

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM

Otimização dos parâmetros de lingotamento contínuo para minimizar a ocorrência de trincas superficiais no aço DIN-20MnCr5 Mod

Paulo Carvalho Fernandes

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2005

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM

Otimização dos parâmetros de lingotamento contínuo para minimizar a ocorrência de trincas superficiais no aço DIN-20MnCr5 Mod

Paulo Carvalho Fernandes
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS e na Gerdau Aços Finos Piratini, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção de título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Metalurgia Extrativa

Porto Alegre, 2005

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, na área de concentração em Metalurgia Extrativa, e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr.Ing. Antônio Cezar Faria Vilela

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly - DEMET - UFRGS

Dr. Luis A. Colembergue Klujszo - GERDAU AÇOS FINOS PIRATINI

Dr.^a. Magda B. Galant François - DEMET - UFRGS

Prof. Dr. Carlos Arthur Ferreira
Coordenador do PPGEM

AGRADECIMENTOS

A minha esposa e filhos pela paciência e apoio.

A meu pai, exemplo de dedicação e carinho.

A minha mãe, falecida em Maio 2004, pelo exemplo de vida que ainda hoje muito me inspira.

Ao Professor Antônio Cezar Faria Vilela pela orientação recebida.

Ao Professor Afonso Reguly pelas discussões e sugestões.

Aos colegas, Valmor Carnino e Rogério Mahl, pela ajuda na execução da parte experimental deste trabalho.

A Gerdau Aços Finos Piratini pela infra-estrutura disponibilizada e apoio incondicional para realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VII
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS:	XI
RESUMO.....	XIII
ABSTRACT.....	XIV
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO DE LITERATURA.....	3
2.1. Classificação dos tipos de aço em relação ao potencial de ferrita – (ferrite potential - FP).....	4
2.2. Tipos de trincas superficiais nos produtos de lingotamento contínuo e suas origens.....	5
2.2.1. Trincas longitudinais	9
2.2.2. Trincas transversais.....	11
2.2.2.1. Intervalo de temperatura frágil I –(BTR I).....	11
2.2.2.2. Intervalo de temperatura frágil II _{8,15} - (BTR II)	12
2.2.2.3. Intervalo de temperatura frágil III –(BTR III)	15
2.2.3. Trincas em rede (network cracks)	20
2.3. Fatores que afetam a ductilidade a quente.....	21
2.3.1. Fatores metalúrgicos.....	21
2.3.1.1. Efeito do tamanho de grão austenítico inicial.....	21
2.3.1.2. Influência do tipo de precipitados dos aços microligados.....	25
2.3.2. Fatores mecânicos.....	28
2.3.2.1. Marcas de oscilação.....	28
2.3.2.2. Características geométricas do molde.....	29
2.3.2.2.1. Raio de canto.....	29
2.3.2.2.2. Conicidade.....	30
2.3.2.3. Deformação crítica (ϵ_c) para a formação de trincas transversais.....	31
2.3.2.4. Efeito das tensões mecânicas (taxas de deformação)	31
2.3.2.5. Influência do raio da máquina e da seção transversal do tarugo:	34
2.3.3. Fatores térmicos.....	34
2.3.3.1. Transferência de calor no molde.....	34
2.3.3.1.1. Depósitos na face externa da coquilha.....	34
2.3.3.2. Efeito do histórico térmico.....	35
2.3.3.3. Efeito da temperatura de deformação.....	35
2.3.4. Interação dos fatores metalúrgicos, mecânicos e térmicos.....	35
2.4. Fatores intrínsecos dos aços com relação à sensibilidade às trincas superficiais.....	35
2.4.1. Efeito da composição química	35
2.4.1.1. Efeito do carbono (C)	35
2.4.1.2. Efeito do nióbio (Nb)	36
2.4.1.3. Efeito do titânio (Ti)	36
2.4.2. Desvios das condições normais de lingotamento.....	37
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	38
3.1. Descrição do problema específico encontrado no aço em estudo.....	38
3.2. Parâmetros que atuam dentro do molde.....	41
3.2.1. Equipamentos.....	41
3.2.2. Materiais.....	43
3.2.3. Metodologia.....	44
3.2.4. Resultados e discussão	44

3.3. Parâmetros de lingotamento que atuam fora (abaixo) do molde.....	46
3.3.1. Equipamentos.....	46
3.3.2. Materiais.....	48
3.3.3. Metodologia.....	51
3.3.4. Resultados e discussão	68
3.3.4.1. Superfície de resposta de %RA.....	74
3.3.4.2. Resultados da aplicação dos parâmetros otimizados na produção real do aço em estudo.....	75
4. CONCLUSÕES.....	78
5. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	79
6. REFERÊNCIAS.....	

LISTA DE FIGURAS

Figura 2 Fluxograma de produção da usina Gerdau Aços Finos Piratini.	3
Figura 2.1 Definição do tipo de aço A e B como uma função do potencial de ferrita (FP), de acordo com a tendência ao agarramento ou depressão, respectivamente.....	5
Figura 2.2 Defeitos típicos em lingotamento contínuo.....	5
Figura 2.3 Curvas dos intervalos de temperatura de baixa ductilidade (alta fragilidade), BTR, I, II e III nos testes de ductilidade a quente em corpos de prova solidificados in-situ, esquema feito por Suzuki et al ⁷ , Wolf ⁹ e Thomas et al.....	7
Figura 2.4 Ilustração esquemática mostrando as estruturas de solidificação da austenita no molde de lingotamento contínuo.....	9
Figura 2.5 Seções de pele de perfurações de tarugos de lingotamento contínuo a) 135mm de diâmetro lingotado com lubrificação a óleo, b) 150mm de diâmetro lingotado com pó de molde.....	10
Figura 2.6 Evolução do delta de temperatura da água de refrigeração do molde com o tempo e a coincidência com as trincas longitudinais num bloco redondo de diâmetro de 388mm.....	11
Figura 2.7 a) representação esquemática do transbordamento na pele do menisco, b) efeito da segregação resultante e c) absorção de microporosidades (A) e escórias (B)	13
Figura 2.8 Mecanismo para a formação e propagação das trincas transversais no fundo das marcas de oscilação com o transbordamento da pele do menisco.....	14
Figura 2.9 Exemplo de trinca transversal a) de canto e b) próxima ao canto na superfície de um tarugo, revelado por ensaio de líquido penetrante.....	15
Figura 2.10 Esquema mostrando a formação das trincas transversais em aço microligado ao Nb com a coalescência de vazios e crescimento do contorno de grão da austenita (a-c), e no intervalo de duas fases g [®] a em (d-f)	16
Figura 2.11 Efeito do teor de carbono na incidência de trincas transversais próximas ao canto em lingotamento de placas.....	17
Figura 2.12 Correlação entre o tempo de estripamento negativo e (a) a profundidade das marcas de oscilação e (b) as trincas transversais em placas de lingotamento contínuo de aços microligados.....	17
Figura 2.13 Severidade das trincas transversais na superfície da placa em função da velocidade de lingotamento.....	18
Figura 2.14 Exemplos de estratégias de resfriamento secundário (a) brando e (b) intenso cooling usadas em bloco redondo 34 e lingotamento de placas.	19
Figura 2.15 (a) Exemplo de trincas em rede em bloco de lingotamento contínuo ³⁹ e (b) um esquema para a formação destas trincas em regiões próximas a depressões (crescimento não uniforme da pele) ⁴⁰ em placas de LC.	20
Figura 2.16 Redução de trincas em rede em lingotamento de blocos 300 x 400mm de aço mola SAE9255 através de baixa intensidade de resfriamento secundário.....	21
Figura 2.17 Curvas de ductilidade a quente para aços planos C-Mn em diferentes tamanhos de grão.....	22
Figura 2.18 Influência do tamanho de grão na ductilidade a quente de um aço rolamento com 0,019% de Nb.....	22
Figura 2.19 Microestruturas e fractografias de seções transversais através de amostras flangeadas antes da deformação e deformadas a 800°C para aços C-Mn e Nb-Ti, mostrando	

filmes de ferrita formados e trincas intergranulares ao longo dos contornos de grão da austenita.....	24
Figura 2.20 Curvas de ductilidade a quente para aços C-Mn-V e Nb com, aproximadamente o mesmo tamanho de grão.....	25
Figura 2.21 Microestrutura da seção longitudinal através de amostras de um aço com 0,16%V antes da deformação e após a deformação em temperaturas variando entre 950 e 800°C, mostrando a recristalização dinâmica ocorrida acima de 900°C e a inibição da recristalização da estrutura causada pelo VN até temperatura $\leq 850^{\circ}\text{C}$	27
Figura 2.22 Exemplo da aparência das marcas de oscilação em tarugos de lingotamento contínuo com MEMS usando a) óleo e b) pó de molde como lubrificante.....	28
Figura 2.23 Deformação crítica em função da profundidade das marcas de oscilação.....	29
Figura 2.24 Seção transversal de pele de perfuração a 20mm do menisco num tarugo de 75x75mm de um aço mola SAE9255 com um raio de canto de a) 6mm e b) 16mm.....	29
Figura 2.25 Radiografia de uma seção de bloco de 230mm x 267mm de um aço com 0,30%C com uma trinca subsuperficial no raio superior direito.....	30
Figura 2.26 Efeito da mudança do tipo de molde de conicidade linear para parabólico (a), e a redução das trincas longitudinais de canto (b) no lingotamento de alta velocidade em placa de 90-120 x 1000mm.....	31
Figura 2.27 Deformação crítica para a formação de trincas para aços peritéticos x taxa de deformação	32
Figura 2.28 Influência da taxa de deformação e da temperatura na ductilidade a quente (%RA) em amostras solidificadas in-situ: a) 0,05%C/1,5%Mn (<0,01%Al) e b) 0,06%C/1,6%Mn com 0,04%Nb/ 0,03%Al e 60ppm de N ₂	33
Figura 3.1 Trincas em rede, mostradas com setas, próximas ao canto do raio interno do tarugo, após jato de areia e ataque ácido da superfície com HCl à 80°C. Apresentavam, normalmente, uma profundidade entre 0,30mm a 3,0mm.	38
Figura 3.2 Trincas em rede, mostradas com seta, próximas ao canto do raio interno do tarugo, após jato de areia e ataque ácido da superfície com HCl à 80°C.	39
Figura 3.3 Trinca transversal (ver setas) no canto do raio interno do bloco, com 50mm de profundidade:a) no tarugo após ataque ácido a quente; b) imediatamente após corte;c) atacado com Nital 2%	40
Figura 3.4 Exemplo uma trinca superficial, mostrada pela seta, em barra laminada quadrada de 60,33mm.	40
Figura 3.5 Metalografia da seção transversal mostrando a trinca da figura 3.4, (ver seta).	41
Figura 3.6 Localização do molde de cobre na máquina de lingotamento contínuo.	42
Figura 3.7 Figura comparativo do desempenho do sucateamento por trincas superficiais dos dois aços produzidos com os dois tipos de pós de molde.	45
Figura 3.8 Visão geral do simulador Gleeble 3500.....	47
Figura 3.9 Trincas transversais de canto no tarugo 240mm x 240mm do aço DIN 20MnCr5 Mod, encontradas nos ensaios de pré-teste. Vazão de água do resfriamento secundário = 0,5L/kg; velocidade de lingotamento = 0,85m/min; pó de molde #1 (BAS=0.61).	49
Figura 3.10 Aspecto superficial dos tarugos do aço DIN 20MnCr5 Mod que possuíam trincas transversais de canto, após o rebaixamento no trem laminador desbastador da seção de 240 para 150mm. Vazão de água do resfriamento secundário = 0,5L/kg; velocidade de lingotamento = 0,85m/min; pó de molde #1 (BAS=0.61).	50
Figura 3.11 Esquema da máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini mostrando os pontos de interesse (círculos).....	54

Figura 3.12 Geometria dos corpos de prova usados no simulador físico termo-mecânico (Gleeble 3500) nas simulações do lingotamento contínuo, onde o teste de ductilidade a quente foi realizado.	55
Figura 3.13 Foto do corpo de prova (retificado para melhor precisão dimensional).	56
Figura 3.14 Corpo de prova preparado para ser colocado na câmara de vácuo para realização do ensaio. Foto mostrando o termopar soldado ao corpo de prova para permitir o controle de temperatura do ensaio pelo simulador.	57
Figura 3.15 Detalhe da câmara de vácuo da Gleeble 3500 vazia.	58
Figura 3.16 Câmara de vácuo da Gleeble 3500 com o corpo de prova antes de colocar o senso Lgage.	58
Figura 3.17 Câmara de vácuo da Gleeble 3500 com o corpo de prova em posição para iniciar o teste.	59
Figura 3.18 Desenho esquemático mostrando a como é calculada a deformação e durante o endireitamento na máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini (fonte CST – Concast-Standard AG*). (*fabricante de máquinas de lingotamento contínuo). ...	61
Figura 3.19 Detalhamento das distâncias e raios existentes na máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini, simulada na Gleeble.	62
Figura 3.20 Principais parâmetros no endireitamento da máquina da Gerdau Aços Finos Piratini na seção de 240mm para uma a velocidade de 0,8m/min (fonte CST – Concast-Standard AG*). (*fabricante de máquinas de lingotamento contínuo).	63
Figura 3.21 Velocidade de lingotamento x taxa de deformação aplicadas no teste de simulação do lingotamento contínuo.	64
Figura 3.22 Curva de resfriamento do teste de ordem 1 da tabela IX.	65
Figura 3.23 Curva de resfriamento do teste de ordem 2 da tabela IX.	65
Figura 3.24 Curva de resfriamento do teste de ordem 3 da tabela IX.	66
Figura 3.25 Curva de resfriamento do teste de ordem 4 da tabela IX.	66
Figura 3.26 Termografia mostrando a diferença de temperatura entre o centro e o canto do raio interno do bloco de 240mm próximo a região do endireitamento do tarugo.	67
Figura 3.27 Curvas de resfriamento abastecidas na Gleeble para a simulação das diferentes condições de resfriamento secundário prévias a tração dos corpos de prova (endireitamento na máquina de LC) conforme tabela IX.	68
Figura 3.28 Aspecto visual dos corpos de prova após cada uma das simulações do projeto de experimentos, conforme tabela IX.	69
Figura 3.29 Estruturas dos corpos de prova da figura 3.28. Fotos do topo com aumento de 20X e fotos do pé com aumento de 200X.	70
Figura 3.30 Figura dos efeitos principais da velocidade de lingotamento e resfriamento secundário na ductilidade a quente (%RA). OBS: as retas entre dois pontos é apenas uma convenção de apresentação do software.	71
Figura 3.31 Figura das interações (valores médios) para %RA.	72
Figura 3.32 Figura das interações (valores médios) para %RA.	73
Figura 3.33 Superfície de resposta da ductilidade a quente para o aço DIN 20MnCr5 Mod em função da velocidade de lingotamento e intensidade de resfriamento secundário.	75
Figura 3.34 Análise vertical do sucateamento do aço DIN 20MnCr5 Mod antes e após a modificação dos parâmetros de lingotamento.	76
Figura 3.35 Análise vertical da evolução do índice de sucateamento por trincas superficiais.	77

LISTA DE TABELAS

Tabela I - Trincas superficiais versus o intervalo de temperaturas frágeis, BTRs, como uma função da morfologia da microestrutura	8
Tabela II Dados da máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini ..	43
Tabela III. Características físico-químicas dos pós fluxantes testados	43
Tabela IV Faixa de composição química e respectivos potenciais de ferrita (FP) dos aços testados.	44
Tabela V Composição química do aço DIN20MnCr5Mod	48
Tabela VI Composição química da corrida do aço DIN-20MnCr5 usada nos testes.....	51
Tabela VII Fluxo das atividades para realização e avaliação dos testes	52
Tabela VIII Projeto de experimentos	53
Tabela IX Testes realizados no projeto de experimentos	55
Tabela X Taxas de deformação x velocidades de lingotamento para a seção de 240mm da máquina da Gerdau Aços Finos Piratini.	60
Tabela XI Grade de testes para confecção da superfície de resposta de %RA em função da intensidade do resfriamento secundário e velocidade de lingotamento:	74

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS:

- # = número
- % = por cento (quando de elemento químico, por cento em massa. Ex: %C = % de C em massa)
- Ar3 = temperatura na qual a austenita começa a se transformar em ferrita durante o resfriamento.
- ATD = análise térmica diferencial
- BAS = basicidade simples = %CaO/%SiO₂
- *BTR I* = (*brittle temperature range I*) = faixa de fragilidade em função da temperatura I
- °C = graus Celcius
- cm = centímetro
- CST = Concast Standard – Zurich
- Cp* = carbono equivalente de reação peritética
- DOE = projeto de experimentos
- δ = ferrita delta
- δB = é o perfil do abaulamento da casca em solidificação entre dois rolos adjacentes i e $i+1$
- ε = deformação média para dois pontos de endireitamento na máquina de lingotamento contínuo estudada
- εB = deformação causada pelo abaulamento da casca em solidificação
- $\varepsilon_{bent/straight}$ = soma das deformações causadas pelo endireitamento
- εc = deformação crítica,
- εR = deformação causada pelo desalinhamento dos rolos
- εth = deformação causada pela contração térmica
- FP = (*ferrite potencial*) potencial de ferrita = fração sólida de ferrita delta de um dado aço durante os estágios iniciais da solidificação
- h = hora
- HSLA (*high strength low alloy*) = aço microligado)
- γ = austenita
- $\gamma \rightarrow \alpha$ = transformação fase gama para fase alfa (austenita para ferrita)
- kg = kilograma
- L = litro
- LC = lingotamento contínuo
- m² = metro quadrado
- m³ = metro cúbico
- MEV = microscópio eletrônico de varredura
- MEMS = agitador eletromagnético no molde
- min = minutos
- mm = milímetros
- ΔR = lado da seção (quadrada) do lingotamento contínuo dividido por 2
- %RA = % redução em área
- R_i = é o raio do veio na posição do rolo i

- R_m = (raio que passa no centro no tarugo raio da máquina) – (lado da seção (quadrada) do lingotamento contínuo dividido por 2)
- R_0 ou R' = é o raio original ou desviado da posição original no rolo.
- s = segundo
- TEM (*Transmission Electron Microscope*) = Microscópio Eletrônico de Transmissão
- TG = tamanho de grão
- μm = micrometro
- ZAC = zona afetada pelo calor

RESUMO

As trincas superficiais são defeitos que podem ocorrer durante a fabricação de aços.

A incidência e gravidade desses defeitos aumentam quanto há a adição de elementos químicos fragilizantes na sua composição química, especialmente no fabrico de aços especiais microligados e acalmados ao alumínio.

Para neutralizar o efeito nocivo desses elementos (ex: Nb, N, e V), tem-se que otimizar os parâmetros do processo de lingotamento contínuo.

Este trabalho buscou a otimização dos parâmetros de lingotamento para diminuir as trincas superficiais do aço DIN-20MnCr5 Mod.

Os pontos básicos aqui tratados foram:

- otimização do pó de molde,
- otimização do resfriamento secundário e
- otimização da velocidade de lingotamento.

Pode-se concluir que o uso de um pó de molde de alta basicidade, a aplicação de baixas intensidades de resfriamento secundários e as altas velocidade de lingotamento diminuem a formação de trincas superficiais.

Algumas conclusões foram tiradas em laboratório através de um simulador termomecânico e todos os resultados foram validados na planta da Gerdau Aços Finos Piratini.

ABSTRACT

Surface cracks defects take place during the steelmaking production.

The amount and depth of these defects increase when there are additions of embrittling chemical elements, especially during the production of aluminum killed micro alloyed steels.

In order to neutralize the deleterious effect of such chemical elements (ex: N, V and Nb) on these steels, the optimization of the continuous casting process parameters is a must.

The present work has tried to optimize the continuous casting parameters in order to decrease the surface cracks in the steel DIN-20MnCr5 Mod.

The key points studied here were:

- Continuous casting mould powders
- Continuous casting secondary cooling water intensity and
- Continuous casting speed

The conclusion drawn that a high basicity mold powder, very low secondary cooling water and high speed casting decrease the formation of surface cracks.

Most of these conclusions were taken by plant trials at Gerdau Aços Finos Piratini just after a laboratory experiment using a thermomechanical simulator Gleeble 3500.

1. INTRODUÇÃO

Durante a produção de tarugos de aços especiais no lingotamento podem surgir trincas superficiais. Estas trincas são fissuras que ocorrem na superfície dos tarugos durante o processo de lingotamento.

Os aços microligados de baixo carbono (0,15 a 0,25%C), especialmente os microligados ao Nb, V, N e acalmados ao Al, são muito problemáticos em máquinas curvas quando a deformação no endireitamento do tarugo é maior que 1%.

A figura 1 apresenta trincas em rede no tarugo:

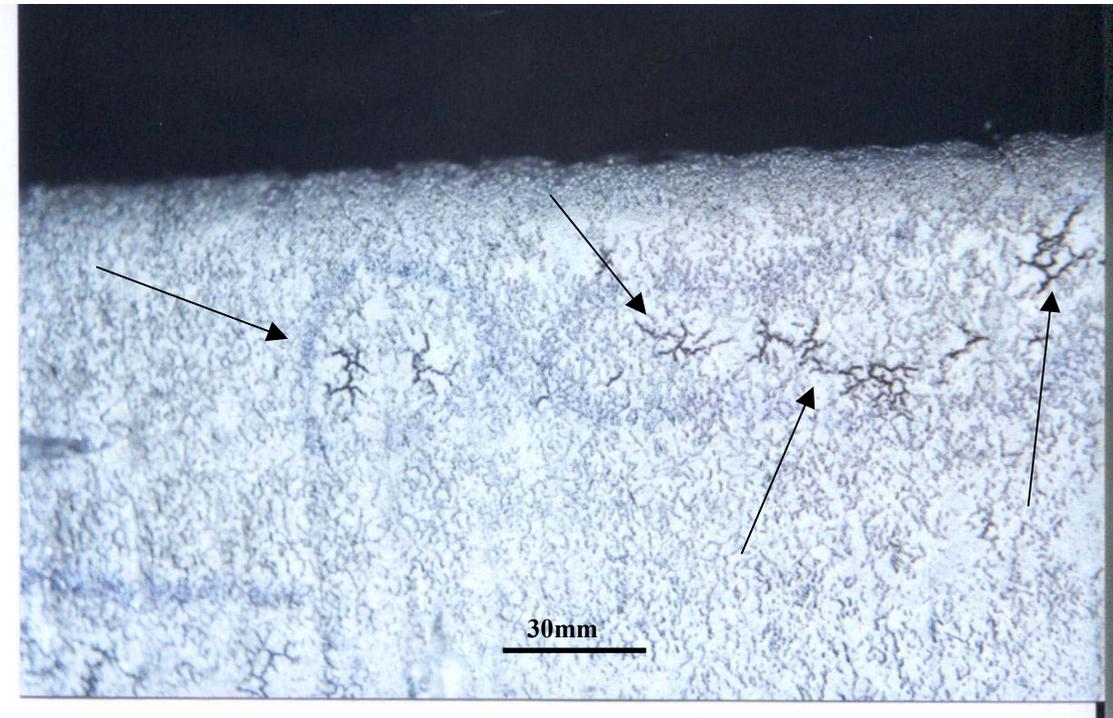


Figura 1 Trincas em rede, mostradas com setas, próximas ao canto do raio interno do tarugo.

As conseqüências advindas desses defeitos vão desde a necessidade de inspeção do tarugo para posterior remoção das trincas (retrabalho), até o sucateamento do produto intermediário ou final, devido a impossibilidade da remoção dos defeitos. Esta impossibilidade pode estar associada ao grande número de trincas presentes no produto e/ou a profundidade destas ser acima da tolerância admitida pelo cliente. Outra alternativa para evitar o sucateamento está no torneamento das barras para uma bitola menor, o que, necessariamente, envolve uma perda de material (baixando o rendimento do processo), ocupação de máquinas em operações de retrabalho, aumento do tempo de fabricação (*lead time*) e atraso no pedido de fabricação original do cliente.

O aço escolhido para o estudo aqui apresentado, o DIN20MnCr5 Mod., é muito usado para a produção de engrenagens de caixa de câmbio. A razão da sua escolha para o presente estudo foi a dificuldade que se tem em conseguir produzi-lo sem defeitos, e da aplicação da mesma solução encontrada neste aço para os outros aços também sensíveis às trincas superficiais.

Para auxiliar no estudo do DIN20MnCr5 Mod, realizou-se também testes nos aços SAE 1141 e SAE 8625, como mostrado adiante.

As causas associadas aos defeitos de trincas superficiais também podem estar associadas à solidificação irregular dentro do molde do lingotamento contínuo, às taxas de resfriamento empregadas no resfriamento secundário abaixo do molde através de *sprays* d'água e também às velocidades de lingotamento empregadas. Estas últimas impactam na temperatura de endireitamento do tarugo, e, por consequência, na ductilidade a quente do material.

Neste trabalho objetivou-se estudar o efeito dos seguintes parâmetros na geração das trincas superficiais:

- pó de molde padrão x pó de molde teste;
- intensidade de refrigeração secundária do lingotamento contínuo (alta x baixa);
- velocidade de lingotamento contínuo (alta x baixa)

2. REVISÃO DE LITERATURA

A literatura técnica é rica sobre o tema trincas superficiais. Entretanto, quando se foca em trincas superficiais em aços microligados, o volume disponível de material diminui consideravelmente. Focando ainda mais, ou seja, trincas superficiais em aços microligados em blocos ou tarugos, as referências são bastante reduzidas.

Felizmente, uma boa parte dos conceitos básicos da ocorrência destes defeitos pode ser estendido, com um certo grau de adaptação, ao foco deste trabalho, ou seja, trincas superficiais no aço microligado DIN-20MnCr5 Mod., lingotado continuamente via bloco.

Ver-se-á ao longo dos tópicos seguintes o que existe da teoria corrente para entender o problema aqui abordado.

A figura 2 mostra o fluxo de produção da usina Gerdau Aços Finos Piratini e onde o Lingotamento Contínuo está localizado.

O forno elétrico a arco funde ferroligas, sucata e gusa. O aço líquido é vazado para panela onde há nova adição de ferroligas. A panela é transferida ao forno panela, onde é feito o refino secundário, ajuste de temperatura e escória.

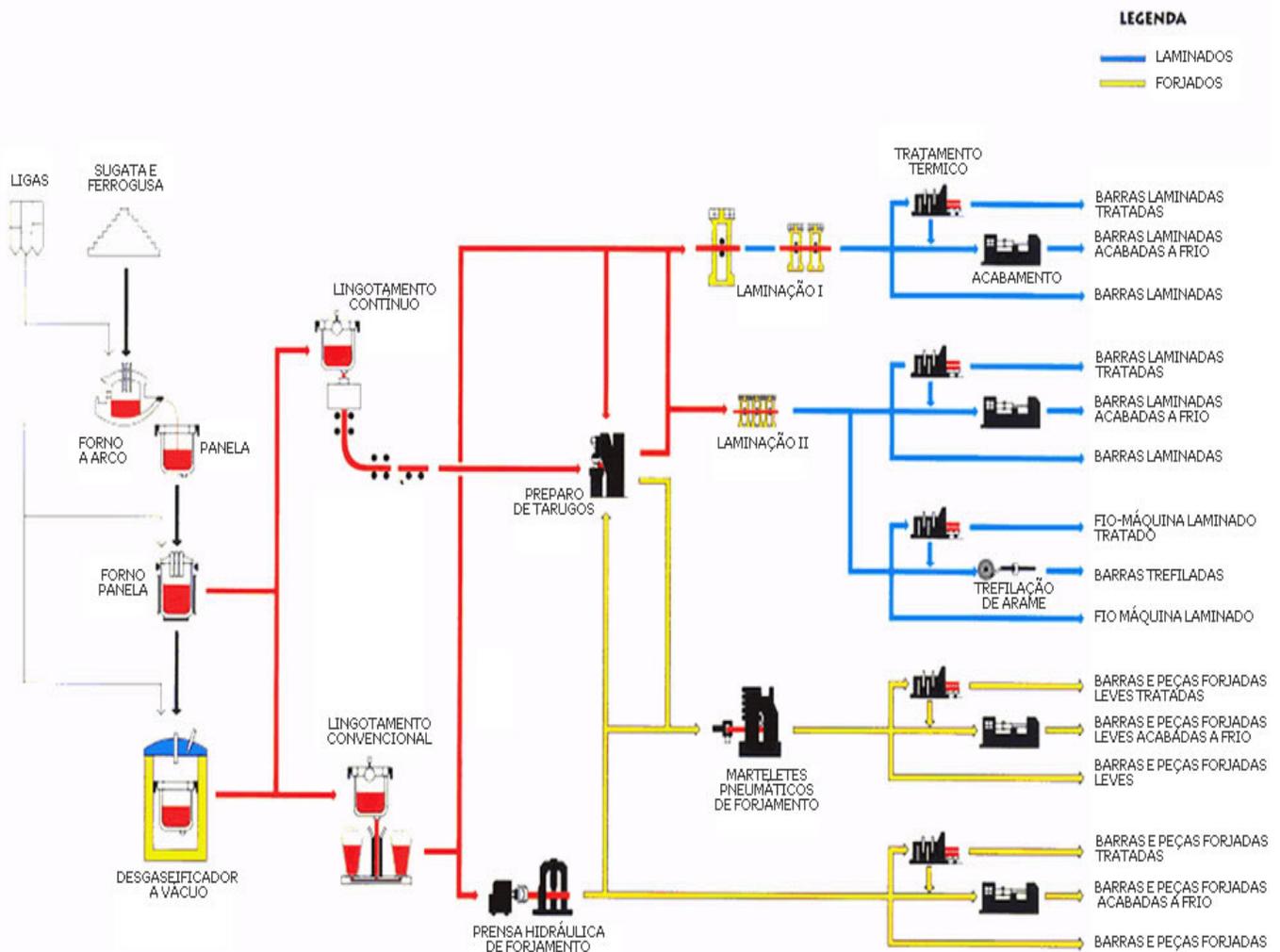


Figura 2 Fluxograma de produção da usina Gerdau Aços Finos Piratini.

A seguir, a panela é transferida para o desgaseificador a vácuo tipo tanque onde os gases são removidos e o último ajuste de temperatura e composição química é feito. Finalmente é realizada a solidificação do aço líquido na máquina de lingotamento contínuo.

Após lingotado, o aço é laminado, passando da forma de tarugo para a forma de barra ou fio máquina. Podem haver ou não tratamento térmico posteriores e acabamentos mecânicos nos produtos laminados.

2.1. Classificação dos tipos de aço em relação ao potencial de ferrita – (*ferrite potential - FP*)

A primeira grande classificação dos aços que explica o seu comportamento quanto as trincas superficiais geradas no processo de lingotamento contínuo está relacionada ao seu potencial de ferrita (FP), ou seja, a fração de ferrita primária formada durante a solidificação.

Estudos feitos por Wolf¹ baseados em trabalhos prévios realizados por Howe² e Yasumoto³ e posteriormente refinados por Howe⁴ mostraram que o comportamento do aço dentro do molde do LC é uma função de seu FP e Cp^* (carbono equivalente da reação peritética) conforme as equações abaixo:

$$FP = 2,5(0,5 - [Cp^*]) \text{ onde,} \quad (1)$$

$$Cp^* = [\%C] + 0,04[\%Mn] + 0,1[\%Ni] + 0,7[\%N] - 0,14[\%Si] - 0,04[\%Cr] - 0,1[\%Mo] - 0,4[\%Ti] \quad (2)$$

A equação (1) foi validada contra a fração sólida da ferrita primária medida em experimento de análise térmica diferencial (ATD) em 12 aços carbono e baixa liga, com as frações de ferrita primária definida como Potencial de Ferrita (FP), de acordo com a regra da alavanca no diagrama de fases Fe-C, com bastante concordância de resultados aos valores medidos⁵.

Assim, os aços sensíveis às depressões formadas durante o lingotamento contínuo, caracterizam-se por possuir um FP entre 0,85 e 1,05 e são denominados aços do tipo A.

Por outro lado, os aços com FP fora desse intervalo são os aços do tipo B, os quais são mais sensíveis ao agarramento dentro do molde.

Tem-se, então, uma clara distinção de comportamento da solidificação inicial dentro do molde de LC, e, por extensão, aos tipos de trincas que lhes são mais suscetíveis (ver figura 2.1).

Na figura 2.1 os aços do tipo A apresentam FP entre 0,85 e 1,05 e grande tendência a depressão dentro do molde. Os aços do tipo B são os demais, apresentando tendência ao agarramento dentro do molde.

Em resumo, os aços tipo A são caracterizados por⁸:

- máxima contração imediatamente após a solidificação;
- mínima micro-segregação durante a solidificação e, assim, máxima fração sólida;
- alta resistência à tração a quente (resistência à deformação do menisco)

As características citadas aumentam a má formação da pele do menisco, com o correspondente efeito na qualidade superficial do veio, ou seja, marcas de oscilação mais profundas e tendência à depressão.

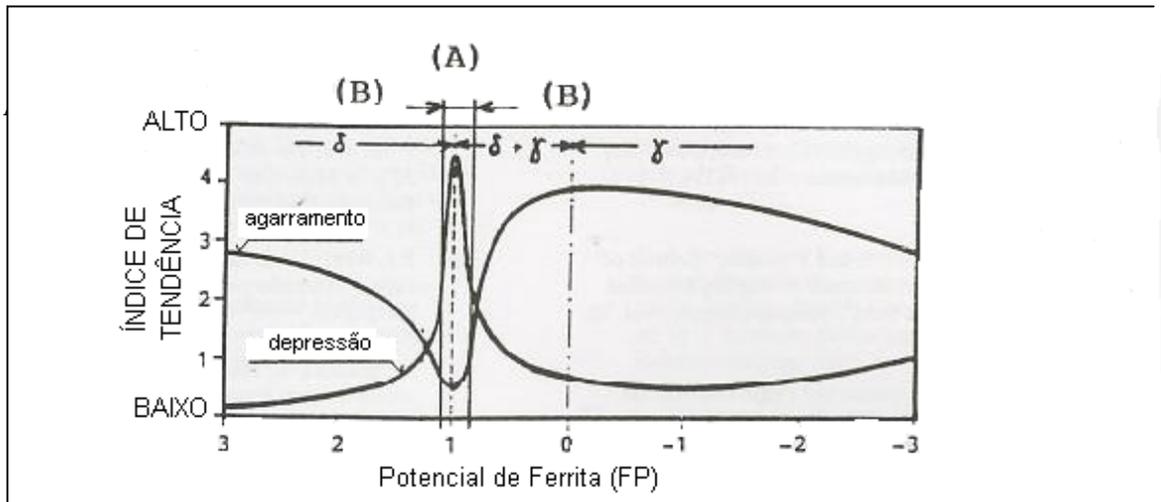


Figura 2.1 Definição do tipo de aço A e B como uma função do potencial de ferrita (FP), de acordo com a tendência ao agarramento ou depressão, respectivamente⁵.

O aço que se estará estudando possui $FP \approx 0,90$ sendo, portanto, sensível às depressões formadas durante a solidificação inicial no molde de cobre do lingotamento contínuo.

2.2. Tipos de trincas superficiais nos produtos de lingotamento contínuo e suas origens

Os principais tipos de defeitos superficiais e internos num tarugo são mostrados na figura 2.2.

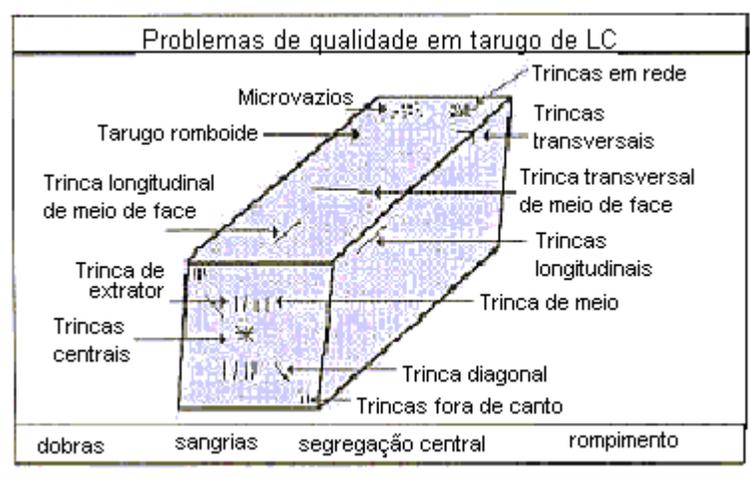


Figura 2.2 Defeitos típicos em lingotamento contínuo⁶.

Como será visto em 3.1, os defeitos que vão interessar são:

- trincas transversais de canto;
- trincas transversais próximas ao canto;
- trincas em rede.

Para entender como as trincas superficiais surgem, deve-se entender o conceito de faixas de fragilidade em função da temperatura.

De acordo com Suzuki et al⁷ existem três faixas de fragilidade em função da temperatura (*Brittle Temperatures Ranges – BTRs*)

A figura 2.3 apresenta os três faixas de fragilidade em função da temperatura (*BTRs*).

Na figura 2.3.a vê-se as três faixas de fragilidade em função da temperatura.

Na figura 2.3.b vê-se as estruturas existentes com seus precipitados característicos para cada intervalo de fragilidade. Na zona I vê-se a frente de solidificação mostrando as dendritas e as trincas entre as frentes de crescimento de dendritas. Na zona II é mostrado a presença de óxidos/sulfetos de manganês ou ferro nos contornos de grão austeníticos como também a possibilidade de surgimento de carepa rica em Cu, Sn e Sb, debilitando a coesão do contorno de grão na região superficial. Já na zona III é mostrada a ocorrência de precipitados AlN, BN e Nb(C,N) nos contornos de grão austeníticos.

Na figura 2.3.c. além das estruturas mostradas na 2.3.b, aparecem veios de ferrita entre os grãos de austenita ou perlita. Dentro da ferrita depositam-se os precipitados de AlN, BN, Nb(C,N)

A caracterização resultante da figura 2.3 é apresentada na tabela I, e indica que as trincas superficiais, apesar de sua correspondência com os distintos intervalos *BTRs*, também têm relação com a morfologia da microestrutura de transformação primária.

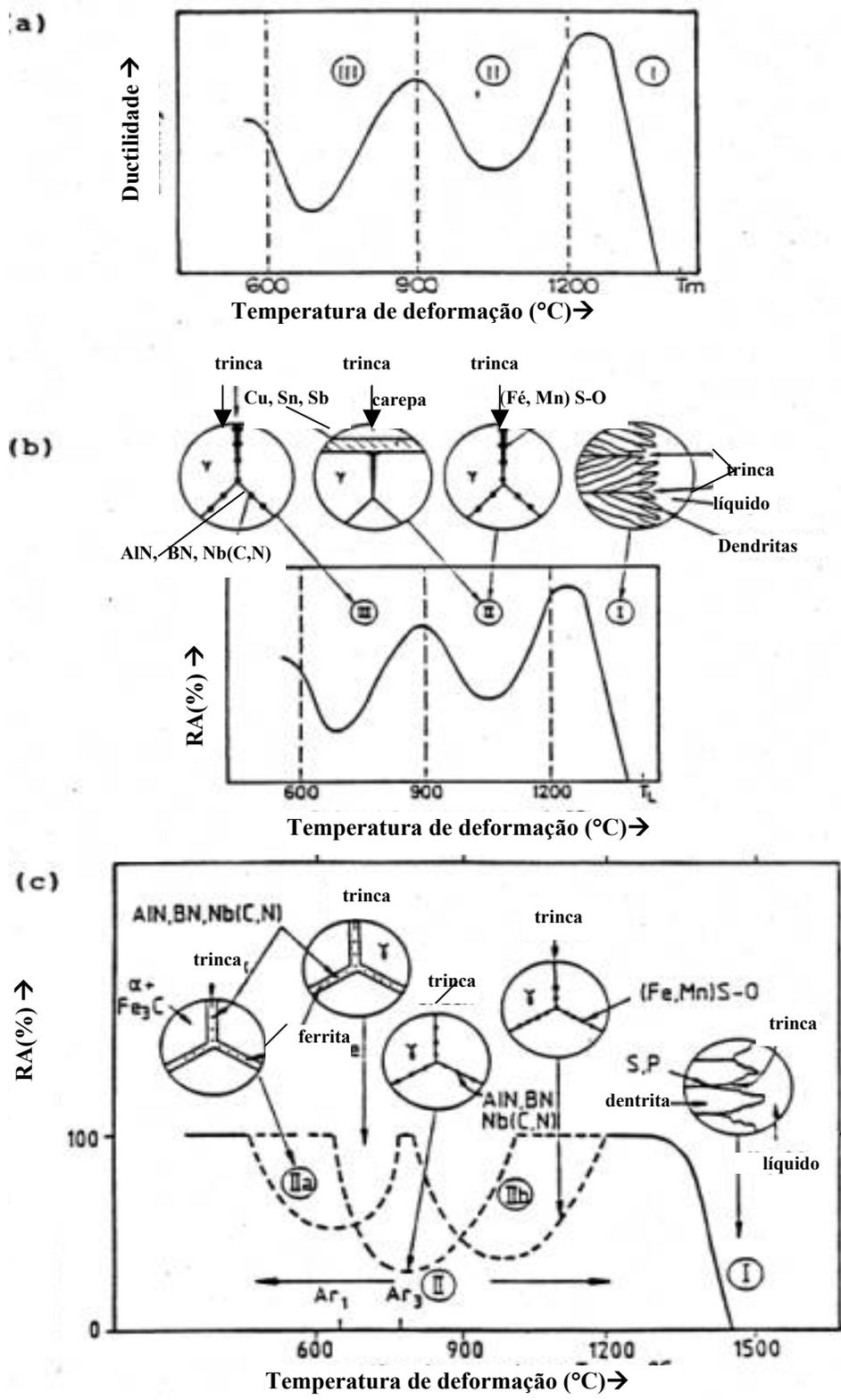


Figura 2.3 Curvas dos intervalos de temperatura de baixa ductilidade (alta fragilidade), BTR, I, II e III nos testes de ductilidade a quente em corpos de prova solidificados *in-situ*, esquema feito por Suzuki *et al*⁷, Wolf⁹ e Thomas *et al*¹⁰.

Tabela I - Trincas superficiais versus o intervalo de temperaturas frágeis, *BTRs*, como uma função da morfologia da microestrutura¹

Tipo de Trinca	Microestrutura	Intervalo de Temperatura Frágil		
		I	II	III
Logitudinal de canto	Dendrítica Colunar	I		
Subsuperficial próxima ao canto	Dendrítica Colunar	I		
Ruptura/Agarramento Transversal	Dendrítica Colunar	I		
Em rede (estrela)	Grão Austenítico Grosseiro			III
Longitudinal de Face	Grão Austenítico Grosseiro	(I)	II	
Face/transversal de canto	Grão Austenítico Grosseiro	(I)	II	III
() = no fundo das depressões, possivelmente com refusão da casca do veio				

- Trincas em *BTR I* são relacionadas fundamentalmente com a estrutura dendrítica colunar primária. Estas trincas usualmente estão preenchidas por um aço líquido rico em soluto (segregação ou *ghost lines*), assim, são denominadas trincas intercolunares. Uma estrutura equiaxial raramente apresenta uma descoesão interdendrítica (figura 2.3).

- Trincas em *BTR II* e *III* são comumente relacionadas a grãos de austenita grosseiros, devido a profundas marcas de oscilação e depressões superficiais fortes no veio, as quais reduzem a taxa de resfriamento local (figura 2.3).

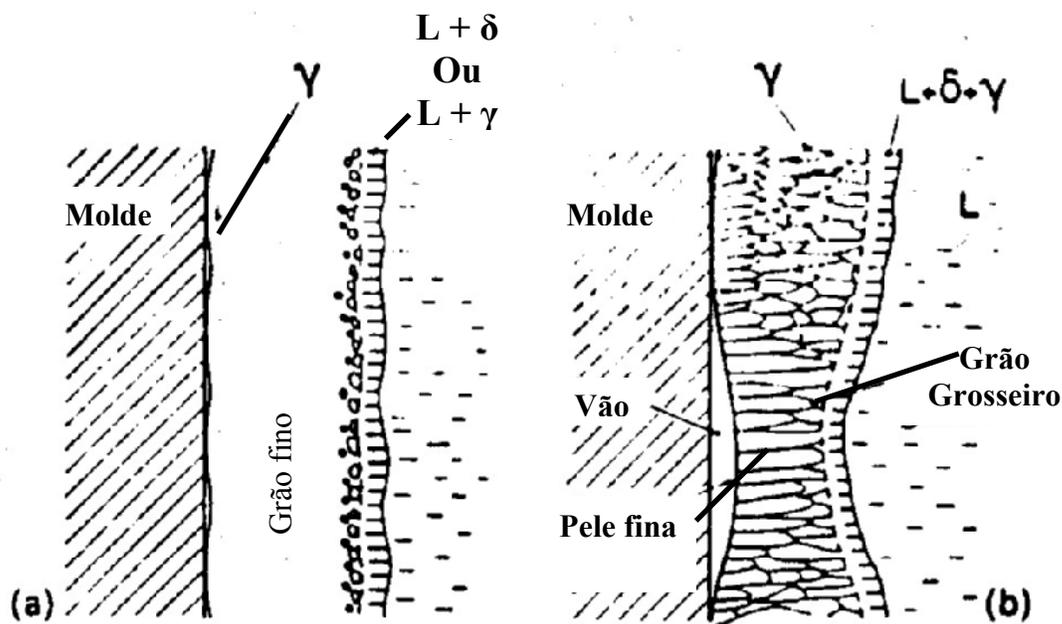


Figura 2.4 Ilustração esquemática mostrando as estruturas de solidificação da austenita no molde de lingotamento contínuo¹¹.

2.2.1. Trincas longitudinais^{5,8,12,13}

Na literatura do lingotamento contínuo as trincas superficiais longitudinais localizadas tanto no meio da face como na região canto do tarugo são as mais freqüentemente descritas. Entretanto, a sua forte correlação com as depressões é mais raramente considerada.

Na seção 2.3.2.2., 'Características Geométricas do Molde', há uma abordagem mais detalhada sobre este tipo de trinca para seções quadradas, considerando o raio do molde e tipo de conicidade.

Entretanto, uma susceptibilidade maior às trincas longitudinais é observada em seções redondas. Aqui a alimentação do aço no molde com tubos submersos e o uso de lubrificação com pó, em vez de óleo, é de fundamental importância, preferencialmente combinado com molde múltipla conicidade, como mostra a figura 2.5. Nela fica claro que o pó apresenta uma melhor homogeneidade da casca solidificada quando comparada ao uso de óleo.

O uso de pó de molde requer uma máxima estabilidade da operação do molde em tarugos e blocos redondos, ou seja, alimentação contínua de pó, nível constante do aço no molde e uso de válvulas submersas com fluxo lateral mais agitador eletromagnético no molde para uma ótima uniformidade da distribuição da temperatura do aço líquido. Qualquer irregularidade a esse respeito causará, invariavelmente, depressões e trincas, como pode ser visto nas flutuações de fluxo de calor da figura 2.6.

O monitoramento em tempo real da variação do fluxo de calor nas paredes do molde ajuda na detecção e prevenção de trincas.

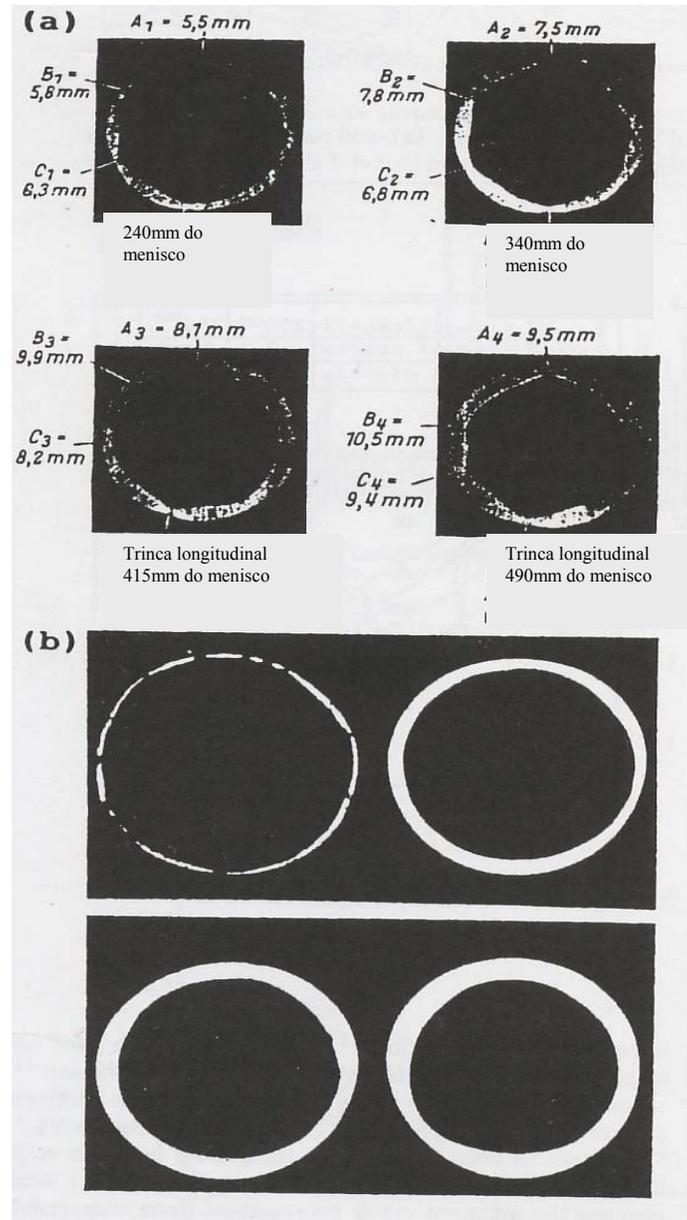


Figura 2.5 Seções de pele de perfurações de tarugos de lingotamento contínuo a) 135mm de diâmetro lingotado com lubrificação a óleo, b) 150mm de diâmetro lingotado com pó de molde¹².

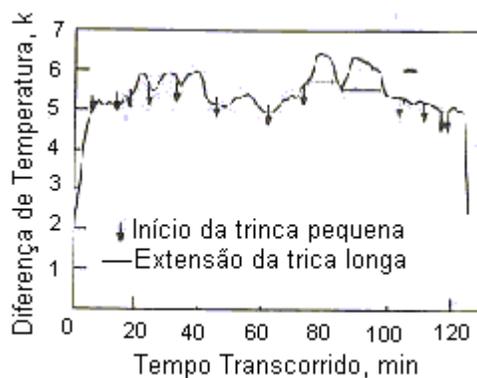


Figura 2.6 Evolução do delta de temperatura da água de refrigeração do molde com o tempo e a coincidência com as trincas longitudinais num bloco redondo de diâmetro de 388mm¹³.

2.2.2. Trincas transversais⁸

Este defeito ocorre numa faixa de temperatura mais larga (vide tabela I). Estas trincas são observadas predominantemente em *BTR III*, amplificadas pela precipitação dinâmica de (carbo-) nitretos durante o endireitamento no intervalo de temperatura no qual reduz drasticamente a coesão entre os grãos. Assim, a maioria dos trabalhos na literatura é devotada para este tipo de trinca transversal, e sempre em conexão com aços microligados (Al, B, Nb e V) de baixo carbono. Aqui a discussão segue o progresso da solidificação, ou seja, começando pelo menisco

2.2.2.1. Intervalo de temperatura frágil I – (*BTR I*)^{5,8}

Ao contrário dos aços do tipo A, com alta sensibilidade à contração, os aços do tipo B tendem a colar e abrir no menisco. São os aços com tendência ao agarramento (*sticker grades*)^{1,14}. Este comportamento é atribuído a resistência muito baixa da matriz ferrítica ($FP > 1,05$), mesmo com uma casca de menisco grossa, ou, no caso de matriz austenítica, a uma reduzida fração sólida na casca do menisco devido ao aumento da microsegregação de elementos os quais, passo a passo, diminuem a linha *solidus*, i.e., B, P, S, etc. (ver figura 2.1.).

No caso de uma lubrificação pobre e ou outra irregularidade na formação da pele do menisco, i.e., mudança abrupta do nível de aço no molde ou turbulência do nível acima do ponto crítico, a pele inicial pode vazar e se aderir às paredes do molde. A perfuração da pele é agravada pela alta velocidade relativa entre o veio e o molde devido a alta frequência de oscilação.

Assim, uma redução na frequência – em pequenos tempos de estripamento negativo - podem ser efetivos para reduzir o agarramento e as sangrias de tarugos de aços de alto

carbono (tempo de estripamento netativo é o tempo no qual a velocidade de descida do molde ultrapassa a velocidade de lingotamento do tarugo, fazendo com que o menisco se solte da parede do molde).

No caso do uso de pó de molde, a tendência ao agarramento pode ser melhorada pela seleção de pós com baixa basicidade e com solidificação vítrea, o que resulta em alta lubrificação. Por outro lado, o agarramento pode ocorrer para aços sem a tendência intrínseca de agarramento nos casos onde a pele do menisco é contaminada por um aumento de carbono oriundo do pó de molde. Uma vez que a queima do carbono é limitada durante a fusão do pó, os pós de molde não devem conter carbono livre em demasia. A detecção de agarramento e previsão de perfuração de veio por meio de termopares nas paredes do molde via redução temporária da velocidade de lingotamento é uma ferramenta largamente usada por fabricantes de blocos e chapas.

2.2.2.2. Intervalo de temperatura frágil II^{8,15} - (BTR II)

Neste intervalo de temperatura crítica, as trincas transversais podem se formar no fundo das marcas de oscilação, mas também em depressões profundas. Em ambos os casos, a coesão entre os grãos é enfraquecida localmente pelo crescimento de grão nas altas temperaturas superficiais (pontos quentes). As trincas são intergranulares. Nas marcas de oscilação profundas há alta probabilidade do menisco transbordar. Também pode diminuir a coesão entre os grãos o efeito da segregação local, figura 2.7. Assim, há teorias que sustentam que, virtualmente, todas as trincas transversais nas marcas de oscilação são causadas pelos ditos ganchos formados pelo menisco. Neste caso, o início das trincas ocorre no molde, enquanto que, em outras condições, como no resfriamento secundário, o abaulamento da pele e o endireitamento do veio apenas propagam as trincas para o seu aspecto final.

Na figura 2.7.a são apresentados alguns tipos de marcas de oscilação possíveis e as conseqüentes linhas de segregação. Adicionalmente é mostrado o comportamento do menisco durante o tempo de estripamento negativo no molde e durante o estripamento positivo. Vê-se, em especial, o comportamento do fluxo do pó de molde líquido, da segregação positiva e negativa e o transbordamento do aço líquido sobre o menisco recém formado

Na figura 2.7.b vê-se a tendência à segregação (através do fósforo) conforme a profundidade da marca de oscilação para dois tipos de aço ao carbono.

Na figura 2.7.c é apresentado o aprisionamento de gases pelo gancho do menisco resultando na formação de *pin-holes*.

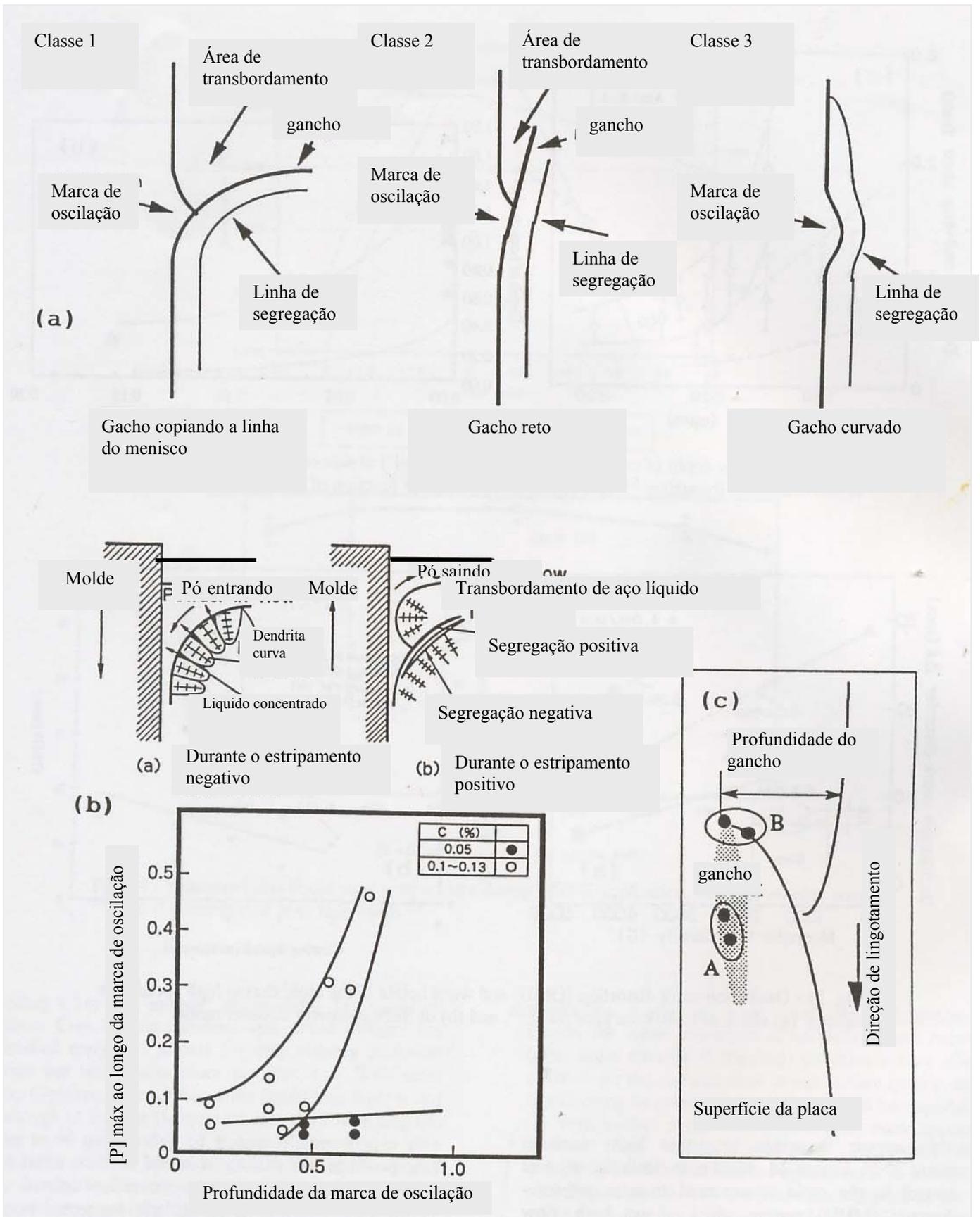


Figura 2.7 a) representação esquemática do transbordamento na pele do menisco, b) efeito da segregação resultante e c) absorção de microporosidades (A) e escórias (B)¹⁵.

A figura 2.8 mostra como a trinca transversal é formada: primeiro há uma segregação na linha do menisco; o menisco provoca um atraso na solidificação na marca de oscilação; na região do atraso da solidificação surge uma trinca interna na casca em solidificação mais fina; ao longo da marca de oscilação surge uma pequena trinca simétrica à trinca anterior; a trinca pode se propagar devido a um resfriamento secundário não uniforme e/ou ao abaulamento da casca em solidificação devido à pressão ferrostática que a casca tem de suportar sem o auxílio das paredes do molde; posterior crescimento da trinca devido às tensões do endireitamento nos intervalos de temperatura de baixa ductilidade.

Essa visão é apoiada pela observação de trincas subsuperficiais em marcas de oscilação profundas¹⁷ e também pelas trincas transversais observadas nas cascas de perfurações¹⁸ ou veios interrompidos antes de endireitamento.

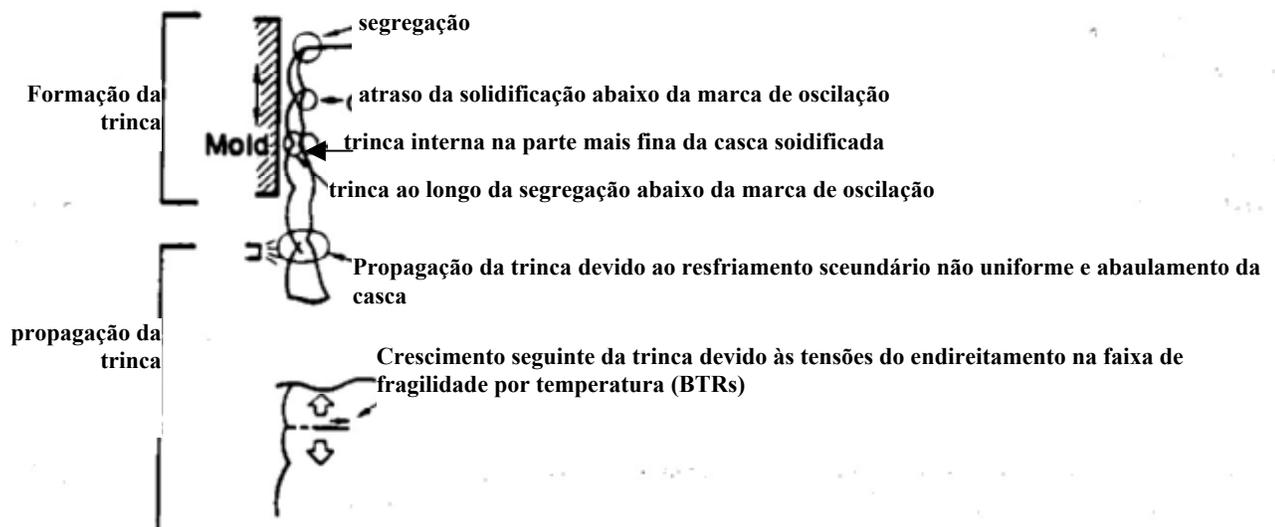


Figura 2.8 Mecanismo para a formação e propagação das trincas transversais no fundo das marcas de oscilação com o transbordamento da pele do menisco¹⁶.

Uma outra causa de trincas transversais de canto, ou próximas ao canto é encontrada nas tensões de tração originadas da excessiva intensidade de resfriamento secundário, figura 2.9, por excesso de resfriamento nos cantos.

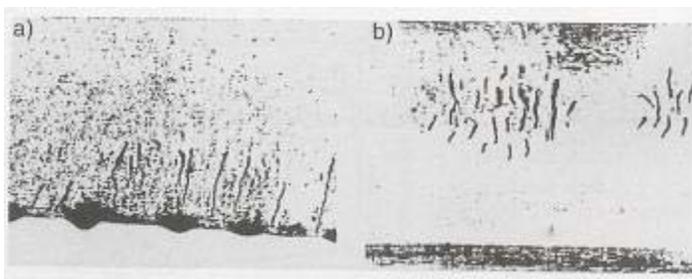


Figura 2.9 Exemplo de trinca transversal a) de canto e b) próxima ao canto na superfície de um tarugo, revelado por ensaio de líquido penetrante¹⁹.

As trincas transversais com depressões são facilmente visíveis, uma vez que elas, freqüentemente, apresentam sangrias dentro do molde. A ocorrência simultânea de áreas com superfícies carbonetadas confirmam, novamente, a falta de pó líquido como maior causa do defeito^{20,21}. No caso da formação da trinca ocorrer próximo à saída do molde, pode-se ter perfuração de veio com suas desastrosas conseqüências.

Em todos os casos, nas trincas transversais da região *BTR II*, a coincidência com a tendência de depressões profundas é óbvia nos aços tipo A. Para reduzir a sensibilidade à contração, um resfriamento brando da pele do menisco no molde é importante. Há quem defenda que, após a formação inicial da pele, mesmo altas intensidades de resfriamento secundário não poderão causar mais trincas⁸. O resfriamento brando da pele do menisco é conseguido por um pó de molde com $BAS > 1,0$ ($BAS = \text{basicidade simples} = \%CaO / \%SiO_2$)

Tentar conseguir isso via redução da água da coquilha é inviável e perigoso devido à temperatura do ponto de amolecimento do cobre do molde ser muito baixa, em torno de 320°C para a liga de cobre usada no molde linear de 240mm. A temperatura de amolecimento é definida como a temperatura na qual, após uma hora de tratamento térmico, o material atinge dureza igual a da média entre o estado mole (recozido) e duro (não recozido).

2.2.2.3. Intervalo de temperatura frágil III –(*BTR III*)

Assim como na *BTR II*, as trincas transversais na *BTR III* são motivo de preocupação nos aços tipo A, especialmente nos microligados, devido ao aumento da precipitação intergranular nesta faixa de temperatura crítica. Por esta razão, os aços inoxidáveis austeníticos 18-8 (AISI 304), apesar de serem classificados como aços tipo A, não apresentam trincas transversais na região *BTR III*. Sua baixa intensidade de fragilização dos contornos de grão por precipitados nesta faixa de temperatura não resulta em trincas.

Geralmente, a principal causa para trincas transversais na região *BTR III* é reconhecida como uma fragilização local devido à precipitação dinâmica nos contornos de grão da austenita, induzido pela deformação do veio (endireitamento) no intervalo de temperatura crítica. A precipitação é acelerada pela formação de ferrita pró-eutetóide a qual reduz a solubilidade do C e N e aumenta a difusividade destes elementos^{22, 23, 24}.

Como demonstrado na figura 2.10, microvazios se formam em volta das partículas (AlN) existentes no contorno de grão, os quais coalescem durante o progresso da deformação e evoluem para trincas. Nos aços contendo Nb, a descoesão dos grãos é então aumentada por partículas de NbC muito finas precipitadas dentro dos grãos, que aumentam

a resistência da matriz e permitem a concentração da deformação nos contornos de grão, com formação de trincas já acima de Ar3 (temperatura na qual a austenita começa a se transformar em ferrita durante o resfriamento).

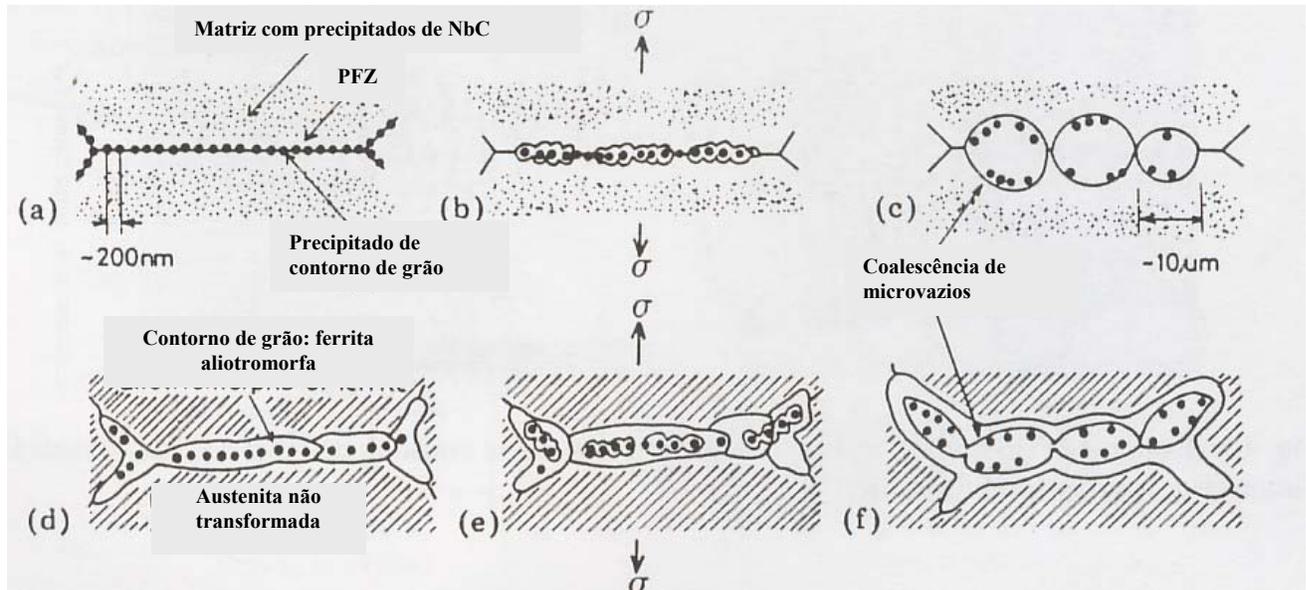


Figura 2.10 Esquema mostrando a formação das trincas transversais em aço microaligado ao Nb com a coalescência de vazios e crescimento do contorno de grão da austenita (a-c), e no intervalo de duas fases $\gamma \rightarrow \alpha$ em (d-f)²³.

Observações em plantas industriais apontam como três os principais pontos comuns da trincas transversais na *BTR III*:

- 1) a composição química do aço em torno de 0,1%C, tipo A, com adição de Al e aumento do N assim como outras adições de microaligantes (B, Nb e/ou V)^{22,25,26};
- 2) marcas de oscilação profundas, principalmente nos cantos ou próximos aos cantos, as quais permitem crescimento de grão localizado (onde o efeito entalhe da marca de oscilação pode ser descartado como um mecanismo de trinca);
- 3) a deformação do veio no endireitamento a baixas taxas de deformação, as quais amplificam a concentração de partículas devido a precipitação dinâmica.

O efeito do carbono, figura 2.11, é primeiramente ligado às marcas de oscilação profundas formadas em torno de 0,10%C. Estas marcas de oscilação profundas podem ser reduzidas pela diminuição do tempo de estripamento negativo, principalmente conseguido pelo aumento da frequência de oscilação e/ou pela redução da amplitude de oscilação^{17, 28, 29, 30}, conforme figura 2.12.. A quantidade de defeitos aumenta muito em baixas velocidades de lingotamento, figura 2.13, devido a direção comum de sincronização de velocidade com a frequência de oscilação, ou seja, baixa frequência (e alto estripamento negativo) em baixas velocidades.

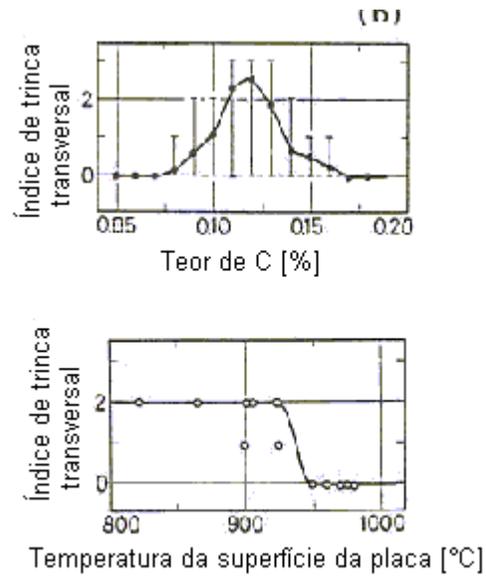


Figura 2.11 Efeito do teor de carbono na incidência de trincas transversais próximas ao canto em lingotamento de placas²⁵.

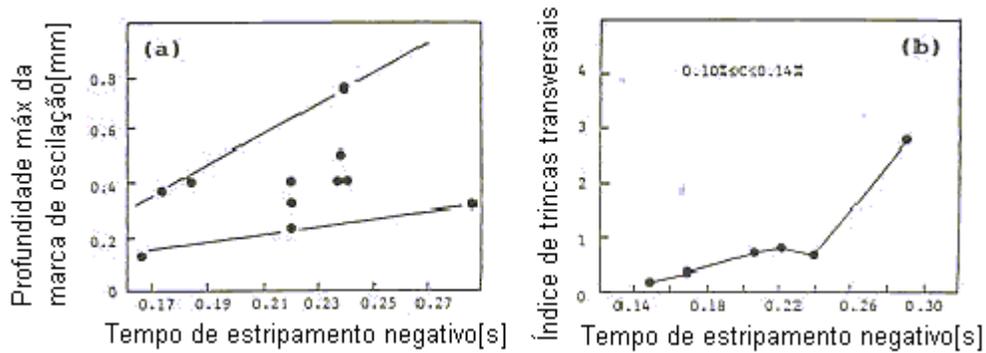


Figura 2.12 Correlação entre o tempo de estripamento negativo e (a) a profundidade das marcas de oscilação e (b) as trincas transversais em placas de lingotamento contínuo de aços microligados³⁰.

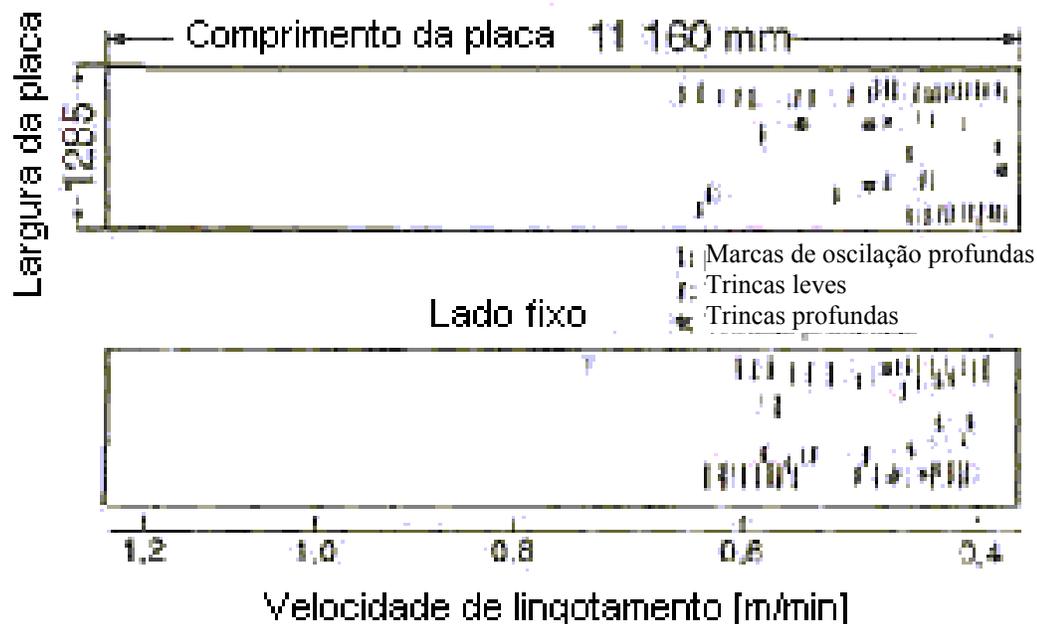


Figura 2.13 Severidade das trincas transversais na superfície da placa em função da velocidade de lingotamento³³.

Tal deficiência somente pode ser evitada pela inovativa sincronização inversa, a qual aumenta a frequência de oscilação com a redução de velocidade³¹.

Para reduzir as marcas de oscilação profundas nos cantos, testes com cantos chanfrados foram feitos com sucesso em lingotamento de placas, mas este procedimento ainda não está sendo usado como rotina⁸.

Já desde que as depressões longitudinais próximas ao canto parecem agravar as marcas de oscilação, uma contramedida efetiva em lingotamento de placas é aumentar a conicidade da face larga (linear 1,04%/m) com decréscimo marcante na ocorrência de trincas transversais.

Os esforços de maior sucesso em operação em plantas para diminuir as trincas sem melhorar a solidificação inicial são pela aplicação de resfriamento secundário muito brando para manter a temperatura do veio acima de BTR III³². A figura 2.14, também é baseada na observação de que resfriamentos secundários mais intensos, em conjunto com maiores ciclos de temperatura, aceleram a formação de precipitados além de aumentar as tensões térmicas.

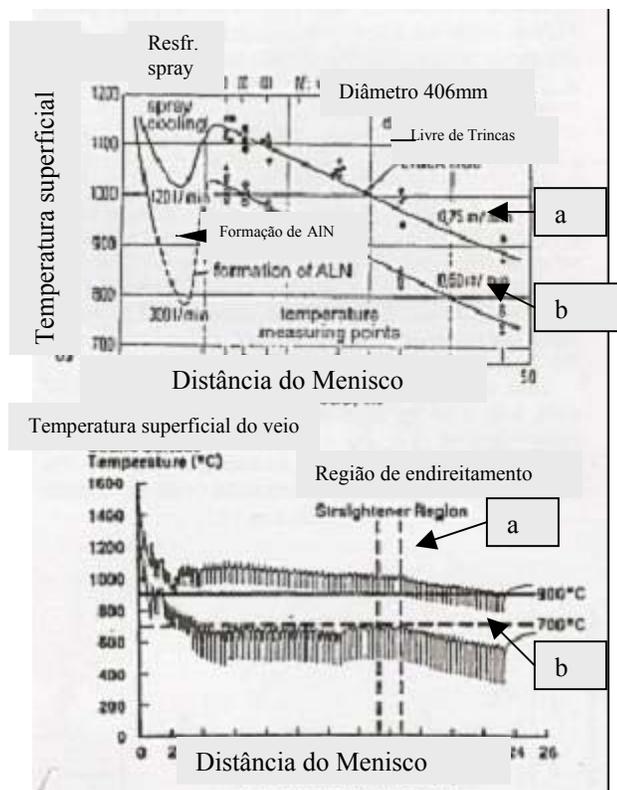


Figura 2.14 Exemplos de estratégias de resfriamento secundário (a) brando e (b) intenso cooling usadas em bloco redondo³⁴ e lingotamento de placas.

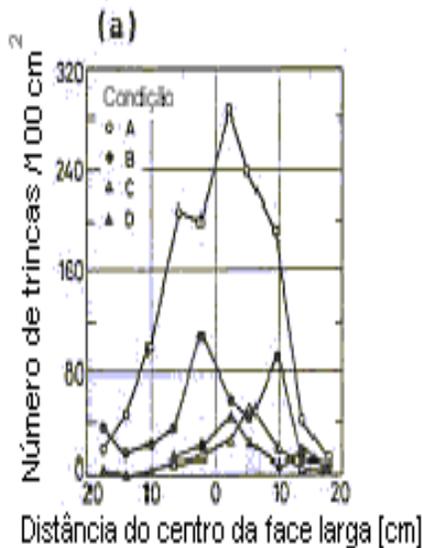
Variáveis importantes do resfriamento secundário para a redução das trincas superficiais são:

- aumento da temperatura superficial (acima de *BTR III*) imediatamente antes do ponto de endireitamento pela redução do resfriamento;
- como os cantos perdem mais calor que a face, uma opção é o lingotamento a seco, sem resfriamento secundário, mas com aumento de rolos resfriadores para extração de calor indireta (caso de placas).

Por outro lado, existem esforços para realizar o endireitamento abaixo de *BTR III*.

Nos casos de reduções das velocidades de lingotamento, o intenso resfriamento secundário seria mais seguro de realizar, favorecendo a sanidade interna do produto^{35, 36, 37}.

Certamente, a alta intensidade de resfriamento secundário requer cuidados muito maiores na uniformidade do resfriamento, o qual desencoraja sua aplicação, apesar das vantagens de reduzir a manutenção da máquina de lingotamento devido a menor formação de carepa e uma maior vida de seus componentes. Entretanto, no caso de altos requisitos de sanidade interna, possivelmente, em conjunto com altas velocidades de lingotamento, o resfriamento secundário intenso é obrigatório, o qual, então, obriga uma melhora na estabilidade da operação do molde em favor da ausência de defeitos iniciais na casca formada e na qualidade da superfície⁸.



(b)

Fluxo de água no resfriamento secundário [$m^3 / m^2 h^{-1}$]

Condição	zone 1 3.4 m	zone 2 2.1 m	zone 3 1.45 m	zone 4 1.8 m	SCW ⁴¹ L/kg
A	1.71	1.61	1.42	1.22	0.66
B	1.26	1.54	1.76	1.90	0.66
C	1.29	0.90	0.73	0.52	0.40
D	0.77	0.90	1.00	1.27	0.40

Água de refrigeração específica

Figura 2.16 Redução de trincas em rede em lingotamento de blocos 300 x 400mm de aço mola SAE9255 através de baixa intensidade de resfriamento secundário⁴².

Em todos os casos, a estratégia do resfriamento brando é muito efetiva na prevenção da trincas. Entretanto, uma melhoria da solidificação inicial é recomendável como contramedida para reduzir a sensibilidade às trincas, e a alta intensidade de resfriamento secundário é sempre preferível para uma melhor sanidade interna e baixo custo de manutenção da máquina.

2.3. Fatores que afetam a ductilidade a quente

Existem três principais fatores que afetam a ductilidade a quente: metalúrgicos, mecânicos e térmicos.

2.3.1. Fatores metalúrgicos

Os fatores metalúrgicos principais são: tamanho de grão austenítico inicial e tipo de precipitados.

2.3.1.1. Efeito do tamanho de grão austenítico inicial⁴⁴

A ductilidade a quente dos aços é fortemente afetada pelo tamanho de grão austenítico. (figura 2.17 e figura 2.18)

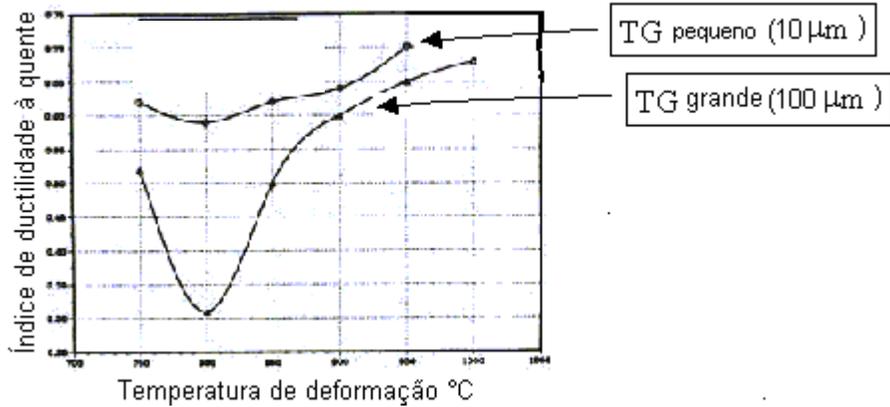


Figura 2.17 Curvas de ductilidade a quente para aços planos C-Mn em diferentes tamanhos de grão⁴⁴.

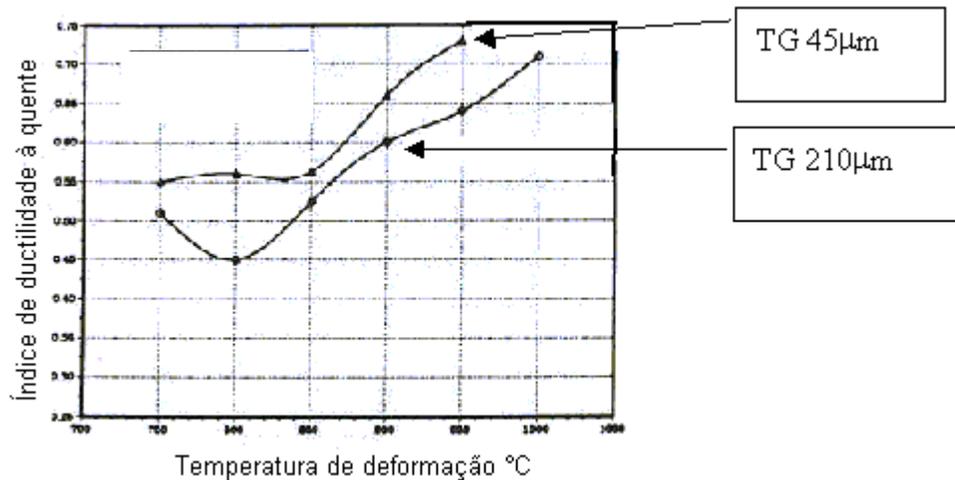


Figura 2.18 Influência do tamanho de grão na ductilidade a quente de um aço rolamento com 0,019% de Nb⁴⁴.

O tamanho de grão da austenita tem uma notável influência na morfologia da ferrita pró-eutetóide⁴⁴.

A inibição da recristalização reduz a ductilidade a quente dos aços⁴⁴.

A presença de grãos austeníticos de grande tamanho é freqüentemente associada com trincas superficiais em aços lingotados continuamente⁴⁴.

Em altas temperaturas, o tamanho de grão da austenita bruta de fusão parece influenciar a ductilidade a quente de duas maneiras: primeiro, a ductilidade da matriz é aumentada com a diminuição do tamanho de grão austenítico. Segundo, a quantidade de precipitados formados por unidade de área de contorno de grão será menor com um tamanho de grão

menor. Por exemplo, reduzindo o tamanho de grão austenítico de 250 para 50 μ m, a área do contorno de grão é aumentada em aproximadamente 500%. Assim, para um dado volume de fração de precipitado, poderia se esperar por uma área muitíssimo maior e, assim, ter um maior espaçamento interpartículas. Ambos fatores mencionados acima poderiam contribuir para um aumento da ductilidade a quente com a diminuição do tamanho de grão austenítico.

A presença de um fino filme de ferrita ao longo dos contornos de grão da austenita (alotriomorfia) influencia numa concentração de tensão preferencial dentro da área da ferrita mais mole. Esta concentração de tensão na ferrita implica na descoesão interfacial dos precipitados intergranulares, resultando em microvazios, figura 2.10.

Em baixas temperaturas de deformação, 750°C-800°C, o tamanho de grão austenítico tem uma influência marcante na morfologia e quantidade de ferrita pró-eutetóide formada. Por exemplo, austenita com grãos grosseiros levam a formação de ferrita pró-eutetóide com uma morfologia em forma de filme (figura 2.19-a). Este tipo de ferrita, formada anteriormente à deformação, cresce ao longo do contorno de grão da austenita formando uma rede contínua de ferrita (alotriomorfia). Assim, durante a deformação, quando uma microtrinca ocorre, ela pode se propagar ao longo do filme de ferrita (figura 2.19-b).

Com isso, baixos valores de ductilidade a quente são obtidos. No caso de um aço com grão de austenita pequeno, a ferrita formada antes da deformação tende a ser descontínua (figura 2.19-c). Então, quando a microtrinca é formada, a ferrita descontínua não provoca facilmente a propagação da trinca ao longo do contorno de grão da austenita. (figura 2.19-d). Conseqüentemente, altos valores de ductilidade são obtidos. Além do mais, o modo de fratura predominante é conhecido pelo nome 'trinca tipo cunha de triplo ponto de encontro de três grãos austeníticos'. Assim, a formação da ferrita descontínua nestas regiões críticas age como supressora da iniciação deste tipo trinca.

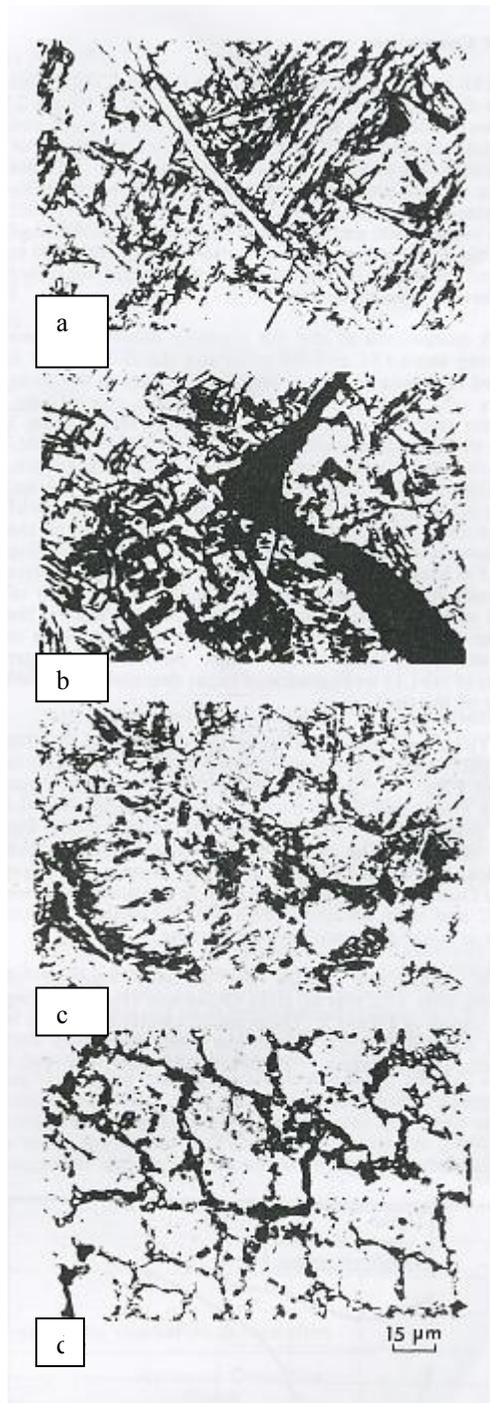


Figura 2.19 Microestruturas e fractografias de seções transversais através de amostras flangeadas antes da deformação e deformadas a 800°C para aços C-Mn e Nb-Ti, mostrando filmes de ferrita formados e trincas intergranulares ao longo dos contornos de grão da austenita⁴⁴:

- a) aço C-Mn, T=1200°C, 800°C x 1min, resfriado em água;
- b) aço C-Mn, deformado à 800°C;
- c) aço Nb-0,021Ti, T=1300°C, 800°C x 1min, resfriado em água;
- d) aço Nb-0,012Ti, deformado à 800°C.

2.3.1.2. Influência do tipo de precipitados dos aços microligados^{44,45}

A ductilidade a quente dos aços é fortemente afetada pelo tipo, tamanho e distribuição de precipitados^{44,45}. Assim, a inibição de grandes quantidades de precipitados em elevadas temperaturas melhora a ductilidade a quente^{44,45}.

Aços microligados acalmados ao Al com Nb são os mais difíceis de lingotar em altas velocidades sem defeitos superficiais devido a formação de nitretos e carbonitretos (AlN e Nb(CN)^{44,45}). Como as trincas transversais precisam ser evitadas, o teor de Nb precisa ser mantido em nível baixo, mas sem deixar de atingir as propriedades requeridas do produto final. O Al precisa ser minimizado de forma a somente a garantir a desoxidação. Aumentar o teor de N, irá aumentar a quantidade precipitados de Nb(CN) e AlN, e isso baixa a ductilidade a quente.

A segregação de soluto tende a se formar nas marcas de oscilação existentes nos tarugos produzidos no lingotamento contínuo. Um dos mecanismos seria o seguinte: o soluto enriquecido funde na região interdendrítica e é expulso para a superfície quando a marca de oscilação é formada. Assim, a segregação positiva ocorre e se espalha para ao final da casca. O segundo mecanismo é relativo ao transbordamento do líquido na superfície que reaquece a casca. Assim, o líquido de aço segregado na zona dendrítica é bombeado para fora da superfície, de acordo com o balanço de pressões do aço líquido. (figura 2.7.b)

A presença de precipitados como carbonetos, nitretos e inclusões nos contornos de grão da austenita promovem potentes sítios de nucleação para a formação de microvazios durante a deformação a quente⁴⁵. Além disso, a precipitação de carbonitretos finos durante a deformação a quente retarda a recristalização da austenita e aumenta a possibilidade de fratura intergranular ao longo dos seus contornos de grão, figura 2.20.

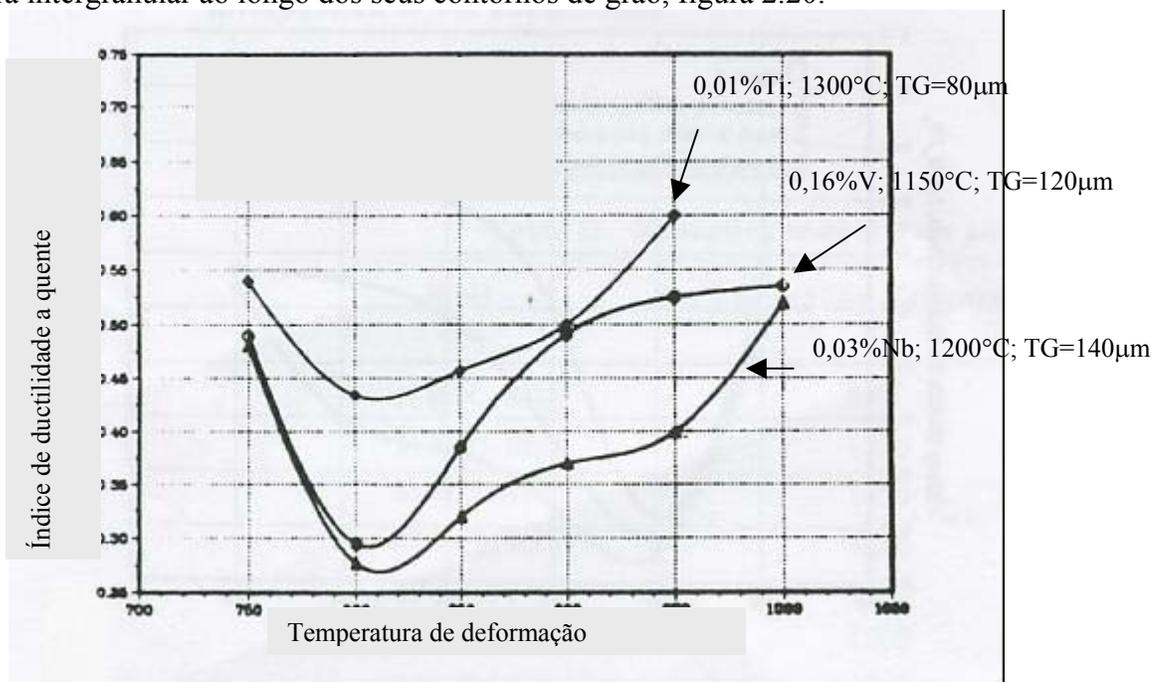


Figura 2.20 Curvas de ductilidade a quente para aços C-Mn-V e Nb com, aproximadamente o mesmo tamanho de grão⁴⁴.

Observa-se na figura 2.20 que a ductilidade a quente baixa com o aumento do teor de V e Nb para aços com aproximadamente o mesmo tamanho de grão, principalmente no poço de baixa ductilidade existente a 800°C.

É importante saber como os precipitados dos aços microligados deterioram a ductilidade a quente de aços C-Mn que tem grãos austeníticos grosseiros. Em geral, este efeito está associado com uma grande quantidade de precipitados finos.

Por outro lado, tem-se uma pequena deterioração na ductilidade a quente quando há pouca precipitação de pequenas partículas ou muita precipitação de grandes partículas.

A precipitação de finas partículas durante a deformação pode causar uma deterioração adicional da ductilidade a quente em austenitas grosseiras, tanto por atuar como sítios para formação de vazios ou pela inibição da recristalização da austenita. Estes dois tipos de eventos parecem estar fortemente associados com a ductilidade a quente dos aços.

A figura 2.20 mostra um comportamento bem diferente. Os vales de ductilidade a quente (menores valores) para aços ligados ao V vão até 850°C, aproximadamente, enquanto os vales para aços ao Nb vão até 975°C. Análise em microscópio de amostras de réplicas de extração de corpos de prova deformados à 900 e 950°C revelaram que uma precipitação limitada de VN ocorreu neste intervalo de temperatura. Entretanto, em aços ao Nb, a precipitação de Nb(C,N) na austenita foi grande. A precipitação de VN induzida pela tensão de deformação ocorre em temperaturas mais baixas, como foi indicado pelo TEM (Microscópio Eletrônico de Transmissão) e pela inibição da recristalização nas temperaturas $\leq 850^\circ\text{C}$.

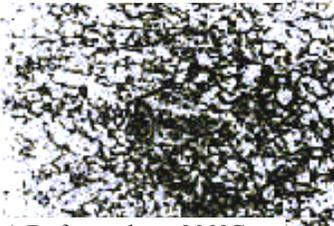
Da discussão prévia de 2.3.1.2, parece que o vale de baixa ductilidade a quente nos aços microligados está fortemente relacionada à natureza dos precipitados que são formados com a austenita. Num extremo estão os aços ao Nb. Eles apresentam uma precipitação fina extensiva num largo intervalo de temperaturas e, assim, também têm um largo vale de baixa ductilidade. Os aços ao V mostram um intervalo de temperaturas mais restrito onde finos precipitados ocorrem em grande quantidade. A precipitação de aços ao V à 900°C é razoavelmente grosseira e a ductilidade desta amostra é razoavelmente alta. Quando uma pequena quantidade de Ti é adicionada ao aço ao Nb, a precipitação muda marcadamente. A adição de Ti troca a precipitação de Nb(C,N) de ser muito fina a 900°C para ser muito grosseira, figura 2.20. Esta troca no tamanho dos precipitados parece ter influência na drástica melhora da ductilidade a quente.



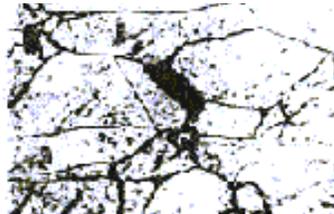
a) $T_r=1150^{\circ}\text{C}$: 950°C x 1min temperado em água



b) Deformado a 950°C



c) Deformado a 900°C



d) Deformado a 850°C



e) Deformado a 800°C

Figura 2.21 Microestrutura da seção longitudinal através de amostras de um aço com 0,16%V antes da deformação e após a deformação em temperaturas variando entre 950 e 800°C, mostrando a recristalização dinâmica ocorrida acima de 900°C e a inibição da recristalização da estrutura causada pelo VN até temperatura $\leq 850^{\circ}\text{C}$ ⁴⁴.

2.3.2. Fatores mecânicos

Os fatores mecânicos que afetam na formação das trincas superficiais são analisados nos próximos itens.

2.3.2.1. Marcas de oscilação

A marca de oscilação é um fenômeno natural nos processos de lingotamento contínuo com um molde oscilando. As profundidades das marcas de oscilação dependem do tipo de lubrificante, do seu consumo, da escolha dos parâmetros de oscilação, da velocidade de lingotamento e também da composição química do aço.

A aparência visual da marca de oscilação é uma função direta das condições existentes no nível do molde durante a formação do menisco. Um exemplo pode ser visto na figura 2.22, mostrando a onda causada pela agitação eletromagnética do molde (MEMS).

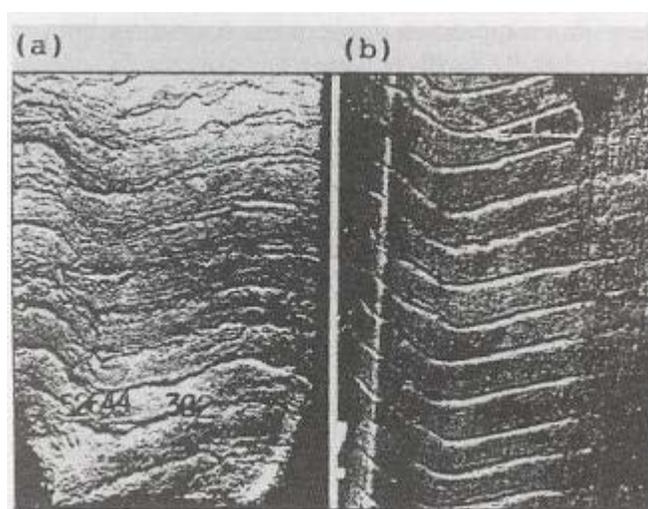


Figura 2.22 Exemplo da aparência das marcas de oscilação em tarugos de lingotamento contínuo com MEMS usando a) óleo e b) pó de molde como lubrificante⁴⁶.

Suzuki et al⁴⁵ mostraram em trabalhos experimentais que a deformação crítica ϵ_c para a formação de trincas transversais em placas de lingotamento contínuo é fortemente influenciada pela profundidade das marcas de oscilação. Esta conclusão foi obtida tracionando-se corpos de prova com e sem entalhes, na temperatura de endireitamento das placas. A taxa de deformação usada foi de $5 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$.

Os valores da ϵ_c para a formação de trincas transversais passava de 35% para corpos de prova sem entalhe algum para aproximadamente 10% para corpos de prova com entalhe, dependendo do tipo de entalhe (em V ou em U) e a profundidade do mesmo. A profundidade apresentava pequeno aumento na tensão crítica ϵ_c , e, assim, para marcas de oscilação que acompanham segregação de soluto. Concluíram que a redução da profundidade das marcas de oscilação é uma importante medida para prevenir a ocorrência de trincas transversais em placas de lingotamento contínuo, figura 2.23.

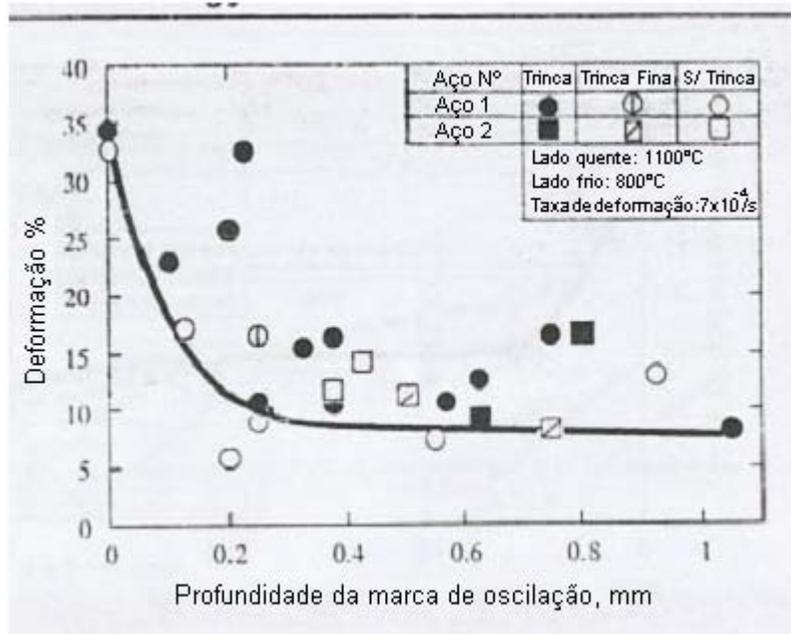


Figura 2.23 Deformação crítica em função da profundidade das marcas de oscilação⁴⁵.

2.3.2.2. Características geométricas do molde

As principais características geométricas do molde são: raio de canto e conicidade.

2.3.2.2.1. Raio de canto

Um dos primeiros exemplos da influência do raio de canto que ainda hoje é de grande relevância, é a formação de trincas longitudinais de canto em *tarugos*. Os primeiros estudos sistemáticos feitos por Ushijima⁴⁷ et al, mostraram um crescimento uniforme da pele em moldes com grandes raios de canto (16mm) com a localização das trincas dentro do canto, mas depressões fora do canto para raios pequenos (6mm) e trincas próximas a estas depressões, figura 2.24.

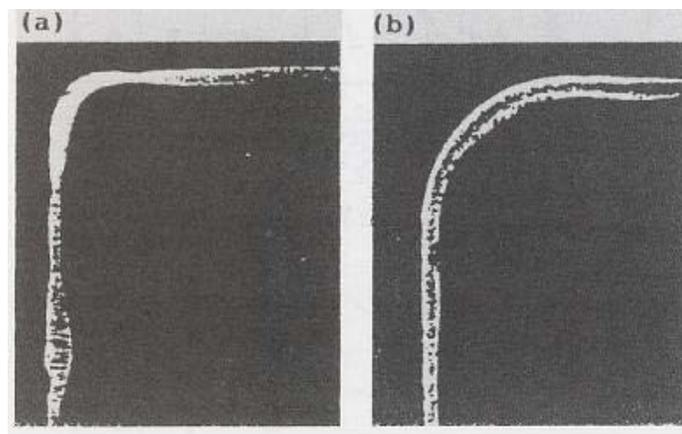


Figura 2.24 Seção transversal de pele de perfuração a 20mm do menisco num tarugo de 75x75mm de um aço mola SAE9255 com um raio de canto de a) 6mm e b) 16mm⁴⁷.

Como mostrado pela figura 2.25., as trincas de canto começam na interface sólido/líquido, assim atribuídas ao intervalo *BTR I*, i.e., durante a solidificação (e usualmente denominada trinca interna) com aumento de ocorrência em aços alto C.

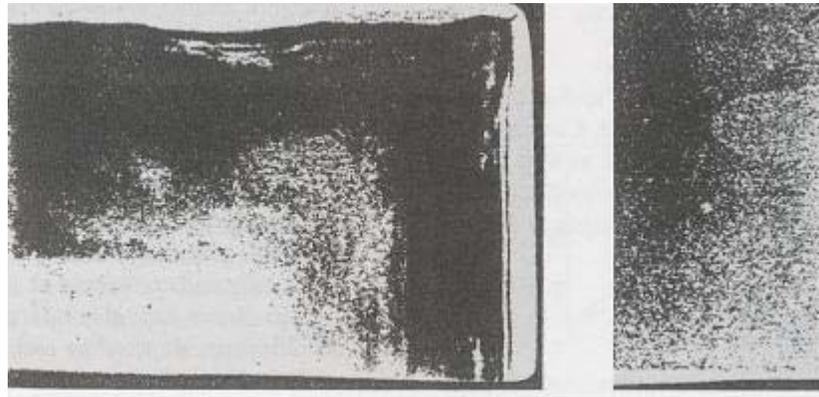


Figura 2.25 Radiografia de uma seção de bloco de 230mm x 267mm de um aço com 0,30%C com uma trinca subsuperficial no raio superior direito⁴⁸.

Esta diferença na localização da trincas com respeito ao raio de canto, parece⁴⁸ ser causada da seguinte maneira:

- no caso de grandes raios de canto (ou chanfros), a casca do menisco se contrai formando um vão em volta do canto o qual reduz o fluxo de calor e o crescimento da pele, com subsequente aumento na susceptibilidade às trincas próximas ao canto.

- para os raios pequenos, o crescimento da pele se dá pelo fluxo bidirecional de calor no canto, o qual permite às regiões vizinhas afastarem-se da parede do molde, causando uma depressão e, eventualmente, trincas *off-corners* subsuperficiais, frequentemente ligadas ao aumento da tensão pela rotação do canto.

Em ambos os casos, as trincas são aumentadas pela romboidade do bloco/tarugo.

Geralmente, um raio de canto pequeno de 3-4mm é uma contramedida efetiva contra as trincas de canto (abertas) a partir das trincas *off-corners*, uma vez que as trincas *off-corners* serão mais profundas e assim menos aparentes.

2.3.2.2.2. Conicidade

A contramedida mais efetiva para evitar trincas longitudinais de canto é o uso do molde com múltiplas conicidades (*multitaper* ou parabólico). O uso destes moldes minimiza a formação do vão em torno da pele do menisco. Ver figura 2.26-a

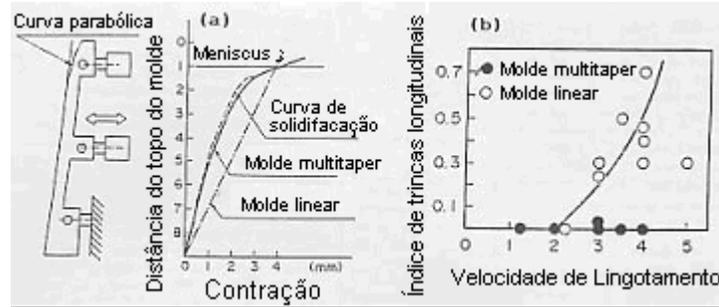


Figura 2.26 Efeito da mudança do tipo de molde de conicidade linear para parabólico (a), e a redução das trincas longitudinais de canto (b) no lingotamento de alta velocidade em placa de 90-120 x 1000mm⁴⁹.

A figura 2.26 mostra que, quando se troca o molde linear para um molde de múltipla conicidade, o índice de trincas longitudinais diminui nas altas velocidades de lingotamento, isto porque o molde de múltipla conicidade acompanha a contração do menisco, diminuindo a formação do vão.

2.3.2.3. Deformação crítica (ϵ_c) para a formação de trincas transversais⁴⁵

Deformação crítica é aquela necessária para a formação de trincas.

Conforme Suzuki⁴⁵, a ϵ_c pode ser estimada a partir do %RA assumindo que o volume de deformação da amostra testada é mantido constante para uma pequena quantidade de deformação.

Assim, obtêm-se:

$$\epsilon_c = 100 \times \beta \times \frac{RA}{100 - RA} \quad (1)$$

onde β é um fator de correção

2.3.2.4. Efeito das tensões mecânicas (taxas de deformação)^{8,45}

Segundo Suzuki et al⁴⁵, a deformação crítica ϵ_c aumenta com a taxa de deformação, figura 2.27 e figura 2.28. A fragilização que ocorre entre 700°C e 900°C decresce com a taxa de deformação porque:

- não há tempo para a formação de precipitados induzidos pela deformação;
- diminui o escorregamento dos contornos de grão e
- não há tempo suficiente para formação e aumento controlado por difusão de vazios para subsequente precipitação.

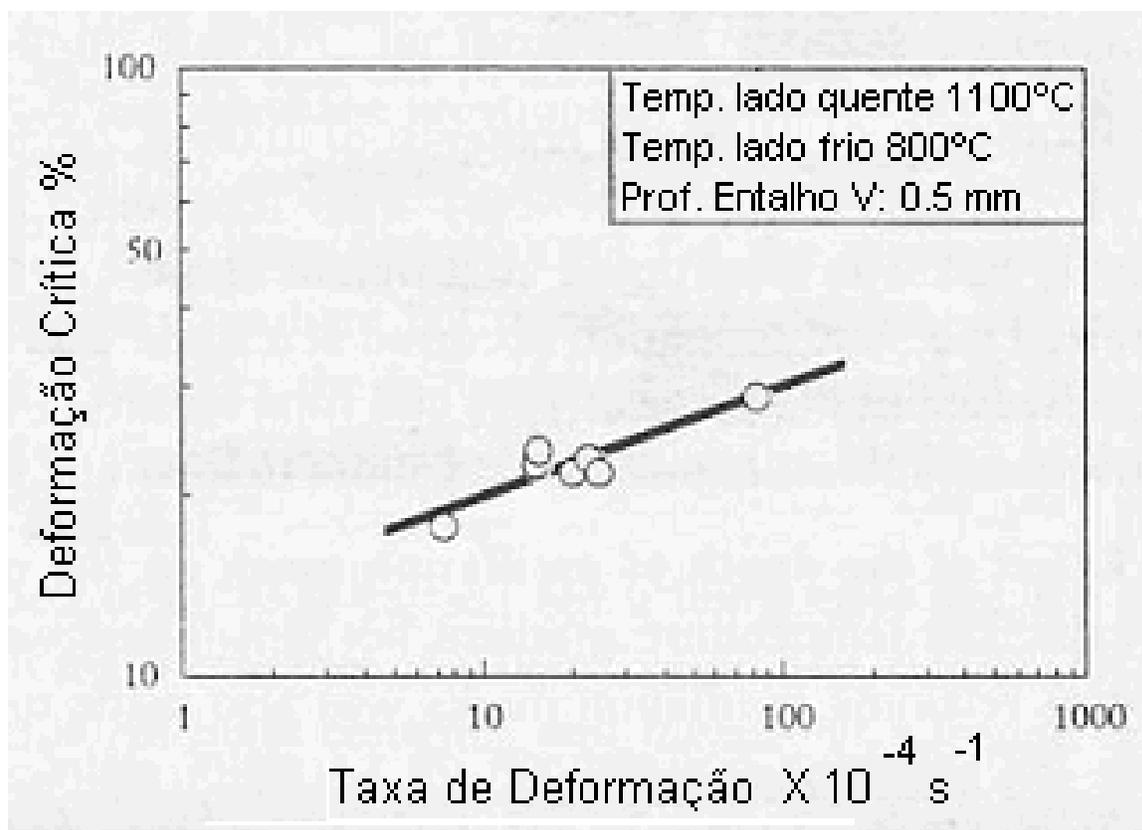


Figura 2.27 Deformação crítica para a formação de trincas para aços peritéticos x taxa de deformação^{44,45}.

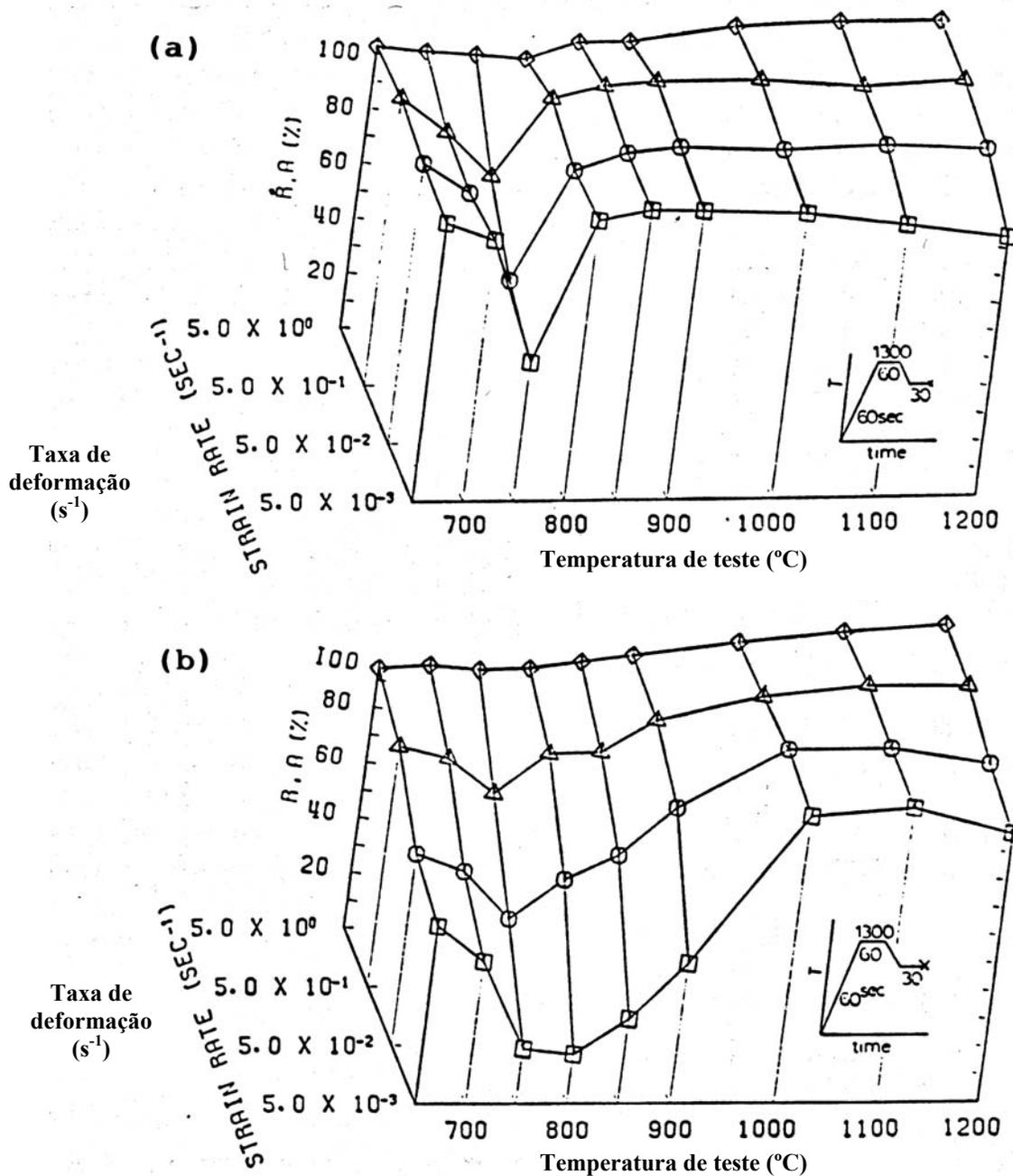


Figura 2.28 Influência da taxa de deformação e da temperatura na ductilidade a quente (%RA) em amostras solidificadas *in-situ*: a) 0,05%C/1,5%Mn (<0,01%Al) e b) 0,06%C/1,6%Mn com 0,04%Nb/ 0,03%Al e 60ppm de N₂⁷.

2.3.2.5. Influência do raio da máquina e da seção transversal do tarugo⁵¹:

Valores comumente usados em projetos de lingotamento contínuo definem um raio de máquina igual a 45 vezes a seção do tarugo para que sejam evitados tensionamentos excessivos durante o endireitamento (deformação de endireitamento menor que 1,25%). Alguns trabalhos^{8,51} falam de limites da ordem de 0,75% para casos de aços mais críticos. No caso Gerdau Aços Finos Piratini tem-se um raio de máquina de 9000mm:

- para seção de 240mm tem-se: $45 \times 240 = 10800\text{mm}$ e uma deformação de endireitamento $= \varepsilon = (240/2)/(9000-240/2)=1,37\%$ (vide ε na figura 3.18)

- para seção de 150mm tem-se: $45 \times 150 = 6750\text{mm}$ e uma deformação de endireitamento $= \varepsilon = (150/2)/(9000-150/2)=0.85\%$ (vide ε na figura 3.18)

Isso é, está-se bastante fora da deformação máxima recomendada na seção de 240mm ou pouco acima da máxima para os casos mais críticos em seção de 150 x 150mm

2.3.3. Fatores térmicos

São três os principais fatores térmicos: transferência de calor no molde, histórico térmico do tarugo e temperatura de deformação no endireitamento do tarugo.

2.3.3.1. Transferência de calor no molde⁸

A transferência de calor no aço é de fundamental importância para a formação das trincas nos instantes iniciais da solidificação. Ela pode ser controlada por:

- um pó de molde adequado (BAS);
- raio de canto do molde;
- conicidade do molde;
- vazão de água da coquilha;
- tipo de pó de molde lubrificante utilizado.

Em função do tipo de aço que se está lingotando (tipo A ou B, de acordo com o FP), deve-se objetivar uma baixa ou alta taxa de transferência de calor no molde para se evitar a formação de trincas superficiais nos primeiros estágios da solidificação, dentro do molde.

2.3.3.1.1. Depósitos na face externa da coquilha

Segundo Brimacombe⁵², qualquer tipo de depósito na superfície externa do molde, independentemente de sua cor, deve ser evitada. Se existirem depósitos, é certo que há problemas de qualidade da água (dureza, corrosão, poluição biológica ou contaminação). Se há depósitos que são mais pronunciados em uma face do que outra, eles podem ser devidos a películas de água não uniformes gerados pelo mau alinhamento do molde em relação à camisa, ou seja, dimensões externas da superfície do molde desiguais.

A dureza da água de refrigeração do molde é definida como a concentração de Ca e K. Se a concentração destes elementos estiver acima de 20ppms, pode-se ter a precipitação de um fino filme de Ca e/ou K que muda completamente a taxa de transferência de calor dentro do molde, por ser uma camada refratária. A água de refrigeração do molde requer um controle de dureza preciso e rigoroso.

2.3.3.2. Efeito do histórico térmico^{8,53}

Entende-se por histórico térmico toda a jornada de resfriamento que o tarugo sofre, desde os instantes iniciais da solidificação dentro do molde, passando pelo resfriamento secundário nos jatos de *spray* d'água, resfriamento livre por irradiação e resfriamento final no leito e/ou caixas térmicas. No histórico térmico, sempre que possível, deve-se evitar reaquecimentos bruscos e/ou variações grandes/rápidas de temperatura na superfície do tarugo. Assim, evitar-se-á tensionamentos que podem induzir a formação de trincas superficiais.

Abaixo, alguns efeitos de diferentes históricos térmicos:

- o tamanho de grão da austenita aumenta como aumento dos tempos do histórico térmico⁵³

- poucos precipitados de carbonitretos são formados quando se tempera o aço logo após a solidificação, mas o número desses precipitados é muito maior quando se mantém a temperatura de 1200°C durante 20min⁵³

2.3.3.3. Efeito da temperatura de deformação

A temperatura de deformação no endireitamento do produto de lingotamento contínuo precisa estar fora das regiões de temperatura de baixa ductilidade a quente, as ditas *BTRs* I, II e III (ver figura 2.3)

2.3.4. Interação dos fatores metalúrgicos, mecânicos e térmicos⁸

Em resumo, a ductilidade de um aço microligado lingotado continuamente está fortemente associada com uma série de eventos microestruturais como precipitação, crescimento de grão austenítico, recristalização da austenita e transformação austenita-ferrita. Já que esses eventos acontecem durante o endireitamento do tarugo, a presença de tensões térmicas e mecânicas podem contribuir na cinética destas reações. Assim, a resistência à fratura em alta temperatura de aços microligados é controlada pelas condições microestruturais do aço, as quais podem ser controladas pela composição química e condições de deformação.

2.4. Fatores intrínsecos dos aços com relação à sensibilidade às trincas superficiais

Os fatores intrínsecos são aqueles específicos do aço em lingotamento: composição química e desvios da condição normal de lingotamento.

2.4.1. Efeito da composição química

Além dos fatores já tratados até aqui, C_p^* e FP (item 2.1), a suscetibilidade às trincas é dependente também de outros elementos químicos, como será tratado a seguir.

2.4.1.1. Efeito do carbono (C)

Trincas na *BTR I*, formadas durante a solidificação, mostram uma intensidade máxima em teores médios de carbono ($\%C \approx 0,35$) principalmente em trincas longitudinais próximas ao canto devido a romboidade apresentada pelo *tarugo*, como também trincas sub-superficiais do tipo *off-corner*.

Trincas na *BTR II* e *III*, formadas após a solidificação apresentam um máximo de trincas em torno de 0,1%C, como trincas longitudinais de meio de face no caso de placas, assim como trincas transversais próximas ao canto também no caso de placas.

As trincas em *BTR III* com 0,1%C são comumente atribuídas a contração da casca pela reação peritética, i.e., a densidade aumenta pela transformação $\delta \rightarrow \gamma$ no final da solidificação, um mecanismo inicialmente proposto por Gill e Brimacobe³⁹.

Assim tem-se:

- aços com alta sensibilidade à contração, devido a uma casca do menisco forte, são denominados aços do tipo A. Sofrem de uma formação de casca irregular (superfície grosseira) o qual dá origem a uma microestrutura igualmente grosseira, propiciando uma sensibilidade às trincas nos intervalos *BTR II* e *III*.

- aços com pronunciada tendência ao agarramento devido à fraca capa de menisco são denominados aços do tipo B, apresentando um crescimento da casca uniforme (superfície regular), mas tendo trincas intercolunares no intervalo *BTR I*.

- a dependência do tamanho de grão γ torna-se mais aparente como o aumento da taxa de resfriamento até aquela do lingotamento contínuo comum. Sob estas condições, grãos colunares de γ tendem a ser formados em aços médio %C (0,10~0,15%).

- tal aumento da região colunar assim como o aumento dos grãos γ , aumentam em muito a fratura intergranular, resultando em perda da ductilidade inversamente proporcional ao tamanho de grão γ efetivo.

- uma superfície pobre solidificada no molde devido à reação peritética irá produzir muito mais estrutura de γ grosseira por causa do atraso local de resfriamento. A suscetibilidade às trincas superficiais irá também ser acelerada por esse mecanismo.

2.4.1.2. Efeito do nióbio (Nb)

É de conhecimento geral que adições de Nb em aços microligados (*HSLA*) podem levar ao endurecimento por precipitação e a um intenso refinamento de grão após um processamento termomecânico adequado. Entretanto, o Nb é também conhecido por intensificar o problema de baixa ductilidade no lingotamento contínuo de aços baixo carbono e baixa liga^{45,54}

Por essa razão, ele tem um efeito amplificador das trincas superficiais durante o processo de lingotamento contínuo. Este efeito ocorre que em todos os tipos de aços⁴⁵.

2.4.1.3. Efeito do titânio⁴⁵ (Ti)

Adições de Ti em aços ligados ao Nb resultam num significativo aumento da ductilidade a quente. Este aumento pode ser associado a dois eventos:

- o primeiro está relacionado ao refinamento do tamanho de grão austenítico;
- o segundo à supressão da precipitação de Nb(C,N) na austenita.

Quando o TiN se forma, ele empobrece a austenita de N, causando, assim, a subsequente alteração na formação dos Nb(CN), menos ricos em N. Já que o intervalo de temperatura no qual qualquer carbonitreto se forma aumenta com o teor de N, uma diminuição no N causará a formação de carbonitretos num intervalo de temperaturas mais baixo. Assim, a formação de TiN em altas temperaturas atuará para reduzir a quantidade de Nb(CN) ricos em N, também formados a altas temperaturas.

2.4.2. Desvios das condições normais de lingotamento⁸

Apesar das condições críticas definidas pela composição química do aço e dos intervalos *BTRs*, a experiência diária na operação das usinas mostra que a ocorrência das trincas superficiais são muito randômicas. Assim, a causa para a incidência de trincas pode ser vista também como desvios das condições normais de lingotamento, tais quais:

- falhas localizadas na lubrificação;
- entupimento momentâneo e parcial de bicos de spray;
- variações localizadas de temperatura ao longo do tarugo;
- partida ou término do lingotamento com velocidade abaixo da padrão para evitar perfurações ou segregações;
- formação momentânea de incrustação de escória na zona de menisco dentro do molde;
- entre outras.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão descritos o materiais e a metodologia utilizada na parte prática deste trabalho.

3.1. Descrição do problema específico encontrado no aço em estudo

O aço DIN20MnCr5Mod em estudo apresentava dois tipos predominantes de trincas superficiais: trincas em rede e trincas transversais.

Durante a inspeção visual do tarugo, normalmente, não é possível visualizar nenhum tipo de trinca devido a carepa presente, normal para este produto nesta fase do processo. Para sua visualização, se faz necessário uma decapagem mecânica prévia (jato de granalhas ou jato de areia), seguido de uma decapagem química, mais observação com lupa ou então inspeção por partículas magnéticas (magnaflux).

As figuras 3.1 a 3.5 ilustram as trincas em rede e as trincas transversais de canto encontradas neste aço, observadas com lupa após decapagem mecânica e decapagem química.

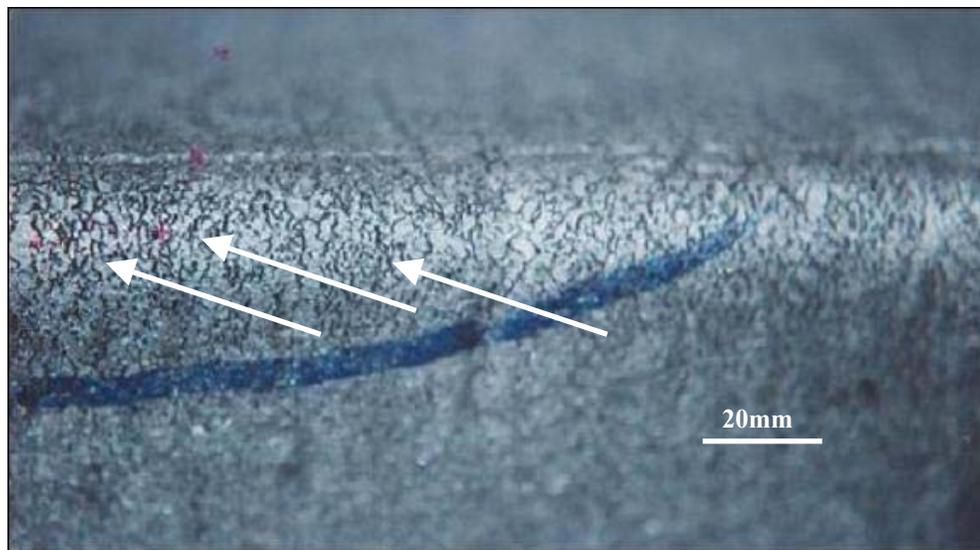


Figura 3.1 Trincas em rede, mostradas com setas, próximas ao canto do raio interno do tarugo, após jato de areia e ataque ácido da superfície com HCl à 80°C. Apresentavam, normalmente, uma profundidade entre 0,30mm a 3,0mm.

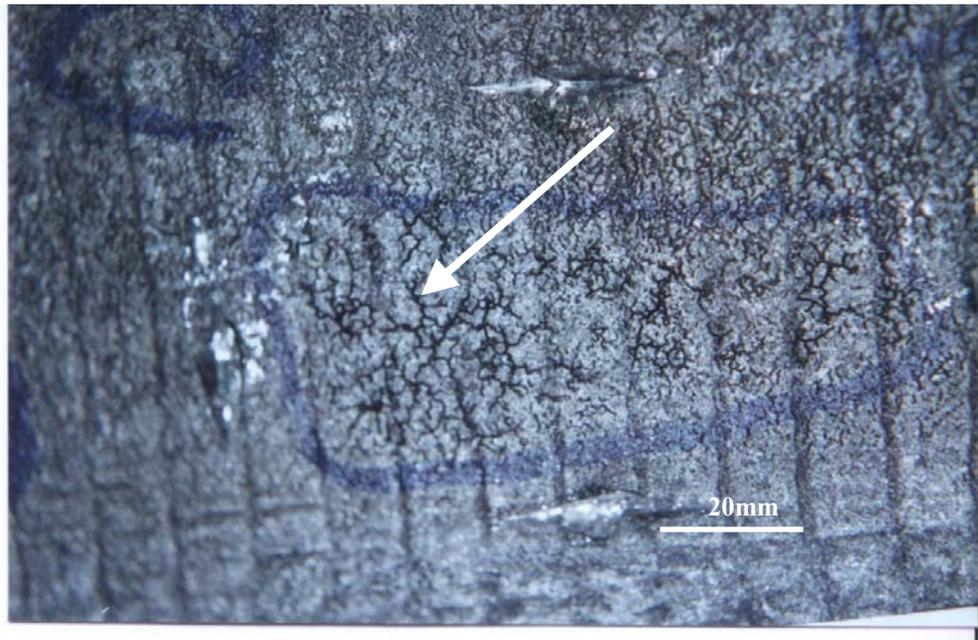
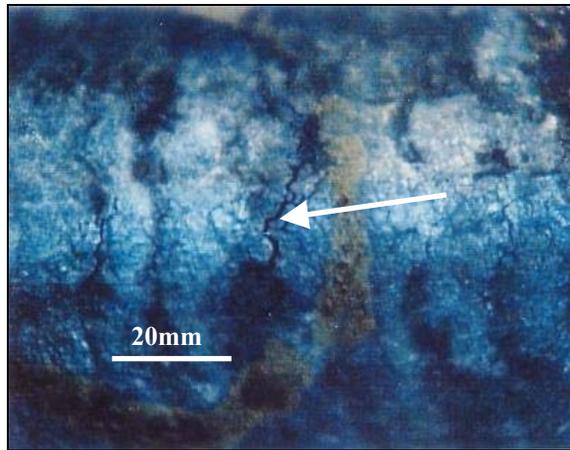


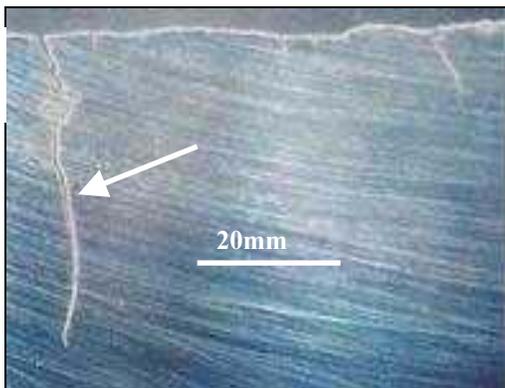
Figura 3.2 Trincas em rede, mostradas com seta, próximas ao canto do raio interno do tarugo, após jato de areia e ataque ácido da superfície com HCl à 80°C.

A figura 3.3 apresenta trincas transversais de canto. Elas ocorriam nos cantos dos raios internos dos tarugos, podendo atingir profundidades de até 50mm.

a)



b)



c)

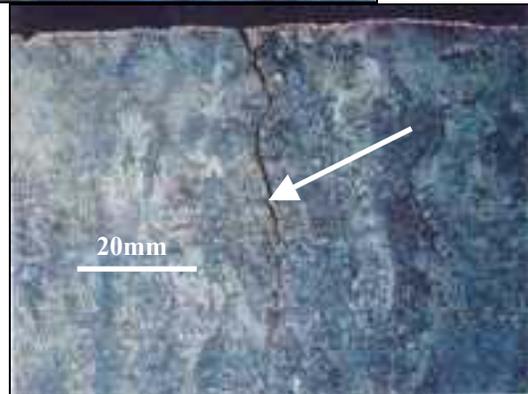


Figura 3.3 Trinca transversal (ver setas) no canto do raio interno do bloco, com 50mm de profundidade:a) no tarugo após ataque ácido a quente; b) imediatamente após corte;c) atacado com Nital 2% .

As trincas superficiais encontradas nos tarugos, se não removidas, podem apresentar a seguinte aparência nas barras laminadas:

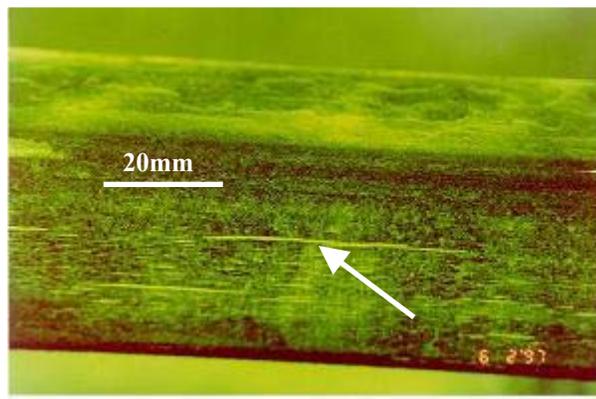


Figura 3.4 Exemplo uma trinca superficial, mostrada pela seta, em barra laminada quadrada de 60,33mm.

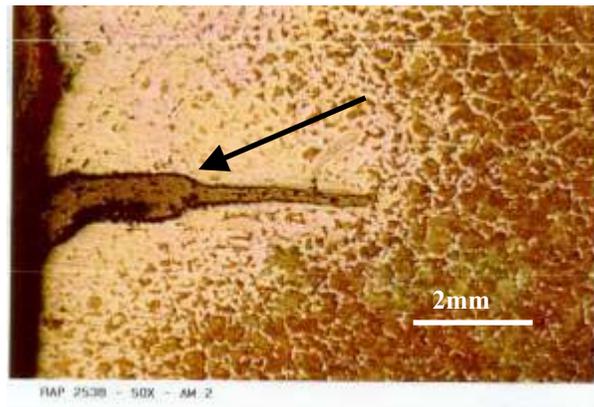


Figura 3.5 Metalografia da seção transversal mostrando a trinca da figura 3.4, (ver seta).

3.2. Parâmetros que atuam dentro do molde

Conforme foi abordado na revisão bibliográfica, uma das maneiras de se otimizar os parâmetros que atuam no molde a fim de se evitar as trincas superficiais é otimizando os parâmetros de oscilação e/ou a transferência de calor dentro do molde (figura 3.6).

3.2.1. Equipamentos

Utilizou-se a máquina de lingotamento contínuo (figura 3.6) da Gerdau Aços Finos Piratini para a realização dos testes com dois diferentes pós de molde.

Para avaliação dos defeitos superficiais foram utilizadas uma máquina Circoflux R0100 e outra Magissflux MG Danieli existentes nas linhas de inspeção de barras da Gerdau Aços Finos Piratini.

Molde de
cobre da
máquina de
LC

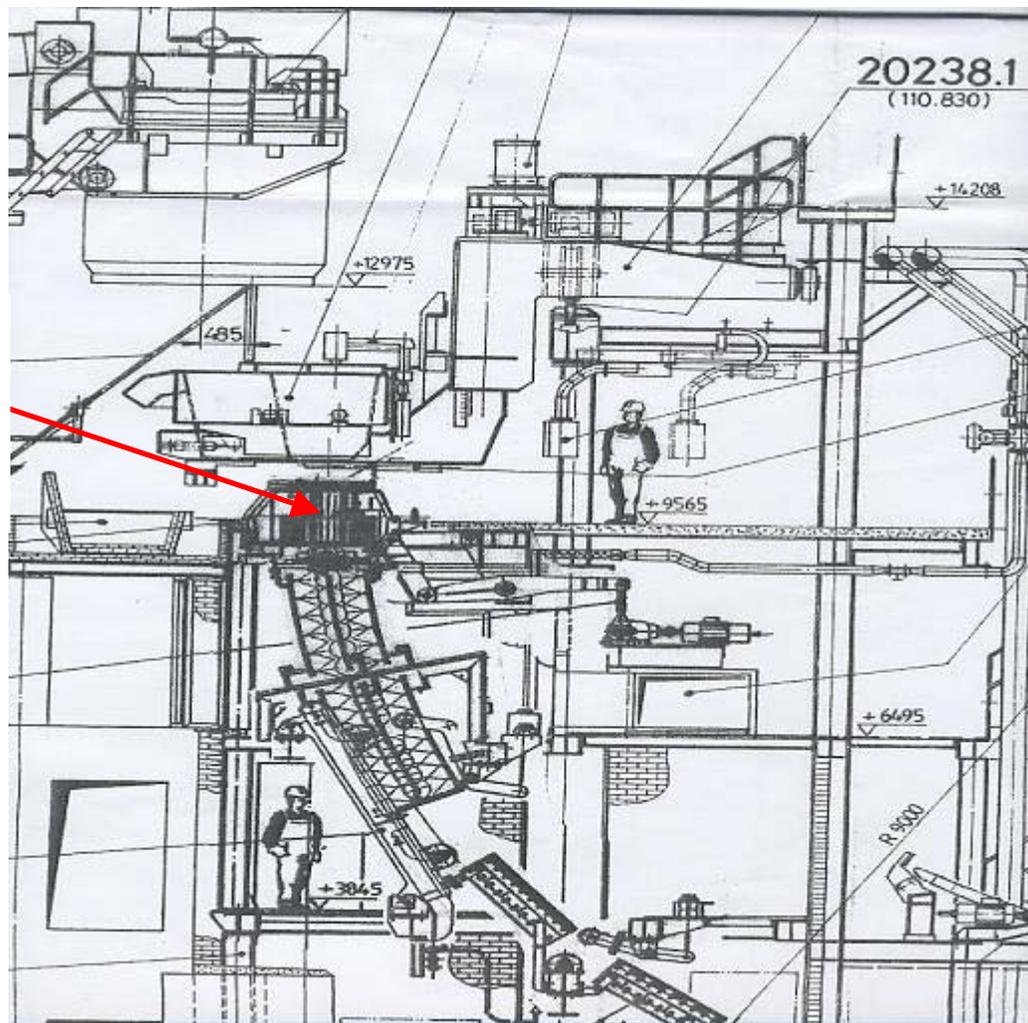


Figura 3.6 Localização do molde de cobre na máquina de lingotamento contínuo.

A tabela II apresenta os dados básicos da máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini.

Tabela II Dados da máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini

Fabricante	Concast
Número de veios	3
Seções [mm]	150x150; 180x180; 240x240
Tipo de conicidade dos moldes	Parabólico; linear; linear
Comprimento dos moldes [mm]	800
Raio [m]	9 e 16
Controle de nível	Radioativo
Controle de fluxo do distribuidor para os moldes	Haste tampão
Agitadores eletromagnéticos	9, sendo 3 dentro do molde e 6 no final do comprimento metalúrgico
Transporte do aço da panela para distribuidor	Tubo longo
Transporte do aço do distribuidor para o molde	Tubo submerso (SEM)
Lubrificante do molde	Pó
Abastecimento de pó no molde	Pneumático
Números de zonas de resfriamento secundário	2
Sistema de corte dos tarugos	Tocha

3.2.2. Materiais

Testou-se a substituição do pó de molde até então usado, por um outro pó com características físico-químicas que fossem ao encontro do que recomendava a literatura técnica⁸ em relação à redução do fluxo de calor dentro do molde. Assim, basicamente, experimentou-se a substituição do pó de molde padrão da época, de BAS_~0,62, por outro de BAS_~1,1, conforme a tabela III.

Tabela III. Características físico-químicas dos pós fluxantes testados

Valores característicos dos pós de molde: pó padrão (#1) x pó teste(#5)				
Tipo de pó de molde	%CaO/%SiO ₂	Ponto de fusão[°C]	Viscosidade [Poise]	%Carbono
Padrão (#1)	0,62	1060	5,5	18,0
Teste (#5)	1,10	1140	3,0	18,5

Os testes foram elaborados em dois diferentes tipos de aço, um muito próximo ao tipo A (alta sensibilidade à contração dentro do molde) e outro do tipo B (alta sensibilidade ao

agarramento dentro do molde). A idéia foi verificar como os mesmos respondiam aos diferentes pós e assim verificar a possibilidade de utiliza-los no aço em estudo, o DIN20MnCr5 Mod.

Os dois pós de molde diferiam, basicamente, em suas basicidades. Ela impacta fortemente na transferência de calor dentro do molde e, por consequência, na formação de trincas dentro do molde como já foi discutido em 2.2.2.1 e 2.2.2.2.

A composição dos aços testados é apresentada na tabela IV .

Tabela IV Faixa de composição química e respectivos potenciais de ferrita (FP) dos aços testados.

Aço	Faixa C.Q.	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	%Nb	%N	FP
SAE-8625	mínimo	0,24	0,17	0,80		0,020	0,43	0,43	0,16	0,020			0,61
	máximo	0,26	0,27	0,90	0,030	0,035	0,53	0,53	0,18	0,035		0,0110	0,55
SAE-1141	mínimo	0,37	0,10	1,35		0,080				0,005	0,010	0,0080	0,21
	máximo	0,45	0,20	1,65	0,030	0,130	0,20	0,25	0,06	0,010	0,020	0,0110	-0,02

3.2.3. Metodologia

O teste consistiu na utilização do pó #5 e na comparação dos resultados de sucateamento por trincas superficiais nos dois casos, i.e, pó padrão x pó teste.

A avaliação do desempenho de cada condição de teste foi realizada por meio da comparação do índice de sucateamento das barras laminadas a partir dos tarugos produzidos nas diferentes condições de teste.

A avaliação nas barras laminadas e não nos tarugos deveu-se a melhor condição operacional.

As barras laminadas foram inspecionadas nas linhas de inspeção da unidade de preparo de tarugos e da transformação mecânica, utilizando-se os equipamentos Magissflux e Circoflux, respectivamente.

O pó padrão foi avaliado em 5 meses de produção (50 corridas) e o pó teste em 1 mês de produção (31 corridas).

Os parâmetros de laminação não foram modificados no período de avaliação e as bitolas das barras laminadas e os níveis de inspeção foram basicamente os mesmos nos dois períodos, para os diferentes aços, o que ratifica a validade da inspeção.

3.2.4. Resultados e discussão

O resultado do teste é visto na figura 3.7, onde são mostrados os índices de sucateamento encontrados

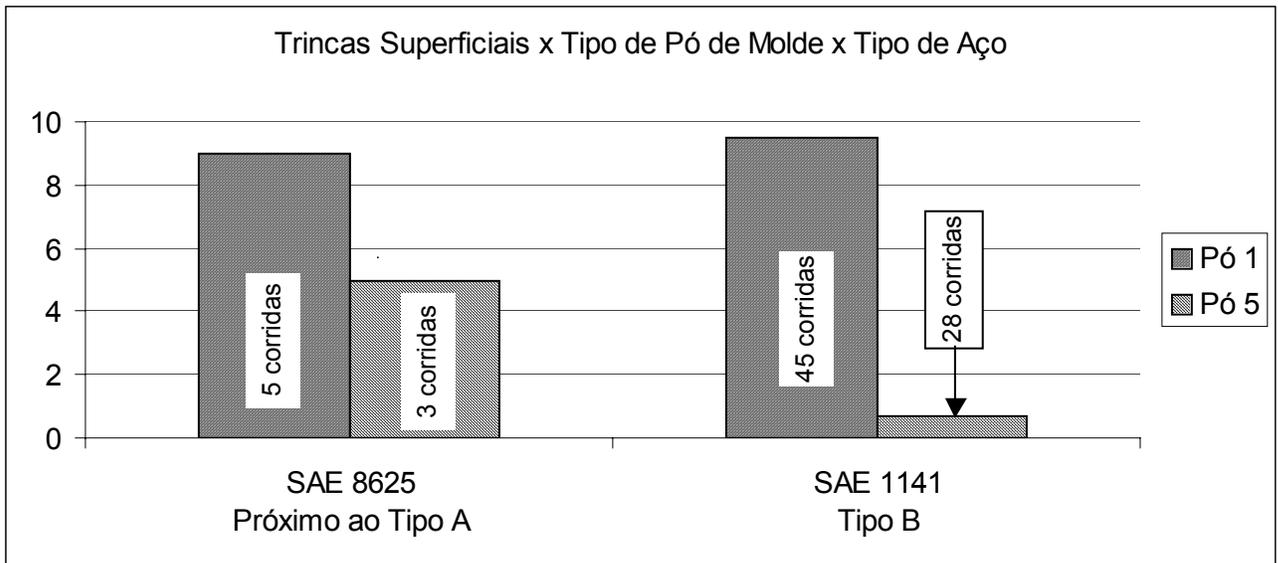


Figura 3.7 Figura comparativo do desempenho do sucateamento por trincas superficiais dos dois aços produzidos com os dois tipos de pós de molde.

Os resultados de sucateamento com o uso do pó #1 (pó padrão) são mostrados nas barras com listas finas. Os resultados de sucateamento com o uso do pó #5 (pó teste) são mostrados nas barras com listas grossas.

O percentual representa o índice de sucata por trincas superficiais das barras laminadas após inspeção.

Nota-se a diferença de impacto do fator “tipo de pó de molde” nos diferentes aços:

- no aço tipo B, SAE1141, de médio teor de carbono, houve uma redução de 93% (de 9,5% para 0,7%) no sucateamento por trincas superficiais das barras laminadas;
- entretanto, no aço próximo ao tipo A, SAE8625, a redução foi de 56% (de 9% para 5%) no sucateamento por trincas superficiais das barras laminadas, ou seja, não tão grande como no anterior.

A mudança do tipo de pó # 1 para o pó #5, basicamente atuou na redução da taxa de transferência de calor dentro do molde⁸. Esta redução, conforme a visto na revisão bibliográfica⁸, é muito importante para os aços tipo A.

O que se viu, entretanto, é que, diferentemente do que constava na literatura, a maior redução das trincas ocorreu justamente no aço do tipo B, i.e., no aço SAE1141.

Isso indicava, para o aço do tipo B, o SAE1141, que o uso do pó de alta basicidade (que propiciava uma baixa extração de calor dentro do molde) já era suficientemente robusto para eliminar o problema. Isso provavelmente acontecia pela neutralização do efeito fragilizante que o alto teor de enxofre propiciava neste aço. Não haveria necessidade, então, de ações adicionais para reduzir ainda mais as trincas superficiais.

Entretanto, isso indicava para o aço próximo ao tipo A, o SAE8625, que:

- estar-se-ia encontrando um resultado que ia de encontro (contra) à literatura ou
- haveria alguma outra variável mais importante que a modificação do pó de molde que estaria impedindo a redução significativa do volume de trincas superficiais.

Assim sendo, dever-se-ia testar ações adicionais para resolver o problema.

Neste sentido, testou-se a mudança no resfriamento secundário, conforme ver-se-á a seguir.

A diferença da quantidade de corridas testadas nos diferentes aços é explicada assim: - no aço SAE1141, à medida que os ensaios foram feitos viu-se que os resultados melhoraram. Com isso, o pó teste passou a ser padrão. Por isso obteve-se uma quantidade maior de corridas antes e após a modificação.

- já no caso do aço SAE 8625, a diferença de performance não foi tão boa, e fechou-se o levantamento logo em seguida ao primeiros testes para entender o que estava ocorrendo e testar medidas adicionais.

3.3. Parâmetros de lingotamento que atuam fora (abaixo) do molde

Como visto no item anterior, para aços do tipo A ou próximos ao tipo A (com FP entre 0,85 e 1,05), precisar-se-ia encontrar medidas adicionais para reduzir a formação de trincas superficiais.

A necessidade destas medidas adicionais à diminuição do fluxo de calor dentro do molde via mudança do pó lubrificante ficou ainda mais evidente quando se tentou produzir o aço DIN 20MnCr5 Mod, pois ocorreram sérios sucateamentos por trincas superficiais na fase de pré-testes.

Os parâmetros testados adicionalmente foram, então, a redução da água de resfriamento secundário e o aumento da velocidade de lingotamento.

3.3.1. Equipamentos

Para a realização dos testes de diminuição do resfriamento secundário utilizou-se um equipamento para a simulação do processo de lingotamento contínuo, o simulador físico Gleeble 3500.

Utilizou-se também um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Cambridge, modelo LEO 440 localizado na Gerdau Aços Finos Piratini para analisar as estruturas de fratura e um termógrafo digital Nec Saney TH3100.

A figura 3.8 apresenta uma fotografia do simulador Gleeble 3500, situado na Gerdau Aços Finos Piratini, Laboratório de Ensaios da Área de Pesquisa e Desenvolvimento de Produtos e Processos.



Figura 3.8 Visão geral do simulador Gleeble 3500.

Este simulador é uma máquina capaz de executar testes físicos termo-mecânicos dinâmicos em materiais e, com isso, simular processos de fabricação. Para isso, uma amostra de material é submetida a uma programação de ciclagem térmica, podendo, simultaneamente, sofrer trabalho mecânico. Essa programação deve refletir a situação industrial que se deseja reproduzir por simulação física.

O equipamento permite simular, além de outros, os seguintes processos:

- lingotamento contínuo;
- laminação a quente;
- forjamento a quente;
- soldagem (estudo da ZAC).
- etc.

Ele também pode realizar uma série de ensaios, tais quais:

- construção de curvas de ductilidade a quente a uma dada taxa de deformação pré-fixada;
- testes normais de uma máquina de tração/compressão em altas temperaturas;
- ensaios de torção a quente.

Basicamente, os simuladores Gleeble possuem um sistema de aquecimento por passagem de corrente elétrica na amostra em ensaio, um sistema servo-hidráulico e um sistema de aquisição de dados por computador. O modelo 3500 constitui-se de três módulos:

- Módulo fixo: módulo ao qual se acopla um dos outros dois módulos, de acordo com o ensaio a ser realizado. Abriga os atuadores hidráulicos, pneumáticos e elétricos, sendo controlado a partir do painel de controle digital;

- Módulo de tração: módulo capaz de abrigar montagens e ferramentas voltadas para testes que envolvem esforço de tração a quente ou tratamentos térmicos;
- Módulo de Compressão: módulo capaz de realizar ensaios de compressão a quente;
- Módulo de Torção: módulo capaz de realizar ensaios de torção a quente (este módulo a Gerdau Aços Finos Piratini não tem no momento).

O equipamento é versátil e pode ter suas potencialidades expandidas, permitindo a utilização de montagens e ferramentas opcionais que podem ser instaladas pelo próprio operador.

A atmosfera na qual se realizam os ensaios pode ser controlada ou não, havendo a possibilidade de se trabalhar sob vácuo ou utilizando-se algum gás inerte (ou mesmo alternando-se as situações a qualquer momento, conforme a programação).

Adicionalmente à Gleeble 3500, utilizou-se, novamente, a máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini para ratificar os resultados encontrados na Gleeble 3500.

3.3.2. Materiais

Utilizaram-se amostras de barras laminadas do aço DIN 20MnCr5 Mod para fazer os ensaios na Gleeble 3500. A composição do aço está na tabela V.

Tabela V Composição química do aço DIN20MnCr5Mod

Aço	Faixa C.Q.	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%Nb	%B	%Al	%N	FP
DIN20MnCr5 Mod	min.	0,15	0,15	1,10	1,17	0,20	0,06	0,02	0,02	0,0015	0,020	0,010	0,88
	máx.	0,17	0,30	1,25	1,27	0,25	0,08	0,03	0,03	0,0025	0,035	0,012	0,87

Esse aço foi escolhido porque, como indica a literatura⁸, é muito sensível às trincas superficiais.

Alguns exemplos da trincas transversais encontradas no DIN20MnCr5Mod são mostrados nas figuras 3.9 e 3.10, após pré-testes de avaliação de sua sensibilidade ao trincamento superficial no bloco de lingotamento contínuo de seção quadrada de 240mm.

Na figura 3.10 é mostrado o tarugo rebaixado de 240 para 150mm. Esta operação foi necessária para que se pudesse fazer a inspeção no equipamento Magissflux de partículas magnéticas, uma vez que a seção de 240mm não era passível de inspeção neste equipamento.

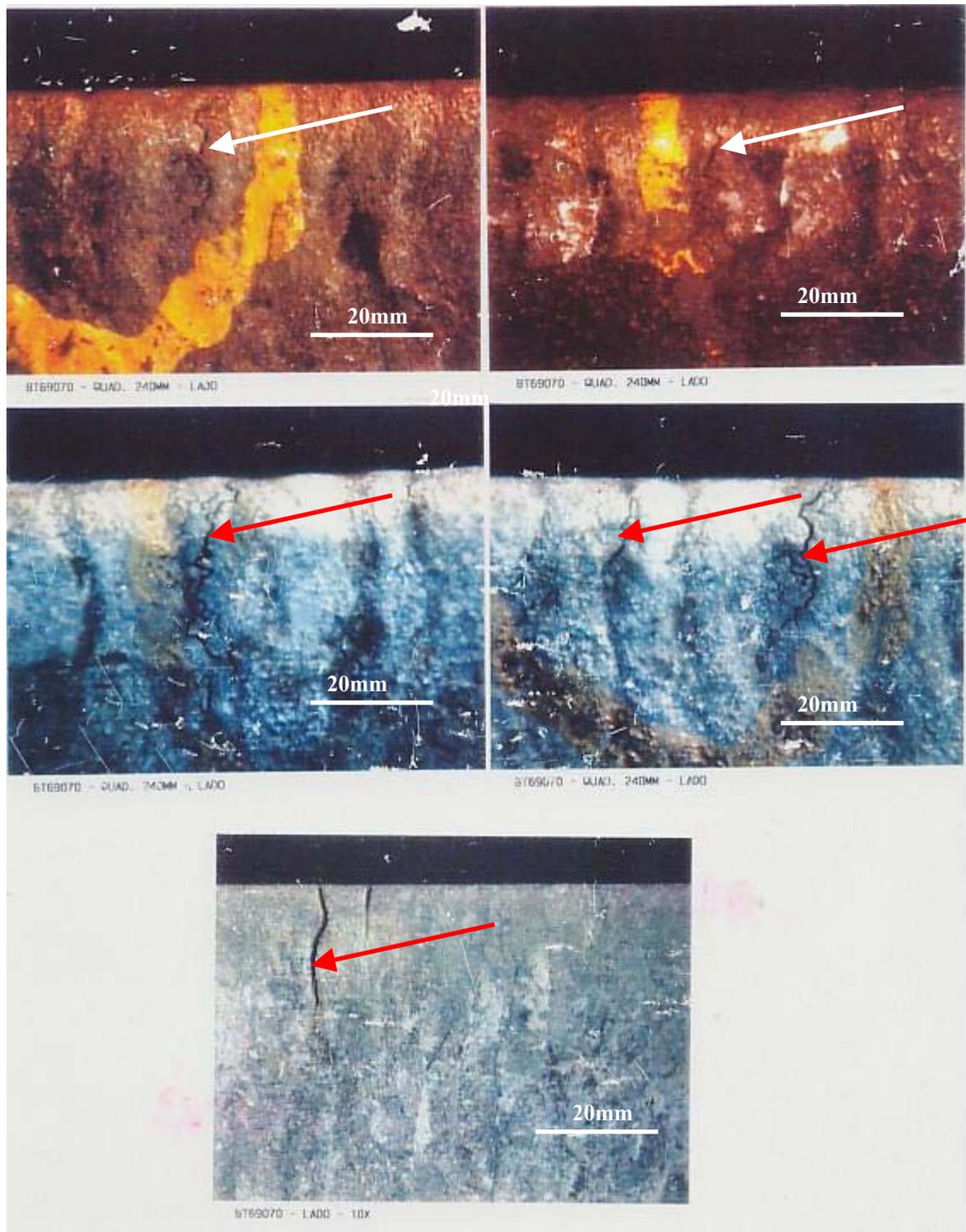
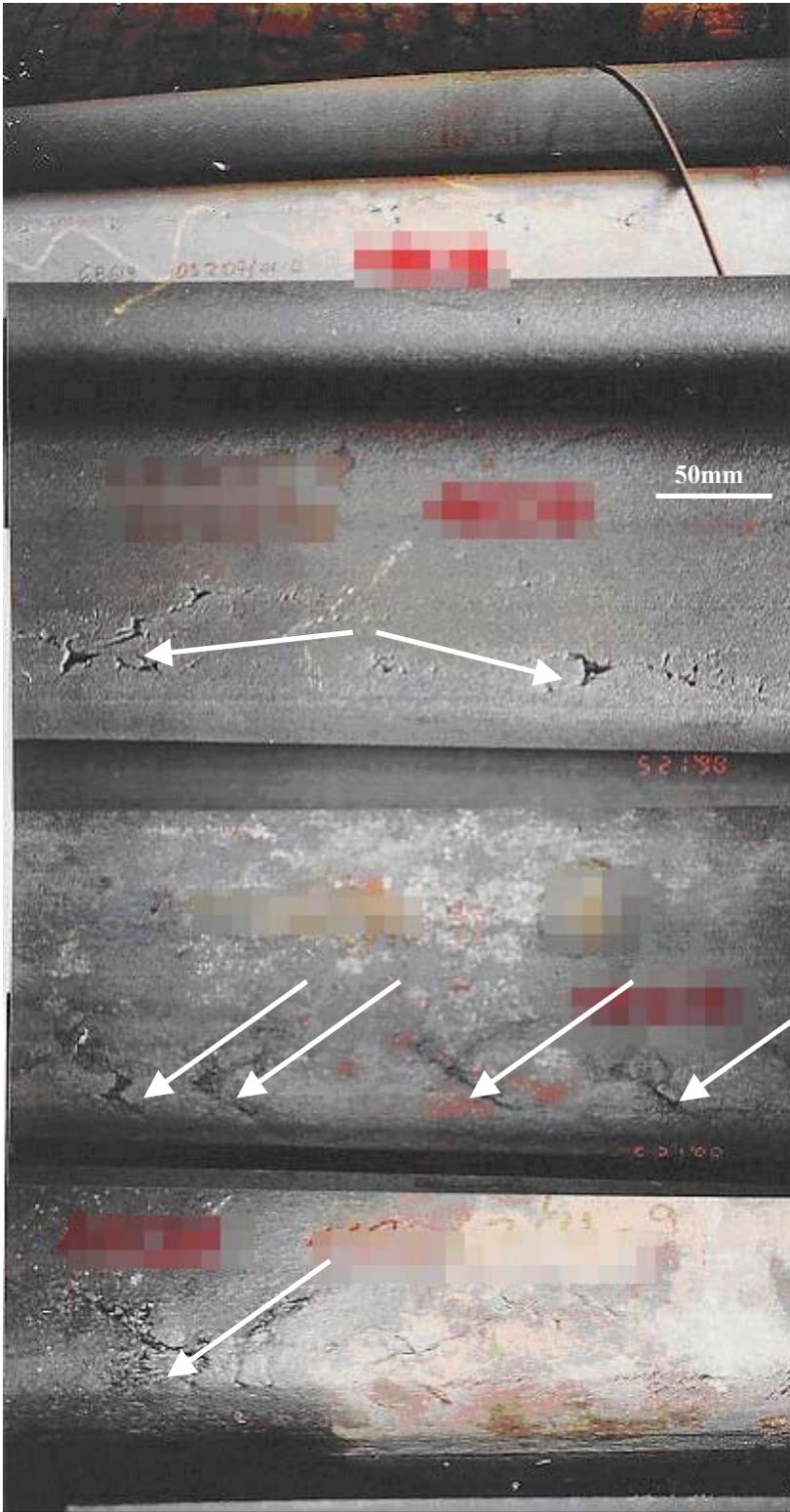


Figura 3.9 Trincas transversais de canto no tarugo 240mm x 240mm do aço DIN 20MnCr5 Mod, encontradas nos ensaios de pré-teste. Vazão de água do resfriamento secundário = 0,5L/kg; velocidade de lingotamento = 0,85m/min; pó de molde #1 (BAS=0.61).



Nota do autor:

Os efeitos de distorção de imagem nas fotos objetivam omitir a identificação das ordens de produção

Figura 3.10 Aspecto superficial dos tarugos do aço DIN 20MnCr5 Mod que possuíam trincas transversais de canto, após o rebaixamento no trem laminador desbastador da seção de 240 para 150mm. Vazão de água do resfriamento secundário = 0,5L/kg; velocidade de lingotamento = 0,85m/min; pó de molde #1 (BAS=0.61).

Conforme visto na revisão bibliográfica, o Nb combinado principalmente ao N, poderia ser o principal responsável pelo problema e, uma das soluções possíveis, residia no aumento da ductilidade quente durante as etapas de endireitamento do tarugo durante a produção na máquina de lingotamento contínuo.

Ainda de acordo com a literatura, o histórico térmico e a taxa de deformação empregada também poderiam ajudar na minimização do problema.

A composição química da corrida avaliada no DOE é apresentada na tabela VI seguinte:

Tabela VI Composição química da corrida do aço DIN-20MnCr5 usada nos testes

%C	%Si	%Mn	%S	%Cr	%Ni	%V	%Al	%Nb	%B	%N
0,16	0,20	1,20	0,030	1,25	0,25	0,025	0,030	0,025	0,002	0,011

3.3.3. Metodologia

Fez-se a simulação do processo de lingotamento contínuo no simulador físico termo-mecânico Gleeble 3500.

A máquina permite simular a evolução de temperatura da superfície do bloco ao longo do lingotamento contínuo como também as velocidades de lingotamento na região de endireitamento da máquina via informação das taxas de deformação que ocorrem a cada velocidade naquela região.

Para o planejamento e avaliação dos testes dos ensaios foi utilizado o software comercial Minitab.

A tabela VII mostra a relação das atividades executadas para se realizar e avaliar os testes da Gleeble 3500.

Tabela VII Fluxo das atividades para realização e avaliação dos testes

Tabela VII: Fluxo das atividades para realização e avaliação dos testes

- a) início
- b) montagem do planejamento de experimentos (escolha das intensidades de resfriamento secundário (L/kg) e velocidade de lingotamento (taxas de deformação)).
- c) determinação das curvas de resfriamento secundário com o modelo matemático existente na Gerdau Aços Finos Piratini
- d) cálculo das taxas de deformação da zona de endireitamento a serem usadas nos ensaios, as quais são funções das velocidades de lingotamento
- e) abastecimento da Gleeble com as curvas de resfriamento e das taxas de deformação para cada combinação do DOE.
- f) preparação dos corpos de prova
- g) realização dos testes para cada condição DOE (5 ensaios por condição)
- h) análise dos dados e descarte dos pontos extremos (maior e menor valor)
- j) cálculo das médias da %RA encontradas para cada condição de teste
- k) análise dos dados via software Minitab
- l) conclusões

A idéia básica da otimização dos parâmetros que atuam abaixo do molde foi de diminuir a taxa de resfriamento secundário para valores extremamente baixos e também aumentar a taxa de deformação existente durante o endireitamento do tarugo, via aumento das velocidades de lingotamento, o que, também, contribuiria para aumentar a temperatura durante o processo de endireitamento, e, com isso, também aumentar a ductilidade a quente naquela região, diminuindo, assim, a sensibilidade as trincas superficiais.

Assim, foi elaborado um projeto de experimentos (DOE – *Design of Experiments*) com dois fatores em dois níveis para determinar suas influências na ductilidade a quente do aço em estudo.

Os fatores investigados e as variáveis de resposta são vistos na tabela VIII.

Tabela VIII Projeto de experimentos

Fatores↓ / Níveis→	Nível Baixo	Nível Alto
Água do Resfriamento Secundário [L/kg]	0,11	0,50
Velocidade de Lingotamento [m/min]	0,75	0,95

A figura 3.11 mostra um desenho esquemático da máquina de lingotamento contínuo onde esse aço é produzido e os pontos de interesse para avaliação nesse projeto de experimentos.

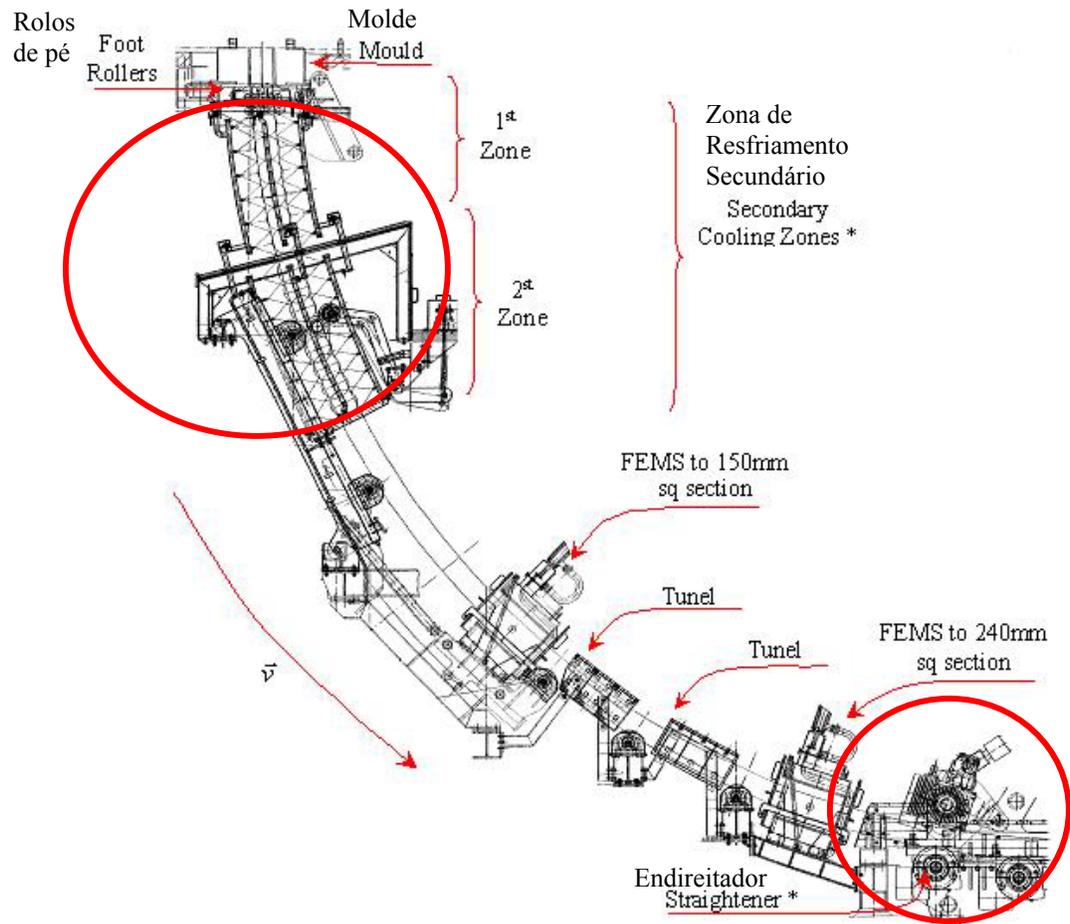


Figura 3.11 Esquema da máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini mostrando os pontos de interesse (círculos).

Nos ensaios realizados para simulação do lingotamento contínuo, optou-se por manter uma atmosfera inerte de N_2 super seco na câmara de vácuo, figura 3.13, a uma pressão de 1 atm no simulador. Antes, porém, realizou-se vácuo na câmara, quebrando então o vácuo com N_2 super seco. Esse procedimento foi feito por duas vezes seguidas antes de se iniciar o ensaio

Os testes gerados pelas quatro combinações do DOE são apresentadas na tabela IX:

Tabela IX Testes realizados no projeto de experimentos

Ordem do Teste	Velocidade de Lingotamento [m/min]	Água do Resfriamento Secundário [L/kg]
1	0,95	0,11
2	0,75	0,11
3	0,95	0,50
4	0,75	0,50

As figuras de 3.12 a 3.18 apresentam detalhes dos corpos de prova utilizados e o sistema de montagem no simulador.

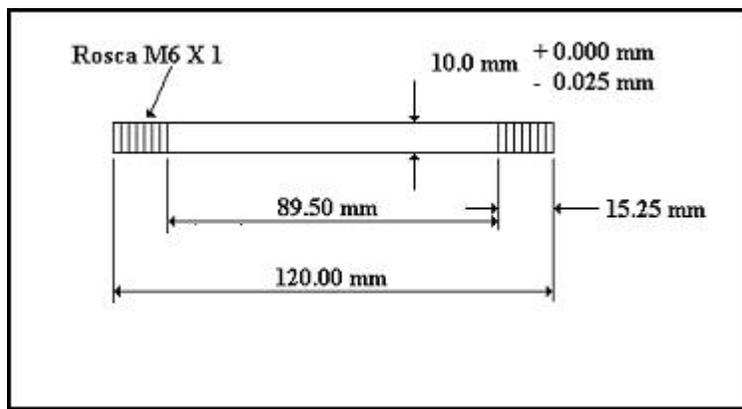


Figura 3.12 Geometria dos corpos de prova usados no simulador físico termomecânico (Gleeble 3500) nas simulações do lingotamento contínuo, onde o teste de ductilidade a quente foi realizado.

Todos os corpos de prova pertenceram a uma mesma corrida, de uma mesma barra laminada, de onde foram removidas amostras do meio raio.

Decidiu-se colher as amostras de barras laminadas, e não dos tarugos, porque as amostras de barras laminadas apresentam uma homogeneidade maior de propriedades ao longo de sua seção transversal quando comparadas ao tarugo.

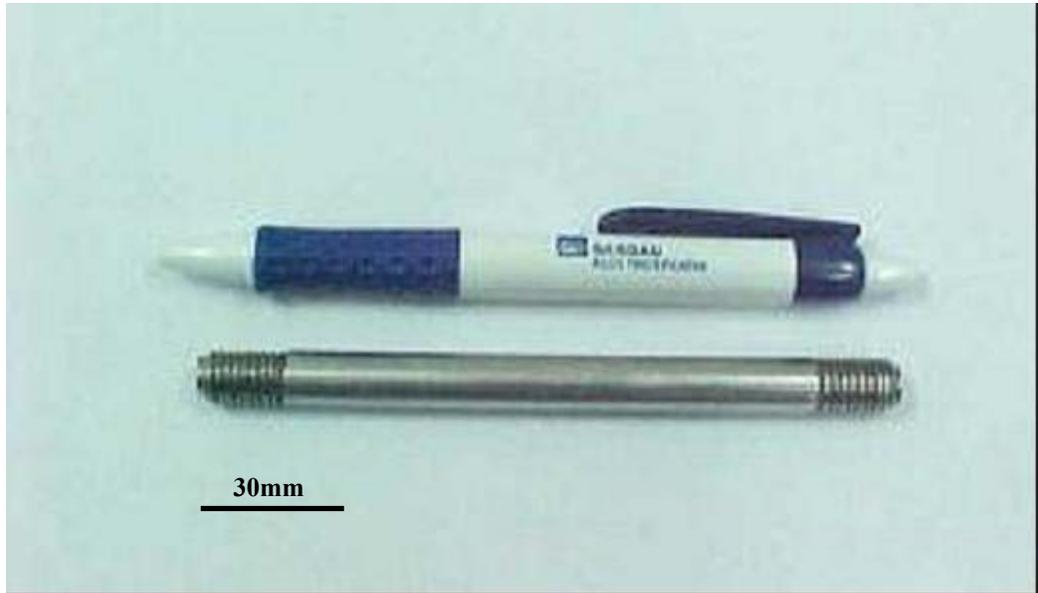


Figura 3.13 Foto do corpo de prova (retificado para melhor precisão dimensional).

A montagem para a realização dos ensaios é apresentada na figura 3.14.

Nesta montagem o esforço e o aquecimento são efetuados somente na região central do corpo de prova, uma vez que as garras são refrigeradas a água.

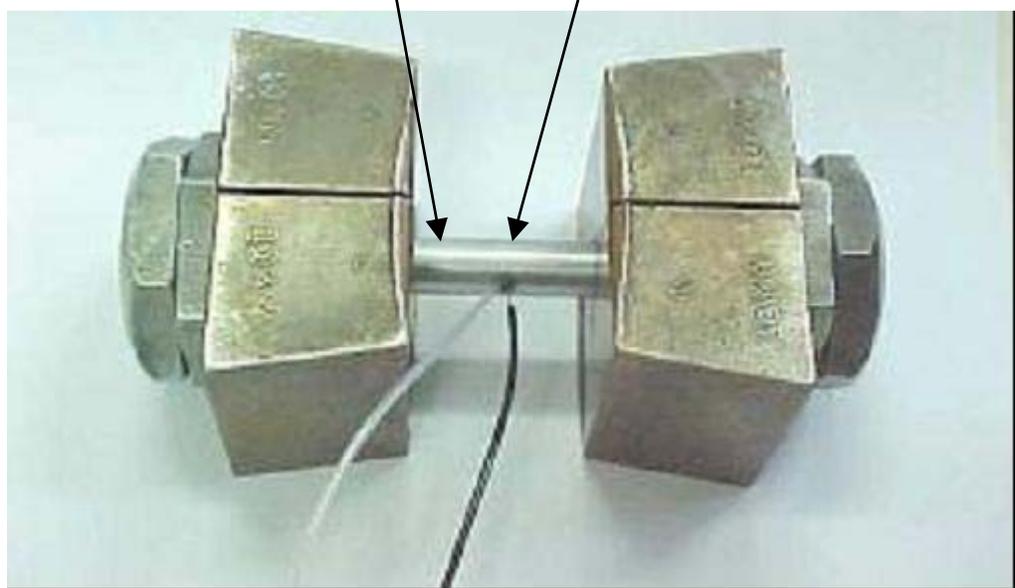
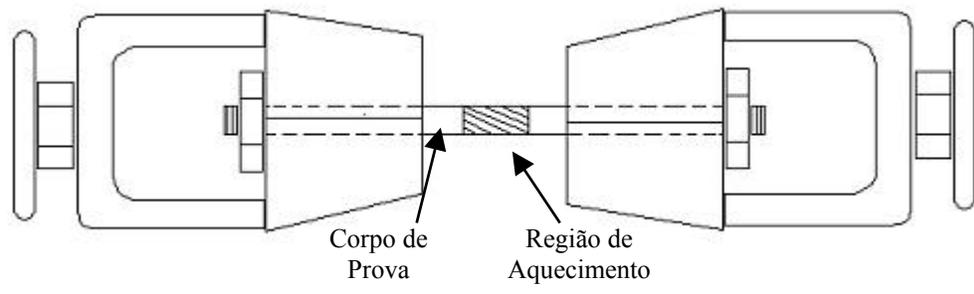


Figura 3.14 Corpo de prova preparado para ser colocado na câmara de vácuo para realização do ensaio. Foto mostrando o termopar soldado ao corpo de prova para permitir o controle de temperatura do ensaio pelo simulador.

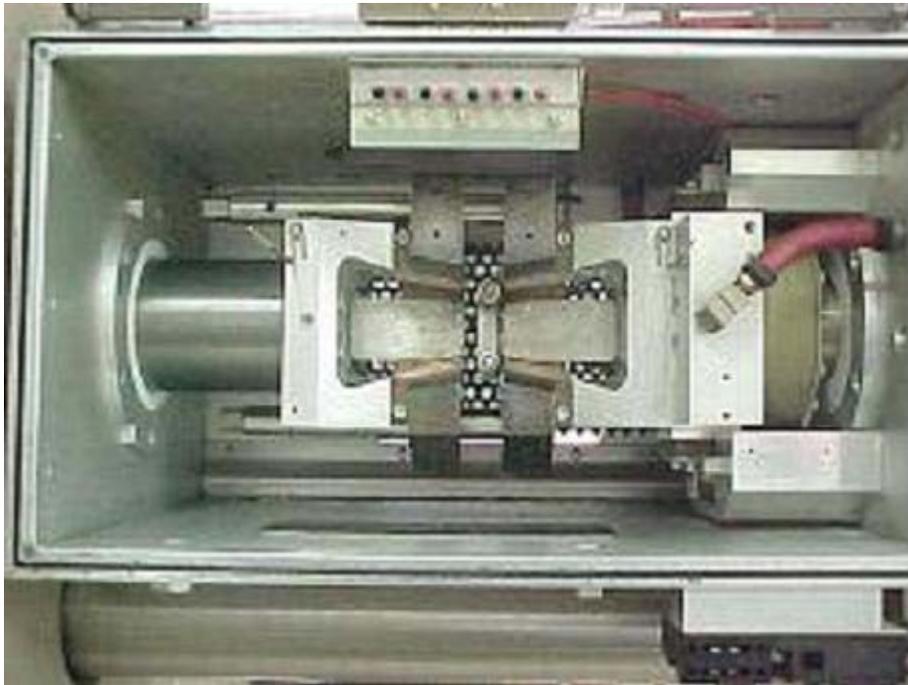


Figura 3.15 Detalhe da câmara de vácuo da Gleeble 3500 vazia.

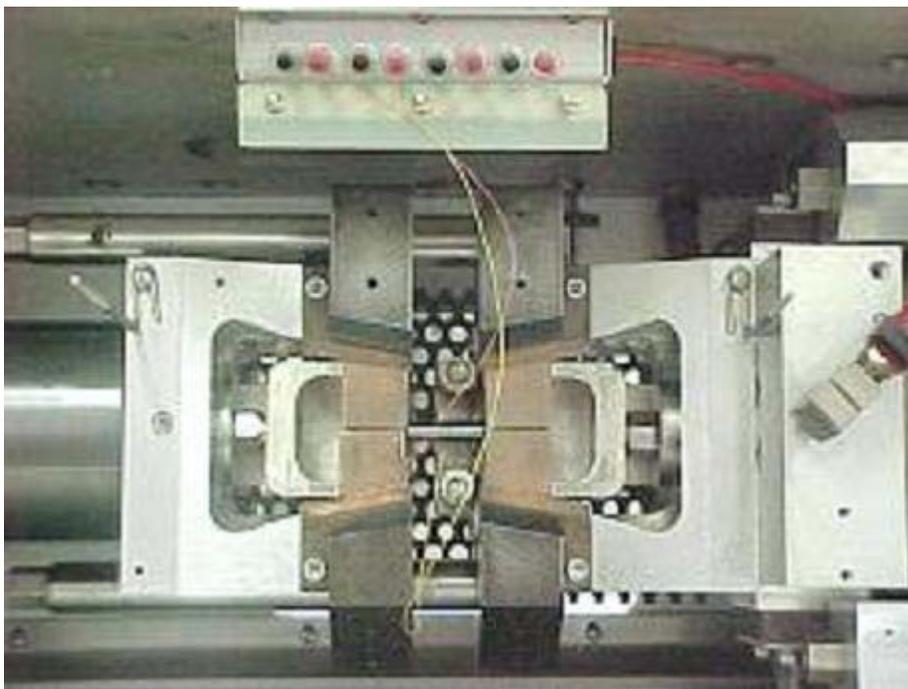


Figura 3.16 Câmara de vácuo da Gleeble 3500 com o corpo de prova antes de colocar o senso Lgage.

Foi usado um sensor para avaliar o deslocamento da amostra durante o ensaio de tração denominado de Lgage. Este sensor permite medidas precisas do deslocamento pois é fixado junto à amostra durante a realização do teste (figura 3.17).

A programação para o ensaio de tração consistiu no aquecimento das amostras até a 1300°C em 60 segundos, permanência por mais 60 segundos nesta temperatura e, em seguida, aplicou-se uma curva de resfriamento compatível com o que ocorre no canto do raio interno da superfície do bloco de seção quadrada de 240 X 240mm. A previsão dessas temperaturas foi feita através de um modelo matemático da máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini (Inalc).

Para cada uma das quatro condições do DOE, realizaram-se cinco testes como forma de se determinar um percentual de redução de área médio para cada temperatura.

Além disso, analisou-se os aspectos macros e microscópicos das fraturas.



Figura 3.17 Câmara de vácuo da Gleeble 3500 com o corpo de prova em posição para iniciar o teste.

A tabela X apresenta a equivalência entre as velocidades de lingotamento e as taxas de deformação aplicadas nos corpos de prova logo após a simulação do lingotamento contínuo.

Tabela X Taxas de deformação x velocidades de lingotamento para a seção de 240mm da máquina da Gerdau Aços Finos Piratini.

Linhas grifadas são as velocidades testadas no DOE.

Taxas de deformação superficial para seção de 240mm na região do endireitador					
Deformação	Comprimento	Velocidade de lingotamento	Tempo	Taxa de deformação	
				[%/min]	[s ⁻¹]
[%]	[m]	[m/min]	[min]		
1,35	2	0,40	5,00	0,27	4,5E-05
1,35	2	0,50	4,00	0,34	5,6E-05
1,35	2	0,60	3,33	0,41	6,8E-05
1,35	2	0,70	2,86	0,47	7,9E-05
1,35	2	0,75	2,67	0,51	8,4E-05
1,35	2	0,80	2,50	0,54	9,0E-05
1,35	2	0,90	2,22	0,61	1,0E-04
1,35	2	0,95	2,11	0,64	1,1E-04
1,35	2	1,00	2,00	0,68	1,1E-04
1,35	2	1,10	1,82	0,74	1,2E-04
1,35	2	1,20	1,67	0,81	1,4E-04
1,35	2	1,30	1,54	0,88	1,5E-04
1,35	2	1,40	1,43	0,95	1,6E-04
1,35	2	1,50	1,33	1,01	1,7E-04

A fórmula que calcula a deformação é dada pela expressão (fonte CST – Concast-Standard AG*). (*fabricante de máquinas de lingotamento contínuo):

$$\varepsilon \approx \frac{\pm \Delta R}{R_m} \cdot 100\%, \text{ onde:}$$

ε =deformação média para dois pontos de endireitamento na máquina de lingotamento contínuo estudada

ΔR =lado da seção (quadrada) do lingotamento contínuo dividido por 2

R_m =(raio que passa no centro no tarugo raio da máquina) – (lado da seção (quadrada) do lingotamento contínuo dividido por 2)

As figuras 3.18, 3.19 e 3.20 mostram como se calcularam estes valores e o sistema de momentos, tensões e forças envolvidas no cálculo dos valores da tabela X.

A figura 3.18 mostra como se calcula as deformações durante o endireitamento do tarugo.

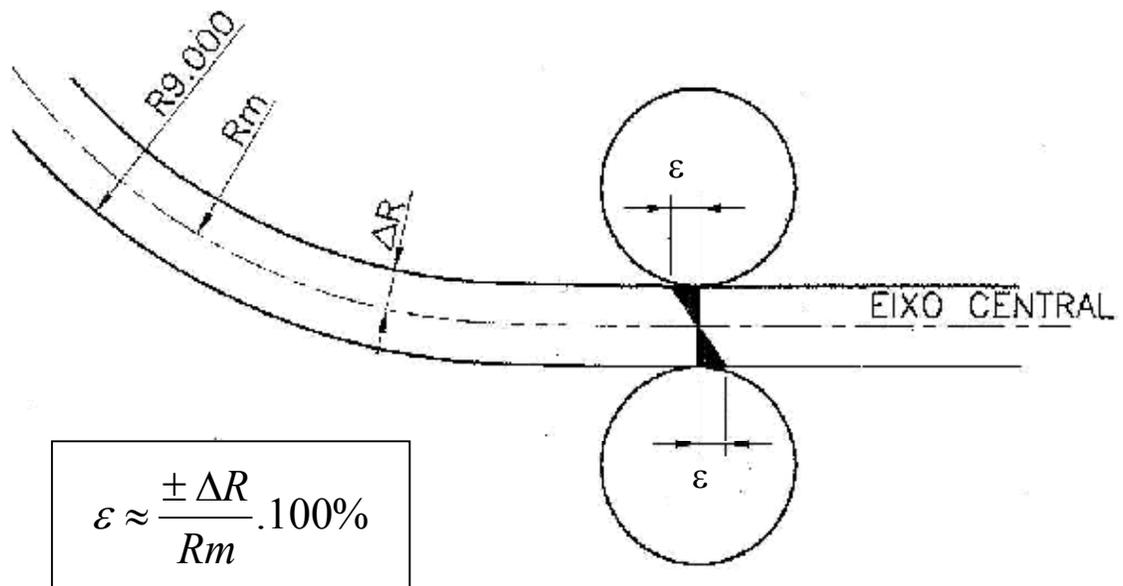


Figura 3.18 Desenho esquemático mostrando a como é calculada a deformação ε durante o endireitamento na máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini (fonte CST – Concast-Standard AG*). (*fabricante de máquinas de lingotamento contínuo).

A figura 3.19 mostra em detalhe todos os arcos, raios e distâncias desde o molde até endireitamento da máquina de lingotamento contínuo.

A figura 3.20 mostra os principais parâmetros de força, momento, tensão, deformação e taxa de deformação que atuam no endireitamento da máquina de lingotamento.

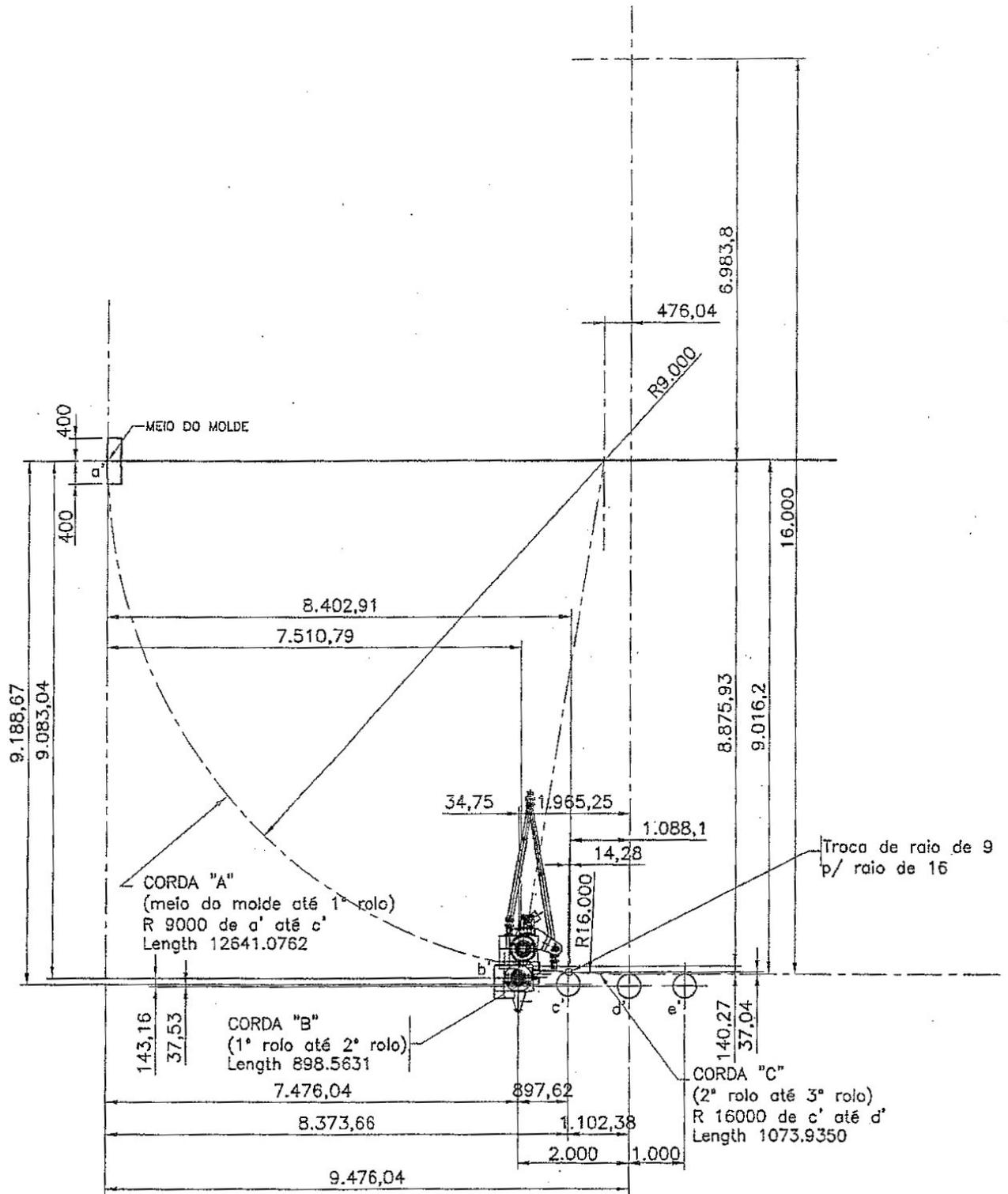


Figura 3.19 Detalhamento das distâncias e raios existentes na máquina de lingotamento contínuo da Gerdau Aços Finos Piratini, simulada na Gleeble.

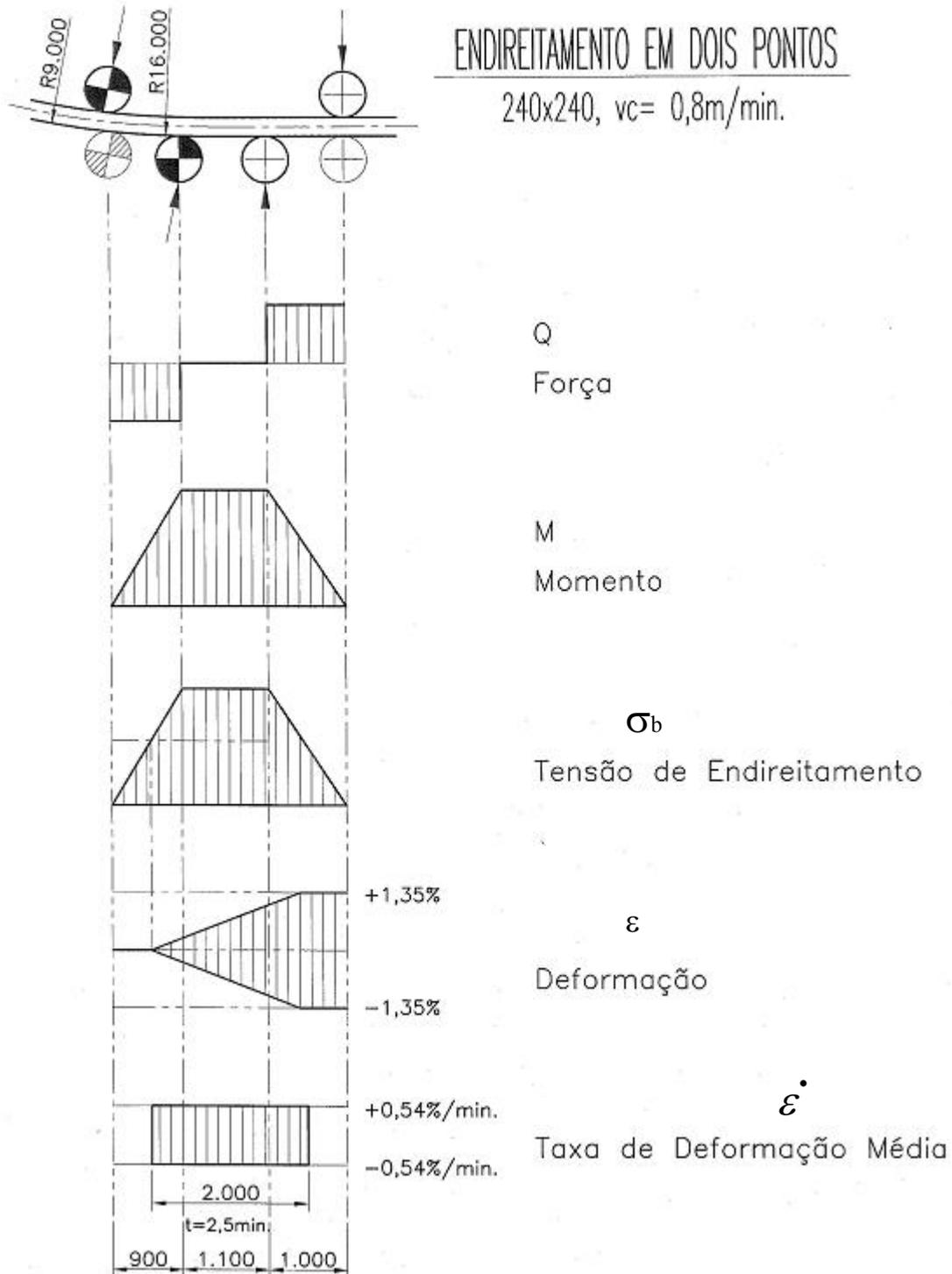


Figura 3.20 Principais parâmetros no endireitamento da máquina da Gerdau Aços Finos Piratini na seção de 240mm para uma a velocidade de 0,8m/min (fonte CST – Concast-Standard AG*). (*fabricante de máquinas de lingotamento contínuo).

A figura 3.21 mostra a relação das taxas de deformação x velocidade de lingotamento obtidas através das relações acima e mostradas na tabela X

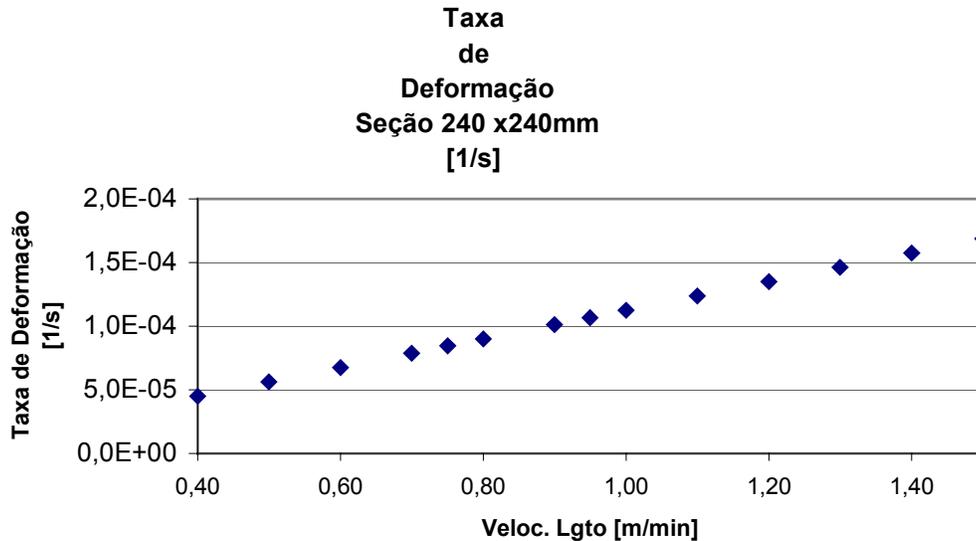


Figura 3.21 Velocidade de lingotamento x taxa de deformação aplicadas no teste de simulação do lingotamento contínuo.

Adicionalmente ao perfil de temperaturas ao longo do raio da máquina, a Gleeble 3500 pode simular a velocidade de lingotamento via controle da taxa de deformação, simulando, desta forma, o impacto desta variável na ductilidade a quente na zona de endireitamento do tarugo da máquina real do LC.

As curvas de resfriamento abastecidas no simulador físico termo-mecânico foram baseadas nas curvas de temperatura superficiais a seguir:

As curvas de temperatura superficial e subsuperficial 3.22 a 3.25 apresentam a previsão das temperaturas para o centro da face do bloco.

Para que se pudesse representar a temperatura no canto do *bloco*, foi subtraído 100°C das curvas de temperatura superficial. Este decréscimo foi feito uniformemente em toda a extensão do bloco com o intuito de melhor aproximar o que acontece no lingotamento real.

O decréscimo de 100°C escolhido foi medido na zona imediatamente anterior a zona de endimentamento do tarugo, em corridas reais.

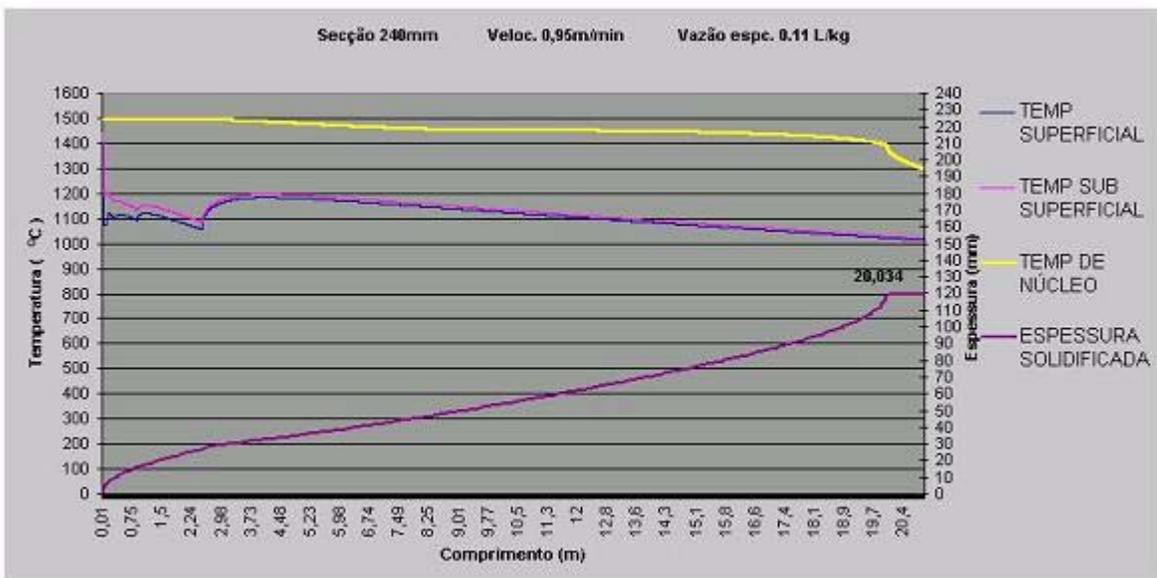


Figura 3.22 Curva de resfriamento do teste de ordem 1 da tabela IX.

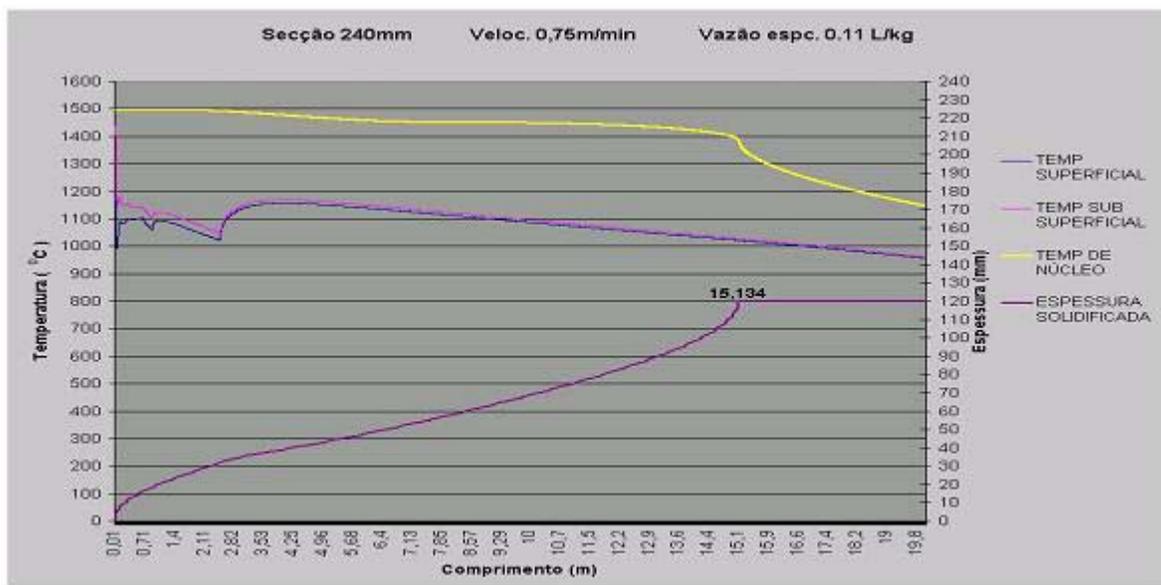


Figura 3.23 Curva de resfriamento do teste de ordem 2 da tabela IX.

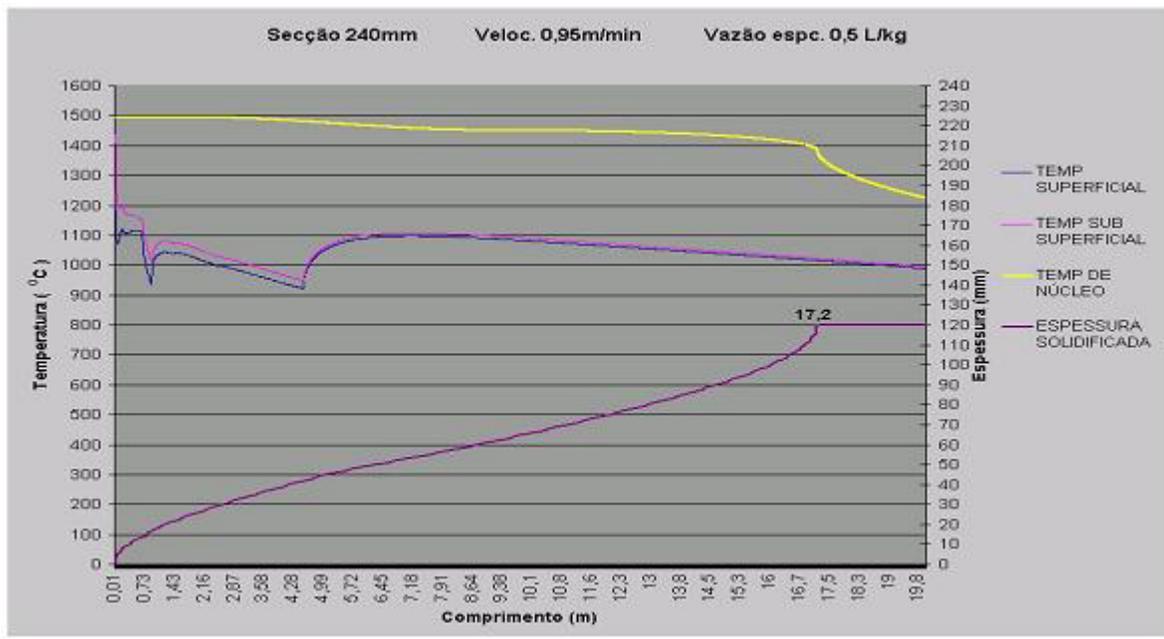


Figura 3.24 Curva de resfriamento do teste de ordem 3 da tabela IX.

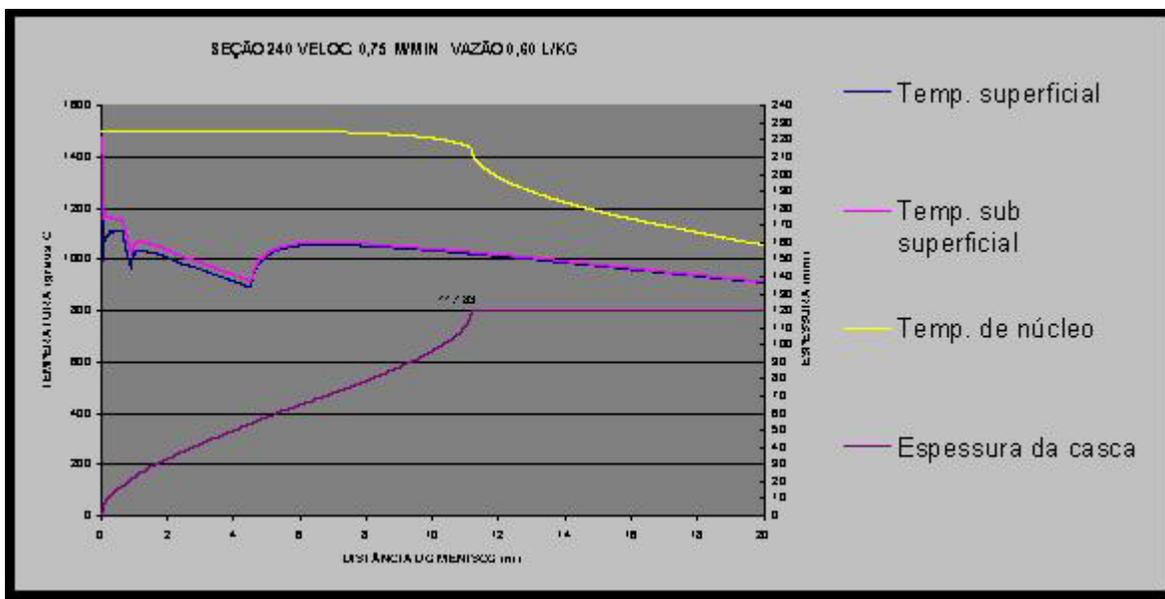


Figura 3.25 Curva de resfriamento do teste de ordem 4 da tabela IX.

A figura 3.26 vê-se uma termografia característica do aço em estudo é apresentada abaixo na zona imediatamente antes ao endireitamento.

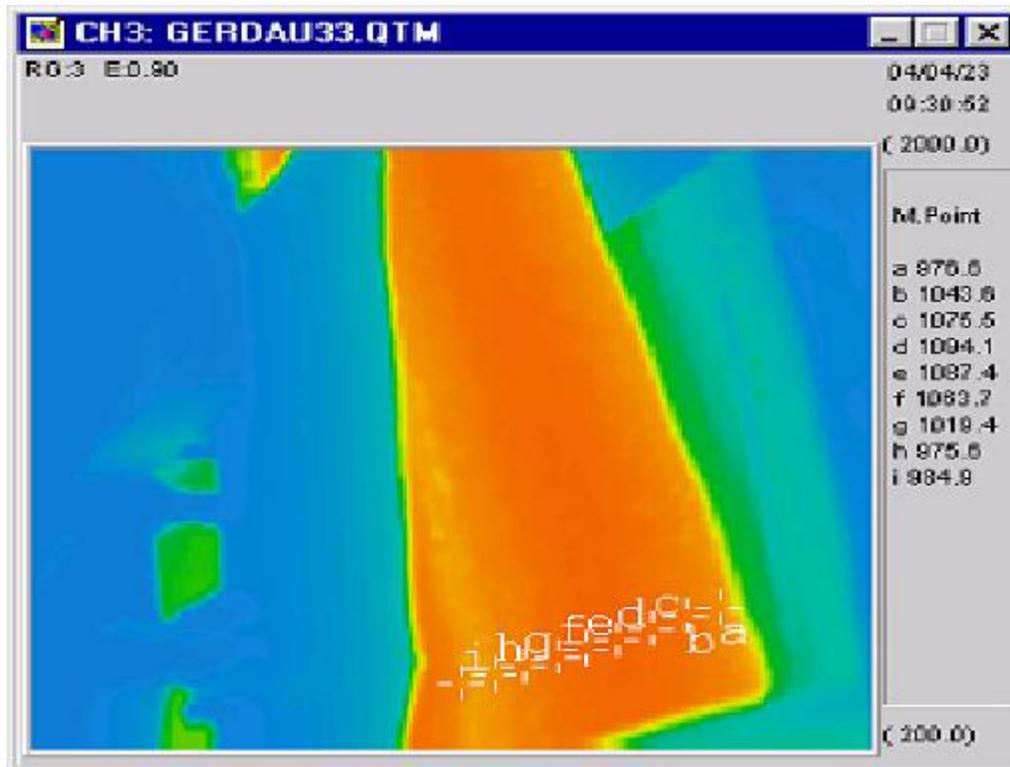


Figura 3.26 Termografia mostrando a diferença de temperatura entre o centro e o canto do raio interno do bloco de 240mm próximo a região do endireitamento do tarugo.

Esta termografia mostra a superfície do raio interno do tarugo imediatamente antes da região de endireitamento. As letras no corpo do tarugo são correlacionadas com as temperaturas (medidas pela coloração no termógrafo)

A figura 3.27 mostra na íntegra o ciclo total de aquecimento e resfriamento das curvas seguidas pela Gleeble para a simulação das diferentes condições de resfriamentos secundários da máquina de LC.

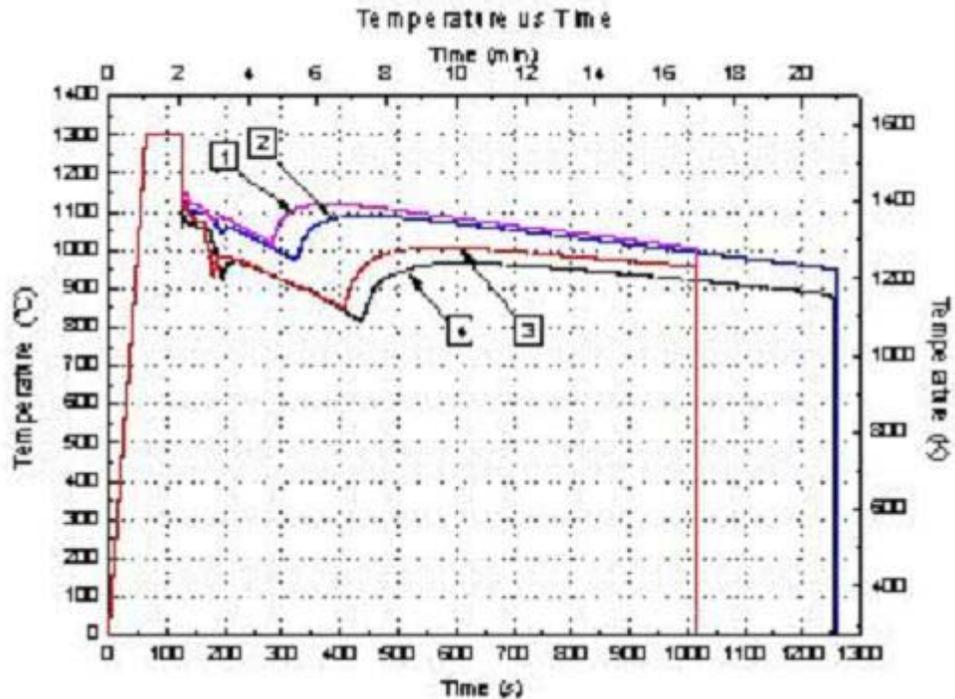


Figura 3.27 Curvas de resfriamento abastecidas na Gleeble para a simulação das diferentes condições de resfriamento secundário prévias a tração dos corpos de prova (endireitamento na máquina de LC) conforme tabela IX.

Vê-se na figura 3.27 que a elevação da temperatura dos corpos de prova da temperatura ambiente até a temperatura do início do teste, 1300°C, foi de 1min, manutenção em 1300°C durante 1min após o resfriamento seguindo-se as diferentes curvas.

3.3.4. Resultados e discussão

O aspecto dos corpos de prova de cada ensaio do projeto de experimentos (DOE) é mostrado nas figuras 3.28 e 3.29.

Os números no pé da figura 3.28 indicam o número do teste. As temperaturas associadas a cada corpo de prova indicam a temperatura no momento da tração, simulando a temperatura prevista no canto do bloco na passagem pela região de endireitamento da máquina de lingotamento contínuo. Da esquerda para a direita, diminuem a velocidade de lingotamento e temperatura na região do endireitamento. Aumenta, por outro lado, a intensidade do resfriamento secundário.

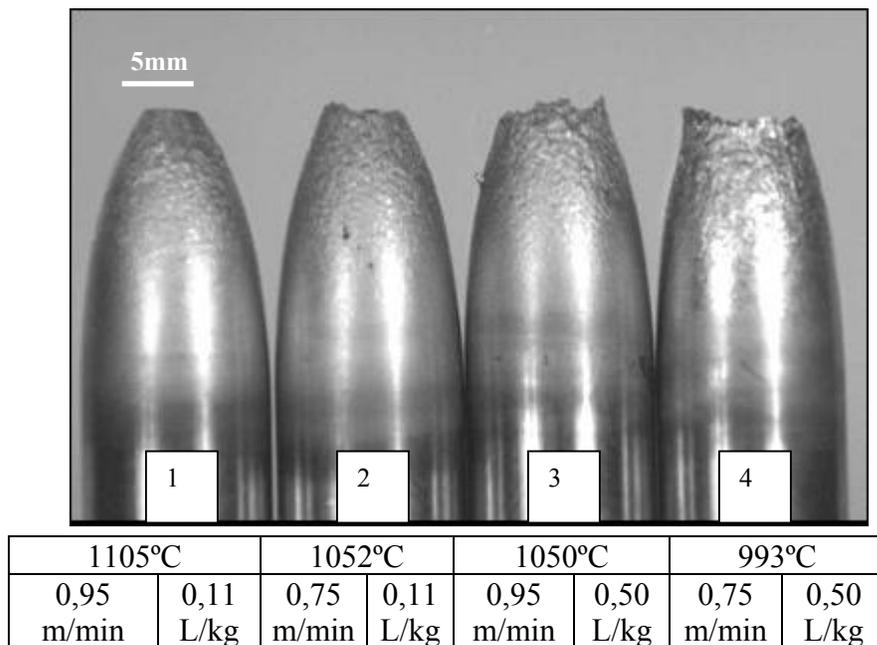


Figura 3.28 Aspecto visual dos corpos de prova após cada uma das simulações do projeto de experimentos, conforme tabela IX.

Ainda na figura 3.28, consegue-se perceber claramente a diminuição da ductilidade a quente (%RA) da esquerda para direita, ou seja, conforme se diminui a velocidade de lingotamento e se aumenta a intensidade de resfriamento secundário, a ductilidade a quente é prejudicada .

Na figura 3.29 apresenta-se as estruturas das fraturas dos corpos de prova da figura 3.28.

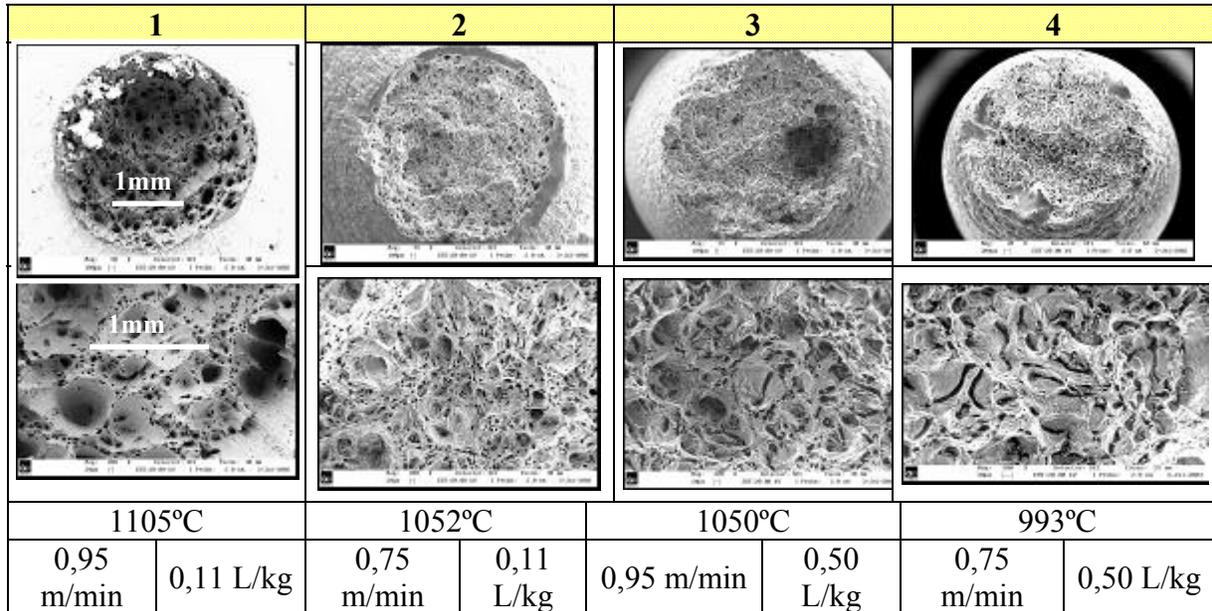


Figura 3.29 Estruturas dos corpos de prova da figura 3.28. Fotos do topo com aumento de 20X e fotos do pé com aumento de 200X.

Vê-se na figura 3.29 que a quantidade e o tamanho das microcavidades da estrutura diminuem na medida que se vai da esquerda para direita, i.e., de uma condição de maior ductilidade para uma condição de menor ductilidade a quente (%RA).

As figuras 3.30 a 3.32 mostram os valores de ductilidade a quente (%RA) encontrados.

Gráfico dos Efeitos Principais (valores médios) para %RA

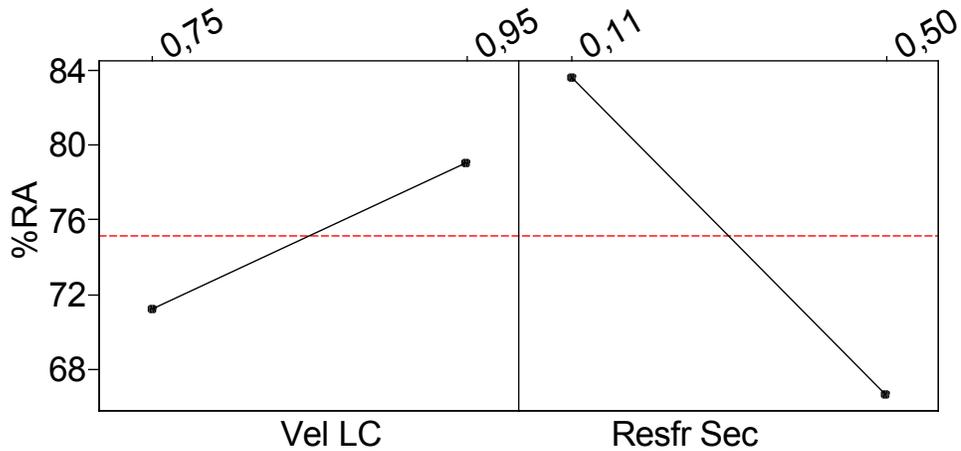


Figura 3.30 Figura dos efeitos principais da velocidade de lingotamento e resfriamento secundário na ductilidade a quente (%RA). OBS: as retas entre dois pontos é apenas uma convenção de apresentação do software.

A figura 3.30 obtida pelo Minitab dos resultados do DOE mostra que os valores médios de ductilidade a quente aumentam com o aumento da velocidade de lingotamento e diminuem com o aumento da intensidade do resfriamento secundário.

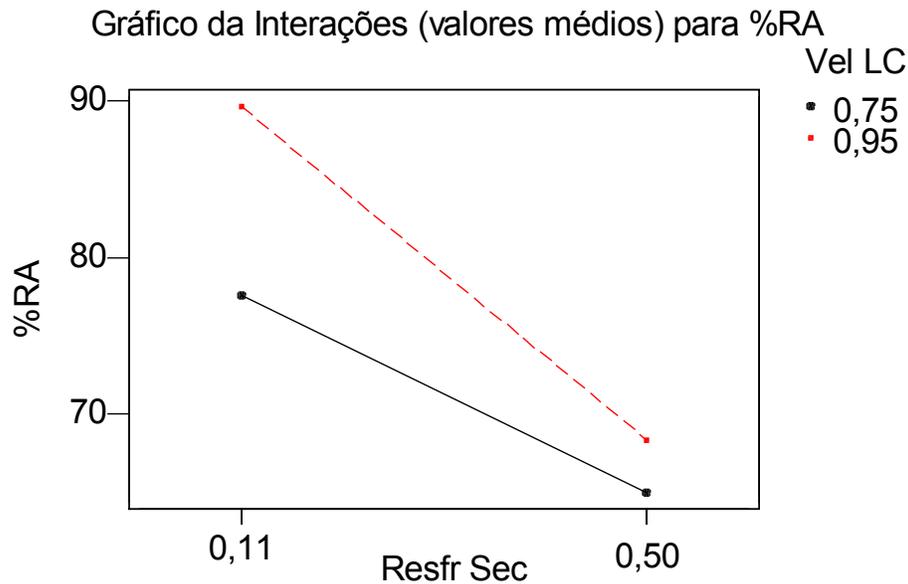


Figura 3.31 Figura das interações (valores médios) para %RA.
 OBS: as retas entre dois pontos é apenas uma convenção de apresentação do software.

A figura 3.31, também obtida pelo Minitab com resultados do DOE, mostra, igualmente, que os valores médios de ductilidade a quente aumentam com o aumento da velocidade de lingotamento e diminuem com o aumento da intensidade do resfriamento secundário. Adicionalmente, mostra que a queda da ductilidade é maior quando a velocidade é maior e aumenta-se a intensidade de resfriamento secundário. Mostra também que, para uma baixa taxa de resfriamento secundário, temos uma maior queda de ductilidade quando baixamos a velocidade. Ao contrário, quando temos uma alta taxa de resfriamento secundário e baixamos a velocidade, a queda na ductilidade não é tão significativa.

A figura 3.32 mostra que os extremos da ductilidade a quente aparecem no canto inferior direito (maior ductilidade a quente) e no canto superior esquerdo (menor ductilidade), justamente onde temos, respectivamente, maior velocidade de lingotamento combinada com a menor intensidade de resfriamento secundário e a menor velocidade de lingotamento combinada com a maior intensidade de resfriamento secundário.

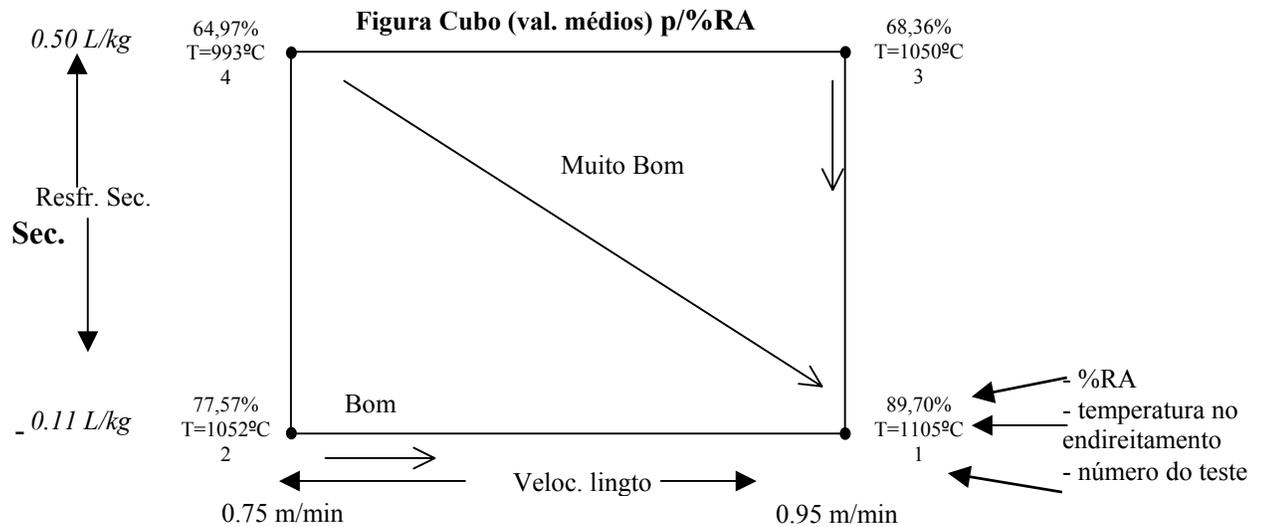


Figura 3.32 Figura das interações (valores médios) para %RA.

OBS: as retas entre dois pontos é apenas uma convenção de apresentação do software.

Conforme visto nos resultados mostrados nas figuras 3.28 a 3.32, a idéia de variar a intensidade da água do resfriamento secundário para alterar o calor removido do bloco durante o seu trajeto pela máquina de lingotamento contínuo, aumentando a temperatura na zona de endireitamento do tarugo e, por conseqüência, a ductilidade a quente naquela região obteve sucesso nos ensaios de simulação.

Viu-se que o aumento da velocidade de lingotamento também obteve os resultados desejados, ou seja, quanto mais rápido a velocidade de lingotamento, menor foi o tempo permitido para as amostras perderem calor por irradiação para o ambiente e, com isso, obteve-se uma maior temperatura na zona equivalente a de endireitamento do tarugo. Um efeito adicional do aumento da velocidade foi que ela aumentou as taxas de deformação na região equivalente a do endireitamento na máquina de lingotamento contínuo e, com isso, provavelmente minimizou o tempo para a precipitação induzida por deformações, diminuiu a deslização de contornos de grão e minimizou o tempo para formação e difusão controlada de vazios e subseqüentes precipitações.

Alguns efeitos colaterais que poderiam se esperar da aplicação desta prática na produção de um bloco real seriam⁸:

- aumento da trincas *off-corners*
- aumento das trincas internas de meio raio
- aumento de trincas centrais

Para evitar o efeito colateral de trincas *off-corners*, o uso de rolos de pé logo abaixo do molde é recomendada⁸.

Concluindo, foram obtidos maiores valores de ductilidade a quente (89,70%) para a velocidade de lingotamento de 0,95m/min associada à intensidade de resfriamento secundário de 0,11L/kg. Adicionalmente, os piores valores de ductilidade a quente (64,97%) foram obtidos com velocidade de lingotamento de 0,75m/min e intensidade de resfriamento secundário de 0,50L/kg.

3.3.4.1. Superfície de resposta de %RA

Em função dos resultados encontrados no item anterior, foi elaborado mais uma gama de testes para visualizar graficamente o efeito dos fatores em estudo dentro dos extremos dos intervalos escolhidos no projeto de experimentos, com o objetivo de obter-se a superfície de resposta ‘severidade de resfriamento secundário’ x ‘velocidade de lingotamento’ x ‘ductilidade a quente’

Os testes realizados foram os seguintes:

Tabela XI Grade de testes para confecção da superfície de resposta de %RA em função da intensidade do resfriamento secundário e velocidade de lingotamento:

Vazão [L/kg]	Velocidade lgto [m/min]		
	0,75	0,85	0,95
0,11	A	B	C
0,20	D	E	F
0,30	G	H	I
0,40	J	K	L
0,60	M	N	O

Os resultados encontrados estão na figura 3.33.

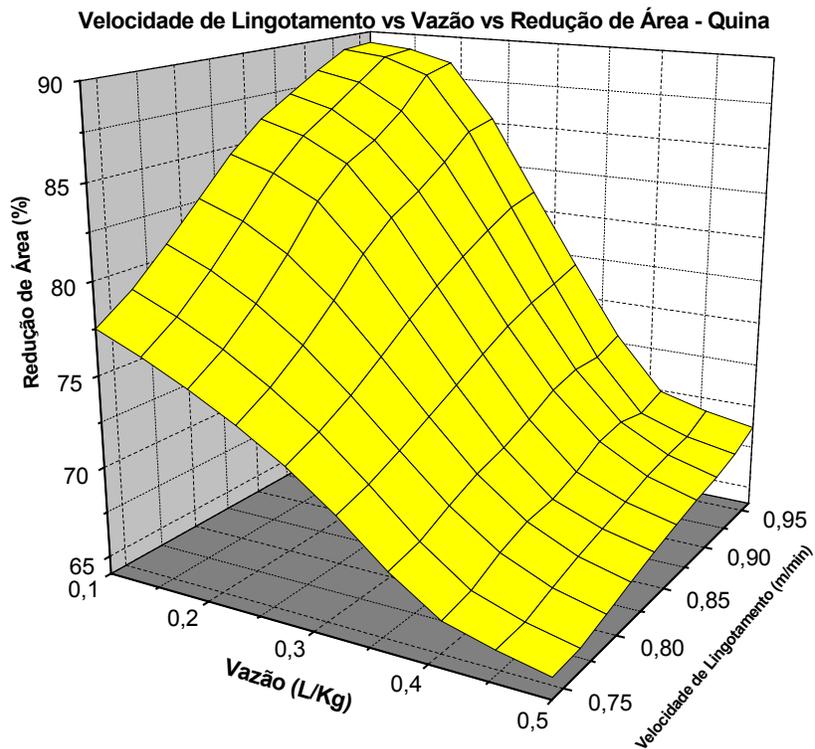


Figura 3.33 Superfície de resposta da ductilidade a quente para o aço DIN 20MnCr5 Mod em função da velocidade de lingotamento e intensidade de resfriamento secundário.

Concluí-se pela análise da figura 3.33 que os valores encontrados dentro dos extremos de velocidade de lingotamento e de resfriamento secundário testados no DOE também seguem a mesma tendência encontrada naquele teste, ou seja, quanto maior a velocidade de lingotamento e menor a intensidade de resfriamento secundário, maior a ductilidade a quente.

3.3.4.2. Resultados da aplicação dos parâmetros otimizados na produção real do aço em estudo

Aplicando-se os parâmetros otimizados encontrados nos ensaios da Gleebe, ou seja, velocidade de 0,95m/min e intensidade de resfriamento secundário de 0,11L/kg, obteve-se uma redução do índice de sucateamento de 40 vezes na produção real na usina.

A figura 3.34 apresenta a evolução do sucateamento comparando-se 10 corridas em cada condição.

Análise Vertical do Sucateamento

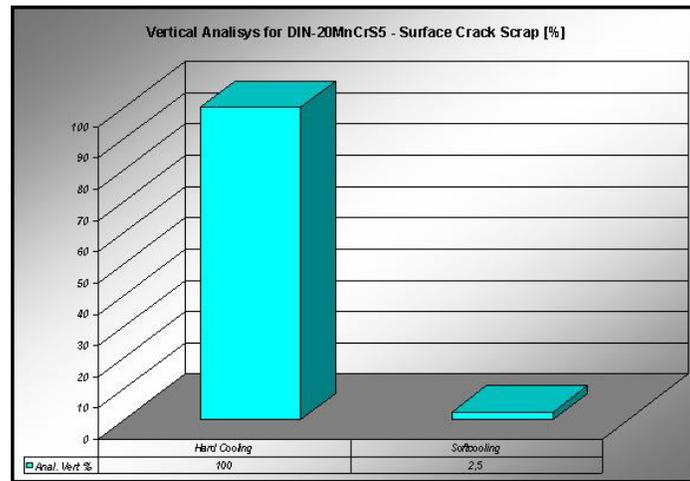


Figura 3.34 Análise vertical do sucateamento do aço DIN 20MnCr5 Mod antes e após a modificação dos parâmetros de lingotamento.

A estratégia de baixa intensidade de resfriamento secundário associada a altas velocidades de lingotamento é uma realidade hoje na Gerdau Aços Finos Piratini, não só no aço em estudo, mas em todos aqueles sensíveis aos defeitos superficiais. A figura 3.35 apresenta a evolução do índice de sucateamento via uma análise horizontal.

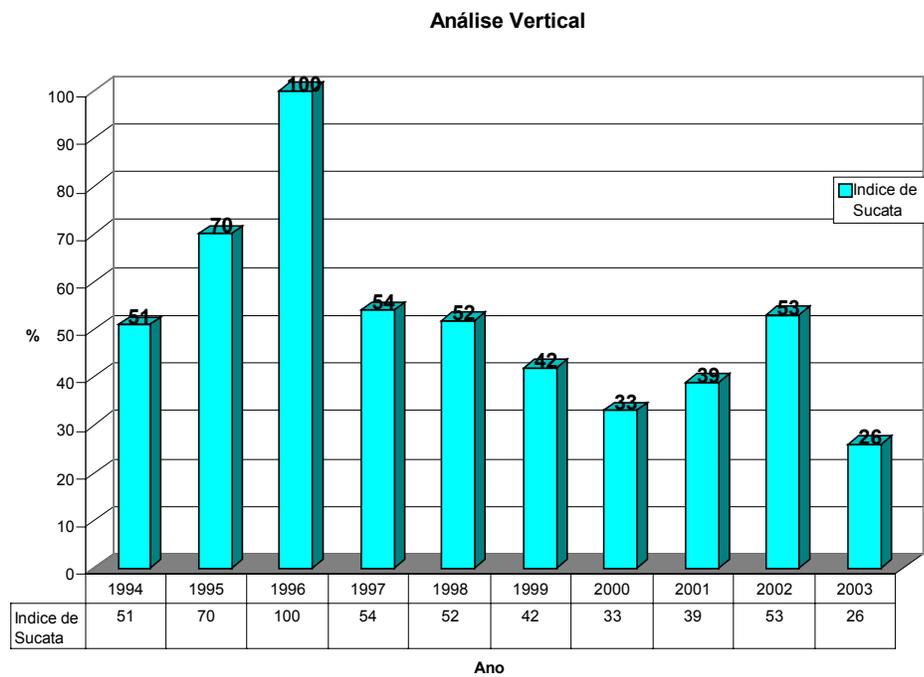


Figura 3.35 Análise vertical da evolução do índice de sucateamento por trincas superficiais.

4. CONCLUSÕES

- O pó fluxante de alta basicidade ($\text{CaO/SiO}_2=1,10$) apresentou um resultado melhor no índice de sucateamento por trincas superficiais nas barras laminadas quando comparado ao pó fluxante de baixa basicidade ($\text{CaO/SiO}_2=0,62$) nos dois diferentes tipos de aços testados, próximo do tipo A e do tipo B.

- No aço SAE 1141, do tipo B, o uso do pó de molde de maior basicidade apresentou uma maior redução no índice de trincas superficiais quando comparada ao aço SAE 8620 (mais próximos aos aços do tipo A).

- Baixas intensidades de resfriamento secundário garantem ductilidades a quente mais altas no ponto mais sensível ao trincamento fora do molde (endireitamento do tarugo), reduzindo assim a tendência de formação e crescimento das trincas superficiais.

- Altas velocidades de lingotamento contínuo garantem ductilidades a quente mais altas no ponto mais sensível ao trincamento fora do molde (endireitamento do tarugo), reduzindo assim a tendência de formação e crescimento das trincas superficiais.

- A redução na intensidade do resfriamento secundário de 0,50L/kg para 0,11 L/kg teve um impacto médio maior no aumento da ductilidade a quente quanto comparado ao impacto médio pelo aumento da velocidade de lingotamento de 0,75m/min para 0,95m/min.

- Os ensaios realizados no simulador físico termomecânico conseguiram prever muito bem o comportamento quanto aos defeitos superficiais do aço em estudo, visto os resultados reais encontrados após as mudanças dos parâmetros reais do lingotamento contínuo.

- Não foram verificados efeitos colaterais no aumento da velocidade e na redução do resfriamento secundário

- A harmonia no uso de um pó de molde adequado e um resfriamento secundário adequado é de fundamental importância para se evitar defeitos superficiais no aço DIN-20MnCr5 Mod.

5. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Verificar a possibilidade de aumento de velocidade de lingotamento ainda mais, sem apresentar efeitos colaterais como defeitos internos, e sem mudar o comprimento ou o tipo de conicidade do molde de cobre
- Verificar quais as características dos defeitos superficiais dos produtos laminados para identificar a origem dos mesmos, i.e., Aciaria, Laminação, ou outros. Este é um assunto de muita polemica em muitas usinas no mundo nos dias atuais. Ainda não há um consenso nem uma norma para o assunto.
- Verificar a influência da viscosidade x tipo de molde x defeitos superficiais nos tarugos produzidos.
- Monitorar com termopares a extração de calor no molde e a sua influência nos defeitos superficiais
- Monitorar a fricção no molde e a sua influência nos aços produzidos
- Estudar os fatores de oscilação da máquina da Gerdau Aços Finos Piratini para otimizar ainda mais a estrutura de solidificação
- Estudar o impacto do resfriamento terciário (caixas de abafamento) nos defeitos superficiais para aços tipo A críticos

6. REFERÊNCIAS

- 1) WOLF, M.M. Estimation of Crack Susceptibility for New Steel Grades. In: 1st European Conference on Continuous Casting, Florence, Italy, 1991, p. 2.489-2.499
- 2) Howe, A.A. Development of a Computer Model of Dendritic Microsegregation for use with Multicomponent Steels. In: Modelling the Flow and Solidification of Metals. Dordrecht, The Netherlands, T.J. Smith, Martinus Nijhoff Publishers, 1987. p. 51-59.
- 3) Yasumoto, K. Metallographic Study of Surface Cracking Mechanism. In: Continuously Cast Steel Slabs. 1988. Thesis (PhD), Imperial University, Tokyo.
- 4) Howe, A.A. Segregation and Phase Distribution during Solidification Structure of Rapidly Solidified 18Cr-8Ni Stainless Steel. In: Tetsu-to-Hagané, v. 78, 1992, p. 1369-1376
- 5) Wolf, M.M. Mold Heat Flux and Lubrication Control – two major functions of caster productivity and quality assurance, In: Process Technology Conference Proceedings, v. 13, 1995, p. 99-117
- 6) Brimacombe, J.K.; O.C., F.R.S.C. Empowerment with knowledge toward the intelligent mould for the continuous casting of steel billets, the centre of metallurgical process engineering, In: The University of British Columbia, Vancouver, B.C., Canada, V6T 1Z4,.
- 7) Suzuki, H.G.; Nishimura, S.; Yamaguchi, S. Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification. In: Transactions ISIJ, v. 22, 1982, p. 48-56.
- 8) Wolf, M.M. Initial Solidification and Strand Surface Quality of Peritectic Steels, In: Continuous Casting, v. nine, ISS, 1997
- 9) Wolf, M.M. Fine Intergranular Surface Cracks in Bloom Casting, In: Transactions ISIJ, Vol 24, 1984
- 10) Thomas, B.G. ; Brimacombe, J.K.; Samarasekera, I.V. The Formation of Panel Cracks in Steel Ingots: a state-of-the-art review. ISS Transactions, v. 7, 1986, p. 7-20.
- 11) MEHNRA, Yasuhiro et al., In: Effect of Carbon on Hot Ductility of as-cast Low Alloy Steels, In: 108th ISIJ Meeting, October 1984, S904 at Hiroshima University in Hiroshima
- 12) Bungeroth, A.; Ende, H. vom, On Defect Types in Continuous Casting, In: Report of Mannesmann AG, Research Institute, Duisburg-Huckingen, undated reprint (in German).

- 13) Byrne, A. et al., Commissioning and Work-up of the Three Strand Round Bloom Caster at British Steel, Clydesdale Works, In: Ironmaking and Steelmaking, v. 17, 1990, p. 288-291.
- 14) R. Capotosti et al., Instrumented Mold for Breakout Safety and Assurance of Product Surface Quality in Stainless Steel Slab Casting, Steelmaking Conference Proceedings, v. 76, 1993, p. 415-423
- 15) Kitano, Y. et al., Improvement of Slab Surface Quality of Ultra Low Carbon Steel, In: Tetsu-to-Haganage, v. 80, 1994, p. T165-TI68.
- 16) Harada, S. A Formation Mechanism of Transverse Cracks on Continuously Cast Slab Surface, ISIJ International, v. 30, 1990, p. 310-316.
- 17) Takeuchi, E.; Brimacombe, J.K. Effect of Oscillation Mark Formation on the Surface Quality of Continuously Cast Steel Slabs, In: Metallurgical Transactions B, v. 16B, 1985, p. 605-625.
- 18) McPherson, N.A.; Mercer, R.E. Continuous Casting of Slabs at BSC Ravenscraig Works, In: Ironmaking and Steelmaking, Vol 7, 1980, pp 167-179
- 19) Harste, K. et al. Thermal and Mechanical Models for Continuous Casting, In: Stahl und Eisen, v. 115, 1995, No. 4, p. 111-118.
- 20) Scheel; R. ; Korte, W., Influence of Mold Powder Composition on Slag Performance an Casting Practice, In: Stahl und Eisen, Vol 107, 1987, pp 781-787
- 21) Takeuchi, H. et al., Development of a Carbon Free Casting Powder for Continuous Casting of Steels, In: Transactions ISIJ, v. 19, 1979, p. 274-282
- 22) Schwerdtfeger, K. Crack Susceptibility of Steels in Continuous Casting and Hot Forming, In: StahLeisen.
- 23) Maehara, Y. ; Ohmori, Y. The Precipitation of AlN and NbC and the Hot Ductility of Low Carbon Steels, In: Materials Science and Engineering, Vol, 62, 1984, pp 109-119
- 24) Suzuki, K.; Miyagawa, S.; Stato, Y. Precipitation of Fine Carbonitride and High Temperature Embrittlement of Low Carbon Steel during Cooling in Secondary Cooling Zone of Continuous Caster, In: Tetsu-to-Hagané, v. 79, 1993, p. 1266-1272.
- 25) Ueda, T. et al. Operation and Quality of the New Slab and Bloom Caster at Kashima Steel Works, In: The Sumitomo Search, 1982, No. 27, p. 17.
- 26) Patrick, B.; Ludlow, v. Development of Casting Practices to Minimize Transverse Cracking in Microalloyed Steels, In: La Revue de Métallurgie – CIT, Vol 91, 1994, pp 1081-1089

- 27) Irving, W.R.; Perkins, A.; Gray, R. Effect of Steel Chemistry and Operating Parameters on Surface Defects in Continuously Cast Slabs, In: Ironmaking and Steelmaking, v. 11, 1984, p. 146-15-1
- 28) Patrick B.; Ludlow, v. Development of Casting Practices to Minimize In: La Revue de Métallurgie – CIT, Vol 91, 1994, pp 1081-1089
- 29) Fujiyama, T. et al. Production of Continuous Casting Slabs Free from Surface Crack, In: Steelmaking Conference Proceedings, Vol 68, 1985, p. 215-221.
- 30) Hamagami, K. et al. Studies on Quality Improvements I Strand Cast Slab at Chiba Works, In: Steelmaking Conference Proceedings, Vol 65, 1982, p. 358-364.
- 31) Andrzejewski, P.; Köhler, K.-U.; Pluschkell, W. New Aspects of Oscillation Mode Operation and Results in Slab Casting, In: Process Technology Conference Proceedings, v. 9, 1990, p. 173-181.
- 32) Lmant, J.Y. et al. Advanced Control of Mold Operacional and Improved Slab Surface Quality on Sollac Continuous Casters, In: Proceedings of the Sixth International Iron and Steel Congress; Volume 3 – Steelmaking, I, ISIJ, Nagoya, Japan, 1990, p. 317-324.
- 33) Hammer, R. et al. Technological Measures in Slab Casting to improve Surface Condition, In: Stahl u. Eisen, v. 109, 1989, p. 277-284.
- 34) Nilson, H.; Schrewe, H.; Jacobi, H. Casting of Rounds on the High Performance Plants at Meannesmannröhren-Werke AG, In: Stahl u. Eisen, v. 107, 1987, pp 217-224
- 35) Miyashita, Y. et al., Improvement of Surface Quality of Continuos Cast Slab, In: Nippon Kokan Technical Report Overseas, 1982, No. 36, p. 55-64.
- 36) Hishio, M. et al. The Surface Cracks of High Tensile Continuous Casting Slabs, In: Transactions ISIJ, v. 21, 1981, p. B15.
- 37) Harste, K et al. Optimization and Supervision of Process Control in the Slab Casting of Steel, In: Stahl u. Eisen, v. 113, 1993, No. 7, p. 51-58.
- 38) Santa Maria, E. et al. Settlement of Suitable Casting Condition of Microalloyed Steels for Plates and Tubes, In: 2nd European Conference on Continuous Casting – v.1, VDEh, Düsseldorf, 1994, p. 135-140.
- 39) Wolf, M.M. Fine Intergranular Surface Cracks in Bloom Casting, Transactions ISIJ, Vol 24, 1984

- 40) Grill, A. ; Brimacombe, J.K. Influence of Carbon Content on Rate of Heat Extraction in the Mold of a Continuous Casting Machine. In: Ironmaking and Steelmaking, v. 3, 1976, p. 76-79
- 41) Wolf, M.M ; Schwabe, H. On Tramp Element Control in Electric Steelmaking, In: Proceedings 2nd European Electric Steel Congress - Part 11, AIM, Florence, Italy, 1986, p. P.4.8/1-P.4.8/34.
- 42) K. Narita et al. Surface Cracks of Continuously Cast Bloom of Si-Mn Spring Steel, Transactions ISIJ, v. 21, 1981, p. B-159
- 43) Kawasaki, S. et al. Effect of Secondary Cooling on the Quality of Continuously Cast Blooms, La revue de Métallurgie – CIT, Vol, 85 1988, pp 237-243.
- 44) Fu, J.Y. et al. On the Hot Ductility of Continuously Cast Microalloyed Steels, In: 8th PTD Conference Proceeding, pp 43-49, 1988.
- 45) Suzuki, Mikio et al. Simulation of Transverse Crack Formation on Continuously Cast Peritectic Medium Carbon Steel Slabs, In: Steel Research 70 (1999) #10
- 46) Wolf, M.M. The Free Meniscus Problem, In: Steel Times International, Vol 16, 1992, No. 2, p. 37-38.
- 47) Aketa, Y. ; Ushijima, K. Study on the Mechanism of the Occurrence and the Prevention of Cracks in Continuously Cast Billets of Steel, Tetsu-to-Hagané Overseas, v. 2, 1962, p. 334-343.
- 48) Lait, J.E. et al. The Liquid Pool Geometry and Cast Structure in Continuously Cast Blooms and Beam Blanks at the Algoma Steel Corporation, In: National Open Hearth and Basic Oxygen Steel Conference Proceedings, v. 56, 1973, p. 269-302.
- 49) Murakami, T. et al. Improvement of Longitudinal Corner Cracks at High Speed Casting, CAMP-ISIJ, v. 5, 1992, p. 1291
- 50) Suzuki, H.G.; Nishimura, S.; Yamaguchi, S. Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification, Transactions ISIJ, v. 22, 1982, p. 48-56.
- 51) Relatório Interno RT049/99; Gerdau S.A. Aços Finos Piratini
- 52) Brimacombe, J.K. Continuous Casting Course VIII – 2002
- 53) Akhlaghi, S. et al., Effect of Deformation on the Hot Ductility and Microstructural Evolution of a Nb-Ti Microalloyed Steel, In: 41st MWSP Conference Proceeding, ISS, Vol XXXVII, 1999
- 54) Zhang, H. et al. Effect of Niobium on Continuous Casting Solidification Structures of HSLA Steels, In: Basic Metals Processing Research Institute, University of Pittsburgh and the Advanced Technology Center of Western Pennsylvania - USA