto para a região *off-corner*, tornando mais fácil o aparecimento da trinca *off-corner* nestas condições.

Park (2002) faz uma análise do comportamento termo-mecânico do tarugo com raio de canto grande (15mm) e pequeno (4mm). Segundo ele, a localização do pico de tensão move do canto para a região *off-corner* em raios de cantos menores. Isto ocorre porque o canto passa a ter uma espessura da casca mais grossa do que na região *off-corner* devido à redução do *gap*, passando a região *off-corner* a possuir uma pele mais fina e frágil. Em função disto, o raio de canto menor seria mais susceptível à trinca *off-corner* (Park, 2002), concordando com as observações de Samarasekera (1993).

3.6.4.2.7 Agitação eletromagnética (EMS)

Para se entender a influência da agitação eletromagnética no molde sobre a formação de trincas internas, em particular a trinca *off-corner*, é preciso primeiramente entender a formação da estrutura de solidificação presente no lingotamento contínuo.

A estrutura de solidificação no lingotamento contínuo dos aços pode ser examinada usando uma variedade de métodos, adição de traçadores radioativos, impressão de Baumann e macroataque (Lait,1982). Estes revelam que esta estrutura consiste de três zonas conforme mostrado na figura 3.48:

- zona coquilhada adjacente à superfície, onde a estrutura consiste de finos cristais equiaxiais;
- zona colunar, cujas dendritas se estendem para dentro a partir da zona coquilhada, em uma direção aproximadamente perpendicular á superfície do tarugo;
- região equiaxial, que consiste de dendritas orientadas aleatoriamente no centro da seção lingotada.

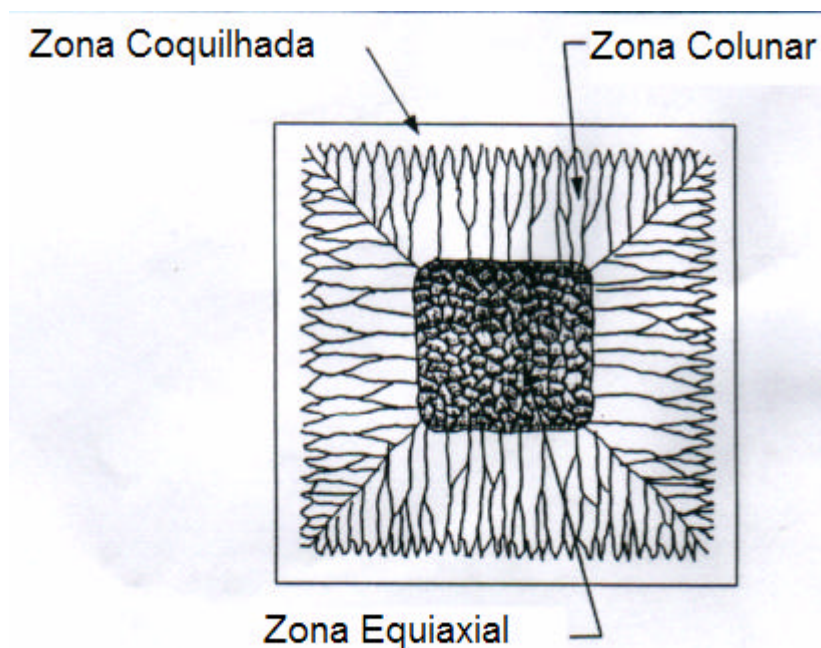


Figura 3.48 – Típica estrutura de solidificação para o lingotamento contínuo de tarugos (BCCC,2002).

O tamanho relativo da zona equiaxial central e da zona colunar assume especial interesse quando se investiga a qualidade interna do tarugo. As dendritas colunares são mais susceptíveis à formação de trincas internas do que as dendritas equiaxiais (Lait,1982). Outra observação feita por Lait (1982) é que em máquinas de lingotamento curvas, a zona colunar adjacente à superfície do raio interno da máquina é mais longa, o que significa que trincas internas irão se formar preferencialmente adjacente ao raio interno da máquina.

Os agitadores eletromagnéticos (EMS) no molde promovem uma maior homogeneidade térmica, o que leva a uma redução nos gradientes de temperatura e concentração de solutos na região anterior da frente de solidificação (Lait,1982). Isso irá produzir condições favoráveis para o crescimento de cristais, inibindo o crescimento de dendritas, favorecendo uma maior zona equiaxial e, portanto, criando condições menos favoráveis à formação de trincas. Conforme Drunen (1975) a razão para a estrutura colunar ser mais propícia à formação de trincas que a equiaxial deve-se ao fato da estrutura colunar possuir uma trajetória relativamente fácil e contínua para rompimento entre as dendritas paralelas o que não ocorre,obviamente, na estrutura equiaxial.

Outra contribuição favorável do uso do agitador eletromagnético é que ele diminui a severidade dos chamados *re-entrant corners*.

3.6.4.3 Depressão longitudinal

O entendimento do mecanismo que leva à formação da depressão longitudinal torna-se importante no entendimento da trinca *off-corner*, já que muitas vezes ela aparece abaixo do ponto onde esta depressão ocorre.

Pinheiro (2000) observou a ocorrência de depressão longitudinal na maioria dos tarugos com teores de carbono entre 0,31-0,33, contendo boro e titânio. Segundo Pinheiro (2000), a depressão longitudinal estaria ligada à ocorrência de *binding* em função de uma conicidade excessiva. Como o tarugo não pode ser mais largo que o molde, a casca sólida é deformada plasticamente para se ajustar ao molde, criando a depressão longitudinal. A depressão leva a uma redução local na taxa de transferência de calor, fazendo com que o crescimento da casca seja retardado abaixo da depressão.

Baseado nisto e nos resultados encontrados para a distância da trinca *off-corner* formada abaixo da depressão em relação à superfície, Pinheiro (2000) conclui que a trinca *off-corner* associada a uma depressão se forma na porção inferior da câmara de sprays ou na saída dela devido a um reaquecimento da superfície, similarmente ao mecanismo de formação da trinca de meio raio.

4 METODOLOGIA

Conforme indicações obtidas na revisão bibliográfica, a ocorrência de trinca *off-corner* está ligada ao abaulamento (*bulging*) do tarugo na saída do molde, devido a uma pele solidificada ainda fina, não sendo capaz de suportar a pressão ferrostática existente. A solução do problema passa, portanto, pela redução deste abaulamento.

Uma das alternativas para se alcançar esse objetivo é o aumento da espessura da casca solidificada na saída do molde. Uma maior espessura da casca demanda uma maior extração de calor no molde. O processo de extração de calor entre o molde e o aço é controlado pelo *gap* de ar e pelo pó fluxante. O *gap* de ar pode ser reduzido pela alteração da conicidade do molde. A mudança no pó envolve alterações de suas propriedades de modo a reforçar os aspectos de aumento na sua capacidade de transferir calor do veio para o molde.

Deve ser mencionado que a redução na velocidade de lingotamento contribui para o aumento da espessura da casca solidificada na saída do molde, conforme colocado por Thomas (2002). No entanto, é objetivo deste trabalho, buscar soluções técnicas que levem à redução da trinca de solidificação *off-corner* sem que haja perda de produtividade, ou seja, redução da velocidade de lingotamento.

Embora a literatura (Chow, 2002) coloque que a alteração da velocidade da água de resfriamento do molde pouco influi no fluxo total de calor no molde sabe-se que, sob determinadas condições, ocorre um fenômeno denominado *boiling hysteresis* (Bommaraju, 1986), que altera sensivelmente as condições locais de transferência de calor, podendo levar à ocorrência de trincas internas e/ou romboidade. O aumento da vazão da água no molde leva à redução da temperatura do molde (Pinheiro, 2000) e menor propensão à ocorrência de *boiling hysteresis*.

Samarasekera (2003) propõe que uma marca de oscilação mais profunda, à medida que se caminha para os cantos do tarugo, seria um fator agravante para a ocorrência da trinca *off-corner*, pela maior fragilidade da pele solidificada nesta região, em virtude de

uma pele ainda mais fina decorrente da maior profundidade da marca de oscilação. A existência desta não-uniformidade da marca de oscilação associada à trinca *off-corner*, se apresentadas no processo de lingotamento da BELGO - Usina de Monlevade, poderia ser corrigida pelo aumento da frequência de oscilação ou pela redução da amplitude de oscilação, que além de levar a uma menor profundidade da marca de oscilação, contribuem para o aumento da extração de calor no molde (Samarasekera, 2003, Szekeres, 2002).

Um aumento na taxa de extração de calor na saída do molde (1ª zona de sprays) é citado também como um fator para redução do abaulamento adicional do tarugo na saída do molde e interrupção do crescimento da trinca (Brimacombe, 1980) (Uehara,[198-]). Desta forma, este também foi um fator estudado no presente trabalho.

O aumento da intensidade da agitação eletromagnética no molde, conforme Lait (1982), contribui reduzindo a severidade dos *re-entrant corners*, aos quais as trincas *off-corner* estão associadas.

Dois outros fatores, relacionados às características da lingoteira, que não a conicidade, podem contribuir para conferir maior robustez à não ocorrência da trinca *off-corner*. O primeiro delas é o raio de canto da lingoteira, como discutido por Parker (2002). O segundo é a composição química da liga de cobre que forma a lingoteira. As lingoteiras devem ter propriedades tais que minimizem a sua distorção permanente devido à deformação plástica. Novas ligas de cobre contendo elementos como Cr, Zr, Be, Ni e Al têm sido introduzidas com o intuito de aumentar a resistência ao amolecimento (Bommaraju, 1984), além de aumentar seu tempo de uso, por levar a um menor desgaste de sua parede interna na saída do molde, o que se traduz em manutenção da conicidade original da mesma.

Desta forma, foi proposto testar um conjunto de variáveis citadas na literatura consultada como benéficas para a solução do problema da trinca *off-corner*. Tais variáveis são:

- Programa de resfriamento secundário;
- Tipo de pó fluxante;
- Conicidade da lingoteira;
- Raio de canto da lingoteira;
- Lingoteira com presença de Zr em sua composição química;
- Vazão de água do molde;
- Intensidade da agitação eletromagnética.

4.1 Planejamento e Análise de Experimentos

A fim de se avaliar a influência ou não das variáveis de processo acima definidas sobre a presença de trincas *off-corner*, foi usado um conjunto de técnicas estatísticas conhecidas como técnicas de planejamento e análise de experimentos (Montgomery,1991).

O emprego de tais técnicas permite realizar experimentos com o mínimo de tempo e custos e com a manutenção de um nível de confiança preestabelecido para as conclusões.

Conforme Werkema (1996), um experimento é um procedimento no qual alterações propositalmente são feitas nas variáveis de entrada de um processo, de modo que se possam avaliar as possíveis alterações sofridas pela variável resposta, bem como as razões destas alterações.

Trazendo o conceito acima para o presente estudo, tem-se como variável resposta do experimento a ocorrência da trinca *off-corner*. As variáveis de entrada, nas quais são

feitas alterações propositais, são as sete variáveis citadas anteriormente e que serão chamadas de fatores.

Para se avaliar o efeito destes fatores sobre a ocorrência da trinca *off-corner* foram utilizados os chamados Planejamentos Fatoriais, conforme classificação apresentada por Werkema (1996).

Um Planejamento Fatorial é aquele no qual, para cada réplica completa do experimento, todos as possíveis combinações dos níveis dos fatores são pesquisados. Este tipo de planejamento experimental tem uma grande vantagem que é a de detectar interação entre dois ou mais fatores. Além disto, na ausência de interação entre fatores, o planejamento fatorial necessita de um menor número de ensaios para a obtenção das estimativas dos efeitos dos fatores para uma mesma precisão.

No presente estudo foram estabelecidos dois níveis para cada fator. Desta forma, tem-se um Planejamento Fatorial 2^K , onde K representa o número de fatores a serem testados em cada experimento. Com a resolução desta potência, tem-se o número de combinações necessárias para a realização de um planejamento fatorial completo.

Em virtude de limitações impostas pelo processo produtivo, os experimentos foram, em geral, realizados testando dois fatores por vez. Deste modo, em cada experimento foi necessário o lingotamento de quatro corridas.

Em todos os experimentos, o aço lingotado foi o 1035D. Trata-se de um aço acalmado ao alumínio, cujo faixa de composição prevista em norma é mostrada, para os principais elementos, na tabela IV.1.

Tabela IV.1 - Composição química para o aço 1035D

%S	%C	%Mn	%P	%Si	%Al
0,030 max	0,33 - 0,38	0,600 - 0,900	0,030 max	0,150 - 0,300	0,020 - 0,080

Outro ponto que deve ser destacado é a realização de experimentos sob as mesmas condições, ou seja, os demais fatores que possam afetar a variável resposta de interesse, chamadas variáveis-ruído, devem ser controlados de modo a não sofrerem variação de uma experimentação para outra.

Diante disto, foram tomadas as seguintes ações:

- Super-aquecimento (diferença entre a temperatura do aço no distribuidor e a *temperatura liquidus* do aço): trabalhar com valores variando $\pm 5^{\circ}\text{C}$ em relação valor objetivado;
- Análise Química: conforme a equação (3.5), proposta por Toledo (1992), há um valor de Mn/S crítico, $(\text{Mn/S})_c$, para o aço, abaixo do qual aumenta-se a susceptibilidade à ocorrência de trinca. Conforme Sorimachi (1977) a relação Mn/S deve ser superior a 30, conforme figura 4.1, já que valores menores aumentam esta susceptibilidade. Desta forma, visou-se valores de Mn/S acima de 30. Individualmente, tanto para %Mn quanto para o %S, trabalhou-se com pouca variação dentro de um mesmo experimento. Para o %C, como a faixa permitida para o aço é de 0,33 a 0,38%, visou-se valores no centro da faixa.

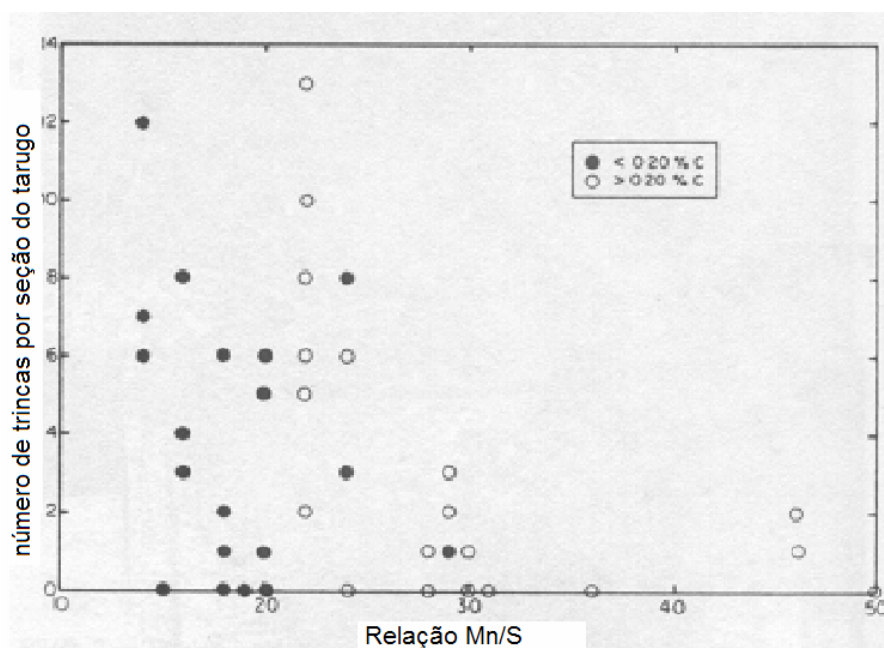


Figura 4.1 - Relação Mn/S e sua susceptibilidade à ocorrência de trinca *off-corner* (Sorimachi, 1977)

- Trabalhar com velocidade de lingotamento constante e igual à prevista em norma em todas as corridas do experimento;
- Dentro de um mesmo experimento, realizar os testes e coleta de amostras em um único veio de lingotamento.

Ao se testar os fatores tipo de lingoteira e raio de canto da lingoteira, não é possível a realização do experimento em que tais fatores são avaliados em um único veio. Neste caso, foi realizado o Planejamento Fatorial 2^K em blocos. Este tipo de planejamento tem como objetivo comparar os efeitos dos fatores quando se está exposto a diferentes ruídos. A partir daí, é verificado se há influência dos ruídos na resposta de cada nível do fator.

Para se testar a influência do tipo de lingoteira, foram feitos experimentos em dois veios, cada um com um tipo de lingoteira. Neste caso, cada veio representa um bloco. Havendo diferença entre os veios, esta estaria relacionada ao tipo de lingoteira. A mesma sistemática foi empregada para o teste com o raio de canto da lingoteira.

4.1.1 Análise estatística dos resultados

Para se fazer a análise estatística dos resultados, foi utilizado o software MINITAB®⁽³⁾ bastante difundido no meio acadêmico e usado no grupo BELGO.

No Planejamento Fatorial 2^K completo, a análise do experimento foi feita avaliando-se o gráfico de Pareto para os efeitos, os gráficos de efeitos principais e efeitos de interação, o gráfico "multi-vari", mostrados nas figuras 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5.



Figura 4.2 - Gráfico de Pareto para os efeitos.

O gráfico de Pareto (figura 4.2) define, para um dado nível de significância pré-estabelecido, se algum dos fatores testados, ou a interação entre eles, exerce influência significativa sobre a variável resposta.

⁽³⁾ Minitab é um software estatístico criado em 1972 na Pennsylvania State University. Neste estudo foi utilizada a versão 14.0.

Nas análises estatísticas realizadas ao longo deste trabalho, utilizou-se um nível de significância de 15% ⁽⁴⁾. A opção por este valor deve-se ao fato que, por se tratar de experimento industrial, torna-se bastante difícil de se manter as mesmas condições de processo entre experimentos. Assim um maior rigor estatístico, advindo de um menor valor para o nível de significância, pode conduzir ao não-aparecimento de significância para determinado fator ou interação de fatores que na prática tornam-se importantes no entendimento do processo, como já verificado em outros experimentos conduzidos na BELGO utilizando DOE.

Caso o gráfico de Pareto indique que um determinado fator, e não a interação entre fatores, exerce influência sobre a variável resposta, tem-se, a partir do gráfico de efeito principal (figura 4.3), o comportamento da variável resposta em cada um dos níveis testados para este fator.

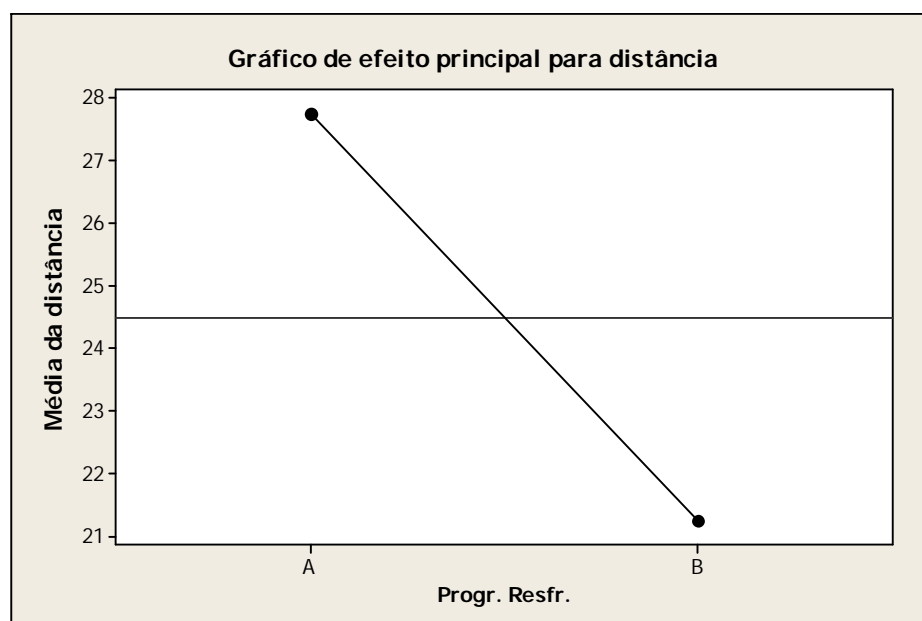


Figura 4.3 - Gráfico de Efeito Principal.

⁽⁴⁾ O valor padrão do MINITAB é de 5%.

Se, a partir do gráfico de Pareto, é mostrado que a interação entre fatores é significativa, tem-se, a partir do gráfico de interações (figura 4.4), as condições que levam a um melhor resultado da variável resposta.

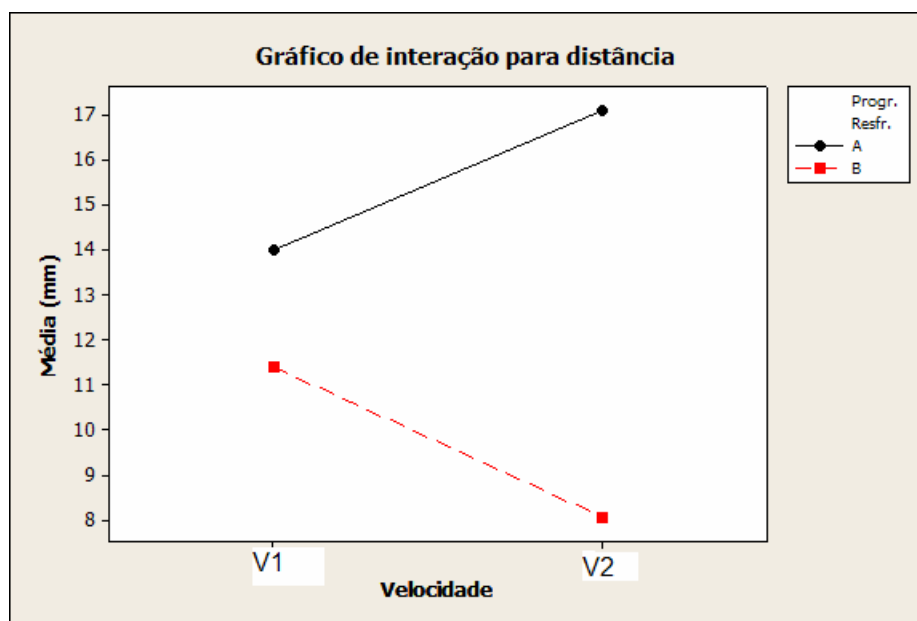


Figura 4.4 - Gráfico de Interações

Caso, a partir do gráfico de Pareto, se observe que a interação entre fatores é significativa, e esta interação envolva mais de 2 fatores, pode-se utilizar o gráfico “multi-vari” (figura 4.5), que apresenta as condições que levam a um melhor resultado da variável resposta.

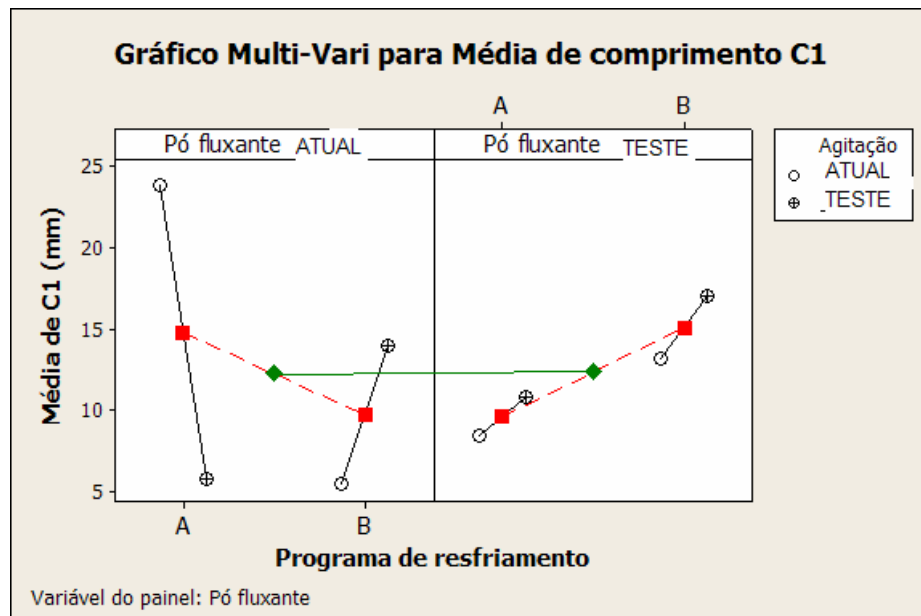


Figura 4.5 - Gráfico Multi-vari

4.2 Determinação e Avaliação das Trincas *Off-corner*

Nos processos de lingotamento contínuo, dois tipos de exame são normalmente usados para detecção de defeitos internos no material lingotado: os ensaios de macrografia e a análise de Baumann.

No caso da BELGO – Usina de Monlevade, dentro da rotina de inspeção do tarugo produzido, a análise de Baumann é utilizada com o intuito de identificar a presença de trincas internas de solidificação.

A prática interna para impressão de Baumann segue norma interna padronizada, em conformidade com Norma ASTM (E 1180 “*Practice for Preparing Sulfur Prints for Macrostructural Examination*”). Ela consiste em mergulhar um papel fotográfico em uma solução de impressão (água + ácido sulfúrico) seguido de contato com a superfície previamente preparada da amostra do tarugo. Após isto, o papel fotográfico é mergulhado em uma solução fixadora (água + tiosulfato de sódio + sulfito de potássio + sulfito anidro) por 10 a 15 minutos, seguido de lavagem com água e secagem.

Conforme procedimento interno, a análise de Baumann é realizada em aços em que haja maior propensão à ocorrência de trinca e/ou cuja aplicação final não permita o aparecimento deste defeito. A quantidade de amostras a se retirar por corrida também é função dos itens acima mencionados. Estas amostras são retiradas a partir de corte na seção transversal da “cabeça” do tarugo. Para o aço 1035D, em cada corrida, retira-se uma amostra por veio em lingotamento.

No presente estudo, onde foram realizados testes em um único veio de lingotamento, foram amostrados 100% dos tarugos produzidos neste veio. Em geral, em uma corrida tem-se a produção de oito a dez tarugos por veio. Para cada amostra, foi registrado o lote correspondente.

Ao se analisar uma amostra de Baumann, são feitas as medidas indicadas na figura 4.6, além da caracterização do tipo de trinca.

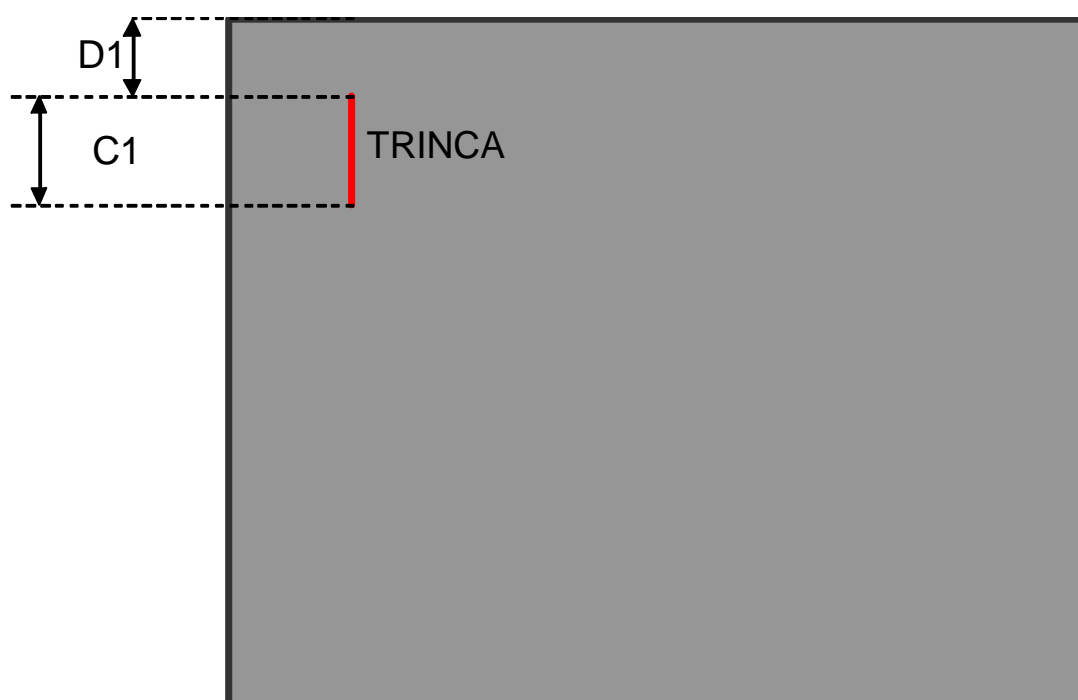


Figura 4.6 - Desenho esquemático de uma amostra de Baumann com uma trinca *off-corner*, mostrando as medidas realizadas quando da inspeção e detecção de trinca interna em uma seção transversal do tarugo.

Na figura 4.6 tem-se:

C1: comprimento da trinca;

D1: distância da trinca em relação à superfície;

D2: distância da origem da trinca em relação à superfície paralela mais próxima dela.

Em função das medidas do comprimento da trinca (C1) e distância em relação à superfície (D1), os tarugos provenientes do veio amostrado são liberados ou não pela inspeção de qualidade.

Assim, nos experimentos, foram usadas como variáveis respostas em cada corrida, o comprimento médio da trinca (C1) e sua distância média à superfície (D1), uma vez que estas duas variáveis são responsáveis pela liberação ou não do material. Além destas, foram usadas como variáveis respostas o percentual de tarugos aprovados, o percentual de tarugos isentos de trincas e os desvios padrões para C1 e D1.

Busca-se assim, ao se testar os sete fatores anteriormente definidos, identificar aqueles que contribuam para a minimização do comprimento da trinca, maximização da distância à superfície, aumento do percentual de tarugos isentos e/ou aprovados, além da redução da variabilidade em D1 e D2.

4.3 Programa de experimentos

Nos tópicos que se seguem serão descritos, de maneira detalhada, os experimentos realizados. Conforme descrito anteriormente, foram realizados planejamentos fatoriais 2^K , com dois fatores ($K=2$), sendo que para cada fator foram testados dois níveis.

4.3.1 Experimento 1

Neste experimento foram testados os seguintes fatores:

- Vazão de água no molde: utilizado o nível atual de processo (VZ_{atual}) e o nível de teste (VZ_{teste}), cujo valor é superior em 12% ;
- Programa de resfriamento secundário: utilizado o programa de resfriamento A (programa atual de processo para o aço 1035D) e o programa B (variação do programa A, com aumento do volume de água de 50% na zona 1).

Na tabela IV.2 é apresentado o detalhamento do experimento.

Tabela IV.2 - Detalhamento do Experimento 1

Corrida	Programa de resfriamento	Vazão de água no molde (m^3/h)
81222	A	VZ_{atual}
81223	B	VZ_{atual}
81224	B	VZ_{teste}
81225	A	VZ_{teste}

O experimento foi conduzido no veio 2. Em todos os tarugos provenientes deste veio foram retiradas amostras para análise de Baumann.

O total de amostras por corrida foi:

- Corrida 81222: 10 amostras;
- Corrida 81223: 10 amostras;
- Corrida 81224: 9 amostras;
- Corrida 81225: 9 amostras.

Em todas as amostras foram feitas Análise de Baumann e medições das trincas conforme indicado na figura 4.6.

4.3.2 Experimento 2

Neste experimento, foram testados os seguintes fatores:

- Nível de aço no molde⁽⁵⁾: utilizado o nível atual de processo (NV_{atual}) e o nível de teste (NV_{teste}), cujo valor é inferior em 16%, ou seja, nível de aço mais alto em relação à prática atual. A variação do nível de aço no molde, em moldes de conicidade parabólicas, possibilita variação da conicidade, sendo, portanto, uma alternativa para se testar alterações de conicidade sem que se tenha que modificar o desenho original da lingoteira;
- Programa de resfriamento secundário: utilizado o programa de resfriamento B e o programa C (variação do programa B, com mesma vazão de água na zona 1, porém com uma vazão específica de água⁽⁶⁾ aumentada em 10%).

⁽⁵⁾ Nível de aço no molde é a distância entre a posição do aço na lingoteira (menisco) e a extremidade superior da lingoteira.

⁽⁶⁾ O termo vazão específica de água é comumente utilizado na prática operacional da BELGO - Usina de Monlevade, como taxa de resfriamento, que representa o volume de água de resfriamento utilizada, em litros, por unidade de massa, em kilograma, do tarugo lingotado.

Na tabela IV.3 é apresentado o detalhamento do experimento.

Tabela IV.3 - Detalhamento do experimento 2

Corrida	Programa de resfriamento	Nível de aço no molde (mm)
82733	C	NV_{teste}
82734	B	NV_{teste}
82735	B	NV_{atual}
82736	C	NV_{atual}

Os experimentos foram conduzidos no veio 2.

O número de amostras por corrida foi:

- Corrida 82733: 9 amostras;
- Corrida 82734: 8 amostras;
- Corrida 82735: 8 amostras;
- Corrida 82736: 8 amostras.

4.3.3 Experimento 3

Neste experimento, foram testados os seguintes fatores:

- Vazão de água no molde: utilizado o nível atual de processo (VZ_{atual}) e o nível de teste (VZ_{teste}), cujo valor é superior em 12% , repetindo-se para este fator, os níveis do experimento 1;
- Programa de resfriamento secundário: utilizados o programas de resfriamento B e D. Ambos possuem uma maior vazão de água na zona 1 comparativamente às demais zonas, porém o programa D possui uma vazão específica de água muito

menor, cerca de 35% inferior. Esta menor vazão específica do programa D, leva a uma redução da vazão de água de 45% na zona 1, comparativamente ao programa B.

- Tipo de lingoteira: utilizada a lingoteira atual (LG_{atual}), usualmente utilizada no processo, e a lingoteira de teste (LG_{teste}).

A lingoteira atual foi instalada no veio 6 e a lingoteira de teste foi colocada no veio 5.

Foi realizado assim um Planejamento Fatorial 2^K em blocos, onde o bloco foi o veio de lingotamento (em consequência, o tipo de lingoteira). A tabela IV.4 traz o detalhamento do experimento.

Tabela IV.4 - Detalhamento do Experimento 3

Corrida	Programa de resfriamento	Vazão de água no molde (m^3/h)	Veio 5 (Tipo de lingoteira)	Veio 6 (Tipo de lingoteira)
83159	B	VZ_{atual}	LG_{teste}	LG_{atual}
83160	B	VZ_{teste}	LG_{teste}	LG_{atual}
83161	D	VZ_{teste}	LG_{teste}	LG_{atual}
83162	D	VZ_{atual}	LG_{teste}	LG_{atual}

Os experimentos foram conduzidos nos veios 5 e 6.

O número de amostras por corrida foi:

- Corrida 83159: 9 amostras nos veios 5 e 6;
- Corrida 83160: 11 amostras no veio 5 e 10 amostras no veio 6;
- Corrida 83161: 8 amostras no veio 5 e 9 amostras no veio 6;
- Corrida 83162: 10 amostras no veio 5 e 9 amostras no veio 6.

4.3.4 Experimento 4

Neste experimento, foram testados os seguintes fatores:

- Agitação eletromagnética no molde: utilizado o nível atual de processo (AG_{atual}) e o nível de teste (AG_{teste}), cujo valor é superior em 100%;
- Pó fluxante: foram usados o pó A, atualmente usado no processo para o aço 1035D, e o pó B. Este último visando a obtenção de uma maior taxa de transferência de calor;
- Raio de canto da lingoteira: utilizado o raio atual de processo (RC_{atual}) e o raio de teste (RC_{teste}), inferior em 25%, nos veios 6 e 5, respectivamente.

Na tabela IV.5 é apresentado, de forma qualitativa, um quadro comparativo para algumas características dos pós fluxante testados.

Tabela IV.5 - Quadro comparativo das principais propriedades dos pós fluxantes testados

Nome	A (pó fluxante atual)	B (pó fluxante teste)
Basicidade (CaO/SiO₂)	?	? (20%)
Ponto de Cristalização	?	? (15%)
Ponto de fusão (°C)	?	? (10%)
Viscosidade a 1300°C (dPa.s)	?	?? (80%)

Foi realizado assim um Planejamento Fatorial 2^k em blocos, onde neste caso o bloco foi o veio de lingotamento (em consequência, o raio de canto da lingoteira). A tabela IV.6 apresenta o detalhamento do experimento.

Tabela IV.6 - Detalhamento do Experimento 4

Corrida	Agitação eletromagnética	Tipo de pó fluxante	Veio 5 (raio de canto) (mm)	Veio 6 (raio de canto)
84262	AG_{teste}	B	RC_{teste}	RC_{atual}
84263	AG_{atual}	B	RC_{teste}	RC_{atual}
84264	AG_{atual}	A	RC_{teste}	RC_{atual}
84265	AG_{teste}	A	RC_{teste}	RC_{atual}

Os experimentos foram conduzidos nos veios 5 e 6.

O número de amostras por corrida foi:

- Corrida 84262: 11 amostras nos veios 5 e 6;
- Corrida 84263: 12 amostras nos veios 5 e 6;
- Corrida 84264: 12 amostras nos veios 5 e 6;
- Corrida 84265: 10 amostras no veio 5 e 11 amostras no veio 6.

4.3.5 Experimento 5

Neste experimento, foram testados os seguintes fatores:

- Agitação eletromagnética no molde: utilizado o nível atual de processo (AG_{atual}) e o nível de teste (AG_{teste}), cujo valor é superior em 100%;
- Pó fluxante: foram usados o pó A, atualmente usado no processo para o aço 1035D e o pó B. Este último visando a obtenção de uma maior taxa de transferência de calor;

- Tipo de lingoteira: utilizada a lingoteira atual (LG_{atual}), usualmente utilizada no processo, e a lingoteira de teste (LG_{teste}). A lingoteira atual foi instalada no veio 2 e a lingoteira de teste foi colocada no veio 5;
- Programa de resfriamento secundário: utilizado o programa de resfriamento A (programa atual de processo para o aço 1035D) e o programa B (variação do programa A, com aumento do volume de água de 50% na zona 1).

Foi realizado assim um Planejamento Fatorial 2^K em blocos, onde neste caso o bloco foi o veio de lingotamento (em consequência, o tipo de lingoteira). A tabela IV.5 apresenta o detalhamento do experimento.

Tabela IV.7 - Detalhamento do Experimento 5

Corrida	Programa de Resfriamento	Agitação eletromagnética (A)	Tipo de pó fluxante	Veio 2 (Tipo de lingoteira)	Veio 5 (Tipo de lingoteira)
85750	A	AG_{atual}	B	LG_{atual}	LG_{teste}
85751	A	AG_{teste}	B	LG_{atual}	LG_{teste}
85752	B	AG_{atual}	B	LG_{atual}	LG_{teste}
85753	B	AG_{teste}	B	LG_{atual}	LG_{teste}
85755	A	AG_{atual}	A	LG_{atual}	LG_{teste}
85756	A	AG_{teste}	A	LG_{atual}	LG_{teste}
85757	B	AG_{atual}	A	LG_{atual}	LG_{teste}
85758	B	AG_{teste}	A	LG_{atual}	LG_{teste}

Os experimentos foram conduzidos nos veios 2 e 5.

O número de amostras por corrida foi:

- Corrida 85750: 9 amostras do veio 2 e 7 amostras do veio 5;
- Corrida 85751: 9 amostras do veio 2 e 10 amostras do veio 5;

- Corrida 85752: 8 amostras do veio 2 e 8 amostras do veio 5;
- Corrida 85753: 9 amostras do veio 2 e 9 amostras do veio 5;
- Corrida 85755: 9 amostras do veio 2 e 10 amostras do veio 5;
- Corrida 85756: 10 amostras do veio 2 e 9 amostras do veio 5;
- Corrida 85757: 8 amostras do veio 2 e 9 amostras do veio 5;
- Corrida 85758: 8 amostras do veio 2 e 8 amostras do veio 5.

Amostras da seção longitudinal do tarugo com comprimento de 21 cm foram retiradas nas corridas 85750, 85751 e 85756 para posterior realização de exame de perfilometria, que será discutido no item 4.5.

Amostras da seção transversal do tarugo foram retiradas em corridas com agitação baixa (AG_{atual}) e alta (AG_{teste}) para posterior ataque com HCl (macroataque) para avaliação da estrutura de solidificação (figura 3.48).

4.3.6 Experimento comprobatório

Como será apresentado no item 5 (Resultados e Discussão), a partir de resultados encontrados nos experimentos anteriores, estabeleceu-se os fatores e respectivos níveis, que levaram à otimização da variável resposta. Estes fatores e seus respectivos níveis foram:

- Agitação no molde de teste (AG_{teste});
- Vazão de água no molde de teste (VZ_{teste});
- Pó fluxante B.

Para o programa de resfriamento, em função dos experimentos anteriores, decidiu-se por confrontar novamente os programas A e B.

O objetivo do estudo, além da busca de fatores que possibilitem a minimização da ocorrência da trinca *off-corner*, é dar robustez ao processo de modo a permitir se

lingotar o aço na velocidade objetivada de norma. Desta forma, no experimento comprobatório, o fator a ser avaliado passou a ser a velocidade de lingotamento. Assim, trabalhou-se no experimento com dois níveis de velocidade, a objetivada (V_{obj}) em norma e a utilizada atualmente no processo (V_{atual}), 20% inferior.

Portanto foram considerados 2 fatores ($K=2$), o programa de resfriamento e a velocidade de lingotamento. Para se aumentar o nível de significância do experimento comprobatório, este foi realizado com réplica, ou seja, cada condição testada foi repetida em duas corridas.

A tabela IV.8 apresenta o detalhamento do experimento comprobatório.

Tabela IV.8 - Detalhamento do Experimento Comprobatório

Corrida	Velocidade de lingotamento	Programa de Resfriamento	Agitação eletromagnética	Tipo de pó fluxante	Vazão de água no molde
86382	V_{atual}	A	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86383	V_{atual}	A	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86384	V_{atual}	B	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86385	V_{atual}	B	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86389	V_{obj}	B	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86390	V_{obj}	B	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86391	V_{obj}	A	AG_{teste}	B	VZ_{teste}
86392	V_{obj}	A	AG_{teste}	B	VZ_{teste}

A lingoteira utilizada foi a atual (AG_{atual}), bem como o raio de canto (RC_{atual}). O experimento foi conduzido no veio 6.

O número de amostras por corrida foi:

- Corrida 86382: 9 amostras;
- Corrida 86383: 9 amostras;
- Corrida 86384: 9 amostras;
- Corrida 86385: 9 amostras;
- Corrida 86389: 9 amostras;
- Corrida 86390: 8 amostras;
- Corrida 86391: 9 amostras;
- Corrida 86392: 8 amostras;

A partir da avaliação da ocorrência de trinca, do comprimento médio desta trinca e distância média à superfície, pôde-se avaliar o efeito da velocidade de lingotamento. Independentemente do resultado encontrado, uma comparação com os dados históricos de ocorrência de trinca *off-corner* no 1035D, lingotados com os parâmetros atuais de processo e velocidade V_{atual} se torna necessária para avaliar se os novos parâmetros propostos de lingotamento levaram a uma melhoria do processo, diminuição na ocorrência de trincas *off-corner* ou possibilidade de lingotar o aço com a velocidade V_{obj} . Esta comparação foi feita usando-se teste de média para as variáveis respostas D1 e C1 e teste de proporção para as variáveis respostas porcentagem de aprovados e de isentos.

4.4 Crac X

O Crac X é um sistema inteligente⁽⁷⁾ ("expert system") desenvolvido para diagnosticar problemas de qualidade em tarugos, e para treinar e auxiliar as pessoas envolvidas no processo de lingotamento em questões como desenhos de máquinas de lingotamento, fatores operacionais e de manutenção que influenciam a qualidade (Brimacombe,1993). A tela inicial deste software é vista na figura 4.9.

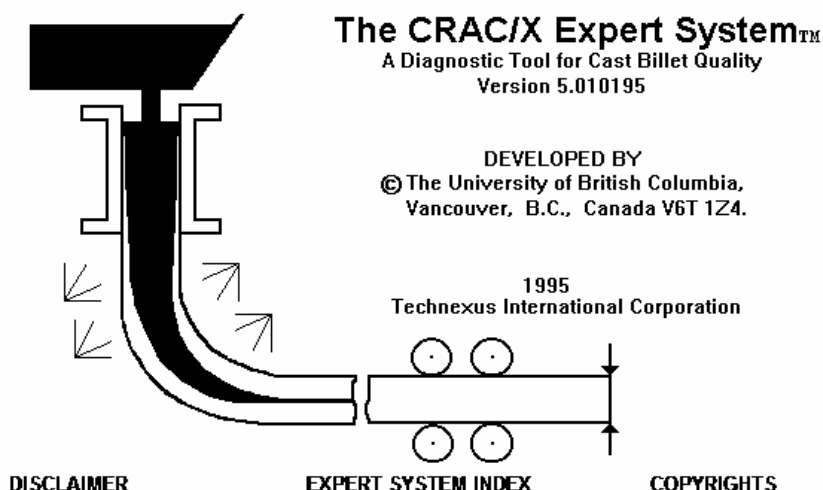


Figura 4.7 - Tela inicial do programa Crac X

Este programa é fruto de mais de duas décadas de pesquisas da *University of British Columbia*, coordenada pelo Prof. J.K. Brimacombe, que tem possibilitado a criação de uma base de conhecimento para o lingotamento de tarugos com qualidade e o

⁽⁷⁾ Um sistema inteligente é um programa de computador que personifica o conhecimento humano e o entende de modo a imitá-lo na resolução de problemas específicos. Eles são desenvolvidos para auxiliar o homem e não para substituí-lo.

estabelecimento de padrões necessários para o projeto, operação e manutenção de máquinas de lingotamento.

Neste programa, está incorporado um modelo bidimensional de fluxo de calor (Brimacombe, 1976) para calcular a distribuição de temperatura no tarugo em lingotamento, vital, por exemplo, para prever os locais de inicialização de trincas na máquina de lingotamento e avaliação da zona de resfriamento secundário. Em adição a este modelo, foram incorporadas relações matemáticas para calcular automaticamente o perfil de temperatura da face quente e fria do molde, fundamentais no estudo de distorções no molde.

Neste software foram incorporadas também medidas de transferência de calor, coletadas em testes industriais durante anos em empresas canadenses, que possibilitam levar em consideração os efeitos do carbono contido no aço, conicidade do molde, velocidade de lingotamento, nível de aço no molde e outras variáveis na extração de calor no molde.

Assim, através do Crac X pode-se ter uma predição do crescimento da casca solidificada bem como da temperatura da superfície do tarugo ao longo do raio da máquina (figura 4.8).

Neste estudo, o Crac X será usado para se traçar os perfis de temperatura superficial do tarugo e evolução da espessura da pele solidificada para cada corrida e respectivos parâmetros operacionais, de modo a fornecer subsídios para melhor avaliação e conclusões a respeito dos resultados encontrados.

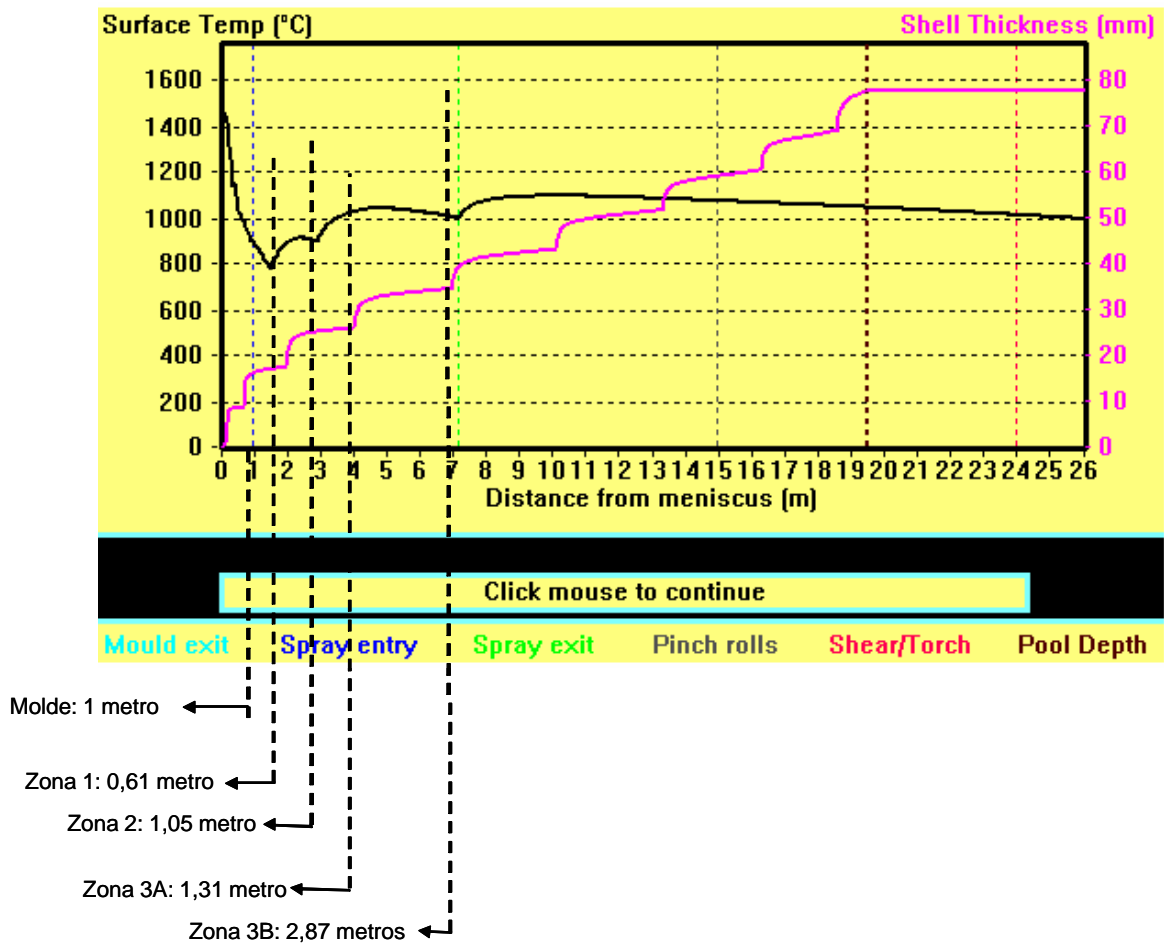


Figura 4.8 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para aço baixo teor de carbono (BTC), a partir de cálculo realizado pelo Crac X, com indicações das diversas zonas de resfriamento da BELGO, usina de Monlevade.

4.5 Caracterização das marcas de oscilação

Uma dos parâmetros de lingotamento testado nos experimentos, conforme citado ao longo do capítulo 4, foi o tipo de pó fluxante. Testou-se os pós B e A, tendo o primeiro uma menor viscosidade e ponto de cristalização, como detalhado no item 4.3.4.

Atuando como lubrificante, o pó fluxante exerce influência sobre as características superficiais do tarugo, notadamente sobre as características da marca de oscilação, como a sua profundidade (P_f) e largura (L_a). Conforme colocado por Vieira (2002), a identificação das marcas de oscilação na superfície é relativamente fácil, mas a caracterização quantitativa é difícil e dependente do avaliador.

Vieira (2002) utilizando-se de exame de perfilometria, baseada em um perfilômetro analítico, caracteriza de maneira quantitativa as marcas de oscilação, fornecendo valores numéricos que permitiram descrever as características da superfície em análise.

Desta forma, neste trabalho, foi feito uso de um perfilômetro analítico, da marca *Hommelwerke*, cujas características e condições de medidas empregadas são apresentadas na tabela IV.15.

Tabela IV.9 - Condição das medidas analisadas pelo perfilômetro Hommelwerke

Tipo de aparelho	T8000
Software	Turbo Contour
Apalpador	PM2000/02813
Braço de apalpação	Apalpador contorno
Distância analisada por medição (D_t)	30 mm
Velocidade de apalpação	0,50 mm/s

Para se realizar a perfilometria, foram cortadas amostras da seção longitudinal do tarugo com cerca de 21 cm de comprimento e espessura de 1 cm. Estas amostras foram então imersas em uma solução de HCL diluída (1:1) aquecida até que toda a carepa fosse

removida da superfície. Em seguida, essas amostras foram resfriadas em água corrente com uso de sabão neutro e álcool para evitar a oxidação das mesmas e depois colocadas em estufa para secagem.

Como a amostra possuía um comprimento de 21 cm e, para medição, o aparelho era capaz de percorrer 3 cm, após cada curso de medição, o seu ponto final era marcado e nova medição era iniciada a partir deste ponto. Assim, percorrendo-se todo o comprimento da amostra, tinha-se até 7 distâncias (D_i), obtendo-se uma maior quantidade das medidas de interesse, profundidade (P_f), largura (L_a) e distância entre as marcas de oscilação (M_D). Em cada amostra foram tomadas medidas em linha reta ao longo da posição central e do canto (a cerca de 15 mm da extremidade) da amostra. Ao final, obteve-se uma média para cada uma das medidas de interesse para cada tipo de pó fluxante. A figura 4.11 mostra um exemplo de uma distância (D_i) percorrida pelo perfilômetro e as medidas de interesse realizadas.

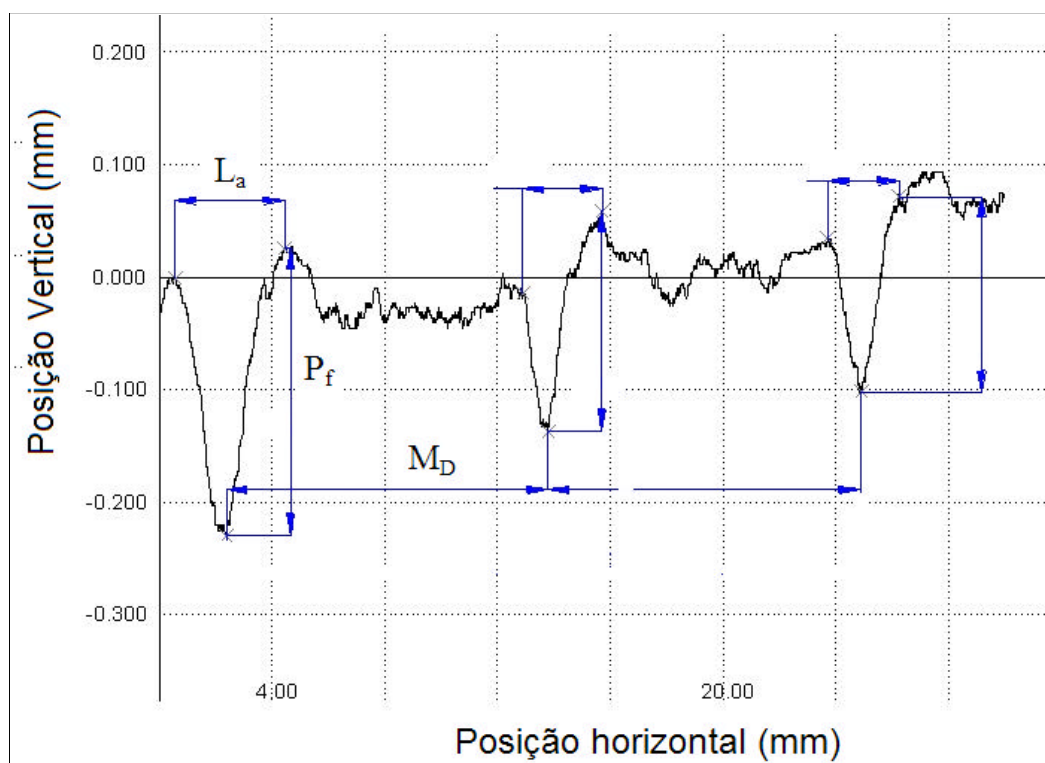


Figura 4.9 – Resultado de perfilometria ao longo de uma distância de 3 cm, indicando-se as medidas de interesse

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Resultados Históricos

Conforme apresentado no item 3.6.3.2, as trincas internas encontradas no lingotamento contínuo de tarugos são dos seguintes tipos:

- Trinca central;
- Trinca de meio raio;
- Trinca diagonal;
- Trinca *off-corner*.

O levantamento de dados relativo à formação dos diversos tipos de trincas nos anos de 2002 e 2003 forneceu os resultados apresentados na figura 5.1.

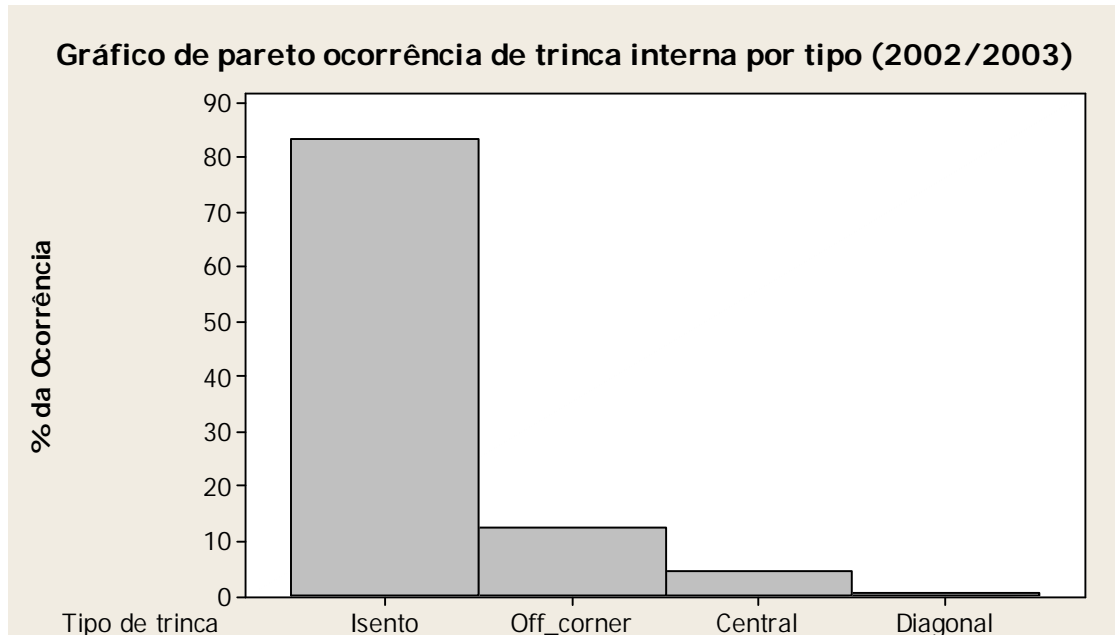


Figura 5.1 - Gráfico de Pareto para ocorrência de trincas internas em tarugo no lingotamento contínuo da BELGO - Usina de Monlevade, de 2002 a 2003

Observa-se na figura 5.1 que há um grande percentual de amostras isentas.

Analisando-se apenas as amostras em que se detectou trinca interna, a distribuição das ocorrências passa a ser a apresentada na figura 5.2.

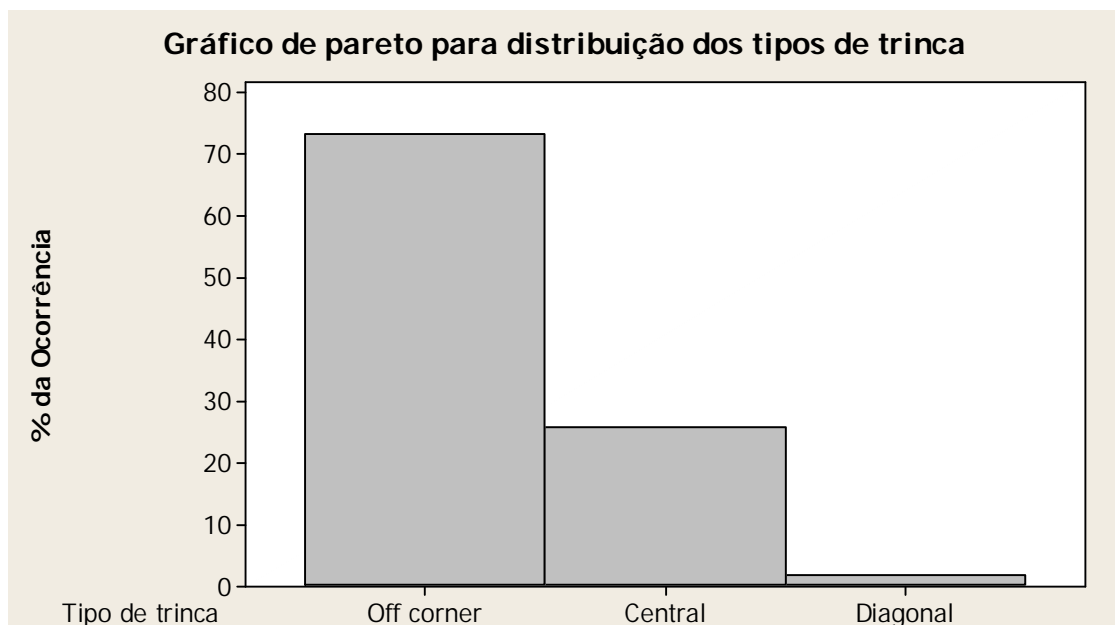


Figura 5.2 - Distribuição da ocorrência de trincas internas detectadas em amostras de Baumann em 2002 e 2003.

Constata-se que a trinca *off-corner* é a mais presente no lingotamento contínuo da BELGO - Usina de Monlevade.

A trinca central, apesar de aparecer com uma frequência razoável, por não estar próxima à superfície do tarugo, não acarreta problemas de qualidade, por caldear-se durante laminação.

Estratificando-se a ocorrência de trinca *off-corner* por grupo de aço, em função do percentual de carbono e aplicação final do fio máquina, tem-se a distribuição mostrada na figura 5.3.

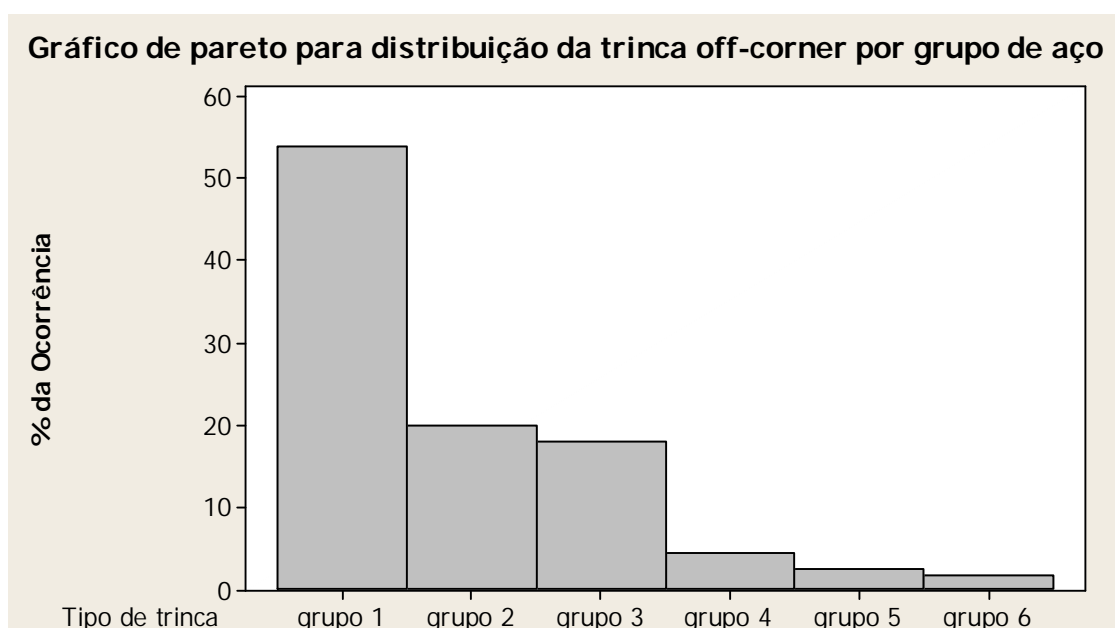


Figura 5.3 - Gráfico de Pareto para distribuição da ocorrência de trinca *off-corner* por grupo de aço.

Pela figura 5.3, observa-se que o grupo 1 é o que apresenta a maior ocorrência de trinca *off-corner*. Neste grupo estão incluídos os aços médio teor de carbono, cujo percentual de carbono varia entre 0,25 e 0,45%.

Dentro do grupo 1, a maior ocorrência está nos aços com percentual de carbono entre 0,33% e 0,38%, cujo aço típico é o 1035D, escolhido para a realização dos testes experimentais.

Estes dados estão em consonância com as observações de Wolf (1991), que correlacionam a incidência de trinca *off-corner* com o teor de carbono e mostra maior susceptibilidade ao trincamento para teores de 0,35%, conforme figura 3.35.

Analisando-se as amostras de Baumann do aço 1035D, que apresentaram trinca *off-corner* no período entre 2002 e 2003, pode-se fazer uma avaliação do comportamento da ocorrência da trinca *off-corner* por veio. Na figura 5.4 tem-se uma avaliação da ocorrência ou não de trinca nas amostras de Baumann por veio de lingotamento.

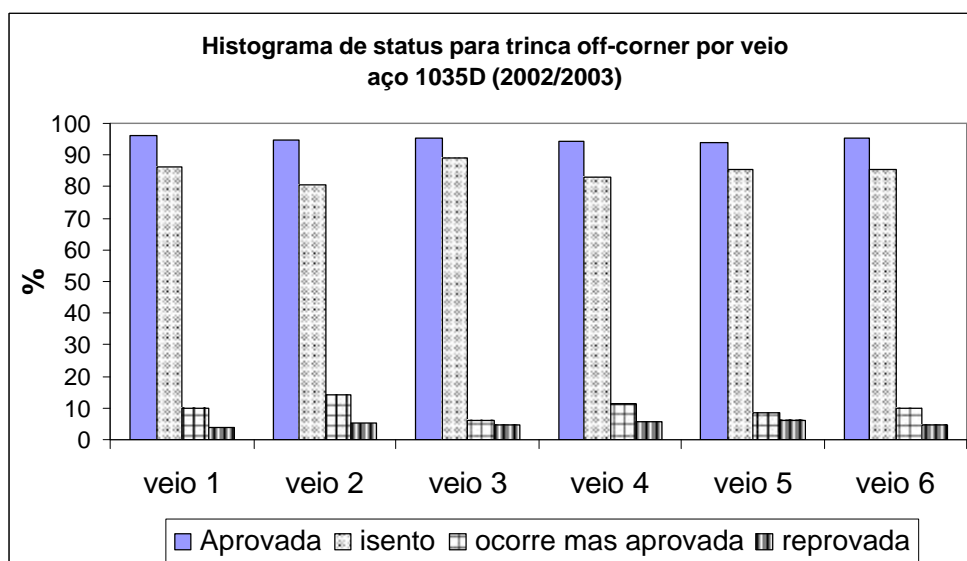


Figura 5.4 - Histograma para status das amostras de Baumann por veio de lingotamento

Observa-se que os resultados para os diferentes veios são bastante similares, indicando que a posição do veio não tem influência sobre a formação da trinca *off-corner*.

Nas figuras 5.5 a 5.7, é apresentada a estratificação das medidas C1, D1 e D2 (definidas conforme figura 4.6) por veio de lingotamento.

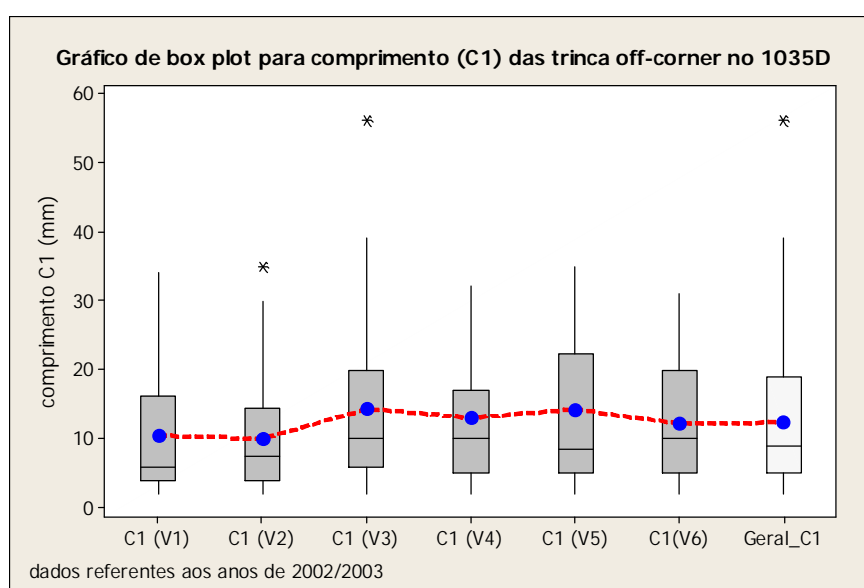


Figura 5.5 - Gráfico de Box Plot para o comprimento (C1)

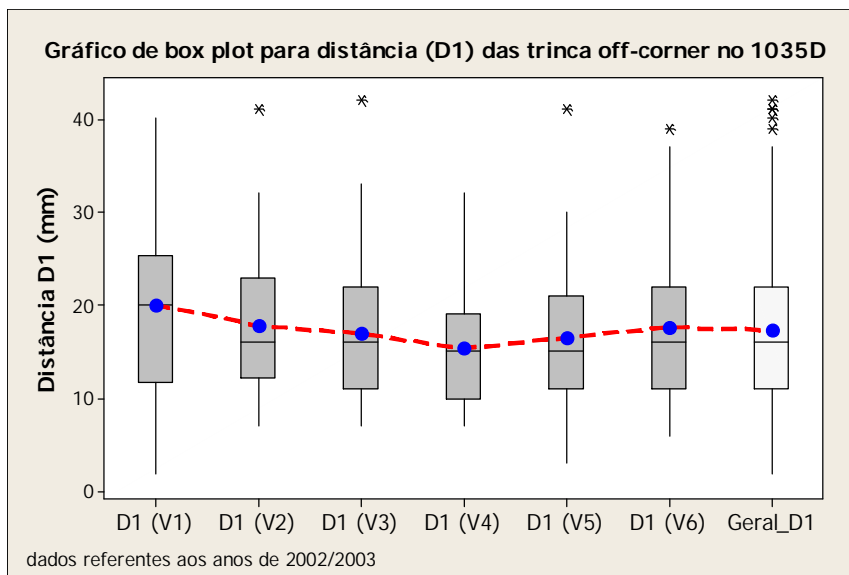


Figura 5.6 - Gráfico de Box Plot para a distância (D1)

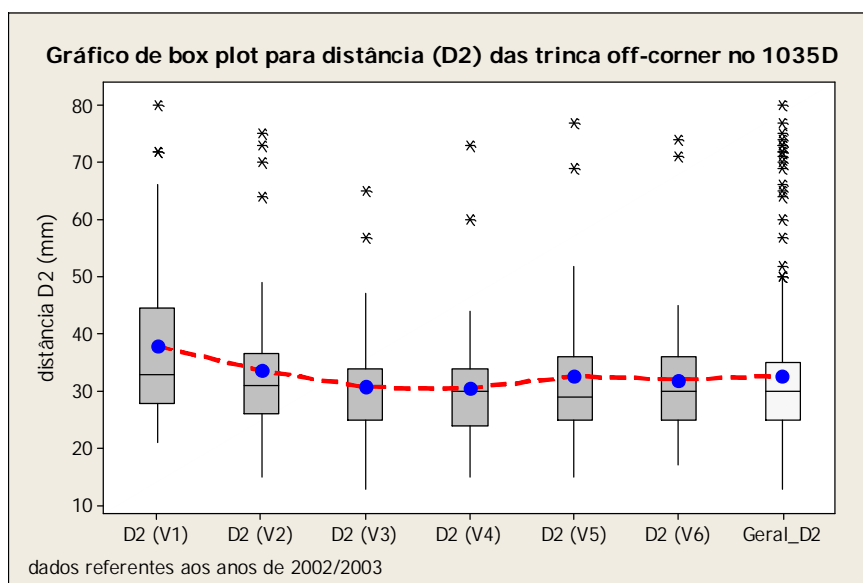


Figura 5.7 - Gráfico de Box Plot para a distância (D2)

Observa-se pelas figuras 5.5 a 5.7 que, assim como o que foi verificado para o percentual de ocorrência de trinca por veio, não há uma variação significativa entre os valores médios de C1, D1 e D2 entre os diferentes veios. Na figura 5.7, no entanto, há uma maior incidência de pontos discrepantes (“outliers”).

Assim, pelas estratificações acima, pode-se afirmar que não há nenhum comportamento especial associado a um determinado veio de lingotamento. Esta tendência é similar à observada em relação ao percentual de ocorrência de trincas por veio, mostrado na figura 5.4.

Esta constatação é importante uma vez que indica que não há problemas localizados em um determinado veio, tais como desalinhamento e movimento de oscilação irregular, que contribuem para uma maior propensão à ocorrência de trinca (Samarasekera, 2003).

Por não haver discrepância entre veios nas variáveis relacionadas à trinca *off-corner*, usadas como variável resposta nos experimentos, constata-se que, ao se usar um determinado veio de lingotamento nos experimentos, não se incorre no erro deste veio ser mais propício ou não ao trincamento. Em termos estatísticos, o veio de lingotamento não é um ruído no experimento.

Na tabela V.1 são apresentados os valores médios e respectivos desvios-padrão para as medidas C1, D1 e D2. Os valores de D1 são agrupados em blocos e mostrados na figura 5.8.

Tabela V.1 - Medidas C1, D1 e D2 de trincas *off-corner* de amostras de Baumann retiradas entre 2002 e 2003, para o aço 1035D

Medida	C1 (mm)	D1 (mm)	D2 (mm)
Média	12	17	33
Desvio Padrão	10	7	12

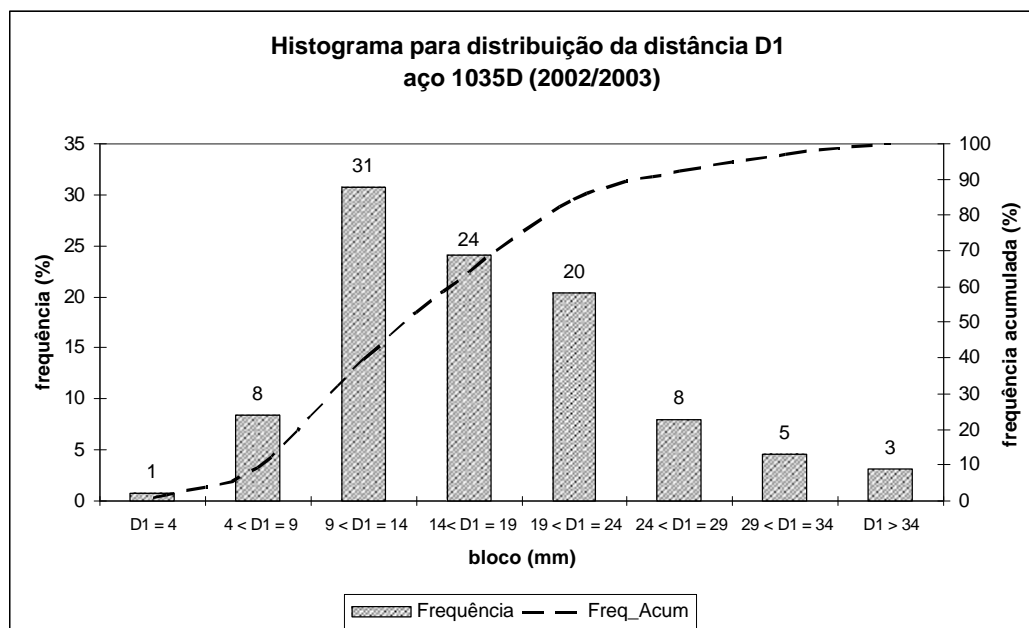


Figura 5.8 - Histograma para distribuição da distância D1

Pela figura 5.8 observa-se que grande parte das trincas ocorrem a uma distância D1 compreendida entre 9 e 19 mm. Calculando-se a moda⁽⁸⁾ para os valores de D1, obtém-se o valor de 10 mm.

A medida do ponto de início da trinca à superfície (D1) corresponde razoavelmente bem à espessura da pele solidificada no momento em que a trinca iniciou (Brimacombe, 1980).

Brimacombe (1980), em seus estudos sobre trinca *off-corner*, encontrou valores de D1 entre 10 e 12 mm.

Fazendo-se o cálculo da espessura da pele solidificada na saída do molde para o aço 1035D utilizando o software Crac X nas condições atuais de lingotamento, obtém-se um valor de 10 mm, conforme figura 5.9.

⁽⁸⁾ Valor mais repetido ou que ocorre com maior frequência em uma matriz ou intervalo de dados.

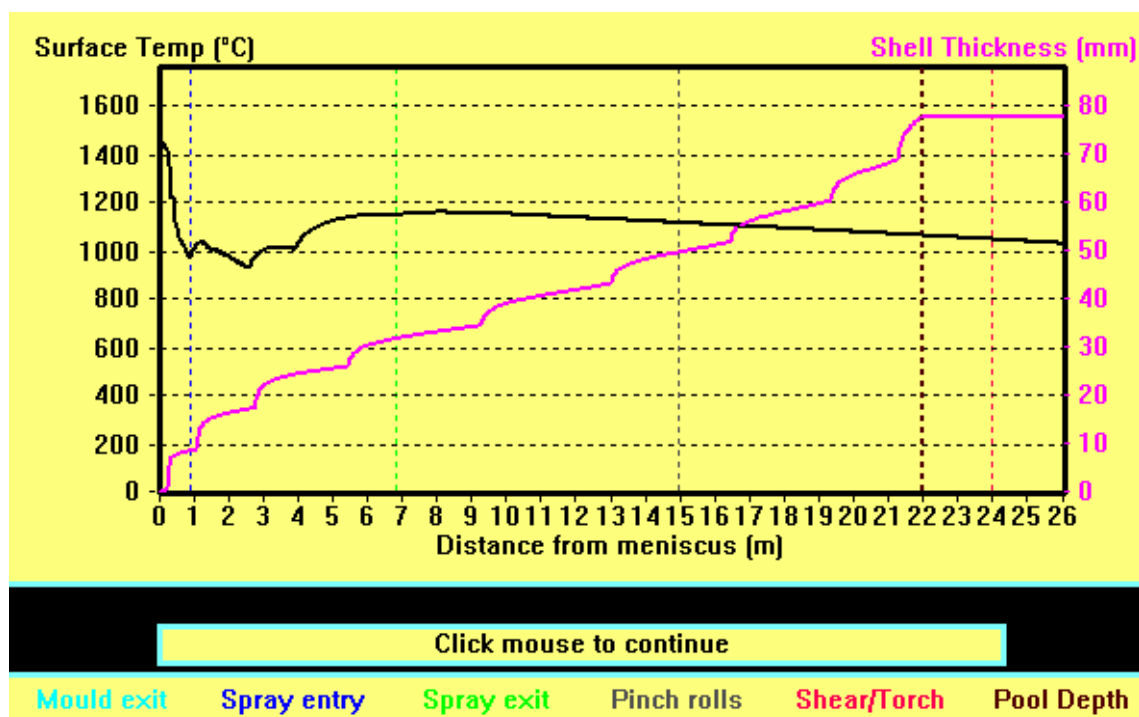


Figura 5.9 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para aço 1035D a partir de cálculo realizado pelo Crac X

A equação desenvolvida pela Concast (Anexo I) para determinação da espessura da pele solidificada na saída do molde, quando aplicada para o aço 1035D nas condições atuais de lingotamento, fornece um valor de 14,0 mm.

Assim, pode-se concluir que a trinca está se formando na parte inferior do molde entre a saída do molde e a entrada da zona 1.

A seguir serão apresentados e discutidos os resultados dos diversos experimentos desenvolvidos no presente trabalho.

5.2 Experimento 1

Conforme descrito no item 4.3.1, no Experimento 1 foi realizado um DOE 2², onde foram testados os fatores programa de resfriamento secundário e vazão de água no molde.

Em relação ao programa de resfriamento, testou-se os programas A e B. Possuindo a mesma vazão específica de água, a diferença entre eles foi a distribuição da vazão por zona de resfriamento, onde, no programa B, aumentou-se a vazão na 1^a zona de sprays, reduzindo-se a vazão nas demais.

A hipótese testada foi, conforme Brimacombe (1980) e Uehara ([198-]), verificar se um aumento da quantidade de água na 1^a zona de sprays e conseqüente diminuição da temperatura superficial do tarugo poderia contribuir para redução da trinca *off-corner*, em virtude de uma possível diminuição do abaulamento adicional do tarugo na saída do molde e interrupção do crescimento da trinca.

Já para a vazão de água no molde, ao se aumentar o seu valor em 12%, procurou-se testar as seguintes hipóteses:

- Ocorrência de extração de calor não-uniforme nas 4 faces em virtude de presença de fenômeno denominado *boiling hysteresis* (Bommaraju,1984). Este fenômeno pode se suprimido pelo aumento da velocidade⁽⁹⁾ da água de resfriamento do molde (Samarasekera,2003) ou do aumento da vazão, que provoca redução da temperatura do molde (Pinheiro, 2000);
- Aumento da vazão de água no molde provoca aumento na taxa de extração de calor, embora Pinheiro (2000) coloque que o aumento da vazão e conseqüente redução de temperatura do molde exerça pouca influencia no fluxo de calor no

⁽⁹⁾ O aumento da vazão da água de resfriamento do molde leva a um aumento da velocidade de 11,4 m/s para 13,1 m/s.

molde. Assim, com a alteração da vazão procura-se determinar se há um aumento da transferência de calor e aumento da espessura da pele solidificada, criando uma maior resistência ao possível abaulamento do tarugo na saída do molde.

Em todos os tarugos do veio 2 nas corridas do experimento, foram retiradas amostras e realizado exame de Baumann, onde foram feitas as medidas de C1, D1 e D2. Os valores medidos para cada amostra são apresentados no Anexo II. Os valores médios e respectivos desvios-padrão para C1, D1, D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos em cada corrida, são apresentados na tabela V.2.

Tabela V.2 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 1 (*)

corrida	81222	81223	81224	81225
veio	2	2	2	2
Média de comprimento	25,3	30,5	5,4	7,7
DesvPad de comprimento	10,3	8,1	1,5	7,1
Média de distância D1	12,0	8,4	11,6	14,3
DesvPad de distância D1	4,5	3,0	5,9	3,9
Média de distância D2	21,2	18,5	22,4	23,7
DesvPad de distância D2	4,5	2,5	5,0	3,3
% de aprovados	50,0	10,0	100,0	88,9
% de Isentos	40,0	0,0	44,4	33,3

* Os valores destacados em negrito foram usados como as variáveis respostas para o DOE e serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Ao fazer a análise estatística do DOE, o Minitab, através do gráfico de Pareto para os Efeitos, mostrou que para o nível de significância de 15% ($\alpha = 0,15$), o fator vazão de água no molde afetava a variável resposta comprimento médio da trinca (C1), como pode ser visto na figura 5.10. Para as demais variáveis respostas não houve significância para o nível de 15%.

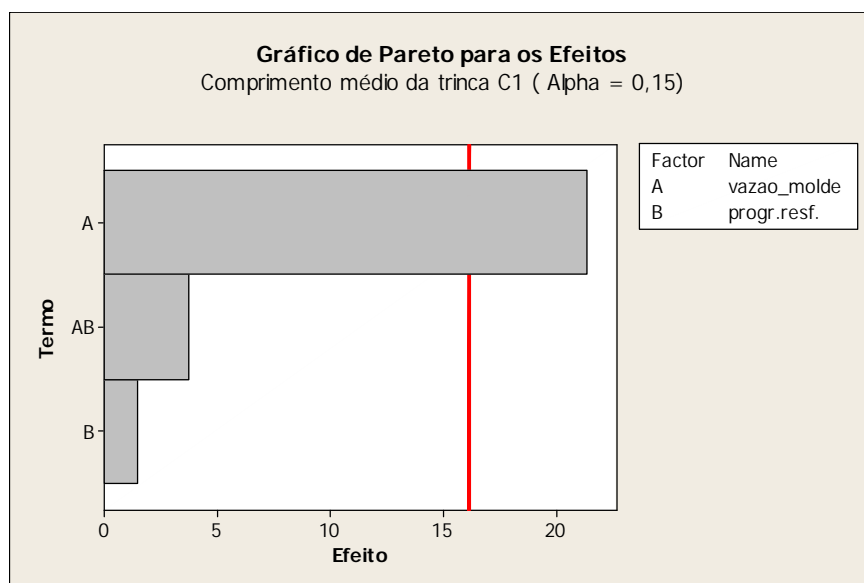


Figura 5.10 - Gráfico de Pareto para comprimento médio da trinca (C1)

Através do gráfico de efeito principal, mostrado na figura 5.11, observa-se que o aumento da vazão da água no molde em 12% levou a uma redução de C1, o que é benéfico, já que baixos valores de C1 contribuem para aumento da possibilidade de aprovação do material.

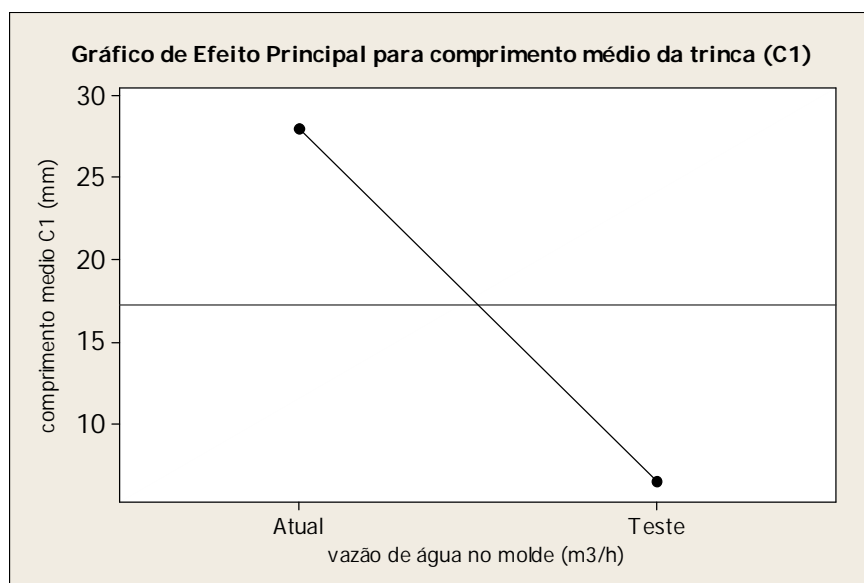


Figura 5.11 - Gráfico de Efeito Principal para C1

Apesar da porcentagem de aprovados não ter se mostrado significativa (para $\alpha = 0,15$), observa-se, pela tabela V.2, valores altos quando se trabalha com a vazão mais alta (VZ_{teste}), comparativamente à vazão atual de processo (VZ_{atual}).

A diferença entre a temperatura de saída e entrada da água de resfriamento do molde (ΔT) foi, em média, de $8,8^\circ\text{C}$ para VZ_{atual} , e de $7,9^\circ\text{C}$ para VZ_{teste} . A figura 5.12 mostra o gráfico de acompanhamento do ΔT da água do molde, fornecido pelo Sibarp⁽¹⁰⁾.

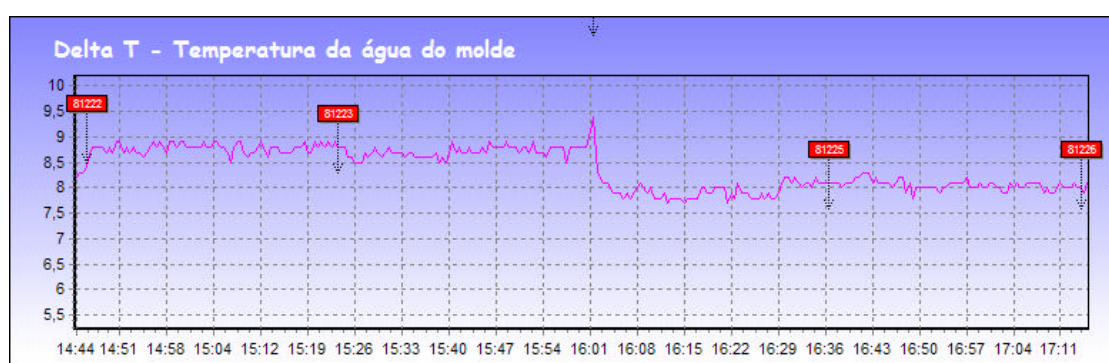


Figura 5.12 - Evolução do ΔT da água de refrigeração do molde nas corridas envolvidas no Experimento 1

A taxa média de extração de calor no molde, H_M , pode ser calculada a partir da equação (5.1).

$$H_M = W \times \rho_{H_2O} \times C_{pH_2O} \times \Delta T \quad [\text{W}] \quad (5.1)^{(11)}$$

⁽¹⁰⁾ Sibarp, abreviatura para Sistema BELGO para Acompanhamento e Análise de Processo, é um software criado pela equipe de automação da BELGO - Usina de Monlevade para suporte ao corpo técnico na coleta, análise e desenvolvimento dos processos.

⁽¹¹⁾ O calor específico e a densidade da água variam com a temperatura; nos cálculos usou-se os valores tabelados no livro *Fundamentals of Heat and Mass Transfer* (INCROPERA, F.P.; DE WITT, D.P.) para uma temperatura igual à temperatura média de entrada da água do molde.

Onde:

- H_M : taxa de extração de calor no molde [W];
- W : vazão de água no molde [m^3/s];
- ρ_{H_2O} : densidade da água [kg/m^3];
- $C_{p_{H_2O}}$: calor específico da água [J/kg.K];
- ΔT : diferença entre a temperatura de saída e entrada da água do molde [K].

A extração de calor no molde pode ser também ser representada pelo fluxo de calor, q_M , calculado a partir da equação (5.2).

$$q_M = H_M / A_M \quad [W/m^2] \quad (5.2)$$

Onde:

- A_M : área operacional do molde.

A partir da equação (5.1), pode-se calcular a taxa média de extração de calor no molde quando se utilizada a vazão atual e a vazão de teste:

- $H_{M \text{ (atual)}} = 1063043 \text{ W}$;
- $H_{M \text{ (teste)}} = 1092559 \text{ W}$.

O fluxo de calor é calculado a partir da equação (5.2).

- $q_{M \text{ (atual)}} = 1,95 \times 10^6 \text{ W/m}^2$;
- $q_{M \text{ (teste)}} = 2,00 \times 10^6 \text{ W/m}^2$.

Tanto para a taxa quanto para o fluxo de extração de calor, a diferença é pequena ao se alterar a vazão de água no molde.

A equação da Concast (Anexo I) para cálculo da espessura da pele solidificada na saída do molde, fornece os seguintes valores ao se trabalhar com as duas vazões:

- $S_{\text{(atual)}} = 14,0 \text{ mm}$;
- $S_{\text{(teste)}} = 14,2 \text{ mm}$.

Com o uso do software Crac X foi obtido o perfil da temperatura superficial do tarugo, bem como da espessura da pele solidificada para todas as situações do experimento. As figuras 5.13 e 5.14 mostram os resultados da simulação no Crac X para as corridas 81222 e 81224.

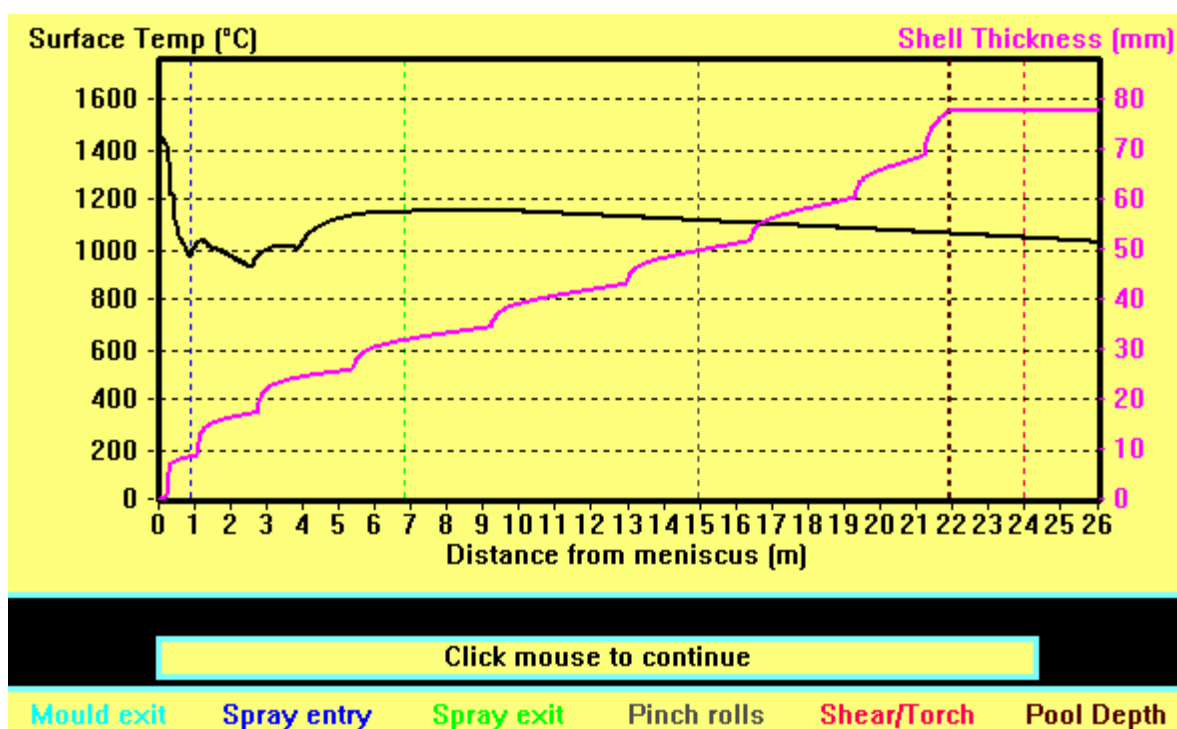


Figura 5.13 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 81222 (programa de resfriamento A e VZ_{atual})

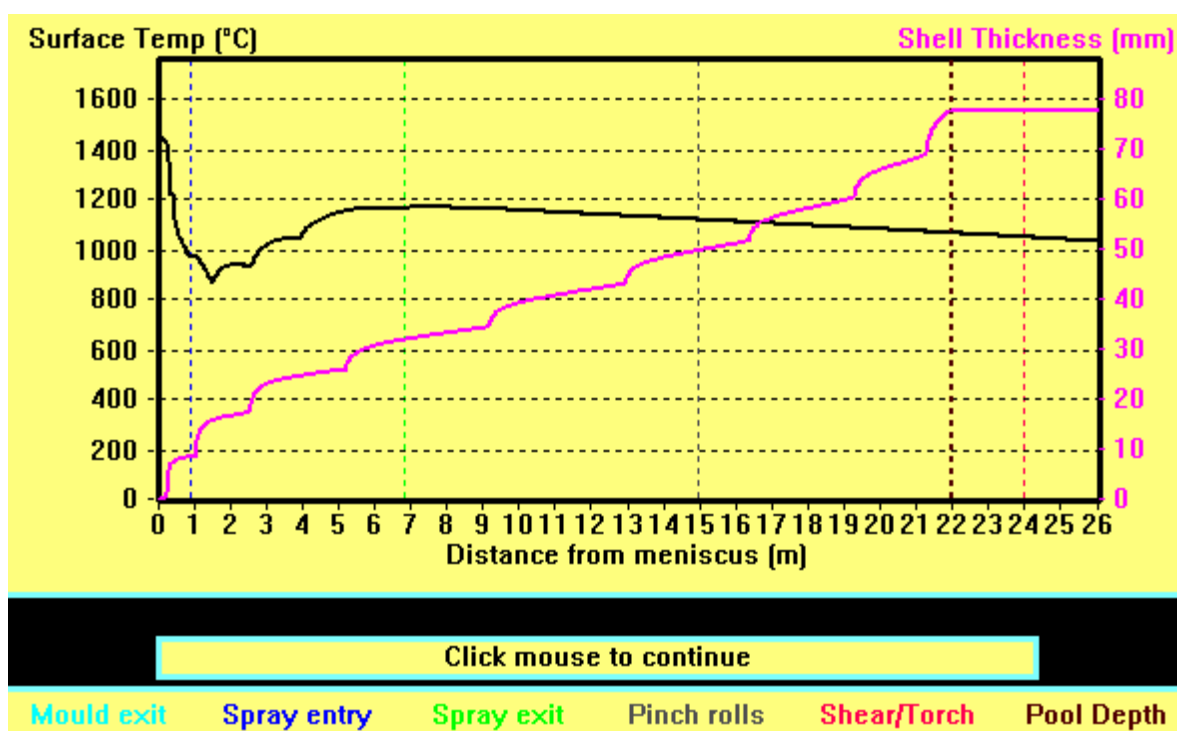


Figura 5.14 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 81224 (programa de resfriamento B e VZ_{teste})

Para avaliar o efeito da vazão de água no molde é mais importante avaliar apenas a região localizada até a entrada da zona de sprays. Comparando-se as figuras 5.13 e 5.14, observa-se que, tanto a temperatura do tarugo na saída do molde, quanto a espessura da pele solidificada permanecem praticamente inalteradas ao se alterar a vazão. Para a temperatura da superfície do tarugo na saída do molde observa-se um valor de 1000°C e de 10 mm para a espessura da pele solidificada.

Apesar de diferir quanto ao valor, o cálculo da espessura da pele solidificada a partir de equação da Concast também sugere que não há variação da espessura da pele com o aumento da vazão. Desta forma, o aumento da vazão de água no molde não estaria contribuindo para redução do abaulamento adicional do tarugo na saída do molde.

Pelos valores de D1 na tabela V.2, as trincas estão formando no interior do molde ou na saída dele e a alteração da vazão no molde não modifica o ponto de origem da trinca já que a espessura da pele na saída do molde é a mesma. No entanto, observando-se os

valores de C_1 , percebe-se que o comprimento da trinca é reduzido ao se aumentar a vazão de água no molde. Assim, o aumento da vazão está contribuindo para a não propagação da trinca.

Ao se aumentar a vazão de água no molde, aumentou-se, como já mencionado, a velocidade da água, de 11,4 m/s para 13,1 m/s. Este aumento de velocidade traz uma maior robustez na prevenção à ocorrência de fervura (*boiling histeresys*), principalmente em aços médio e alto teor de carbono (Bommaraju, 1984) como mostrado na figura 3.23.

Na BELGO, usina de Monlevade, trabalha-se com uma pressão de saída de água no molde de 248 kPa. A espessura da lingoteira é superior à apresentada na figura 3.23, o que favorece a não ocorrência de *boiling* (Samarasekera,1982). Nas corridas 81222 e 81223 a temperatura da água de entrada no molde foi de 41°C. Estes dados, se colocados na figura 3.23 irão sugerir que o fenômeno de *boiling* não estaria ocorrendo ao se usar a vazão de água mais baixa, em que se tem a velocidade de 11,4 m/s.

Quanto ao programa de resfriamento, ao se analisar as figuras 5.13 (programa de resfriamento A) e 5.14 (programa de resfriamento B), observa-se diferença significativa no comportamento da temperatura superficial do tarugo ao longo da máquina. O programa de resfriamento A proporciona um pequeno reaquecimento do tarugo entre a saída do molde e o final da 1ª zona de sprays (1000 °C para 1030°C). Por sua vez, o programa B, em função de uma maior vazão na 1ª zona de sprays, leva a uma redução de 100°C na temperatura superficial do tarugo entre a saída do molde e o fim da 1ª zona de sprays (1000°C para 900°C).

Apesar do programa B atender ao que é proposto por Brimacombe (1980) e Uehara ([198-]), aumento da vazão de água na 1ª zona de sprays e conseqüente redução da temperatura superficial do tarugo, não foi notado no experimento 1 que o programa B conduziu a melhorias no processo quando comparado ao programa A.

Desta forma, sugere-se que a melhoria de resultado observada no Experimento 1, com o aumento da vazão da água do molde, esteja relacionada com o aumento na velocidade da água no molde e prevenção de ocorrência do fenômeno de *boiling hysteresis*.

5.3 Experimento 2

No experimento 2 foram testados, conforme descrito no item 4.3.2, os seguintes fatores:

- Nível de aço no molde: utilizado o nível atual de processo (NV_{atual}) e o nível de teste (NV_{teste}), cujo valor é inferior em 16%, ou seja, nível de aço mais alto em relação à prática atual;
- Programa de Resfriamento: foram testados os programas B e C.

Ao se testar os dois níveis de aço no molde objetivou-se em primeiro lugar alterar a conicidade, uma vez que o molde, sendo parabólico, permite, ao se mudar o nível de aço, mudar a conicidade inicial da lingoteira. Esta alteração da conicidade poderia melhorar o contato do molde com a pele solidificada, reduzindo-se *air gap* e, como conseqüência, aumentar a taxa de extração de calor no molde e a espessura da pele solidificada na saída do molde. Em segundo lugar, trabalhando-se com um nível mais alto de aço no molde, há um aumento do seu comprimento operacional, $L_M^{(12)}$, o que aumenta o tempo de residência do aço no molde, e em conseqüência, pode-se chegar a uma maior espessura do aço na saída da lingoteira.

No Experimento 1 não foi verificada influência quando se comparou os programas A e B. Como a literatura (Brimacombe, 1980), (Uehara, [198-]) sugere maior vazão de água na 1ª zona de sprays, o programa B foi novamente testado, porém comparativamente ao programa C.

⁽¹²⁾ Comprimento operacional é o comprimento da lingoteira que está efetivamente preenchido com aço ou seja, distância entre o menisco e a saída do molde.

O programa C foi elaborado com o intuito de se aumentar ainda mais a vazão de água na 1ª zona de sprays e para isto foi aumentada a vazão específica de água em 10% comparativamente ao programa B. No entanto, em função de limitação do sistema na 1ª zona de sprays (número e tipos de bicos), a vazão objetivada não pôde ser obtida, quando mantida a mesma distribuição percentual de vazão por zona existente no programa B. Assim, a distribuição percentual de vazão por zona foi alterada de modo a se chegar no limite de vazão permitida pelo sistema na 1ª zona de sprays. Desta forma, comparativamente ao programa B, o programa C manteve praticamente a mesma vazão na 1ª zona de sprays, porém uma maior vazão nas demais zonas.

Os valores medidos de C1, D1 e D2 para cada amostra são apresentados no Anexo III. Os valores médios e respectivos desvios-padrão para C1, D1, D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos em cada corrida, são apresentados na tabela V.3.

Tabela V.3 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 2^(*)

corrida	82733	82734	82735	82736
veio	2	2	2	2
Média de comprimento C1	6,4	10,3	8,0	21,5
DesvPad de comprimento C1	1,0	9,5	2,8	7,2
Média de distância D1	9,3	11,0	10,0	8,5
DesvPad de distância D1	0,8	2,6	1,4	1,3
Média de distância D2	20,0	19,3	20,0	20,3
DesvPad de distância D2	1,3	4,5	2,8	2,1
% de aprovados	100,0	66,7	100,0	25,0
% de Isentos	12,5	62,5	80,0	55,6

* Os valores destacados em negrito foram as variáveis respostas para o DOE e serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Ao fazer a análise estatística do DOE, o Minitab, através do gráfico de Pareto para os Efeitos, mostrou que, para o nível de significância de 15% ($\alpha = 0,15$), nenhum dos fatores testados ou a interação entre eles exerceu influência significativa sobre as variáveis respostas.

A variação do ΔT da temperatura da água do molde nas corridas do Experimento 2 é mostrada na figura 5.15.

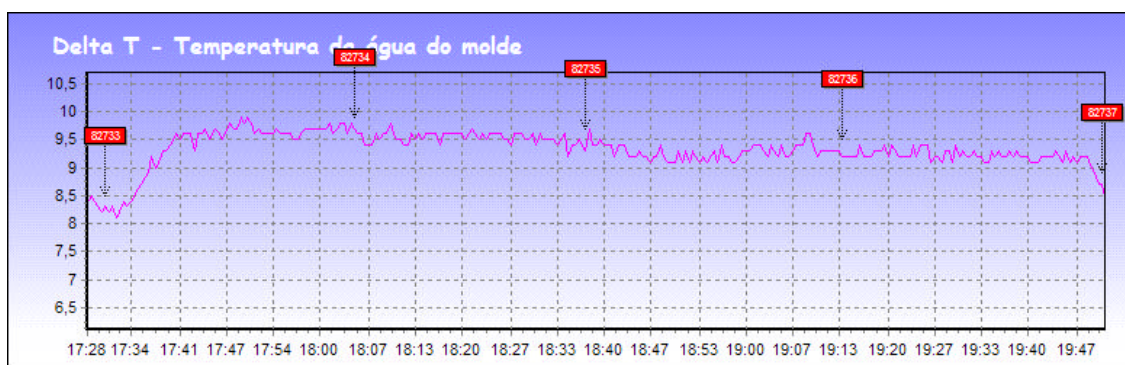


Figura 5.15 - Evolução do ΔT da água de refrigeração do molde nas corridas envolvidas no Experimento 2

O ΔT médio da temperatura da água do molde nas corridas em que trabalhou com o nível de aço no molde mais alto (NV_{teste}) (82733/82734) diferiu cerca de $0,2^{\circ}\text{C}$ das corridas em que se trabalhou com o nível de aço normal do processo (NV_{atual}) (82735/82736) o que, em termos de calor extraído do molde (eq. 5.1) é irrelevante. Pela fórmula da Concast, a alteração do nível de aço no molde altera L_M , e em consequência, haveria uma alteração na espessura da pele solidificada. Calculando-se a espessura da pele nestas 2 condições obtêm-se 14,5 e 14,4 mm para NV_{teste} e NV_{atual} , respectivamente. Desta forma, não há alteração significativa da espessura da pele solidificada. Assim, a mudança no nível de aço no molde não trouxe alterações na espessura da pele solidificada para os níveis testados e, como consequência, não houve alteração nas variáveis respostas relacionadas à trinca *off-corner*, como confirmado no DOE.

Em relação aos programas de resfriamento B e C, como a vazão na 1ª zona de sprays foi praticamente a mesma, mudanças de comportamento para a espessura da pele e perfil de temperatura superficial do tarugo começam a ocorrer a partir da 2ª zona de sprays conforme apresentado nas figuras 5.16 e 5.17.

Conforme apresentado no item 5.1, Resultados Históricos, a trinca *off-corner*, em função do valor médio de D1, não se origina na 2ª zona de sprays. Assim, uma alteração no programa de resfriamento, como testado, não levaria a mudanças em relação à trinca *off-corner*. Isso explica a não significância observada no DOE.

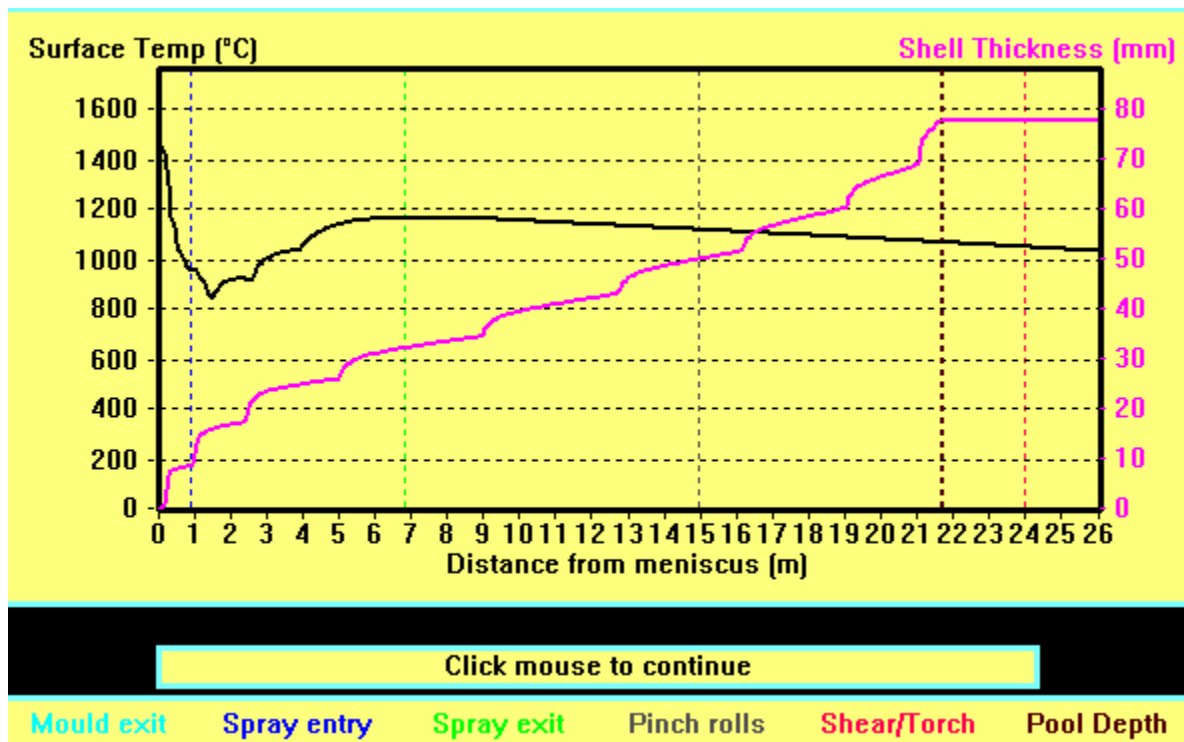


Figura 5.16 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 82735 (programa de resfriamento B e nível de aço no molde mais baixo-NV_{atual})

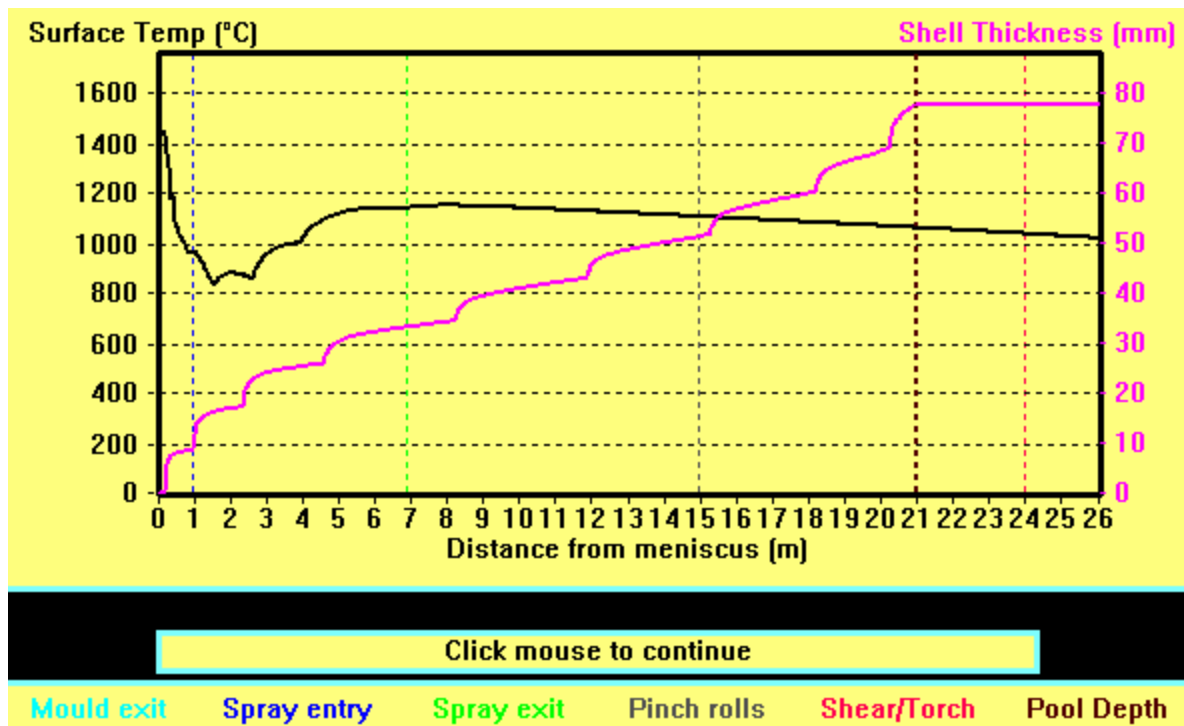


Figura 5.17 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 82733 (programa de resfriamento C e nível de aço no molde mais alto – NV_{teste})

5.4 Experimento 3

Conforme descrito no item 4.3.3, no Experimento 3 foram testados os seguintes fatores:

- tipo de lingoteira;
- programa de resfriamento ;
- vazão de água no molde.

Um DOE 2^3 ($k=3$) leva à necessidade de se realizar 8 corridas. Em virtude da impossibilidade de se interromper o processo para troca de molde após 4 corridas a fim de se trocar o tipo de lingoteira, optou-se pela realização de um DOE 2^2 em dois blocos. Isso permitiu testar o fator lingoteira e realizar apenas 4 corridas no experimento. Neste caso, cada bloco foi um veio de lingotamento, onde em cada um utilizou-se um tipo de lingoteira. No veio 6 foi utilizada a lingoteira atual (LG_{atual}), normalmente usada no processo, e no veio 5 foi utilizada a lingoteira com Zr (LG_{teste}).

Ao se testar dois tipos de lingoteiras, a hipótese a se verificar foi a de que a ocorrência de distorção permanente no molde devido à deformação plástica poderia estar gerando a trinca *off-corner* (Bommaraju, 1986). Lingotarias contendo Zr seriam mais resistentes à deformação (Bommaraju, 1986) que as lingoteiras tradicionais de CuAg, devido principalmente a uma propriedade física do material, a temperatura de recristalização. Além disto, lingoteiras contendo Zr tendem a ter um menor desgaste de sua parede interna na porção inferior do molde (Bommaraju, 1986), outro possível causador da trinca *off-corner* (Zetterlund, 1983).

Novamente o programa de resfriamento foi utilizado como fator. Desta vez, o programa de resfriamento B foi confrontado com o programa de resfriamento D. Ao se elaborar o programa D buscou-se um programa que tivesse, assim como o programa B, uma distribuição de água concentrada na 1ª zona de sprays, mas ao contrário deste, que a vazão nesta zona não fosse tão alta.

A hipótese a ser verificada seria se a forte queda na temperatura superficial do tarugo verificada na saída do molde até a 1ª zona de sprays com o uso do programa B, como

mostrado na figura 5.14, não pudesse ser exagerada e estar causando, ao invés de reduzindo, a ocorrência de trincas.

Por fim, o terceiro fator testado foi novamente a vazão de água no molde. A partir de evidências de melhoria no processo apresentadas nos resultados do Experimento 1 com o aumento de vazão, ao se repetir este fator no experimento 3, buscava-se levantar ainda mais evidências da influência positiva deste aumento de vazão.

As medidas de C1, D1 e D2 para cada amostra são apresentados no Anexo IV. Os valores médios e respectivos desvios-padrão para C1, D1, D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos em cada corrida, são apresentados na tabela V.4.

Tabela V.4 - Resultados (*) para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 3 (**)

corrida	83159		83160		83161		83162	
veio	5	6	5	6	5	6	5	6
Média de comprimento C1	6,0	3,0		9,0		8,0	14,9	16,7
DesvPad de comprimento C1							7,8	7,3
Média de distância D1	11,0	12,0		8,0		9,0	9,3	9,3
DesvPad de distância D1							1,7	2,3
Média de distância D2	24,0	30,0				20,0	21,9	22,8
DesvPad de distância D2							2,7	4,1
% de aprovados	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	12,5	33,3
% de isentos	88,9	90,0	100,0	88,9	100,0	87,5	27,3	40,0

* Como em algumas corridas o nº de amostras isentas de trinca foi elevado, não foi possível se calcular o desvio padrão C1 e D1, pois o nº de dados foi baixo.

** Os valores destacados em negrito foram as variáveis respostas para o DOE que serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Ao fazer a análise estatística do DOE, o Minitab, através do gráfico de Pareto para os Efeitos, mostrou ao nível de significância de 15% ($\alpha = 0,15$), que:

- Para a porcentagem de aprovados, a interação entre o programa de resfriamento e a vazão de água no molde é significativa, como mostrado nos gráficos de Pareto, figuras 5.18 e 5.19. A partir do gráfico de interação, figura 5.20, conclui-se que, independente do programa de resfriamento B ou D, o aumento da vazão

da água no molde leva à melhoria dos resultados. Também se verifica que o programa B é robusto, independente da vazão utilizada.

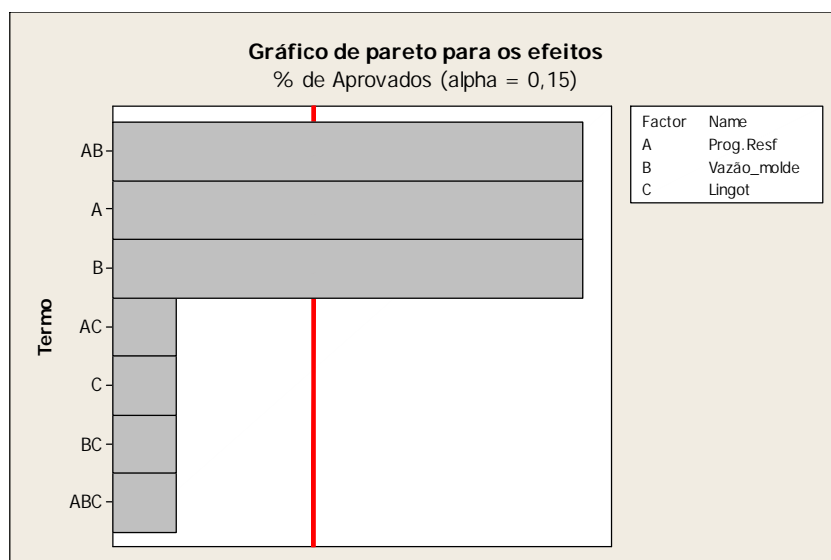


Figura 5.18 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de aprovados (Alpha de 0,15)

Em função da interação entre o programa de resfriamento e a vazão de água no molde ter se mostrado fortemente significativa para um nível de significância de 15%, alterou-se a significância para 5% (alpha = 0,05). A interação entre o programa de resfriamento e a vazão de água no molde permaneceu significativa como mostrado na figura 5.19

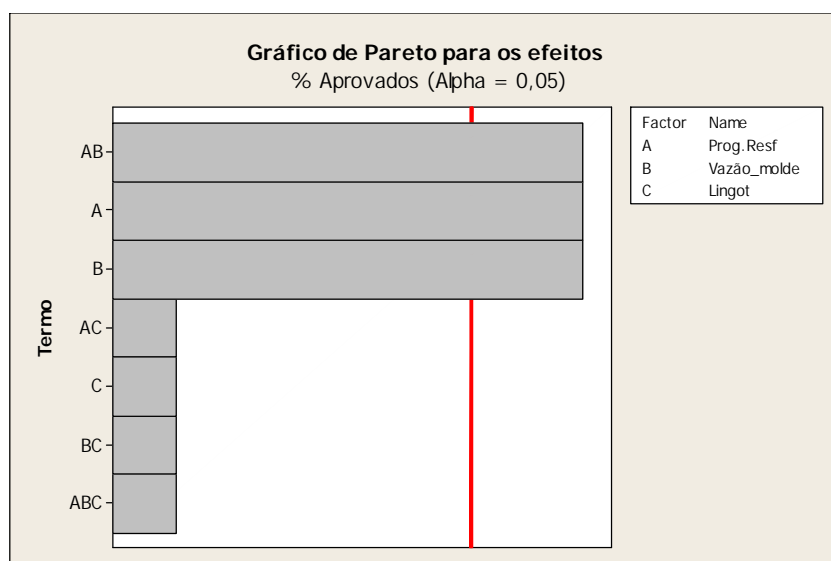


Figura 5.19 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de aprovados (Alpha de 0,05)

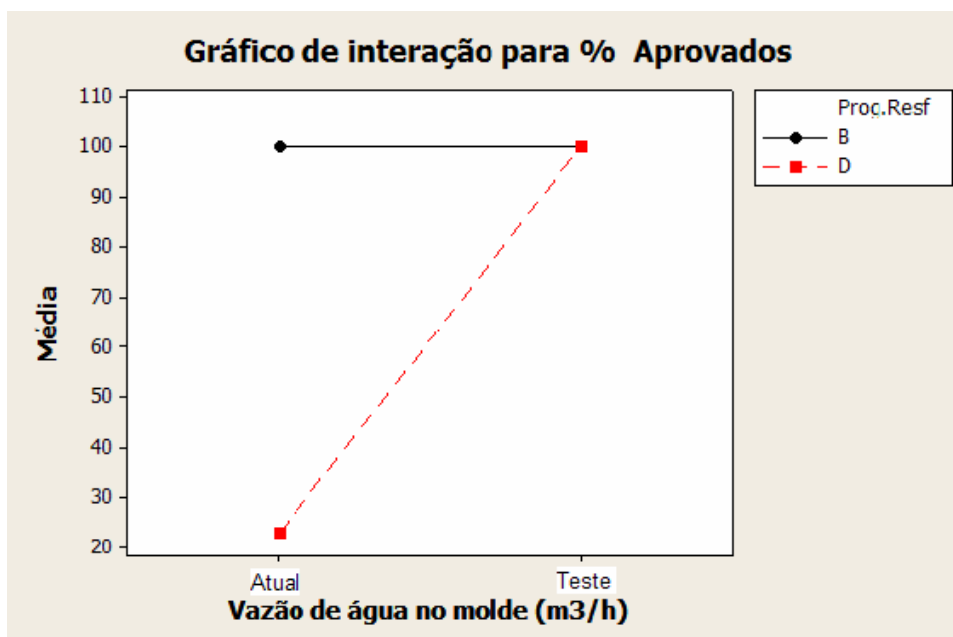


Figura 5.20 - Gráfico de Interação para a porcentagem de aprovados

- Para a porcentagem de isentos, a vazão de água no molde se mostrou significativa ao nível de significância de 15%, como mostrado na figura 5.21. Ao se analisar o gráfico de Efeito Principal, figura 5.22, observa-se que melhores resultados são obtidos com a vazão mais alta (VZ_{teste}).

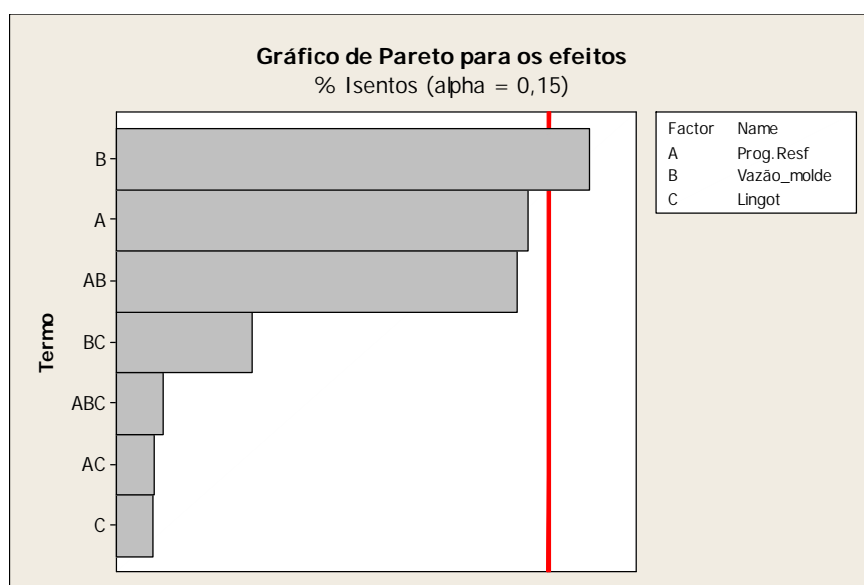


Figura 5.21 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos

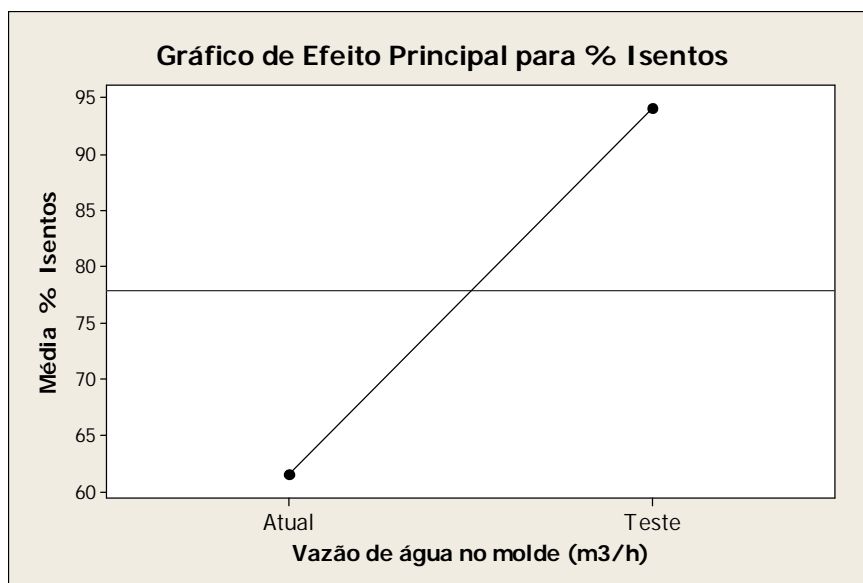


Figura 5.22 - Gráfico de Efeito Principal para porcentagem de isentos

- Para a variável resposta desvio padrão do comprimento C1, a interação entre vazão de água no molde e programa de resfriamento se mostrou significativa como mostrado na figura 5.23. Pelo gráfico de Interação, figura 5.24, a utilização do programa D e vazão mais baixa, leva a uma maior variabilidade em C1, constatada através do aumento do desvio padrão. Considerando-se o nível de significância para 5% ($\alpha = 0,05$), o resultado se mantém.

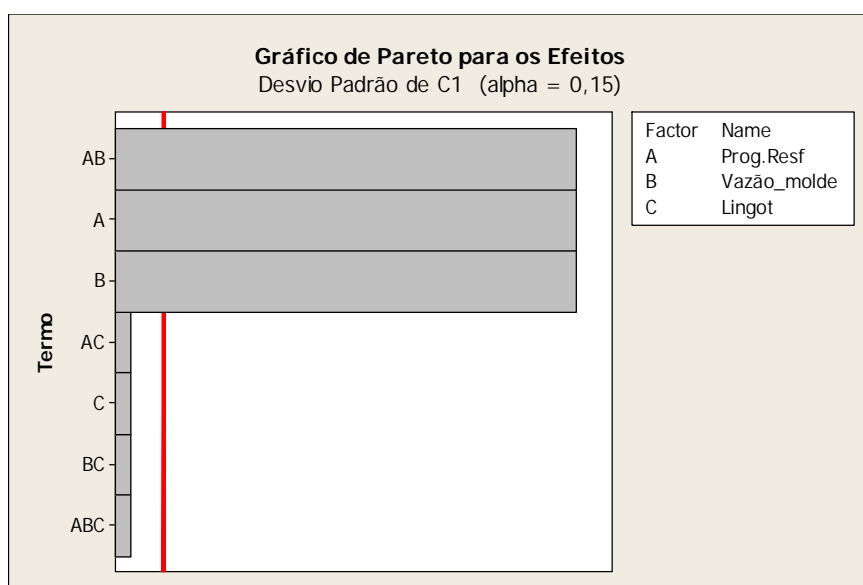


Figura 5.23 - Gráfico de Pareto para o desvio padrão de C1

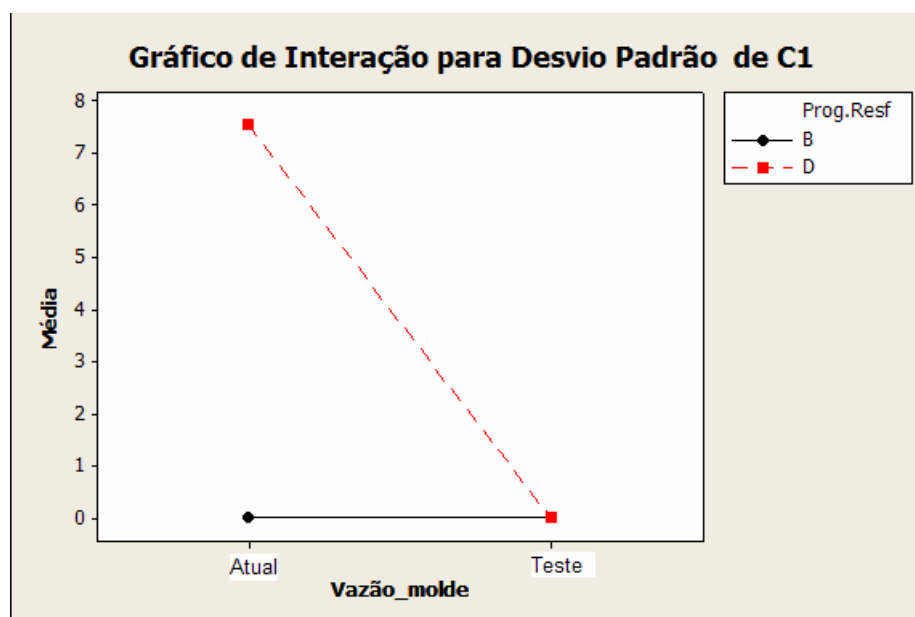


Figura 5.24 - Gráfico de Interação para o desvio padrão de C1

- Para o desvio padrão da distância D1, os resultados são análogos aos apresentados para o desvio padrão do comprimento C1, como mostrado nas figuras 5.25 e 5.26.

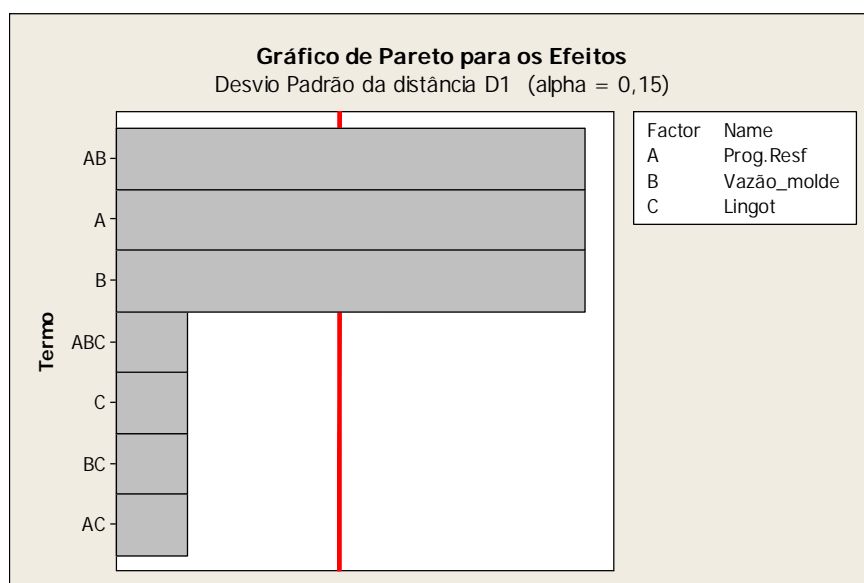


Figura 5.25 - Gráfico de Pareto para o Desvio Padrão de D1

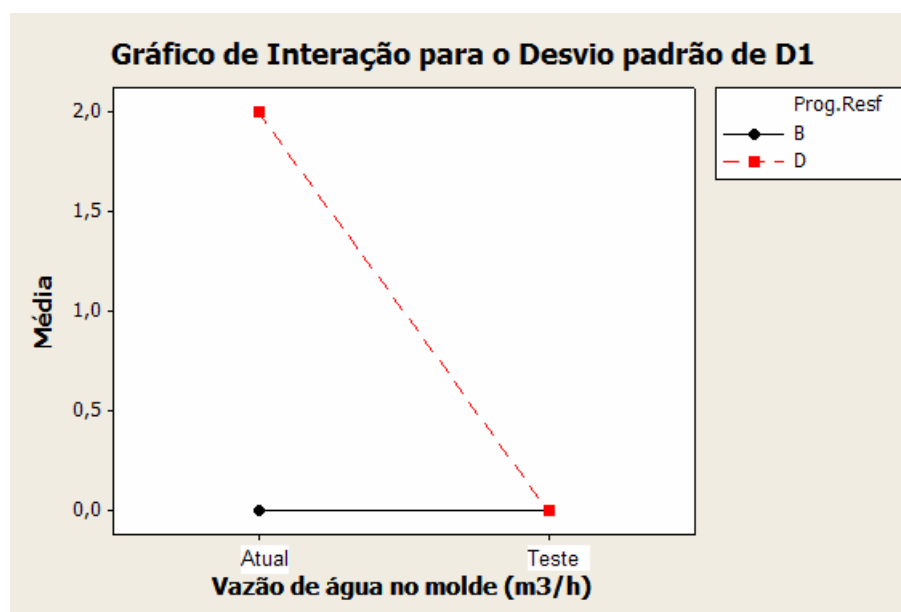


Figura 5.26 - Gráfico de Interação para o desvio padrão de D1

Para nenhuma das variáveis respostas avaliadas o fator tipo de lingoteira mostrou-se significativo.

Nas demais variáveis respostas, não houve nenhum fator ou interação entre fatores que se mostrasse significativo.

O que se observa a partir dos resultados do DOE é que o aumento da vazão da água no molde, que reflete em aumento de velocidade da água, é um fator significativo para redução das trincas *off-corner*. Assim como indicado no Experimento 1, o Experimento 3 evidencia este fato, sugerindo que na vazão de água no molde hoje praticada, VZ_{atual} , tem provavelmente ocorrido a fervura da água ou “*boiling hysteresis*”, como citado na literatura (Bommaraju, 1984).

Apesar dos dados da BELGO, usina de Monlevade, como explicado anteriormente, quando colocados na figura 3.23, sugerirem que tal fenômeno não ocorre, os resultados deste experimento reforçam a idéia que os dados da figura 3.23 possam não explicar o regime de transferência de calor na interface cobre /água no que se refere à ocorrência ou não de *boiling* para as condições de processo na BELGO.

Quanto ao programa de resfriamento, os resultados apresentados pelo DOE mostraram que baixas vazões na 1ª zona de sprays, como a presente no programa D, conduzem a piores resultados, principalmente ao não se trabalhar com a vazão de água no molde mais elevada.

A figura 5.27 mostra o perfil de temperatura superficial e evolução da espessura da pele solidificada calculada pelo Crac X para o programa D.

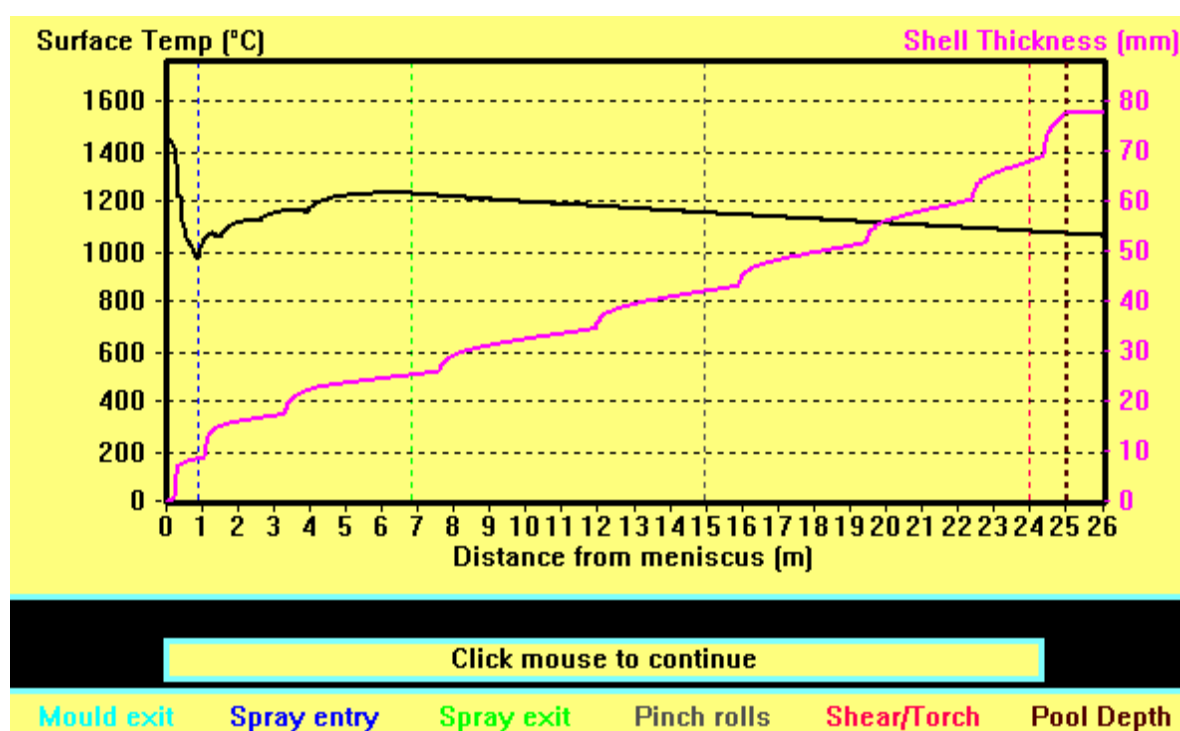


Figura 5.27 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 83162 (programa de resfriamento D)

No Experimento 1, em que testou-se os programas A e B, não foi encontrado significância para o programa de resfriamento.

A vazão de água na zona 1 para o programa A é superior em quase 60 litros (20%) à vazão do programa D.

Comparando-se o perfil de temperatura para o programa A, apresentado na figura 5.13, com o do programa D, apresentado na figura 5.27, entre a saída do molde e o fim da 1ª zona de sprays observa-se uma temperatura do tarugo, ao final da 1ª zona de sprays no programa D, cerca de 45°C superior ao do programa A.

Como a literatura ((Brimacombe, 1980, Uehara, [198-])) sugere uma menor temperatura do tarugo na 1ª zona de sprays como forma de evitar/minimizar a trinca *off-corner*, uma maior temperatura superficial do tarugo na 1ª zona de sprays seria prejudicial, supondo-se verdadeira esta hipótese. Pelos resultados obtidos para os programas A e D nos experimentos realizados, parece haver um valor limite para a temperatura superficial do tarugo a partir da qual há maior propensão à trinca *off-corner*. Em qualquer dos casos a vazão de água no molde parece ser o fator preponderante.

Em relação ao tipo de lingotaria, não houve qualquer indicativo de melhor desempenho com o uso de uma ou outra. Analisando-se os dados de ΔT da água no molde para os veios 5 e 6 não se observa diferença, o que indica uma mesma taxa de transferência de calor para os dois tipos de lingoteiras.

Quanto à questão de um possível menor desgaste da parede inferior do molde com o uso da lingoteira com Zr, não foi possível chegar a conclusões uma vez que não se mediu a conicidade das lingoteiras após o experimento ou até mesmo ao final da campanha.

5.5 Experimento 4

No Experimento 4, conforme descrito no item 4.3.4, foram testados os seguintes fatores:

- Tipo de pó fluxante;
- Amperagem de agitação eletromagnética no molde;
- Raio de canto da lingoteira.

O raio de canto da lingoteira, assim como realizado no Experimento 3 em relação ao tipo de lingoteira, foi considerado como bloco no experimento. Desta forma, foi realizado um DOE 2^2 em 2 blocos. Os blocos foram os veios 5 e 6, onde se usou lingoteiras com raio de canto de teste (RC_{teste}) e atual (RC_{atual}), respectivamente.

Em relação ao pó fluxante, foram testados os pós A e B. A diferença entre eles, como apresentado na tabela IV.5 está em uma menor viscosidade e ponto de cristalização para o pó fluxante B.

A transferência de calor no molde é determinada principalmente pelo *gap* de ar e pela camada de pó fluxante (Chandra, 1993), conforme indicado na figura 3.3. Em virtude disto, a hipótese formulada é de que um pó fluxante, que possibilite maior transferência de calor, possa levar a uma maior espessura da pele solidificada na saída do molde, criando uma maior resistência ao abaulamento do tarugo na saída do molde e, conseqüentemente, reduzindo a propensão à ocorrência de trinca *off-corner*.

A transferência de calor no molde tende a aumentar com o decréscimo da temperatura de cristalização, da viscosidade e da basicidade (Pinheiro, 2000), como mostrado na figura 3.14. Portanto, supõe-se que ao se usar o pó B haveria um aumento da transferência de calor no molde que, refletida em uma maior espessura da pele solidificada na saída do molde, pudesse levar a uma redução da trinca *off-corner*.

Em relação à intensidade da agitação eletromagnética no molde, seu aumento seria benéfico para prevenção de trincas *off-corner* por possibilitar a formação de uma maior espessura da zona dendrítica equiaxial ao invés de colunar (Lait, 1982).

Quanto ao raio de canto da lingoteira, para altos valores (12 a 15 mm), tem-se uma tendência à ocorrência de trincas longitudinais de superfície e, à medida que este é reduzido (2 a 4 mm), pode haver uma tendência à geração da trinca *off-corner* (Parker, 2002). Contudo, há uma grande controvérsia a este respeito. Por haver disponibilidade de lingoteiras com raios de canto distintos, o fator raio de canto foi testado para se avaliar possível correlação com a trinca *off-corner*.

As medidas de C1, D1 e D2 para cada amostra são apresentados no Anexo V. Os valores das variáveis respostas para o DOE são apresentadas na tabela na tabela V.5.

Tabela V.5 – Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 4 ^(*)

corrida veio	84262		84263		84264		84265	
	5	6	5	6	5	6	5	6
Média de comprimento C1	22,9	8,5	7,3	7,2	13,4	5,3	11,4	3,7
DesvPad de comprimento C1	20,2	7,6	6,2	3,6	14,4	1,2	13,6	2,1
Média de distância D1	9,6	13,9	15,5	25,0	11,0	18,4	13,3	12,7
DesvPad de distância D1	2,7	4,5	10,5	10,0	6,7	7,1	5,1	3,2
Média de distância D2	18,1	24,1	28,9	44,2	23,9	31,0	23,0	26,3
DesvPad de distância D2	4,8	3,9	19,0	22,3	11,5	11,6	9,7	3,1
% de aprovados	37,5	62,5	87,5	100,0	66,7	100,0	85,7	100,0
% de isentos	0,0	11,1	20,0	40,0	0,0	11,1	30,0	66,7

* Os valores destacados em negrito foram as variáveis respostas para o DOE que serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Ao fazer a análise estatística do DOE, o Minitab, através do gráfico de Pareto para os Efeitos, mostrou para o nível de significância de 15% ($\alpha = 0,15$) que:

- Para a porcentagem de isentos, a interação entre pó fluxante e agitação eletromagnética foi significativa, conforme figura 5.28. Analisando-se o gráfico de interação, figura 5.29, tem-se que melhores resultados são obtidos com o uso do pó A com agitação mais alta (AG_{teste}) e do pó B com agitação baixa (AG_{atual}).

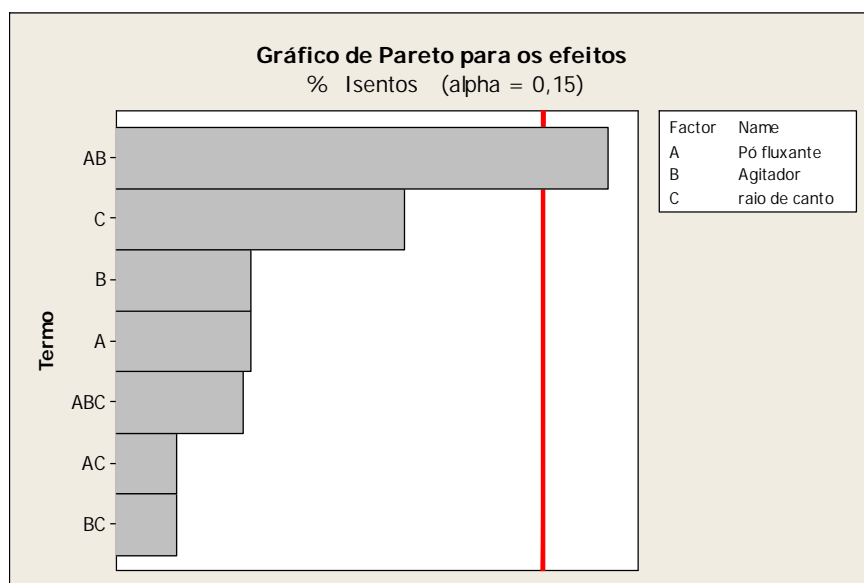


Figura 5.28 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos

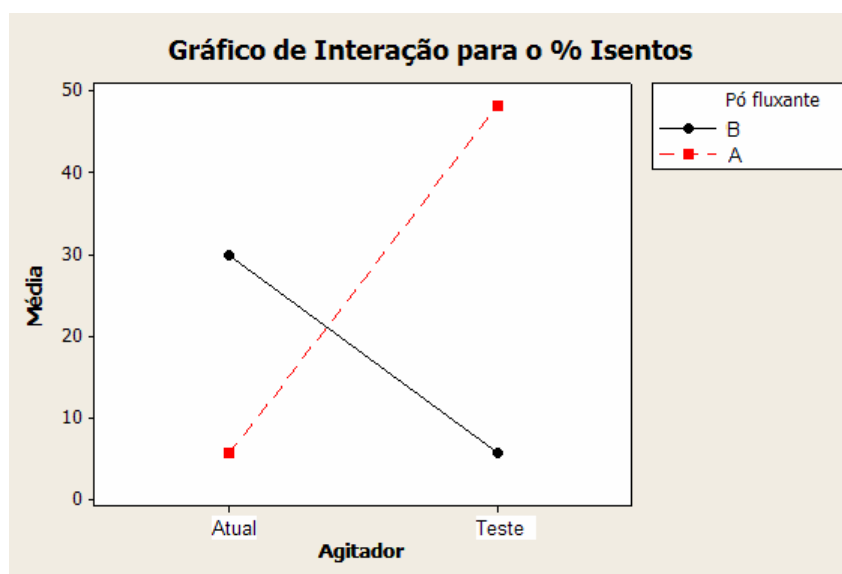


Figura 5.29 - Gráfico de Interação para a porcentagem de isentos

- O gráfico de Pareto, figura 5.30, indicou ao nível de significância de 15% que, para o desvio padrão do comprimento da trinca, C1, o fator raio de canto da lingoteira foi significativo. A partir do gráfico de Efeito Principal, figura 5.31, observa-se que o raio de canto menor (RC_{teste}) conduz a um menor valor do desvio padrão.

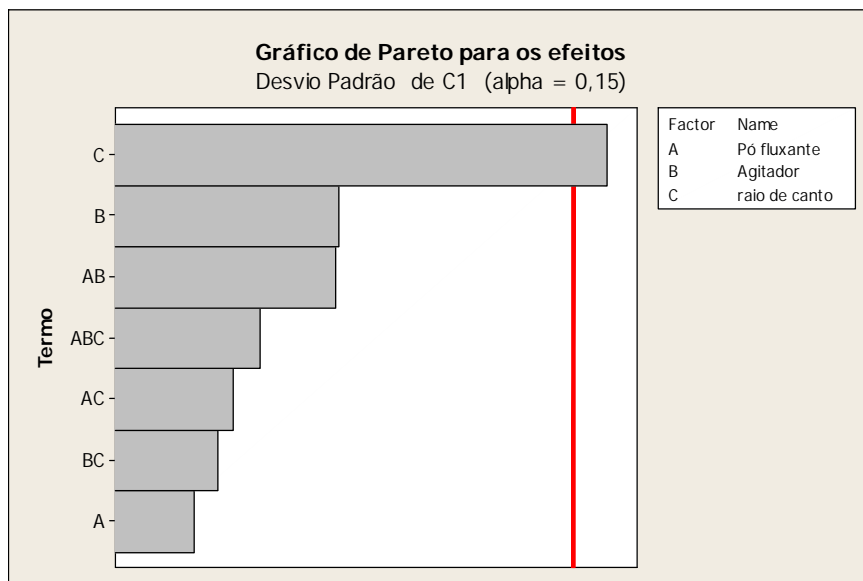


Figura 5.30 - Gráfico de Pareto para o desvio padrão de C1

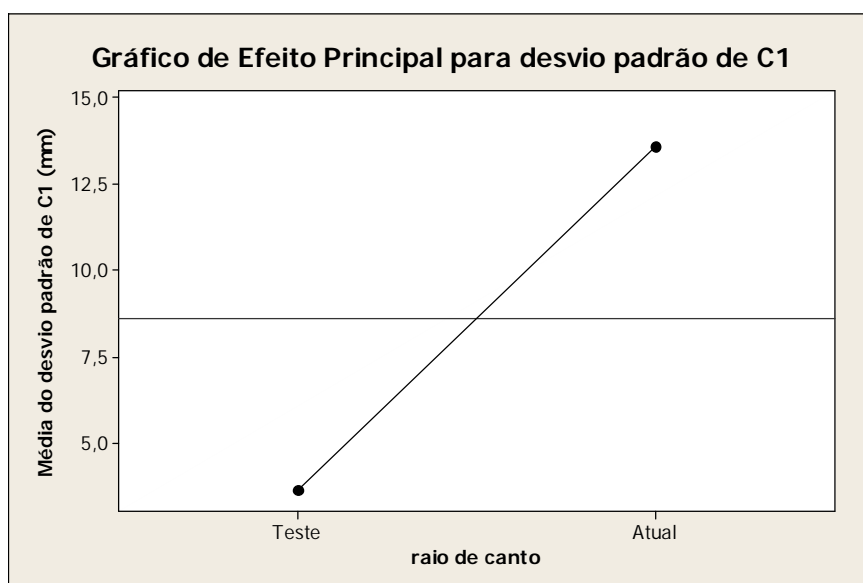


Figura 5.31 - Gráfico de Efeito Principal para desvio padrão de C1

- A influência da intensidade da agitação eletromagnética se mostrou significativa para a variável resposta desvio padrão da distância da trinca D1, conforme indicado no gráfico de Pareto, figura 5.32. A agitação mais alta (AG_{teste}) leva a um menor desvio padrão para D1, como mostrado no gráfico de Efeito Principal, figura 5.33.

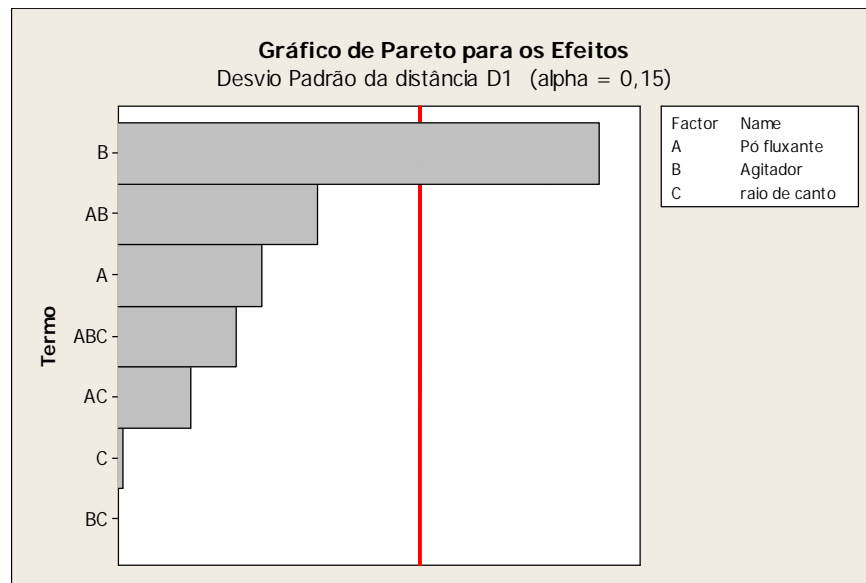


Figura 5.32 - Gráfico de Pareto para distância D1

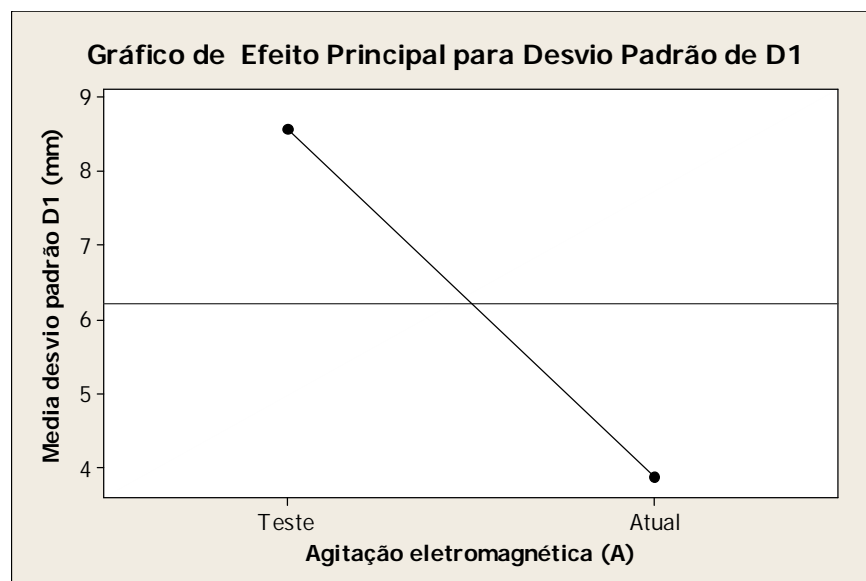


Figura 5.33 - Gráfico de Efeito Principal para desvio padrão de D1

Observou-se, a partir dos dados coletados do Sibarp, que houve uma diferença entre o ΔT da água do molde para os dois pós fluxantes testados, conforme figura 5.34.

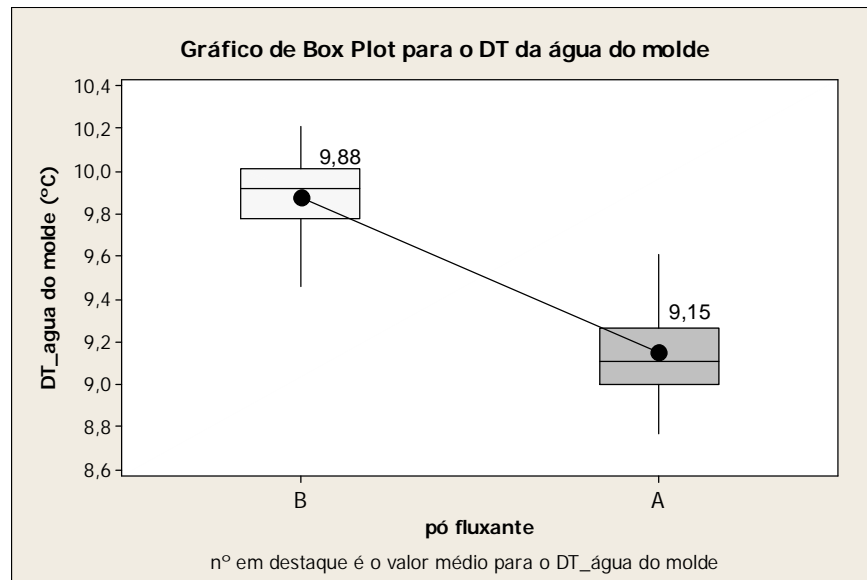


Figura 5.34 - Gráfico de Box Plot para o ΔT da água de refrigeração do molde

Para o pó B tem-se um ΔT médio para a temperatura da água do molde $0,73^{\circ}\text{C}$ superior ao verificado para o pó A.

A partir da variação do ΔT da água do molde, é possível calcular a taxa de extração de calor no molde (eq.5.1):

- $H_{M(B)} = 1191431 \text{ W};$
- $H_{M(A)} = 1103400 \text{ W}.$

Para o fluxo de calor tem-se os seguintes valores, obtidos a parti da eq. 5.2:

- $\dot{q}_{M(B)} = 2,20 \times 10^6 \text{ W/m}^2;$
- $\dot{q}_{M(A)} = 2,02 \times 10^6 \text{ W/m}^2.$

A espessura da pele solidificada na saída do molde também pode ser calculada a partir da equação da Concast. Os valores são:

- $S_{(B)} = 14,94 \text{ mm};$
- $S_{(A)} = 14,38 \text{ mm}.$

Houve, portanto, uma variação de 10% no fluxo de calor do molde e de 5% na espessura da casca solidificada na saída do molde. Não houve diferenças significativas nos resultados das variáveis-repostas que conduzissem a um melhor resultado de um ou outro pó fluxante, o que sugere que a magnitude da variação pode ter sido insuficiente.

Para a interação pó fluxante/agitação eletromagnética, uma vez que esta se mostrou significativa, esperava-se que ambos os pós conduzissem a um melhor resultado para um mesmo valor da intensidade da agitação. No entanto, o gráfico de interação, figura 5.29, mostra um comportamento diferente para os dois pós em relação à agitação, não se encontrando, a princípio, justificativa para isto.

Em termos de resultado global para a porcentagem de isentos, o gráfico de interação, figura 5.29, mostra um melhor valor ao se trabalhar com o pó A e agitação de alta (AG_{teste}).

Para a variável resposta desvio padrão C1, o fator raio de canto da lingoteira foi significativo. Tem-se uma melhoria dos valores de desvio padrão, ao se trabalhar com raio de canto menor (RC_{teste}).

O fator agitação eletromagnética no molde foi significativo para o desvio padrão D1. Melhores valores são encontrados ao se trabalhar com a agitação eletromagnética mais alta (AG_{teste}).

5.6 Experimento 5

A definição dos fatores a serem testados no experimento 5 baseou-se nos resultados apresentados anteriormente.

Como a vazão mais alta de água no molde, VZ_{teste} , já se mostrara um fator significativo para a redução da trinca *off-corner*, este fator não foi testado. Foi mantida a vazão normal de trabalho, VZ_{atual} , pois, trabalhando-se com a vazão mais alta, tal fator poderia ter um peso tão alto, que tornaria não significativa a possível influência de outro fator.

Em relação ao programa de resfriamento, definiu-se por testar novamente os programas A e B, insistindo-se na avaliação da hipótese de que uma menor temperatura superficial do tarugo advinda de maior vazão na 1ª zona de sprays é benéfica para redução da trinca *off-corner*. O programa D já se mostrara pior que o B. O programa C, em função de manter a mesma vazão de água na 1ª zona de sprays que o B, se assemelha a ele no tocante à hipótese a ser testada.

Como no experimento 4 a interação entre o pó fluxante e a agitação eletromagnética foi antagônica para os dois pós, como mostrado na figura 5.29, decidiu-se por testar novamente estes dois fatores.

Apesar do tipo de lingoteira não ter se mostrado significativo para nenhuma variável resposta, este fator foi novamente considerado. A lingoteira atual foi instalada no molde colocado no veio 2 e a lingoteria com Zr no veio 6.

Desta forma, realizou-se um DOE com 3 fatores (programa de resfriamento, agitação eletromagnética e tipo de pó fluxante) em bloco (tipo de lingoteira).

Como descrito no item 4.3.5, o DOE foi realizado em 8 corridas. Os resultados das análises de Baumann são apresentados no Anexo VI. A média dos resultados para as variáveis respostas é apresentada na tabela V.6

Tabela V. 6 - Resultados para medições C1, D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 5^(*)

corrida veio	85750		85751		85752		85753	
	2	5	2	5	2	5	2	5
Média de comprimento C1	20,7	26,9	7,2	4,3	6,6	4,4	5,9	22,0
DesvPad de comprimento C1	15,1	19,9	6,9	1,5	1,7	1,1	3,6	9,1
Média de distância D1	11,4	13,7	14,3	13,7	14,8	8,6	12,0	8,8
DesvPad de distância D1	4,6	8,4	3,9	5,7	3,3	2,1	3,8	2,2
Média de distância_02	23,1	26,4	28,8	23,7	31,2	20,0	26,8	19,7
DesvPad de distância_02	4,7	12,4	5,4	5,7	6,4	1,9	8,8	2,6
% de aprovados	44,4	42,9	83,3	100,0	100,0	100,0	87,5	16,7
% de isentos	0,0	0,0	33,3	70,0	37,5	37,5	11,1	33,3

corrida veio	85755		85756		85757		85758	
	2	5	2	5	2	5	2	5
Média de comprimento C1	6,7	10,1	11,8	9,9	13,6	12,8	17,0	17,0
DesvPad de comprimento C1	3,8	7,3	7,1	11,4	5,3	10,6	7,4	12,0
Média de distância D1	16,3	15,9	14,6	15,9	10,9	11,3	11,0	11,3
DesvPad de distância D1	2,0	5,6	3,2	3,9	2,9	4,2	2,7	4,8
Média de distância_02	28,4	29,1	27,2	23,6	24,3	25,3	24,9	21,6
DesvPad de distância_02	3,3	6,1	5,9	9,4	4,1	7,1	5,4	6,5
% de aprovados	85,7	71,4	50,0	87,5	37,5	66,7	28,6	62,5
% de isentos	22,2	30,0	0,0	11,1	0,0	0,0	12,5	0,0

* Os valores destacados em negrito foram as variáveis respostas para o DOE que serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Ao nível de significância de 15%, o Minitab mostrou como significativo os seguintes fatores ou interação entre eles:

- Interação entre agitação, programa de resfriamento e pó fluxante para a variável resposta comprimento da trinca C1, como mostrado no gráfico de Pareto para os efeitos, figura 5.35;
- Interação entre agitação, programa de resfriamento e pó fluxante para a variável resposta desvio padrão do comprimento da trinca, C1, como mostrado no gráfico de Pareto para os efeitos, figura 5.36;
- Interação entre agitação, programa de resfriamento e pó fluxante para a variável resposta porcentagem de isentos, como mostrado no gráfico de Pareto para os efeitos, figura 5.37;
- Para a variável resposta média da distância da trinca em relação à superfície, D1, o programa de resfriamento se mostrou significativo, como mostrado no gráfico de Pareto para os efeitos, figura 5.38;

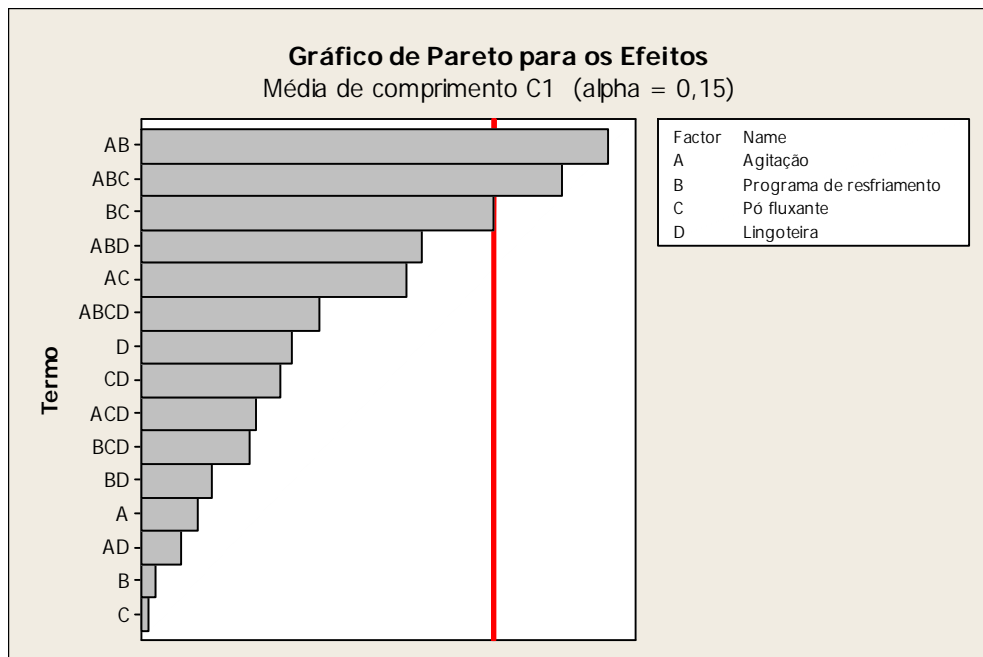


Figura 5.35 - Gráfico de Pareto para a média do comprimento, C1

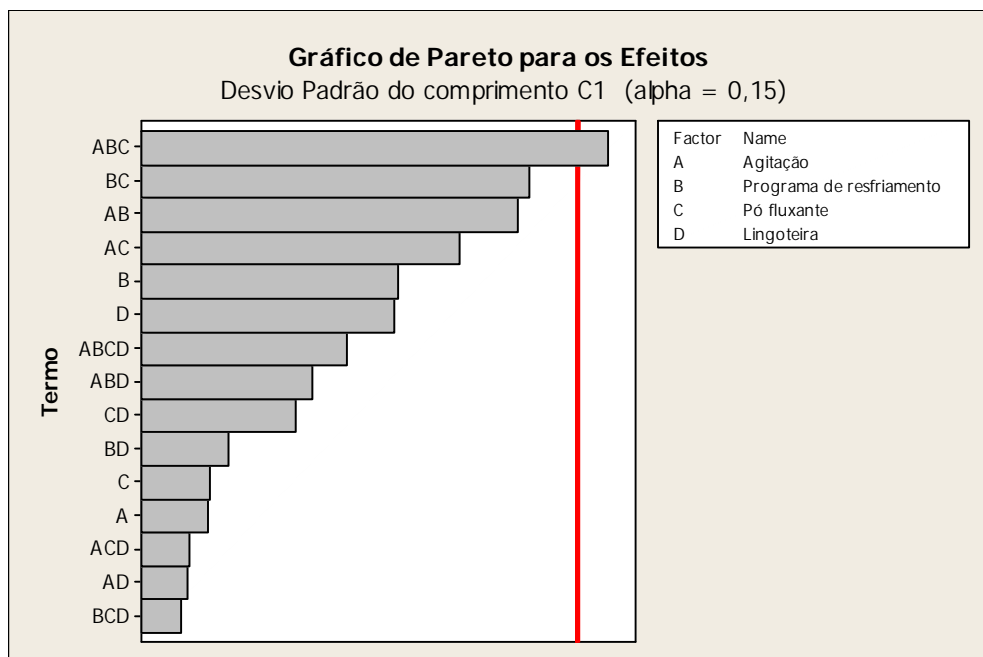


Figura 5.36 - Gráfico de Pareto para o desvio padrão do comprimento, C1

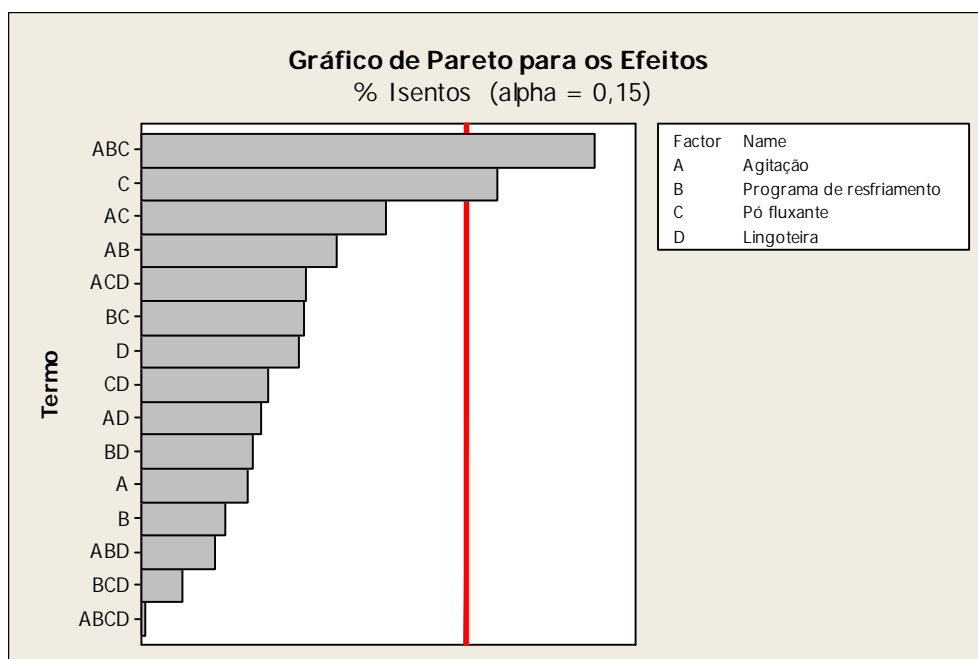


Figura 5.37 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos

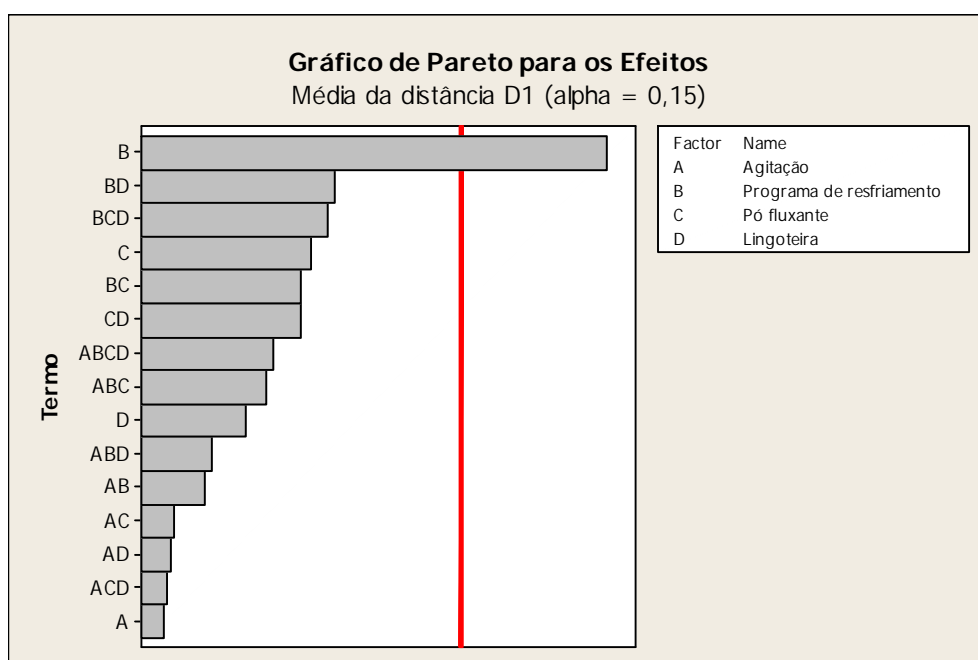


Figura 5.38 - Gráfico de Pareto para a média da distância da trinca em relação à superfície, D1

A partir do gráfico Multi-Vari, utilizado para as variáveis respostas onde houve interação de 3ª ordem e do gráfico de efeito principal para a média de D1, foi analisado o comportamento dos fatores e seus respectivos níveis.

Para a porcentagem de isentos, a partir do gráfico Multi-Vari, figura 5.39, verifica-se que:

- O resultado global do percentual de isentos, considerando-se todas as combinações entre os fatores e seus níveis, mostra que em relação ao programa de resfriamento, o valor é similar, conforme linha cheia que une os dois painéis;
- Utilizando-se o programa A e o pó B, tem-se o melhor resultado com o uso da agitação alta ; no entanto, ao se usar o pó A, o melhor resultado não ocorre com o aumento da agitação, e sim com a redução desta;
- Também ao se usar o programa B, os melhores resultados são encontrados com o pó B, porém obtendo-se um melhor resultado com a agitação mais baixa. O uso do programa B com o pó B apresenta valores baixos para porcentagem de isentos, independentemente da agitação utilizada;
- A melhor configuração encontrada foi para o uso do pó B, agitação eletromagnética alta (AG_{teste}) e programa de resfriamento A.

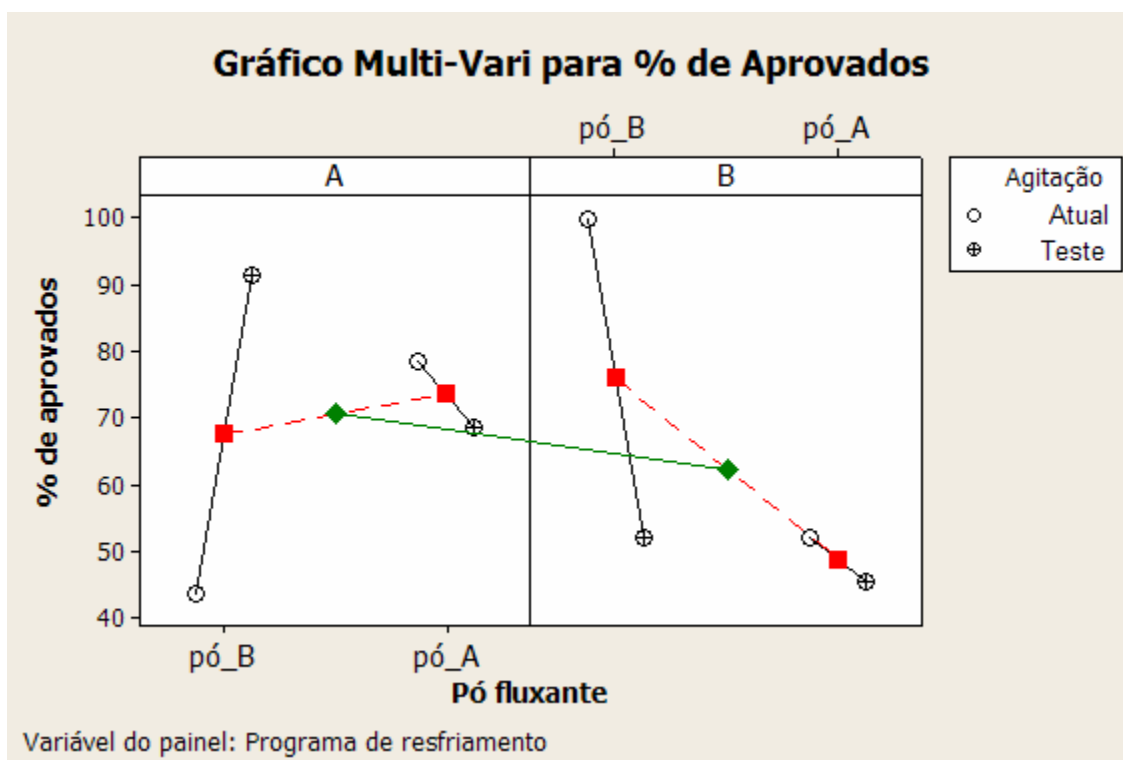


Figura 5.39 - Gráfico Multi-Vari para a porcentagem de isentos

No experimento 4, em que se trabalhou com o programa A em todo o experimento, houve significância para a porcentagem de isentos, com a interação entre pó fluxante e agitação sendo significativa. A partir do gráfico de interação (figura 5.29), foi mostrado que para o pó B, o melhor resultado seria com a agitação baixa. Ao se realizar o experimento 5, isto não se confirmou, pois a combinação entre programa A, pó B e agitação de baixa, apresentou o pior resultado. O mesmo ocorreu em relação ao pó A onde, no experimento 4, a agitação mais alta levou ao melhor resultado geral. Já no experimento 5, o resultado foi ruim.

Este comportamento antagônico dos experimentos 4 e 5, tanto para o pó A quanto para o pó B, pode ser explicado pela ausência de réplicas nos experimentos fatoriais realizados. Isto leva a uma menor precisão das estimativas (Werkema, 1996), ou seja, se ganha na identificação dos fatores mais significativos sobre a variável resposta com um menor número de ensaios, mas perde-se em precisão.

Analisando-se as tabelas IV.9 (detalhamento do experimento 4) e IV.11 (detalhamento do experimento 5), identifica-se corridas que foram submetidas ao mesmo conjunto de condições experimentais e, como tal, podem ser consideradas réplicas. A tabela V.7 mostra estas corridas e respectivas condições experimentais.

Tabela V.7 - Detalhamento das corridas dos experimentos 4 e 5 com as mesmas condições experimentais

Corrida	Programa de Resfriamento	Tipo de pó fluxante	Agitação eletromagnética	Tipo de Lingoteira	Raio de Canto (mm)
84262	A	B	Alta (AG_{teste})	LG_{atual}	RC_{atual}
85751	A	B	Alta (AG_{teste})	LG_{atual}	RC_{atual}
84263	A	B	Baixa (AG_{atual})	LG_{atual}	RC_{atual}
85750	A	B	Baixa (AG_{atual})	LG_{atual}	RC_{atual}
84264	A	A	Baixa (AG_{atual})	LG_{atual}	RC_{atual}
85755	A	A	Baixa (AG_{atual})	LG_{atual}	RC_{atual}
84265	A	A	Alta (AG_{teste})	LG_{atual}	RC_{atual}
84756	A	A	Alta (AG_{teste})	LG_{atual}	RC_{atual}

Pela tabela V.7 o que se tem é um experimento fatorial com réplica, DOE 2^2 , tendo como fatores a agitação eletromagnética e o pó fluxante.

As condições mostradas na tabela V.7 nada mais são que o experimento 4 com réplica.

Os valores das variáveis respostas para as corridas da tabela V.7, são apresentadas na tabela V.8

Tabela V.8 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento 4 com réplica (*)

corrida	84262	84751	84263	85750	84264	85755	84265	85756
Média de comprimento C1	8,5	7,2	7,2	20,7	5,3	6,7	3,7	11,8
DesvPad de comprimento C1	7,6	6,9	3,6	15,1	1,2	3,8	2,1	7,1
Média de distância D1	13,9	14,3	25,0	11,4	18,4	16,3	12,7	14,6
DesvPad de distância D1	4,5	3,9	10,0	4,6	7,1	2,0	3,2	3,2
Média de distância D2	24,1	28,8	44,2	23,1	31,0	28,4	26,3	27,2
DesvPad de distância D2	3,9	5,4	22,3	4,7	11,6	3,3	3,1	5,9
% de aprovados	62,5	83,3	100,0	44,4	100,0	85,7	100,0	50,0
% de isentos	11,1	33,3	40,0	0,0	11,1	22,2	66,7	0,0

* Os valores destacados em negrito foram as variáveis respostas para o DOE que serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Fazendo-se novamente a análise estatística do experimento 4, porém considerando-se a réplica, o Minitab, através do gráfico de Pareto para os Efeitos, não encontrou para o nível de significância de 15%, nenhum fator, ou interação entre eles, significativo.

Desta forma, aumentando-se a precisão, observa-se que os resultados apresentados para o experimento 4 no item 5.5 não são conclusivos.

Para se aumentar o rigor na análise dos resultados do experimento 5, foi reduzido o nível de significância de 15% para 10%. Neste nível de significância, a interação de 3ª ordem para a porcentagem de isentos e para média do comprimento C1 foi significativa, conforme figuras 5.40 e 5.41, respectivamente. A variável resposta média da distância D1 também se manteve significativa para o fator programa de resfriamento, conforme indicado na figura 5.42. Ao nível de significância de 10%, o desvio padrão de C1 não foi significativo.

O gráfico de Efeito Principal para a média da distância D1 e o gráfico Multi-Vari para a interação de 3ª ordem para a variável resposta média do comprimento C1 são apresentados nas figuras 5.43 e 5.44, respectivamente.

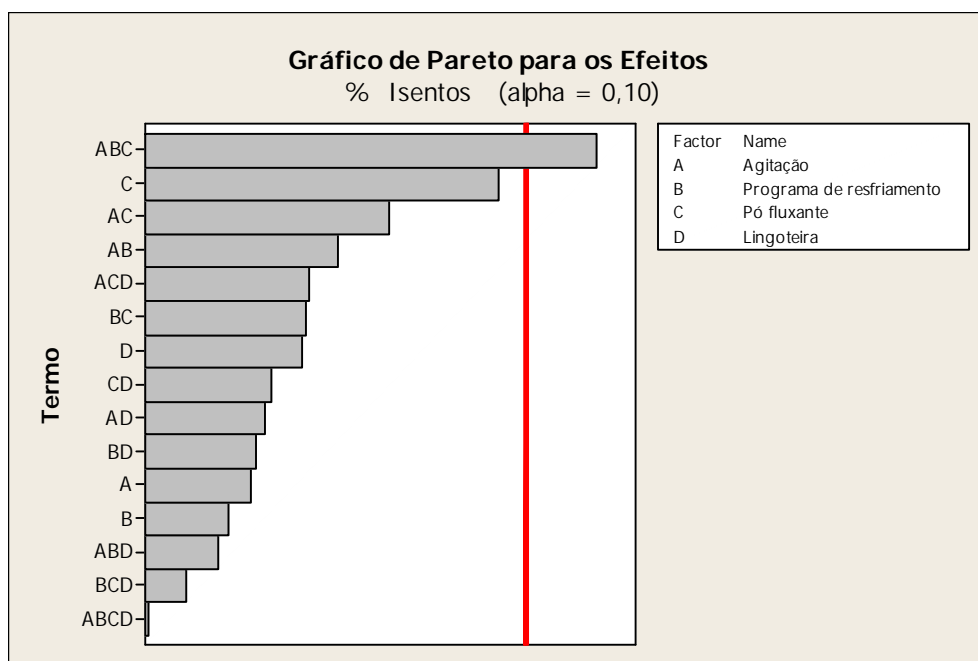


Figura 5.40 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos, com alpha de 0,10

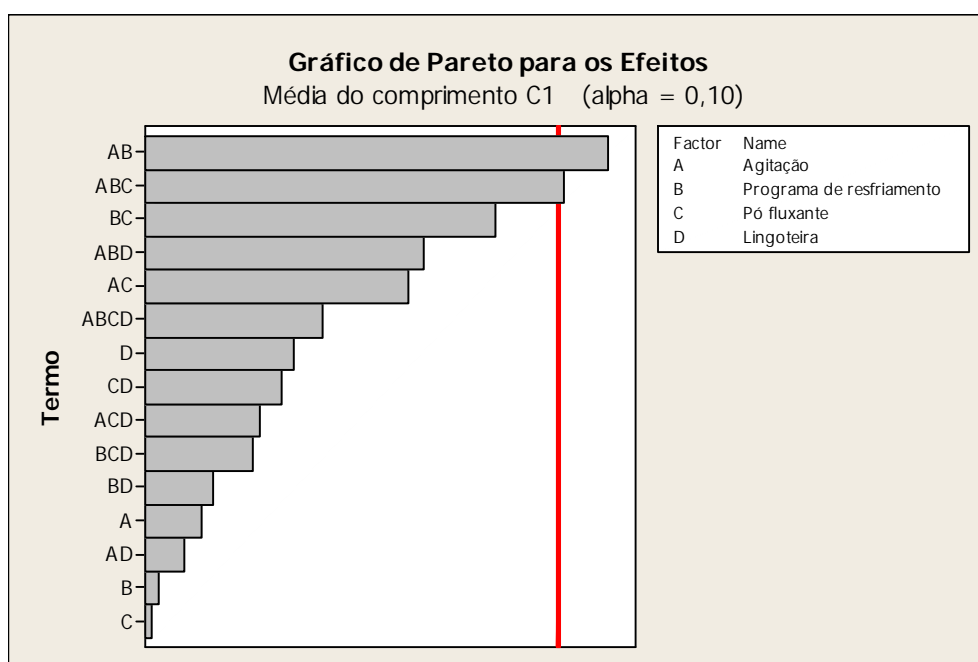


Figura 5.41 - Gráfico de Pareto para média de C1, com alpha de 0,10

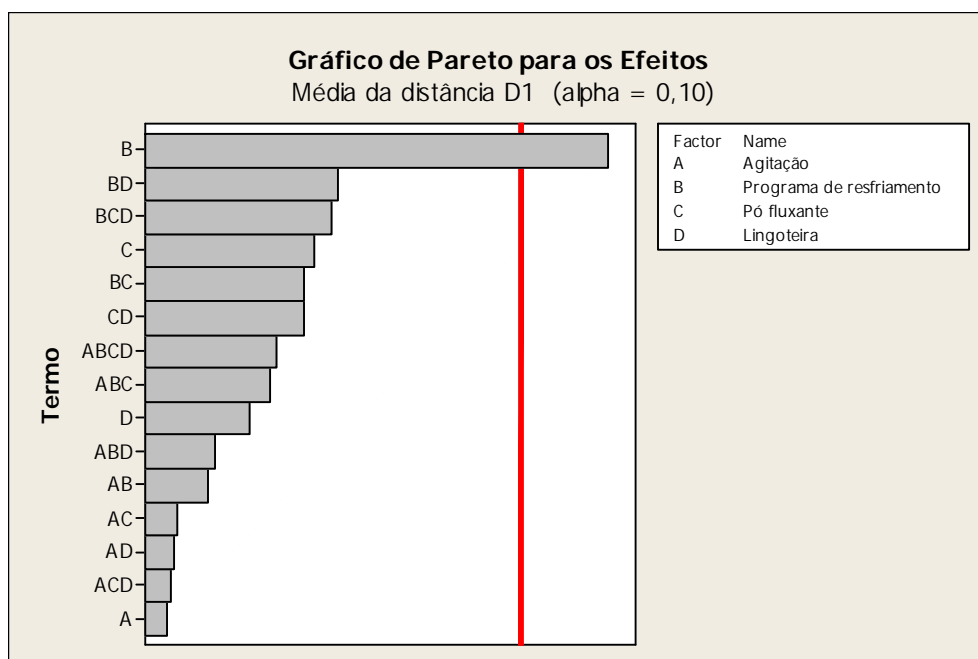


Figura 5.42 - Gráfico de Pareto para a média da distância D1, com alpha de 0,90

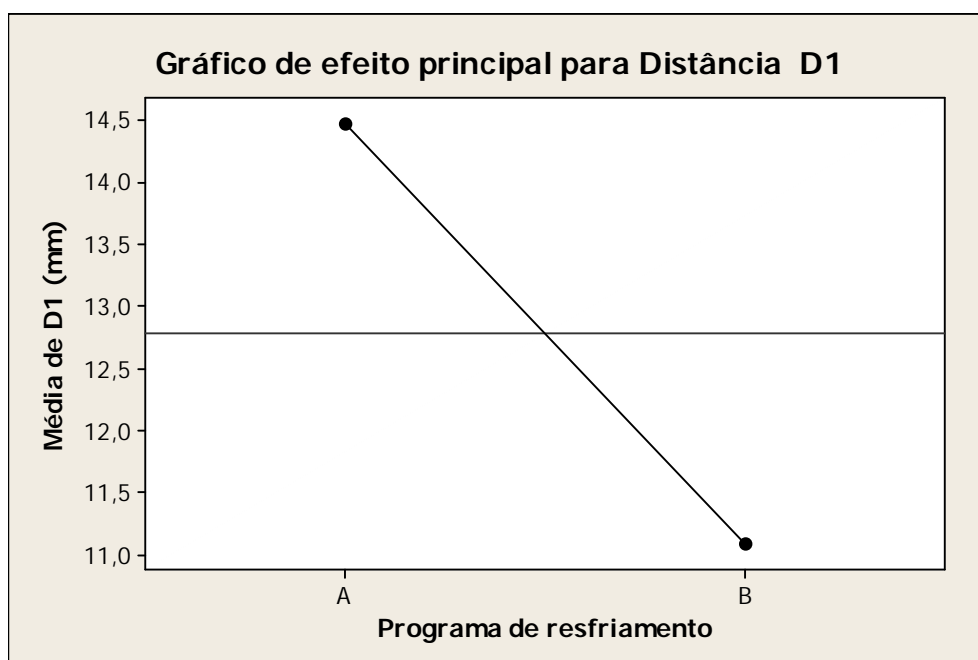


Figura 5.43 - Gráfico de Efeito Principal para média da distância D1

Em relação à média da distância da trinca em relação à superfície, D1, o programa A conduz a melhores resultados, já que, quanto mais distante a trinca estiver da superfície, maior a possibilidade de aprovação do material.

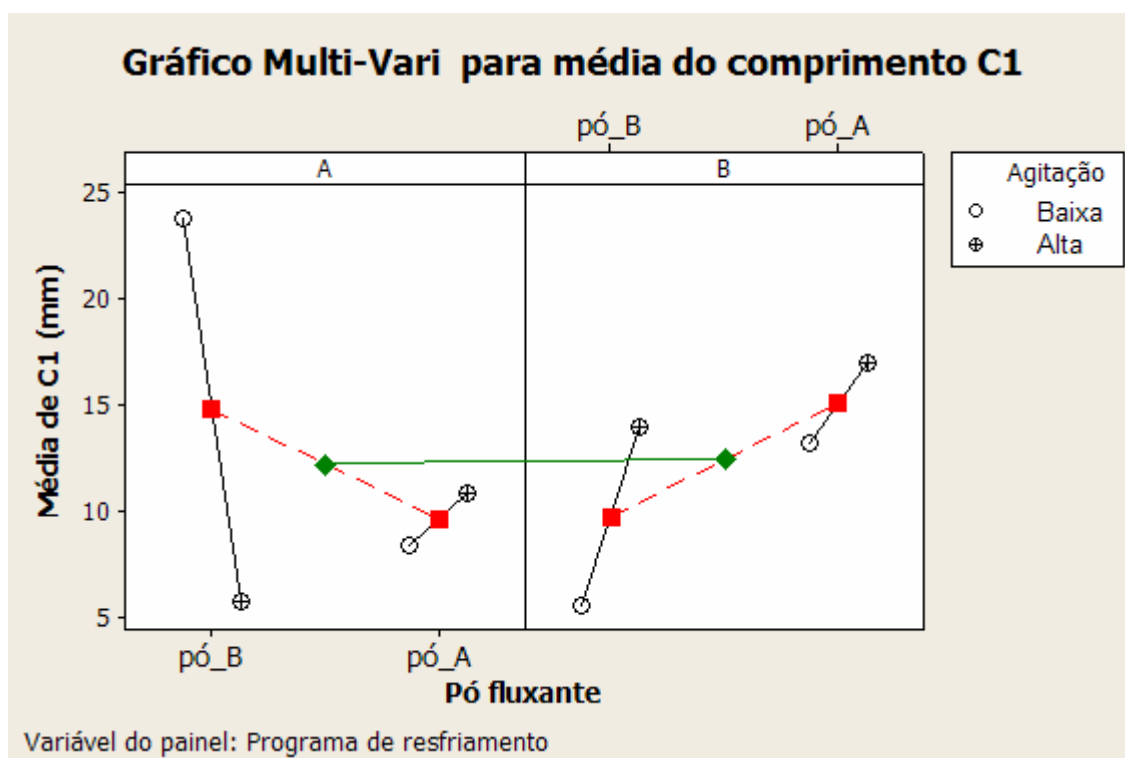


Figura 5.44 - Gráfico Multi-Vari para comprimento médio da trinca C1

A análise dos resultados apresentados pelo gráfico de Multi-Vari, figura 5.44, leva a conclusões parecidas ao apresentado para a porcentagem de isentos, lembrando-se que os melhores resultados para comprimento média da trinca C1 são aqueles que conduzem a valores mais baixos. A diferença fica para o comportamento do programa B em relação à agitação. Independente do pó fluxante utilizado, o melhor resultado é com agitação baixa.

A partir dos dados fornecidos pelo Sibarp, pôde-se comparar o ΔT médio da água do molde quando utilizados os pós B e A. Os resultados são mostrados na figura 5.45.

Para o pó B, o ΔT médio da água do molde foi de 9,40°C e para o A, 8,27°C, representando uma diferença média de 1,27°C (12% de variação).

A partir dos dados acima foi calculada a taxa média de extração de calor no molde (equação 5.1) para cada tipo de pó, bem como o fluxo de calor (equação 5.2) obtendo-se os seguintes valores:

- $H_{M(B)} = 1135523 \text{ W}$;
- $H_{M(A)} = 999019 \text{ W}$;
- $\dot{q}_{M(B)} = 2,08 \times 10^6 \text{ W/m}^2$;
- $\dot{q}_{M(A)} = 1,83 \times 10^6 \text{ W/m}^2$.

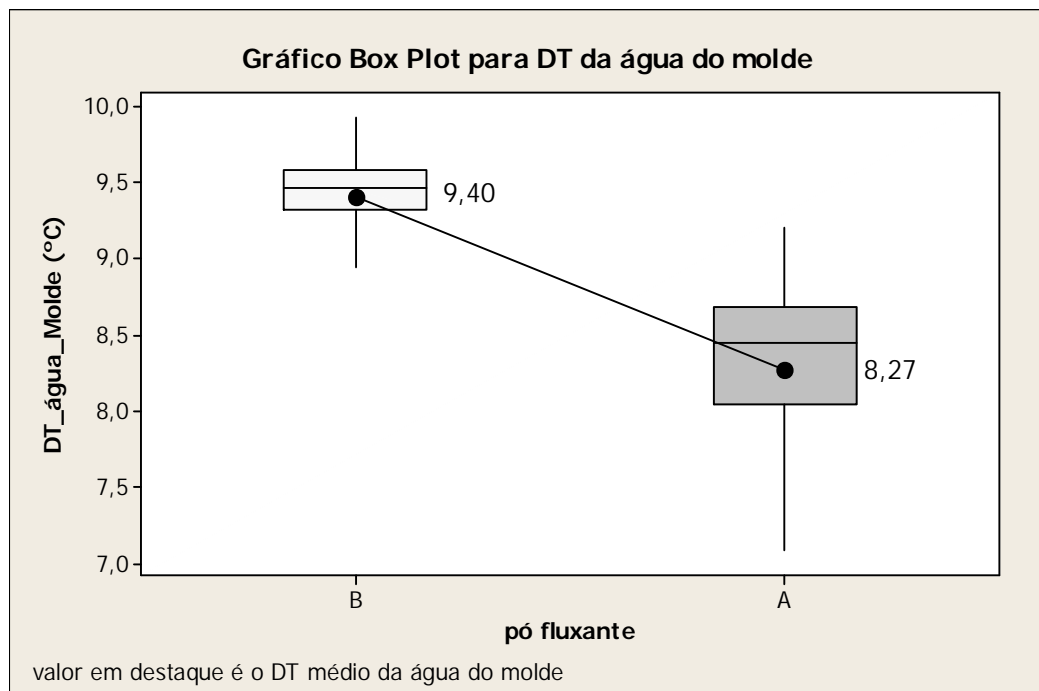


Figura 5.45 - Gráfico de Box Plot para \dot{T} médio da água do molde para diferentes tipos de pó fluxante.

Utilizando a equação da Concast para cálculo da espessura da pele solidificada na saída do molde, foram obtidos os seguintes resultados:

- $S_{(B)} = 14,6 \text{ mm}$;
- $S_{(A)} = 13,7 \text{ mm}$.

Os resultados calculados acima para espessura da pele solidificada na saída do molde, se comparados com os resultados de D1 obtidos no experimento e apresentados na tabela V.6, mostram que as trincas estão se formando na porção inferior do molde ou na saída dele.

Baseado nisto, não era esperado que o programa de resfriamento fosse significativo para a variável resposta distância média D1 como mostrado nas figuras 5.42 e 5.43, uma vez que o programa só poderia exercer alguma influência nas trincas formadas fora do molde. Analisando os dados de D1 na tabela V.6, verifica-se que particularmente em 2 corridas, 85752 e 85753, lingotadas com o programa B, os valores de D1, 8,6 mm e 8,8 mm, respectivamente, são distintos das demais corridas e notadamente indicam trincas formadas no interior do molde. Estes valores devem estar contribuindo para reduzir a média de D1 no programa B e tornando o fator distância da trinca significativo.

Provavelmente, o que pode ter ocorrido nestas 2 corridas é o fenômeno de *boiling hysteresis*. Esta hipótese é reforçada ao se verificar que a redução de D1 nestas duas corridas se deu em apenas um veio de lingotamento (veio 5), o que indica algum fenômeno não relacionado à corrida e sim ao veio.

Em termos ilustrativos, o gráfico Multi-Vari para a porcentagem de isentos apresentado na figura 5.44 é mostrado na figura 5.46, porém com o pó fluxante como variável do painel ao invés do programa de resfriamento. Isto permite traçar a linha cheia unindo os painéis, comparando-se o desempenho global de cada pó fluxante para todas as combinações testadas.

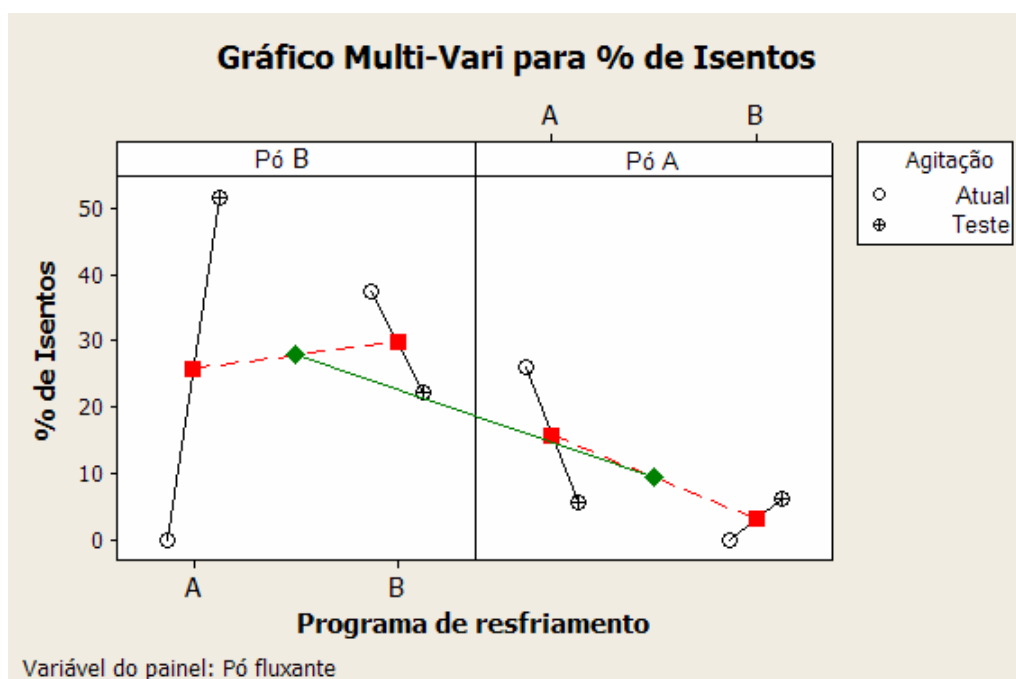


Figura 5.46 - Gráfico Multi-Vari para porcentagem de isentos (pó fluxante como variável do painel)

Os resultados obtidos tanto para o fluxo de calor no molde quanto para a espessura da pele solidificada podem explicar o fato de uma melhor performance quanto à trinca *off-corner* ao se usar o pó B, uma vez que há um aumento da pele solidificada na saída do molde o que contribui para aumentar a resistência ao abaulamento do tarugo.

Para o pó B (lado esquerdo do painel), não há diferença entre os programas de resfriamento A e B, se feita uma análise global (linha pontilhada). No entanto esta constatação é perigosa, pois o programa A é fortemente dependente de uma maior agitação eletromagnética.

Para se estudar o efeito da agitação eletromagnética sobre a estrutura de solidificação, foi retirada uma amostra da seção transversal do tarugo em uma corrida em que foi utilizada a agitação baixa (AG_{atual}) e em outra em que se usou a agitação alta (AG_{teste}). Estas amostras foram submetidas a ataque em solução diluída de HCL (1:1). Ao final do ataque foi possível se avaliar as estruturas de solidificação, como apresentado na figura 3.48. A inspeção visual das amostras mostrou que ao se aumentar a agitação

eletromagnética houve um crescimento da zona equiaxial em detrimento da zona colunar. Na amostra em que se usou a agitação mais alta, a zona equiaxial iniciou-se a 25 mm da superfície, enquanto que para a agitação baixa, a zona equiaxial iniciou-se a 40 mm da superfície. A figura 5.46 ilustra, de maneira esquemática, a estrutura de solidificação para os dois níveis de agitação verificados nas amostras analisadas.

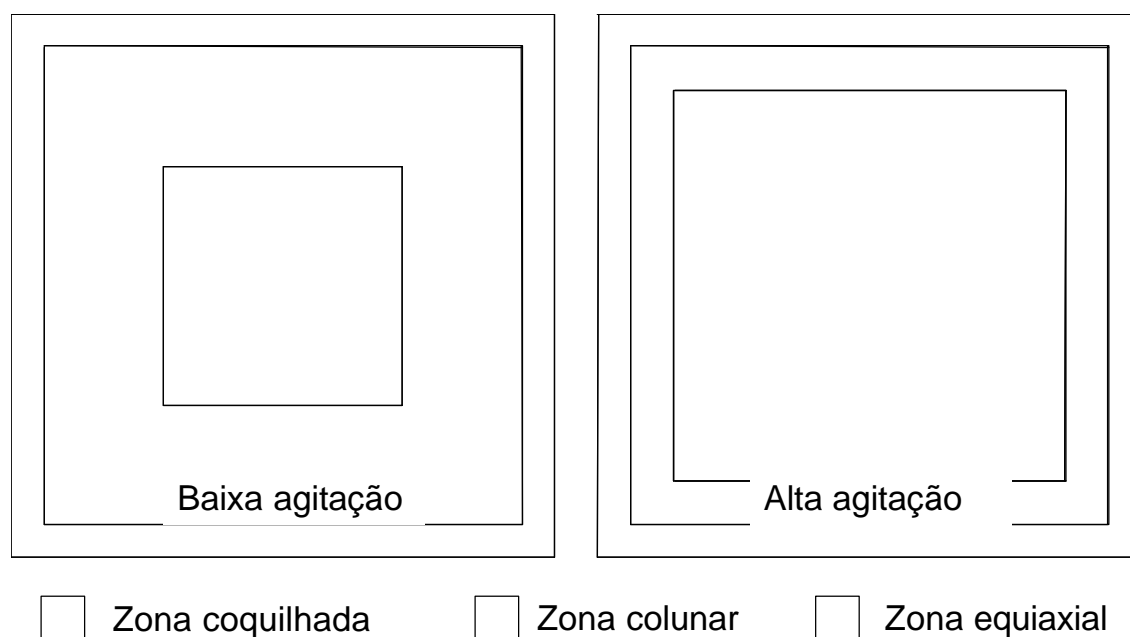


Figura 5.47 – Desenho esquemático das estruturas de solidificação em amostras de seção transversal de tarugo para diferentes níveis de agitação

O levantamento estatístico (tabela V.1) das trincas *off-corner* apresentou um valor para o comprimento da trinca (C1) de 12 mm e um desvio padrão de 10 mm. A análise destas trincas mostra que elas se originam na região *off-corner*, perpendicular à superfície e muitas vezes seguem pela diagonal do tarugo que corresponde ao ponto de encontro das dendritas (figura 3.48) que, sendo uma região de maior fragilidade, faz com que o comprimento da trinca aumente consideravelmente (Drunen, 1976). O aumento da zona equiaxial vai agir com uma barreira à propagação da trinca, uma vez que reduz a região de fragilidade.

Como a lubrificação do molde exerce forte influência sobre as características superficiais do tarugo como a profundidade das marcas de oscilação, foi realizada perfilometria em amostras de tarugos, lingotados no veio 2, a uma mesma velocidade (portanto, mesmos parâmetros de oscilação como estripamento negativo, frequência e amplitude) com o intuito de se comparar as características da marca de oscilação como a sua profundidade (P_f) e largura (L_a) ao se usar os pós B e A. As amostras foram retiradas da corrida 85751 (lote 2) e 85756 (lote 6). Os resultados são apresentados nas figuras 5.48 e 5.49.

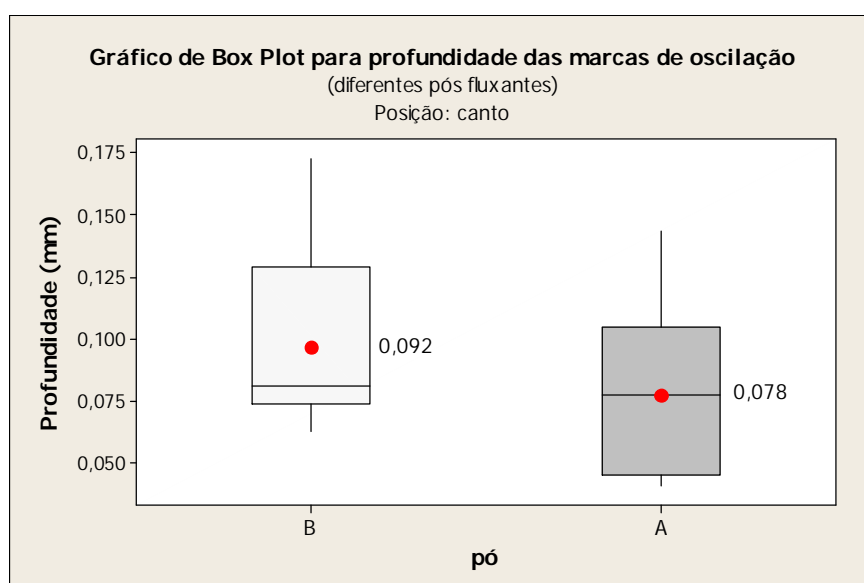


Figura 5.48 – Comparação da profundidade das marcas de oscilação ao se utilizar os pós fluxantes B e A, baseado em exame de perfilometria

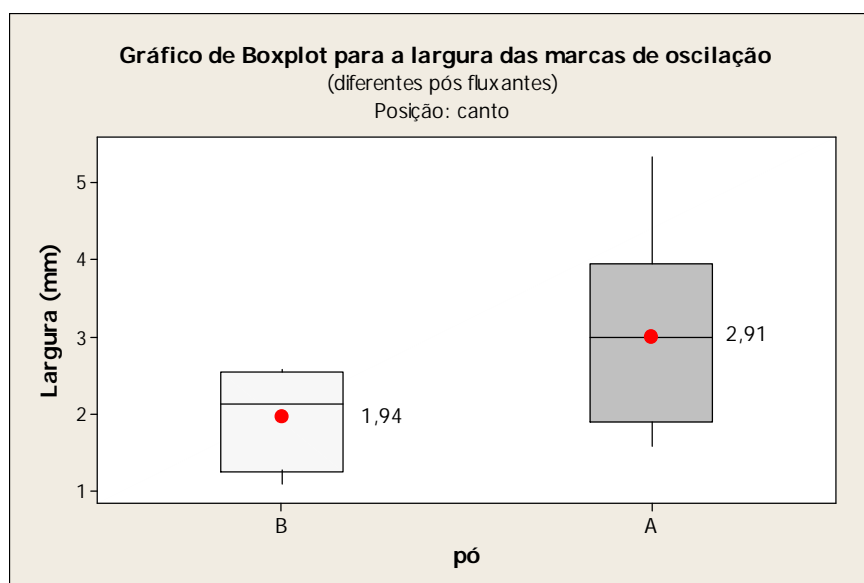


Figura 5.49 - Comparação da largura das marcas de oscilação ao se utilizar os pós fluxantes B e A baseado em exame de perfilometria

O pó fluxante B conduz a uma maior profundidade das marcas de oscilação assim como a uma menor espessura comparativamente ao pó A. Dependendo da profundidade das marcas de oscilação, há um favorecimento à formação de trinças *off-corner*, pois a extração de calor é diminuída localmente, reduzindo-se a espessura da pele solidificada (Samarasekera,2003). Como no experimento houve uma melhor performance ao se usar o pó B, este aumento da profundidade não levou a valores que causassem a formação da trinca *off-corner*.

Ao se utilizar o pó B e o programa A, houve uma discrepância para o percentual de isentos ao se trabalhar com agitação alta e baixa, como evidenciado na figura 5.46. A fim de se comparar as características das marcas de oscilação nestas duas condições foi feito exame de perfilometria para amostra da corrida 85750 (lote 3) e 85751 (lote 5). O resultado é apresentado nas figura 5.50 e 5.51.

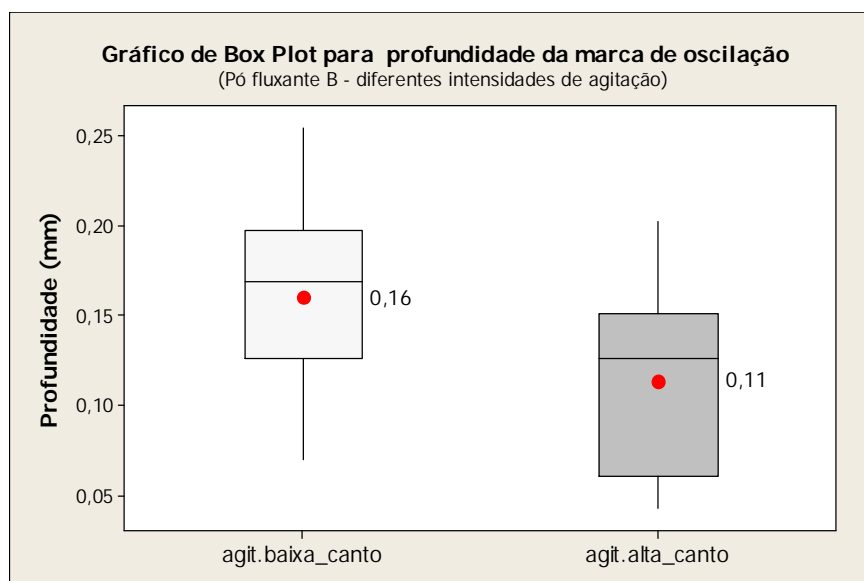


Figura 5.50 - Comparação da profundidade das marcas de oscilação ao se utilizar os agitação baixa e alta e pó fluxante B, baseado em exame de perfilometria

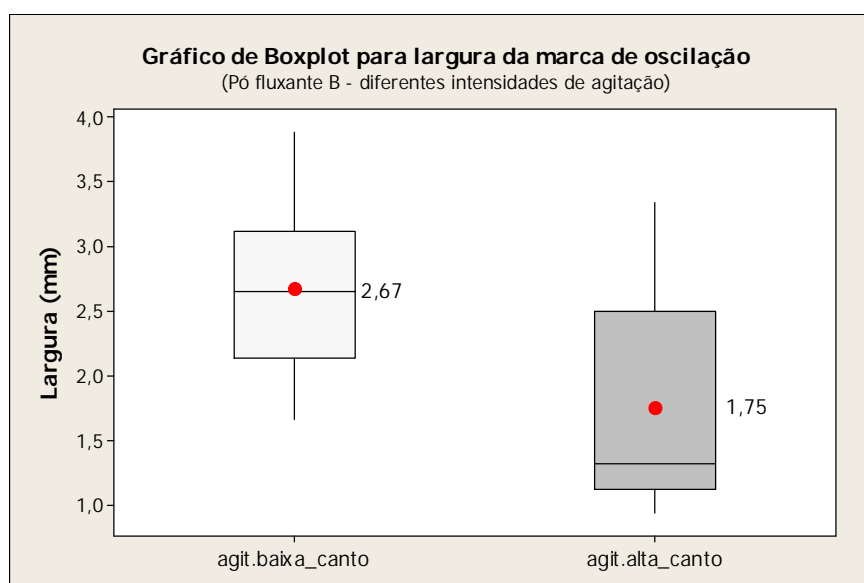


Figura 5.51 - Comparação da largura das marcas de oscilação ao se utilizar os agitação alta e baixa e pó fluxante B, baseado em exame de perfilometria

A agitação eletromagnética alta (AG_{teste}) conduz a menor profundidade e menor largura das marcas de oscilação. Esta diferenciação pode explicar a melhor performance da agitação alta quando utilizado o pó B, principalmente em virtude de uma menor profundidade das marcas de oscilação.

O tipo de lingoteira, assim como já verificado no experimento 4, não se mostrou significativo. As figuras 5.52 e 5.53 mostram uma comparação do \bar{T} médio da água do molde entre os dois tipos de lingoteiras, tanto para o pó B, quanto para o pó A.

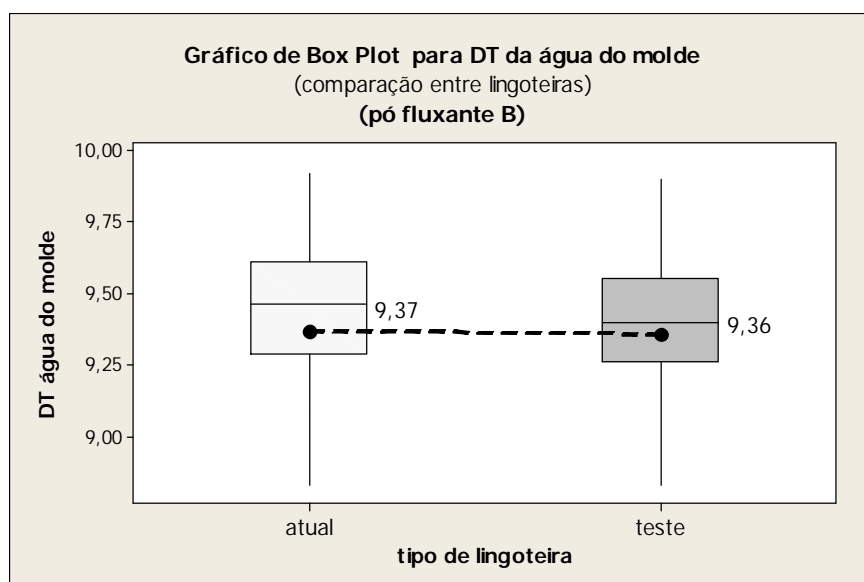


Figura 5.52 - Gráfico de Box Plot para o \bar{T} da água do molde em diferentes tipos de lingoteiras usando-se o pó fluxante B

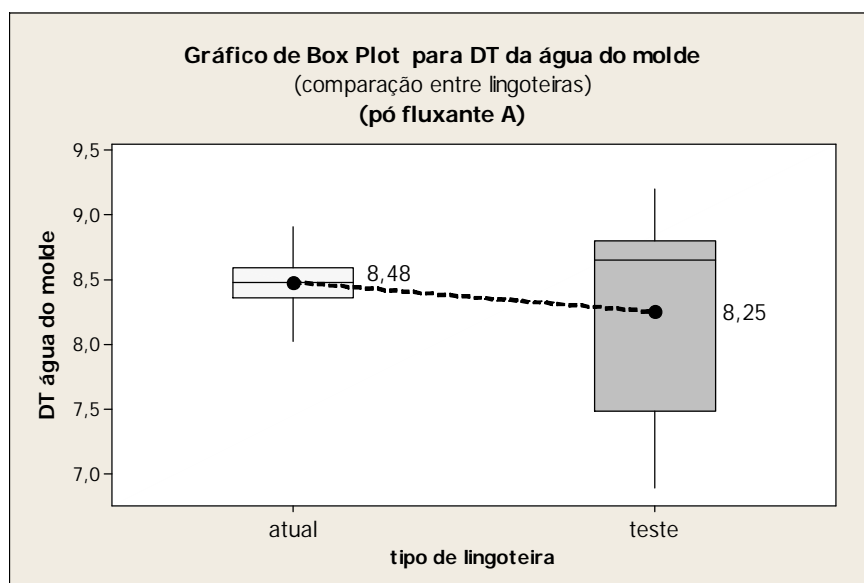


Figura 5.53 - Gráfico de Box Plot para o \bar{T} da água do molde em diferentes tipos de lingoteiras usando-se o pó fluxante A

Observa-se que praticamente não há diferença entre o ΔT médio da água do molde entre os dois tipos de lingoteiras para um mesmo tipo de pó. O pó A, quando usado com a lingoteira de teste, causou uma maior oscilação no valor do ΔT . Como a taxa de extração de calor se relaciona diretamente com o ΔT para uma mesma vazão de água no molde, conclui-se, com base no resultado experimental, que a utilização da lingoteira de teste (LG_{teste}) levou a uma maior variação na extração de calor do molde. No entanto, isto não implicou em uma maior propensão à ocorrência de trinca neste tipo de lingoteira.

5.7 Experimento Comprobatório

Os experimentos de 1 a 5, denominados exploratórios, tiveram o intuito de, a partir da pesquisa bibliográfica realizada, propor um conjunto de fatores e respectivos níveis que pudessem levar a uma melhor condição do processo, de modo a evitar a ocorrência da trinca *off-corner*.

Estes experimentos, descritos detalhadamente no Capítulo 4 e discutidos no Capítulo 5, item 5.1 a 5.6, levaram às seguintes conclusões:

- O aumento da vazão de água no molde leva a uma melhoria do processo, que pode ser atribuído à eliminação do fenômeno de *boiling histeresys*;
- O pó fluxante B aumenta a taxa de extração de calor no molde e, conseqüentemente, a espessura da pele solidificada na saída do molde, comparativamente ao pó A. O pó B conduziu a melhores resultados que o pó A. No entanto, foi verificada a interação entre o pó fluxante e a intensidade da agitação, que deve ser considerada quando da utilização de um dos dois tipos de pó fluxante;
- Como mencionado acima, a intensidade da agitação deve ser decidida em função do tipo de pó fluxante utilizado. Para o pó B, de melhor performance, a agitação mais alta deve ser usada ao se trabalhar com o programa de resfriamento A. Para o programa B, usando-se o pó B, a interação com intensidade da agitação não é tão forte quanto no caso do programa A, com resultados um pouco melhores com agitação de baixa;
- O raio de canto da lingoteira, bem como o tipo de lingoteira, não foram fatores significativos em relação à trinca *off-corner*.

Desta forma, o aumento da vazão de água no molde, o pó fluxante B, a agitação de alta e o programa de resfriamento A foram definidos como parâmetros a serem utilizados no experimento comprobatório.

A fim de verificar se os fatores/níveis acima definidos conduzem a melhores resultados de processo, foi elaborado o experimento comprobatório descrito no item 4.3.6.

Este estudo objetivava, além da melhoria de processo em relação à trinca *off-corner*, buscar parâmetros que possibilitassem o lingotamento do aço médio teor de carbono com o mesmo desempenho de qualidade tanto na velocidade objetivada (V_{obj}) quanto na atual de processo (V_{atual}).

Assim, no experimento comprobatório, corridas foram lingotadas com os dois níveis de velocidade acima mencionados. Como hipótese, se os novos parâmetros de processo propostos forem realmente robustos aos dois níveis de velocidade, as variáveis respostas não poderão mostrar significância para este fator.

Conforme descrito no item 4.3.6, continuaram a ser testados os programas A e B. Como foi possível a realização de 8 corridas no experimento, a colocação do programa como fator, em conjunto com a velocidade, permitiu se realizar um experimento fatorial completo, DOE 2^2 , com réplica.

O resultado do exame de Baumann de cada amostra é mostrado no Anexo VII. Os valores médios para as variáveis respostas deste experimento são mostrados na tabela V.9.

Tabela V.9 - Resultados para medições C1 , D1 e D2, bem como a porcentagem de aprovados e de isentos para o Experimento comprobatório (*)

corrida	86382	86383	86384	86385	86389	86390	86391	86392
veio	6	6	6	6	6	6	6	6
Média de comprimento C1	4,3	9,0	5,3	9,0	19,9	26,9	6,8	4,8
DesvPad de comprimento C1	2,3	11,3	1,5	7,4	7,4	6,9	6,7	2,1
Média de distância D1	16,7	11,3	12,0	10,8	8,2	7,9	15,2	19,0
DesvPad de distância D1	3,5	3,8	3,0	4,4	2,6	1,2	5,4	2,2
Média de distância D2	24,7	24,0	26,3	24,8	22,1	17,3	28,2	29,0
DesvPad de distância D2	11,9	2,3	7,5	9,1	5,0	3,6	6,9	2,4
% de aprovados	100,0	75,0	100,0	100,0	0,0	0,0	83,3	100,0
% de isentos	57,1	42,9	66,7	55,6	0,0	0,0	40,0	55,6

* Os valores destacados em negrito foram as variáveis respostas para o DOE que serviram de dados de entrada para análise estatística pelo Minitab.

Para a análise estatística do DOE, foi utilizado um nível de significância de 5% (ou seja, $\alpha = 0,05$). O resultado, conforme os gráficos de Pareto, figuras 5.54 a 5.57, mostra que a interação entre a velocidade de lingotamento e o programa de resfriamento foi significativa para as variáveis respostas porcentagem de aprovados, porcentagem de isentos e comprimento médio das trincas, C1. Para a distância média da trinca à superfície D1, foi significativo o fator programa de resfriamento.

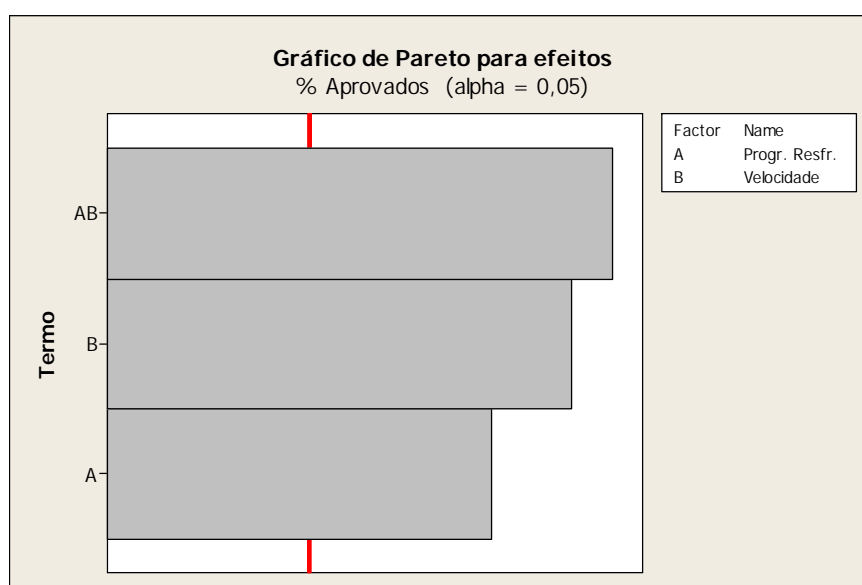


Figura 5.54 - Gráfico de Pareto para o percentagem de aprovados

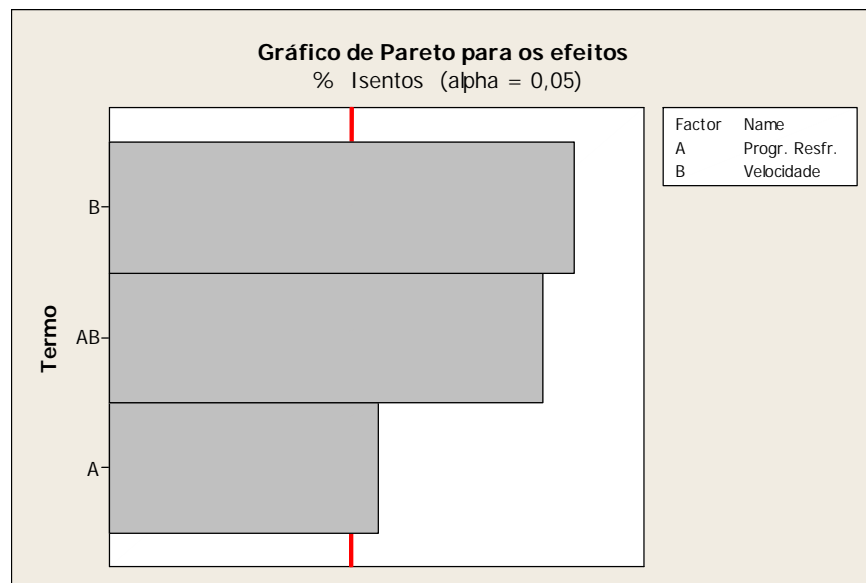


Figura 5.55 - Gráfico de Pareto para a porcentagem de isentos

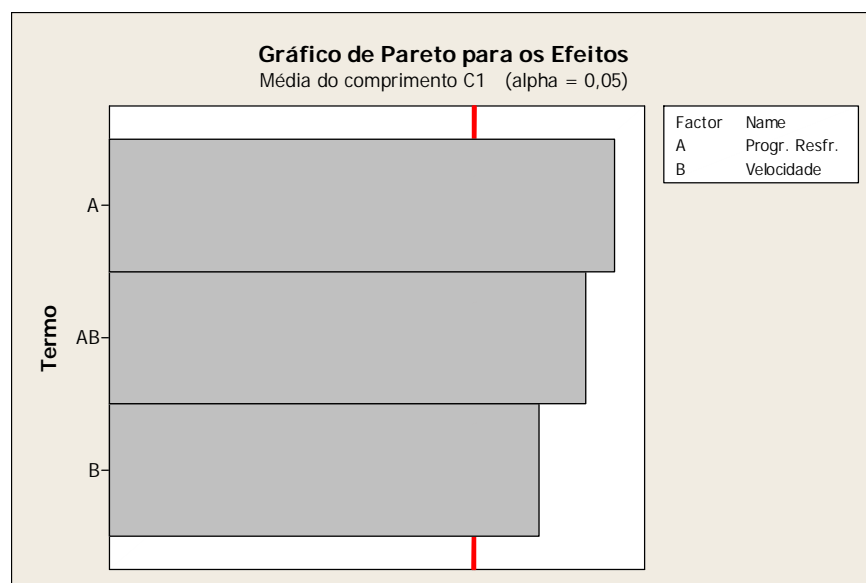


Figura 5.56 - Gráfico de Pareto para o comprimento médio da trinca, C1

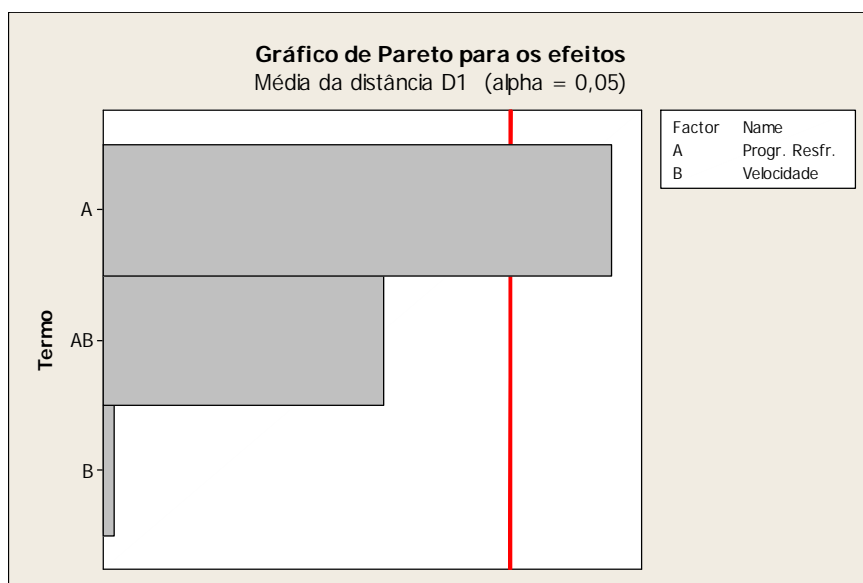


Figura 5.57 - Gráfico de Pareto para a distância média da trinca à superfície, D1

A partir dos gráficos de interação, figuras 5.58 a 5.60, e de efeito principal, figura 5.61, o comportamento das variáveis respostas em relação aos fatores identificados como significativos é analisado.

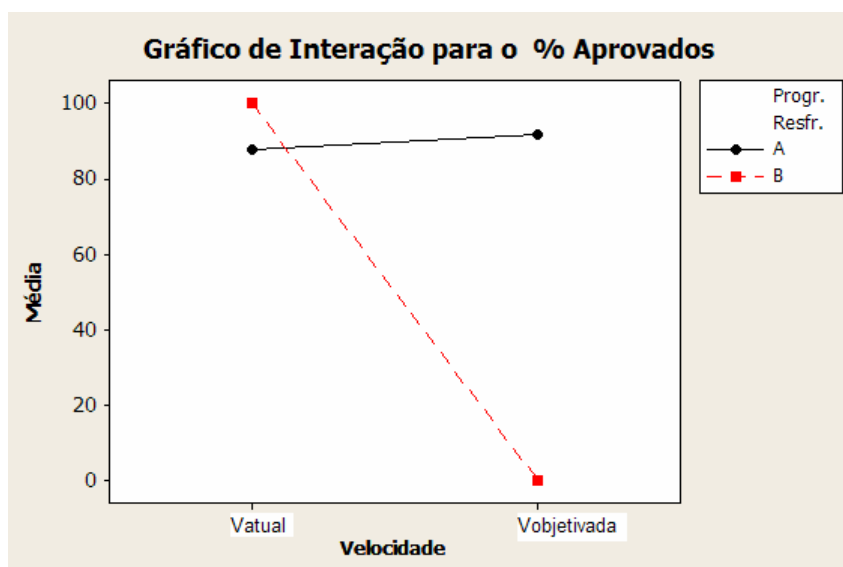


Figura 5.58 - Gráfico de interação para o percentual de aprovados

O programa A mostrou-se robusto à velocidade de lingotamento, apresentando valores similares tanto para V_{atual} quanto para V_{obj} . O programa B é fortemente dependente da velocidade, pois em velocidades mais baixa (V_{atual}) o resultado em relação a porcentagem de aprovados é bem melhor do que em velocidades mais altas (V_{obj}).

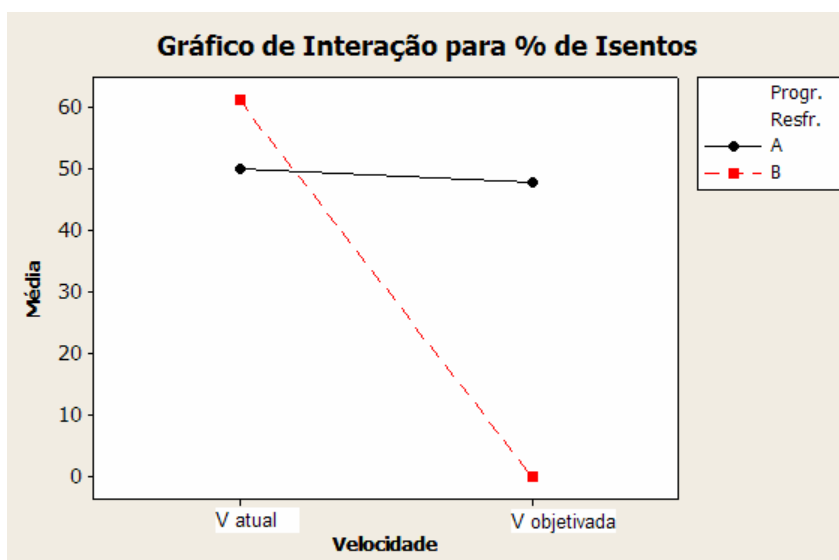


Figura 5.59 - Gráfico de interação para o percentual de isentos

O gráfico de Interação para a porcentagem de isentos é similar ao apresentado para a porcentagem de aprovados. Desta forma, as conclusões são similares em ambos os casos.

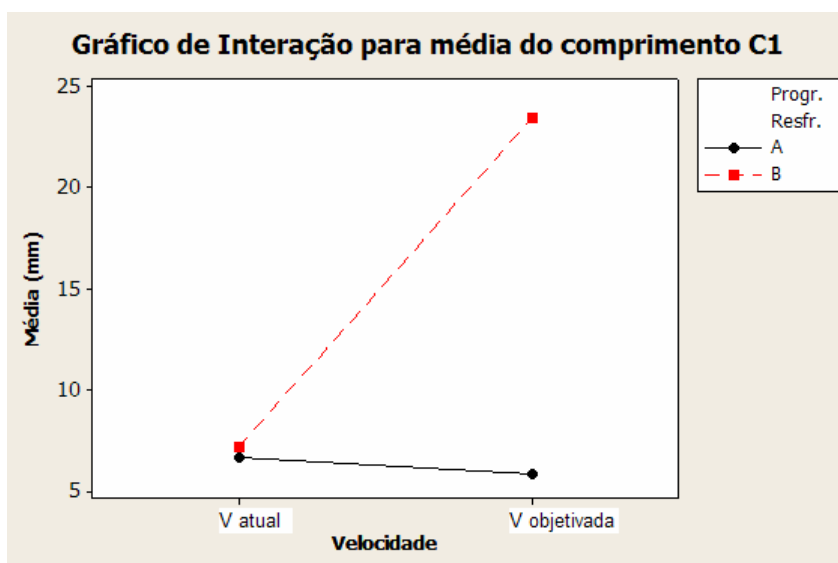


Figura 5.60 – Gráfico de interação para o comprimento médio da trinca C1

O programa A conduz a baixos valores do comprimento médio da trinca, C1, independente da velocidade, ao passo que para o programa B isto somente se verifica para a velocidade V_{atual} . O comprimento médio C1 próximo a 5 mm, como verificado para o programa A, é positivo, pois valores baixos podem vir a possibilitar a liberação do material, independentemente da distância da trinca à superfície.

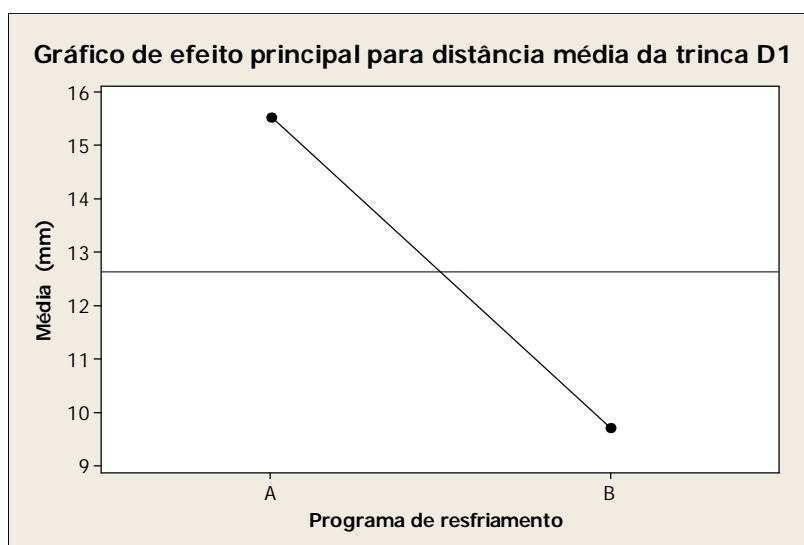


Figura 5.61 - Gráfico de Efeito Principal para a distância média da trinca, D1

O programa de resfriamento A conduz a uma distância média da trinca à superfície, D1, maior em comparação ao programa B. Quanto maior a distância, maior a possibilidade de aprovação do material.

A partir dos dados fornecidos pelo Sibarp, pôde-se comparar o ΔT médio da água do molde para as velocidades V_{obj} e V_{atual} . Os resultados são mostrados na figura 5.62.

Para a velocidade V_{atual} , o ΔT médio da água do molde foi de $8,12^{\circ}\text{C}$ e para a velocidade V_{obj} , $9,37^{\circ}\text{C}$, representando uma diferença média de $1,25^{\circ}\text{C}$ (12% de variação).

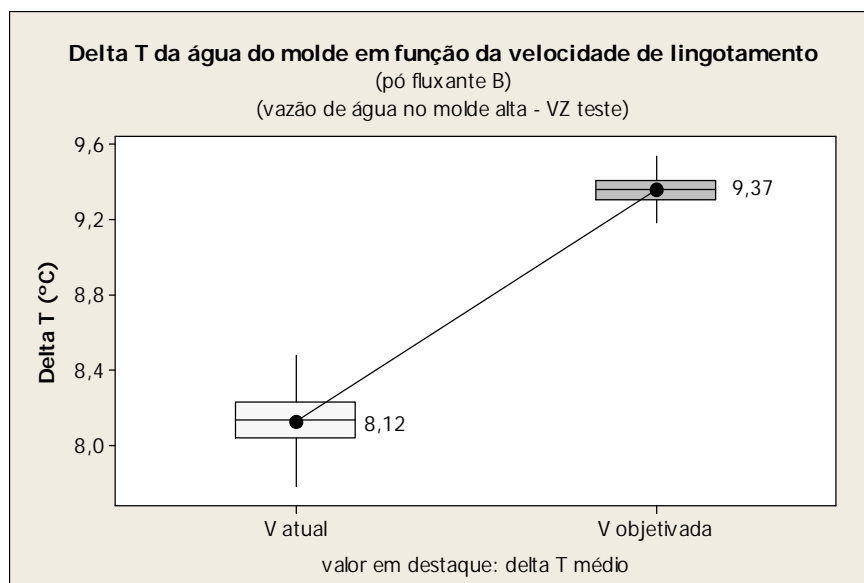


Figura 5.62 - Gráfico de Box Plot para o ΔT da água do molde para as velocidades de lingotamento V_{obj} e V_{atual}

A partir dos valores do ΔT médio da água do molde, pode-se calcular a taxa média de extração de calor (eq. 5.1) e o fluxo médio de calor no molde (eq. 5.2) para as duas velocidades de lingotamento.

- $H_M(V_{atual}) = 1121027 \text{ W};$
- $H_M(V_{obj}) = 1293599 \text{ W};$
- $\dot{q}_M(V_{atual}) = 2,06 \times 10^6 \text{ W/m}^2;$
- $\dot{q}_M(V_{obj}) = 2,37 \times 10^6 \text{ W/m}^2;$

Utilizando a equação da Concast para cálculo da espessura da pele solidificada na saída do molde, foram obtidos os seguintes resultados:

- $S(V_{atual}) = 16,03 \text{ mm};$
- $S(V_{obj}) = 15,43 \text{ mm}.$

A partir de simulação no software Crac X para as duas velocidades de lingotamento e para os programas A e B, obtém-se o perfil de temperatura da superfície do tarugo e da espessura da pele solidificada ao longo da máquina, conforme figuras 5.63 a 5.66.

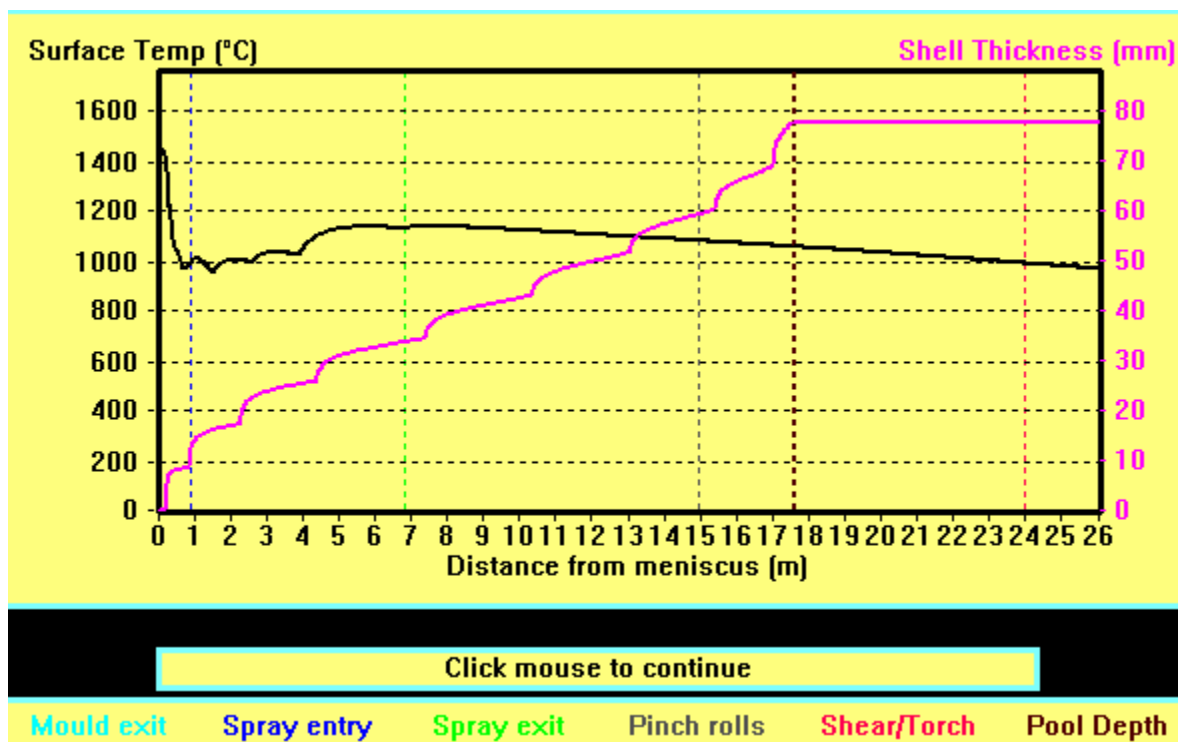


Figura 5.63 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86383 (programa A / velocidade (V_{atual}))

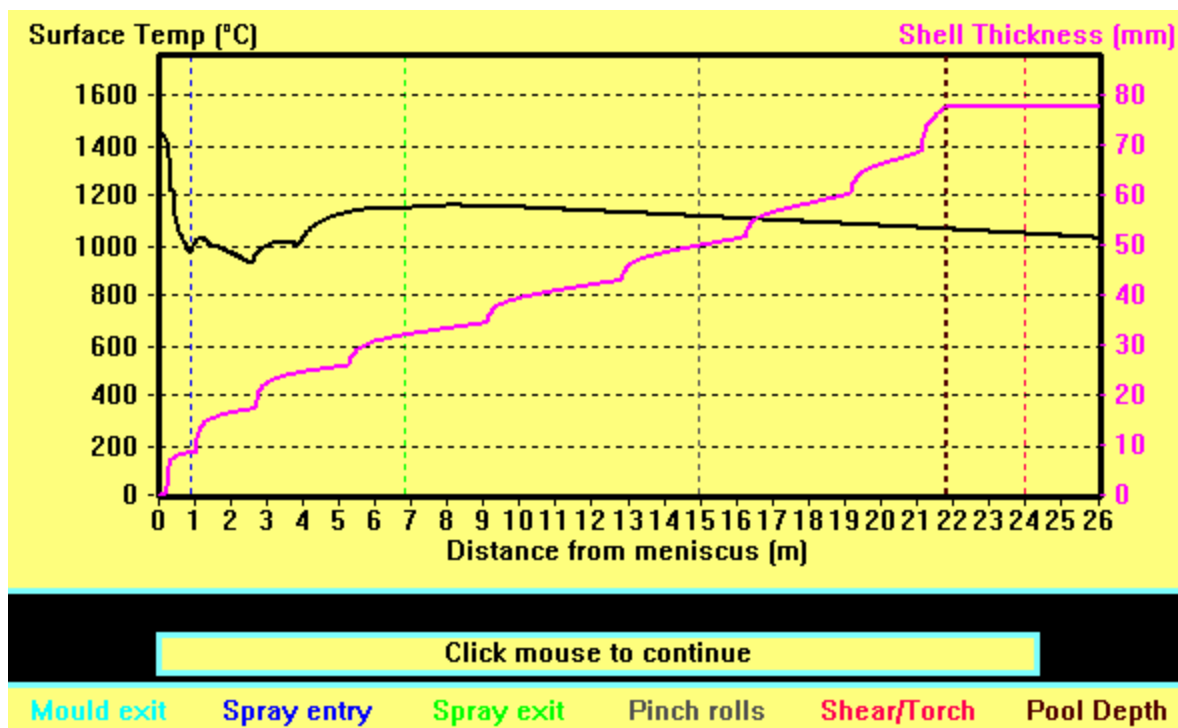


Figura 5.64 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86392 (programa A / velocidade (V_{obj}))

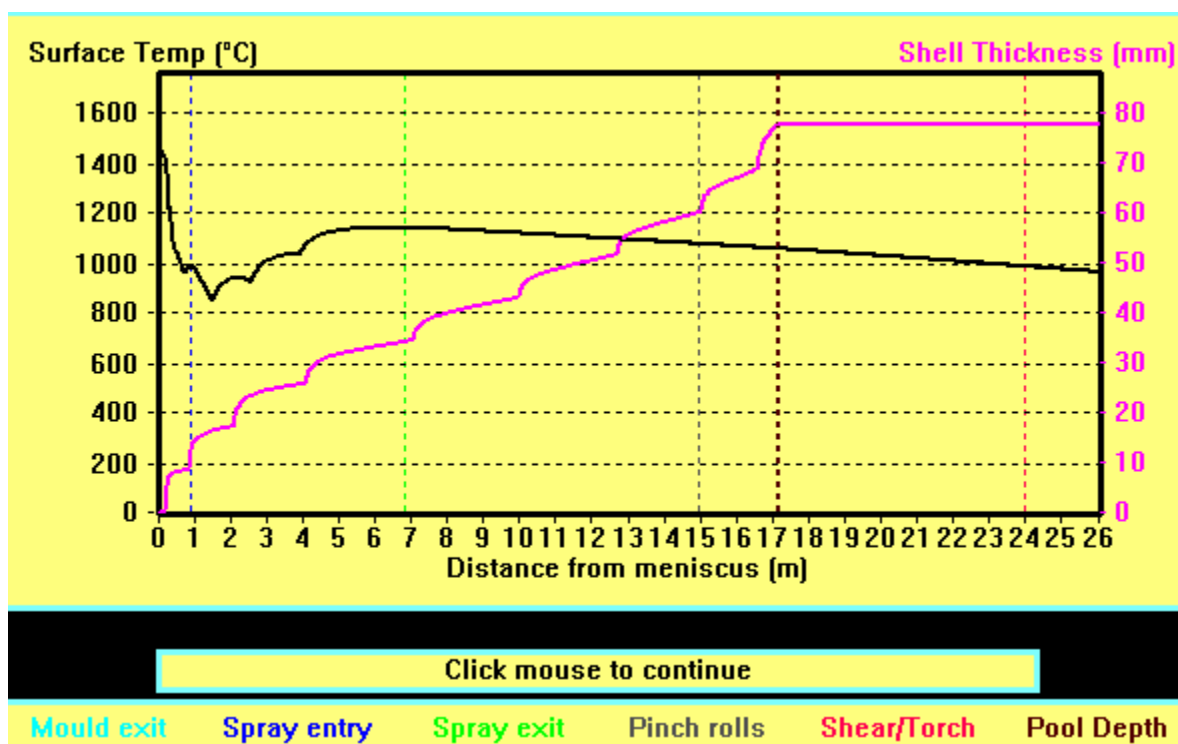


Figura 5.65- Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86385 (programa B / velocidade (V_{atual}))

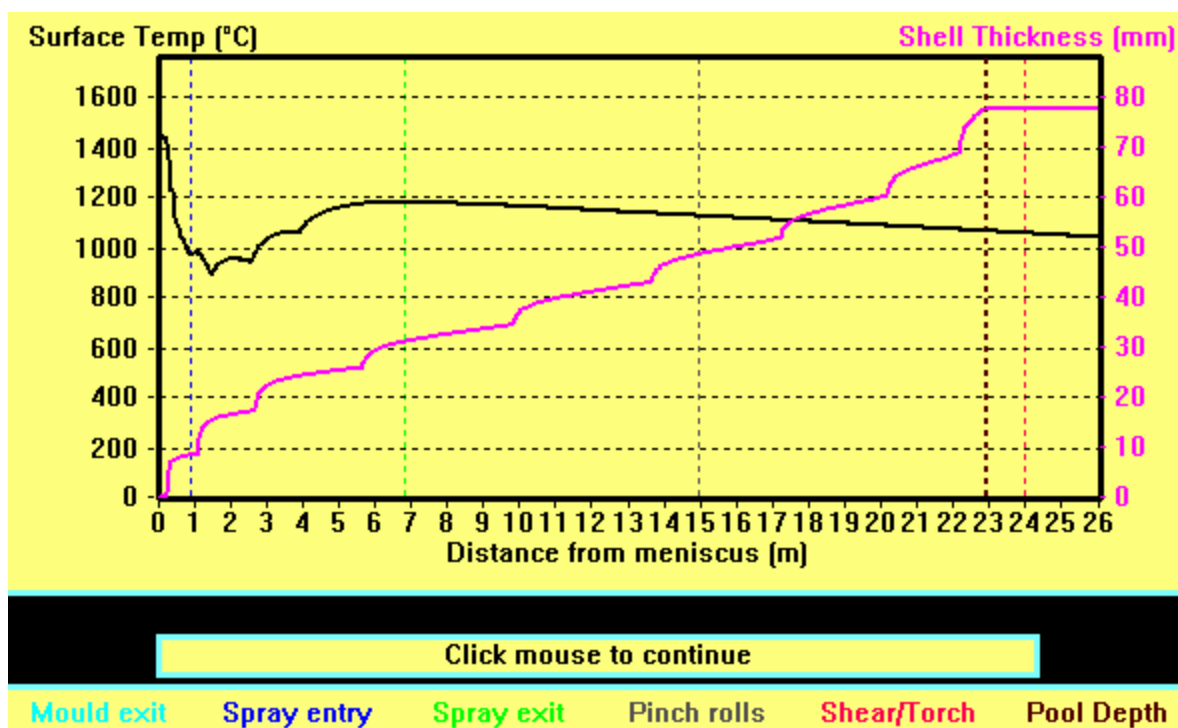


Figura 5.66 - Temperatura superficial do tarugo e espessura da pele solidificada para a corrida 86392 (programa B / velocidade (V_{obj}))

Analisando-se os resultados apresentados na tabela V.10, observa-se que as corridas 86389 e 86390, onde se utilizou o programa B e a velocidade V_{obj} , tiveram um comportamento diferente das demais, levando à ocorrência de trincas recusáveis em todas as análises de Baumann realizadas. Tais trincas notadamente se formaram dentro do molde, já que apresentaram valores de D1 em torno de 8,0 mm e baixos valores para o desvio padrão. Em virtude disto, não se pode, a princípio, atribuir ao programa de resfriamento a causa para este resultado.

As condições do resfriamento secundário podem, entretanto, estar contribuindo para a propagação da trinca formada no molde. Comparando-se o perfil da temperatura superficial dos tarugos nos programas A e B, com V_{obj} (figuras 5.64 e 5.66, respectivamente) observa-se que o programa A conduz a um resfriamento contínuo e brando ao longo das zonas de resfriamento 1 e 2 ⁽¹³⁾.

Já no programa B, há uma queda brusca da temperatura entre a saída do molde e o fim da 1ª zona de sprays e um reaquecimento superior 100°C desta até o fim da 2ª zona de sprays. Este reaquecimento acentuado pode estar levando a uma concentração de tensões, que propicia a propagação da trinca formada no molde fazendo com que se tenha um maior valor de C1.

Conforme Uehara ([198-]), figura 3.41, a temperatura superficial do tarugo requerida para evitar a ocorrência de trinca off-corner, para a velocidade de V_{obj} , é de 1100°C máximo. Este valor já seria obtido com o programa A. O programa B, ao reduzir a temperatura superficial do tarugo a menos de 900°C ao final da 1ª zona de sprays, com posterior reaquecimento nas demais zonas, como mostrado nas figuras 5.65 e 5.66, pode estar levando a um efeito diferente daquele proposto por Uehara ([198-]) e Brimacombe (1980), que é a redução da temperatura superficial do tarugo como fator inibidor da propagação da trinca.

⁽¹³⁾ Conforme figura 4.8, ao final da 2ª zona tem-se um comprimento de 3,0 metros a partir do menisco.

Conforme mostrado na figura 3.12 (Chow,2003) e calculado acima, há um aumento do fluxo médio de calor no molde em torno de 15% ao se aumentar a velocidade de lingotamento. Há também um aumento da temperatura na parede do molde, o que favorece o fenômeno de *boiling hysteresis*. Supõe-se assim que o aumento da velocidade de lingotamento favoreça a ocorrência deste fenômeno.

Como o DOE mostra que o aumento da velocidade de lingotamento, quando se utiliza programa A, não levou a alterações nas variáveis respostas, parece estar havendo um efeito compensador ao se aumentar a velocidade da água no molde, como consequência do aumento da vazão, já que isto é benéfico para evitar a ocorrência de *boiling hysteresis*.

Assim, a partir dos resultados apresentados pelo DOE, tem-se que o programa A conduz a melhores resultados que o programa B e que os resultados em relação à trinca *off-corner* são similares para as velocidades V_{atual} e V_{obj} .

Uma vez concluído que não há diferença estatística ao se trabalhar com velocidades V_{atual} e V_{obj} no processo proposto⁽¹⁴⁾, torna-se necessário comparar os seus resultados para média e desvio padrão de C1 e D1, além da porcentagem de aprovados e de isentos, com os resultados históricos destas variáveis respostas no processo atual.

Para se comparar os resultados das variáveis respostas comprimento médio C1 e distância média D1, deve-se realizar um teste de médias. Porém, o teste de médias supõe que os dados da variável a se comparar seguem uma distribuição normal.

⁽¹⁴⁾ Entende-se como processo proposto, aquele cujos parâmetros de processo que diferem do processo atual são a velocidade V_{obj} , a vazão de água no molde alta (VZ_{teste}), a agitação alta (AG_{teste}) e o uso do pó fluxante B.

Fazendo-se o teste de normalidade Ryan-Joiner⁽¹⁵⁾ para C1 e D1, obtém-se em ambos os casos um $p\text{-value} < 0,010$, ou seja, C1 e D1 não seguem uma distribuição normal. Isto fica evidente ao se fazer os histogramas de C1 e D1, figuras 5.67 e 5.68, nos quais verifica-se uma forte assimetria.

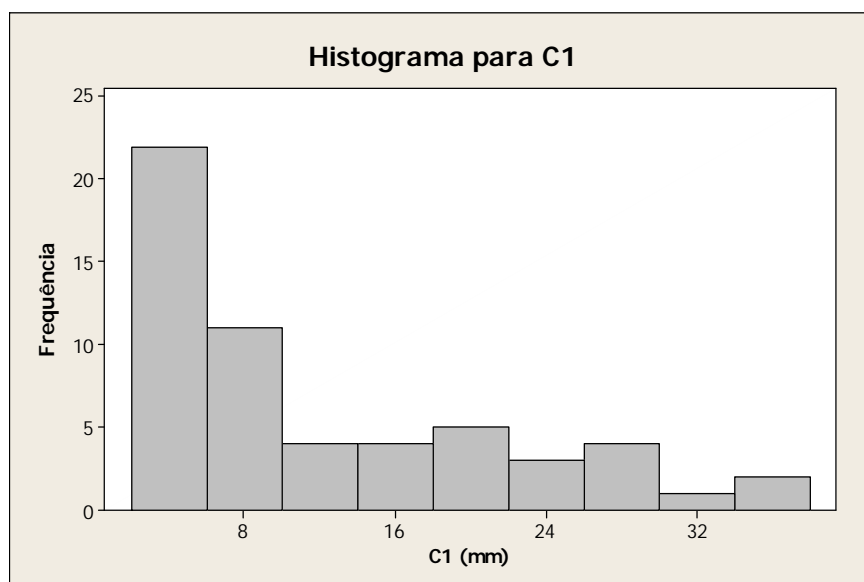


Figura 5.67 - Histograma para o comprimento médio da trinca C1

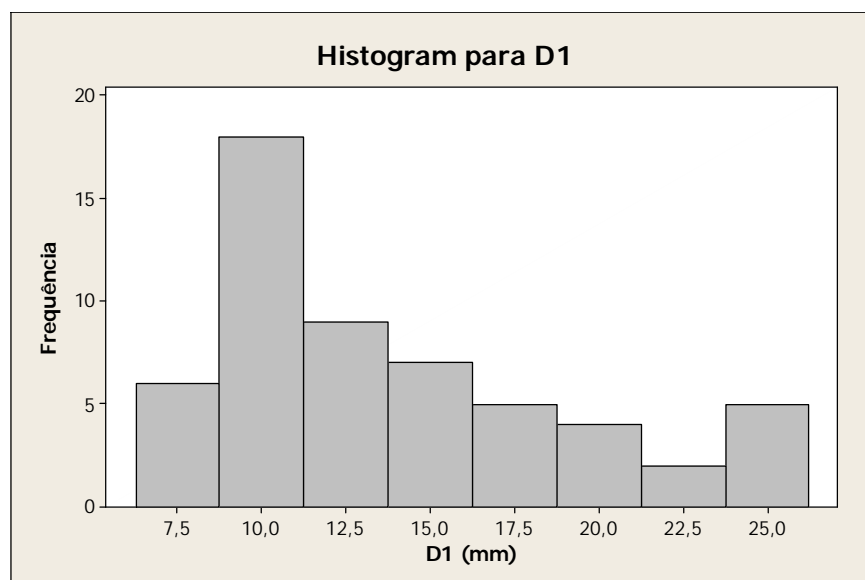


Figura 5.68 - Histograma para a distância da trinca à superfície D1

⁽¹⁵⁾ Este teste é baseado na correlação (medida da relação linear entre duas variáveis) entre os dados amostrais e os dados que seriam esperados para uma distribuição normal.

Assim, para se comparar C1 e D1 é conveniente usar um teste não-paramétrico⁽¹⁶⁾, onde a comparação independe de uma distribuição de probabilidade conhecida.

Tem-se, portanto, as seguintes hipóteses ao se fazer o teste não-paramétrico para C1:

$H_0: \text{mediana } C1_{(\text{processo proposto})} = \text{mediana } C1_{(\text{processo atual})}$ $H_1: \text{mediana } C1_{(\text{processo proposto})} < \text{mediana } C1_{(\text{processo atual})}$

- Condição 1: se $p\text{-value} > 0,05$ (5%) não se rejeita H_0 (ou seja, as medianas do comprimento C1 são iguais nos dois processos);
- Condição 2: se $p\text{-value} = 0,05$ (5%) rejeita-se H_0 (neste caso as medianas do comprimento C1 são diferentes entre os dois processos).

Ao se realizar o teste não-paramétrico para a mediana de C1 no Minitab, o valor fornecido de $p\text{-value}$ foi de 0,05. Portanto, rejeita-se H_0 , ou seja, o valor da mediana de C1 é menor para o processo proposto a um nível de significância de 5%.

Fazendo-se o mesmo teste para D1, tem-se:

$H_0: \text{mediana } D1_{(\text{processo proposto})} = \text{mediana } D1_{(\text{processo atual})}$ $H_1: \text{mediana } D1_{(\text{processo proposto})} > \text{mediana } D1_{(\text{processo atual})}$

⁽¹⁶⁾ Muitos procedimentos exigem que certas suposições a respeito da população sob investigação sejam atendidas. Por exemplo, o teste de médias requer distribuição normal das amostras da população. No entanto, há muitas situações onde estas suposições não são satisfeitas. Conseqüentemente, procedimentos não-paramétricos têm sido desenvolvidos e exigem pouca ou nenhuma suposição sobre a população investigada. Os testes não-paramétricos são freqüentemente usados quando os dados não seguem uma distribuição normal. O Minitab utiliza o teste chamado *Mann-Whitney* (teste para diferença entre medianas).

- Condição 1: se $p\text{-value} > 0,05$ (5%) não rejeita-se H_0 (ou seja, as medianas da distância D1 são iguais nos dois processos);
- Condição 2: se $p\text{-value} = 0,05$ (5%) rejeita-se H_0 (neste caso as medianas da distância D1 são diferentes entre os dois processos).

O valor fornecido de $p\text{-value}$ foi de 0,05. Portanto rejeita-se H_0 , ou seja, o valor da mediana de D1 é maior para o processo proposto a um nível de significância de 5%.

Para o percentual de aprovados e percentual de isentos, a comparação é feita a partir de um teste para duas proporções usando-se hipóteses similares às anteriores, porém substituindo a mediana por proporção.

Para o percentual de aprovados tem-se um $p\text{-value}$ de 0,85. Portanto, em relação a esta variável resposta os dois processos são semelhantes.

Para o percentual de isentos obteve-se um $p\text{-value}$ de 0,03. Neste caso o percentual de isentos entre os dois processos é estatisticamente diferente. Para o processo atual tem-se um percentual maior de amostras isentas de trincas.

Pelos testes estatísticos realizados acima, o processo proposto conduz a menores valores para o comprimento C1 e uma maior distância da origem da trinca em relação à superfície, representada por D1, além de promover um menor desvio padrão tanto para C1 quanto para D1, quando comparado ao processo atual. Esta constatação não refletiu, entretanto, em um aumento no percentual de amostras isentas de trinca e/ou aprovadas.

Porém, deve-se mencionar a grande diferença no número de amostras, usadas nos testes comparativos, entre os processos proposto e atual. Propõe-se uma continuidade da realização de corridas, utilizando-se o processo proposto a fim de se aumentar o número de amostras e se ter uma comparação baseada em tamanho de amostras mais próximos, aumentando-se a confiabilidade dos testes estatísticos.

6 CONCLUSÃO

A partir dos experimentos realizados e das respostas obtidas com a utilização do DOE verificou-se que:

- o uso da ferramenta estatística Planejamento de Experimentos (ou DOE – “Design of Experiments”) mostrou-se bastante útil para avaliação da relação entre parâmetro de processo e parâmetro de produto, ocorrência de *trinca off-corner* sendo um instrumento eficaz para otimização e melhoria de processos industriais;
- A vazão mais alta de água no molde levou a melhorias no processo, sendo este uma dos parâmetros de maior influência para redução das *trincas off-corner*. Apesar dos valores de pressão de água na saída do molde, vazão de água e espessura de lingoteira não sugerirem, com base em curvas teóricas, a ocorrência de *boiling*, os resultados práticos sugerem a ocorrência deste fenômeno;
- O processo proposto, baseado na manutenção do programa de resfriamento A, aumento da agitação eletromagnética, pó fluxante B e maior vazão de água no molde mostrou-se robusto à velocidade de lingotamento, nos níveis testados.
- o uso de um pó fluxante com baixa viscosidade leva a um aumento do fluxo de calor médio no molde. Há um aumento da profundidade das marcas de oscilação, compensadas pelo uso de uma agitação eletromagnética mais intensa no molde;
- o uso do programa de resfriamento A, utilizado no processo atual, é o mais adequado ao processo. Mudanças realizadas no processo aumentando-se a vazão de água na 1ª zona de sprays ou a reduzindo, mostraram-se prejudiciais;
- Fatores como raio de canto da lingoteira, nível de aço no molde e tipo de lingoteira não exerceram influência sobre a ocorrência da trinca *off-corner*. Em

relação ao tipo de lingotaria, cabe observar que a não realização de medidas de conicidade de lingoteira *pós morten* impossibilitou de se testar possível influência sobre a distorção do molde e desgaste da porção inferior da lingoteira.

- o uso da agitação eletromagnética exerceu forte influência sobre a estrutura de solidificação do aço 1035D, tendo também influenciado na qualidade superficial do tarugo, como mostrado pelo exame de perfilometria. O aumento da agitação eletromagnética aumentou a zona equiaxial contribuindo para a redução da propagação da trinca *off-corner*.

A partir do trabalho desenvolvido pôde-se também perceber que a utilização da perfilometria apresentou-se como um método eficaz para caracterização da qualidade superficial do material lingotado e como tal, auxiliar as pessoas envolvidas no processo de lingotamento contínuo na busca de pós fluxantes e parâmetros de oscilação que levem a melhorias na qualidade superficial do tarugo;

Por fim, comparativamente ao processo atual, o processo proposto não indicou redução na isenção de trincas, apesar de levar a redução do comprimento da trinca e aumento da distância da trinca à superfície com conseqüente aumento do índice de aprovação. Face ao número pequeno de amostras sugere-se a continuidade dos testes com o processo proposto a fim de melhor mensurar seu efeito sobre a ocorrência de trinca *off-corner*.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Conforme já mencionado, a continuidade dos testes com o processo proposto torna-se importante para, aumentando-se ao número de amostras de Baumann analisadas, se ter dados para uma melhor comparação com o processo atual.

Dentre os parâmetros de processo indicadas pela literatura e não explorados neste trabalho, dois merecem ser pesquisados, a conicidade⁽¹⁷⁾ da lingoteira e o ajuste dos rolos de pé (*foot rolls*).

Grande parte da literatura pesquisada está relacionada a estudos coordenados pela equipe dos professores Brimacombe e Samarasekera, que tiveram como alicerce principal o monitoramento da temperatura da lingoteira, feita por termopares, ao longo do seu comprimento. A partir deste trabalho, e conforme visto na figura 3.25, pode-se chegar à definição da conicidade ideal para lingotamento para cada tipo de aço.

Fazendo-se um retrospecto dos trabalhos coordenados por eles, citam-se:

- Bommaraju (1984): trabalho pioneiro na qual foram feitas medições em moldes de comprimento de 700 mm, velocidades baixas, inferiores a 2,0 m/min e uso de óleo como lubrificante;
- Chandra (1993): lingotamento em moldes parabólicos de 700 mm de comprimento, velocidades de lingotamento entre 2,0 e 2,5 m/min e uso de óleo como lubrificante;
- Pinheiro (2000): lingotamento em moldes parabólicos de 800 mm, velocidades baixas entre 1,0 e 1,3 m/min e uso de pó fluxante;
- Chow (2002): lingotamento em moldes parabólicos de 1000 mm, altas velocidades de lingotamento, entre 3,0 e 3,5 m/min e uso de óleo como lubrificante.

⁽¹⁷⁾ Para a conicidade, os testes foram feitos em pequena escala, já que se prenderam a alterações indiretas a partir de mudança de nível de aço no molde, o que em tese, altera a conicidade apenas no menisco

Como se pode ver, não há trabalhos até hoje publicados envolvendo, conjuntamente, moldes parabólicos compridos (1000 mm), altas velocidades de lingotamento (superior a 2,5 m/min) e uso de pó fluxante como lubrificante.

Assim, um trabalho que poderia levar a um melhor entendimento dos fenômenos presentes no molde, que podem estar levando à formação da trinca off-corner, seria a instalação de termopares no molde, coleta de dados e posterior elaboração de um modelo de fluxo de calor no molde.

A conicidade hoje usada poderia ser confrontada com a proposta para cada tipo de aço e a interação molde-tarugo (figuras 3.27 e 3.28) ser estudada. A hipótese de que nos aços médio carbono, em molde compridos, há na porção inferior do molde a formação de um *gap* (Chow,2002) devido à conicidade inadequada poderia ser verificada e em caso afirmativo, se testar lingoteiras com conidades mais acentuadas na porção inferior, de 0,8%, por exemplo.

Em aços lingotados em altas velocidades, superiores a 3,0 m/min, a região localizada na saída da lingoteira, denominada *submold*, tem sido cada vez mais motivo de estudos, como o realizado por Thomas (2002). O aumento da velocidade de lingotamento leva à redução da espessura da casca solidificada, menor resistência da pele à pressão ferrostática e conseqüente abaulamento com geração de trincas superficiais e/ou internas ou ruptura desta casca na saída do molde.

O uso de rolos de pé na saída do molde torna-se cada vez mais importante na medida que passam a funcionar como extensão da lingoteira (Thomas, 2002), prevenindo o abaulamento do tarugo e conseqüente geração de trincas e ou perfurações. Como mostrado na figura 3.44, o uso de rolos de pé e fechados 0,25 mm em relação á lingoteira levam, conforme prática industrial, à redução da ocorrência de trincas. Assim, uma oportunidade de melhoria surge no uso de rolos de pé fechados em relação à saída da lingotaria.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BAKSHI, I.A.; BRENDZY, J.L.; WALKER, N.; CHANDRA, S.; SAMARASEKERA, I.V. & BRIMACOMBE, J.K. “Mould-Strand Interaction in continuous casting of steel billets Part 1 Industrial trials”. **Ironmaking and Steelmaking**, n. 1, p. 54-62, 1993.
- BOMMARAJU, R.; BRIMACOMBE, J.K. & SAMARASEKERA, I.V. “Mould Behaviour and Solidification in the Continuous Casting of Steel Billets. Part II: Mould Heat Extraction, Mould-Shell Interaction and Oscillation-Mark Formation”. **ISS Transactions**, v. 5, p. 79-94, 1984.
- BOMMARAJU, R.; BRIMACOMBE, J.K.; SAMARASEKERA, I.V.; WALKER, N.; BAKSHI, I.; WEINBERG, F. & HALBOWT,E.B. “Mould Behaviour and Solidification in the Continuous Casting of Steel Billets. Part I: Industrial Trials”. **ISS Transactions**, v. 5, p. 71-79, 1984.
- BOMMARAJU, R.; BRIMACOMBE, J.K. & SAMARASEKERA, I.V. “Mould Behaviour and Solidification in the Continuous Casting of Steel Billets. Part III: Structure, Solidification Bands, Crack Formation and Off_Squareness”. **ISS Transactions**, v. 5, p. 95-105, 1984.
- BORATTO, F.; CANAAN, G.L. & BORNACKI, A.A. **Relatório interno – Gerência Técnica, 2002.**
- BRIMACOMBE, J.K & SORIMACHI, K. **Mettalurgical Transactions B**, v. 8B p. 489-505, 1977.
- BRIMACOMBE, J.K.: “Empowerment with knowledge – toward the Intelligen Mold for the Continuous Casting of Steel billets”. **Metallurgical Transactions B**,v.24B, p. 917-935, 1993.
- BRIMACOMBE, J.K.; HAWBOLT E.B. & WEINBERG, F. “Formation of off-corner internal cracks in continuously-cast billets. **Canadian Mettallurgical Quaterly**, v.19, p. 215-227, 1980.

- BRIMACOMBE, J.K. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v.15, p. 163-175, 1976.
- BRIMACOMBE, J.K. & SAMARASEKERA, I.V. **Ironmaking and Steelmaking**, n.9 p. 1-15, 1982.
- BRIMACOMBE, J.K.; HAWBOLT E.B. & WEINBERG, F. “Metallurgical Investigation of Continuous Casting Billet Moulds”. **ISS Transactions**, v. 1, p. 29-40, 1982.
- BRIMACOMBE CONTINUOUS CASTING COURSE (BCCC), 2000
- BRIMACOMBE CONTINUOUS CASTING COURSE (BCCC), 2002
- BRIMACOMBE CONTINUOUS CASTING COURSE (BCCC), 2003
- CHANDRA, S.; BRIMACOMBE, J.K. & SAMARASEKERA, I.V. “Mould-strand interaction in continuous casting of steel billets. Part3: mould heat transfer and taper”. **Ironmaking Steelmaking**, v. 20, n. 2, p. 104-112, 1993.
- CHOW, C. & SAMARASEKERA, I.V. “High speed continuous casting of steel billets Part 1: General overview”. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 29, n. 1, p. 53-60, 2002.
- DIPPENAAR, R. J.; SAMARASEKERA, I.V. & BRIMACOMBE, J.K. **ISS Transactions**, v. 7, p. 31-43, 1986.
- FINARDI, J. “Trincas em tarugos de lingotamento contínuo: efeito da composição e inclusões”. In: SEMINÁRIO COAÇO/COREF, 1984, Rio de Janeiro. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1984, p.121-167.
- JAUCH, R.; LÖWENKAMP, H.; REGNITTER, F.; FISHER, K.; SCHROER, H.; SIMON, R.W. & JERICHO, E. “Quality of continuous cast blooms and billets”. **Metallurgical Plant and Technology**, n. 2, p. 24-33, 1978.
- LAIT, J.E. & BRIMACOMBE, J.K. Solidification during continuous casting of steel. **ISS Transactions**, v.1, p. 1-13, 1982.
- LANKFORD, W.T. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p.1311-1357, 1972.

- MILLS, K.. “Curso sobre Polvos Coladores y Colada Continua”. **Instituto Argentino de Siderurgia (IAS)**, 2003
- MONTGOMERY, D.C. Design and Analysis of Experiments, 1991
- PARK J.K.; THOMAS, B.G. & SAMARASEKERA, I.V. “Analysis of thermomechanical behaviour in billet casting with different mould corner radii”. **Ironmaking and Steelmaking**, , v. 29, n. 5, p. 359-375, 2002.
- PINHEIRO, C.A.M. “Mould thermal response, billet surface quality and mould-flux behavior in the continuous casting of steel billets with powder lubrication”. **Tese de PhD**, University of British Columbia, Vancouver, BC, Canada, 1997.
- PINHEIRO, C.A.; SAMARASEKERA, I.V.; BRIMACOMBE, J.K. & WALKER, B.N. “Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication Part 1: mould heat transfer”. **Ironmaking Steelmaking**, v. 27, n. 1, p. 37-53, 2000.
- PINHEIRO, C.A.; SAMARASEKERA, I.V.; BRIMACOMBE, J.K.; HOWES, B. & GUSSIAS, O. “Mould heat transfer and continuously cast billet quality with mould flux lubrication Part 2: Quality Issues”. **Ironmaking Steelmaking**, v. 27, n. 2, p. 144-159, 2000.
- SAMARASEKERA, I.V. & BRIMACOMBE, J.K. “Thermal and mechanical Behaviour of continuous-casting billet moulds”. **Ironmaking and Steelmaking**, n.1, p. 1-15, 1982.
- SAMARASEKERA, I.V.; ANDERSON D.L. & BRIMACOMBE, J.K. “The thermal distortion of continuous-casting billet molds”. **Mettalurgical Transactions B**, v. 13B, p. 489-505, 1982.
- SAMARASEKERA, I.V. & BRIMACOMBE, J.K. “Application of mathematical models for the improvement of billet quality”. **Steelmaking Conference Proceedings**, p. 91-103, 1991.

- SAMARASEKERA, I.V.; CHANDRA, S.; CAMPBELL, A.Z. & BRIMACOMBE, K.J. “Mould shape, heat transfer and mould strand interactions in the casting of steel billets”. **Conference on Continuous Casting of Steel in Developing Countries**, Beijing, China, 1993.
- SAMARASEKERA, I.V. **The Making, Shaping and Treating of Steel**, 11^a Edition, Casting Volume, 17, Continuous Casting of Steel billets, 2003.
- SATO, C.; BOSCO, M.A.; RIBEIRO, W.J. & BORNACKI, A.A. Redução de trincas de solidificação recusáveis no aço A40. Seminário interno de siderurgia da BELGO - Usina de Monlevade–GTEC/GGJM, 2003.
- SCHWERDTFEGER, K. Course on continuous casting and solidification of steels. **Iron and Steel Society – Brasil**, 2002
- SZEKERES, E.S. Overview of mold oscillation in continuous casting. **Brimacombe Continuous Casting Course, v.II, 2002**
- THOMAS, B.G.; SAMARASEKERA, I.V & BRIMACOMBE, J.K. **ISS Transactions**; v. 7, p.7-20, 1986.
- THOMAS, B.G., Continuous Casting, The Encyclopedia of materials: Science and Technology. Elsevier Science Ltd., Oxford, UK, v.2, p. 1595-1599, 2001.
- THOMAS, G. & LI. “Maximum casting speed for continuous cast steel billets based on sub-mold bulging computation”. **85th Conference Proceedings, ISS**, p. 109-130. 2002.
- TOLEDO DE, G.A.; CAMPO, O. & LAINEZ, E. “Influence of sulfur and Mn/S ratio on the hot ductility of steels during continuous casting”. **Process Metallurgy**.
- UEHARA, M. “High-speed billet casting by Xmold at Yamaguchi Works of Kyoei Steel Company”. Internal technical report, [198-].
- VAN DRUNEN, G.; BRIMACOMBE, J.K & WEINBERG, F. Internal Cracks in strand-cast billets. **Ironmaking Steelmaking (Quarterly)**, v. 2, p. 125-133, 1975.

- VIEIRA, F.B. “Desenvolvimento de uma metodologia para seleção de pó fluxante para o lingotamento de placas de aço com comportamento peritético”. Tese de mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, 2002.
- VISAGIE, G.P. & VAN WIJNGAARDEN M.J.U.T. “The effect of residuals on the presence of intergranular surface cracks on continuously cast billets”. **Steelmaking Conference Proceedings**), p. 627-631, 1996.
- WERKEMA, M.C.C.; AGUIAR, S. Planejamento e Análise de Experimentos: como identificar as principais variáveis influentes em um processo. Série Ferramentas da Qualidade, Fundação Christiano Ottoni, Universidade Federal de Minas Gerais, v.8, 1996
- WOLF, M.M. “Estimation method of crack susceptibility for new steel grades. **European conference on continuous casting**, p. 2489-2499, 1991,.
- WÜNNENBERG, K. & FLENDER, R. “Investigation of internal-crack formation in continuous casting, using a hot metal”. **Ironmaking and Steelmaking**, v.12, n.1, p. 22-29, 1985.
- ZASOWSKI, P.J. & SOSINSKI, D.J. “Control of heat removal in the continuous casting mould”, **Steelmaking Conference Proceedings**, ISS-AIME, p. 253-259, 1990.
- ZETTERLUND, E.H. & KRISTIANSOON, J.O.. “Continuous casting-a numerical study of the influence of mould wear on crack formation”. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 12, p. 211-216, 1983.
- ZIETSMAN, J.H.; KUMAR, S.; MEECH, J.A.; SAMARASEKERA, I.V. & BRIMACOMBE, J.K. “Taper design in continuous billet casting using artificial neural networks”. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 25, n. 6, p. 476-483, 1986.

9 ANEXO I

CÁLCULO DA ESPESSURA DA PELE PRODUZIDA VIA LINGOTAMENTO CONTÍNUO (CONCAST) (Tarugos, Blocos, Redondos)

Taxa de transferência de calor

$$H_M = \frac{\Delta T * W}{p * L_M}$$

onde:

ΔT = diferença de temperatura da água do molde

W = quantidade de água do molde [l/min]

p = perímetro da peça [m]

L_M = comprimento operacional do molde [m]

Tempo de Contato no Molde

$$t_M = \frac{L_M}{C_S}$$

onde:

C_S = velocidade de lingotamento [m/min]

Taxa de transferência de calor (Aço)

$$H_S = H_M * t_M$$

Espessura da Pele

$$S = 0,155 * \sqrt{H_S}$$

10 ANEXO II

Resultados de Baumann Experimento 1

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
81222	2	1	i	i	i
81222	2	2	36	8	15
81222	2	3	i	i	i
81222	2	4	16	17	28
81222	2	5	31	8	19
81222	2	6	13	17	23
81222	2	7	20	14	23
81222	2	8	i	i	i
81222	2	9	i	i	i
81222	2	10	36	8	19
81223	2	1	12	16	22
81223	2	2	38	7	17
81223	2	3	25	6	19
81223	2	4	35	7	22
81223	2	5	25	6	19
81223	2	6	38	10	20
81223	2	7	35	8	19
81223	2	8	28	7	15
81223	2	9	34	7	17
81223	2	10	35	10	15
81224	2	1	7	9	25
81224	2	2	6	8	18
81224	2	3	6	10	19
81224	2	4	i	i	i
81224	2	5	3	9	20
81224	2	6	i	i	i
81224	2	7	i	i	i
81224	2	8	i	i	i
81224	2	9	5	22	30
81225	2	1	3	14	24
81225	2	2	7	17	23
81225	2	3	4	8	22
81225	2	4	5	19	29
81225	2	5	22	12	19
81225	2	6	i	i	i
81225	2	7	i	i	i
81225	2	8	5	16	25
81225	2	9	i	i	i

* i: amostra isenta de trinca

11 ANEXO III

Resultados de Baumann Experimento 2

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
82733	2	1	6	9	22
82733	2	2	i	i	i
82733	2	3	7	8	20
82733	2	4	8	9	21
82733	2	5	6	10	20
82733	2	6	5	10	19
82733	2	7	6	10	18
82733	2	8	7	9	20
82734	2	1	i	i	i
82734	2	2	i	i	i
82734	2	3	i	i	i
82734	2	4	i	i	i
82734	2	5	3	9	15
82734	2	6	7	10	19
82734	2	7	21	14	24
82734	2	8	i	i	i
82735	2	1	i	i	i
82735	2	2	i	i	i
82735	2	3	i	i	i
82735	2	4	10	9	22
82735	2	5	i	i	i
82735	2	6	i	i	i
82735	2	7	i	i	i
82735	2	8	6	11	18
82735	2	9	i	i	i
82735	2	10	i	i	i
82736	2	1	16	9	23
82736	2	2	i	i	i
82736	2	3	i	i	i
82736	2	4	i	i	i
82736	2	5	i	i	i
82736	2	6	i	i	i
82736	2	7	20	10	18
82736	2	8	18	8	20
82736	2	9	32	7	20

12 ANEXO IV

Resultados de Baumann Experimento 3

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
83159	5	1	i	i	i
83159	5	2	i	i	i
83159	5	3	i	i	i
83159	5	4	i	i	i
83159	5	5	6	11	24
83159	5	6	i	i	i
83159	5	7	i	i	i
83159	5	8	i	i	i
83159	5	9	i	i	i
83159	6	1	i	i	i
83159	6	2	i	i	i
83159	6	3	3	12	30
83159	6	4	i	i	i
83159	6	5	i	i	i
83159	6	6	i	i	i
83159	6	7	i	i	i
83159	6	8	i	i	i
83159	6	9	i	i	i
83159	6	10	i	i	i
83160	5	1	i	i	i
83160	5	2	i	i	i
83160	5	3	i	i	i
83160	5	4	i	i	i
83160	5	5	i	i	i
83160	5	6	i	i	i
83160	5	7	i	i	i
83160	5	8	i	i	i
83160	5	9	i	i	i
83160	5	10	i	i	i
83160	5	11	i	i	i
83160	6	1	i	i	i
83160	6	2	i	i	i
83160	6	3	i	i	i
83160	6	4	i	i	i
83160	6	5	i	i	i
83160	6	7	9	8	25
83160	6	6	i	i	i
83160	6	8	i	i	i
83160	6	9	i	i	i

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
83161	5	1	i	i	i
83161	5	3	i	i	i
83161	5	4	i	i	i
83161	5	5	i	i	i
83161	5	6	i	i	i
83161	5	7	i	i	i
83161	5	9	i	i	i
83161	6	1	i	i	i
83161	6	2	i	i	i
83161	6	3	i	i	i
83161	6	5	i	i	i
83161	6	6	i	i	i
83161	6	7	8	9	20
83161	6	8	i	i	i
83161	6	9	i	i	i
83162	5	1	4	6	19
83162	5	2	16	9	22
83162	5	3	8	9	20
83162	5	4	i	i	i
83162	5	5	12	9	23
83162	5	6	13	9	20
83162	5	7	i	i	i
83162	5	8	30	10	24
83162	5	9	19	10	27
83162	5	10	i	i	i
83162	5	11	17	12	20
83162	6	1	i	i	i
83162	6	2	20	9	23
83162	6	3	19	8	21
83162	6	4	25	8	20
83162	6	6	i	i	i
83162	6	7	20	7	21
83162	6	8	i	i	i
83162	6	9	11	13	31
83162	6	10	i	i	i
83162	6	11	5	11	21

13 ANEXO V

Resultados de Baumann Experimento 4

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
84262	5	1	34	9	16
84262	5	3	28	7	18
84262	5	4	60	7	12
84262	5	5	2	7	15
84262	5	6	35	13	25
84262	5	7	3	9	14
84262	5	8	15	12	21
84262	5	9	6	13	24
84262	6	1	12	12	23
84262	6	3	3	14	22
84262	6	5	4	12	23
84262	6	6	17	16	29
84262	6	7	2	24	29
84262	6	8	4	12	22
84262	6	9	22	9	18
84262	6	10	4	12	27
84262	6	11	i	i	i
84263	5	1	4	9	14
84263	5	2	5	35	70
84263	5	3	i	i	i
84263	5	4	6	26	41
84263	5	5	8	8	18
84263	5	6	i	i	i
84263	5	7	6	12	20
84263	5	8	22	5	18
84263	5	9	3	9	17
84263	5	10	4	20	33
84263	6	1	9	37	69
84263	6	2	i	i	i
84263	6	3	4	10	22
84263	6	4	i	i	i
84263	6	5	13	24	48
84263	6	6	7	20	25
84263	6	7	i	i	i
84263	6	8	7	35	72
84263	6	9	i	i	i
84263	6	10	3	24	29

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
84264	5	1	2	8	16
84264	5	1	6	23	48
84264	5	2	7	22	38
84264	5	3	3	8	20
84264	5	4	3	9	18
84264	5	5	35	7	24
84264	5	6	3	7	17
84264	5	7	27	5	14
84264	5	8	35	10	20
84264	6	1	6	14	25
84264	6	2	6	26	40
84264	6	3	7	28	52
84264	6	4	4	23	38
84264	6	5	4	12	22
84264	6	6	5	22	31
84264	6	7	4	10	18
84264	6	8	6	12	22
84264	6	9	i	i	i
84265	5	2	8	15	29
84265	5	2	5	7	20
84265	5	3	9	19	24
84265	5	4	i	i	i
84265	5	6	7	15	29
84265	5	7	42	6	3
84265	5	8	i	i	i
84265	5	9	i	i	i
84265	5	10	6	18	32
84265	5	11	3	13	24
84265	6	1	i	i	i
84265	6	3	i	i	i
84265	6	5	i	i	i
84265	6	6	2	9	23
84265	6	7	i	i	i
84265	6	8	3	14	27
84265	6	9	i	i	i
84265	6	10	i	i	i
84265	6	15	6	15	29

14 ANEXO VI

Resultados de Baumann Experimento 5

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
85750	2	1	27	10	18
85750	2	2	38	7	20
85750	2	3	25	11	25
85750	2	5	21	6	21
85750	2	6	3	18	29
85750	2	7	7	18	30
85750	2	8	16	11	18
85750	2	9	46	7	20
85750	2	10	3	15	27
85750	5	1	36	8	16
85750	5	2	42	8	26
85750	5	3	39	10	22
85750	5	4	52	8	18
85750	5	6	7	20	31
85750	5	7	4	12	20
85750	5	8	8	30	52
85751	2	1	3	17	29
85751	2	2	i	i	i
85751	2	3	i	i	i
85751	2	4	i	i	i
85751	2	5	2	15	29
85751	2	7	4	15	22
85751	2	8	2	19	37
85751	2	9	17	8	24
85751	2	10	15	12	32
85751	5	1	i	i	i
85751	5	2	3	12	22
85751	5	3	4	20	30
85751	5	4	i	i	i
85751	5	5	i	i	i
85751	5	6	i	i	i
85751	5	7	i	i	i
85751	5	8	i	i	i
85751	5	9	i	i	i
85751	5	10	6	9	19

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
85752	2	1	i	i	i
85752	2	2	4	11	25
85752	2	3	7	15	30
85752	2	4	8	13	29
85752	2	5	8	15	30
85752	2	6	6	20	42
85752	2	7	i	i	i
85752	2	8	i	i	i
85752	5	1	i	i	i
85752	5	2	5	7	20
85752	5	3	i	i	i
85752	5	4	3	8	22
85752	5	5	6	7	17
85752	5	6	4	12	21
85752	5	7	i	i	i
85752	5	8	4	9	20
85753	2	1	3	18	43
85753	2	2	13	11	31
85753	2	3	9	13	28
85753	2	4	4	8	20
85753	2	5	7	17	33
85753	2	6	i	i	i
85753	2	7	4	11	23
85753	2	8	4	10	20
85753	2	9	3	8	16
85753	5	1	i	i	i
85753	5	2	i	i	i
85753	5	3	4	8	19
85753	5	5	25	10	23
85753	5	6	25	6	20
85753	5	7	23	12	22
85753	5	8	i	i	i
85753	5	9	25	10	16
85753	5	10	30	7	18

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
85755	2	1	i	i	i
85755	2	2	5	18	30
85755	2	3	6	18	31
85755	2	4	3	15	29
85755	2	6	3	15	22
85755	2	7	12	14	31
85755	2	8	12	15	30
85755	2	10	6	19	26
85755	2	11	i	i	i
85755	5	1	i	i	i
85755	5	2	19	10	24
85755	5	3	i	i	i
85755	5	4	17	14	26
85755	5	6	2	20	31
85755	5	7	12	20	33
85755	5	8	i	i	i
85755	5	9	3	21	38
85755	5	10	3	7	20
85755	5	11	15	19	32
85756	2	1	7	12	18
85756	2	2	7	15	25
85756	2	3	7	15	32
85756	2	4	12	12	23
85756	2	5	17	11	23
85756	2	7	26	14	25
85756	2	8	16	15	26
85756	2	9	4	17	28
85756	2	10	5	22	36
85756	2	11	17	13	36
85756	5	1	7	16	24
85756	5	2	2	18	27
85756	5	3	2	12	22
85756	5	4	37	8	20
85756	5	6	8	18	32
85756	5	7	4	19	31
85756	5	8	i	i	i
85756	5	9	11	17	30
85756	5	10	8	19	3

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
85757	2	1	8	15	26
85757	2	2	13	12	26
85757	2	3	8	14	28
85757	2	4	22	8	22
85757	2	6	16	13	30
85757	2	8	18	8	20
85757	2	9	8	8	18
85757	2	10	16	9	24
85757	5	1	8	20	39
85757	5	2	8	7	15
85757	5	3	5	13	23
85757	5	4	13	8	28
85757	5	5	3	11	22
85757	5	6	20	11	22
85757	5	7	3	14	32
85757	5	8	20	12	27
85757	5	9	35	6	20
85758	2	1	6	14	26
85758	2	2	22	12	34
85758	2	3	17	11	25
85758	2	4	7	14	28
85758	2	5	23	8	17
85758	2	8	i	i	i
85758	2	9	22	11	21
85758	2	10	22	7	23
85758	5	1	12	12	26
85758	5	2	34	8	14
85758	5	3	17	19	20
85758	5	4	20	11	17
85758	5	5	5	6	16
85758	5	6	8	13	27
85758	5	10	5	16	33
85758	5	11	35	5	20

15 ANEXO VII

Resultados de Baumann Experimento Comprobatório

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
86382	6	1	7	17	33
86382	6	2	i	i	i
86382	6	3	3	20	30
86382	6	4	i	i	i
86382	6	5	i	i	i
86382	6	6	i	i	i
86382	6	7	3	13	11
86383	6	1	4	14	26
86383	6	2	i	i	i
86383	6	3	3	15	22
86383	6	4	i	i	i
86383	6	5	i	i	i
86383	6	6	26	8	26
86383	6	7	3	8	22
86384	6	1	5	9	22
86384	6	2	i	i	i
86384	6	3	7	15	35
86384	6	4	i	i	i
86384	6	5	i	i	i
86384	6	6	i	i	i
86384	6	7	i	i	i
86384	6	8	4	12	22
86384	6	9	i	i	i
86385	6	1	i	i	i
86385	6	2	i	i	i
86385	6	3	5	15	28
86385	6	4	7	14	36
86385	6	6	i	i	i
86385	6	7	i	i	i
86385	6	8	i	i	i
86385	6	9	20	8	16
86385	6	10	4	6	19

corrida	veio	lote	comprimento C1 (mm)	distância D1 (mm)	distância D2 (mm)
86389	6	1	16	5	23
86389	6	2	32	5	14
86389	6	3	17	7	21
86389	6	4	15	9	22
86389	6	5	13	12	29
86389	6	6	15	7	24
86389	6	7	15	12	24
86389	6	8	31	9	27
86389	6	9	25	8	15
86390	6	1	24	8	21
86390	6	2	20	8	16
86390	6	3	30	7	23
86390	6	4	38	6	13
86390	6	5	21	8	17
86390	6	6	33	8	14
86390	6	7	22	10	17
86391	6	2	20	7	21
86391	6	3	5	16	32
86391	6	4	i	i	i
86391	6	5	i	i	i
86391	6	6	2	19	38
86391	6	7	2	20	25
86391	6	9	i	i	i
86391	6	10	5	19	32
86391	6	11	7	10	21
86391	6	12	i	i	i
86392	6	1	i	i	i
86392	6	2	i	i	i
86392	6	3	2	22	32
86392	6	4	i	i	i
86392	6	5	5	18	30
86392	6	6	5	19	27
86392	6	7	7	17	27
86392	6	8	i	i	i
86392	6	9	i	i	i