

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

Dissertação de Mestrado

“ Influência dos parâmetros de laminação a quente e  
tratamentos térmicos sobre a formação de estrutura  
perlítica heterogênea em aço ABNT 1045  
para hastes de amortecedores “

Autor: Ricardo Corrêa Botelho  
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos  
Co-orientador: Ph.D Francisco José Martins Boratto

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE LAMINAÇÃO A QUENTE E  
TRATAMENTOS TÉRMICOS SOBRE A FORMAÇÃO DE  
ESTRUTURA PERLÍTICA HETEROGÊNEA EM AÇO ABNT 1045  
PARA HASTES DE AMORTECEDORES

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

Autor: Ricardo Corrêa Botelho

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Co-orientador: Ph.D Francisco José Martins Boratto

Área de concentração : Metalurgia Física

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2004

## **AGRADECIMENTOS**

Gostaria de agradecer a todas as pessoas que contribuíram de uma forma ou outra para a realização desse trabalho e, especialmente:

À Companhia Siderúrgica Belgo Mineira pela oportunidade de crescimento profissional e pessoal.

Ao Professor Dagoberto Brandão Santos, pela orientação e confiança em mim depositada.

Ao Engenheiro Francisco José Martins Boratto, pela contínua colaboração, a qual foi de fundamental importância durante a realização deste trabalho.

À Professora Berenice Mendonça Gonzalez pela amizade e colaboração na execução deste trabalho.

Aos Engenheiros Fábio da Silva Borchardt, André Luiz Assunção, Leandro Aparecido Marchi e Márcio Rodrigo Solimani pela amizade e participação na execução deste trabalho.

Ao Técnico Genivaldo de Paulo Matos pela ajuda na preparação e coleta das imagens metalográficas.

Aos colegas do Departamento de Metalurgia e Garantia da Qualidade que me apoiaram na execução deste trabalho.

Dedico este trabalho ao meus Pais Antônio Alberto (*in memorian*) e Idalgina que mostraram a seus filhos um caminho de vida pautado no respeito, honestidade e ajuda ao próximo.

À minha esposa Shyrlene não posso dirigir esta dedicatória, uma vez que este trabalho também lhe pertence. Não fosse o apoio e compreensão recebida, este estudo não teria chegado ao seu término.

## **SUMÁRIO**

1 – INTRODUÇÃO	16
2 – OBJETIVO	18
3 – REVISAO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1 – Formação de Heterogeneidade Estrutural	19
3.1.1 – Influência da temperatura de Reaquecimento	19
3.1.2 – Influência dos Parâmetros de Laminação	28
3.1.3 – Transformação da Austenita	31
3.1.4 – Influência da Temperatura final de Laminação e Taxa de resfriamento	40
3.1.5 – Influência do Tamanho e Distribuição das Partículas de Precipitado	49
3.2 – Processo de Laminação de Bitola Grossa	50
3.2.1 – Forno de Reaquecimento	51
3.2.2 – Descarepador de Tarugos	51
3.2.3 – Laminador de Fio Máquina	52
3.2.4 – Compactadores de Bobinas	53
4 - METODOLOGIA	54
4.1 – Material	54
4.2 – Metodologia de Trabalho	55
4.2.1 – Retirada de Amostras	55
4.2.2 – Especificação das condições de Experimentos	55
4.2.3 – Análise Metalográfica	57
4.3.4 – Metodologia de Análise	58
5 – RESULTADOS E DISCUSSAO	59
5.1 – Tamanho de Grão Austenítico	59
5.2 – Influência das Condições de Resfriamento	67
5.3 – Taxa de resfriamento das Amostras	69
5.3.1 – Curvas obtidas em laboratório	69
5.3.2 – Curva obtida no processo industrial	72

5.3.3 – Comparação entre as taxas de resfriamento experimentais com a industrial	74
6 – CONCLUSOES	76
7 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	77
8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Esquema do sistema de suspensão dianteira de um automóvel.

Figura 1.2 – Exemplo de ocorrência de “colônia de perlita” na estrutura interna do fio máquina destinado a fabricação de hastes para amortecedores estruturais.

Figura 3.1.1 – Crescimento de grão para 3 tipos de aço (30 min de encharque). Composição química dos aços: A e B são aços comuns; I e K são aços com 0,098 e 0,075% de V, respectivamente; AA e W são aços com 0,048 e 0,044% de Nb, respectivamente.

Figura 3.1.2 – Efeito do teor de Nb na temperatura de crescimento de grão. A parte descontínua no gráfico indica uma faixa de grãos com tamanho duplo produzidos na temperatura de crescimento

Figura 3.1.3 – Aumento da temperatura de crescimento de grão para 4 tipos de aços microligados causado pelo aumento na concentração dos microligantes.

Figura 3.1.4 – Efeito da temperatura de reaquecimento do tarugo no tamanho de grão.

Figura 3.1.5 – Características do crescimento de grão em função da temperatura para aço baixo carbono tratado ao alumínio.

Figura 3.1.6 – Efeito da temperatura no tamanho da partícula de AlN em amostras com tempo de tratamento de 1 hora.

Figura 3.1.7 – Tamanho de grão médio em função da temperatura de encharque para o aço 1045 com vanádio.

Figura 3.1.8 – Característica da microestrutura austenítica observada nas três condições de aquecimento.

Figura 3.1.9 – Influência da temperatura e deformação plástica equivalente no tamanho de grão final após deformação plástica, para o aço AISI 1045.

Figura 3.1.10 – Comparação da distribuição da deformação equivalente e microestrutura a 750°C, para o aço AISI 1045.

Figura 3.1.11 – Efeito da temperatura média de transformação da perlita no tamanho da colônia de perlita e espaçamento interlamelar, para o aço 0,76%C – 0,085%V.

Figura 3.1.12 – Relação entre a fração volumétrica de ferrita e o tempo em uma dada temperatura de transformação. As amostras foram austenitizadas as temperaturas de 1150°C e 1250°C e transformadas isotermicamente nas temperaturas indicadas, para o aço 0,1%C-1,3%Mn-0,04%Nb.

Figura 3.1.13 – Diagrama TTT mostrando o progresso da transformação ferrita-perlita em amostras austenitizadas em (a) 1150°C (b) 1250°C.

Figura 3.1.14 – Variação do número de grãos de ferrita nucleados por unidade de área de contornos de grão da austenita e o tempo para uma determinada temperatura de transformação.

Figura 3.1.15 – Progresso da transformação observada em amostras austenitizadas a 1150°C e isotermicamente transformada a 750°C por (a) 240 s; (b) 360 s; (c) 960 s.

Figura 3.1.16 – Progresso da transformação observada em amostras austenitizadas a 1150°C e transformadas a 690°C por (a) 120; (b) 240; (c) 480 e (d) 960 s, respectivamente.

Figura 3.1.17 – Progresso da transformação de amostra austenitizada a 1250°C e transformada posteriormente a 690°C por (a) 240; (b) 480; (c) 720 e (d) 960 s, respectivamente.

Figura 3.1.18 – Efeito da temperatura final de laminação, após deformação, no tamanho de grão.

Figura 3.1.19 – Relação entre a mudança na temperatura de laminação e tamanho de grão final (ASTM).

Figura 3.1.20 – “Lay out” do Laminador de Barras na Usina da Kobe Steel.

Figura 3.1.21 – Comparação das microestruturas obtidas em barras laminadas sem a utilização de resfriamento intermediário e com resfriamento intermediário.

Figura 3.1.22 – Influência da temperatura final de laminação na ocorrência de crescimento anormal do grão austenítico para o aço JIS SCr420 (0,2%C-0,25%Si-0,7%Mn-1%Cr).

Figura 3.1.23 – Os efeitos da normalização na melhoria a susceptibilidade do aço JIS SCr420 ao crescimento anormal de grão.

Figura 3.1.24 – Efeito da temperatura no tamanho da partícula de AlN em amostras com tempo de tratamento de 1 hora.

Figura 4.2.1 – Desenho das amostras que foram utilizadas durante o tratamento térmico

Figura 4.2.2 – Desenho dos pontos de análise do tamanho de grão austenítico e fração volume de perlita ao longo da seção transversal das amostras.

Figura 5.1.1 – Tamanho médio do grão austenítico como função da temperatura e tempo de austenitização.

Figura 5.1.2 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 800°C e tempo de permanência de 150 min. (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

Figura 5.1.3 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 900°C e tempo de permanência de 150min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

Figura 5.1.4 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 1000°C e tempo de permanência de 150 min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

Figura 5.1.5 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 1100°C e tempo de permanência de 150min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

Figura 5.1.6 – Desvio padrão do tamanho de grão austenítico em função da temperatura e tempo de aquecimento.

Figura 5.2.1 – Influência da heterogeneidade do tamanho de grão austenítico na microestrutura após o resfriamento ao ar, em amostras aquecidas a 900°C e tempo de permanência de 200 min (a) grão austenítico (b) microestrutura composta de ferrita e perlita.

Figura 5.2.2 – Crescimento dos núcleos de ferrita ao longo e perpendicularmente aos contornos de grão.

Figura 5.3.1 – Curvas obtidas, através do sistema “Analoger”, durante o processo de resfriamento das amostras a partir da temperatura de 1100°C – (a) resfriamento ao ar (b) resfriamento ao ar forçado (c) resfriamento dentro do forno.

Figura 5.3.2 – Resfriamento no Stelmor do aço 1045, bitola 22,50mm. (a) temperatura ao longo do Stelmor (b) temperatura em função do tempo.

Figura 5.3.3 – Taxa de resfriamento para a amostra aquecida até 900°C e resfriada ao ar.

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1.1 – A influência da velocidade de resfriamento após normalização na ocorrência de crescimento anormal de grão do aço JIS SCr420.

Tabela 4.1.1 - Faixa de composição química especificada para o aço 1045.

Tabela 5.3.3.1 – Taxa de Resfriamento para amostras resfriadas ao ar, considerando como temperatura de referência 800°C, e tempo de permanência de 150min. A taxa de resfriamento industrial a 800°C é de 1,7°C/s.

## RESUMO

A produção de aços destinados ao setor automobilístico exige um índice de controle elevado de suas propriedades mecânicas. Parte importante entre os componentes responsáveis pela segurança nos automóveis, as hastes para amortecedores passam por rigorosas etapas de inspeção, evitando assim, que qualquer anomalia existente chegue até a montagem final de um amortecedor. A Belgo Mineira, Usina de João Monlevade, vem desenvolvendo o processo de laminação de fio máquina, no diâmetro de 22,50 mm, visando atender este mercado.

Por se tratar de um produto de alta responsabilidade tecnológica, a haste de amortecedor, fabricada com aço ABNT 1045, necessita que suas propriedades mecânicas apresentem baixa variabilidade nas suas características físicas e de microestrutura. O controle rigoroso das etapas de reaquecimento e laminação visa obter uma estrutura austenítica o mais homogênea possível, de tal forma que, após a etapa de resfriamento, não exista heterogeneidade na microestrutura final.

Neste trabalho, avaliou-se, com maior profundidade, os efeitos das variáveis de processo de laminação, sobre uma variável resposta pouco estudada que é a dispersão do tamanho de grão, visando obter um fio máquina que atenda às necessidades dos clientes de fio máquina para hastes de amortecedores. Avaliou-se as possíveis alterações na temperatura de reaquecimento de tarugos e velocidade de resfriamento do fio máquina, produzido no Laminador 2 da Belgo Mineira, Usina de João Monlevade, e os efeitos destas alterações sobre a ocorrência de estrutura heterogênea em aços para hastes de amortecedores.

## **ABSTRACT**

The production of a steel for the automobile industry demands a high control level of its mechanical properties. The front strut, which is an important component responsible for the car safety, goes through severe inspections in order to avoid that any existing abnormality reaches the final component. Belgo's plant, located in João Monlevade city, is developing a wire rod rolling process for the 22.5mm diameter in order to attend this market.

The front strut, which is produced using the steel ABNT1045, needs to have a very low variability of its mechanical properties since it is a steel with a high technological responsibility. A strict control of the reheating and rolling processes gives a homogenous austenitic structure that is mandatory to produce a homogeneous final structure.

This study evaluates the effect of the rolling mill parameters on the grain size variability in order to have a wire rod that attends the necessities of the front strut customers. The evaluation of the changes in the billet reheating temperature and in the cooling speed of the wire rod is the methodology applied to fully understand the effects of these process parameters on the heterogeneous structure formation.

## 1 - INTRODUÇÃO

Os amortecedores estruturais, feitos de hastes de aço ABNT 1045, são partes importantes do sistema de suspensão e segurança dos automóveis. Estas hastes são fabricadas a partir de barras trefiladas e desempenadas, produzidas por laminação a quente do fio-máquina. A figura 1.1 mostra os amortecedores estruturais no sistema de suspensão dianteira de um automóvel.

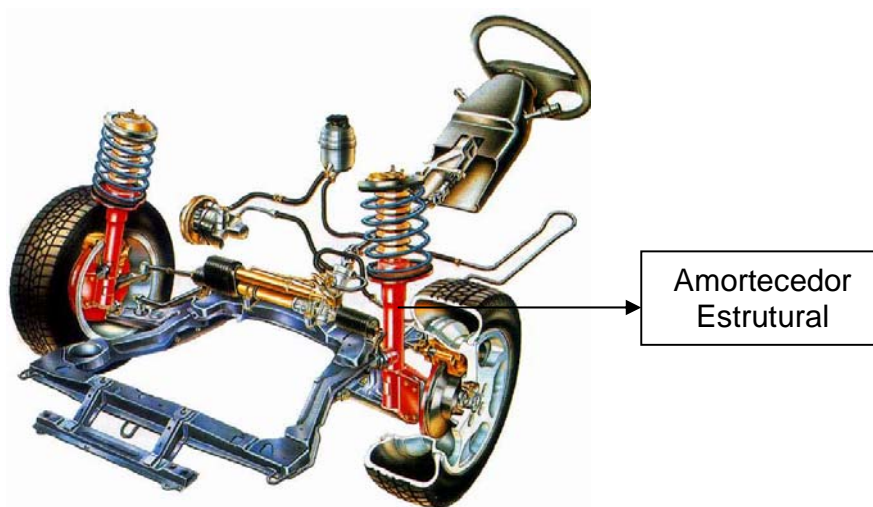


Figura 1.1 – Esquema do sistema de suspensão dianteira de um automóvel.

Atualmente, o fio máquina produzido na Usina da Belgo Mineira tem apresentado heterogeneidades no tamanho das colônias de perlita que inviabilizam a sua aplicação em hastes para amortecedores estruturais.

A ocorrência de empeno, após o tratamento térmico de têmpera, em barras destinadas à fabricação de amortecedores tem sido relacionada à presença de estrutura grosseira, chamada “colônia de perlita” (Fig. 1.2), oriunda do processo de laminação do fio máquina. A eliminação destas “colônias de perlita” pode ocorrer através da adição de elementos microligantes no aço, redução da temperatura de reaquecimento de tarugos, aplicação de uma redução da área adequada nos passes de laminação, controle da temperatura durante a laminação e aplicação de uma taxa maior de resfriamento após a laminação do fio máquina.

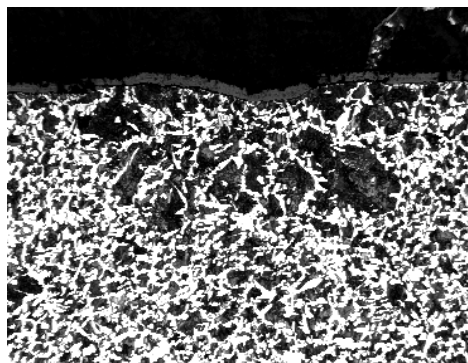


Figura 1.2 – Exemplo de ocorrência de heterogeneidades nas “colônias de perlita” na estrutura interna do fio máquina destinado à fabricação de hastes para amortecedores estruturais.

Neste trabalho, pretende-se avaliar a influência da temperatura de reaquecimento dos tarugos e da taxa de resfriamento após a laminação do fio máquina, com o objetivo de eliminar a ocorrência das “colônias de perlita” no aço ABNT 1045, capacitando a Usina da Belgo Mineira a fornecer fio máquina para a fabricação de hastes para amortecedores. A variável resposta principal será a “dispersão do tamanho de grão austenítico” e não a média do tamanho de grão austenítico, como é feito tradicionalmente.

## 2 - OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo geral a avaliação da influência de algumas variáveis do processo de laminação a quente, particularmente a temperatura de reaquecimento e velocidade de resfriamento, através da simulação em laboratório, na ocorrência de estrutura heterogênea no fio máquina laminado no diâmetro de 22,50 mm do aço SAE 1045.

Mais especificamente, é objetivo do presente estudo, avaliar possibilidades disponíveis na prática corrente de laminação de tal modo que modificações introduzidas nas variáveis deste processo possam levar à eliminação da ocorrência de estrutura heterogênea. Estes melhoramentos devem, se possível, ser introduzidos sem o aporte significativo de capital à configuração atual da linha de laminação de fio máquina do laminador número 2 da Usina de João Monlevade, e sem prejudicar a capacidade produtiva atual. As variáveis de controle, consideradas no processo industrial e simuladas em laboratório, são a temperatura e tempo de reaquecimento do tarugo e velocidade de resfriamento do fio máquina. As características microestruturais dos experimentos são: a dispersão do tamanho de grão austenítico, calculado através do desvio padrão das medidas obtidas, e a fração volumétrica de perlita, ao longo da seção transversal do fio máquina.

### **3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 – Formação de Heterogeneidade Estrutural**

A heterogeneidade de estrutura, em aços, está fortemente relacionada com a distribuição do tamanho de grão austenítico obtido durante o reaquecimento, a distribuição da deformação através da seção transversal, a temperatura final de laminação e a velocidade de resfriamento final. Um outro ponto importante é a presença de elementos microligantes no aço, isto é, a forma com que eles combinam e precipitam na matriz do aço.

##### **3.1.1 – Influência da Temperatura de Reaquecimento**

O crescimento de grão durante o reaquecimento para laminação a quente é um fator importante na elaboração do processo termomecânico para se obter produtos com granulação fina.

O crescimento de grão é um processo termicamente ativado e o tamanho de grão, que é desenvolvido, depende tanto da temperatura como do tempo de aquecimento. O crescimento da austenita pode ser também modificado pela adição de elementos microligantes como o alumínio, nióbio, vanádio e titânio, que produzem precipitados finamente dispersos no contorno de grão <sup>(1)</sup> (Fig. 3.1.1).

Aumentando a temperatura de reaquecimento, o crescimento de grão de um aço sem a presença de elementos microligantes é contínuo, produzindo um crescimento gradual de grãos equiaxiais relativamente uniformes. O crescimento de grãos de aços microligados é, por outro lado, descontínuo. O crescimento é impedido a baixas temperaturas, devido ao ancoramento dos contornos de grão pelos carbonitreto dos elementos microligantes. Em temperaturas elevadas, grãos isolados começam a crescer rapidamente consumindo os grãos finos ao seu redor.

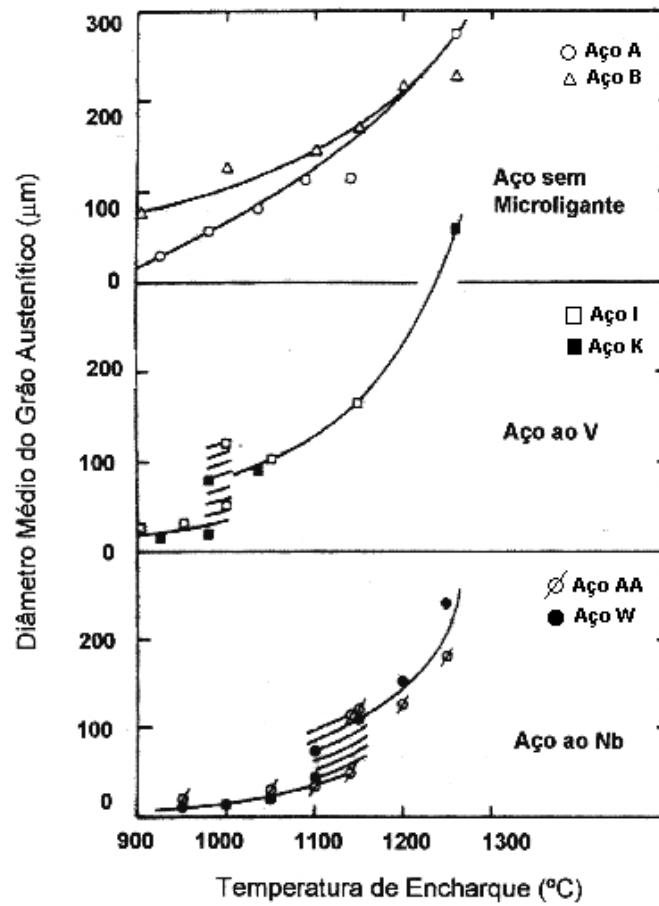


Figura 3.1.1 – Crescimento de grão para 3 tipos de aço (30 min de encharque) <sup>(1)</sup>. Composição química dos aços: A e B são aços comuns; I e K são aços com 0,098 e 0,075% de V, respectivamente; AA e W são aços com 0,048 e 0,044% de Nb, respectivamente.

Para um determinado grupo de aços, a temperatura na qual o crescimento anormal de grão ocorre varia com a concentração do elemento formador de precipitados e a distribuição dos precipitados. Por exemplo, aumentando a concentração de Nb de 0,01 para 0,11%, a temperatura de crescimento de grão aumenta em 200°C (Fig. 3.1.2).

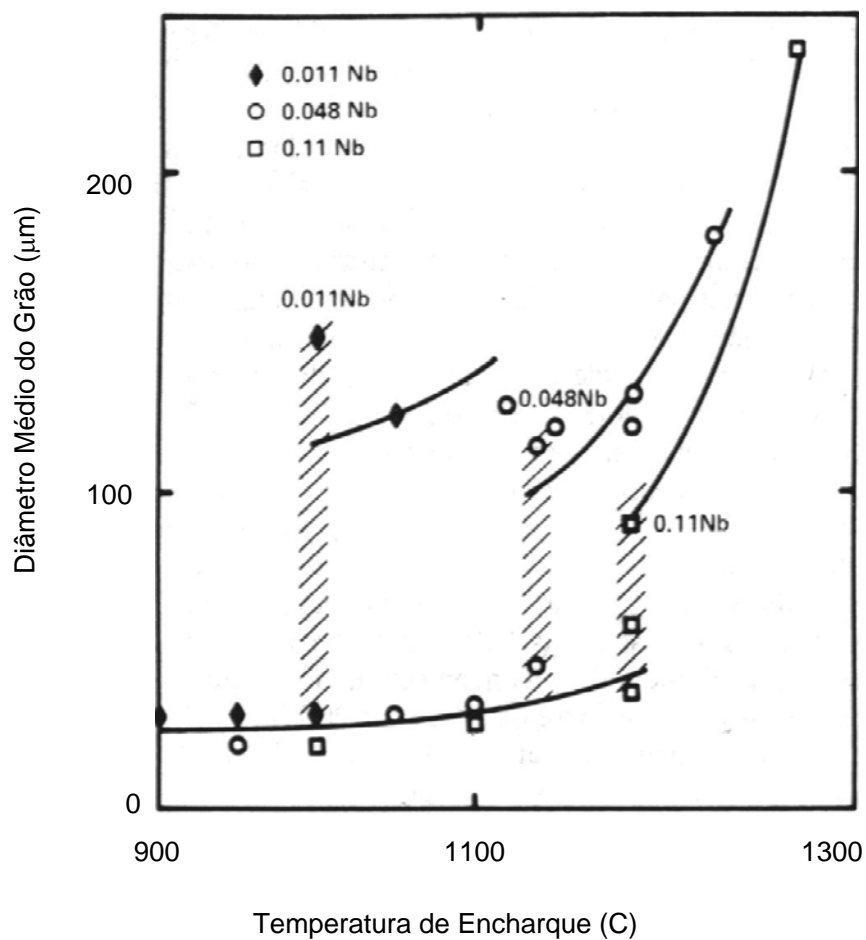


Figura 3.1.2 – Efeito do teor de Nb na temperatura de crescimento de grão. A parte descontínua no gráfico indica uma faixa de grãos com tamanho duplo produzidos na temperatura de crescimento <sup>(1)</sup>.

O efeito da fração volumétrica de precipitados pode ser observado através do gráfico de temperatura de crescimento de grão *versus* concentração de microligantes (Fig. 3.1.3).

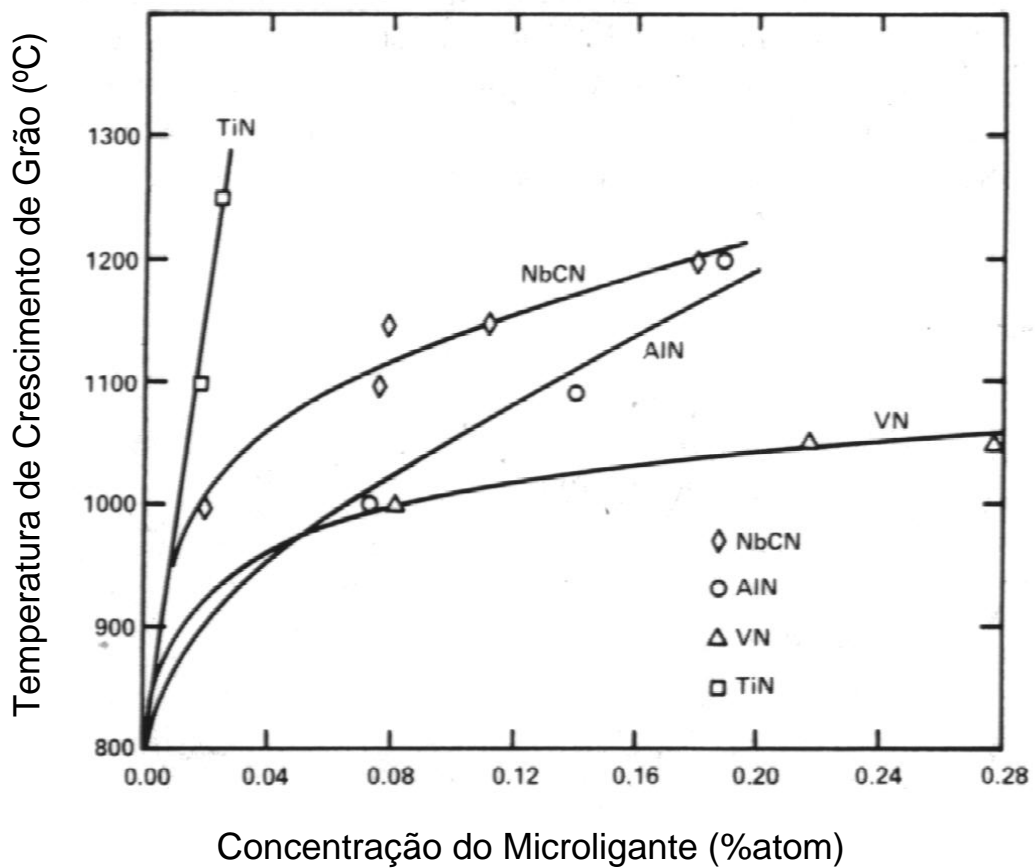


Figura 3.1.3 – Aumento da temperatura de crescimento de grão para 4 tipos de aços microligados causado pelo aumento na concentração dos microligantes <sup>(1)</sup>.

Sawada <sup>(2)</sup> em estudo feito sobre laminação controlada de barras, mostra que a temperatura de reaquecimento exerce influência sobre o tamanho de grão ao longo da seção transversal da barra (fig. 3.1.4).

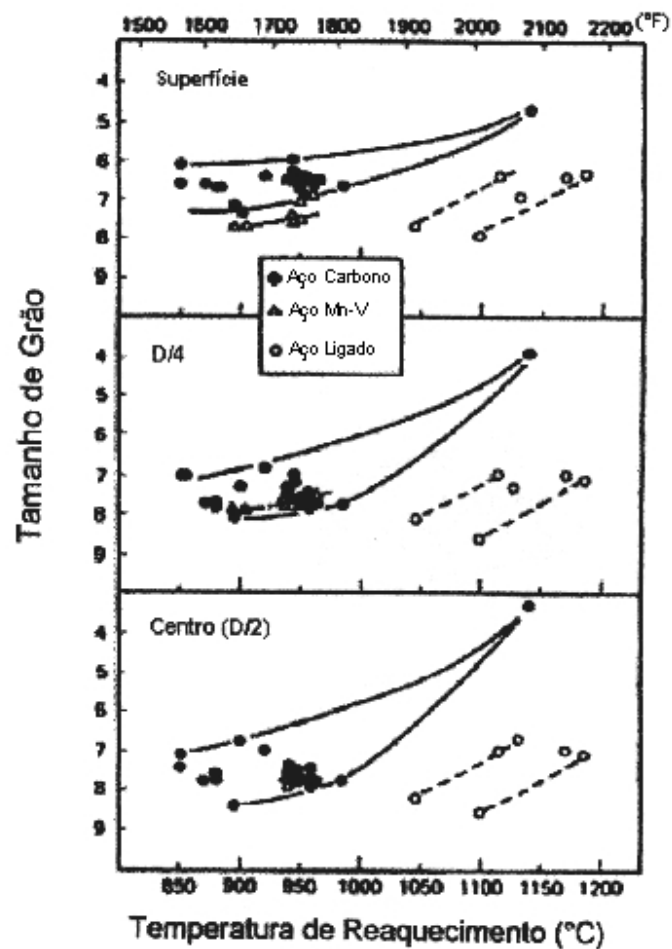


Figura 3.1.4 – Efeito da temperatura de reaquecimento do tarugo no tamanho de grão <sup>(2)</sup>.

Gladman <sup>(3)</sup>, em estudos realizados em aços acalmados ao alumínio, observou que o crescimento de grão é inibido pela precipitação de partículas de nitreto de alumínio (AlN). Ele mostra que, durante o aquecimento destes aços, existe uma temperatura na qual grãos isolados podem crescer as custas de outros, produzindo uma estrutura duplex. Esta estrutura consiste, predominantemente, de grãos austeníticos finos com grãos grossos isolados, conforme a figura 3.1.5. Este fenômeno é conhecido como recristalização secundária (ou crescimento anormal de grão) e a temperatura na qual ela ocorre, é conhecida como temperatura de crescimento anormal de grão.

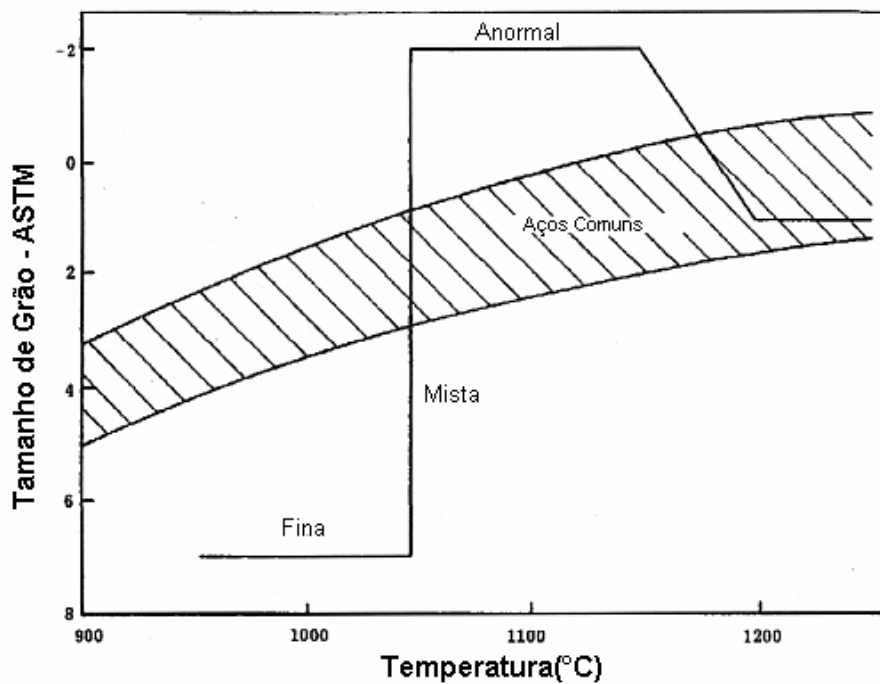


Figura 3.1.5 – Características do crescimento de grão em função da temperatura para aço baixo carbono tratado ao alumínio <sup>(3,4)</sup>.

A temperatura de crescimento anormal de grão é função da concentração de alumínio no aço (para aços acalmados ao alumínio), como pode ser observado na figura 3.1.6. A redução da concentração de alumínio reduz a temperatura de crescimento anormal de grão.

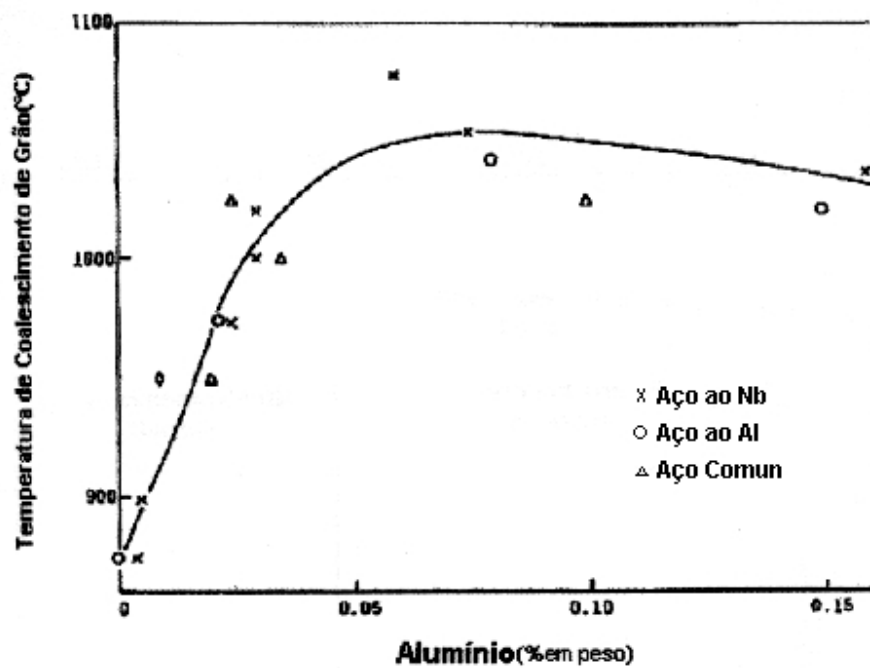


Figura 3.1.6 – Efeito da temperatura no tamanho da partícula de AlN em amostras com tempo de tratamento de 1 hora <sup>(3,5,6)</sup>.

Krauss <sup>(7)</sup> em um estudo sobre a influência da temperatura de reaquecimento na evolução da austenita e na microestrutura de transformação, também observou a existência de uma faixa de temperatura onde ocorre o crescimento anormal e grão, conforme a figura 3.1.7.

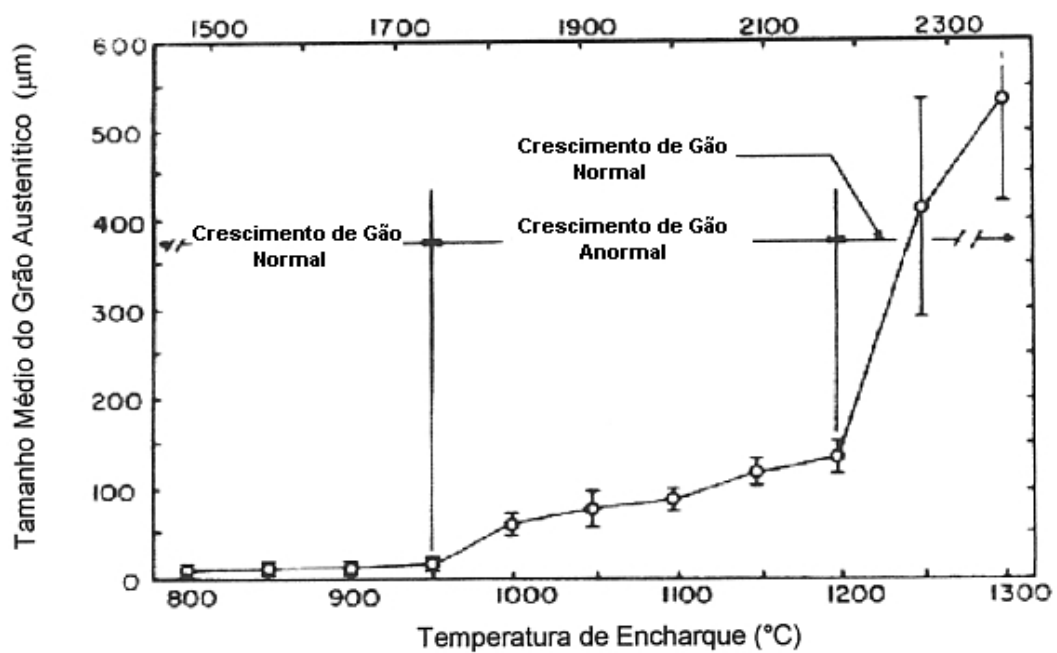


Figura 3.1.7 – Tamanho de grão médio em função da temperatura de encharque para o aço 1045 com vanádio <sup>(7)</sup>.

A figura 3.1.8 mostra a evolução do tamanho de grão austenítico como função da temperatura de encharque <sup>(7)</sup> conforme mostrado na figura 3.1.7. Observa-se que, em temperaturas inferiores a 950°C, o crescimento do grão austenítico foi inibido. Na faixa de temperatura de 950 a 1200°C ocorreu o crescimento anormal de grão e acima de 1200°C o grão cresceu novamente, porém de forma homogênea.

### Microestruturas Austeníticas

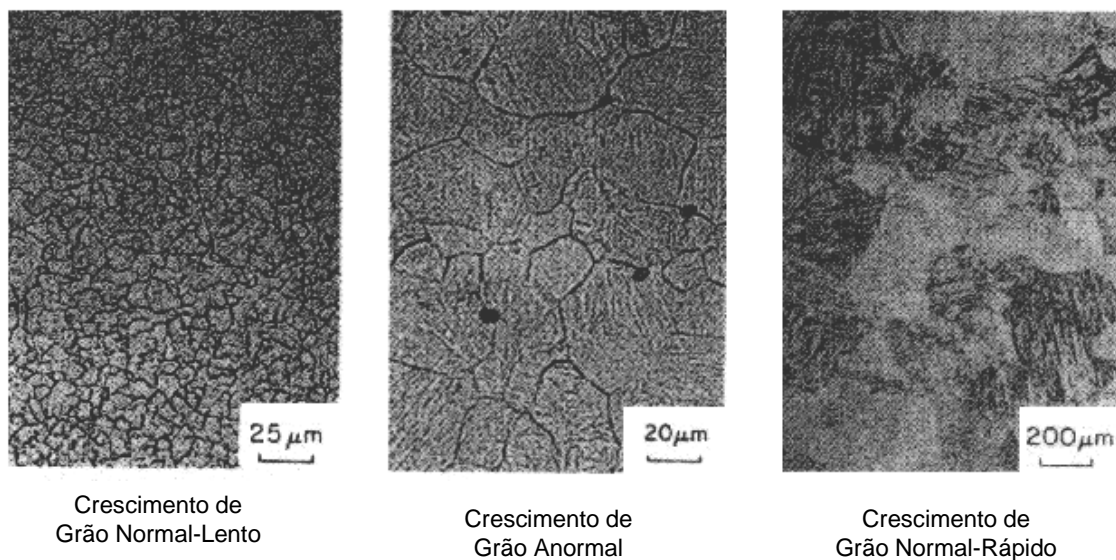


Figura 3.1.8 – Característica da microestrutura austenítica observada nas três condições de aquecimento <sup>(7)</sup>.

### 3.1.2 – Influência dos Parâmetros de Laminação.

Durante o processo de laminação de fio máquina e barras, as distribuições de deformação e temperatura, introduzidas durante o processo, não são uniformes ao longo da seção transversal. Estes estados de distribuições não uniformes de deformação e temperatura afetam significativamente o comportamento metalúrgico seguinte, como a recristalização e transformação de fases, e, conseqüentemente, isto pode resultar em uma microestrutura não homogênea na seção transversal dos produtos.

Em cada passe de laminação a quente, a estrutura austenítica é deformada e o processo de recristalização ocorre, tanto dinamicamente como estaticamente, dependendo da deformação e temperatura, e, em alguns casos, a austenita deformada permanece sem recristalizar após o passe de laminação <sup>(8)</sup>.

A influência da temperatura e deformação plástica equivalente no tamanho de grão após a deformação, mostra que existe uma região onde o fenômeno de crescimento de grão ocorre (Fig. 3.1.9).

O fenômeno de crescimento de grão aparece quando o valor da deformação plástica equivalente situa-se na faixa de 0,08 e 0,15. Para valores de deformação plástica equivalente maiores que 0,15, os grão se tornam mais finos que os originais.

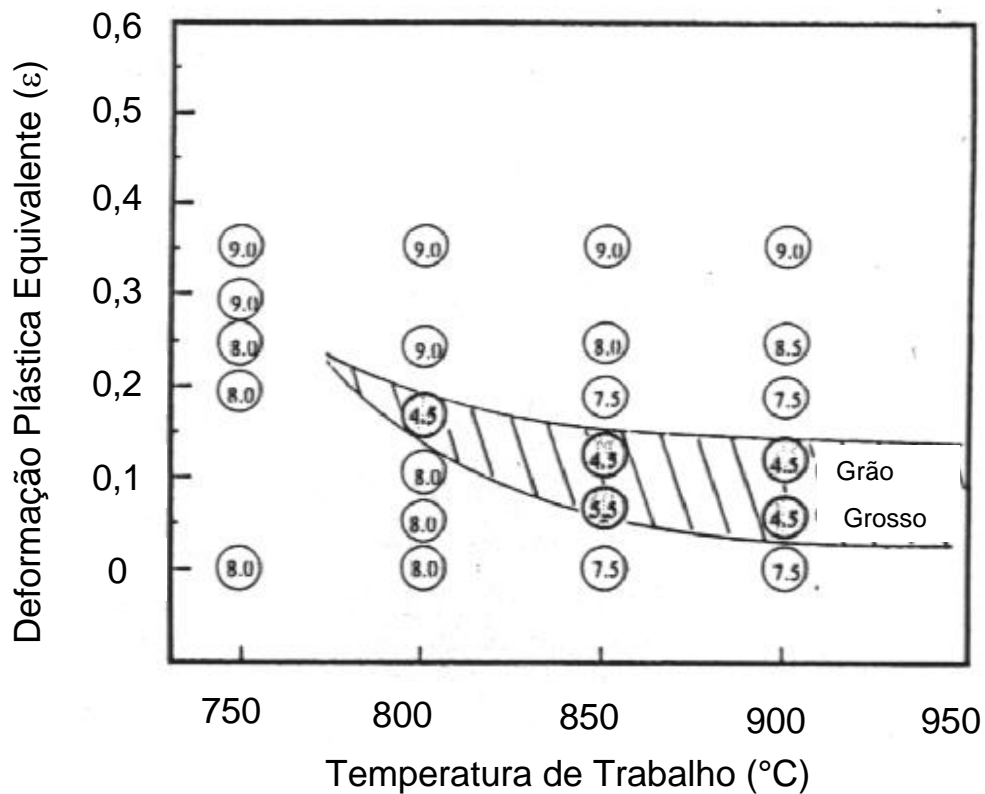


Figura 3.1.9 – Influência da temperatura e deformação plástica equivalente no tamanho de grão final após deformação plástica, para o aço AISI 1045 <sup>(8)</sup>.

A largura da faixa, na figura 3.1.9, onde ocorre crescimento de grão diminui com a redução da temperatura, e a inclinação das linhas limites da faixa caem com o aumento da temperatura.

Através de teste de compressão em um simulador de deformação a quente, em amostras com 30 mm de diâmetro, para o aço AISI 1045, Neishi <sup>(8)</sup> estudou a influência das linhas de deformação, ao longo do diâmetro da barra, sobre o crescimento anormal de grão. Ele observou que, conforme mostrado na figura 3.1.9, nas regiões onde a deformação equivalente variou entre 0,08 e 0,15, o tamanho de grão ferrítico final ficou maior quando comparado com as regiões onde a deformação ficou acima ou abaixo da faixa de deformação citada acima, como pode ser mostrado na figura 3.1.10.

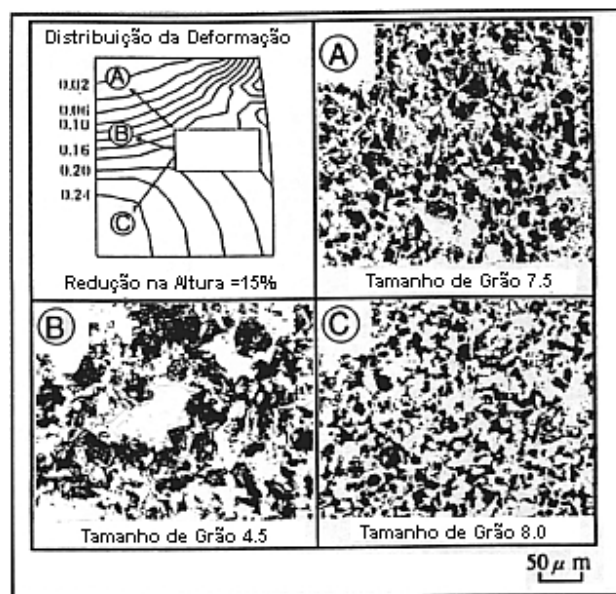


Figura 3.1.10 – Comparação da distribuição da deformação equivalente e microestrutura a 750°C, para o aço AISI 1045 <sup>(8)</sup>.

### 3.1.3 - Transformação da Austenita

Durante a transformação da austenita para ferrita e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), tanto a temperatura de transformação quanto o tamanho de grão austenítico exercem influência no produto de transformação.

A relação entre a temperatura de transformação média e o tamanho da colônia de perlita, assim com o espaçamento interlamelar, é mostrada na figura 3.1.11. Como pode ser visto, o tamanho da colônia de perlita é fortemente afetado pela temperatura de transformação e a relação é similar entre o espaçamento interlamelar e a temperatura de transformação.

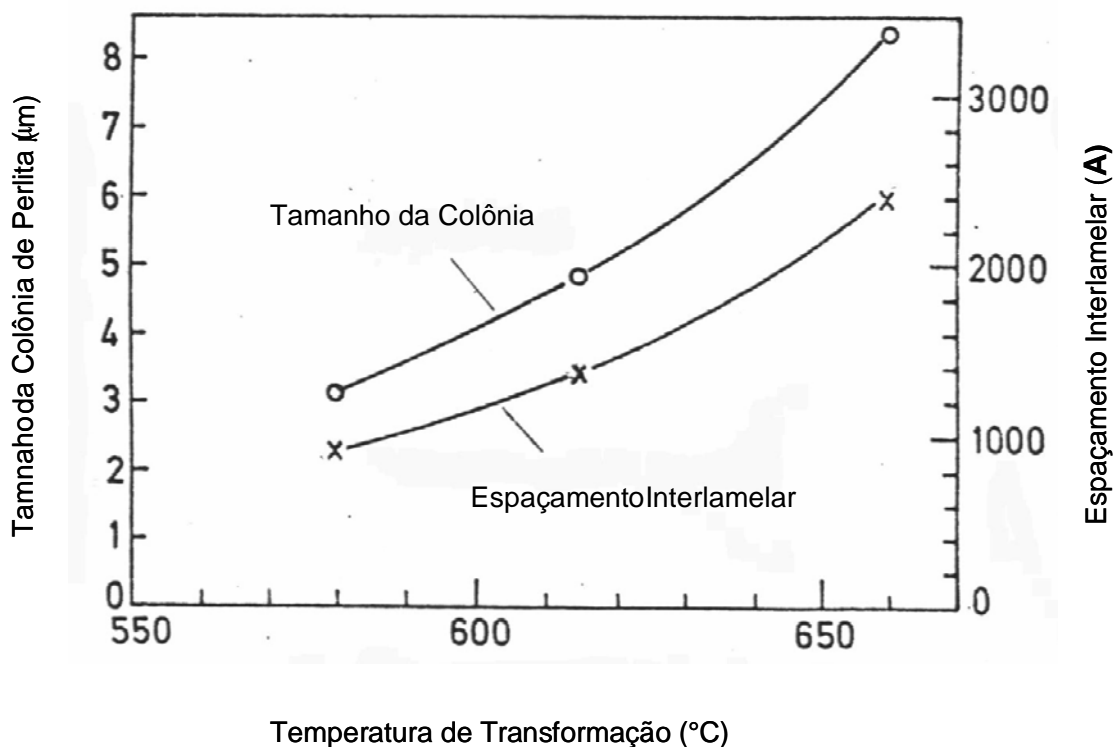


Figura 3.1.11 – Efeito da temperatura média de transformação da perlita no tamanho da colônia de perlita e espaçamento interlamelar, para o aço 0,76%C – 0,085%V<sup>(9)</sup>.

A figura 3.1.12 mostra a relação entre a fração volumétrica de ferrita formada em uma transformação isotérmica e o tempo de transformação em uma dada temperatura de transformação. Observa-se que após um tempo de incubação, a fração volumétrica de ferrita aumenta rapidamente e após recozimento prolongado atinge um valor constante, que depende da temperatura de transformação. A fração volumétrica de ferrita obtida após 8 horas, para cada uma das temperaturas mostradas na figura 3.1.12, de tratamento é considerada como 100 % de transformação.

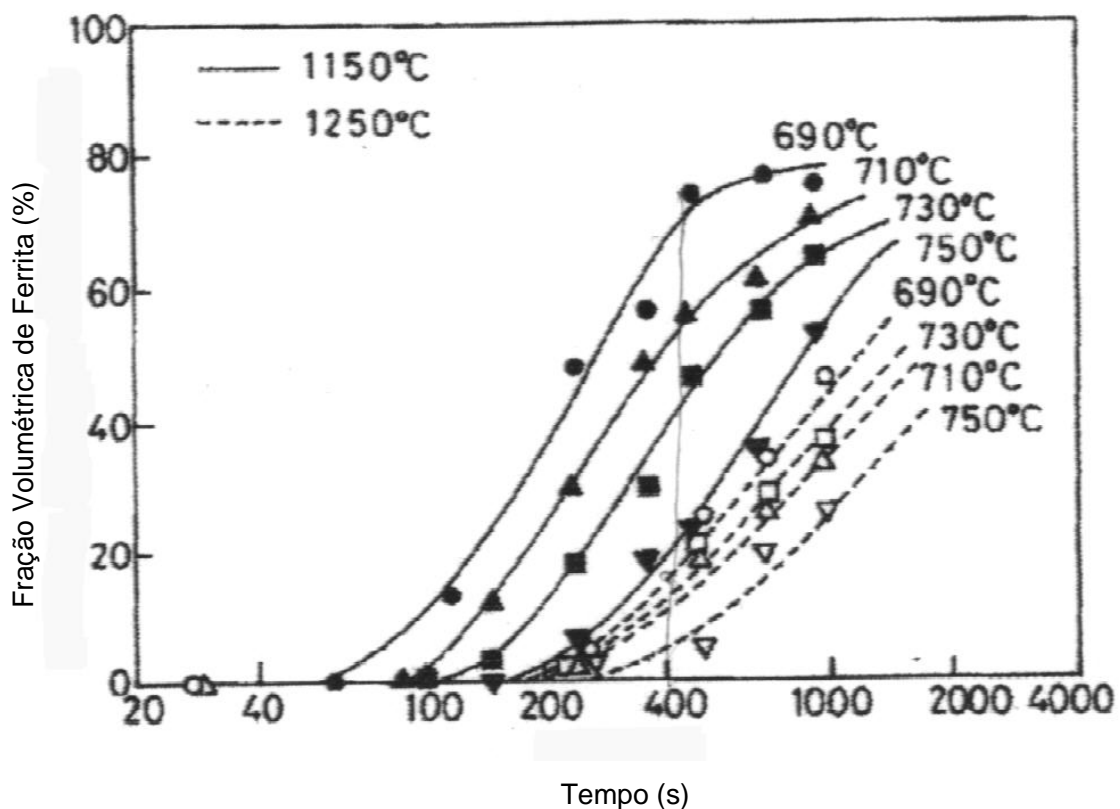


Figura 3.1.12 – Relação entre a fração volumétrica de ferrita e o tempo em uma dada temperatura de transformação. As amostras foram austenitizadas as temperaturas de 1150°C e 1250°C e transformadas isotermicamente nas temperaturas indicadas, para o aço 0,1%C-1,3%Mn-0,04%Nb<sup>(10)</sup>.

Um diagrama TTT (Fig. 3.1.13) foi construído a partir das curvas obtidas na figura 3.1.11. A transformação ocorre mais rapidamente em amostras austenitizadas a 1150°C e apresentam tamanho de grão austenítico menor.

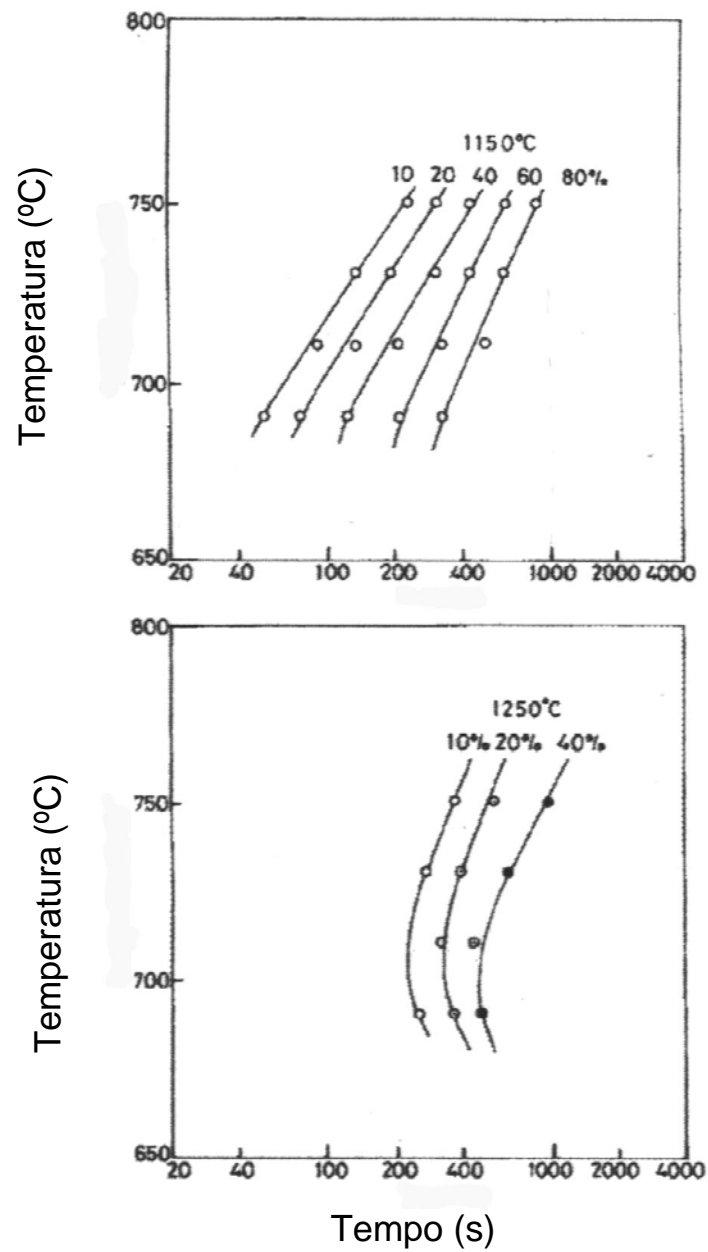


Figura 3.1.13 – Diagrama TTT mostrando o progresso da transformação ferrita-perlita em amostras austentizadas em (a) 1150°C (b) 1250°C <sup>(10)</sup>.

O progresso da transformação difere completamente dependendo do tamanho de grão austenítico inicial e da temperatura de transformação, porém os principais sítios de nucleação dos grãos de ferrita são os contornos de grão da austenita, independente da temperatura de transformação. A figura 3.1.14 ilustra o número de grãos de ferrita nucleados por unidade de área de contornos de grão austenítico como função da temperatura de transformação. Embora o número de grãos de ferrita aumente com o tempo de transformação, amostras transformadas a 690 e 710°C apresentam um decréscimo localizado. Este decréscimo é provocado pelo crescimento de grão ou coalescimento dos grãos de ferrita. Observa-se também que o número de núcleos de ferrita formados decresce consideravelmente com o aumento do tamanho de grão da austenita (temperatura de 1250°C).

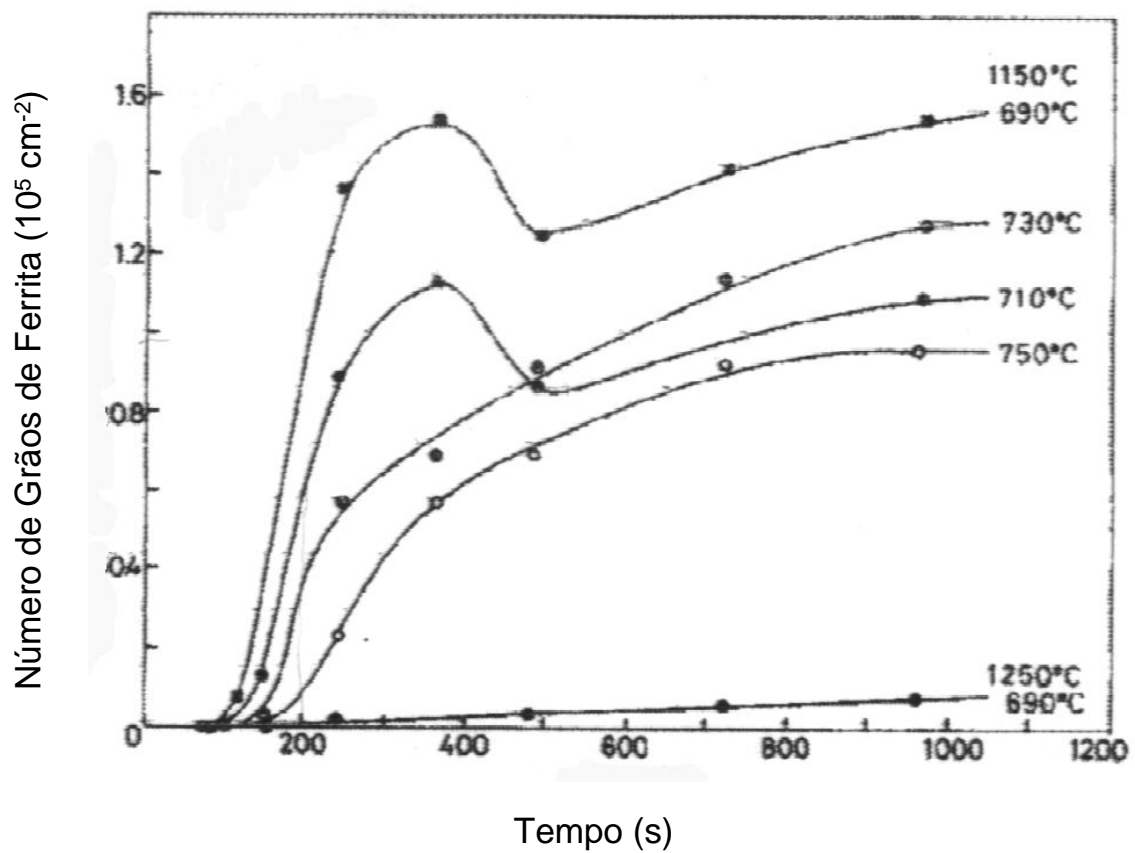


Figura 3.1.14 – Variação do número de grãos de ferrita nucleados por unidade de área de contornos de grão da austenita e o tempo para uma determinada temperatura de transformação<sup>(10)</sup>.

A cinética de crescimento de grãos de ferrita nucleados nos contornos de grão da austenita foi estudada e observou-se que, quando o crescimento do grão de ferrita é controlado pela difusão do carbono na austenita, o comprimento  $l$  e largura,  $w$ , dos grãos de ferrita, medidos ao longo e perpendicularmente ao contorno de grão da austenita, respectivamente, seguem as seguintes equações:

$$w = \alpha(t - t_0)^{0,5} \quad (\text{eq 3.1.3.1})$$

$$l = \beta(t - t_0)^{0,5} \quad (\text{eq 3.1.3.2})$$

onde  $t$  e  $t_0$  representam os tempos de reação e incubação, respectivamente.  $\alpha$  e  $\beta$  são constantes parabólicas para crescimento lateral e longitudinal ao longo do contorno de grão, respectivamente.

O crescimento dos grãos de ferrita ocorre mais rapidamente ao longo dos contornos de grão da austenita porque o coeficiente de difusão do carbono é maior nesta região. Em amostras que foram austenitizadas a 1150°C e transformadas posteriormente a temperaturas fixas, os grãos de ferrita não podem crescer acima de determinado limite devido ao impedimento de outros grãos de ferrita. Por outro lado, o crescimento ocorre de uma forma menos limitada em amostras austenitizadas a 1250°C. Observa-se que a transformação em austenita com granulação grossa é principalmente controlada pelo processo de crescimento. Em contraste, a transformação em austenita com granulação fina é controlada pelo processo de nucleação.

A figura 3.1.15 mostra o progresso da transformação observada em amostras com granulação austenítica fina. Primeiramente os núcleos de ferrita aparecem nos pontos triplos e superfícies dos contornos de grão da austenita. Eles tendem a crescer preferencialmente ao longo dos contornos de grão da austenita. Em estágios posteriores de crescimento, núcleos formados nos mesmos contornos de grão da austenita e crescendo ao longo deles se tocam e o crescimento pára. Os núcleos coalescem, formando grãos ferríticos alongados maiores com subcontornos em seu interior. Ocorre então, o crescimento na direção perpendicular aos contornos de grão da austenita.

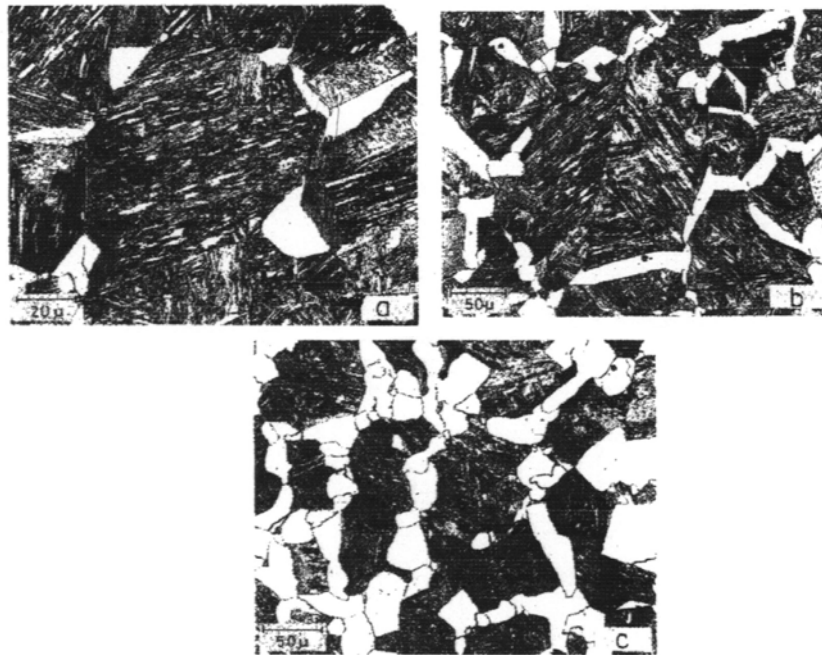


Figura 3.1.15 – Progresso da transformação observada em amostras austenitizadas a 1150°C e isotermicamente transformada a 750°C por (a) 240 s; (b) 360 s; (c) 960 s <sup>(10)</sup>.

A transformação a 750°C é caracterizada pela nucleação e crescimento da ferrita proeutetóide ao longo dos contornos de grão da austenita. Isto conduz a formação de uma rede de grãos ferríticos que delineiam os contornos de grão da austenita.

Modificando a temperatura de transformação para 690°C a forma de transformação da ferrita se altera.

Primeiramente a formação da ferrita ocorre ao longo dos contornos de grão da austenita, porém, em estágios posteriores de transformação que, ao invés destes núcleos de ferrita crescerem nas direções perpendiculares dos contornos de grão, ocorre a nucleação de numerosos grãos de ferrita nas interfaces austenita-ferrita que separam a austenita e grãos de ferrita formados anteriormente (Fig. 3.1.16).

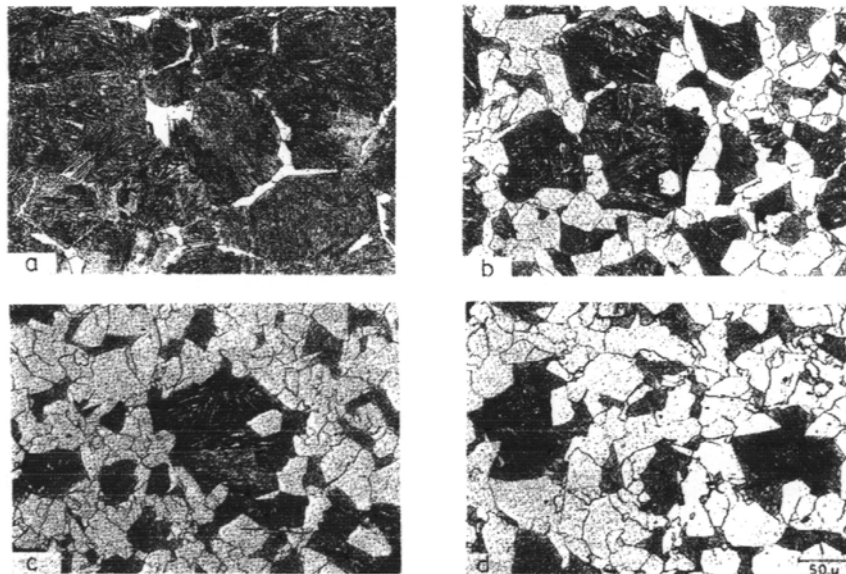


Figura 3.1.16 – Progresso da transformação observada em amostras austenitizadas a 1150°C e transformadas a 690°C por (a) 120; (b) 240; (c) 480 e (d) 960 s, respectivamente <sup>(10)</sup>.

Em amostras com tamanho de grão austenítico grosseiro, o núcleo de ferrita cresce consideravelmente sem que encontre outro núcleo, resultando na formação de um longo filme de grãos de ferrita. Em estágios posteriores, o crescimento dos grãos de ferrita ocorre perpendicularmente ao contorno de grão da austenita, produzindo uma interface ferrita-austenita curva (Fig. 3.1.17).

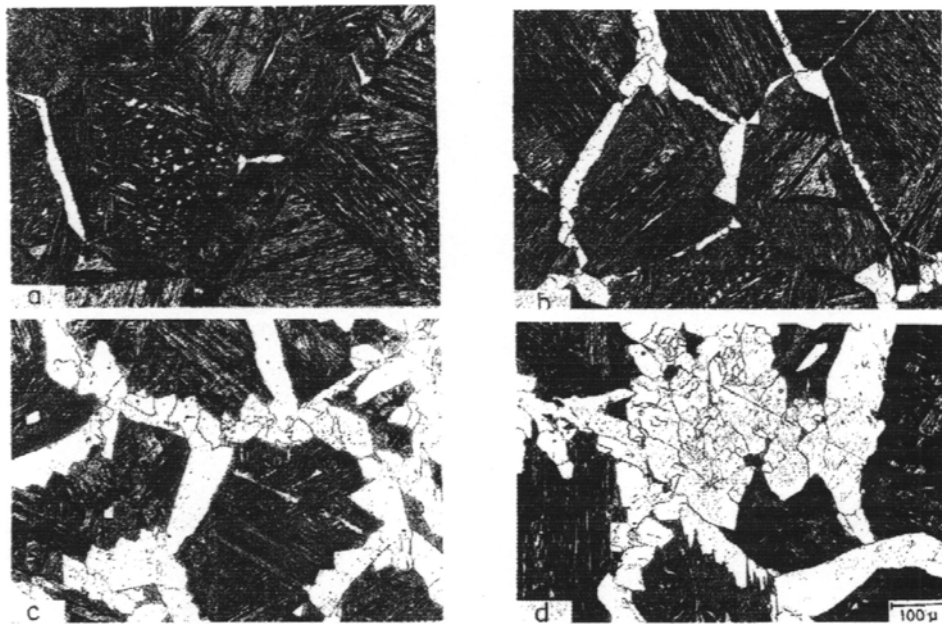


Figura 3.1.17 – Progresso da transformação de amostra austenitizada a 1250°C e transformada posteriormente a 690°C por (a) 240; (b) 480; (c) 720 e (d) 960 s, respectivamente <sup>(10)</sup>.

### 3.1.4- Influência da Temperatura Final de Laminação e Taxa de Resfriamento

A temperatura final de laminação influencia tanto no tamanho de grão final como na ocorrência de crescimento anormal do grão austenítico. Sawada <sup>(2)</sup> mostra, em estudo realizado sobre laminação controlada de barras, que em temperaturas de final de laminação mais baixa, o tamanho de grão diminui (Fig. 3.1.18).

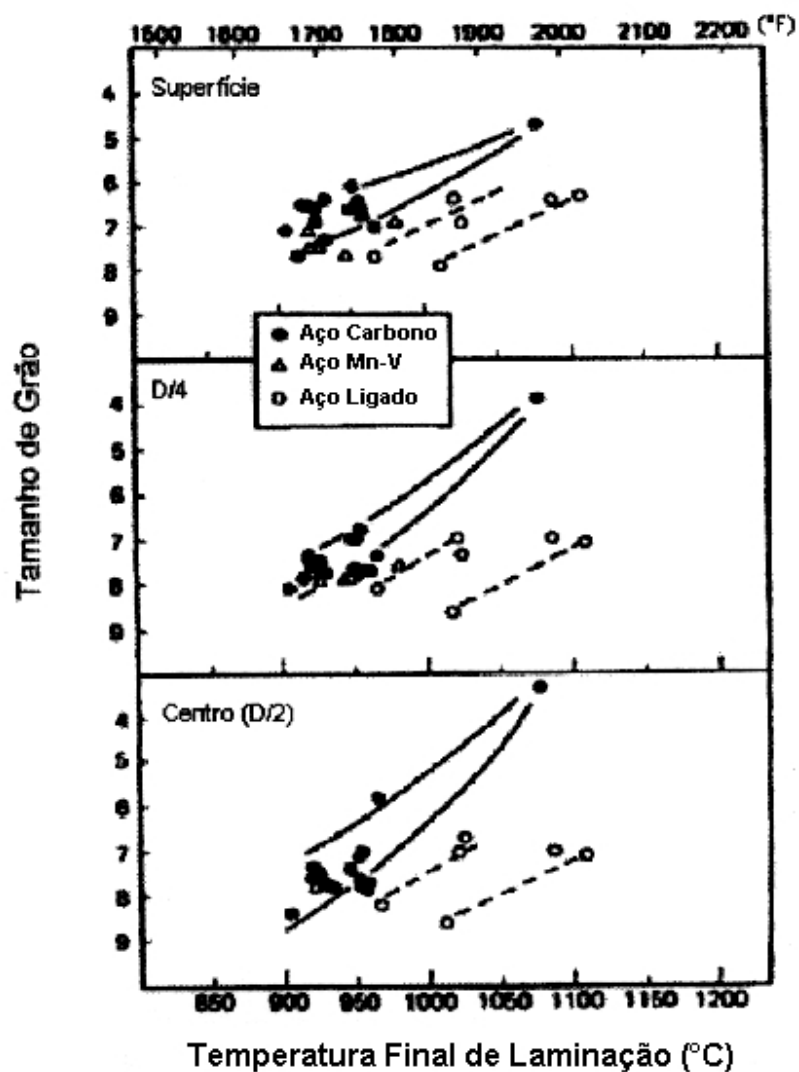


Figura 3.1.18 – Efeito da temperatura final de laminação, após deformação, no tamanho de grão <sup>(2)</sup>.

A forma mais eficiente para reduzir a temperatura final de laminação é fazer o controle da temperatura ao longo do laminador, através da utilização de caixas d'água. Assim, consegue-se reduzir em até 250°C a temperatura final de laminação, afetando também o tamanho de grão final obtido (Fig. 3.1.19).

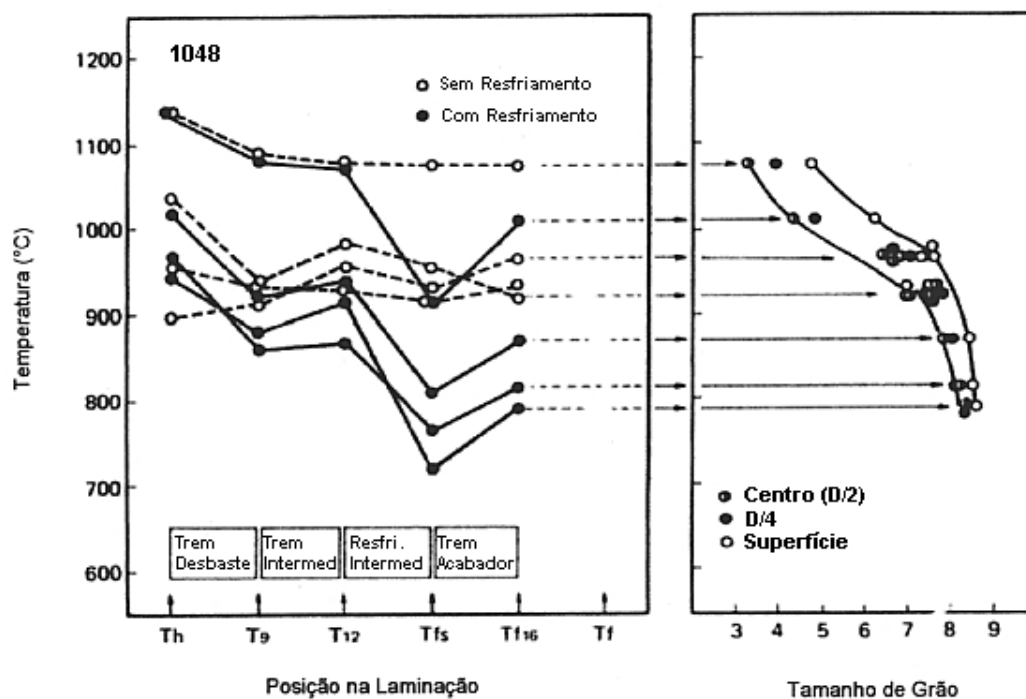
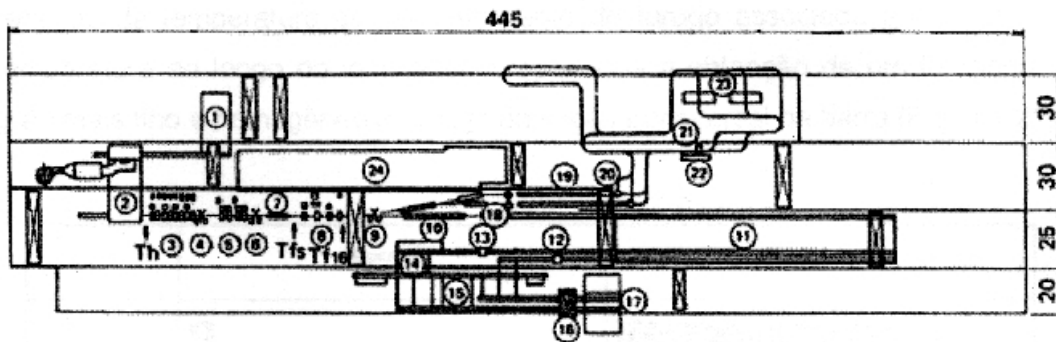


Figura 3.1.19 – Relação entre a mudança na temperatura de laminação e tamanho de grão final (ASTM) <sup>(2)</sup>.

Para o melhor entendimento das informações apresentadas na figura anterior, faz-se necessário observar o desenho esquemático do laminador de barras citado na referência bibliográfica de onde foram extraídas as informações (fig. 3.1.20).



- |                                     |  |
|-------------------------------------|--|
| 1 - Mesa de carregamento de biletas | 7 - Zona de resfriamento intermediária |
| 2 - Forno de reaquecimento          | 8 - Trem acabador                      |
| 3 - Trem desbastador                | 9 - Tesoura nº 3                       |
| 4 - Tesoura nº 1                    | 10 - Zona de resfriamento final        |
| 5 - Trem intermediário              | 11 - Leito de resfriamento             |
| 6 - Tesoura nº 2                    |  |

Figura 3.1.20 – “Lay out” do Laminador de Barras na Usina da Kobe Steel <sup>(2)</sup>.

Como pode ser observado na figura 3.1.19, quando se utiliza o controle da temperatura ao longo da laminação, o tamanho de grão, na seção transversal da barra, apresenta valores menores do que aqueles observados quando não se utiliza este recurso. Observa-se também, que a redução da temperatura de reaquecimento do tarugo associada ao controle de temperatura ao longo do laminador, proporciona a obtenção de um tamanho de grão mais fino e homogêneo ao longo da seção transversal da barra (Fig. 3.1.21).

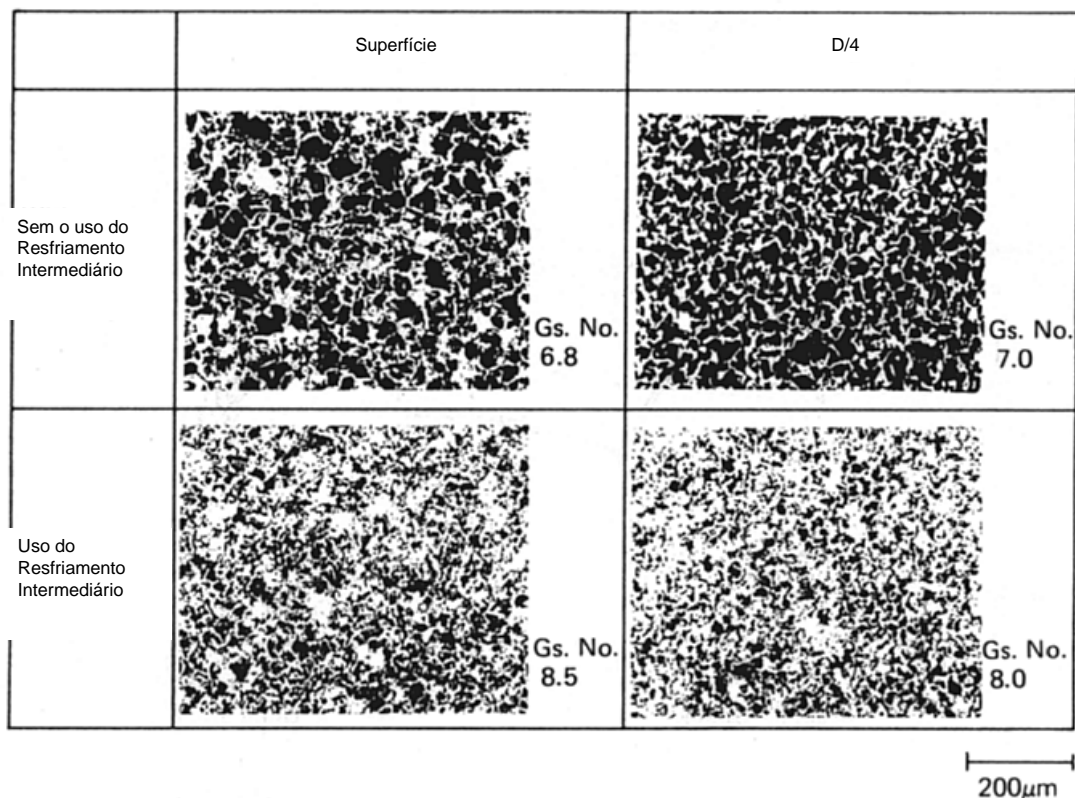


















Figura 3.1.21 – Comparação das microestruturas obtidas em barras laminadas sem a utilização de resfriamento intermediário e com resfriamento intermediário <sup>(2)</sup>.

Ao estudar o efeito da temperatura final de laminação sobre o crescimento anormal do grão austenítico, Uyehara <sup>(11)</sup> observou que em temperaturas mais baixas, o fenômeno de crescimento anormal do grão ocorria em tempos menores (Fig. 3.1.22).

Temperatura Final de Laminação a Quente	Tempo de Permanência a 930°C (horas)			
	3	6	8	10
Abaixo de 750 °C				
750 a 765 °C				
845 a 865 °C				
950 a 960 °C				




	<b>Sem Crescimento Anormal de Grão</b>
	<b>Pouco Crescimento Anormal de Grão</b>
	<b>Muito Crescimento Anormal de Grão</b>

Figura 3.1.22 – Influência da temperatura final de laminação na ocorrência de crescimento anormal do grão austenítico para o aço JIS SCr420 (0,2%C-0,25%Si-0,7%Mn-1%Cr) <sup>(11)</sup>.

Dentre os diversos tratamentos térmicos, a normalização é o único que tem o efeito de corrigir o crescimento anormal do grão austenítico acentuado por outros fatores. Isto é, a normalização elimina os efeitos acentuados da baixa temperatura de laminação, trabalho a frio, microestrutura inadequada e outros.

A figura 3.1.23 mostra como a normalização elimina os efeitos da baixa temperatura de laminação para o aço JIS SCr420. As amostras foram normalizadas em várias temperaturas, indicadas no eixo das abcissas, após laminação em temperatura baixa e então foram reaquecidas nas temperaturas indicadas no eixo das ordenadas para determinar a temperatura de crescimento de grão.

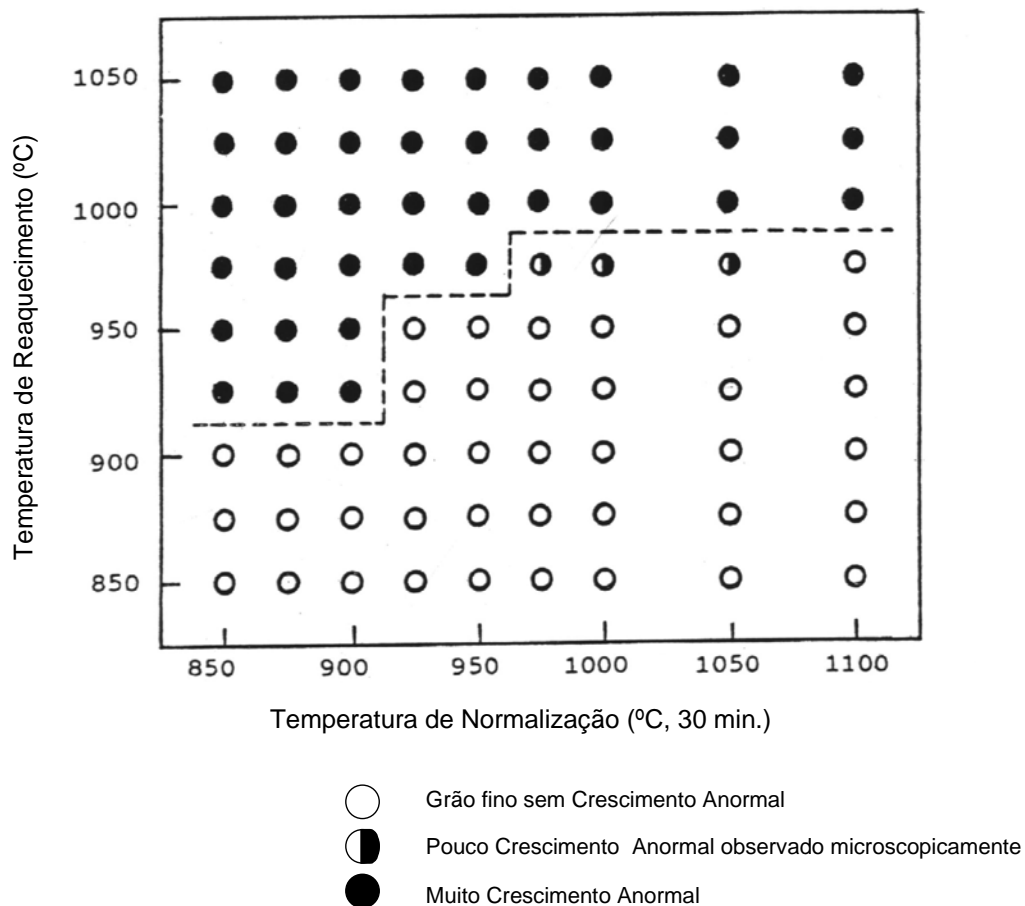


Figura 3.1.23 – Os efeitos da normalização na melhoria a susceptibilidade do aço JIS SCr420 ao crescimento anormal de grão <sup>(11)</sup>.

Uyehara <sup>(11)</sup> observou que existe uma correlação entre a velocidade de resfriamento, a estrutura final obtida e a ocorrência de crescimento anormal, como pode ser constatado na tabela 3.1.1. Observa-se que velocidades intermediárias e elevadas, gerando estrutura bainítica, favorecem o crescimento anormal do grão. Por outro lado, microestruturas completamente ferríticas e perlíticas são recomendáveis para evitar a ocorrência de crescimento anormal de grão.

Tempo de Resfriamento após Normalização (segundos)	Velocidade de Resfriamento após Normalização (°C/s)	Microestrutura	Ocorrência de Crescimento Anormal
60	15	F + B	SIM
240	3,75	F + P + B	SIM
480	1,88	F + P + B	SIM
720	1,25	F + P	NÃO
1800	0,5	F + P	NÃO

F - Ferrita  
P - Perlita  
B - Bainita

Tabela 3.1.1 – A influência da velocidade de resfriamento após normalização na ocorrência de crescimento anormal de grão do aço JIS SCr420 <sup>(11)</sup>.

### 3.1.5 – Influência do Tamanho e Distribuição das Partículas de Precipitados

Em alguns metais policristalinos contendo partículas de segunda fase, não há “a priori” que requisitos para o tamanho de grão esteja em equilíbrio com o tamanho e distribuição das partículas. A estrutura de grão da matriz pode ser desenvolvida através da transformação de fase alotrópica ou pela recristalização, onde as forças motrizes podem ser muito maiores que às associadas com o crescimento de grão, fazendo com que as partículas de precipitados tenham seu efeito desprezado <sup>(12)</sup>.

As partículas podem inibir ou não o crescimento do grão. A igualdade entre a força motriz para crescimento e força de ancoramento das partículas descreve a linha limite entre o crescimento e a estabilidade da estrutura.

Gladman <sup>(12)</sup> mostrou em trabalho realizado sobre a distribuição de partículas de segunda fase e recristalização secundária que, em situação normal de crescimento de grão, a força motriz para crescimento do grão,  $F$ , é dada pela equação:

$$F = \frac{\left(\frac{2}{Z} - \frac{3}{2}\right) * \gamma}{R_0} \quad (\text{eq 3.1.5.1})$$

Sendo  $\gamma$  é a energia de contorno de grão e  $Z$  é a relação entre o raio do grão em crescimento  $R$ , e  $R_0$  é o raio do grão da matriz ( $Z=R/R_0$ ).

As implicações da equação 3.1.5.2 são: a força motriz para o crescimento do grão é inversamente proporcional ao tamanho do grão da matriz, e apenas grãos com valor de  $Z > 4/3$ , reduzirão a energia do sistema através do crescimento.

Gladman <sup>(12)</sup> considera que a capacidade de uma partícula em ancorar o grão varia em função da forma como ela é distribuída ao precipitar. As partículas podem precipitar nos contornos de grão ou aleatoriamente na matriz do aço. A força de ancoramento de uma partícula precipitada no contorno de grão,  $P_G$ , e distribuída aleatoriamente na matriz,  $P_R$ , são, respectivamente:

$$P_G = \frac{fR_0\gamma}{2r^2} \quad (\text{eq 3.1.5.2})$$

$$P_R = \frac{3f\gamma}{2r} \quad (\text{eq 3.1.5.3})$$

sendo  $f$ , a fração volumétrica de precipitados e,  $r$ , o raio da partícula.

Em uma estrutura contendo uma dada fração volumétrica de precipitados, o raio máximo (ou raio crítico) de uma partícula,  $r_c$ , efetivo no controle do tamanho de grão, segundo modelo proposto por Gladman <sup>(12)</sup>, é dado por:

$$r_c = \frac{6R_0f}{\pi} * \left( \frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (\text{eq 3.1.5.4})$$

Um aumento da fração volumétrica de precipitados ou um aumento no tamanho de grão da matriz ou a redução da heterogeneidade do tamanho de grão ( $Z$ ), permite aumento no raio crítico da partícula.

Gladman <sup>(3)</sup> correlaciona o tamanho do precipitados de nitreto de alumínio (AlN), para os aços acalmados ao alumínio, com a temperatura e tempo de permanência em tratamento, da seguinte forma:

$$\log r = -\frac{5167}{T} + 2,593 + \frac{\log t}{3} \quad (\text{eq 3.1.5.5})$$

onde  $r$  é o raio médio da partícula ( $\mu\text{m}$ ),  $T$ , a temperatura absoluta, e  $t$ , o tempo (em horas).

Através da equação 3.1.5.5, Gladman <sup>(3)</sup> mostrou como o tamanho da partícula de AlN varia com a temperatura, como pode ser observado na figura 3.1.24.

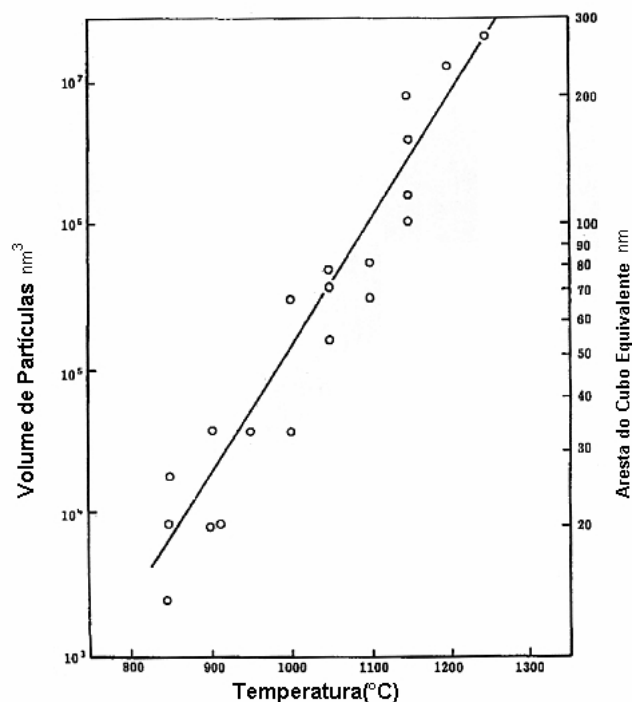


Figura 3.1.24 – Efeito da temperatura no tamanho da partícula de AlN em amostras com tempo de tratamento de 1 hora <sup>(3,5)</sup>.

### 3.2 - O Processo de Laminação de Bitolas Grossas na Belgo Mineira (Usina de João Monlevade)

A linha de laminação de bitolas grossas na Usina de João Monlevade possui os seguintes equipamentos principais: um forno de reaquecimento, um descarepador, duas linhas de laminação ( via Garret e via Stelmor), dois Compactadores de Bobinas. A figura abaixo mostra o “Lay out” do laminador de bitolas grossas.

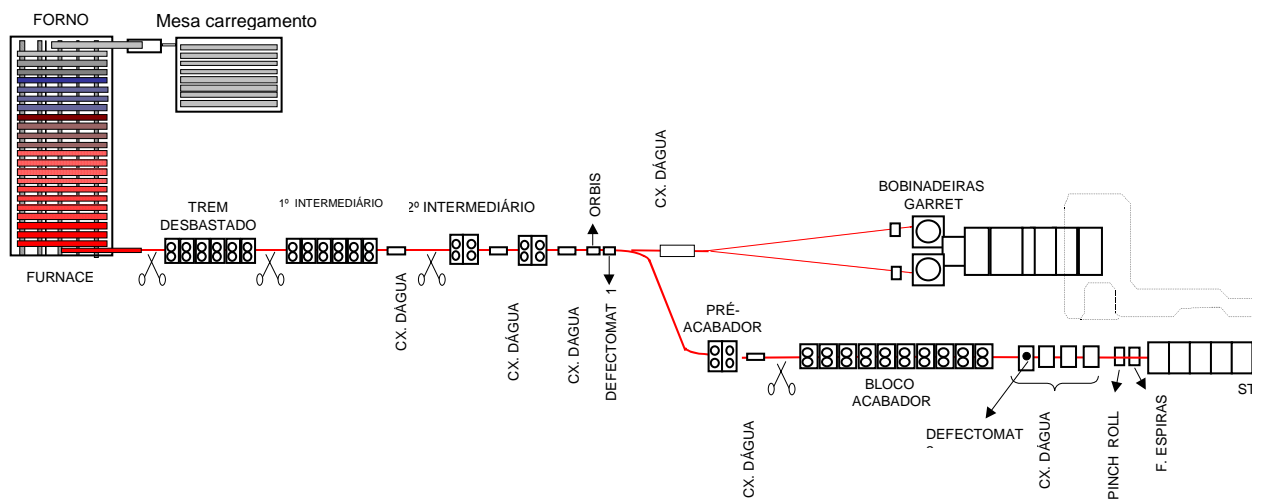


Figura 3.2.1 – “Lay out” do laminador de bitolas grossas na Usina de João Monlevade.

### 3.2.1 - Forno de Reaquecimento

A linha de laminação de bitolas grossas está equipada com um forno de reaquecimento do tipo soleira caminhante. O forno possui 5 zonas de aquecimento. A temperatura máxima de reaquecimento é 1140°C e o tempo de permanência varia de 120 a 360 min, sendo que para bitolas grossas está na faixa de 130 min. As dimensões dos tarugos são mostradas na tabela abaixo:

Tabela 3.2.1 – Dimensões do Tarugo

Dimensões	Seção Quadrada (mm)	Comprimento (m)
Mínimo	-2 / + 3	9.60
Máximo	155 x 155	12

No reaquecimento do aço SAE 1045 utiliza-se temperatura máxima de 1140°C.

### 3.2.2 - Descarepador de Tarugos

O descarepador de tarugos está localizado entre o forno de reaquecimento e o laminador, tendo como finalidade remover a carepa formada na superfície dos tarugos durante o reaquecimento no forno. Este processo consiste na utilização de jatos de água aplicados na superfície do tarugo com uma pressão de 150 kgf/mm<sup>2</sup>. O descarepador possui um anel com 8 bicos apersores que promovem a retirada da carepa na quatro faces do tarugo.

### 3.2.3 – Laminador de Fio Máquina

O laminador de bitolas grossas, na Usina de João Monlevade, possui duas linhas de laminação (Garret e Stelmor). Durante o processo de laminação ocorre a redução da seção transversal do tarugo através de cilindros com canais, partindo de uma seção quadrada ( $155 \times 155 \text{ mm}^2$ ) até atingir o diâmetro final, de acordo com a necessidade do cliente. O laminador possui 28 cadeiras de laminação, sendo 16 com cilindros fundidos e 12 com roletes de carboneto de tungstênio.

Na linha Garret, utilizam-se apenas as cadeiras com cilindros fundidos, enquanto na linha Stelmor, além dos cilindros fundidos, utilizam-se 4 cadeiras com roletes de carboneto de tungstênio.

Os tarugos reaquecidos chegam no laminador com temperatura de  $1140^\circ\text{C}$ , sendo laminados até um diâmetro que varia de 5,50 até 32 mm. Ao longo do laminador existem vários pirômetros, para controle da temperatura, formadores de laço para controle da tração entre cadeiras, e caixas d'água para controle da temperatura durante o processo de deformação.

Após a deformação final, ocorre o resfriamento do fio máquina (produto final da laminação). Na linha Garret ocorre o resfriamento ao ar, simulando um tratamento de Normalização, enquanto na linha Stelmor, o resfriamento pode ocorrer com maior controle da forma de resfriamento (variação da taxa de resfriamento), de forma a se obter uma estrutura adequada a aplicação final do fio máquina. No presente trabalho foram simuladas condições de resfriamento, em laboratório, de tal forma que as duas condições de resfriamento possam ser contempladas.

### **3.2.4 - Compactadores de Bobinas**

Após a formação da bobina, ela é transportada até os Compactadores de Bobinas, onde a mesma é prensada e amarrada, sendo então liberada para a pesagem, identificação final, estocagem e embalagem (conforme exigência do cliente).

## 4 - METODOLOGIA

### 4.1 – Material

O trabalho experimental foi desenvolvido empregando-se amostras de fio máquina do aço 1045 produzido em escala industrial na Usina de João Monlevade. Trata-se de um aço comercial C-Mn, utilizado em hastes para amortecedores, com composição química indicada na tabela 4.1.1.

Tabela 4.1.1 - Faixa de composição química especificada para o aço 1045.

C	Mn	Si	S	P	Al	N	Cr
0,46	0,711	0,275	0,09	0,016	0,020	0,0032	0,0305

O aço líquido é produzido em convertedor com capacidade de 115 t, lingotado em tarugos com dimensões de 12 m de comprimento e seção quadrada de 155 x 155 mm<sup>2</sup>. Os tarugos foram aquecidos a 1343 K (1070 °C) por um período de 12000 s (200 min) de encharque em forno contínuo do tipo soleira caminhante. Posteriormente, estes tarugos foram laminados em fio máquina com diâmetro de 22,50 mm, utilizando-se de um laminador contínuo (Trem de Laminação Morgan).

## 4.2 – Metodologia de Trabalho.

### 4.2.1 - Retirada de Amostras

Foram retiradas amostras na forma cilíndrica com 30 mm de comprimento e 22,50mm de diâmetro, conforme a figura 4.2.1.

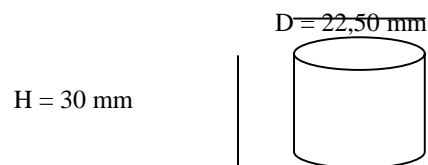


Figura 4.2.1 – Desenho das amostras que foram utilizadas durante o tratamento térmico

### 4.2.2 - Especificação das Condições dos Experimentos

As amostras foram aquecidas em forno do tipo Mufla (com precisão de  $1^{\circ}\text{C}$ ), em 4 temperaturas distintas: 800, 900, 1000,  $1100^{\circ}\text{C}$ . Os tempos de permanência das amostras no forno, foram: 9000s (150 min), 12000s (200 min) e 15000 (250 min), que representam os tempos extremos de permanência no processo industrial da Belgo.

Após aquecimento, as amostras foram resfriadas em três meios diferentes:

- ao ar; neste resfriamento as amostras foram colocadas sobre um tijolo refratário ao lado do forno da Mufla
- soprando ar comprimido. Para controle da vazão de ar comprimido foi instalado um manômetro da rede, sendo a vazão do ensaio de  $0,2 \text{ kgf/mm}^2$ .
- resfriamento dentro do forno; após atingir o tempo do ensaio, o forno foi desligado e as amostras resfriadas até a temperatura ambiente.

Estas três condições de resfriamento foram utilizadas para avaliação da evolução da fração volumétrica de perlita. As microestruturas também foram avaliadas qualitativamente

Para estudo do tamanho de grão austenítico, foi enfiada mais uma amostra em cada uma das condições de tempo e temperatura, citadas acima, que foi temperada em água.

Além dos tratamentos térmicos citados acima, foram levantadas as curvas de resfriamento das amostras em cada um dos meios propostos. Para este estudo, amostras foram enfiadas variando a temperatura de aquecimento e mantendo o tempo de permanência em 150 minutos. Para levantamento dos dados de temperatura, foi utilizado o sistema de medição "Analoger", fornecido pela empresa Analógica.

### 4.2.3 - Análise Metalográfica

As amostras foram analisadas metalograficamente por microscopia óptica, em seções transversais das mesmas. Para a análise metalográfica, a superfície da amostra foi polida, seguindo a seguinte ordem de preparação:

- lixamento: lixas com seguinte granulometria: 120, 240, 320, 400 e 600 micron;
- polimento com pasta de diamante: JP4 e JP1.

Para a revelação das estruturas obtidas nas três condições de resfriamento e têmpera, as amostras foram atacadas com os seguintes reativos:

- estrutura perlítica: solução de nital 2%
- estrutura austenítica: solução com 75 mg de H<sub>2</sub>O, 55 mL de teepol (detergente industrial) e 3 g de ácido pícrico.

#### 4.2.4 - Metodologia de Análise.

Para a determinação da dispersão do tamanho de grão austenítico e fração volumétrica de perlita, foram feitas medições em cada um dos pontos da seção transversal das amostras, conforme figura 4.2.2:

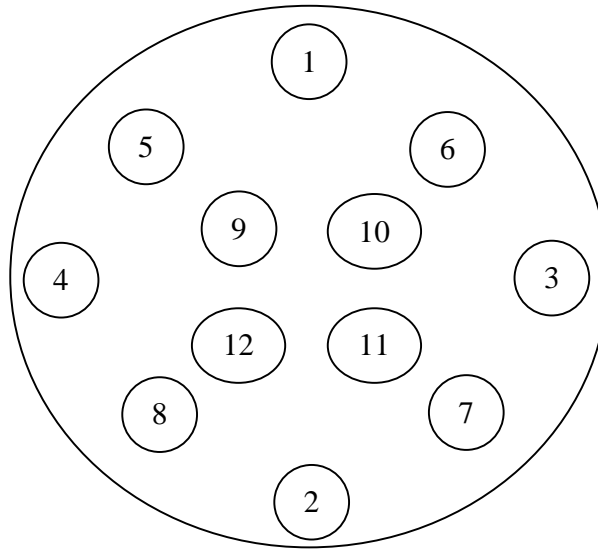


Figura 4.2.2 – Desenho dos pontos de análise do tamanho de grão austenítico e fração volume de perlita ao longo da seção transversal das amostras.

O tamanho de grão austenítico foi determinado através da aplicação do método do intercepto <sup>(12,13,14)</sup>, enquanto fração volumétrica de perlita foi determinada através da aplicação de malha <sup>(15,16)</sup>.

## **5 – Resultados e Discussão**

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos para o tamanho de grão austenítico, em função da temperatura e tempo de aquecimento, bem como as variações microestruturais devido às modificações nas condições de resfriamento aplicada nas amostras. Apresenta-se a correlação das taxas de resfriamento utilizadas em laboratório com as obtidas no processo industrial.

### **5.1 – Tamanho de Grão Austenítico**

A curva de crescimento do grão austenítico médio em função da temperatura e tempo de aquecimento, mostrada na figura 5.1.1, é similar às curvas que vários autores <sup>(1,2,3,6)</sup> obtiveram em seus trabalhos. Observa-se que abaixo da temperatura de 850°C, o crescimento do grão austenítico é inibido. Acima desta temperatura, o grão austenítico começa a crescer, passando pela faixa de temperatura de 900 a 950°C, onde o grão austenítico mostra-se maior.

As figuras 5.1.2 a 5.1.5 mostram as micrografias do grão austenítico, ao longo da seção transversal das amostras, para as temperaturas de aquecimento, para o tempo de 150 min. Observada uma maior influência do tempo de aquecimento, no tamanho de grão austenítico, para a faixa de temperatura de 900 a 950°C.

Tamanho Médio do Grão Austenítico em Função da Temperatura e Tempo de Austenitização

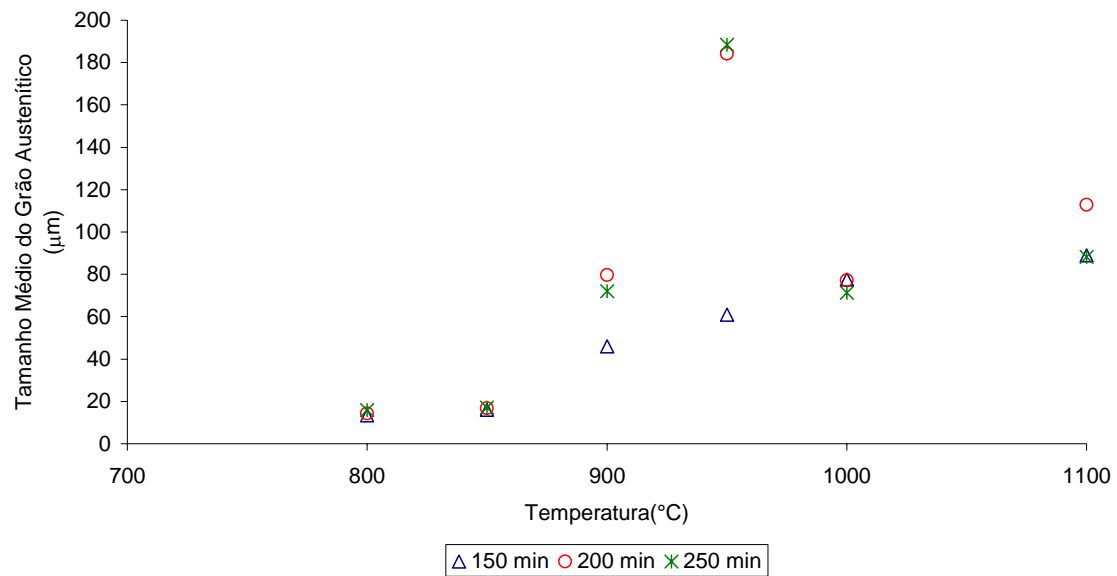


Figura 5.1.1 – Tamanho médio do grão austenítico como função da temperatura e tempo de austenitização.

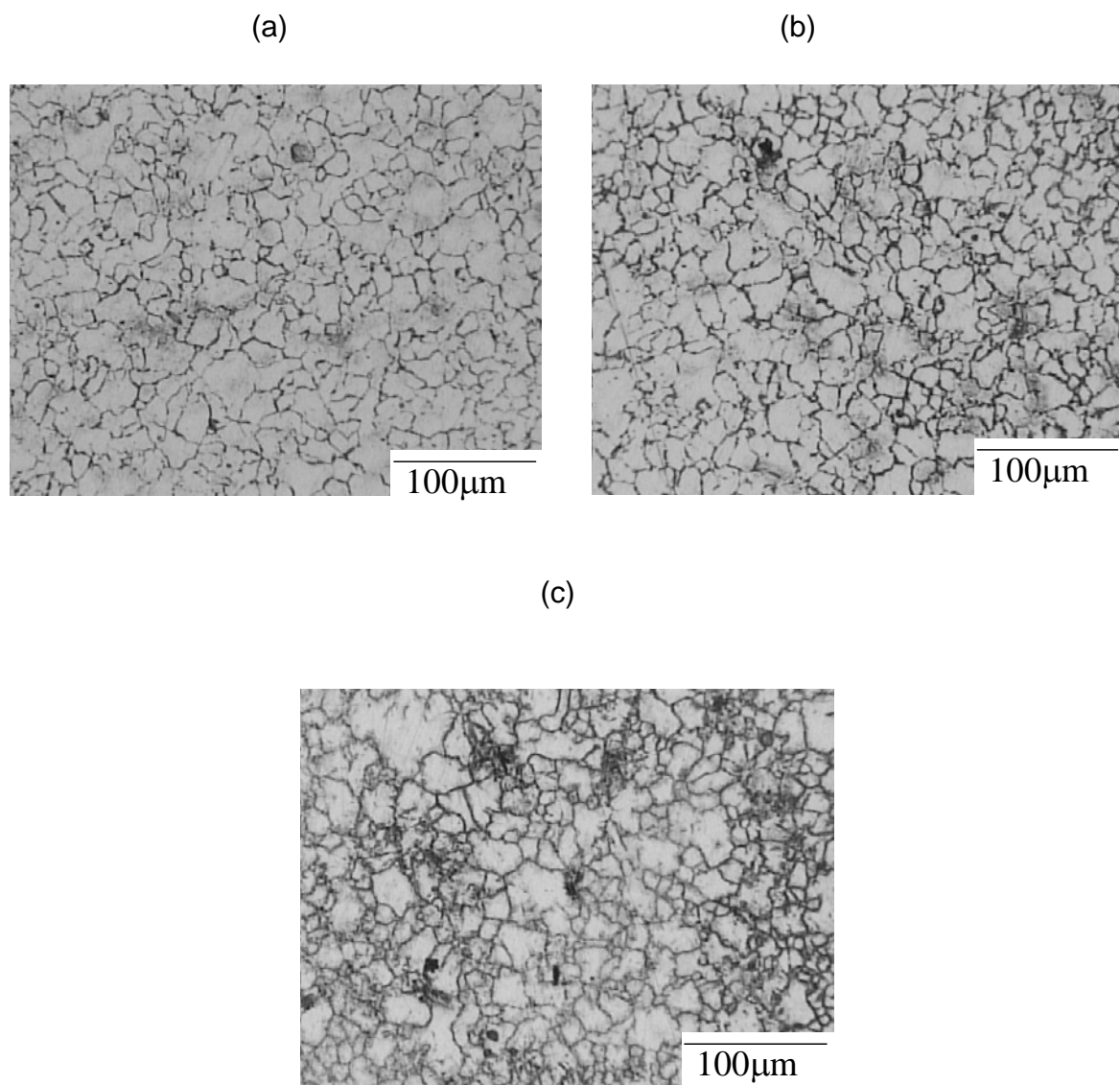


Figura 5.1.2 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 800°C e tempo de permanência de 150 min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

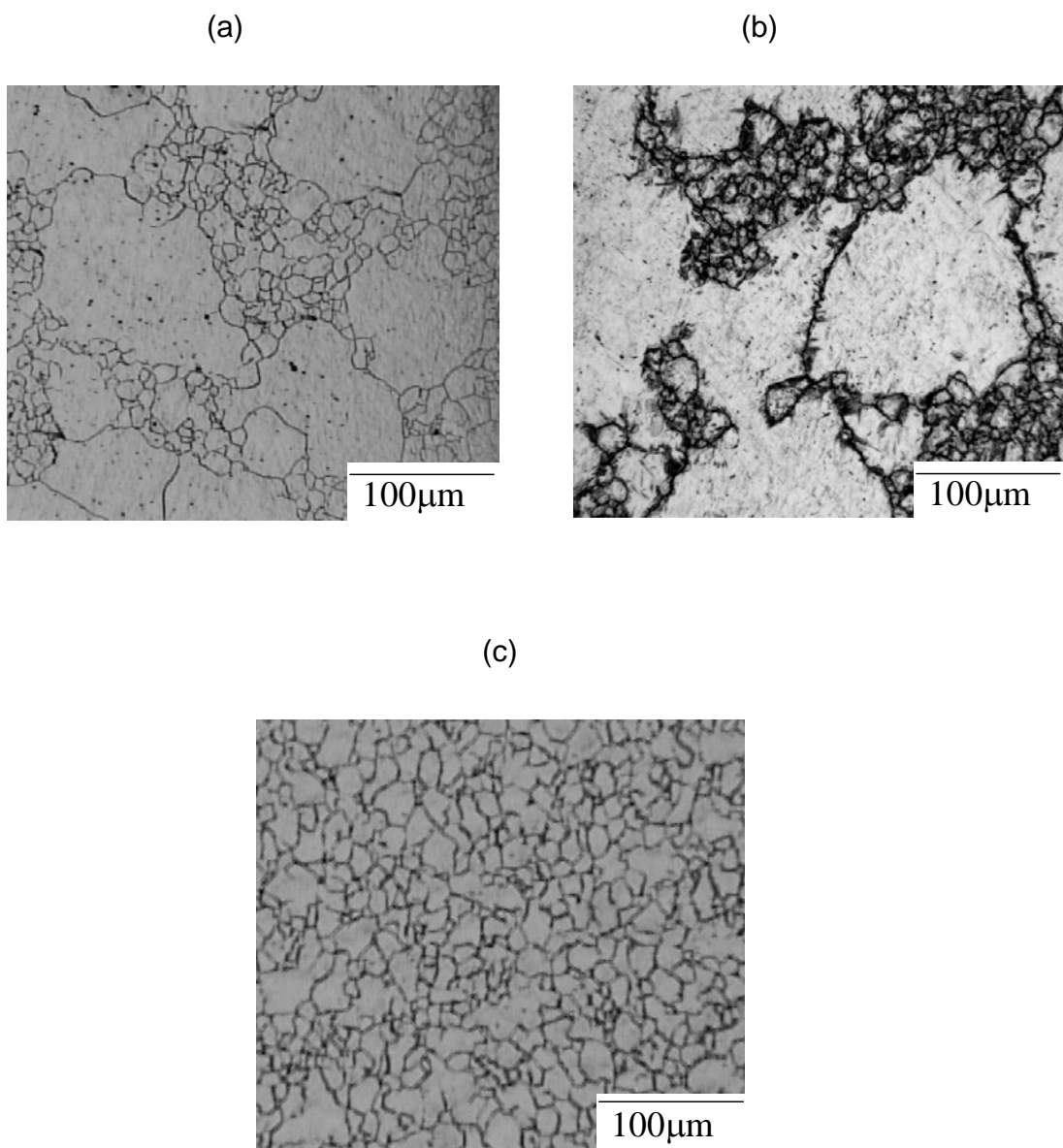


Figura 5.1.3 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 900°C e tempo de permanência de 150min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

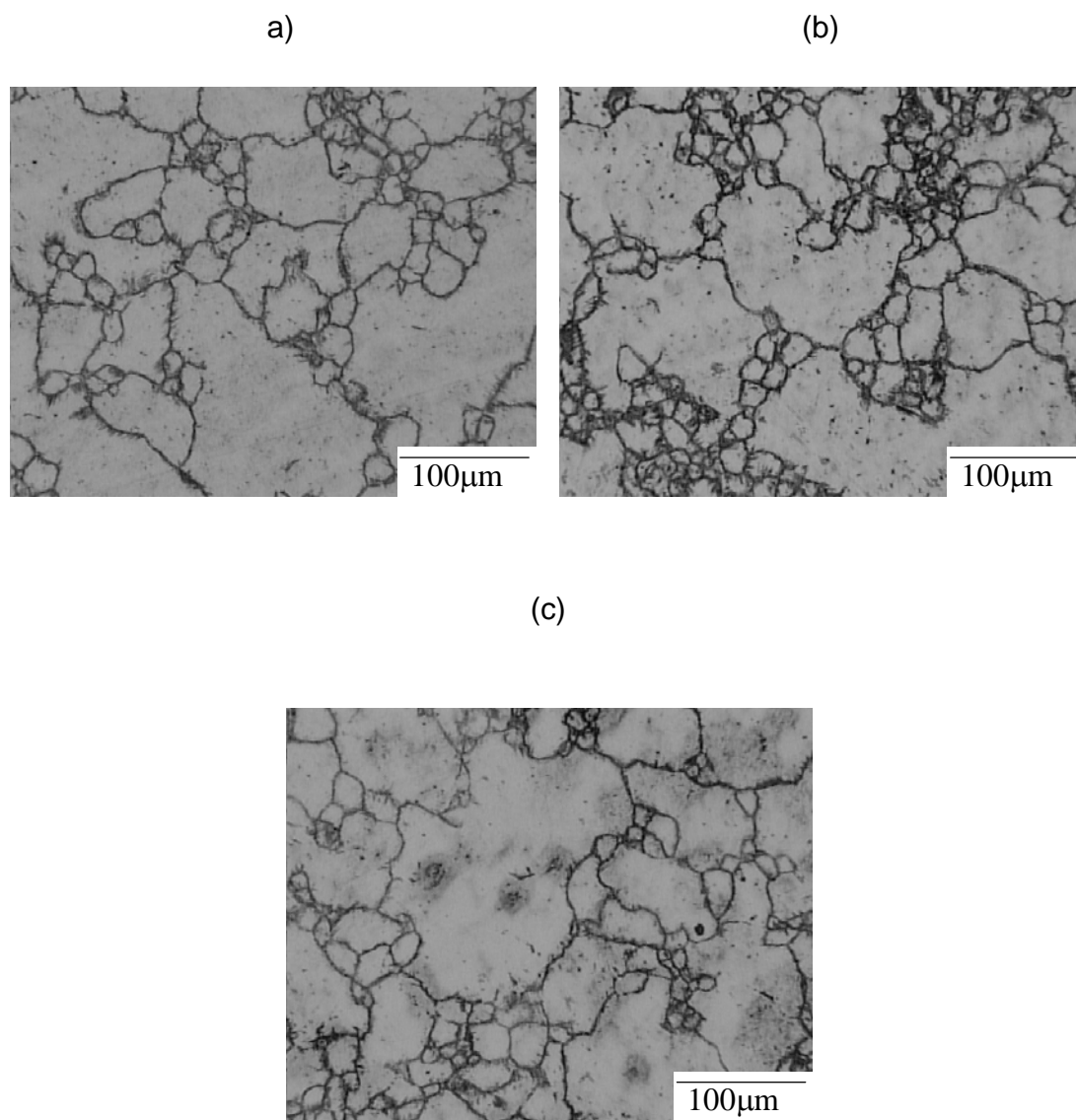


Figura 5.1.4 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 1000°C e tempo de permanência de 150 min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

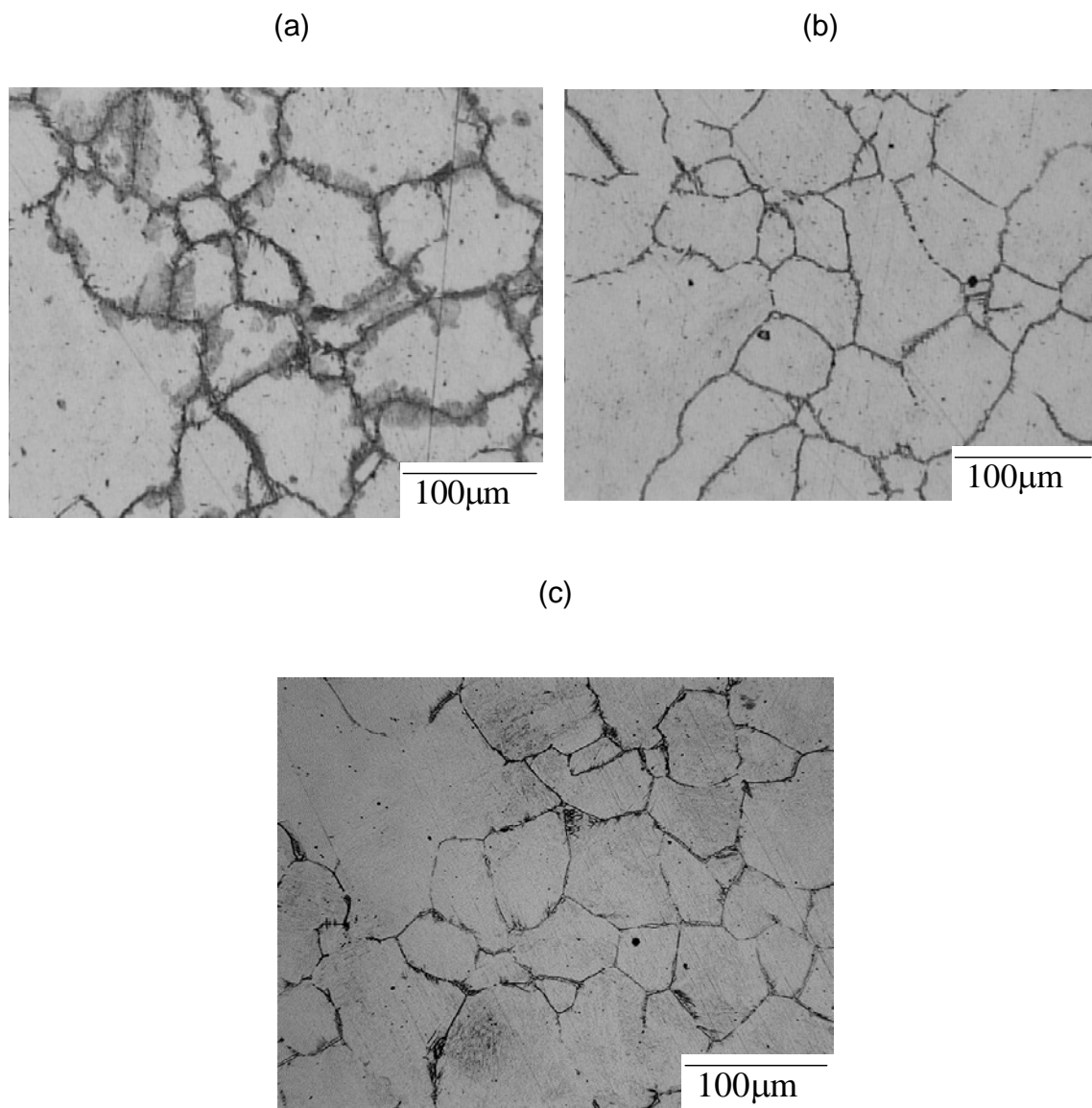


Figura 5.1.5 – Grão austenítico ao longo da seção transversal da amostra, aquecida a 1100°C e tempo de permanência de 150min (a) periferia (b) meio raio e (c) centro.

Observa-se nas figuras 5.1.2 a 5.1.5, que o tamanho de grão austenítico apresenta crescimento homogêneo em temperaturas menores que 850°C e maiores que 1000°C e crescimento heterogêneo na faixa de temperatura de 900 a 1000°C. Esta heterogeneidade é mais acentuada na faixa de temperatura de 900 a 950°C, onde ocorre o crescimento anormal do grão austenítico. Os mecanismos que provocam o crescimento anormal do grão austenítico estão descritos no item 3.1.

Vários autores <sup>(1,3,4,5,7,8,11)</sup> observaram o crescimento anormal do grão austenítico em diferentes aços e temperatura de aquecimento. Gladman <sup>(3)</sup>, em estudo sobre a influência do precipitado de nitreto de alumínio (AlN) no controle do crescimento do grão austenítico, observou a ocorrência de crescimento anormal do grão austenítico, para o aço acalmado ao alumínio, em temperaturas maiores que 1050°C. A princípio pode-se achar que os resultados obtidos neste trabalhos estejam diferentes do trabalho de Gladman<sup>(3)</sup>, porém, conforme mostrado nas figuras 3.1.2 e 3.1.6, existe uma influência da concentração do elemento formador de precipitados na temperatura de ocorrência de crescimento anormal do grão austenítico. Neste trabalho, o aço em estudo tem 0,02% Al e, de acordo com a figura 3.1.6, a temperatura para crescimento anormal do grão austenítico está de acordo com o obtido no trabalho.

A curva de dispersão do tamanho de grão austenítico é mostrada na figura 5.1.6. Observa-se que, na faixa de temperatura onde ocorreu o crescimento anormal do grão austenítico, 900 a 950°C, a dispersão do tamanho do grão austenítico é maior que nas demais temperaturas de aquecimento e depende do tempo de permanência.

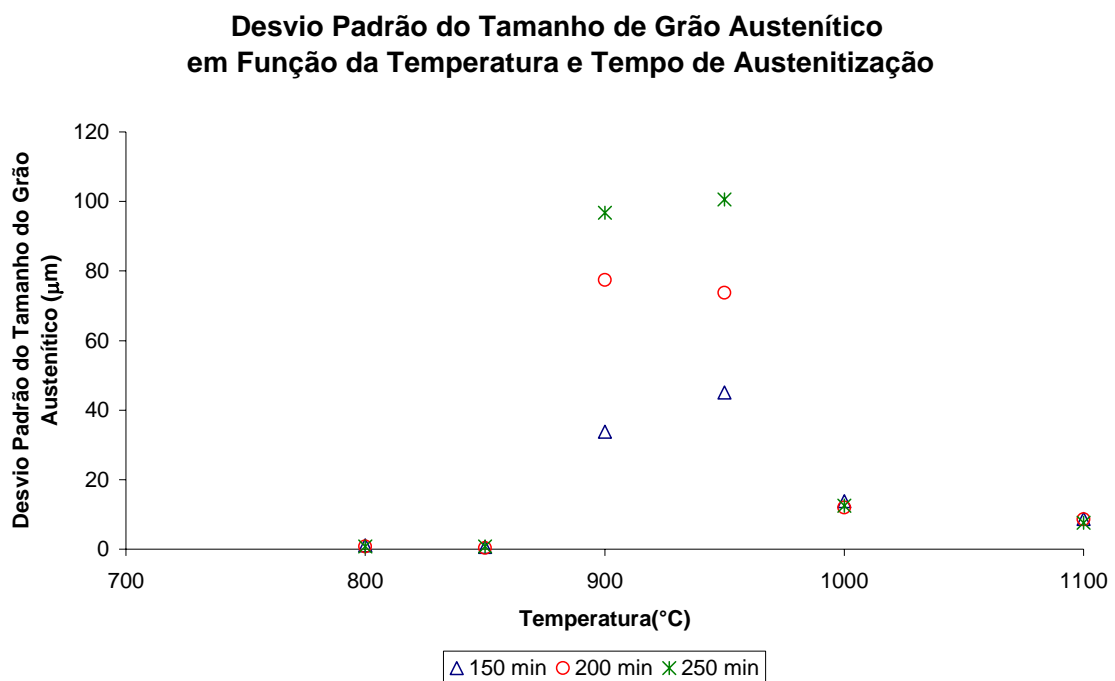


Figura 5.1.6 – Desvio padrão do tamanho de grão austenítico em função da temperatura e tempo de aquecimento.

A figura 5.1.6 mostra o principal resultado deste trabalho, onde fica determinada a faixa crítica de temperatura onde ocorre grande variação no tamanho de grão austenítico. Em condições industriais, esta faixa deve ser evitada, ou atravessada rapidamente, nos processos de reaquecimento de tarugo, laminação e resfriamento.

## 5.2 – Influência das Condições de Resfriamento

Através de microscopia óptica, observa-se uma forte influência do tamanho de grão austenítico anterior na formação da estrutura após o resfriamento <sup>(1,5,6)</sup>, composta de perlita e ferrita. Esta relação se mostra bem evidente na faixa de temperatura onde ocorreu o crescimento anormal do grão austenítico, onde a heterogeneidade no tamanho do grão, obtido no aquecimento, se mostra presente na estrutura após o resfriamento ao ar, como pode ser visto na figura 5.2.1.

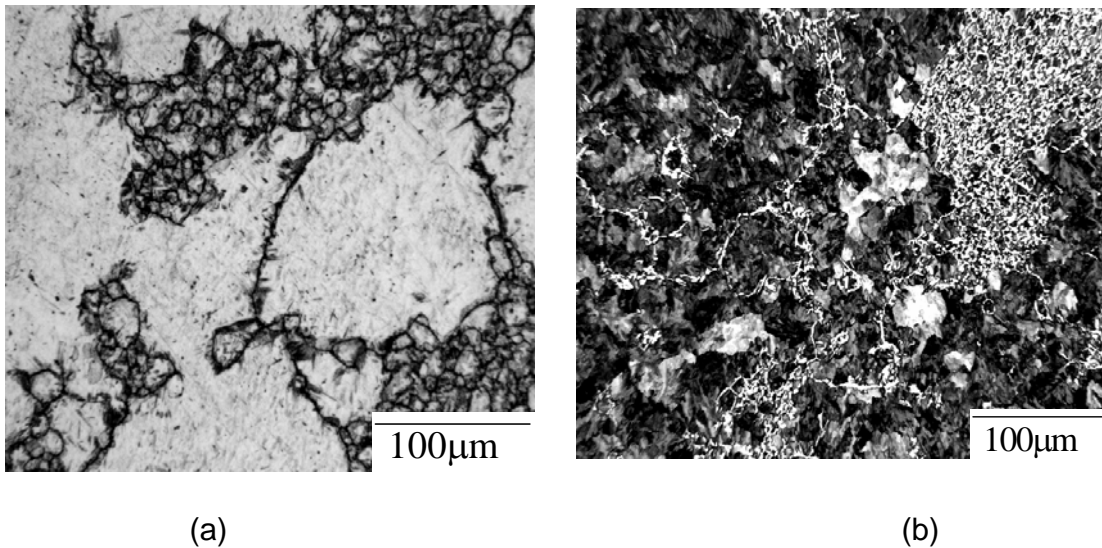


Figura 5.2.1 – Influência da heterogeneidade do tamanho de grão austenítico na microestrutura após o resfriamento ao ar, em amostras aquecidas a 900°C e tempo de permanência de 200 min (a) grão austenítico (b) microestrutura composta de ferrita e perlita.

Os mecanismos de nucleação e crescimento da ferrita como função do tamanho de grão austenítico, proposto por Inagi <sup>(10)</sup>, foram observados para as amostras resfriadas ao ar e ao ar forçado. Observa-se na figura 5.2.2, o crescimento dos núcleos de ferrita ao longo e perpendicularmente aos contornos de grão da austenita, conforme mostrado nas figuras 3.1.15 a 3.1.17.

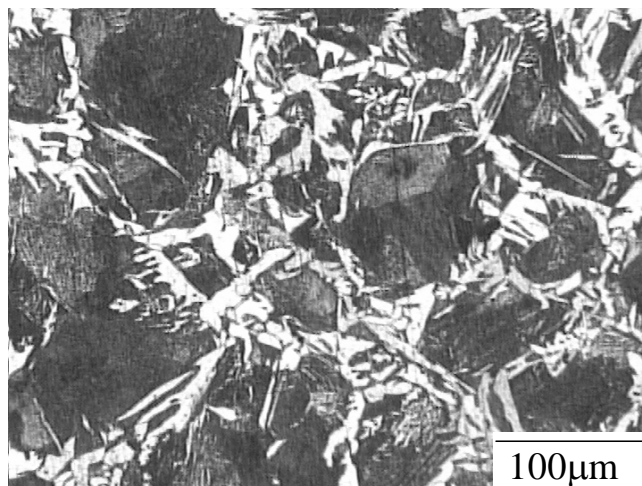


Figura 5.2.2 – Crescimento dos núcleos de ferrita ao longo e perpendicularmente aos contornos de grão.

Através da determinação da fração volumétrica de perlita não foi possível observar a presença de heterogeneidades no tamanho dos nódulos de perlita, pois foram considerados todos os pontos de medida, ao longo da seção transversal da amostra, no cálculo da fração volumétrica.

### 5.3 – Taxa de Resfriamento das Amostras

#### 5.3.1 – Curvas Obtidas em Laboratório

Na coleta de dados de temperatura, durante o resfriamento das amostras, considerando as três condições (ao ar, ao ar forçado e dentro do forno) foi utilizado o sistema “Analoger”, fornecido pela empresa Analógica Instrumentação e Controle. As figuras 5.3.1 a-c mostram exemplos das curvas obtidas durante o resfriamento das amostras ao ar, ao ar forçado e dentro do forno para aquecimento a temperatura de 1100°C, respectivamente.

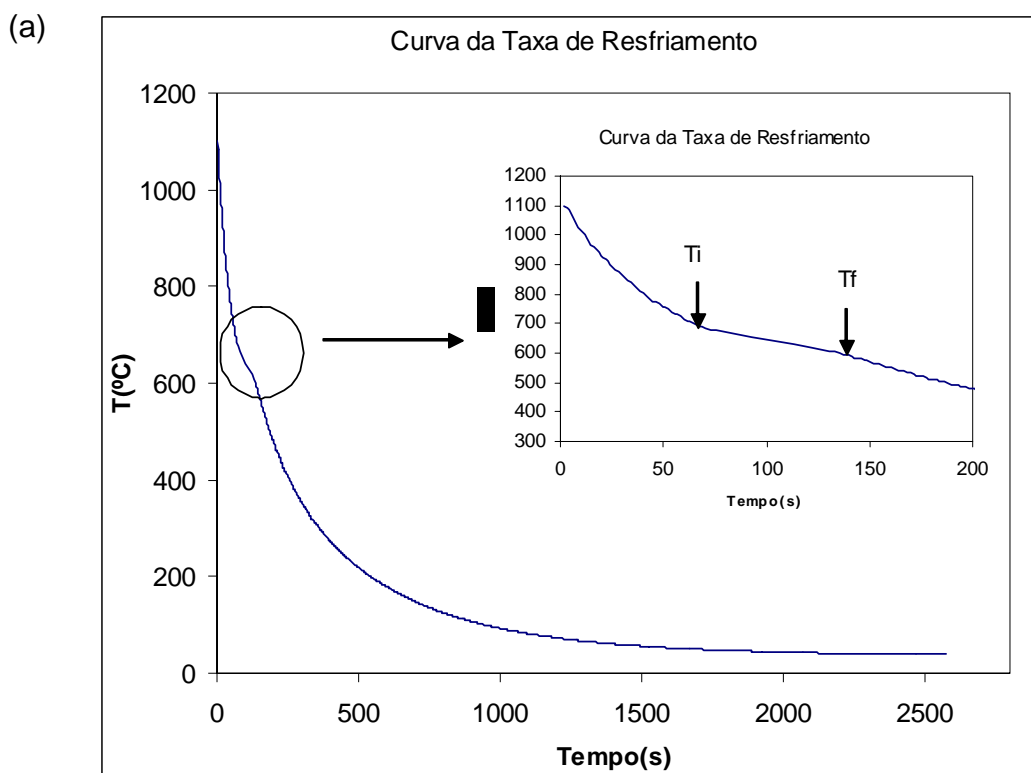
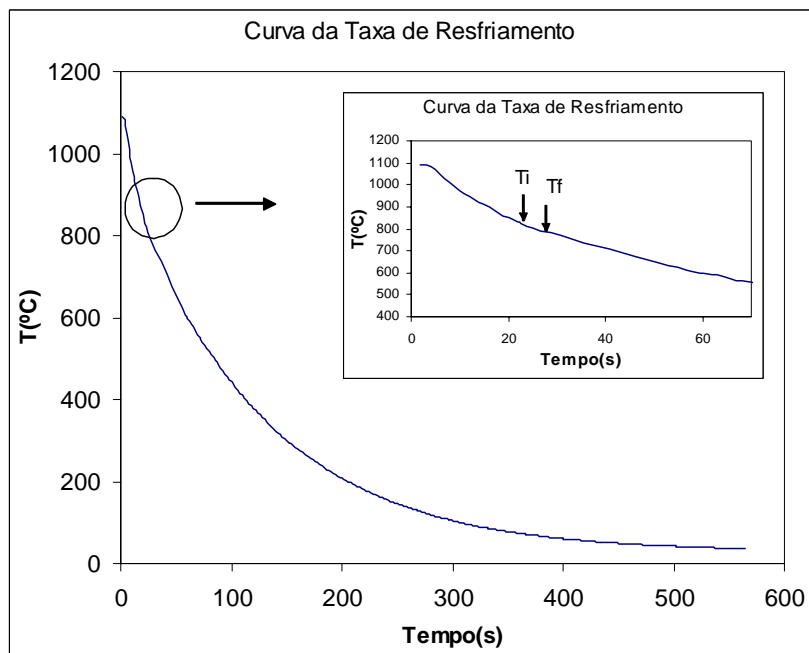


Figura 5.3.1 – Curvas obtidas, através do sistema “Analoger”, durante o processo de resfriamento das amostras a partir da temperatura de 1100°C – (a) resfriamento ao ar (b) resfriamento ao ar forçado (c) resfriamento dentro do forno.

(b)



(c)

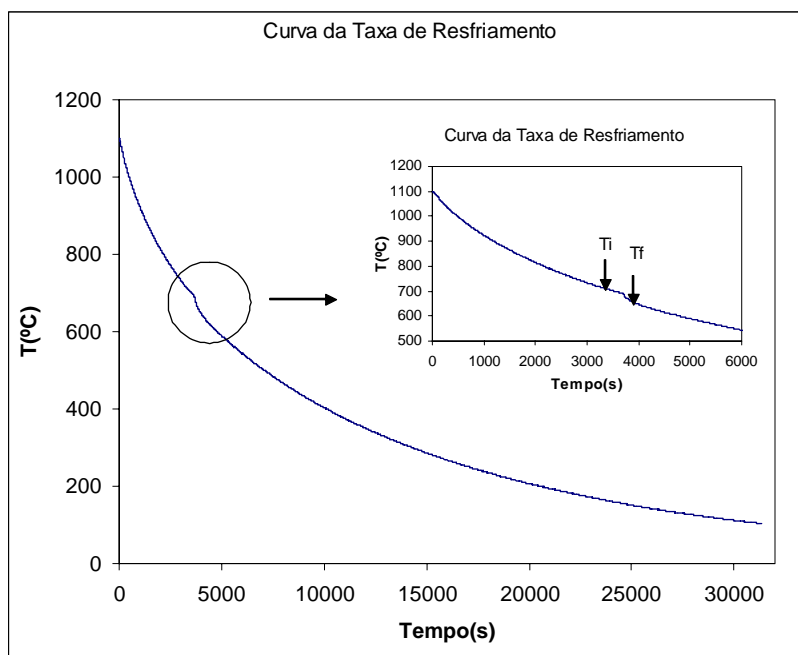


Figura 5.3.1 – (CONTINUAÇÃO) Curvas obtidas, através do sistema “Analoger”, durante o processo de resfriamento das amostras a partir da temperatura de  $1100^{\circ}\text{C}$  – (a) resfriamento ao ar (b) resfriamento ao ar forçado (c) resfriamento dentro do forno.

As curvas da figura 5.3.1 a-c mostram claramente as temperaturas de início ( $T_i$ ) e final ( $T_f$ ) de transformação da austenita→ferrita+perlita, através da perturbação na temperatura, sendo 692 e 680°C, respectivamente. Esta perturbação na temperatura ocorre devido ao fato da transformação de fases austenita→ferrita+perlita por ser de natureza exotérmica é conhecida como Recalescência. Para o modelamento da curva de resfriamento das amostras, após transformação de fases, foi utilizada a seguinte equação empírica <sup>(24)</sup>:

$$T = A * \exp(-B * t) + C \quad (\text{eq 5.3.1})$$

onde  $A, B$  e  $C$  são constantes de otimização,  $T$  a temperatura (°C) e  $t$  o tempo (s).

Para otimização das constantes da equação foi utilizado o método dos mínimos quadrados de regressão não linear. A derivada da equação acima foi utilizada no cálculo da taxa de resfriamento das amostras em cada uma das condições testadas, obtendo a seguinte equação:

$$\frac{dT}{dt} = -B * A * \exp(-B * t) \quad (\text{eq 5.3.2})$$

### 5.3.2 – Curva Obtida no Processo Industrial

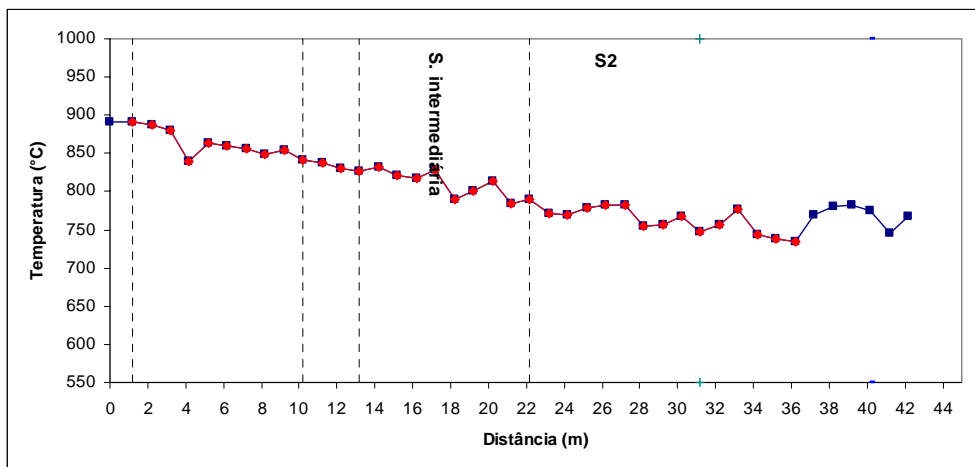
Para a determinação da taxa de resfriamento no processo industrial, os seguintes procedimentos foram adotados:

1 – foram marcados pontos ao lado do “Stelmor” para a coleta de dados. Com a utilização de um pirômetro óptico, foi construída a curva Temperatura da Espira em função da posição, conforme figura 5.3.2 a. Os dados foram coletados até a temperatura onde se observou a ocorrência da Recalescência.

2 – foram medidos os tempos que as espiras gastam para passar por cada ponto marcado ao lado do “Stelmor” e construída a curva Temperatura da Espira em função do tempo, conforme figura 5.3.2 b.

3 – a taxa de resfriamento foi obtida através da equação da reta obtida na curva Temperatura da Espira em função do tempo, antes da ocorrência da recalescência. Obteve-se uma taxa de resfriamento, para o processo industrial, da ordem de  $1,7^{\circ}\text{C/s}$ . O sinal negativo indica que esta ocorrendo o resfriamento das espiras.

(a)



(b)

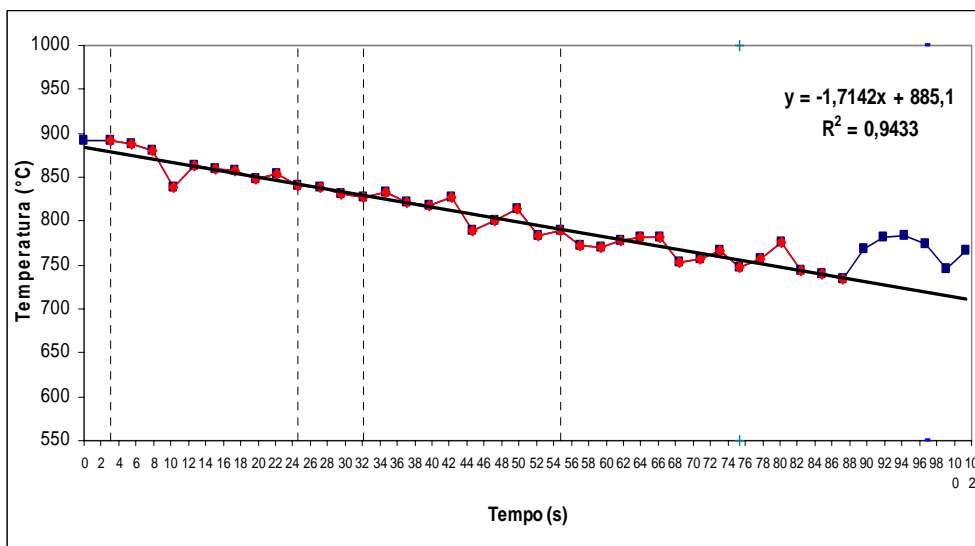


Figura 5.3.2 – Resfriamento no Stelmor do aço 1045, bitola 22,50 mm. (a) temperatura ao longo do Stelmor (b) temperatura em função do tempo.

### 5.3.3 – Comparação entre as Taxas de Resfriamento Experimentais com a Industrial.

A taxa de resfriamento experimental possível de ser aplicada industrialmente é a obtida no resfriamento ao ar. Para a comparação entre as taxas de resfriamento obtidas em laboratório e a industrial, adotou-se como referência a taxa obtida para a temperatura de 800°C, antes da ocorrência da Recalescência. A tabela 5.3.3.1 mostra os valores obtidos para as diversas temperaturas de aquecimento.

Tabela 5.3.3.1 – Taxa de Resfriamento para amostras resfriadas ao ar, considerando como temperatura de referência 800°C, e tempo de permanência de 150min. A taxa de resfriamento industrial a 800°C é de 1,7°C/s.

Parâmetros da Regressão

Temperatura de Aquecimento(°C)	A	B	C	t(s)	Taxa (°C/s)
800	675	0,0016	45	2	1,1
900	683	0,0026	43	20	1,6
1000	806	0,0028	58	32	1,8
1100	884	0,0034	50	40	2,2

Observa-se na tabela 5.3.3.1, que a taxa de resfriamento possui uma relação diretamente proporcional com a temperatura, ou seja, elevando a temperatura de aquecimento, aumenta a taxa de resfriamento.

Na temperatura de 900°C obteve-se taxa de resfriamento igual à obtida no processo industrial. A figura 5.3.3 mostra a curva da taxa de resfriamento para a temperatura de 900°C.

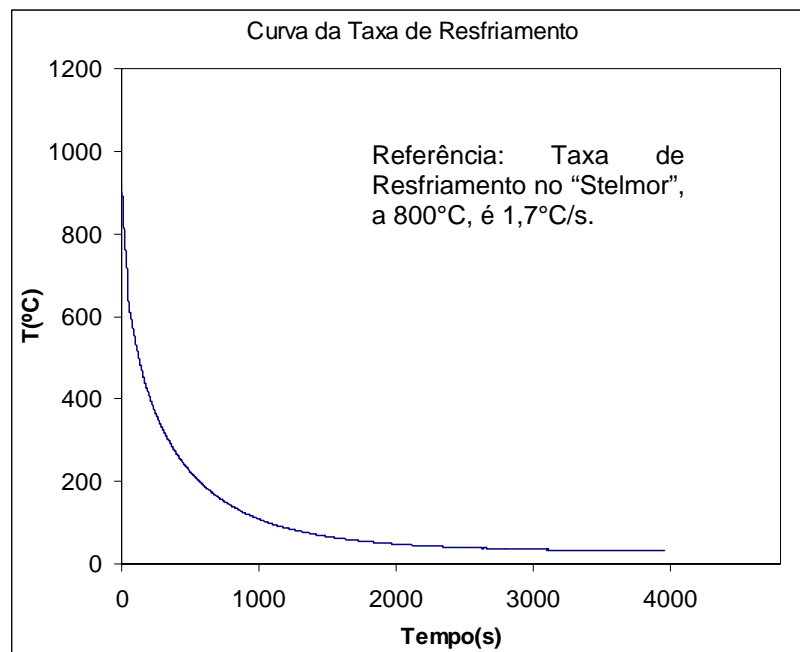


Figura 5.3.3 – Taxa de resfriamento para a amostra aquecida até 900°C e resfriada ao ar.

## 6 – Conclusão

Os resultados obtidos neste trabalho dão suporte às seguintes conclusões sobre a influência da temperatura de reaquecimento e velocidade de resfriamento, na ocorrência de estrutura heterogênea no fio máquina laminado na bitola de 22,50mm:

- Existe uma faixa crítica de temperatura de aquecimento (obtida em laboratório) de 900 a 950°C, onde se observa maior dispersão no tamanho de grão austenítico, que deve ser evitada, ou atravessada rapidamente, no processo industrial.
- Com a ocorrência do fenômeno de recalcência, foi possível determinar as temperaturas de início e final de transformação de fases durante o resfriamento das amostras. Os valores encontrados foram 692 e 680°C, para  $Ar_3$  e  $Ar_1$ , respectivamente.
- Em testes de laboratório, a condição de resfriamento ao ar é aquela que melhor simula a taxa de resfriamento do processo industrial. Para os corpos de prova utilizados, a taxa de resfriamento foi de 1,7°C/s, para a temperatura de reaquecimento a 800°C.
- Através da determinação da fração volumétrica de perlita, não foi possível observar a presença de heterogeneidades no tamanho dos nódulos de perlita.

## **7 – Sugestões para Trabalhos Futuros**

Com base nos resultados obtidos em laboratório, sugere-se a realização de um Projeto de Experimentos considerando os seguintes “fatores”: temperatura de reaquecimento, temperatura de laminação e temperatura de início de resfriamento (Temperatura de Cone). Para cada um dos fatores do Projeto de Experimentos, seriam adotados dois “níveis” de teste: um inferior e o outro superior à faixa crítica de temperatura obtida em laboratório. Como “resposta” dos experimentos, sugere-se a medição da dispersão do tamanho de grão austenítico. Neste caso de dois “fatores” com dois “níveis”, seriam realizados oito experimentos ( $2^3$ ) em um “fatorial completo”.

Além da realização do Projeto de Experimentos, sugere-se estudar: a influência da segregação na ocorrência de estruturas heterogêneas e um método, diferente do cálculo da fração volumétrica de perlita, para correlacionar o tamanho de grão obtido em laboratório com o tamanho do nódulo de perlita no fio máquina industrial.

## 5 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1 - CUDDY, L.J; RALEY, J. C. Austenite Grain Coarsening in Micor alloyed Steels, *Metallurgical Transactions*, vol. 14<sup>A</sup>, p. 1989-1995, 1983.

2 – SAWADA, H; KOARAI,J; UEMURA,M; OSHIRO,T. Accelerated Cooling of Steels, *The Metallurgical Society*, p. 589-599, 1985.

3 – GLADMAN, T; WILSON, F. G. Aluminium Nitride in Steel, *International Materials Reviews*, vol. 33, p. 221-286, 1988.

4 – GLADMAN, T. The Theory and Inhibition of Abnormal Grain Growth in Steels, *JOM*, Setembro de 1992.

5 - GLADMAN, T; PICKERING, F. B. Grain Coarsening of Austenite, *Journal of The Iron and Steel Institute*, p. 653-664, 1967.

6 – KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles, *American Society for Testing and Materials*, p.188-203, 1989.

7 – KRAUSS, G; LEAP,M; BROWN, E. L; MAZZARE, P. The Evolution of Microstructure and Precipitate Dispersions during Reheating in Vanadium Modified 1045 Steel, *Fundamental of Microalloying Steels*, The Metallurgical Society, p. 91-109, 1980.

8 - NEISHI, Yutaka; AKIYAMAM, Masayoshi; KURODA, Kouichi; INOUE, Yoshiriro; KAWAKAMI, Kouichirou. Determination of Hot Sizing Conditions for Bar Rolling to Suppress the Grain Coarsening Phenomenon, *Wire Journal International*, p92-97, 1998.

9 – PICKERING, F.T; GARBAZ;B.The Efect of Transformation Temperature and Prior Austenite Grain Size on the Pearlite Colony Size in Vanadium Treated Pearlitic Steels, *Scripta Metallurgica*, vol. 21, p249-253, 1987.

10 - INAGAKI, Hirosuke. Role of Austenite Grain Boundaries in the Ferrite-Perlite Transformation of Low Nb Steels, *Z Metallkd*, vol. 76, n° 8, p. 560-567, 1985.

11 - UYEHARA, N; NAMIKI, K. Abnormal Grain Growth of Austenite During Carburizing, *SEISI Quartely*, p. 50-62, 1991.

12 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, West Conshohocken .E112; Standard Test Method for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 1996.

13 – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. MB1203; Revelação do Grão Austenítico. Rio de Janeiro, 1990.

14 – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. NB1323; Determinação do Tamanho de Grão Austenítico em Materiais Metálicos. Rio de Janeiro, 1990.

15 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, West Conshohocken. E562; Standard Recommended Practice for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. West Conshohocken, 1976.

16 – PADILHA, A.F; FILHO, F.A. Técnicas de Análise Microestrutural, *Editores Hemus*, 1985. Cap. 5, p.113-141.

17 – ANDRÉS, C. G; BARTOLOMÉ, M. J; CAPDEVILA,C; MARTIN, D. S; CABALLERO, F. G; LOPES, V. Metallographic Techniques for Determination of

Austenite Grain Size in Medium-Carbon Microalloyed Steels, *Materials Characterization*, p. 389-398; 2001.

18 – GLADMAN, T. Grain Size Control in Steels, *ISI/IOM Conference on Recrystallization in the Control of Microstructure*, 1973.

19 – DOHERTY, R. D; MARTIN, J. W. Stability of Microstructure in Metallic Systems, *Cambridge University Press*, p. 234-241, 1980.

20 – LIU, Y.C; SOMMER, F; MITTEMEIJER, E. J. Abnormal Austenite-Ferrite Transformation Behavior in Substitutional Fe-based alloys, *Acta Materialia*, p. 507-519, 2003.

21 – DOGAN, O. N; MICHAL, G. M; KWON, H. W. Pinnig of Austenite Grain Boundaries by AlN Precipitates and Abnormal Grain Growth, *Metallurgical Transactions*, vol. 23A, p. 2121-2129, 1992.

22 - BRUNO, José C.;RIOS, Paulo R. O Crescimento de Grão Austenítico Durante o Reaquecimento de um Aço Normalizado, *46º Congresso Anual da ABM*, p. 699-717, 19991.

23 - BORATTO, Francisco J. M; FERREIRA, Hélder C; BURREL, Joaquim A; TORRES, Geraldo A; MAGRI, Walter; MATOS, Genivaldo P. Uso da Metodologia “Projeto de Experimento” para Eliminação de Colônias de Perlita em Fio Máquina na Fabricação de Hastes de Amortecedores, *Trabalho Técnico da Companhia Siderúrgica Belgo Mineira*, 2000.

24 – CRANK, J; The Mathematics of Difusion; *Oxford University Press*, cap.5, p. 69-88, 1975.