

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 –  
PPGE3M

Estudo da influência da taxa de resfriamento e temperatura nos últimos passes  
de laminação de fio máquina sobre a resposta ao tratamento térmico de  
esferoidização em um aço DIN 41Cr4

RENATA HELENA SANTER BECKER  
Engenheira de Materiais

Dissertação para obtenção de título de  
*Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia*

Porto Alegre - RS

2012

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 –  
PPGE3M

Estudo da influência da taxa de resfriamento e temperatura nos últimos passes  
de laminação de fio máquina sobre a resposta ao tratamento térmico de  
esferoidização em um aço DIN 41Cr4

RENATA HELENA SANTER BECKER  
Engenheira de Materiais

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,  
Metalúrgica e dos Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do  
título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia.

Porto Alegre - RS

2012

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção de título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Dr. Luis Augusto Colebergue Klujszo, Gerdau

Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS – Caxias do Sul

Dr. Carlos Moraes, Unisinos

Prof. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre, Março de 2012.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço à GERDAU, pela oportunidade de aprendizado e desenvolvimento pessoal e profissional. Aos colegas da Gerdau pelo companheirismo e pela ajuda prestada sempre que necessário, em especial às equipes de Programação e Controle da Produção (PCP), Laminação 2 e Laboratório Metalúrgico.

Agradeço em especial à Leila pelo apoio na realização dos testes e auxílio na interpretação de alguns resultados e ao professor Afonso Reguly pela orientação.

Agradeço à minha família, por todo apoio psicológico, carinho, força, motivação e compreensão durante os dois anos de duração das aulas e elaboração deste projeto. E aos amigos e amigas que tornaram essa jornada menos difícil, mais alegre e um tanto quanto divertida.

Obrigado a todos pelo apoio.

## RESUMO

Este trabalho visa analisar a influência das taxas de resfriamento e temperatura no último passe de laminação a quente de fio máquina de um aço DIN 41Cr4 sobre a microestrutura obtida após a laminação e a sua correlação com aquela resultante do tratamento térmico de esferoidização. Foi avaliado a influência da microestrutura prévia de laminação nos tempos e taxa de resfriamento do tratamento térmico necessários para garantir adequada microestrutura do aço DIN 41Cr4. Foram aplicados conceitos de laminação termomecânica através da variação dos parâmetros: temperatura no último passe de laminação (acabador) e após o último passe de laminação (formador de espiras); velocidade das esteiras do “cooling conveyor” e consequente tempo de permanência das espiras sobre a região de ventiladores e alguns parâmetros no ciclo de tratamento térmico: tempo em patamar e taxa de resfriamento durante a produção de fio máquina redondo de bitolas entre 15,88mm e 16,15mm. A avaliação da resposta às variações impostas ao processo foi realizada através de análises metalográficas de microestrutura no material laminado e no material esferoidizado (grau de esferoidização), descarbonetação e de ensaios de propriedades mecânicas como dureza e tração. A partir dos resultados buscou-se determinar a influência dos parâmetros de laminação na microestrutura do material laminado e a influência desta na resposta ao tratamento térmico de esferoidização. Foram analisadas oito diferentes condições e os resultados mostraram que maiores taxas de resfriamento resultam em microestruturas mais refinadas proporcionando uma simplificação no tratamento térmico, atendendo as propriedades desejáveis no produto final (fio máquina redondo esferoidizado).

Palavras-chave: laminação a quente, taxa de resfriamento, laminação termomecânica, esferoidização, microestrutura; fio máquina.

## **ABSTRACT**

This work aims to analyze the influence of the cooling rate, the temperature of the finishing pass and at the coil-forming during hot rolling of DIN 41Cr4 steel wire rod on the microstructure and its influence on plateau times and cooling rate during the spheroidizing heat treatment. For this study thermomechanical rolling concepts were applied through the variation of some hot rolling parameters such as: temperature at the finishing pass and at the coils-former, the cooling conveyor belts velocity and some parameters in the heat treatment cycle: soak temperature and cooling rate during the production of round wire rod with 15,88 mm and 16,15 mm diameter. The evaluation response to changes imposed on the process was evaluated by metallographic analysis of microstructure in hot rolled and spheroidized material (spheroidizing degree), hardness, decarburization and tensile test. Eight rolling conditions and cooling rates were analyzed and results showed that higher cooling rates result in finer microstructures allowing a reduction in heat treatment time to achieve the desirable properties in the final product (spheroidized round wire rod).

**Keywords:** hot rolling, cooling rate, thermomechanical rolling, spheroidizing, microstructure, wire rod, DIN 41Cr4.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Desenho esquemático do processo de laminação a quente. (6).....	6
Figura 3.2	Arranjos das cadeias de laminação (3).....	7
Figura 3.3	Desenho esquemático das variações microestruturais encontradas nos diferentes estágios de laminação (8). ....	8
Figura 3.4:	Comparação de diferentes processos de laminação baseados nas temperaturas de austenitização, de transformação e passes intermediário e de acabamento: A: laminação convencional; B: Laminação controlada convencional; C: Laminação controlada intensificada; D: Laminação com recristalização controlada (11). ....	10
Figura 3.5	Desenho esquemático do variação microestrutural durante recristalização dinâmica na laminação (8). ....	11
Figura 3.6	Intervalos de Temperatura utilizados durante a laminação a quente (17)....	12
Figura 3.7	Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura (17). ....	13
Figura 3.8	Indicação das faixas de temperatura utilizados para diferentes tratamentos térmicos no Diagrama Fe-C (13).....	17
Figura 3.9	Microestrutura Esferoidizada de aço com 0,66%C formada a partir do tratamento térmico de uma estrutura martensítica (8).....	18
Figura 3.10	Exemplos de ciclos térmicos utilizados para o processo de recozimento de esferoidização: A - recozimento subcrítico; B - recozimento Cíclico; C: Resfriamento Controlado e D: Recozimento Isotérmico(25).....	19
Figura 3.11	(a) Microestrutura composta de pequenas partículas esféricas após 4 horas de esferoidização a 704oC (b) Microestrutura composta de partículas coalescidas depois de 12horas em patamar a 704oC., em um aço AISI 4037(22).....	20
Figura 3.12	Variação da microestrutura em tratamento térmico de esferoidização intercrítico em um aço AISI 4037. (a) Microestrutura após 4 horas (b) Microestrutura após 12 horas (22). ....	22
Figura 3.13	Representação da esferoidização parcial da cementita lamelar (ou em placas) numa microestrutura de perlita grosseira em um aço com alto Si (25).....	24
Figura 3.14:	Representação esquemática do processo de esferoidização das lamelas de cementita a partir de uma microestrutura perlítica (23). ....	26
Figura 3.15	Representação esquemática da teoria da perturbação de Rayleigh (22). ....	27

Figura 3.16	Desenho Esquemático da Teoria da perturbação Modificada de Mullins e Nichols. (a)placa de carboneto; (b) limites da placa plana com aumento da espessura devido à diferença de potencial químico; (c) anel externo com maior espessura devido às perturbação sinusoidal; (d) quebra do anel em partículas menores (22). ....	28
Figura 3.17	Desenho esquemático do mecanismo de esferoidização Segundo a Teoria do Entalhe Térmico (22). ....	29
Figura 3.18	Desenho esquemático do mecanismo de Migração de Falhas, onde a face plana da placa da esquerda fica mais espessa em detrimento da região curva da placa da direita devido à diferença de potencial químico (22). ....	30
Figura 3.19	– Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização (25). ....	33
Figura 3.20	Relação entre o tempo e o grau de esferoidização obtido para diferentes microestruturas de partida (22). ....	35
Figura 3.21	Influência do cromo na esferoidização do aço carbono (28),(25). ....	36
Figura 4.1	Desenho esquemática de uma linha acabamento e resfriamento de laminação de fio máquina. ....	39
Figura 4.2	Imagem da bobina ao deixar o formador de espiras em uma condição padrão de processo. ....	41
Figura 4.3	Visão geral do “cooling conveyor” com todas as capotas abertas e ventiladores ligados - condição utilizada no experimento. ....	42
Figura 4.4	Diagrama de Resfriamento contínuo de um aço DIN 41Cr4. ....	43
Figura 4.5:	Série de diagramas da norma SEP 1520. ....	47
Figura 5.1	Severidade do resfriamento para diferentes combinações de temperaturas do bloco acabador e do formador de espiras ( condições conforme Tabela 5.1).50	
Figura 5.2	Refino das microestruturas com a variação das temperaturas do bloco acabador e formador de espiras - Condição A: temperaturas altas; Condição B: temperatura alta e baixa; Condição E: temperatura baixa e alta e Condição F: temperaturas baixas. ....	51
Figura 5.3	Diferentes taxas de resfriamento obtidas para cada condição testada durante a laminação. ....	52
Figura 5.4	Microestruturas obtidas para cada condição de resposta do experimento realizado. ....	55
Figura 5.5	Imagem obtidas através de Microscopia eletrônica de varredura (MEV) - comparativo da espessura das lamelas da perlita para diferentes condições de resfriamento. ....	55



Figura 5.6	Diagrama de Pareto da influência de cada parâmetro da laminação na variável resposta microestrutura, a combinação Temperatura no Formador de espiras e velocidade na esteira têm maior influência. ....	57
Figura 5.7	Valores médio de Dureza e desvio padrão obtidos em cada condição testada. ....	58
Figura 5.8	Diagrama de Pareto mostrando a significância de cada um dos efeitos testados sobre a dureza Brinell do material Laminado. ....	59
Figura 5.9	Diagramas de contorno para a variável dureza Brinell, para cada combinação dos parâmetros testados.....	60
Figura 5.10	Diagramas de contorno para a variável descarbonetação para cada combinação dos parâmetros do experimento realizado.....	61
Figura 5.11	Valores médios e desvio padrão para Descarbonetação parcial média do material Laminado para cada condição testada. ....	62
Figura 5.12	Microestruturas obtidas em cada um dos ciclos de tratamentos térmicos testados para algumas condições de laminação.....	65
Figura 5.13	Comparação das propriedades em tração de material produzido na condição padrão e nas condições de teste.....	71

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Comparativo entra as energias de ativação para difusão do carbono e do ferro (22). .....	32
Tabela 4.1: Composição química nominal do aço DIN 41Cr4. ....	40
Tabela 4.2 Condições testadas de Temperaturas no Bloco Acabador e no Formador de Espiras. ....	41
Tabela 4.3: Condições do experimento para a Velocidade das Esteiras. ....	42
Tabela 4.4: Resumos dos experimentos realizados na Laminação do fio Máquina. ....	43
Tabela 4.5: Configuração dos ciclos de tratamentos térmicos testados. ....	44
Tabela 5.1 Taxa de resfriamento para cada condição de temperatura testada. ....	49
Tabela 5.2: Variação dos Parâmetros de Laminação utilizados no experimento e taxas de resfriamento resultantes.....	52
Tabela 5.3: Notas atribuídas às microestruturas obtidas a fim de transformar as variáveis resposta em valor numérico.....	56
Tabela 5.4: Durezas e microestruturas obtidas para cada condição testada. ....	58
Tabela 5.5: Grau de esferoidização obtidas para cada condição testada. ....	63
Tabela 5.6 Resultados de Dureza Brinell obtidos para o material esferoidizado em cada um dos ciclos testados. ....	68
Tabela 5.7 Valores de Descarbonetação obtidos para o material laminado e para o material esferoidizado. ....	70

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVO.....</b>	<b>3</b>
2.1 Objetivos gerais.....	3
2.2 Objetivos Específicos.....	3
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>5</b>
3.1 Laminação a Quente.....	5
3.2 Laminação Termomecânica.....	8
3.2.1 Influência da Temperatura.....	9
3.2.2 Taxa de Resfriamento.....	13
3.2.3 Recristalização/ Temperatura de recristalização / Refino de grão.....	14
3.3 Tratamentos Térmicos.....	16
3.4 Esferoidização.....	17
3.4.1 Ciclos Térmicos de Recozimento para Esferoidização.....	19
3.4.2 Recozimento Subcrítico.....	19
3.4.3 Recozimento Intercrítico.....	21
3.4.4 Outros Ciclos de Tratamento Térmico de Recozimento para Esferoidização.....	22
3.5 Mecanismos de Esferoidização.....	23
3.5.1 Teoria da perturbação de Rayleigh.....	26
3.5.2 Teoria da Perturbação Modificada de Mullins and Nichols.....	28
3.5.3 Teoria do Engaste Térmico.....	29
3.5.4 Teoria da Migração de Falhas.....	30
3.5.5 Ostwald Ripening.....	30
3.6 Mecanismo.....	32
3.7 Fatores que influenciam a Esferoidização.....	33
3.7.1 Efeito da Microestrutura Prévia.....	34
3.7.2 Influência da Composição Química.....	36
3.7.3 Influência do Ciclo de Recozimento.....	37
3.7.4 Concentração de Vacâncias.....	38
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>39</b>
4.1 Temperaturas.....	40
4.2 Testes de Condições de Resfriamento.....	41
4.3 Teste de Ciclos de Tratamento Térmico.....	43
4.4 Amostragem.....	44
4.5 Quantificação dos Resultados.....	44
4.5.1 Microestrutura.....	45
4.5.2 Dureza do Material.....	45
4.5.3 Descarbonetação.....	45

4.5.4	Determinação do Grau de Esferoidização .....	45
4.5.5	Ensaio de Tração .....	47
4.6	Metodologia.....	48
<b>5.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>49</b>
5.1	Temperatura no Bloco Acabador e Formador de Espiras .....	49
5.2	Taxa de Resfriamento – Velocidade do Transportador de Espiras .....	51
5.3	Microestrutura do Material Laminado.....	53
5.4	Dureza do Material Laminado.....	57
5.5	Descarbonetação do material laminado.....	60
5.6	Grau de Esferoidização do Material Tratado Termicamente .....	62
5.7	Dureza do Material Esferoidizado .....	68
5.8	Descarbonetação do Material Esferoidizado.....	69
5.9	Propriedades em Tração do Material Esferoidizado .....	70
<b>6.</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>72</b>
<b>8.</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>74</b>
<b>9.</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>75</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Na situação atual de mercado com um cenário cada vez mais competitivo, o que tem definido o fornecedor de matérias primas é o preço do produto aliado a sua qualidade. Para o fornecedor, o preço está diretamente ligado ao custo de fabricação adicionado de uma margem para geração de lucros. A fim de manter o “market share”, as empresas têm buscado a otimização, a estabilização e a simplificação dos processos produtivos visando reduzir os custos de produção e aumentar a produtividade, sem comprometer a qualidade do produto e o atendimento aos requisitos dos clientes.

O aço e suas ligas são largamente utilizados na fabricação de produtos e peças destinados principalmente à indústria automobilística, o que exige desempenho diferenciado do material. Normalmente, o produto de partida para tais componentes é proveniente de um aço laminado a quente, o qual pode ter suas propriedades modificadas através dos mais variados tratamentos térmicos.

As propriedades dos materiais dependem da sua microestrutura e o desenvolvimento de um conjunto de características desejáveis resulta, com frequência, de uma transformação de fases obtida através de tratamentos térmicos. Assim, para atender as necessidades dos clientes, os aços podem ter suas propriedades melhoradas através da realização de tratamentos térmicos, os quais modificam a microestrutura (1), o que possibilita melhor adequação à aplicação final.

O tratamento térmico do aço agrega valor ao produto, mas também gera um aumento de custo de produção e “*lead time*”. Nas condições atuais de mercado, se faz necessário otimizar os ciclos de tratamento térmico, minimizando o custo e o tempo de produção.

Este estudo procura avaliar a influência da temperatura no último passe, no formador de espiras e das taxa de resfriamento pós o último passe laminação de fio máquina na microestrutura prévia de laminação e desta na resposta do material ao

tratamento térmico, sem deixar de atender as exigências necessárias ao desempenho satisfatório do produto final.

O resultado será aceitável se as especificações do produto tratado forem atendidas e se o processo for capaz de ser estabilizado.

## 2. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é analisar a influência das taxas de resfriamento no último passe de laminação e após o último passe de laminação do fio máquina sobre a resposta do material ao tratamento térmico de esferoidização.

### 2.1 Objetivos gerais

O processo de produção estudado neste trabalho foi escolhido devido à dificuldade de se atender as especificações do cliente na rota atual de produção para o aço DIN 41Cr4. Onde é histórica a elevada ocorrência de retratamento e sucateamento desse material por não atender os requisitos do cliente.

Dentre os objetivos gerais estão aperfeiçoar os ciclos de tratamento térmico, modificando tempo em patamar e taxas de resfriamento para:

- redução do tempo e custo de produção;
- aumento de produtividade;
- flexibilização da programação do forno;
- redução do consumo de energia elétrica;
- redução do consumo de nitrogênio;
- redução de retrabalho (retratamento do material).

Como premissa, todas as alterações realizadas deverão garantir os requisitos dos clientes.

### 2.2 Objetivos Específicos

1- Avaliar a influência da microestrutura prévia formada a partir das diferentes taxas de resfriamento na laminação sobre as microestruturas finais obtidas através de diferentes ciclos de tratamentos térmicos de esferoidização.

2- Determinar as melhores temperaturas e taxas de resfriamento para definição de um novo ciclo de tratamento térmico para a esferoidização do aço DIN 41Cr4.



### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O aço pode apresentar uma grande variedade de microestruturas e propriedades dependendo do tipo de processo de produção utilizado. Uma das maneiras de se obter esses resultados é através do aquecimento em determinadas faixas de temperaturas onde uma fase ou combinação de fases se torna estável e/ou através de aquecimento ou resfriamento em uma faixa de temperatura onde diferentes fases são estáveis. A base para definição destas temperaturas, as quais são utilizadas durante o tratamento térmico do material é o diagrama de equilíbrio Fe-C que define as regiões de estabilidade das diferentes fases de acordo com a composição química e temperatura (2).

Durante o processo de produção do fio máquina, as transformações de fase do aço estarão presentes na etapa de laminação e na etapa de tratamento térmico as quais serão apresentadas e aprofundadas neste capítulo.

#### 3.1 Laminação a Quente

A laminação é um processo de conformação mecânica, onde um material é comprimido através de cilindros, que giram em sentidos opostos, deformando o material plasticamente. A laminação a quente ocorre em temperaturas acima da temperatura de recristalização do material que está sendo conformado (3), (4).

Os objetivos da laminação a quente são:

- Reduzir as seções de blocos ou barras;
  - Aumentar o comprimento;
  - Melhorar e homogeneizar as propriedades dos materiais (ductilidade, resistência mecânica, refinamento na microestrutura e estrutura superficial),
- (5)

O processo de laminação é realizado através da compressão direta do material no seu regime plástico, sem que haja remoção, fazendo com que ocorram alterações permanentes na sua forma e propriedades, mantendo a constância da sua massa (4).

A Figura 3.1 mostra esquematicamente o processo de laminação desde o aquecimento dos tarugos até a obtenção do produto final, que nesse exemplo pode ser ele barras ou rolos.

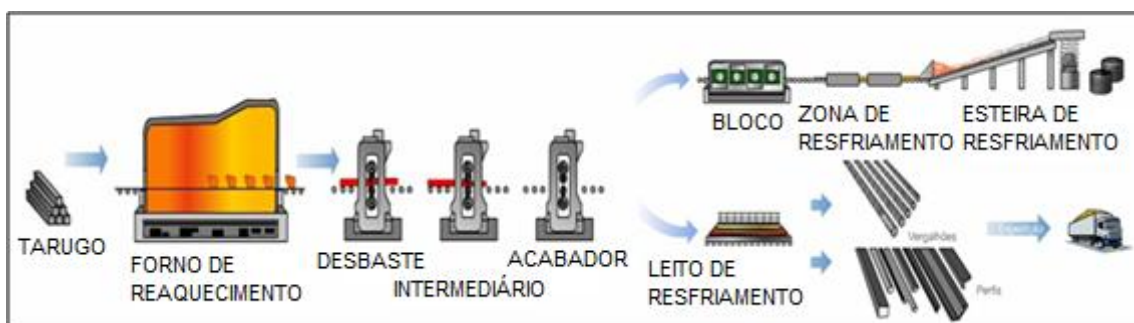


Figura 3.1 Desenho esquemático do processo de laminação a quente. (6)

A etapa inicial do processo de conformação é o aquecimento do material de partida, que pode ser um lingote ou um tarugo, a temperatura entre  $1100^{\circ}\text{C}$  e  $1300^{\circ}\text{C}$  (3). O aquecimento é realizado em fornos e tem como objetivo diminuir a energia necessária para a deformação do material, aumentando a sua ductilidade. Essa etapa é necessária para que o material possa ser conformado.

Em alguns casos o material re-aquecido passa por um descarepador para remover a carepa resultante do reaquecimento (3).

Após a temperatura de trabalho ser atingida, a primeira etapa de laminação ocorre em uma gaiola duo reversível ou trio-reversível, onde são feitas as primeiras reduções, quebrando a estrutura bruta de solidificação do material de partida. Normalmente nessa etapa se aplicam pequenas reduções de seção no material (3). A Figura 3.2 mostra esquematicamente as gaiolas duo reversível e trio reversível.

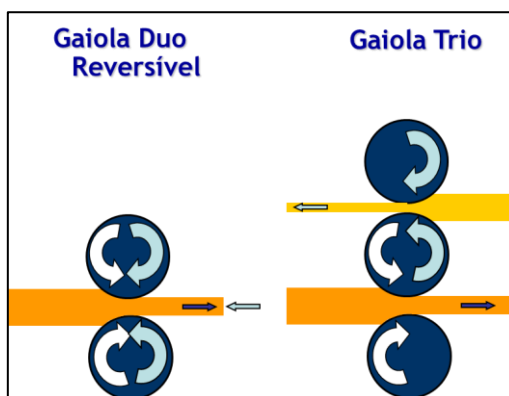


Figura 3.2 Arranjos das cadeias de laminação (3).

Após a primeira redução, o material segue para uma sequência de cadeias de laminação para que ocorra a subsequente redução da sua seção, nos passes intermediários, até que atinja o diâmetro desejado. Para que seja obtido o diâmetro final o material ainda passa por cadeias acabadoras.

Durante os passes intermediários, ocorrem as maiores deformações, resultando num refino do grão. Se nessa etapa a recristalização é incompleta, isso afetará a deformação no próximo passe. Já se a recristalização for completa, é necessário tomar cuidado com o tempo entre os passes para se evitar o crescimento de grão (7).

No passe de acabamento é onde o material irá obter as dimensões finais. Nessa etapa pode ocorrer recristalização estática ou dinâmica (7).

O controle da temperatura durante os passes de laminação é realizado através da utilização de caixas d'água e/ou através da utilização de sistemas de controle de resfriamento das bobinas (*"cooling conveyor"*) após o último passe de laminação (acabador), permitindo o controle de propriedades físicas e metalúrgicas (8).

No *"cooling conveyor"* o material tem seu resfriamento final, é onde ocorre a transformação da austenita remanescente (7). Nessa etapa pode-se realizar resfriamento forçado com ar (uso de ventiladores), resfriamento lento ao ar, abafamento do material utilizando as capotas e resfriamento híbrido através da combinação dos outros meios. Para obtenção de uma estrutura mais refinada, o material deve chegar ao *"cooling conveyor"* com temperaturas entre 750 °C e 850°C. (8)

### 3.2 Laminação Termomecânica

No processo de laminação a quente o material é aquecido a temperaturas superiores à de austenitização e então deformado plasticamente. O maior benefício da estrutura austenítica é a sua deformabilidade. A Figura 3.3 mostra um diagrama esquemático de tempo x temperatura para os passes realizados no trabalho a quente: o material tem a temperatura reduzida ao longo dos passes de laminação, tendo maior temperatura nos passes iniciais e menores temperaturas nos passes finais. A estrutura austenítica responde à deformação a quente através de mecanismos de recuperação, recristalização e crescimento de grão. O efeito da recristalização a temperaturas sucessivamente mais baixas é produzir uma microestrutura austenítica equiaxial com grãos cada vez menores, pois o grão austenítico diminui com diminuição da temperatura (9). Durante esse processo, há alteração na microestrutura devido à recristalização e transformação de fases e também alteração na temperatura do material devido à deformação plástica e ao resfriamento durante a laminação (10).

Nesse processo é comum a aplicação de conceitos de laminação termomecânica, onde a temperatura de laminação é otimizada por passe de laminação e durante o resfriamento do material laminado para produzir microestruturas desejadas, como ferrita e perlita mais refinadas (10).

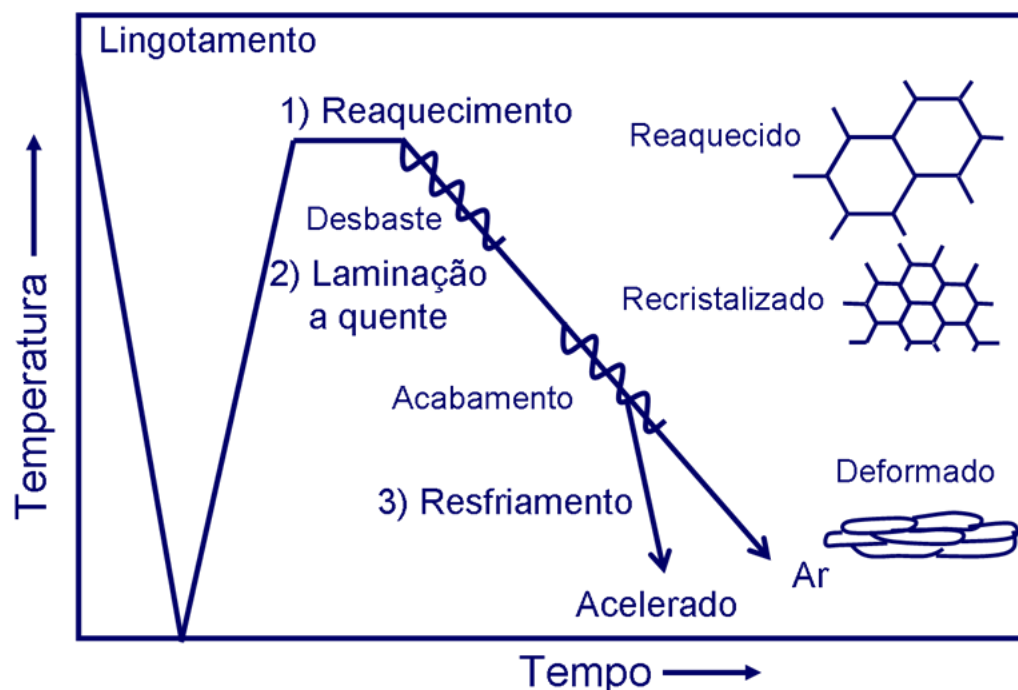


Figura 3.3 Desenho esquemático das variações microestruturais encontradas nos diferentes estágios de laminação (9).

O processo de laminação termomecânica envolve controles das condições térmicas (temperatura e taxa de resfriamento após a laminação) e da deformação para obtenção de produtos com as especificações de forma, propriedades mecânicas e microestrutura desejadas. (7)

No início da laminação, os grãos de austenita são refinados através da recristalização da austenita após a deformação. A temperatura dos passes de acabamento tem influência no crescimento dos grãos de austenita, alterando a sua microestrutura e as propriedades do material laminado. (11)

### 3.2.1 Influência da Temperatura

Um processo termomecânico é realizado pelo controle de temperatura de reaquecimento, número de passes e deformação em cada passe, temperatura, deformação e taxa de deformação, tempo entre cada passe e taxa de resfriamento após o último passe de laminação à quente até a temperatura ambiente (7). Todos os processos de laminação a quente ocorrem com algum controle de temperatura e deformação, mas nem todas são desenhadas para manipular a condição de transformação da austenita, para se obter a microestrutura e propriedades mecânicas desejadas (12).

Nesse trabalho foi estudada apenas a influência da temperatura no último passe de laminação e da taxa de resfriamento após o último passe, por isso os demais parâmetros não foram aprofundados.

Quanto à temperatura, a principal diferença entre a laminação convencional e a laminação termomecânica é que na convencional as deformações ocorrem todas nas mais elevadas temperaturas possíveis, como pode ser visto na Figura 3.4, onde a curva A representa a laminação convencional. Já a laminação controlada utiliza métodos para controle da microestrutura durante a laminação, por exemplo, se a laminação é feita abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{NR}$ ), os grãos austeníticos serão alongados com defeitos cristalinos intergranulares, nesse caso o passe de acabamento é realizado a temperaturas abaixo da temperatura de recristalização. Esse processo está representado pela curva B na Figura 3.4 e os defeitos intergranulares se transformarão em finos grãos de ferrita durante o resfriamento (7) (12).

A curva C da Figura 3.4 representa um controle de temperaturas de transformação, onde os passes finais são realizados abaixo da temperatura de não recristalização e

próximos à temperatura crítica de transformação austenítica. Esse método é chamado de laminação controlada intensificada (intercrítica). As baixas temperaturas de acabamento tem a vantagem de produzir grãos mais finos de ferrita em relação à laminação controlada convencional (12).

Se a temperatura de laminação for tal que permita a recristalização, então grãos de austenita equiaxiais deformados irão recristalizar resultando em outro arranjo equiaxial mais refinado que o inicial. Esse perfil de temperatura é mostrado pela curva D, e ocorre com subseqüentes recristalizações da microestrutura tanto nos passes intermediários quanto no passe final (7). A eficiência dessa técnica depende não só de atingir uma estrutura de austenítica de grãos refinados, mas também de manter essa estrutura através da inibição dos mecanismos de crescimento de grão (12).

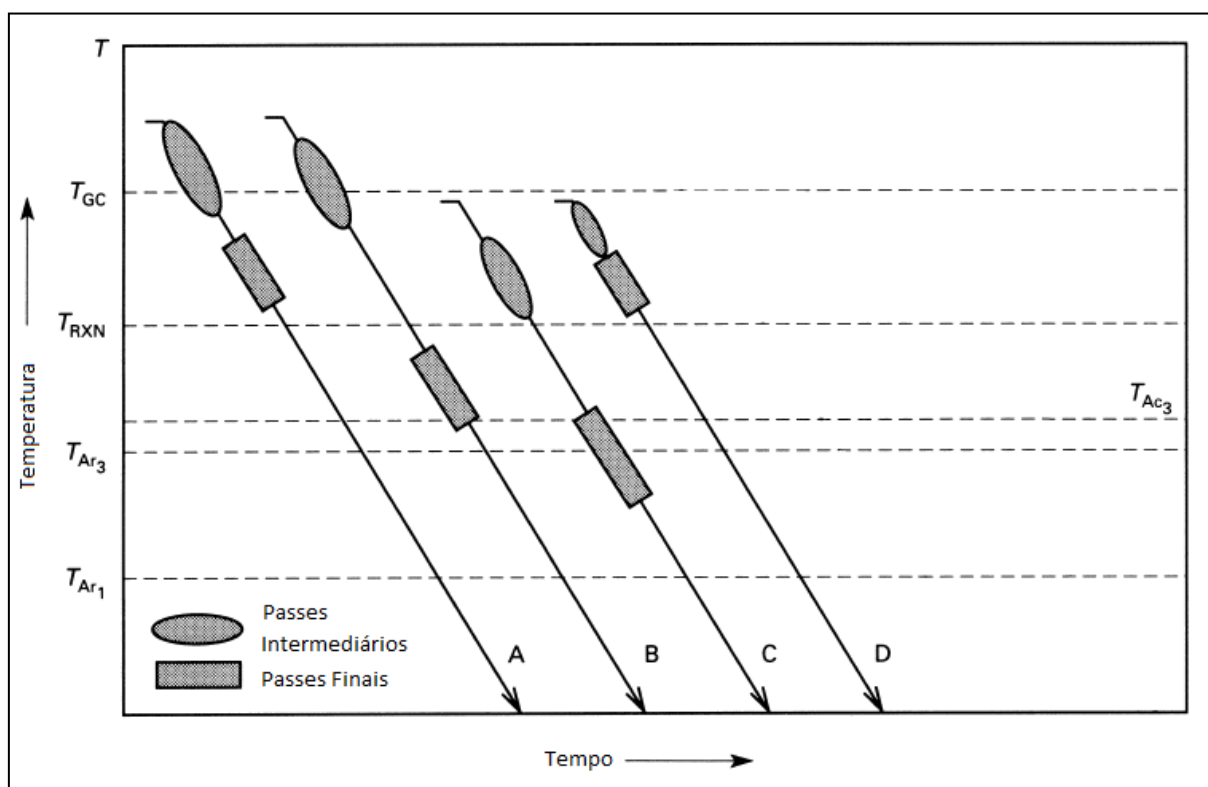


Figura 3.4: Comparação de diferentes processos de laminação baseados nas temperaturas de austenitização, de transformação e passes intermediário e de acabamento: A: laminação convencional; B: laminação controlada convencional; C: laminação controlada intensificada; D: laminação com recristalização controlada (12).

As diferentes técnicas de laminação controlada têm como objetivos a obtenção de microestrutura com finos grãos de ferrita e pequenas quantidades de fases de baixa temperatura de transformação que contenham cementita, como perlita e bainita (12).

Para obter uma estrutura ferrítica mais refinada, é necessário maximizar a relação entre área x volume do contorno de grão austenítico (7), (13), pois a transformação de fase inicia nos contornos de grão (14). Isso pode ser feito através da redução da temperatura ou por recristalização controlada quando a temperatura final de laminação é relativamente alta (15).

Um desenho esquemático da mudança microestrutural durante a laminação pode ser visto na Figura 3.5, onde grãos equiaxiais produzidos após um passe de laminação são deformados e alongados ao passar entre dois cilindros, a energia resultante dessa deformação governa a recristalização. A recristalização pode ocorrer após o passe de laminação, sendo chamada de recristalização estática, ou durante o passe de laminação, chamada de recristalização dinâmica (9).

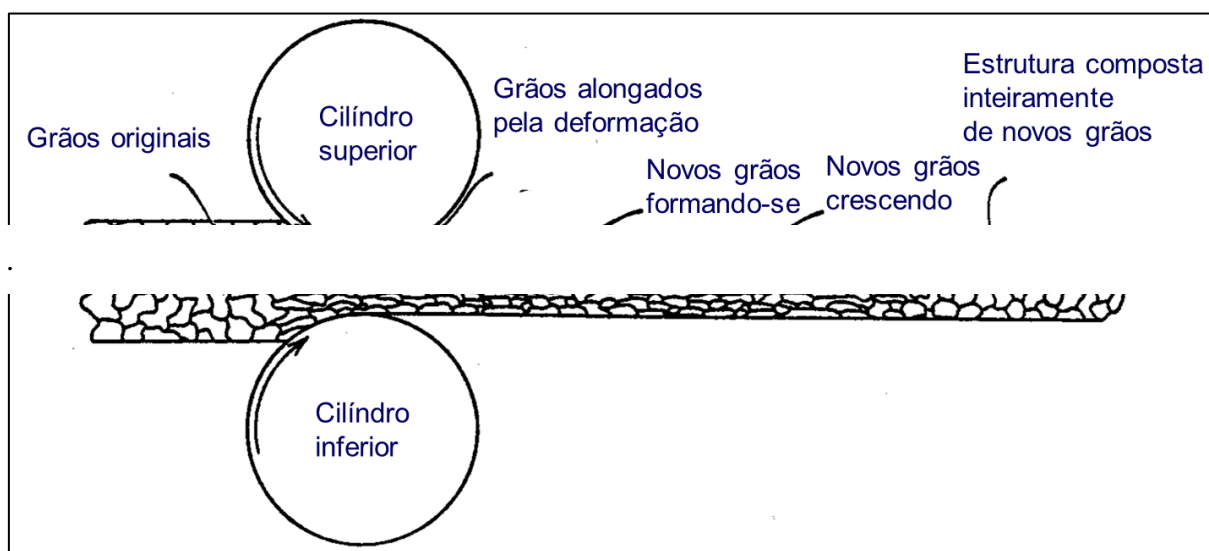


Figura 3.5 Desenho esquemático do variação microestrutural durante recristalização dinâmica na laminação (8).

O efeito da recristalização sucessiva em menores temperaturas são grãos austeníticos equiaxiais menores, obtendo assim uma estrutura mais refinada (9) (7), pois ao alongar a estrutura austenítica seus contornos de grão ficam mais próximos e como a nucleação da ferrita se inicia no contorno de grão, durante a transformação de fase, uma microestrutura de ferrita refinada é formada (9).

Uma menor temperatura no passe final influencia o tamanho de grão austenítico nas alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material laminado (11), normalmente se utilizam temperaturas entre 800°C e 900°C. (12)

Assim, o controle de temperatura durante o processo de laminação e durante o resfriamento do material após a laminação irá determinar a sua microestrutura e suas propriedades mecânicas (16). A Figura 3.6 mostra a faixa de temperaturas possíveis de ser utilizadas desde o forno até o resfriamento, onde é notável a ampla variação de temperatura possível no resfriamento, permitindo que se obtenha uma variedade de microestrutura dependendo da taxa de resfriamento utilizada (16).

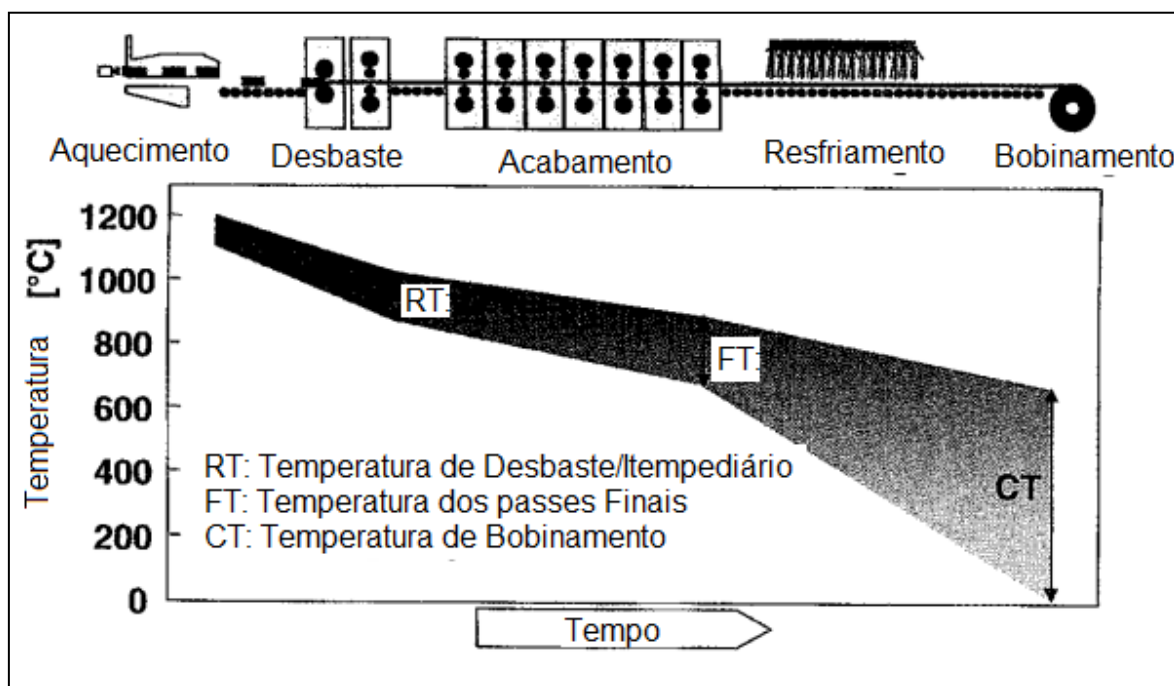


Figura 3.6 Intervalos de temperatura utilizados durante a laminação a quente (16).

Uma prática industrial é realizar o refinamento do grão através de um controle termomecânico do processo (TMCP). Esse processo inclui reaquecimento a temperatura bem definida, deformação a quente abaixo da temperatura de recristalização e resfriamento acelerado. A temperatura de não recristalização ( $T_{NR}$ ) é definida como a temperatura abaixo da qual ocorre uma recristalização estática incompleta entre dois passes. (17) A Figura 3.7 mostra a alteração de microestrutura com a redução na temperatura de bobinamento de rolos de aço, onde se observa que uma menor temperatura propicia uma microestrutura contendo bainita, podendo chegar até a estrutura martensítica (16).



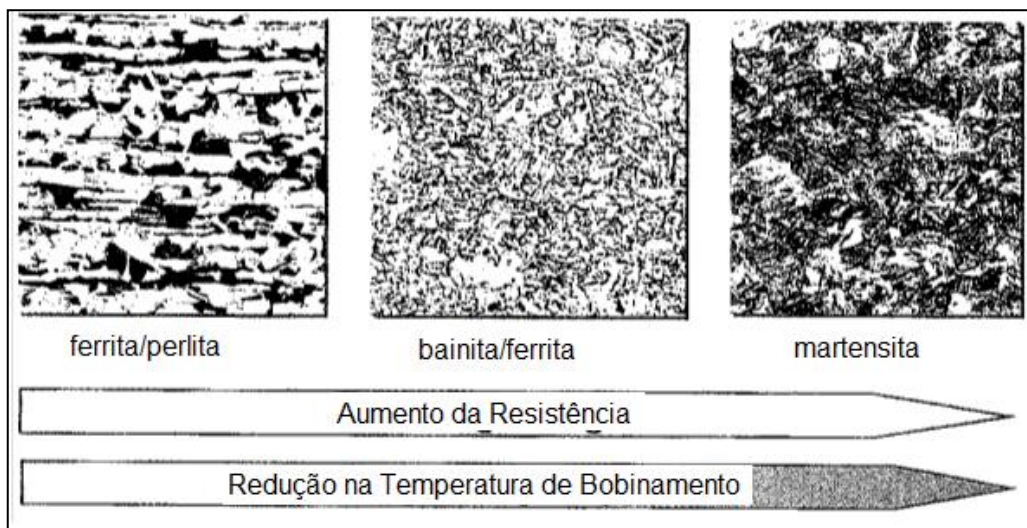


Figura 3.7 Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura (16).

### 3.2.2 Taxa de Resfriamento

Uma vez que uma estrutura austenítica mais refinada é obtida, ela deve ser preservada durante o resfriamento para que produza uma estrutura ferrítica mais fina possível. Uma das maneiras de se aumentar essa taxa de transformação é através do resfriamento acelerado ou ainda por adição de elementos de liga ao aço (15).

Um resfriamento acelerado controlado após a laminação a quente altera a microestrutura de ferrita + perlita para finos grãos de ferrita e bainita (15).

A influência da taxa de transformação da austenita em diferentes constituintes na microestrutura é o que determina as propriedades finais do material. Com resfriamento acelerado, a redução da temperatura de transformação da austenita para a ferrita favorece a nucleação nos contornos de grão e no interior do grão. A taxa de nucleação melhorada restringe o crescimento do grão devido ao travamento ocasionado pela ferrita intergranular resultando no refinamento do grão ferrítico (18).

Em geral, um aumento na taxa de resfriamento altera a natureza e a morfologia da ferrita de poligonal para placa e, subsequentemente, para ripas e, então, para um tipo acicular de ferrita. Adicionalmente a essa transformação, finos carbonetos são obtidos pela supressão da difusão de carbono. Uma elevada taxa de resfriamento após a laminação resulta em uma microestrutura com grãos finos com produtos de transformação a baixas temperaturas (18).

Com um aumento na taxa de resfriamento a temperatura de transformação de fases  $Ar_3$  diminui e a transformação ocorre a uma taxa tal que passa rapidamente pela região de

duas fases e a precipitação dinâmica de ferrita é mínima. Além disso, a deformação durante o processo de laminação aumenta a força motriz da transformação, acelerando a transformação em resfriamento contínuo, movendo a curva de transformação perlítica para tempos maiores, isto é, para a direita. (18)

Se um aço é produzido com uma baixa taxa de resfriamento, ele irá apresentar ferrita com grãos grosseiros e grãos finos e perlita lamelar. Com um resfriamento intermediário, o resultado é uma macroestrutura contendo grãos alongados de ferrita, alguns grãos grosseiros com elevada densidade de discordâncias e perlita em decomposição. Em elevadas taxas de resfriamento, a microestrutura obtida é de ripas de ferrita ou bainita ferrítica. Se a força motriz para a transformação é a redução do teor de carbono, a austenita se transforma em ferrita em ripas por mecanismo de cisalhamento a temperaturas superiores a 350°C. Com o aumento da taxa de resfriamento, a morfologia da cementita na perlita passa de lamelar para perlita em decomposição e, finalmente, para as pequenas partículas de cementita (18).

A perlita em decomposição é formada na faixa de temperatura de transformação entre perlita e bainita pela nucleação da cementita na interface ferrita/austenita com camadas de ferrita livre de carbonetos envolvendo as partículas de cementita (19). Do mesmo modo que a perlita lamelar, a perlita em decomposição é formada por processo difusional e a sua morfologia diferenciada se deve a insuficiência da difusão do carbono para formar a estrutura lamelar contínua. A região interfacial entre a ferrita e cementita na perlita degenerada é maior do que a perlita lamelar (18).

### 3.2.3 Recristalização/ Temperatura de recristalização / Refino de grão

Recristalização dinâmica (DRX) é uma ferramenta poderosa para controlar a evolução microestrutural e propriedades mecânicas durante a laminação. Nesse processo, tanto a nucleação quanto o crescimento dos grãos ocorrem enquanto a tensão está sendo aplicada.

A temperatura de não-recristalização está relacionada com a quantidade e os tipos de elementos de liga dissolvidos na austenita durante o reaquecimento. Para calcular a temperatura de não recristalização pode-se utilizar a Equação 1, baseada em valores empíricos, onde é considerada a composição química do aço para determinar a temperatura de não recristalização (20).

$$T = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb} + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti - 363Al - 357Si) \quad \text{Equação 1}$$

Durante a laminação a quente, a fim de refinar a estrutura austenítica resultante do reaquecimento, os passes de laminação são realizados a temperaturas elevadas, acima da temperatura de não recristalização. A recristalização nesta fase é muito rápida e pode ser seguida por crescimento de grãos, dependendo da tensão e da taxa de deformação escolhidas, poderá ocorrer recristalização estática completa, resultando em pequenos grãos de austenita, ou então a recristalização estática será incompleta, resultando em estruturas duplex depois da transformação, que são indesejáveis.

Os passes de acabamento normalmente são realizados a temperaturas abaixo da temperatura de não recristalização até a temperatura de início da transformação austenítica. Nessa etapa, a recristalização não é possível e a estrutura é progressivamente achatada, a relação entre a superfície e o volume dos grãos aumenta, enquanto o volume dos grãos permanece constante. Esse fenômeno aumenta o potencial de nucleação de novos sítios para a transformação austenita/ferrita, produzindo grãos finos de ferrita.

O resfriamento é parte integral do processo de laminação termomecânica e o seu controle pode trazer bons resultados em termos de microestrutura e propriedades do material, além de proveitos econômicos e em produtividade.

Um resfriamento rápido provoca uma redução na temperatura de transformação A3, evitando a recristalização da austenita antes da transformação. Menores temperaturas A3 aumentam a zona de não recristalização e reduzem o tamanho de grãos da ferrita, pois limitam seu crescimento de grão. A limitação da precipitação na região da austenita deixa uma grande proporção de elementos de liga em solução e, como resultado, ocorre uma precipitação maior na região da ferrita atuando tanto como uma fonte de refinamento de grãos ferríticos quanto um endurecimento pela formação de precipitados finos em temperaturas mais baixas.

Em resfriamentos acelerados, pode-se obter uma estrutura mais refinada além da formação de estrutura bainítica. A taxa de resfriamento é limitada pela temperabilidade do aço (20).

O trabalho a quente pode alterar significativamente a microestrutura de uma liga, e algumas técnicas podem ser utilizadas para promover o refinamento do grão, como o

controle dos parâmetros durante um processo termomecânico. Na laminação a quente de aços, uma técnica de processamento para controle do tamanho de grão é a utilização de baixas temperaturas no passe acabador e resfriamento acelerado após a laminação. O processamento termomecânico de aços também pode ser projetado para controlar a microestrutura da austenita transformando-a em finos grãos de ferrita após resfriamento (7).

### 3.3 Tratamentos Térmicos

O tratamento térmico dos aços consiste no seu aquecimento e resfriamento sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades (1).

As propriedades dos aços dependem da sua estrutura. Os tratamentos térmicos alteram a estrutura do aço e, conseqüentemente, as suas propriedades, dependendo das fases presentes no aço termicamente tratado (1).

Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são (1):

- Remoção de tensões residuais;
- Aumento ou diminuição da dureza;
- Aumento de resistência mecânica;
- Melhora de ductilidade;
- Melhora de usinabilidade.

Os tratamentos térmicos usuais dos aços são: recozimento, normalização, têmpera e revenido e esferoidização (coalescimento). Neste trabalho será abordado apenas o tratamento térmico de esferoidização.

Aços médio e alto carbono mesmo com microestrutura perlítica grosseira podem ainda apresentar elevada dureza para usinagem e elevada resistência a deformação plástica. O tratamento térmico de esferoidização é utilizado para melhorar o desempenho do aço submetido à conformação a frio e a usinabilidade de aços hipereutetóides, como os aços ferramenta (4), pois aços esferoidizados apresentam uma baixa dureza e elevada ductilidade (1).

### 3.4 Esferoidização

O tratamento térmico de esferoidização é comumente utilizado para aumentar a conformabilidade de aços e diminuir as forças necessárias para a conformação a frio de componentes de aço. Estas peças incluem engrenagens, rolamentos, e cubos de roda.

Esta etapa do processo agrega valor ao produto, porém também aumenta o custo de produção. Para a redução dos custos envolvidos no tratamento térmico de esferoidização, é necessário diminuir o tempo e o consumo de energia, o que é possível, pois a esferoidização pode ser realizada através de vários ciclos de tratamento térmicos diferentes (21).

O tratamento térmico de esferoidização consiste em aquecer a liga até temperatura logo abaixo ou logo acima da temperatura eutetóide (2), linha A1 da Figura 3.8, ou aproximadamente 700°C, na região da ferrita ( $\alpha$ ) + cementita ( $Fe_3C$ ) no diagrama de fases, seguido de um resfriamento lento (22). Se a microestrutura prévia for perlita, então o tempo de esferoidização irá variar entre quinze e vinte e cinco horas. Durante o tratamento térmico ocorre o coalescimento da  $Fe_3C$  para a forma esférica (1).

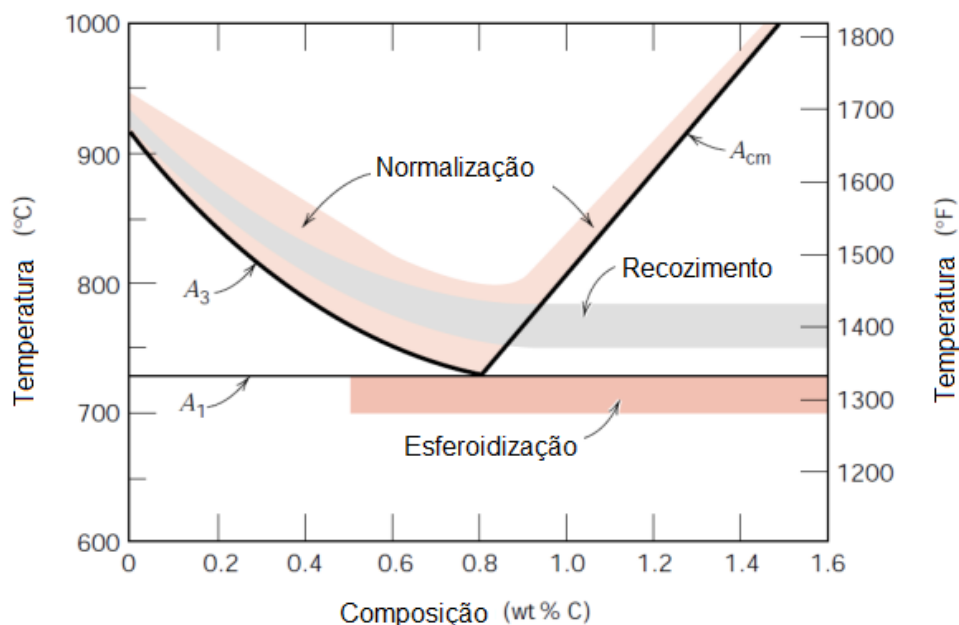


Figura 3.8 Indicação das faixas de temperatura utilizadas para diferentes tratamentos térmicos no Diagrama Fe-C (14).

A microestrutura do material esferoidizado é caracterizada por carbonetos em formato esférico distribuídos em uma matriz ferrítica (23), (24).

A quantidade e distribuição dos carbonetos presentes no aço afetam a tensão de escoamento durante a conformação do material influenciando diretamente na sua conformabilidade. A conformabilidade irá depender da forma dos carbonetos: se estarão na forma de lamelas na perlita ou na forma globular e a resistência da matriz ferrítica depende do tamanho de grão e da taxa de resfriamento (23).

A condição de maior ductilidade e menor dureza de um aço está associada com microestruturas que consistem de partículas esféricas de carbonetos uniformemente distribuídas em uma matriz ferrítica. O tratamento térmico que produz tal estrutura é definido como esferoidização. A Figura 3.9 mostra uma estrutura esferoidizada. Essa transformação ocorre por difusão de carbono adicional sem qualquer alteração nas composições ou quantidades relativas de fases ferrita e cementita (14).

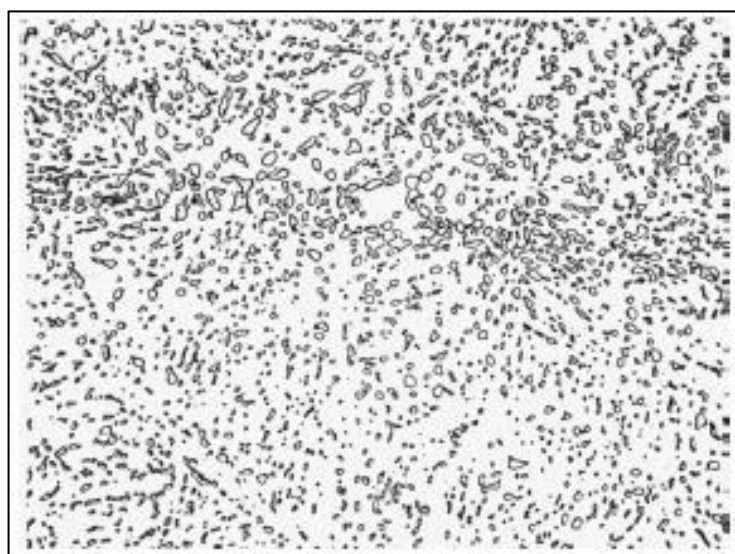


Figura 3.9 Microestrutura esferoidizada de aço com 0,66%C formada a partir do tratamento térmico de uma estrutura martensítica (9).

Os fatores que influenciam o tratamento térmico são: aquecimento, tempo de permanência à temperatura e resfriamento. Esses parâmetros devem ser estabelecidos e controlados durante os ciclos de tratamento térmico (1).

Como alguma austenita ainda está presente a temperaturas acima de  $A_1$ , o tipo de resfriamento é um fator crucial para se conseguir a microestrutura e propriedades

desejadas. Assim, os aços aquecidos acima de  $A1$  podem estar sujeitos a uma baixa taxa de resfriamento contínuo, ou a um tratamento isotérmico, a uma temperatura abaixo de  $A1$  onde a transformação levará um período razoável de tempo. Sob certas condições, dois ou mais ciclos podem ser combinados ou usados em sequência. A obtenção da microestrutura e das propriedades desejadas após o tratamento térmico depende da escolha adequada e controle do ciclo térmico.

### 3.4.1 Ciclos Térmicos de Reozimento para Esferoidização

Na prática, diferentes ciclos térmicos de uma variedade quase infinita são usados para alcançar os objetivos de reozimento. Estes ciclos podem ser classificados de acordo com a temperatura de aquecimento e o método de resfriamento utilizado. A Figura 3.10 mostra alguns ciclos térmicos que podem ser utilizados no processo de esferoidização.

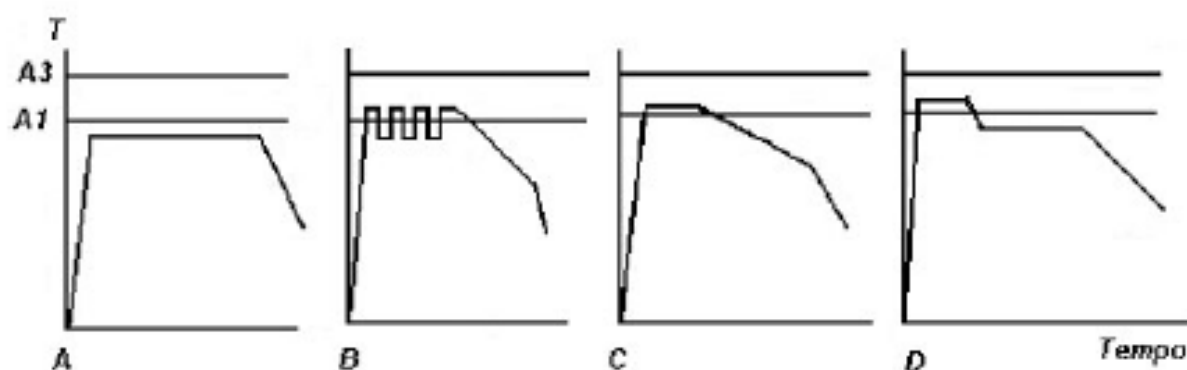


Figura 3.10 Exemplos de ciclos térmicos utilizados para o processo de reozimento de esferoidização: A - reozimento subcrítico; B - reozimento Cíclico; C: resfriamento controlado e D: reozimento isotérmico (24).

### 3.4.2 Reozimento Subcrítico

O reozimento subcrítico consiste em aquecer o aço a uma temperatura pouco abaixo de  $A1$  ( $A1 - 15^{\circ}\text{C}$  a  $A1 - 30^{\circ}\text{C}$ ), mantendo-o nesta temperatura por um longo período de tempo (Figura 3.10-A) e resfriando-o até a temperatura ambiente. A temperatura máxima é inferior à mais baixa temperatura crítica,  $A1$ . Nesse ciclo não há mudança de fase. (24), (23), (21)

Nesse ciclo não há formação de austenita, a estrutura prévia é modificada por mecanismos termo ativados como recuperação, recristalização, crescimento de grão e aglomeração de carbonetos. Por isso, a história térmica do material é um fator de grande

importância (21). Em aços hipoeutetóides laminados ou forjados contendo ferrita e perlita, o recozimento subcrítico pode ajustar a dureza de ambos os constituintes, mas elevados tempos de permanência na temperatura podem ser necessários para tal redução de dureza. O tratamento subcrítico é mais eficaz quando aplicado a aços endurecidos ou trabalhados a frio, que recristalizem prontamente para formar novos grãos de ferrita (23).

No recozimento subcrítico, como o aquecimento é abaixo de  $A_1$ , não há austenitização, possibilitando reter elementos da microestrutura prévia. Uma estrutura de perlita fina poderia ser mantida para diminuir a distância necessária para difusão e aumentar a cinética de esferoidização (21).

A microestrutura resultante do recozimento subcrítico contém grande quantidade de pequenos carbonetos esféricos dentro de um grão de ferrita. Isso representa uma elevada força motriz para a ocorrência de coalescimento por Ostwald Ripening. O tamanho final dos carbonetos pode ser controlado ajustando o tempo e temperatura do tratamento térmico. A influência desses parâmetros na microestrutura obtida pode ser vista na Figura 3.11, onde (a) mostra uma esferoidização quase completa com tempo de tratamento de quatro horas, apresentando numerosas e pequenas partículas esféricas de aço perlítico tratado a  $704\text{ }^\circ\text{C}$  e (b) mostra as partículas coalescidas depois de um tempo em patamar de 12 horas (21).

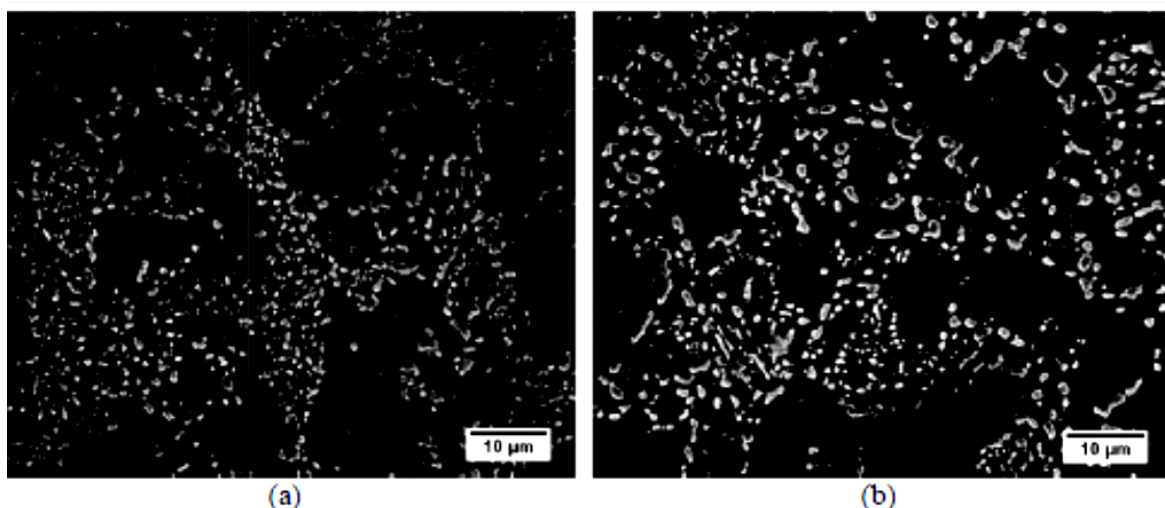


Figura 3.11 (a) Microestrutura composta de pequenas partículas esféricas após 4 horas de esferoidização a  $704^\circ\text{C}$  (b) microestrutura composta de partículas coalescidas depois de 12 horas em patamar a  $704^\circ\text{C}$ , em um aço AISI 4037 (21).



### 3.4.3 Recozimento Intercrítico

No recozimento intercrítico a temperatura máxima atingida durante o tratamento térmico fica acima de A1 e abaixo da temperatura crítica superior (A3 em aços hipoeutetóides e Acm em aços hipereutetóides), por 2 a 3 horas (23) e resfriado lentamente até temperaturas abaixo de A1, onde o material é mantido por algumas horas até ser resfriado até a temperatura ambiente. A solubilidade do carbono aumenta abruptamente até quase 1% em temperaturas próximas à A1. Em aços hipoeutetóides as fases em equilíbrio na região intercrítica, entre A1 e A3, são ferrita e austenita e acima de A3 essa estrutura fica totalmente austenítica (23).

A microestrutura formada no recozimento intercrítico apresenta partículas esferoidizadas maiores que as formadas no tratamento subcrítico (21).

Se um aço ligado contendo perlita ou bainita é aquecido e deixado a uma temperatura abaixo da temperatura eutetóide por tempo suficiente, 18 a 24 horas a 700°C, por exemplo, uma outra estrutura irá se formar. A austenita formada quando o aço é aquecido acima de A1 se transforma em ferrita e carbonetos quando o aço é resfriado até temperaturas abaixo de A1.

A taxa de decomposição da austenita e a tendência dos carbonetos a uma forma lamelar ou esférica depende da temperatura de transformação. Se a austenita se transformar abaixo de A1, ela vai se decompor lentamente e o produto poderá conter carbonetos parcialmente esferoidizados ou perlita lamelar grosseira, dependendo da composição do aço e da temperatura de austenitização.

A baixa taxa de transformação a temperaturas muito próximas de A1 necessita grande tempo em patamar em tratamentos isotérmicos ou taxas de resfriamento muito lentas em resfriamento contínuo. Se uma dureza muito baixa é desejada tratamentos isotérmicos são mais eficientes do que os de resfriamento contínuo.

Com a diminuição da temperatura de transformação, a austenita se decompõe mais rapidamente e o produto é mais duro, mais lamelar e menos coalescido. Em temperaturas ainda menores o produto se torna mais duro, formado por uma mistura de ferrita e carbonetos e o tempo necessário para finalizar a transformação isotérmica aumenta novamente.

Diagramas de transformação isotérmica e de resfriamento contínuo podem ser úteis para elaborar os ciclos de tratamento térmico para um determinado aço, mas seu uso é

limitado, pois a maioria trata de transformação de uma estrutura completamente austenitizada e homogênea, o que nem sempre é desejada ou obtida.

A austenitização do material fará com que o carbono fique em solução sólida e quando resfriado poderá nuclear partículas de cementita que irão coalescer para a formação de partículas esféricas. Essas estruturas geralmente apresentam grandes partículas de cementita precipitadas nos contornos de grão. Por outro lado, o resfriamento a partir de austenita pode fazer com que o material se transforme em perlita grosseira. Nesse caso no tempo em patamar à temperatura subcrítica ocorre a quebra da perlita grosseira em vez do coalescimento dos carbonetos esféricos. A perlita grosseira tem uma maior distância para ser percorrida durante a difusão que a perlita fina e esferoidiza mais lentamente. Isso pode ser visto na Figura 3.12, onde (a) mostra uma estrutura formada em 4 horas de tratamento onde é possível verificar a presença de perlita grosseira formada durante o tratamento térmico. A Figura 3.12, (b) mostra uma estrutura esferoidizada após 12 horas de tratamento (21), (23).

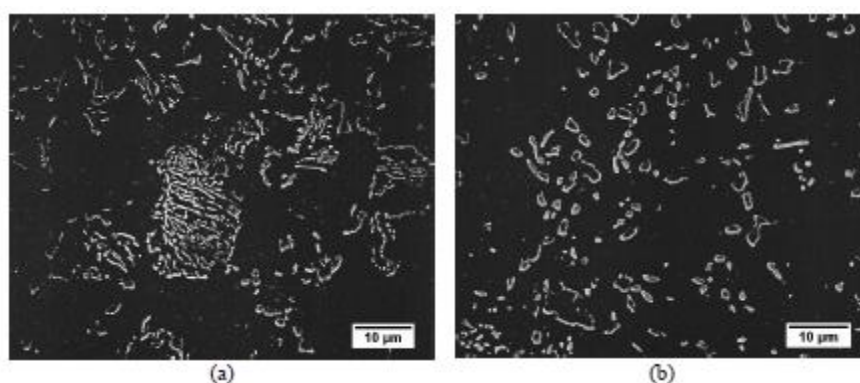


Figura 3.12 Variação da microestrutura em tratamento térmico de esferoidização intercrítico em um aço AISI 4037. (a) microestrutura após 4 horas (b) microestrutura após 12 horas (21).

#### 3.4.4 Outros Ciclos de Tratamento Térmico de Recozimento para Esferoidização

Além dos tratamentos subcríticos e intercríticos, outros ciclos podem ser usados:

**Recozimento Total** (pleno): consiste em aquecer o aço a uma temperatura máxima acima de A3.

**Recozimento Cíclico** (ou pendular): consiste em alterar a temperatura em torno de A1, seguido de um resfriamento lento. Quando a temperatura fica acima de A1, os carbonetos mais finos se dissolvem e quando a temperatura é reduzida ocorre a

precipitação da cementita que não se dissolveu (24). Esse tratamento pode formar perlita grosseira, que produz partículas esféricas lentamente (21).

**Resfriamento Controlado:** Consiste em aquecer o material até uma temperatura entre 10 e 30°C acima de  $A_1$ , permanecendo nesta temperatura por determinado tempo, e então resfriado lentamente através de resfriamento controlado com taxa de resfriamento entre 5-10°C/h. Nesse tratamento, ocorre a dissolução incompleta da cementita entre 10°C a 30°C acima de  $A_1$  e, durante o resfriamento, as partículas de cementita não dissolvidas atuam como núcleo para o crescimento dos carbonetos esferoidizados (24)

**Recozimento Isotérmico:** consiste em aquecer o aço até uma temperatura entre  $A_1$  e  $A_3$  ou  $A_{cm}$  (de 600 a 690°C, dependendo do aço), manter nesta temperatura por um curto intervalo de tempo e então resfriar até uma temperatura entre 10 e 30°C abaixo de  $A_1$ , mantendo nesta temperatura por tempo suficiente para que ocorra a transformação da austenita existente e se obtenha o coalescimento da cementita. O tempo de transformação da austenita pode variar de 4 à 8h em média. Nesse ciclo, o resfriamento não precisa ser tão lento, porém, normalmente resfria-se lentamente até próximo a 650°C, com posterior resfriamento rápido até a temperatura ambiente (24).

Em virtude do ciclo térmico e da microestrutura prévia influenciarem a cinética de esferoidização, vários processos têm sido desenvolvidos para acelerar este recozimento, de maneira a reduzir o tempo de tratamento. Um exemplo é a obtenção de estruturas de mais fácil esferoidização direto da linha de laminação, através de resfriamento controlado.

### 3.5 Mecanismos de Esferoidização

A microestrutura esferoidizada é a mais estável e irá se formar sempre que o material for aquecido a uma temperatura elevada e permanecer nessa temperatura por tempo suficiente para que ocorra a difusão, nucleação e crescimento das partículas esféricas (9).

A força motriz termodinâmica para a esferoidização é a redução da energia superficial entre a ferrita e os carbonetos, pois partículas esféricas possuem uma menor razão entre área superficial e volume. Quanto menor o número de partículas e maior o seu tamanho, menor será a energia associada com a microestrutura (9), (22), (24).

A formação da estrutura esferoidizada ocorre em dois estágios. No primeiro ocorre a formação de partículas esféricas de carbonetos a partir de outra microestrutura,

normalmente a partir da perlita lamelar grosseira, onde a cementita se encontra na forma de placas com alta razão de aspecto e, conseqüentemente, elevada energia interfacial. Essas placas são divididas em muitos e pequenos carbonetos esféricos de área superficial inferior em relação às estruturas alongadas de perlita da microestrutura de partida (9), (21), (24).

A Figura 3.13 mostra esquematicamente uma placa de cementita da perlita grosseira em processo de esferoidização. O início da transformação das partículas esferoidizadas ocorre na região subcrítica no campo de equilíbrio da cementita e ferrita ou através do aquecimento da estrutura perlítica até a região de equilíbrio da austenita e cementita (9), (24).

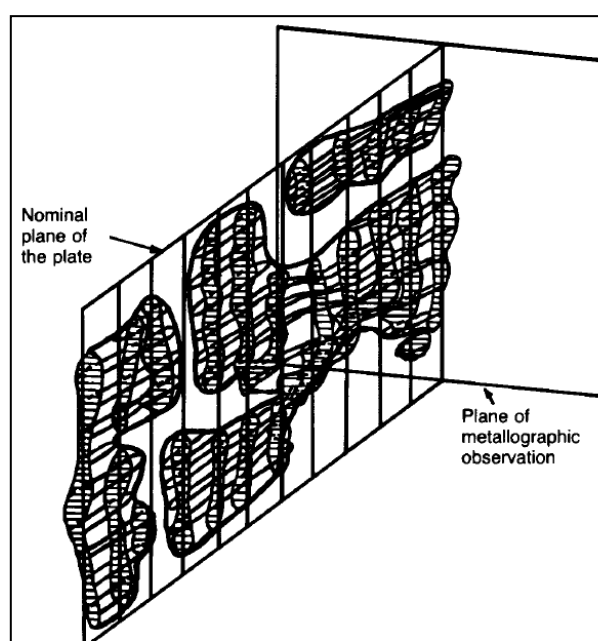


Figura 3.13 Representação da esferoidização parcial da cementita lamelar (ou em placas) numa microestrutura de perlita grosseira em um aço com alto Si (24).

No segundo estágio da esferoidização, ocorrerá o coalescimento das finas partículas formadas inicialmente. Nessa etapa, as partículas com pequeno raio de curvatura se dissolvem para que ocorra o crescimento das partículas maiores, novamente em um mecanismo de redução de energia interfacial, fenômeno conhecido como Ostwald Ripening. Essa transformação depende do deslocamento por difusão do carbono e dos elementos de liga para longe das partículas menores em direção às maiores através da matriz austenítica ou ferrítica (24), (9).

A Equação 2 descreve a taxa de coalescimento das partículas em uma estrutura esferoidizada (9) (21). Onde  $\gamma$  é a energia interfacial,  $V_{\text{Fe}_3\text{C}}$  e  $V_{\text{Fe}}$  são os volumes molares

da cementita e da ferrita,  $X_C$  é a fração molar de carbono em equilíbrio com a cementita e a ferrita,  $D_c^{eff}$  é o coeficiente de difusão do carbono efetivo,  $R$  é a constante dos gases,  $T$  é a temperatura,  $r_1$  é o raio das partículas criadas e  $r$  o tamanho médio das partículas esferoidizadas (9).

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2\gamma V_{Fe_3C}^2 X_C D_c^{eff}}{V_{Fe} R T r_1} \left( \frac{1}{\bar{r}} - \frac{1}{r_1} \right) \quad \text{Equação 2}$$

Essa equação mostra que a taxa de crescimento das partículas está diretamente relacionada com a difusão efetiva do carbono e diminui com o aumento do tamanho médio das partículas esferoidizadas. Estudos mostram que carbonetos crescem mais rápido no contorno de grão da austenita, pois a taxa de difusão é maior nessa região (9).

Por ser uma transformação dependente da difusão, a esferoidização será influenciada pelo teor de liga do aço, pela temperatura de esferoidização e pelo grau de esferoidização desejado. Uma microestrutura de partida composta por perlita grosseira faz com que a esferoidização ocorra mais lentamente (9).

A difusão do carbono depende da temperatura, tempo e do tipo e teor de elementos de liga presentes no aço. A solubilidade do carbono na ferrita é muito baixa a temperatura ambiente (0,02%), e aumenta quando a temperatura fica acima de AC1 (22). Quando a temperatura fica próxima de AC1, o carbono, ferro e os elementos de liga têm a difusão facilitada, sendo possível a transformação da estrutura buscando um estado de menor energia (22).

O grau de esferoidização e o tamanho dos carbonetos dependem da estrutura de partida. Se a estrutura de partida é perlítica a esferoidização ocorre pelo coalescimento das lamelas de cementita. Esse processo pode ser dividido em duas etapas. Na primeira, as lamelas assumem um formato de osso, como mostrado na Figura 3.14. Ao longo do tratamento térmico, essa estrutura vai se arredondando até formar as esferas de carbonetos.

Na segunda etapa, algumas esferas de cementita crescem em detrimento das partículas menores. Em todas as etapas, a esferoidização é controlada pela difusão. Quanto mais espessas as lamelas de cementita, maior a energia necessária para esse processo. Uma estrutura formada de perlita fina poder ser transformada em uma estrutura esferoidizada mais facilmente (22).

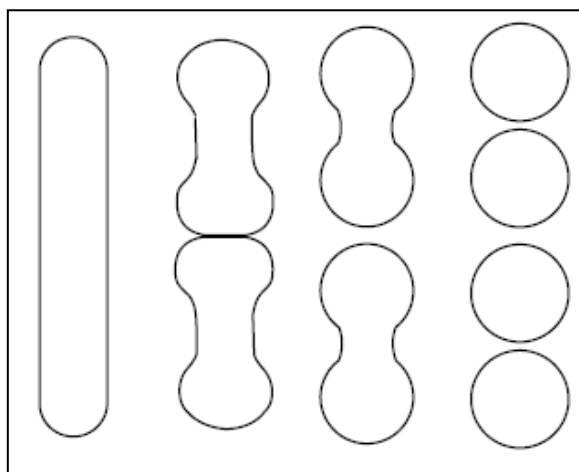


Figura 3.14: Representação esquemática do processo de esferoidização das lamelas de cementita a partir de uma microestrutura perlítica (22).

Alguns possíveis mecanismos de esferoidização da perlita serão descritos a seguir:

1. Teoria da perturbação de Rayleigh's;
2. Teoria da perturbação modificada de Mullins e Nichols;
3. Teoria do entalhe térmico;
4. Teoria da migração.

Desses mecanismos, os mais importantes são teoria da perturbação modificada de Mullins e Nichols e Teoria da Migração. Uma vez ocorrida a quebra das placas de cementita e as partículas esféricas estejam formadas, o coalescimento das mesmas ocorre predominantemente por mecanismo de Ostwald Rippening, onde partículas maiores crescem em detrimento das partículas menores (21).

### 3.5.1 Teoria da perturbação de Rayleigh

A teoria da perturbação de Rayleigh assume que as partículas cilíndricas provocam uma perturbação senoidal com o tempo induzida por capilaridade. A severidade dessa perturbação aumenta com o tempo se o seu comprimento de onda atingir valores maiores que um comprimento de onda crítico. Os valores do comprimento de onda dependem da taxa de transporte de massa do mecanismo predominante durante a transformação. Com o aumento da perturbação, a partícula cilíndrica se rompe em diversas esferas com distância igual à metade do comprimento de onda que gerou a quebra. Um desenho esquemático desse mecanismo pode ser visto na Figura 3.15, onde as partículas inicialmente cilíndricas

desenvolvem perturbações com comprimento de onda igual a  $\lambda_{\text{máx}}$ , e com o passar do tempo se rompem em uma fileira de partículas esféricas, com espaçamento igual a  $\lambda/2$  (21).

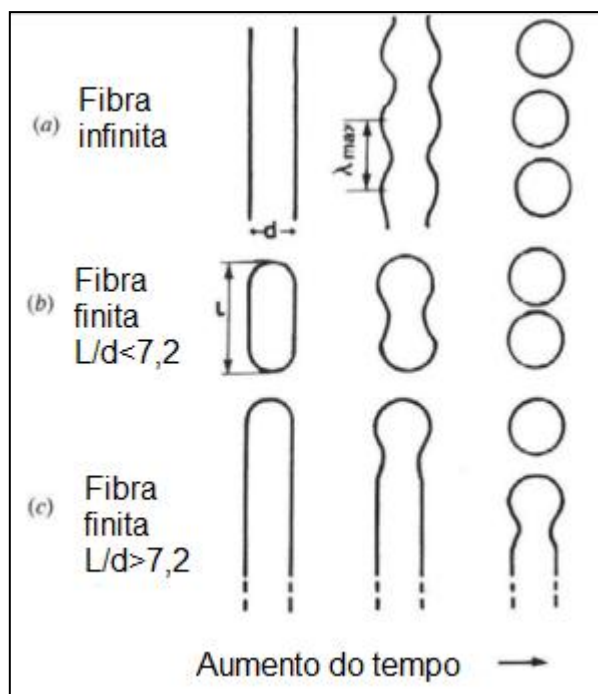


Figura 3.15 Representação esquemática da teoria da perturbação de Rayleigh (22).

Ainda na Figura 3.15 pode-se observar a influência do tamanho da partícula cilíndrica (comprimento/raio) no comprimento de onda da perturbação gerada, onde uma partícula com comprimento infinito gera uma perturbação por toda a extensão de seu comprimento (Figura 3.15 (a)), uma partícula com relação comprimento/raio menor que 7,2 se rompe em duas esferas (Figura 3.15(b)). Partículas com relação maior que 7,2 geram uma perturbação apenas em uma das extremidades da partícula cilíndrica. O rompimento em partículas esféricas é gradual e lento conforme ocorre a propagação dessa perturbação ao longo da partícula cilíndrica (21).

Nessa teoria, se assume que as partículas de cementita na perlita são cilíndricas, quando na realidade elas se encontram em forma de placas com uma grande superfície plana, que é estável à perturbação induzida por capilaridade. Por esse motivo, essa teoria foi posteriormente modificada por W. W. Mullins e F. A. Nichols para que pudesse ser aplicada à morfologia da perlita (21).

### 3.5.2 Teoria da Perturbação Modificada de Mullins and Nichols

Esta teoria pode também ser chamada de esferoidização de fronteira (25), pois foi verificado que as faces planas das placas são estáveis ao contrário das extremidades das estruturas cilíndricas. Porém as extremidades das placas são curvas e possuem um potencial químico maior que a face plana.

Essa diferença de potencial químico promove uma força eletromotriz termodinâmica para que haja difusão da região de maior potencial para a região de menor potencial químico, buscando um estado de menor energia livre do sistema. Com isso a placa ficará com a extremidade com maior espessura em relação à face plana, como pode ser observado na Figura 3.16(a), ocorrendo posteriormente a formação de um anel mais espesso na extremidade da placa devido à difusão dos elementos da região curva da borda em direção ao centro da placa, como pode ser visto na Figura 3.16(b). Esse anel de maior espessura pode ser aproximado a um cilindro que será susceptível a perturbação induzida por capilaridade, na circunferência da placa, resultando no seu rompimento em estruturas esféricas, como mostrado nas Figura 3.16(c) (d). A Figura 3.16 mostra esquematicamente a quebra de placa de cementita em partículas esféricas conforme a teoria da perturbação modificada de Mullins e Nichols (21).

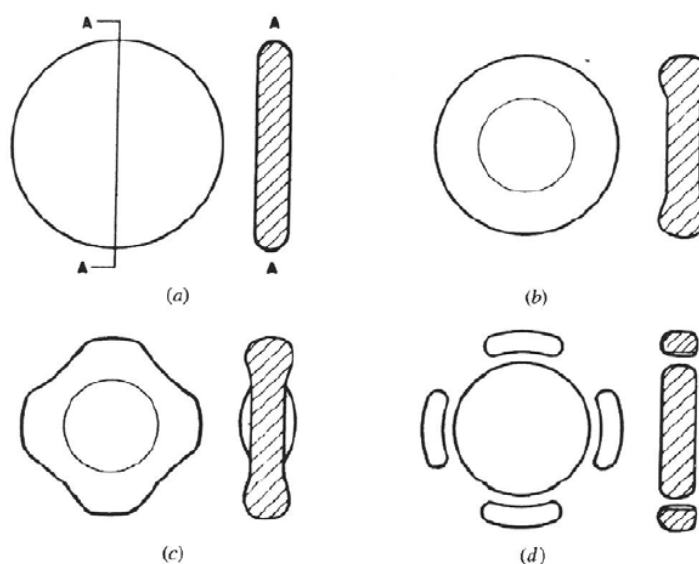


Figura 3.16 Desenho esquemático da teoria da perturbação modificada de Mullins e Nichols: (a) placa de carboneto; (b) limites da placa plana com aumento da espessura devido à diferença de potencial químico; (c) anel externo com maior espessura devido à perturbação senoidal; (d) quebra do anel em partículas menores (21).



### 3.5.3 Teoria do Engaste Térmico

A teoria do engaste térmico, também chamada de divisão de fronteira, define que as placas de cementita se rompem através de um mecanismo de difusão ao longo dos sublimites das placas. Esses sublimites se formam dentro das placas de cementita durante a transformação para perlita a partir da austenita e formam um ponto triplo na fronteira da ferrita e a cementita. A condição de equilíbrio da tensão superficial deste ponto irá formar entalhe curvo no contorno de grão na placa de cementita. A curvatura formada irá criar uma diferença de potencial químico que terá como consequência a difusão do material para fora da região da curvatura, aumentando o entalhe. O entalhe irá aumentar até causar o rompimento da placa de cementita.

A Figura 3.17 mostra a quebra de uma placa de cementita conforme a teoria do entalhe térmico, onde podemos ver uma placa de cementita com diversas sub-fronteiras, gerando posteriormente junções triplas que se tornam mais espessas e se separam resultando na estrutura esferoidizada mostrada na parte à direita da figura.



Figura 3.17 Desenho esquemático do mecanismo de esferoidização segundo a teoria do entalhe térmico (21).

A criação das fronteiras ocorre através de trabalho a frio ou durante o tratamento térmico de esferoidização.

Tian e Kraft observaram algumas franjas e estrias estruturais como empilhamento de falhas na estrutura da cementita. Essas falhas podem fornecer os sublimites para o mecanismo de entalhe térmico ocorrer (21).

### 3.5.4 Teoria da Migração de Falhas

A teoria da migração de falhas considera uma série de placas escalonadas de cementita no lugar de uma única placa. Segundo essa teoria, assim que a extremidade curva de uma placa se sobrepõe à face plana da placa adjacente é criado um gradiente de potencial químico que, por sua vez, atua como força motriz para a difusão. Assim a extremidade curva irá reduzir e a face plana da placa adjacente irá crescer se tornando mais espessa.

Esse mecanismo de quebra da cementita é mostrado na Figura 3.18, onde se tem esquematicamente duas placas de cementita próximas uma da outra, onde a face plana da placa da esquerda fica mais espessa em detrimento da região curva da placa da direita devido à diferença de potencial químico (21).

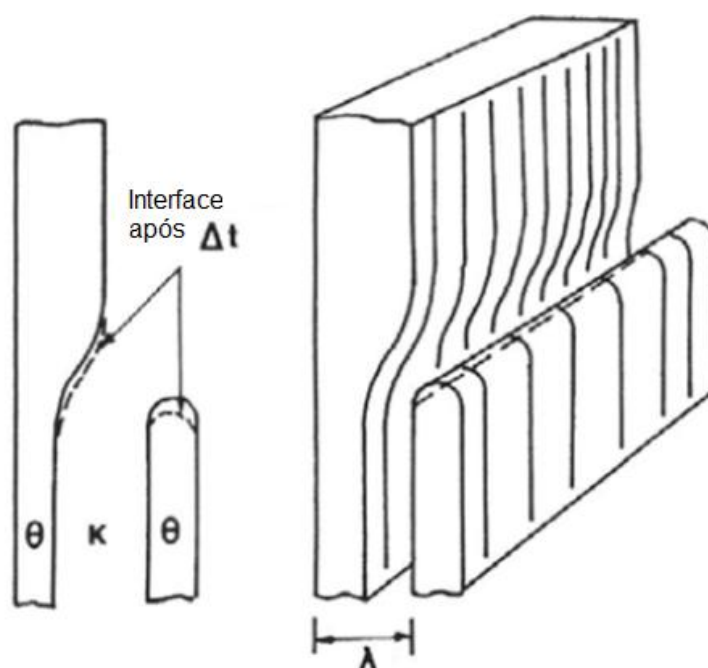


Figura 3.18 Desenho esquemático do mecanismo de migração de falhas, onde a face plana da placa da esquerda fica mais espessa em detrimento da região curva da placa da direita, devido à diferença de potencial químico (21).

### 3.5.5 Ostwald Ripening

Em geral, os processos de transformação de fases resultam em uma mistura de duas fases compostas por uma fase formando a matriz e uma segunda fase dispersa nessa matriz. Essa mistura de fases formada não se encontra em equilíbrio termodinâmico devido a elevada energia interfacial associada a esse sistema. A energia total do sistema é reduzida

através do aumento do tamanho das partículas de segunda fase. Assim a área total de interface entre as duas fases é reduzida e, conseqüentemente, a energia interfacial do sistema também reduz. Esse processo é denominado *Ostwald ripening*. (25)

Os últimos estágios da transformação de fase envolvem uma modificação nas partículas a fim de reduzir a razão entre área e volume e com isso reduzir a energia superficial do sistema. Durante esse processo, o número de partículas pequenas reduz drasticamente e o processo termina quando o estado de equilíbrio é atingido ao final da transformação de fases. (26)

A força motriz para o processo de Ostwald ripening (coalescimento) está relacionada com a dependência do potencial químico com o raio de curvatura das partículas, aquelas de menor raio se dissolvem para que haja o crescimento das de maior raio, pois dessa maneira há uma redução da energia interfacial do sistema (9), (21), (24), (25).

Assumindo uma energia de superfície isotrópica, a dependência do potencial químico com o raio de curvatura é dada pela Equação 3, onde  $k$  é a média da energia interfacial de curvatura das partículas,  $\mu_0$  é o potencial químico de um átomo em uma interface plana,  $V_m$  é o volume molar e  $\gamma$  é a energia superficial do sistema (25).

$$\mu = \mu_0 + V_m \gamma k \quad \text{Equação 3}$$

A partir dessa equação pode-se notar que para que haja uma redução de energia superficial do sistema é necessário que os átomos se movimentem de uma região de maior curvatura (menor raio das partículas) para uma região de menor curvatura (maior raio das partículas) (25). A consequência desse fluxo é o desaparecimento de partículas menores e o crescimento das partículas maiores e, assim, se obtêm a redução da energia superficial do sistema (9), (25).

A teoria de Ostwald ripening inclui a dependência da fração volumétrica das partículas de segunda fase. A distribuição das partículas independe da condição inicial, mas depende da fração volumétrica em equilíbrio associada com um dado resfriamento. O efeito concorrente entre as partículas causa uma maior distribuição das mesmas além de aumentar a taxa de coalescimento (26).

Em sistemas como ligas, o fenômeno de Ostwald ripening depende do tamanho das partículas e da solubilidade dos seus constituintes na matriz. O fato de as partículas

pequenas se encontrarem em equilíbrio com uma concentração mais elevada favorece o crescimento das partículas maiores e a taxa de crescimento é limitada pela difusão dos elementos na matriz (26).

Considerando que as partículas de segunda fase possuem um raio  $R$  e estão rodeadas por um campo de concentração pela matriz da primeira fase, o raio das partículas aumenta através da incorporação de massa. Como o balanço de massa é mantido, isso resulta em uma diminuição no campo de concentração próximo às partículas que crescem (26).

Nos estágios finais da transformação, a função de distribuição de tamanhos das partículas assume uma forma única, ou seja, a função de distribuição assintótica é independente das condições iniciais (26).

### 3.6 Mecanismo

A esferoidização é um processo difusional cuja cinética é controlada pela taxa de difusão do ferro. Alguns pesquisadores acreditam que a taxa de difusão é controlada pela difusão do ferro no ferro, outros acreditam que ela é controlada pela difusão do ferro na interface ferro carbono. A Tabela 3.1 mostra um comparativo entre a energia de ativação dos diferentes tipos de difusão, onde se pode perceber que a energia de ativação da difusão do ferro no ferro é a maior, logo é a etapa controladora da difusão (21).

Tabela 3.1: Comparativo entre as energias de ativação para difusão do carbono e do ferro (21).

Sistema	Energia de ativação KJ/mol (Kcal/mol)
Difusão Volumétrica do Fe no Fe	254 – 268 (60,7 - 64,0)
Difusão por Contorno de Grão do Fe	167 – 174 (40,0 – 41,5)
Difusão Volumétrica do C no Fe	80 – 84 (19,2 – 20,1)

Além da redução da energia livre, o fenômeno de esferoidização também está baseado na difusão de átomos de carbono e ferro. Essa difusão gera mudanças de concentração de carbono na ferrita resultando num efeito de capilaridade. A Figura 3.19 mostra a influência do raio de curvatura interfaces C/Fe<sub>3</sub>C na esferoidização da cementita. A difusão de átomos de carbono e de ferro ocorre das regiões de menor raio para as de maior raio ( $r \rightarrow$  infinito) (24).

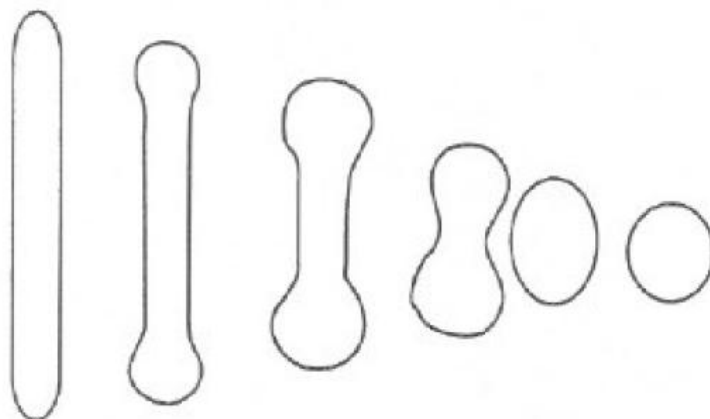


Figura 3.19– Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização (24).

### 3.7 Fatores que influenciam a Esferoidização

Os fatores que afetam a cinética do processo de esferoidização são:

- Trabalho mecânico;
- Microestrutura prévia;
- Ciclo de tratamento térmico;
- Concentração de vacâncias;
- Composição química (24), (21).

Alterações nesses fatores afetam a difusão no aço. Assim qualquer modificação que favoreça a difusão resulta numa redução dos tempos de ciclo de tratamento térmico de esferoidização (21).

O processo de esferoidização é induzido por fatores globais e locais dependentes da morfologia da superfície da cementita. Na primeira etapa do processo o fator predominante é o equilíbrio de forças entre as interfaces de cementita e ferrita devido aos defeitos existentes na superfície das lamelas de cementita como concavidades, subestruturas, falhas de empilhamento, dentre outras. Na segunda etapa, há predominância do efeito global, onde a esferoidização é controlada pela redução da energia livre do sistema através da redução das áreas de interface entre as partículas (24).

### 3.7.1 Efeito da Microestrutura Prévia

A microestrutura prévia do material influencia a sua resposta ao tratamento térmico (23).

Quanto mais finos e distribuídos os carbonetos estiverem na microestrutura prévia, maior a taxa de formação e homogeneização da austenita acima da temperatura A1. O preaquecimento a uma temperatura abaixo de A1 para esferoidização é aplicável a aços hipoeutetóides e também a hipereutetóides de baixa liga. (23)

Quando se deseja esferoidizar o material, um aquecimento a temperaturas abaixo de A1 pode ser utilizado para aglomerar os carbonetos já existentes e aumentar a sua resistência à dissolução na austenita durante o aquecimento subsequente. Os carbonetos não dissolvidos ou gradientes de concentração na austenita favorecem a formação de uma estrutura esférica no lugar de uma lamelar durante a transformação da austenita.

Para a maioria os aços, a laminação a quente e o resfriamento controlado resultam em uma microestrutura composta de ferrita e perlita fina. Esta microestrutura apresenta uma alta fração volumétrica de ferrita com rápida cinética de esferoidização se comparada à microestrutura grosseira obtida com resfriamento lento. Com uma maior taxa de resfriamento, ocorre o decréscimo da distância entre as lamelas e o acréscimo do número de lamelas intensifica a difusão, resultando na aceleração do processo de esferoidização.

A força motriz para formação de partículas de cementita é a redução da área interfacial entre lamelas de cementita e da matriz de ferrita. O teor de carbono da ferrita em equilíbrio com cementita é maior nas extremidades da cementita com menor raio de curvatura do que nas áreas de curvaturas maior. Assim, a esferoidização é atribuída à difusão de carbono através de uma matriz de ferrita das regiões de menor raio de curvatura para regiões de maior raio de curvatura (18).

A esferoidização ocorre mais rapidamente, em comparação com uma microestrutura lamelar perlítica, quando a microestrutura de partida é constituída por carbonetos na forma de partículas discretas como na bainita ou quando o material de partida apresenta estrutura na forma de martensita (9). Quanto mais fina a perlita, mais fácil é o processo de esferoidização e os carbonetos esféricos formados serão menores (24).

A aceleração da esferoidização também pode ocorrer quando se parte de uma microestrutura prévia metaestável como bainita e/ou martensita. Nesse caso, as finas partículas de carbonetos dispersas na estrutura serviriam de sítios para o seu

coalescimento, e a elevada concentração de discordâncias da martensita facilita a difusão do átomo de carbono/ferro, aumentando a taxa de esferoidização (24).

No caso da perlita, uma perlita fina esferoidiza em menor tempo em relação à grosseira, pois a distância a ser percorrida por difusão entre as lamelas é menor. Isso pode ser visto na Figura 3.20, que mostra a relação entre o grau de esferoidização obtido e o tempo de tratamento térmico para diferentes microestruturas perlíticas de partida, onde uma microestrutura mais fina resulta num maior grau de esferoidização em um menor tempo. Quanto mais refinada a estrutura, maior a área de interface, logo maior será a força motriz e maior o seu efeito para a esferoidização do material (21).

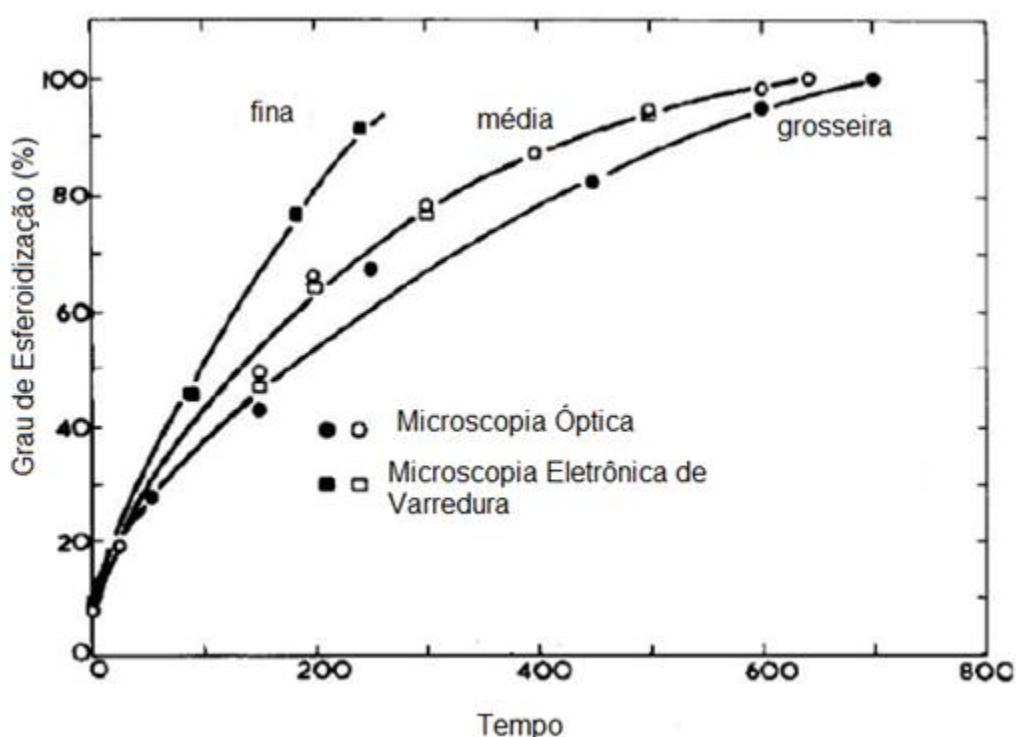


Figura 3.20 Relação entre o tempo e o grau de esferoidização obtido para diferentes microestruturas de partida (21).

Karadeniz comparou a esferoidização de um SAE 4140 com microestrutura perlítica com um de uma microestrutura martensítica e percebeu que o aço contendo martensita precipitou carbonetos esféricos mais rapidamente que em uma estrutura perlítica, apresentando também maiores valores de resistência a tração e dureza Brinell (21).

Uma microestrutura prévia com maior percentual de ferrita para o aços médio carbono e perlita grosseira, mesmo aumentando o tempo de tratamento térmico para se obter uma estrutura esferoidizada, resulta, após tratamento térmico, em uma estrutura de

menor dureza e com carbonetos mais grosseiros em relação a uma estrutura inicial de perlita fina e menor quantidade de ferrita. Essa estrutura mais macia e com carbonetos maiores proporciona uma maior conformabilidade e menor consumo de matrizes na fabricação de peças forjadas a frio quando comparado à estrutura resultante do tratamento de um material com estrutura prévia formada de perlita fina, pois nesse caso os carbonetos serão mais finos e o material terá uma maior dureza, mas valores de estrição mais elevados (24).

### 3.7.2 Influência da Composição Química

O teor de carbono influencia diretamente o tempo de esferoidização de um aço, por exemplo um aço com 0,8% de carbono esferoidiza mais rapidamente que um aço com 0,5% de carbono. Essa comparação pode ser feita somente se a microestrutura de partida for a mesma, ou seja, tiver o mesmo espaçamento lamelar de perlita, pois ao se austenitizar esses aços e resfriá-los nas mesmas condições, ter-se-á perlita mais fina no de maior teor de carbono, facilitando o processo de esferoidização sendo influenciado indiretamente pelo teor de carbono (24).

A presença de elementos de liga tem a mesma influência no processo de esferoidização que aquela que exercem sobre as curvas TTT. Analisando a fração esferoidizada de um aço carbono e um aço ligado ao cromo, considerando mesmos tempos e temperaturas de tratamento, nota-se que o aço ao cromo apresenta uma evolução mais rápida da fração esferoidizada, como pode ser visto na Figura 3.21.

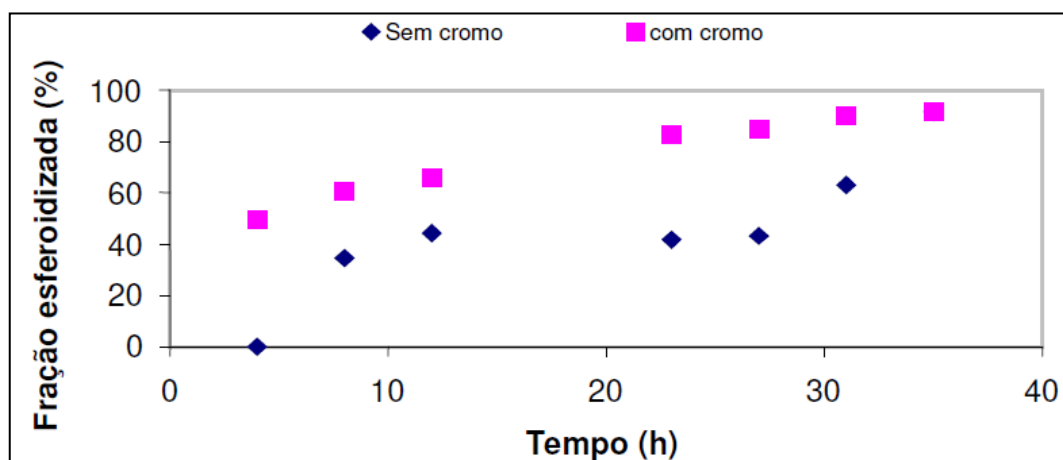


Figura 3.21 Influência do cromo na esferoidização do aço carbono (27), (24).



### 3.7.3 Influência do Ciclo de Recozimento

Os parâmetros do tratamento térmico de recozimento para esferoidização (tempo e temperatura) têm relativa importância na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material esferoidizado (23), (24), (21).

A temperatura tem grande influência no grau de esferoidização, sendo os melhores resultados obtidos quando o material é tratado em temperaturas abaixo de  $A_1$ , ou seja, próximas a  $700^\circ\text{C}$ , quando não há austenitização do material. Quando se aumenta a temperatura, próximo de  $725^\circ\text{C}$ , ocorre uma austenitização parcial e no resfriamento há formação de um certo volume de perlita lamelar. Ao se aquecer acima da temperatura de austenitização (por volta de  $750^\circ\text{C}$ ), há uma possível austenitização quase completa do material, formando, no resfriamento, perlita lamelar (24).

Um tratamento térmico realizado em temperaturas entre  $A_1$  e  $A_{cm}$  resulta na dissolução incompleta da cementita, deixando-a na forma de finas partículas dispersas em uma matriz austenítica. Essa estrutura, quando resfriada, se transforma em uma mistura de ferrita e cementita pela reação de formação da perlita ou pela reação de transformação eutetóide divorciada, que forma uma microestrutura de matriz ferrítica com carbonetos esféricos dispersos na mesma (27).

A diferença entre essas duas reações é que na primeira há formação de lamelas de ferrita e cementita resultando em perlita. Na segunda reação isso não ocorre, sendo necessária a presença dos carbonetos na matriz austenítica para que haja o crescimento das esferas de carbonetos, sem nucleação de novas partículas de cementita (27).

Essas duas reações são concorrentes durante o resfriamento e a ocorrência de uma ou outra reação depende do espaçamento interlamelar entre as partículas de cementita, da temperatura de aquecimento, do tempo e da taxa de resfriamento, onde menores taxas favorecem a reação de separação da perlita (27).

Quanto ao tempo de tratamento térmico, o seu aumento é favorável quando é realizado um tratamento em temperaturas subcríticas, pois, em temperaturas maiores que essas, um aumento no tempo favorece a formação e homogeneização da austenita, propiciando a formação de perlita lamelar (24).

#### 3.7.4 Concentração de Vacâncias

As vacâncias têm um papel importante na difusão do ferro. Um aumento na temperatura de tratamento térmico resulta num aumento na concentração de vacâncias e, por sua vez, pode aumentar a cinética da esferoidização (21).

#### 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Todos os testes foram conduzidos em escala industrial em uma laminação de trem semi-contínuo, com os primeiros passes de desbaste realizados em uma cadeira trio reversível, com sistema de resfriamento controlado para bobinas do tipo Stelmor® “cooling conveyor”. O “cooling conveyor” do laminador utilizado é constituído de 11 segmentos de esteiras para transporte das espiras, 14 conjuntos de capotas térmicas e dez ventiladores que podem ser utilizados para uma maior taxa de extração de calor do material.

Um desenho esquemático do transportador de espiras (“cooling conveyor”) pode ser observado na Figura 4.1.

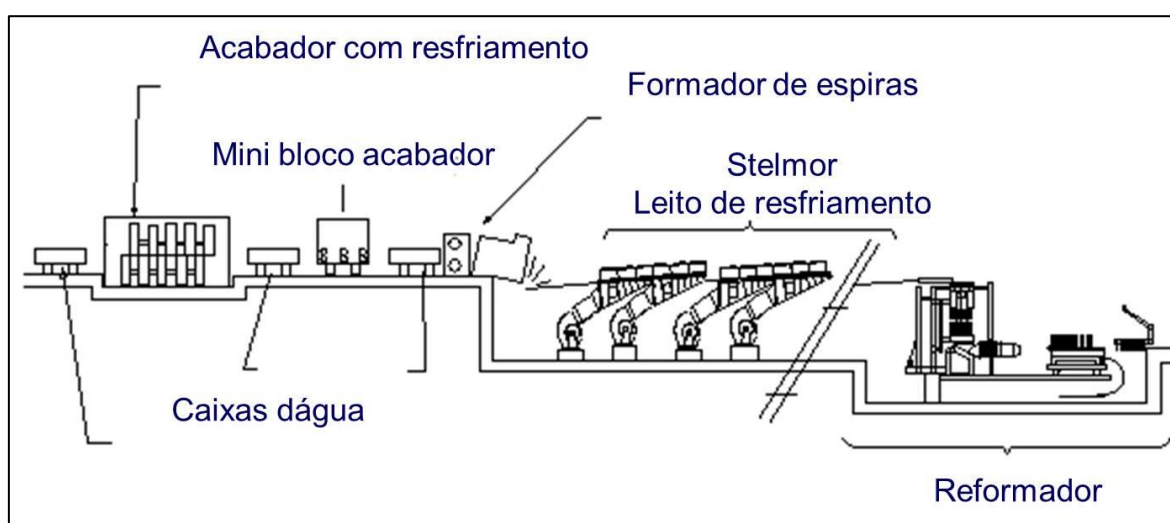


Figura 4.1 Desenho esquemática de uma linha acabamento e resfriamento de laminação de fio máquina.

O tratamento térmico foi realizado em um forno de tratamento térmico em batelada do tipo sino, com atmosfera controlada e gás inerte, com uma campânula de aquecimento e uma campânula para resfriamento.

Nesse trabalho não foram alteradas temperaturas nem taxas de deformação dos passes iniciais nem nos passes intermediários de laminação. Os parâmetros de laminação

variados foram a temperatura no passe acabador e no formador de espiras) e a velocidade das esteiras do transportador de espiras (“*cooling conveyor*”).

O aço utilizado foi um DIN 41Cr4 de composição química similar a mostrada na Tabela 4.1, laminado em fio máquina nas bitolas 16,15mm e 15,88mm.

Tabela 4.1: Composição química nominal do aço DIN 41Cr4.

C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%) máx.	S (%) máx.	Cr (%)
0,38 – 0,45	<0,40	0,60 – 0,90	0,035	0,035	0,90 – 1,20

Com os seguintes requisitos a serem atendidos:

- Dureza Brinell do material esferoidizado: máximo 177HB.
- Limite de Resistência do material esferoidizado: máximo 600MPa.
- Descarbonetação parcial média: máximo 0,18mm.
- Grau de esferoidização: mínimo 80%.

#### 4.1 Temperaturas

Parte do experimento foi realizado variando a temperatura do bloco acabador e do formador de espiras através da utilização de caixas d’água para resfriamento do material. O objetivo dessa redução de temperaturas foi evitar a recristalização e obter uma estrutura mais refinada antes do resfriamento controlado no “*cooling conveyor*”. A Figura 4.2 mostra o material saindo do formador de espiras na condição padrão do processo de produção.



Figura 4.2 Imagem da bobina ao deixar o formador de espiras em uma condição padrão de processo.

As temperaturas para esse experimento foram escolhidas com base na temperatura de recristalização do aço DIN 41Cr4, a partir da Equação 1 mostrada anteriormente. A Tabela 4.2 mostra as condições de temperaturas testadas, tanto no bloco acabador quanto no formador de espiras. Essas condições foram aplicadas para as duas velocidades do transportador de espiras, como será visto a seguir.

Tabela 4.2 Condições testadas de temperaturas no bloco acabador e no formador de espiras.

Condição	Temperatura do bloco acabador	Temperatura no formador de espiras
Padrão (A)	Alta	Alta
B	Alta	Baixa
C	Baixa	Alta
D	Baixa	Baixa

#### 4.2 Testes de Condições de Resfriamento

Os testes para as diferentes taxas de resfriamento foram realizados no “cooling conveyor” com todas as capotas abertas e todos ventiladores ligados, alterando apenas a velocidade inicial da esteira. Os incrementos de velocidade em percentual da velocidade

inicial não foram alterados. A Figura 4.3 mostra a imagem do “cooling conveyor” na configuração utilizada no experimento.



Figura 4.3 Visão geral do “cooling conveyor” com todas as capotas abertas e ventiladores ligados - condição utilizada no experimento.

Os parâmetros do “cooling conveyor” foram ajustados conforme mostrados na Tabela 4.3, com duas situações diferentes de resfriamento com o objetivo de aumentar a taxa de extração de calor e obter uma microestrutura mais refinada, melhorando a condição de partida para a posterior esferoidização do material. A velocidade padrão das esteiras do transportador de espiras foi considerada como velocidade alta e a velocidade do experimento como velocidade baixa.

Tabela 4.3: Condições do experimento para a velocidade das esteiras.

Condição	Velocidade das esteiras
Padrão (A)	Alta
B	Baixa

A escolha da velocidade das esteiras foi realizada de modo que a taxa de resfriamento do material sobre o “cooling conveyor” fosse tal que fornecesse uma microestrutura composta de perlita fina + ferrita ou bainita + perlita fina + ferrita, podendo inclusive se obter uma parcela de martensita, com base no diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation) do aço DIN 41Cr4, mostrado na Figura 4.4.

A Tabela 4.4 mostra um resumo das condições de laminação testadas.

Tabela 4.4: Resumos dos experimentos realizados na laminação do fio máquina.

Condição	Temperatura bloco acabador	Temperatura formador de espiras	Velocidade das esteiras
A (Padrão)	alta	alta	alta
B	alta	alta	baixa
C	alta	baixa	alta
D	alta	baixa	baixa
E	baixa	alta	alta
F	baixa	baixa	alta
G	baixa	alta	baixa
H	baixa	baixa	baixa

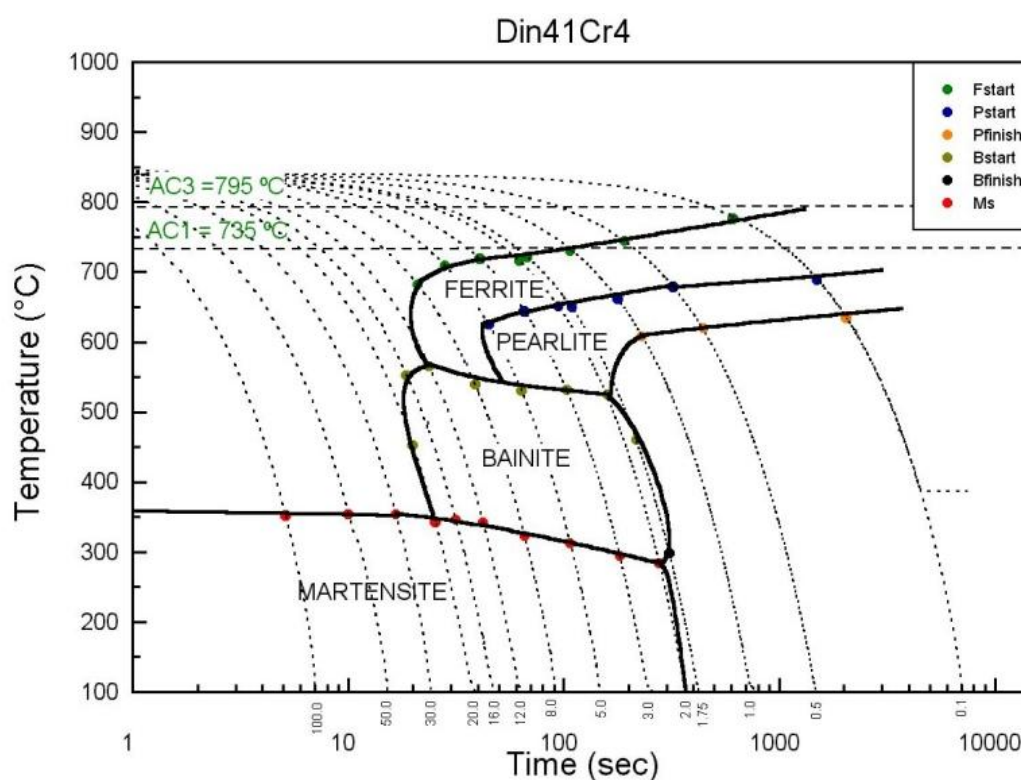


Figura 4.4 Diagrama de resfriamento contínuo de um aço DIN 41Cr4.

### 4.3 Teste de Ciclos de Tratamento Térmico

Os ciclos de tratamento térmico utilizados para a esferoidização do material do experimento estão configurados da seguinte forma: aquecimento do material até uma temperatura acima da temperatura  $A_1$  ( $T > 727^\circ\text{C}$ ), manutenção do material nessa temperatura e resfriamento controlado do material como mostrado na Tabela 4.5. Esses

ciclos caracterizam um tipo de recozimento intercrítico para esferoidização. Ambos os ciclos são utilizados para uma microestrutura prévia de ferrita + perlita.

Tabela 4.5: Configuração dos ciclos de tratamentos térmicos testados.

Ciclo de Tratamento Térmico	Temperatura	Tempo em Patamar (h)	Taxa de resfriamento (°C/h)
1	T	X	Y
2	T	X - 0,5	Y + 5

Considerando que a microestrutura do material laminado com as novas taxas de resfriamento seja mais refinada, podendo apresentar bainita ou até mesmo martensita, o novo ciclo propõe uma redução de 14% no tempo em patamar, mantendo a temperatura com um aumento de 50% na taxa de resfriamento. Essa alteração proposta resulta num tempo total de ciclo de 20 horas.

#### 4.4 Amostragem

Para verificar microestrutura obtida e a sua homogeneidade após a alteração das taxas de resfriamento do material laminado, foi realizada amostragem de cabeça e cauda de cada um dos rolos laminados para cada condição de teste, onde cabeça é considerada a primeira extremidade do rolo que sai do formador de espiras e cauda a última extremidade.

Como também foi realizada alteração do ciclo de tratamento térmico, a mesma amostragem foi realizada no material após o tratamento térmico.

#### 4.5 Quantificação dos Resultados

As variáveis resposta utilizadas para o experimento para o material laminado foram: microestrutura, dureza e descarbonetação.

As variáveis resposta para o material tratado termicamente nos diferentes ciclos foram: microestrutura (grau de esferoidização conforme SEP 1520), dureza e descarbonetação.

Como a aplicação final do produto esferoidizado é forjamento a frio, foram analisadas também propriedades em tração para cada condição testada.



#### 4.5.1 Microestrutura

As amostras do material laminado foram preparadas utilizando procedimentos usuais de metalografia e atacadas com reagente Nital 2% para observação da microestrutura em microscópio óptico e as imagens foram captadas através de software de aquisição de imagens.

As amostras do material laminado foram analisadas na região do núcleo com aumentos de 200x e 500x para identificar as fases presentes. Para verificar se houve alguma alteração na espessura das lamelas da perlita formada para as diferentes taxas de resfriamento, foi realizada microscopia eletrônica de varredura (MEV) em algumas amostras. Na microscopia eletrônica foram aplicados aumentos de 1000, 2000 e 4000 vezes no núcleo, porém não foi possível realizar a medição do espaço interlamelar, sendo feita apenas uma comparação visual das estruturas.

#### 4.5.2 Dureza do Material

Para medição de dureza do material laminado e na condição esferoidizado foi utilizada a dureza Brinell medida em um durômetro - Wolpert DIA Testor 2N, com carga de 187,5 Kg e indentador de 2,5mm de diâmetro. Os ensaios foram realizados tomando como referência a norma ASTM: E 10 – 07a – Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials.

#### 4.5.3 Descarbonetação

Para as análises de descarbonetação, as amostras foram preparadas com lixamento e polimento em pasta de diamante e ataque com reagente Nital 2%.

A medida da camada descarbonatada é realizada na superfície externa com o uso de um microscópio óptico Olympus BX 60, conforme Norma ABNT - MB 3189 – JAN./1990 – Aço – Determinação da profundidade da descarbonetação e Norma MERCOSUR – NM 179:99 – Aços não ligados e de baixa liga determinação da profundidade de descarbonetação.

#### 4.5.4 Determinação do Grau de Esferoidização

Para avaliação do grau de esferoidização, os corpos de prova do material esferoidizados nos dois ciclos de tratamento propostos foram preparados utilizando

procedimentos usuais de metalografia e atacadas com reagente Nital para observação da microestrutura em um microscópio óptico e as imagens foram captadas através de software de aquisição de imagens.

Para determinar o grau de esferoidização obtido foi utilizada a norma STAHL – EINSEN – PRÜFBLÄTTE (SEP 1520) que classifica a forma, distribuição, tamanho dos carbonetos e grau de esferoidização. Por esta norma o grau de esferoidização é determinado pela comparação visual dos padrões apresentados nas diferentes séries do diagrama com a imagem da amostra. Para este trabalho, utilizou-se a série 3: grau de esferoidização (%), mostrada na Figura 4.5, o qual está relacionado à quantidade de perlita.



ambiente e ASTM E 8M – Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

#### 4.6 Metodologia

O método utilizado para configuração dos experimentos e análise dos resultados foi o planejamento e análise de experimentos (Design of Experience – DOE), que consiste em uma análise fatorial da correlação entre as variáveis de processo e as variáveis resposta, fornecendo como resultado o grau de interação entre as variáveis e a sua influência sobre as variáveis resposta.

O uso do DOE permite o estudo simultâneo dos efeitos que vários fatores podem ter em um processo. Ao realizar um experimento, variando os parâmetros simultaneamente, em vez de um de cada vez, há uma redução de custo e tempo, além de permitir o estudo das interações entre os fatores.

A escolha da utilização do DOE como metodologia se deve à confiabilidade do método, o que permite uma redução do volume de experimentos e tempo necessário para a obtenção dos resultados.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Temperatura no Bloco Acabador e Formador de Espiras

A variação da temperatura do bloco acabador e formador de espiras foi realizada com o objetivo de reduzir a temperatura de chegada no transportador de espiras e, com isso, realizar um resfriamento mais efetivo das espiras, buscando uma microestrutura mais refinada no produto laminado.

A Tabela 5.1 mostra um resumo da variação de temperatura realizada nesse experimento, juntamente com a taxa de resfriamento obtida (mantendo a velocidade das esteiras na condição padrão).

Tabela 5.1 Taxa de resfriamento para cada condição de temperatura testada.

Condição	Temperatura bloco Acabador	Temperatura Formador de Espiras	Taxa de resfriamento (°C/min)
A (padrão)	Alta	Alta	208
C	Alta	Baixa	219
E	Baixa	Alta	214
F	Baixa	Baixa	211

Analisando a taxa de resfriamento de cada combinação de temperaturas, verificamos que temperaturas maiores resultam em taxa de resfriamento menores, que conforme previsto no diagrama CCT, geram uma microestrutura mais grosseira. O contrário ocorre para temperaturas menores, tanto no formador de espiras quanto no bloco acabador.

A Figura 5.1 mostra a diferença de severidade do resfriamento para as condições testadas, considerando a velocidade das esteiras alta (padrão), onde fica claro que a laminação com menores temperaturas ajustadas no bloco acabador e no formador de espiras resultam em um resfriamento mais severo.

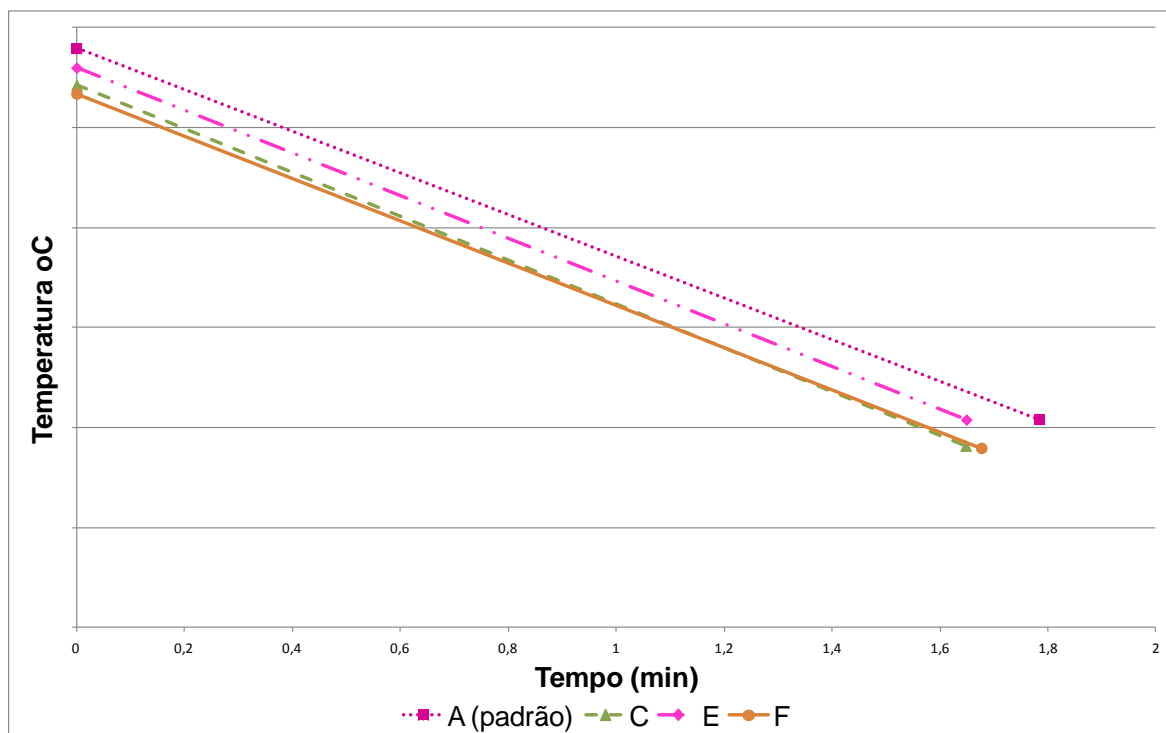


Figura 5.1 Severidade do resfriamento para diferentes combinações de temperaturas do bloco acabador e do formador de espiras ( condições conforme Tabela 5.1).

A Figura 5.2 mostra um comparativo das microestruturas obtidas com as diferentes temperaturas no bloco acabador e no formador de espiras, mantendo a velocidade das esteiras alta (padrão). Observando as imagens, fica visível o refino da microestrutura quando utilizadas temperaturas menores após os passes intermediários de laminação. Com a redução de temperatura, a recristalização é prejudicada. Com isso, os grãos formados são menores, resultando em um deslocamento do diagrama CCT para a direita, o que permite a obtenção de microestruturas mais refinadas, bem como a aparição de bainita ou até mesmo martensita, quando atingidas temperaturas menores durante o resfriamento das bobinas no transportador de espiras.

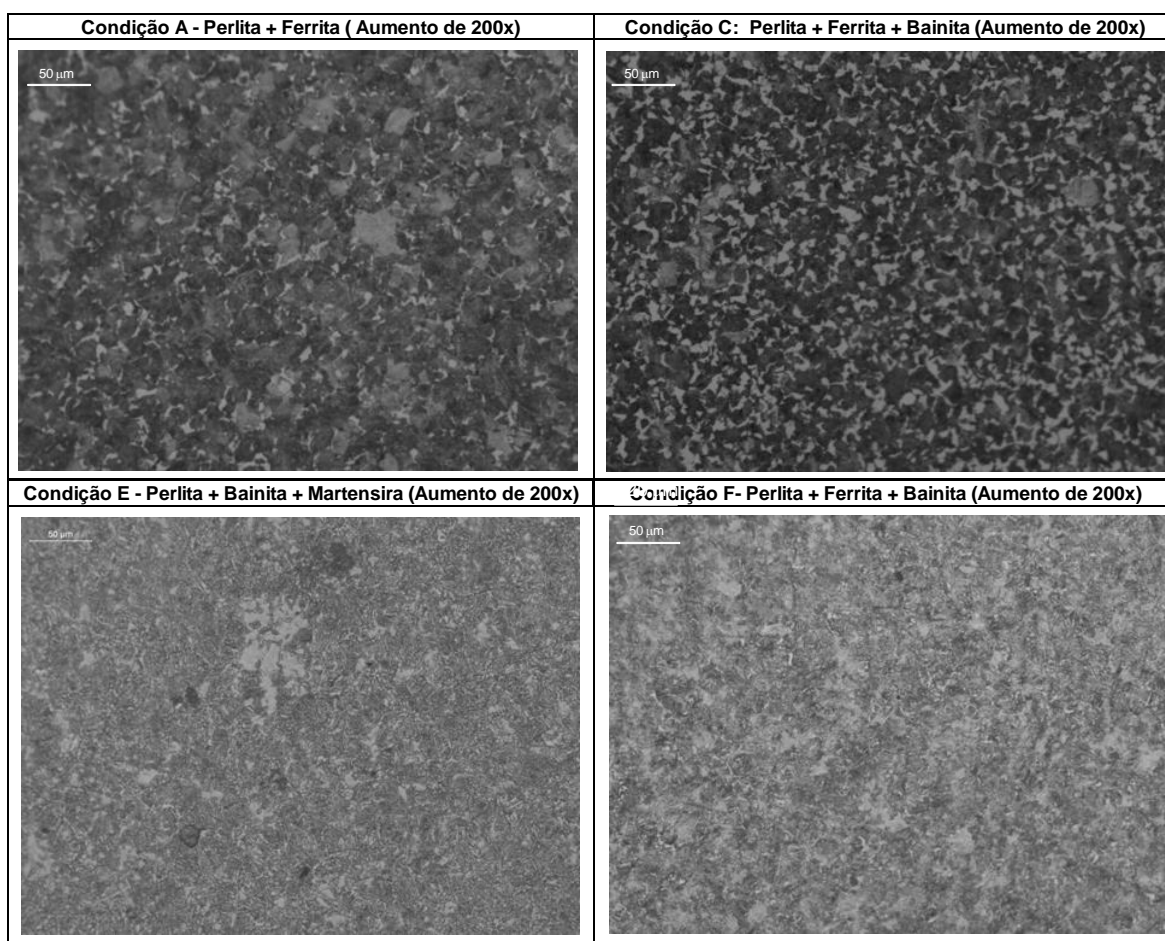


Figura 5.2 Refino das microestruturas com a variação das temperaturas do bloco acabador e formador de espiras - condição A: temperaturas altas; condição B: temperatura alta e baixa; condição E: temperatura baixa e alta e condição F: temperaturas baixas.

## 5.2 Taxa de Resfriamento – Velocidade do Transportador de Espiras

A Tabela 5.2 mostra os resultados de variação de temperatura e taxa de resfriamento para as condições testadas, onde se verifica que uma menor velocidade das esteiras, para mesmas temperaturas do bloco acabador e formador de espiras, resulta numa menor taxa de resfriamento, pois o tempo de permanência sobre os ventiladores é maior, porém a variação de temperatura também aumenta. Isso pode ser explicado também pelo fato de que, com menores velocidades das esteiras transportadoras, há uma menor separação das espiras, fazendo com que a retirada de calor seja prejudicada.

Tabela 5.2: Variação dos parâmetros de Laminação utilizados no experimento e taxas de resfriamento resultantes

Condição	Temperatura bloco acabador	Temperatura formador de espiras	Velocidade das esteiras	Tcoletor - T formador (°C)	Taxa de resfriamento (°C/min)
A (Padrão)	Alta	Alta	Alta	371	208
B	Alta	Alta	Baixa	410	99
C	Alta	Baixa	Alta	361	219
D	Alta	Baixa	Baixa	506	122
E	Baixa	Alta	Alta	352	214
F	Baixa	Baixa	Alta	354	211
G	Baixa	Alta	Baixa	470	126
H	Baixa	Baixa	Baixa	447	114

A Figura 5.3 mostra a severidade do resfriamento após o último passe de laminação, pelo gráfico pode-se perceber que uma menor velocidade do transportador de espiras não proporciona uma severidade maior no resfriamento do material, porém, apesar de ter uma menor taxa de resfriamento, com velocidade menor das esteiras o material chega mais frio no coletor de espiras, podendo atingir a temperatura de transformação martensítica.

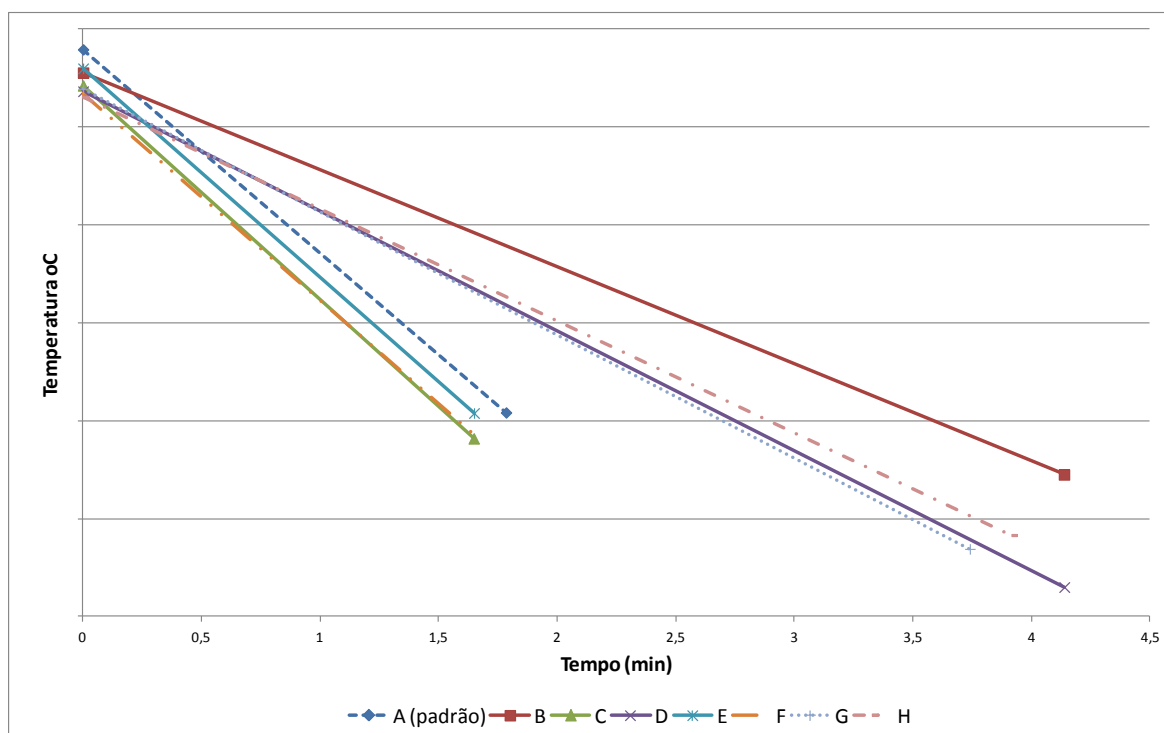


Figura 5.3 Diferentes taxas de resfriamento obtidas para cada condição testada durante a laminação.



Analisando a Figura 5.3 e a Tabela 5.2, podemos concluir que menores temperaturas nas etapas finais da laminação resultam numa maior severidade no resfriamento do material, possibilitando a transformação bainítica, e até mesmo martensítica, resultando num material laminado com maior dureza e com microestrutura formada por perlita, ferrita, bainita com pontos de martensita, como será visto a seguir.

### 5.3 Microestrutura do Material Laminado.

As Figura 5.4 (a) e Figura 5.4 (b) mostram as diferentes microestruturas obtidas para o material laminado nas condições de temperaturas e velocidades das esteiras testadas. Comparando as imagens, pode-se verificar que um resfriamento mais suave, obtido na condição A, resultou em microestrutura de perlita + ferrita (P+F) e resfriamentos com maiores variações de temperatura, bem como maior severidade resultaram em uma microestrutura composta por ferrita+perlita+bainita (P+F+B) ou ainda perlita+bainita+martensita (P+B+M).

A taxa de resfriamento na saída da laminação irá governar a transformação da estrutura austenítica resultante do último passe de laminação, isso pode ser comprovado quando se compara a alteração da severidade do resfriamento e a microestrutura resultante com aquela que era prevista para as diferentes taxas de resfriamento no diagrama CCT do material.

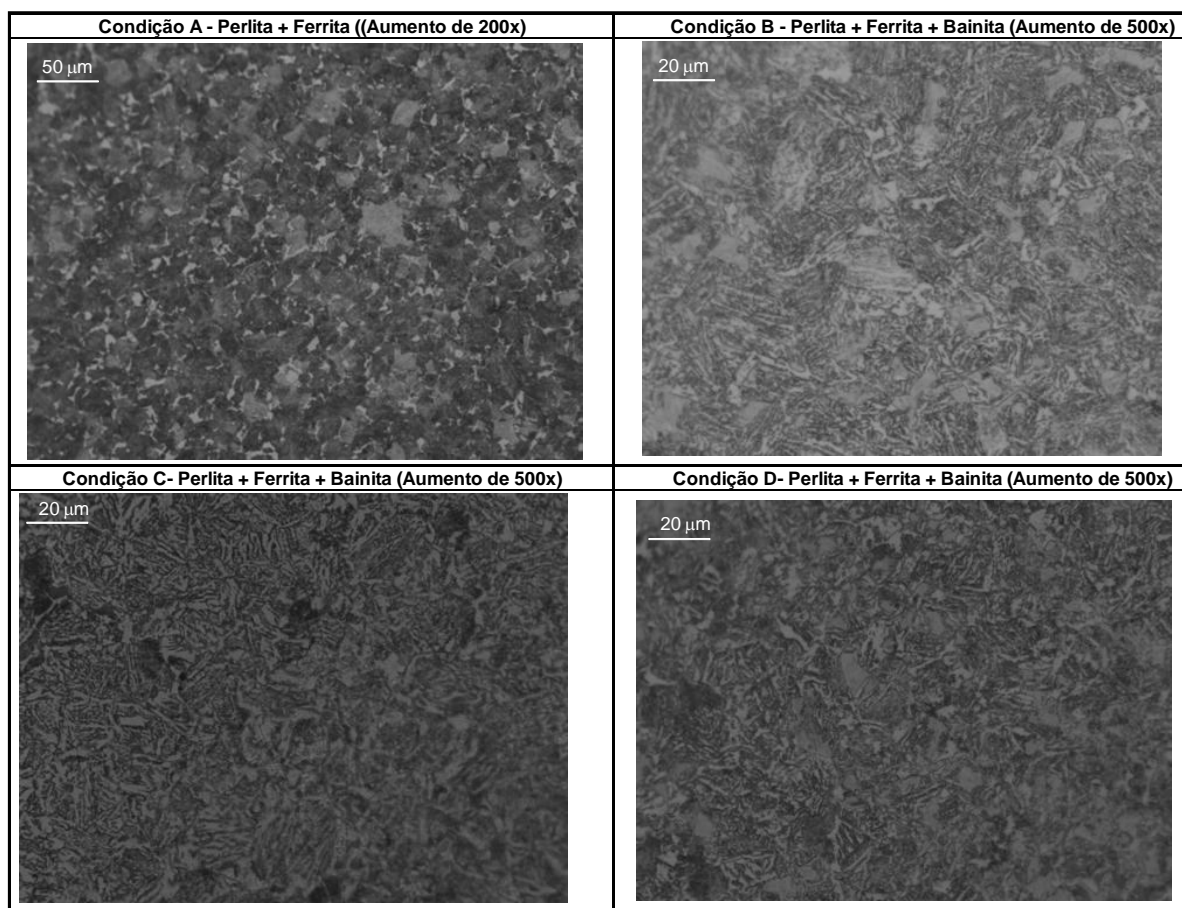


Figura 5.4 (a): Microestruturas obtidas para cada condição de resposta do experimento realizado.

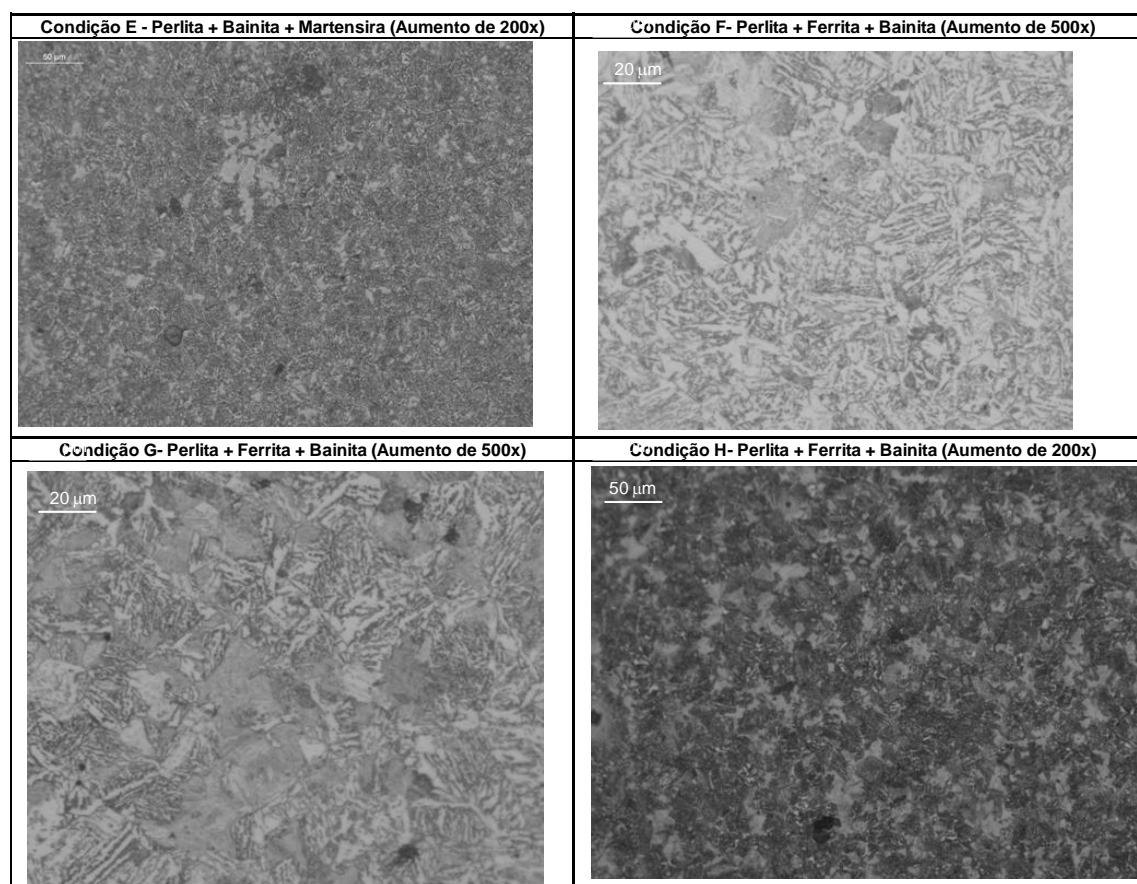


Figura 5.4 (b): Microestruturas obtidas para cada condição de resposta do experimento realizado.

As imagens do MEV da Figura 5.5 mostram um comparativo da perlita obtida para taxas de resfriamentos maiores (condição D) e menores (condição A), onde se nota que, na condição D as lamelas de perlita e ferrita encontram-se mais próximas que na condição A, pois o resfriamento é maior, proporcionando um crescimento mais rápido das lamelas.

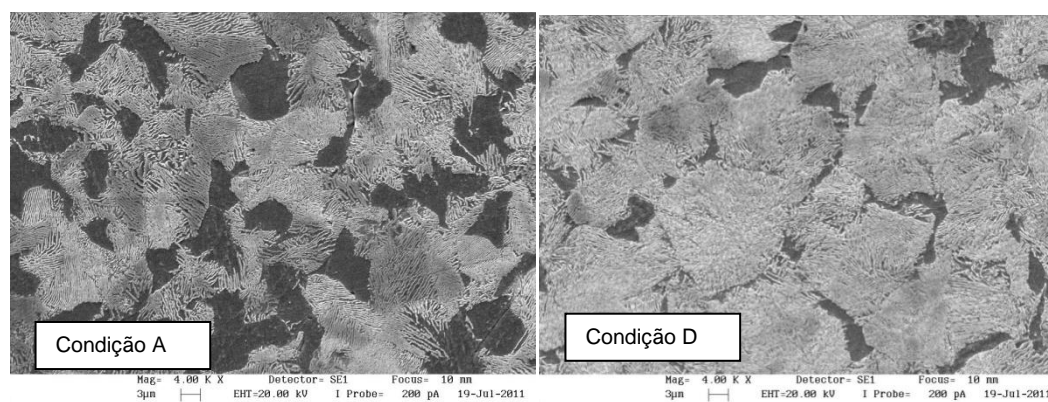


Figura 5.5 Imagem obtidas através de Microscopia eletrônica de varredura (MEV) - comparativo da espessura das lamelas da perlita para diferentes condições de resfriamento.

Para verificar quais parâmetros têm maior influência na microestrutura do material laminado, foi utilizada a análise fatorial a partir do DOE do experimento realizado.

Para fazer a análise do efeito dos parâmetros na microestrutura do material laminado, foi necessário transformar os resultados de microestrutura em valores numéricos. Por isso foram atribuídas notas para as microestruturas obtidas, conforme mostrado na Tabela 5.3. Com base nesses valores foi realizada a análise fatorial do DOE.

Tabela 5.3: Notas atribuídas às microestruturas obtidas a fim de transformar as variáveis resposta em valor numérico.

Microestrutura	Nota
perlita+ferrita (P+F)	1
perlita +ferrita +bainita (P+F+B)	2
perlita+ferrita+bainita+pontos com martensita (P+F+B+pontos com martensita)	3
perlita+bainita+martensita (P+B+M)	4

A Figura 5.6 mostra que os parâmetros que possuem efeito significativo na microestrutura do material, ou seja, aqueles que estão acima da linha contínua, incluem todos os efeitos testados, sendo que a maior influência na variável microestrutura é a combinação temperatura do formador de espiras e velocidade das esteiras (BC), seguida da temperatura do formador de espiras (isoladamente). Esse grau de influência dos parâmetros BC e B, pode ser explicado novamente pela variação de temperatura e pelas taxas de resfriamento impostas ao material laminado nessas condições.

Na Figura 5.6 pode-se ainda perceber que a combinação da temperatura no bloco acabador com a temperatura do formador (AB), não possui influência significativa na microestrutura resultante no material laminado, pois se encontra abaixo da linha contínua.

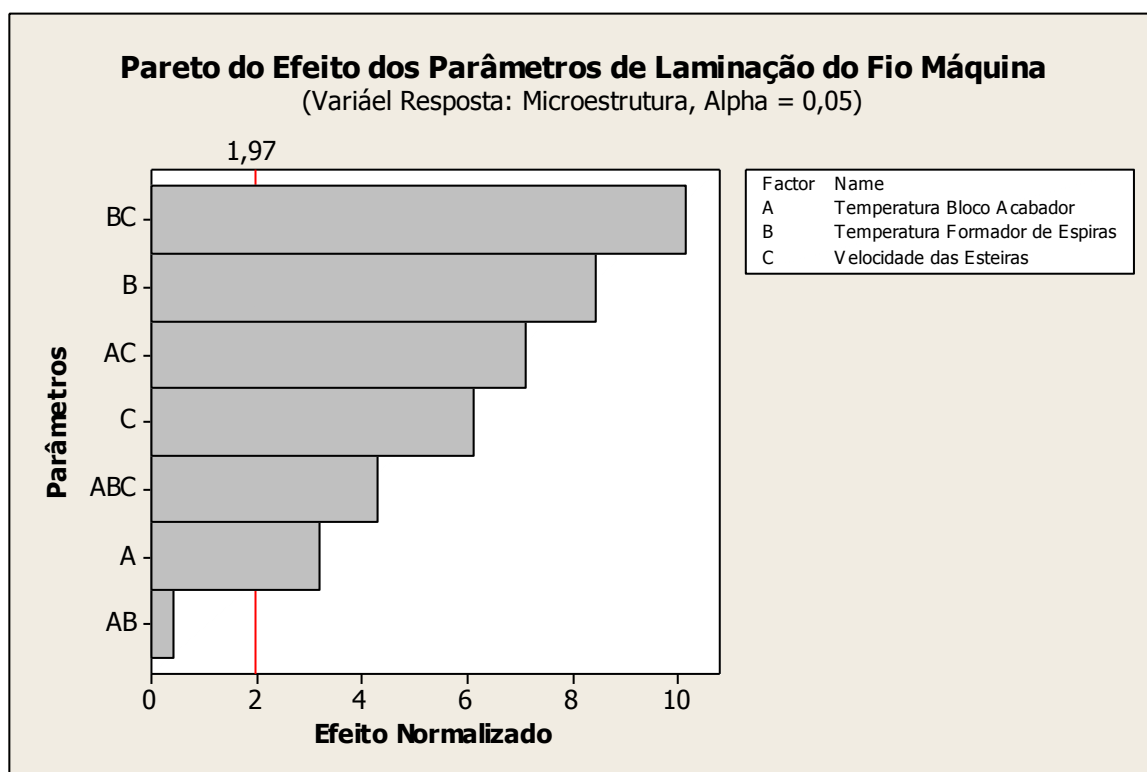


Figura 5.6 Diagrama de Pareto da influência de cada parâmetro da laminação na variável resposta microestrutura, a combinação temperatura no formador de espiras e velocidade na esteira têm maior influência.

Esses dados podem ser muito úteis na determinação dos parâmetros do processo para que se obtenha a condição mais favorável de microestrutura prévia do material laminado para o tratamento térmico de esferoidização, podendo assim simplificar o ciclo utilizado garantindo a qualidade e as propriedades do produto final. Nos casos testados, as condições que forneceriam a melhor microestrutura para favorecer a esferoidização do material seria a condição E (temperatura bloco acabador: baixa; temperatura no formador de espiras: alta e velocidade das esteiras: alta).

#### 5.4 Dureza do Material Laminado

Analisando a dureza do material, também se verifica que maiores variações de temperatura, mesmo com menores taxas de resfriamento, resultam em uma maior dureza do material laminado, mesmo que apresentem a mesma microestrutura, como pode ser visto na Tabela 5.4. Outro ponto a ser comentado é que na presença de estruturas com maior quantidade de cementita há um aumento da dureza do material laminado, assim um material formado por perlita e ferrita possui uma menor dureza que um material contendo bainita ou martensita.

Tabela 5.4: Durezas e microestruturas obtidas para cada condição testada.

Condição	Microestrutura	Dureza Brinell (média)
A (padrão)	P+F	271
	P+F+B	285
B	P+F+B	339
C	P+F	242
	P+F+B	281
D	P+F	256
	P+F+B	311
E	P+B+M	284
F	P+F+B	310
G	P+F+B	321
H	P+F	265
	P+F+B	339

A Figura 5.7 mostra a média e o desvio padrão da dureza obtida para cada condição testada. Nesse gráfico, pode-se perceber uma uniformidade da dureza para o material laminado para cada condição testada, onde o maior desvio padrão encontrado foi de 25HB para a condição B, não havendo variação significativa entre as amostras das bobinas. Com isso, podemos afirmar que não há influência do local onde a amostra é retirada (cabeça ou cauda).

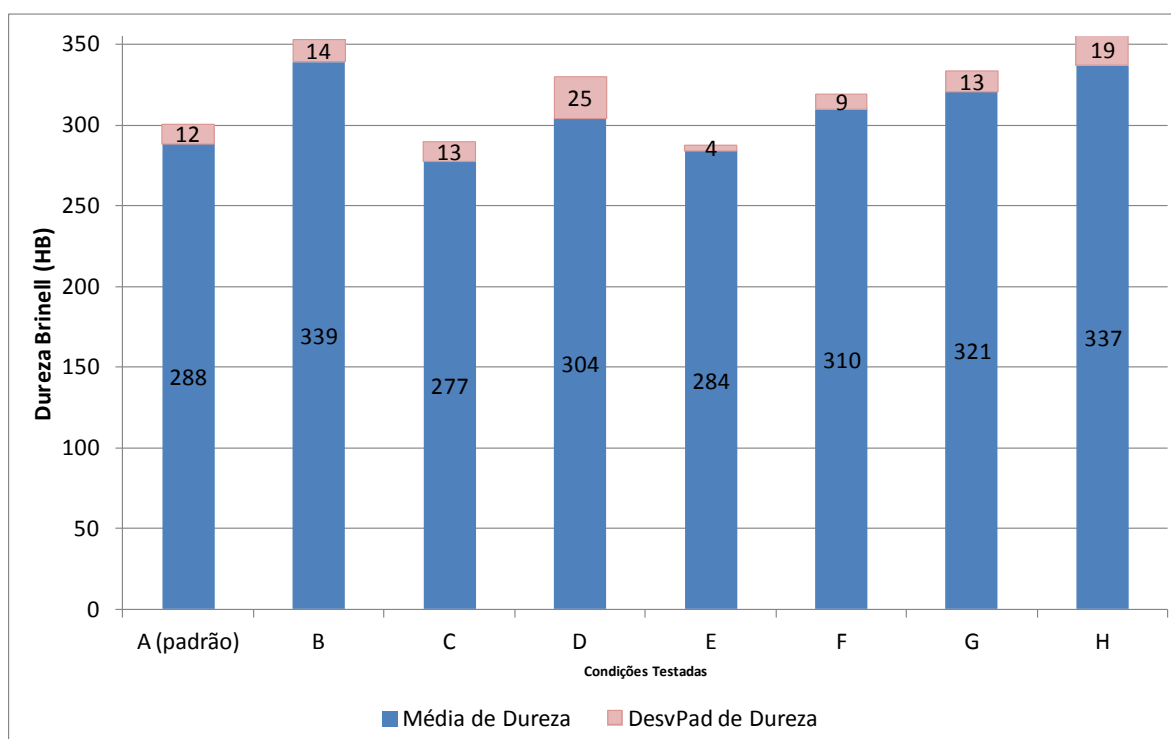


Figura 5.7 Valores médios de dureza e desvio padrão obtidos em cada condição testada.

Através de análise fatorial a partir do DOE, pode-se verificar quais os parâmetros possuem maior influência na dureza obtida do material laminado. A Figura 5.8 mostra os fatores que possuem efeito mais significativo sobre a dureza do fio máquina laminado, onde podemos perceber que uma menor temperatura do bloco acabador e do formador de espiras, aliado com uma menor velocidade no transportador resultam em uma maior dureza, como já verificado nos gráficos mostrados anteriormente.

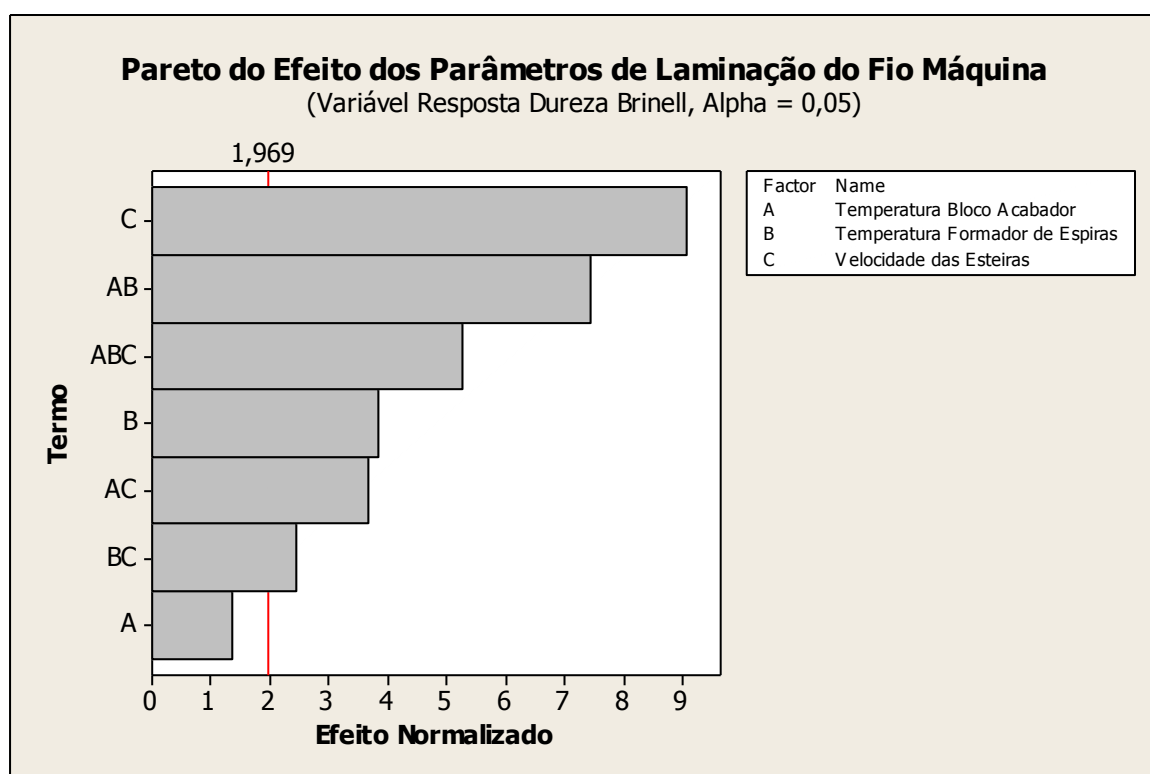


Figura 5.8 Diagrama de Pareto mostrando a significância de cada um dos efeitos testados sobre a dureza Brinell do material laminado.

Comparando a Figura 5.7 com a Figura 5.9 comprova-se a significância dos parâmetros testados, pois os maiores valores de dureza foram obtidos para todas as condições de teste com menores velocidades das esteiras.

Analisando conjuntamente os resultados de dureza (Figura 5.7), para cada combinação de parâmetros testados, observados na Figura 5.9, pode-se ainda comprovar que, para velocidades mais altas das esteiras, uma combinação de temperaturas altas no formador de espiras e no bloco acabador resulta em menores durezas (condições A, C e E). Observando a configuração com velocidade variável versus temperatura no formador de espiras, fixando a temperatura do bloco acabador na mais alta, verifica-se que baixas velocidades e baixas temperaturas no formador resultam em menores durezas (condição D)

se compararmos à situação com menores temperaturas no bloco acabador (condições F, G e H). Quando se analisa a combinação de velocidade variável e temperatura no bloco acabador, fixando a temperatura do formador na mais elevada, observa-se que velocidades menores e temperaturas maiores resultam em maior dureza (condição B).

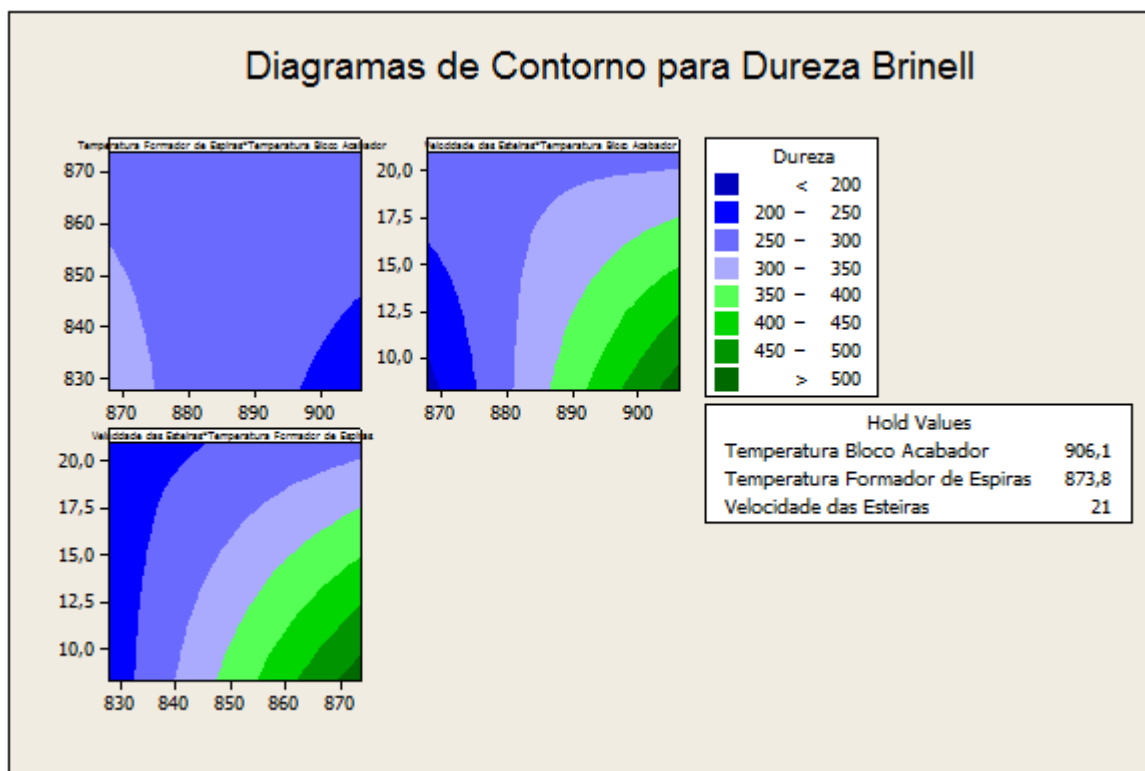


Figura 5.9 Diagramas de contorno para a variável dureza Brinell, para cada combinação dos parâmetros testados.

### 5.5 Descarbonetação do Material Laminado

Como após a laminação o material ainda sofrerá tratamento térmico de esferoidização, cujo ciclo é relativamente longo, é importante analisar também a descarbonetação do material laminado.

Conforme Figura 5.10, pode-se verificar que maiores temperaturas, tanto no formador de espiras quanto no bloco acabador, resultam em maiores valores de descarbonetação (condições C e F). O contrário ocorre para menores velocidades e menores temperaturas do bloco acabador, onde se obteve os menores valores de descarbonetação (condições G e H). Essas condições permitiriam um elevado tempo de ciclo, a fim de se obter elevado grau de esferoidização, sem que houvesse prejuízo à descarbonetação do material após tratamento térmico. Analisando agora a interação entre



velocidade das esteiras e temperatura no formador de espiras, pode-se verificar que menores temperaturas no Formador e menores velocidades resultam em uma menor descarbonetação do material laminado (Condições D, G e H).

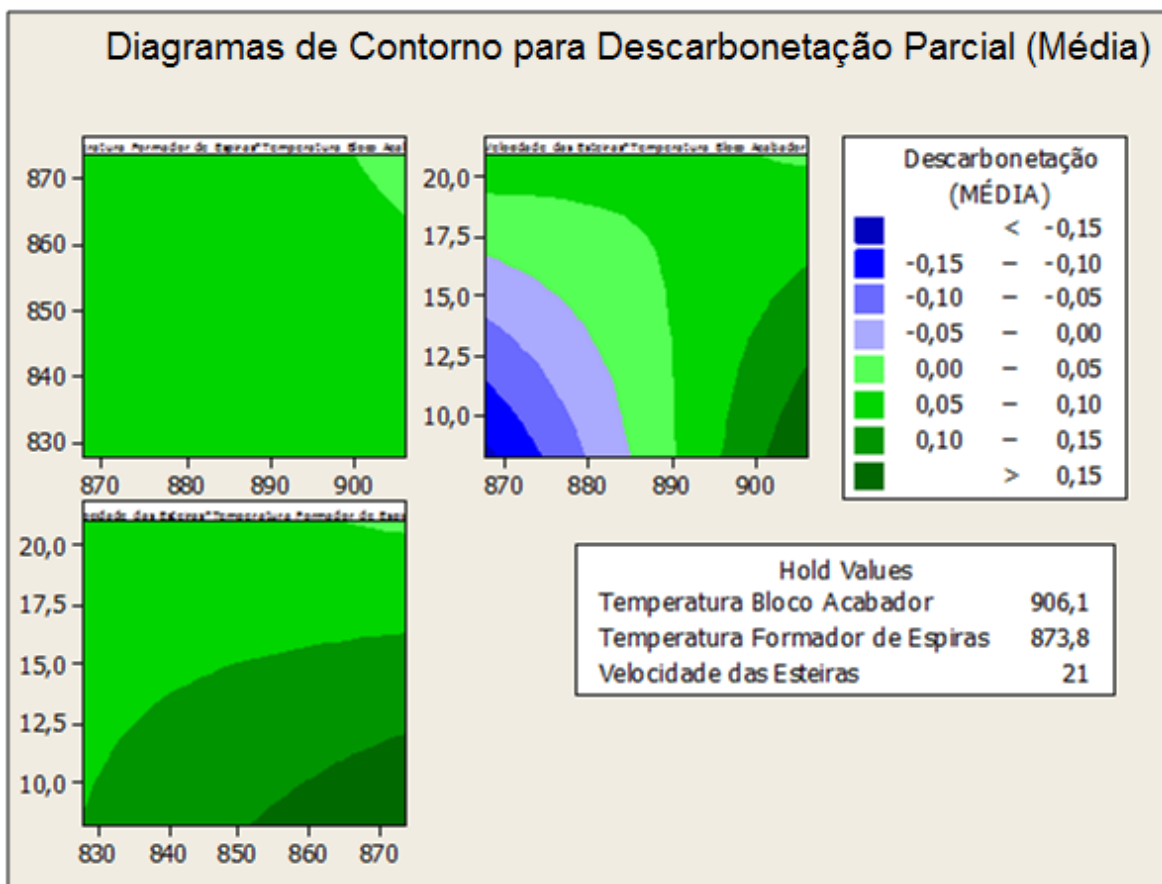


Figura 5.10 Diagramas de contorno para a variável descarbonetação para cada combinação dos parâmetros do experimento realizado.

A Figura 5.11 comprova essa interação dos parâmetros, ao se comparar a variação da descarbonetação média para cada uma das condições testadas.

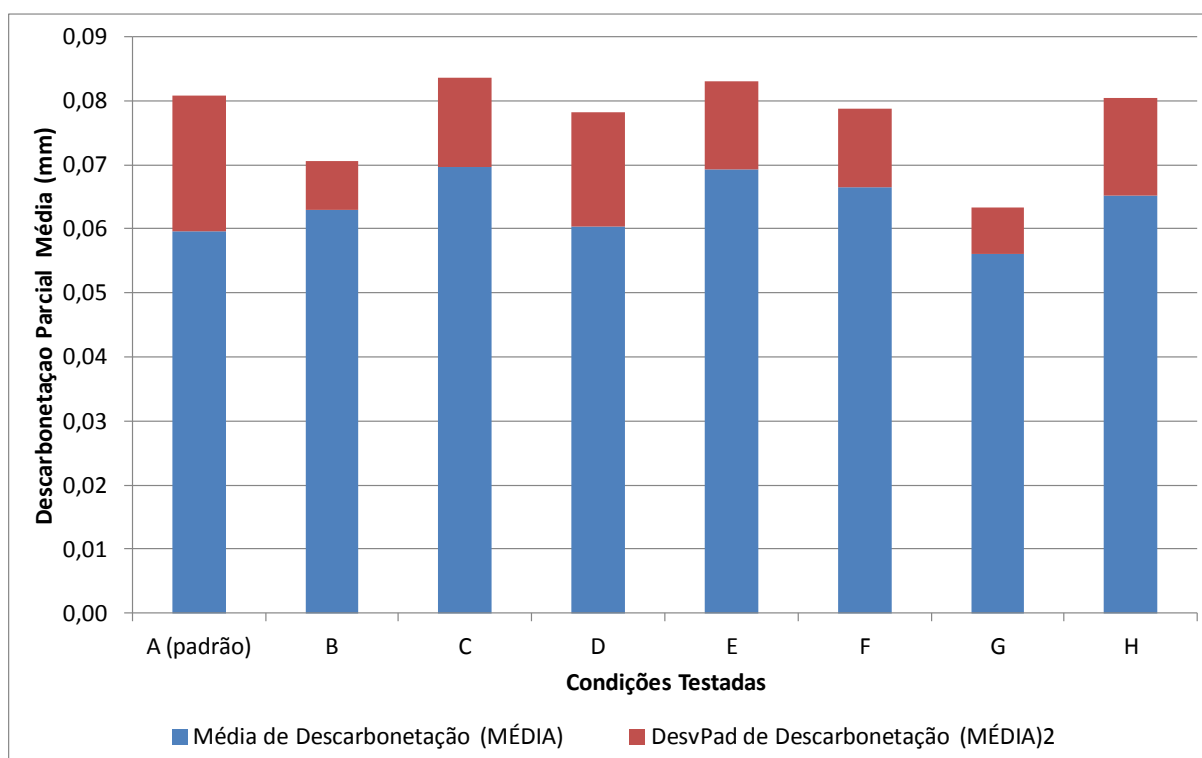


Figura 5.11 Valores médios e desvio padrão para descarbonetação parcial média do material laminado para cada condição testada.

Com essas análises conclui-se que a melhor condição de laminação para garantir uma menor descarbonetação do material laminado é a condição G (temperatura no bloco acabador: baixa; temperatura no formador de espiras: alta e velocidade das esteiras: baixa).

### 5.6 Grau de Esferoidização do Material Tratado Termicamente

A Tabela 5.5 mostra os diferentes graus de esferoidização obtidos para os dois ciclos testados para cada condição de resfriamento após o último passe de laminação e cada microestrutura de partida.

Tabela 5.5: Grau de esferoidização obtidas para cada condição testada.

	Laminado		Esferoidizado	
			Ciclo 1	Ciclo 2
Condição	Microestrutura	Média de Dureza Brinell	Média de GE (%)	Média de GE (%)
<b>A</b> (padrão)	P+F	272	98	58
	P+F+B	285	96	70
<b>B</b>	P+F+B	329	94	90
<b>C</b>	P+F	242	98	80
	P+F+B	282	94	80
<b>D</b>	P+F	256	80	70
	P+F+B	309	88	84
<b>E</b>	P+B+M	284	94	96
<b>F</b>	P+F+B	306	92	88
<b>G</b>	P+F+B	329	98	80
<b>H</b>	P+F	265	98	88
	P+F+B	343	94	90

Analisando esses resultados pode-se perceber que, para o caso do material que apresentou microestrutura perlítica e ferrítica, não foi possível se obter elevado grau de esferoidização no ciclo 2, com menor tempo em patamar e maiores taxas de resfriamento, pois como os carbonetos se encontram em forma de lamelas é necessário um maior tempo para que haja a quebra, dispersão e posterior coalescimento dos carbonetos na matriz.

Percebe-se também que para o caso do material com estrutura prévia de laminação contendo bainita ou até mesmo martensita, não houve alteração significativa do grau de esferoidização obtido para cada um dos ciclos.

Pode-se ainda notar, pela Tabela 5.5, que os resultados mais próximos de grau de esferoidização para os dois ciclos testados ocorreram para a condição E, pois a presença de martensita e bainita, estruturas metaestáveis, facilitam a transformação dos carbonetos em estruturas esféricas.

Isso ocorre porque no caso da martensita e da bainita os carbonetos não se apresentam na forma de lamelas, mas como partículas dispersas em uma matriz ferrítica com menor raio de curvatura, quando comparado às lamelas da perlita. O teor de carbono da ferrita em equilíbrio com cementita é maior nas extremidades da cementita com menor raio de curvatura do que nas áreas de curvaturas maior. Para que haja uma redução de energia superficial do sistema é necessário que os átomos se movimentem de uma região de maior curvatura (menor raio das partículas) para uma região de menor curvatura (maior raio das partículas), o caminho a ser percorrido para que haja essa movimentação em uma

estrutura martensítica é menor do que em uma estrutura perlítica, onde a cemetita se encontra na forma de lamelas.

Assim, as finas partículas de carbonetos dispersas na estrutura atuam como sítios para o seu coalescimento, aumentando a taxa de esferoidização.

Além disso, a martensita apresenta maior concentração de vacâncias, o que facilita a difusão dos elementos permitindo a obtenção de maior grau de esferoidização mesmo com menores tempos e temperatura em patamar.

As Figura 5.12 a Figura 5.14 mostram um comparativo entre as microestruturas obtidas após esferoidização para algumas das condições testadas. Pode-se perceber que na presença de martensita na microestrutura de partida (condição E), a estrutura esferoidizada se apresenta com carbonetos menores dispersos na matriz, pois No caso de uma estrutura prévia formada por perlita e ferrita, ou até mesmo uma certa quantidade de bainita, o material esferoidizado apresenta carbonetos esféricos de maior dimensão.

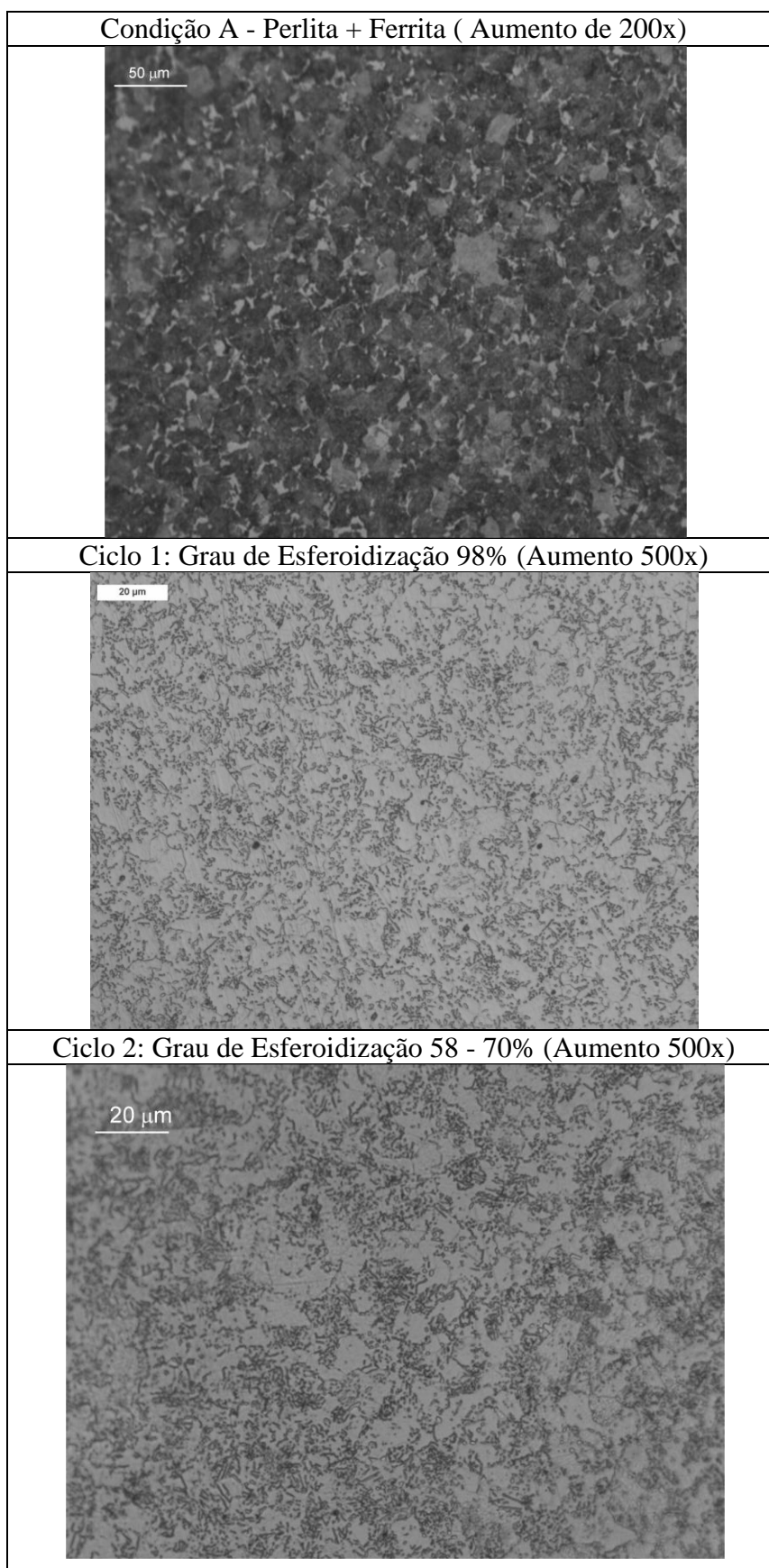


Figura 5.12 Microestruturas obtidas em cada um dos ciclos de tratamentos térmicos testados para algumas condições de laminação.

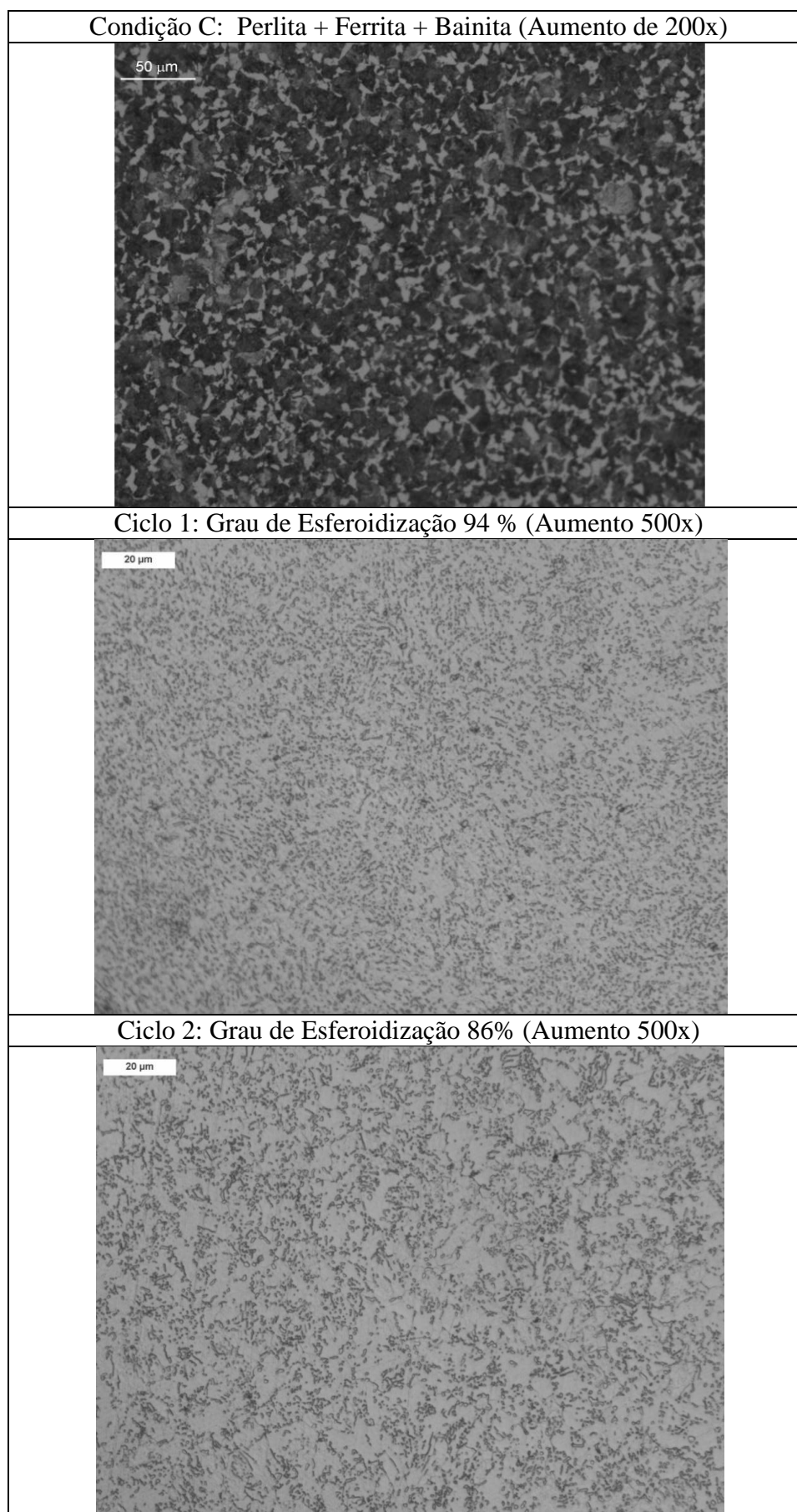


Figura 5.13: Microestruturas obtidas em cada um dos ciclos de tratamentos térmicos testados para algumas condições de laminação.

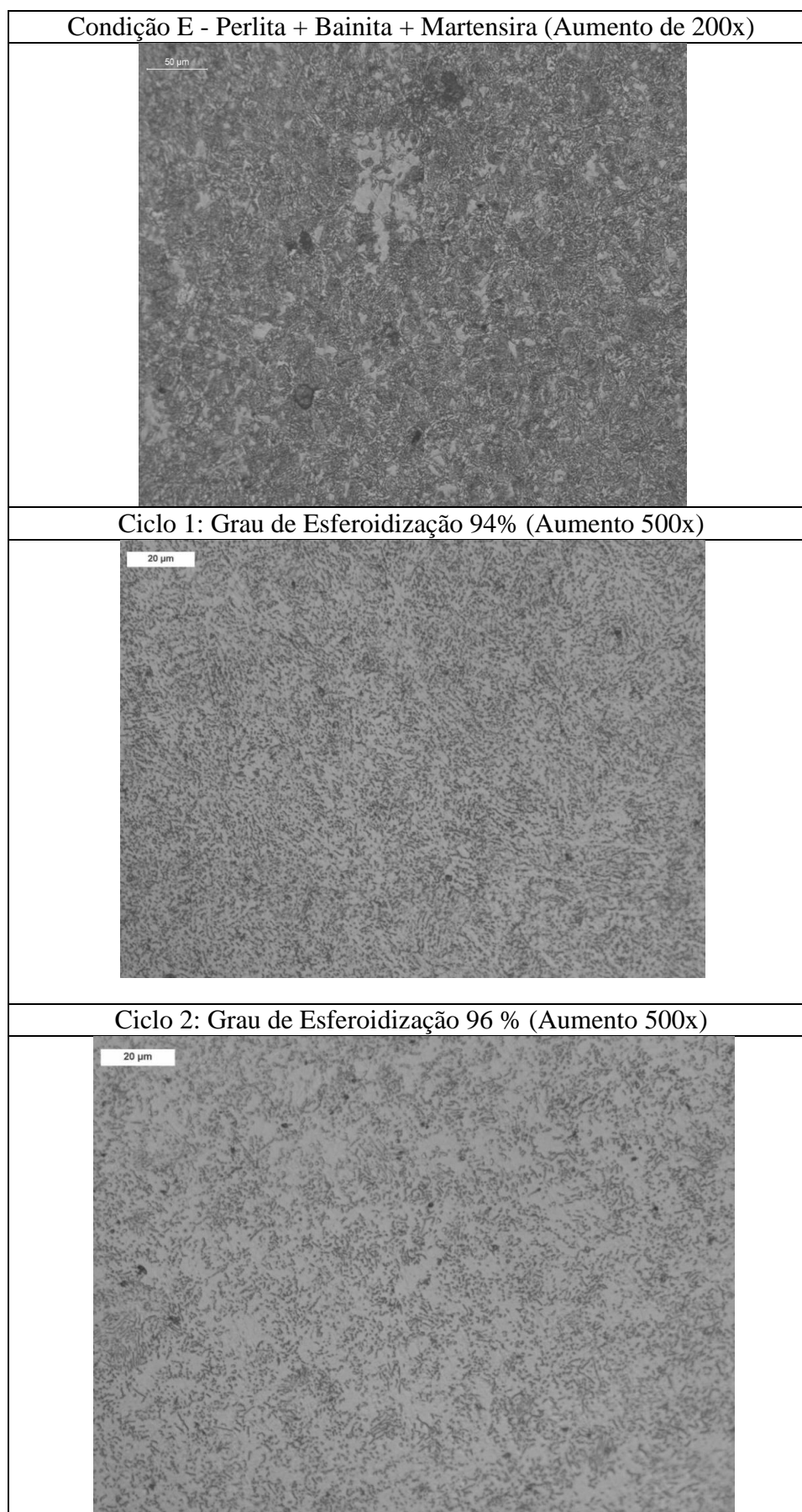


Figura 5.14: Microestruturas obtidas em cada um dos ciclos de tratamentos térmicos testados para algumas condições de laminação.

### 5.7 Dureza do Material Esferoidizado

A Tabela 5.6 mostra os valores de dureza obtidos para cada condição do material de partida, onde se pode perceber a influência da presença da martensita e da bainita na dureza do material esferoidizado, pois mesmo com elevado grau de esferoidização, conforme mostrado anteriormente, o material continua apresentando valores de dureza maiores que aqueles cuja estrutura de partida é constituída apenas de perlita e ferrita.

O valor especificado de dureza Brinell, conforme requisitos do cliente, é de máximo 177HB.

Tabela 5.6 Resultados de dureza Brinell obtidos para o material esferoidizado em cada um dos ciclos testados.

Esferoidizado						
Laminado			Ciclo 1	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 2
Condição	Microestrutura	Média de Dureza Brinell	Média de Dureza Brinell	Média de GE (%)	Média de Dureza Brinell	Média de GE (%)
<b>A</b> (padrão)	P+F	272	158	98	161	58
	P+F+B	285	160	96	159	70
<b>B</b>	P+F+B	329	169	94	173	90
<b>C</b>	P+F				161	80
	P+F+B	282	163	94	164	80
<b>D</b>	P+F	256		80	165	70
	P+F+B	309	165	88	167	84
<b>E</b>	P+B+M	285	174	94	174	96
<b>F</b>	P+F+B	306	163	93	170	88
<b>G</b>	P+F+B	329	172	98	168	80
<b>H</b>	P+F	265	168	98	170	88
	P+F+B	343	171	94	169	90

A dureza mais elevada é explicada pela distribuição da cementita no fio máquina de partida, pois quando esta se apresenta na forma de lamelas, ocorre a esferoidização das lamelas e posterior coalescimento, resultando em grandes partículas esféricas de carbonetos distribuídas em uma matriz ferrítica conferindo ao aço uma menor dureza. Quando a estrutura de partida é formada por martensita ou bainita, a cementita se encontra fragmentada (não lamelar) e quando submetida ao tratamento térmico, os carbonetos irão tomar a forma esférica, porém não irão coalescer, resultando em uma estrutura composta



de finas esferas de carbonetos distribuídas na matriz ferrítica, elevando a dureza do material esferoidizado.

Com base nos resultados obtidos, pode-se concluir que, maiores durezas do material laminado, aliadas a um menor ciclo de tratamento térmico irão resultar em um material esferoidizado com alto grau de esferoidização, porém com durezas mais altas, como encontrado na condição E (temperatura bloco acabador baixa; temperatura no formador de espiras alta e velocidade das esteiras alta).

Comparando os resultados de grau de esferoidização, dureza e ciclo utilizado, pode-se concluir que a condição de produção com melhor custo x benefício é a condição E com o ciclo 2, pois permitiu obtenção de resultados semelhantes (dureza e grau de esferoidização), àqueles obtidos com a condição padrão (condição A + ciclo 1), com redução de 20% do tempo de ciclo de tratamento térmico. A obtenção desse resultado se deve à microestrutura prévia da condição E se apresentar mais favorável à esferoidização que aquela resultante da condição padrão.

#### 5.8 Descarbonetação do Material Esferoidizado

Para verificar se houve alguma melhoria na condição de descarbonetação do material tratado, foram realizados ensaios de descarbonetação para todas as condições testadas. O valor de descarbonetação parcial média admissível para esse material, conforme especificação do cliente é de 0,18mm.

A Tabela 5.7 mostra os valores obtidos antes e depois do tratamento térmico de esferoidização.

Tabela 5.7 Valores de Descarboxetação obtidos para o material laminado e para o material esferoidizado.

Condição	Laminado		Esferoidizado	
	Microestrutura	Média de Descarboxetação Parcial Média (mm)	Ciclo 1	Ciclo 2
			Média de Descarboxetação Parcial Média (mm)	Média de Descarboxetação Parcial Média (mm)
A (padrão)	P+F	0,06	0,11	0,08
	P+F+B	0,04	0,08	0,07
B	P+F+B	0,06	0,07	0,06
C	P+F	0,09	0,09	0,05
	P+F+B	0,07	0,06	0,06
D	P+F	0,07	0,04	0,04
	P+F+B	0,06	0,06	0,05
E	P+B+M	0,08	0,10	0,08
F	P+F+B	0,07	0,07	0,07
G	P+F+B	0,05	0,08	0,06
H	P+F	0,08	0,10	0,06
	P+F+B	0,07	0,06	0,06

Analisando esses resultados pode-se perceber que as condições de laminação que geraram menor descarboxetação no laminado permaneceram com menor descarboxetação após a esferoidização.

### 5.9 Propriedades em Tração do Material Esferoidizado

Como o processo final do material realizado no experimento é a produção de parafusos através de forjamento a frio, foi realizada uma comparação das propriedades em tração obtidas através da condição padrão (Condição A + Ciclo 1), com aquelas propriedades obtidas durante o experimento. Os valores obtidos em cada uma das condições é mostrado na Figura 5.15, onde nota-se que, para todas as condições testadas, os resultados ficaram dentro dos valores especificados para o produto laminado e tratado (valor especificado para Limite de Resistência: máximo 600 MPa), sem apresentar variação significativa em relação aos valores da condição padrão.

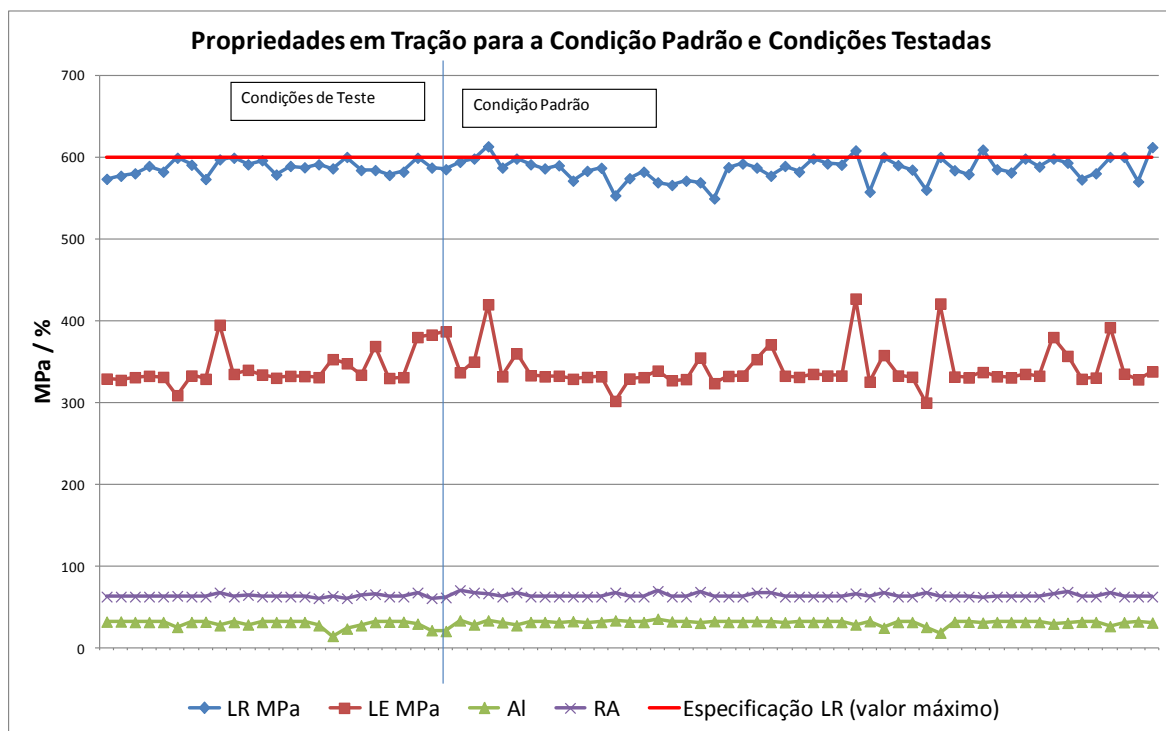


Figura 5.15 Comparação das propriedades em tração de material produzido na condição padrão e nas condições de teste (LR: Limite de Resistência, LE: Limite de Escoamento, Al: Alongamento e RA: Redução de área).

## 6. CONCLUSÕES

Comparando os experimentos realizados com os resultados obtidos pode-se concluir que:

- Temperaturas menores no bloco acabador e no formador de espiras resultam em maiores taxas de resfriamento das espiras, resultando em microestruturas mais refinadas, chegando a formar bainita e até mesmo martensita no material laminado;
- Uma menor velocidade das esteiras do transportador de espiras permite que o material chegue mais frio no coletor de espiras. Apesar de essa condição apresentar uma menor taxa de resfriamento, o material pode atingir a temperatura de transformação martensítica, resultando em uma microestrutura mais favorável para a esferoidização.
- Um resfriamento mais suave resultou em microestrutura composta de perlita + ferrita e resfriamentos com maiores variações de temperatura bem como maior severidade resultaram em uma microestrutura composta por ferrita + perlita + bainita ou ainda perlita + bainita + martensita.
- Uma menor temperatura do bloco acabador e do formador de espiras, aliado com uma menor velocidade no transportador, resultam em uma maior dureza.
- Maiores temperaturas tanto no formador de espiras quanto no bloco acabador resultam em maiores valores de descarbonetação;
- Menores temperaturas no formador de espiras e menores velocidades resultam em uma menor descarbonetação do material laminado possibilitando maiores tempos e temperaturas de ciclo de tratamento térmico para obtenção de grau de esferoidização mais elevado;

- Materiais com microestrutura prévia contendo apenas perlita e ferrita necessitam maiores temperaturas e tempo para que ocorra o coalescimento dos carbonetos e que se obtenha uma estrutura esferoidizada;
- Na presença de martensita na microestrutura de partida a estrutura esferoidizada se apresenta com carbonetos menores dispersos na matriz. No caso de uma estrutura prévia formada por perlita e ferrita, ou até mesmo uma certa quantidade de bainita, o material esferoidizado apresenta carbonetos esféricos de maior dimensão;
- O tratamento térmico do material com microestrutura prévia contendo bainita e/ou martensita e maiores durezas resulta em um material esferoidizado com alto grau de esferoidização, porém com durezas mais altas.

Comparando os resultados de grau de esferoidização, dureza e ciclo utilizado, pode-se concluir que a condição de produção com melhor custo x benefício é a condição de laminação com temperatura do bloco acabador baixa, temperatura no formador de espiras alta e velocidade das esteiras alta tratado na receita com menor tempo em patamar e maior taxa de resfriamento, pois permitiu obtenção de resultados semelhantes àqueles obtidos com a condição padrão (temperatura do bloco acabador alta, temperatura no formador de espiras alta e velocidade das esteiras alta e ciclo com maior tempo em patamar e menor taxa de resfriamento), com redução de 20% do tempo de ciclo de tratamento térmico. (28)

## **8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Testar novas condições de laminação para outros aços com histórico de dificuldade de se obter grau de esferoidização e descarbonetação desejadas;

Realizar novos experimentos para o aço DIN 41Cr4 em diâmetros menores e maiores que os utilizados nesse trabalho.

## 9. Referências Bibliográficas

1. CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 6.ed. São Paulo : ABM, 1988.
2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook: Heat Treating, Cleaning and Finishing**. 8.ed. USA: Metals Park, 1964. vol. 2.
3. DIETER, George E. **Mechanical Metalurgy**. Londres - UK : McGraw Hill Book Company, 1988.
4. CODA. **Laminação: Produtos longos Laminados a quente**. Porto Alegre : UFRGS, 2004.
5. SCHAFFER, L. **Conformação Mecânica**. 2.ed. Porto Alegre : Imprensa Livre, 2004.
6. Gerdau. Gerdau. [Online] Gerdau. [Citado em: 20 de Outubro de 2011.] <http://www.gerdau.com.br/media-center/espaco-multimidia.aspx>.
7. YUE, Stephen. Thermomechanical Processing of Ferrous Alloys . In: S.L. SEMIANIN. **ASM Handbook: Metalworking: Bulk Forming**. Ohio : ASM International, 2005, pp. p286-296. v.14A.
8. KREJDOVSKY, W. P., JONES, D. M. e KIEFER, B.V. Improved wire rod properties resulting from controlled cooling in modern water box and Stelmor® conveyor cooling system. **Wire Journal International**. p.56-61, fevereiro 2007
9. KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. Ohio : ASM International, 2005.
10. MORIMOTO, Toshiharu. Combined Macro–Micro Modeling for Rolling Force and Microstructure Evolution to Produce Fine Grain Hot Strip in Tandem Hot Strip Rolling. **ISIJ International**., v. 47, n. 10, p. 1475–1484, 2007.
11. CAO Yan<sup>1</sup>, HUANG Zhen-yi<sup>1</sup>, WANG Ping<sup>1</sup>, YIN Gui-quan<sup>1</sup>, LIU Xiang-hua<sup>2</sup>, WANG Guo-dong. Effect of Rolling Process on the Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon V-N Steel. **Institute of Structural Materials China**, 2003.

12. DIETER, George Ellwood, KUHN, Howard A. e SEMIANTIN, S.L. **Handbook of workability and Process Desing**, ASM International, 2003.
13. LIU, Yianchun, et al. Effect of TMCP Parameters on the Microesturcture an Propertied of an Nb-Ti Microalloyed Steel. **ISIJ International**, v. 45, n.6, p. 851-857, 2005.
14. CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5.ed. Rio de Janeiro, RJ : LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 2002.
15. SIWECKI, Tadeusz e ENGBERG, Göran. Recrystalization Controlled Rolling of Steel. **Thermomechanical Processing in Theory, Modelling & Practice**, p. 121-144, 1997.
16. HELLER, T, ENGL, B. e STICH, G. e TIEMANN, G. Thermomechanical Rolling of Hot Rolled multiphase Steels. **Rolling: Multiphase steels - Steel World**, v. 1, p. 26 - 30, 2001.
17. VERVYNCKT, Stephanie, et al. Austenite Recrystallization–Precipitation Interaction in Niobium Microalloyed Steels. **ISIJ International.**, v. 49, n. 6, p. 911 - 920, 2009.
18. SHANMUGAMA, S., et al. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. **Materials Science and Engineering**, v. 460-461, p.335 - 343, 2007.
19. Ohmori, Y. Trans. Iron Steel Instit. Jpn. 11 (1971) 339–348. In: SHANMUGAMA, S., et al. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. **Materials Science and Engineering**, v. 460-461, p.335 - 343, 2007.
20. BAI, Deng Qi. **Effect of rolling parameters on the no-recrystallization temperature (T<sub>nr</sub>) in bearing steels**. 1993. Thesis to Degree of Master of Engineering, McGill University, Montreal Canadá, 1993 .
21. SHANEMAN, Allen. **The Effects of prior microesturcture on spheroidizing kinetics and cold workability ins bar steels**. 2009. Dissertação de mestrado. Faculty and Board of Trustees, Colorado School of Mines, Colorado, 2009.
22. TOTTEN, Geroge E. **Steel Heat Treatment Metalurgy and Technologies**. 2.ed. Portland, Oregon - USA : CRC Press Taylor & Francis, 2006.
23. ASM. **ASM Handbook Volume 4 Heat Treating**. 3.ed. USA : ASM International, 1995. v. 4.



24. FAGUNDES, Edson José. **Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050**. 2006. Dissertação de Mestrado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.
25. VOORHEES, P. W. The Theory of Ostwald Ripening. **Journal of Statistical Physic**. 1984, Vol. 38.
26. MARQUSEE, A. J. e ROSS, John. Theory of Ostwald ripening: Competitive growth and its dependence on volume fraction. *J. Chern. Phys.* **American Institute of Physics**, 1984, Vol. 80.
27. LUZGINOVA, N.V., ZHAO, L. e SIETSMA, J. The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents. **A Metallurgical and Materials Transactions**, v.39A, p. 513-521, Março 2008.
28. FURASTÉ, Pedro Augusto. **Normas Técnicas para o trabalho científico**. 15 ed. Porto Alegre, RS : Dáctilo Plus, 2010.