

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

Dissertação de mestrado

Efeito da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas e microestrutura  
de um aço multiconstituído da classe de 800 MPa de Limite de Resistência  
para aplicação em rodas automotivas

Autor: Danilo de Castro Denúbila  
Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

Março/2015

Danilo de Castro Denúbila

EFEITO DA TEMPERATURA DE BOBINAMENTO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO DA  
CLASSE DE 800 MPa DE LIMITE DE RESISTÊNCIA PARA APLICAÇÃO EM  
RODAS AUTOMOTIVAS

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

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Ronaldo A. N. M. Barbosa

Belo Horizonte  
Universidade Federal de Minas Gerais  
Escola de Engenharia  
2015

Para Débora, minha querida esposa,  
e para meus filhos Daniel e Davi,  
presentes que Deus me deu

## **Agradecimentos**

Agradeço a Deus, pois Ele é a base de tudo.

Agradeço a todos aqueles que, de forma direta ou indireta, contribuíram para elaboração deste trabalho e, em particular:

A Usiminas, pelos recursos disponibilizados.

Ao Doutor Pesquisador Túlio Magno Fuzessy de Melo, pela forma paciente, didática e efetiva que me apoiou, sendo a chave principal para o sucesso deste trabalho.

Aos meus gestores Eduardo Cortes Sarmiento, Pedro Olindo Pimentel e Marcus Vinícius Gravina Souza pela oportunidade concedida, visando meu aprimoramento profissional.

A minha esposa, pelo carinho e incentivo para eu continuar a caminhada, nos momentos mais difíceis.

A Universidade Federal de Minas Gerais e ao CAPES-PROEX.

Ao professor Ronaldo Barbosa pelas recomendações como orientador.

Aos colegas da equipe da Assistência Técnica e do Controle Integrado, pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VII
LISTA DE TABELAS .....	X
LISTA DE NOTAÇÕES .....	XI
RESUMO .....	XII
ABSTRACT .....	XIII
1. INTRODUÇÃO .....	14
2. OBJETIVO .....	16
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1. Mecanismos de endurecimento.....	17
3.1.1 Endurecimento por Refino de Grão Ferrítico .....	18
3.1.2 Endurecimento por Precipitação .....	19
3.1.3 Endurecimento por Solução Sólida .....	19
3.1.4 Endurecimento pelo Aumento de Densidade das Deslocações.....	20
3.1.5 Endurecimento pelo efeito das transformações de fases .....	21
3.2. Efeitos dos Elementos de Liga nos Aços para Rodas .....	23
3.3. Influência do processamento nas propriedades mecânicas e microestrutura .....	27
3.3.1 Temperatura de Reaquecimento de Placa .....	29
3.3.2 Temperatura de acabamento .....	34
3.3.3 Temperatura de bobinamento .....	35
3.4. Fabricação de Rodas Automotivas.....	38
3.5. Aços para Aplicação em Rodas Automotivas.....	42
3.5.1 – Aços C-Mn .....	44
3.5.2 – Aços Microligados - ARBL.....	44
3.5.3 – Aços Bainíticos .....	45
3.5.4 – Aços “Dual Phase” - DP .....	46
3.5.5 - Aços Multiconstituídos, com resistência acima de 700 MPa .....	50
4. METODOLOGIA.....	54
4.1. Material.....	54
4.2. Laminação a Quente .....	54
4.3. Amostragem .....	55
4.4. Análise Metalográfica .....	55
4.5. Propriedades mecânicas em tração .....	55
4.6. Ensaio dilatométrico.....	56

5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	59
5.1.	Condições reais de processamento das bobinas laminadas.....	59
5.2.	Caracterização microestrutural .....	61
5.3.	Propriedades mecânicas .....	69
5.4.	Ensaio Dilatométrico .....	70
5.4.1	Diagrama TRC com taxas de resfriamento constantes .....	70
5.4.2	Simulação de perfis de resfriamento industriais.....	74
6.	CONCLUSÕES.....	83
7.	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS .....	85
8.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	86
9.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	87

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Efeito da adição de solutos no limite de escoamento de aço carbono ferrítico. <sup>(1)</sup>

Figura 3.2 - Fotomicrografia, por microscopia eletrônica de transmissão, de um empilhamento de deslocações no contorno de grão. <sup>(6)</sup>

Figura 3.3 – Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrítico-perlíticas e bainíticas. <sup>(1)</sup>

Figura 3.4 - Efeito da taxa de resfriamento no endurecimento devido a precipitados de carbonetos em aços ao nióbio e vanádio. <sup>(1)</sup>

Figura 3.5 - Relação entre a espessura do grão austenítico e o tamanho de grão ferrítico formado na transformação subsequente, em função da deformação abaixo da  $T_{nr}$ . <sup>(5)</sup>

Figura 3.6 - Diagrama CCT de um aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento mínimo, similar ao proposto neste estudo.

Figura 3.7 - Comportamento do tamanho de grão austenítico de aços ARBL após 1 hora em diferentes temperaturas de austenitização. <sup>(5)</sup>

Figura 3.8 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas e de acabamento no limite de resistência do aço 0,07%C - 1,36%Mn - 0,06%Nb. <sup>(9)</sup>

Figura 3.9- Efeito da temperatura de reaquecimento de placas nos limites de escoamento e resistência do aço estudado, para cada temperatura de acabamento utilizada <sup>(23)</sup>.

Figura 3.10 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência do aço 0,07%C - 1,36%Mn - 0,06%Nb usando uma temperatura de reaquecimento de placas 1230°C. <sup>(9)</sup>

Figura 3.11 - Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura de um aço microligado ao nióbio, bobinado a) a baixa temperatura e b) a alta temperatura. <sup>(4)</sup>

Figura 3.12 - Influência da temperatura de bobinamento em um aço laminado a quente microligado ao nióbio com vários níveis de Mn. <sup>(11)</sup>

Figura 3.13 - Componentes da roda de aço

Figura 3.14 – Processo de fabricação de rodas automotivas - Aro e Disco <sup>(12)</sup>

Figura 3.15 - Terminologia das partes de uma roda automotiva <sup>(14)</sup>

Figura 3.16 – Dispositivos para Testes de Fadiga em Rodas <sup>(15)</sup>

Figura 3.17 – Efeitos do C e Si nas trincas de interface da solda topo <sup>(15)</sup>

Figura 3.18 – Figura esquemática da linha de laminação a quente da Usiminas.

Figura.3.19 – Curvas de tração convencionais <sup>(16)</sup>

Figura 3.20 - Susceptibilidade a trinca na ZTA em função do teor de carbono, carbono equivalente e condições de soldagem <sup>(21)</sup>.

Figura 3.21 - Comparação dos Valores Típicos do Limite de Resistência (UTS – “Ultimate Tensile Strength”), do Limite de Escoamento (YS – “Yield Strength”) e do Alongamento (%), de aços sados em discos de rodas(14).

Figura 4.1 - Dimensões do corpo de prova de tração conforme a norma NBR ISO 6892.

Figura 4.2 - Representação esquemática dos ensaios dilatométricos realizados para o levantamento do diagrama TRC (transformações no resfriamento contínuo) do material avaliado neste estudo.

Figura 4.3 - Representação esquemática dos ensaios dilatométricos simulando as condições de resfriamento aplicados nas bobinas laminadas em escala industrial.

Figura 4.4 - Determinação de regiões de transformação de fase em curva dilatométrica.

Figura 5.1 – Gráficos das temperaturas de reaquecimento das placas e temperaturas TRP reais, obtidos durante o processamento industrial.

Figura 5.2 – Gráficos da temperatura real de bobinamento ao longo do comprimento das bobinas laminadas, obtidos durante o processamento industrial.

Figura 5.3 – Aspecto típico da microestrutura das amostras correspondentes a diferentes temperaturas de bobinamento (TB), observadas por microscopia óptica. (a) TB = 470°C; (b) TB = 500°C; (c) TB = 550°C; (d) TB = 600°C; (e) TB = 650°C; (f) TB = 680°C. Ataque: Nital 4%; ampliação original: 1000X.

Figura 5.4 – Aspecto típico da microestrutura das amostras correspondentes a diferentes temperaturas de bobinamento (TB), observadas no MEV. (a) TB = 470°C; (b) TB = 500°C; (c) TB = 550°C; (d) TB = 600°C; (e) TB = 650°C; (f) TB = 680°C. Ataque: Nital 4%; ampliação original: 5000X.

Figura 5.5 – Detalhes das microestruturas das amostras correspondentes a diferentes temperaturas de bobinamento (TB). (a) TB = 470°C; (b) TB = 500°C; (c) TB = 550°C; (d) TB = 600°C; (e) TB = 650°C; (f) TB = 680°C. Ataque: Nital 4%; ampliação original: 20.000X.

Figura 5.6 – Variação das propriedades à tração das amostras retiradas das bobinas laminadas neste estudo em função da temperatura de bobinamento (TB) na posição de

amostragem. LE = Limite de Escoamento; LR = Limite de Resistência; AL80 mm = alongamento total (base de medida igual a 80 mm).

Figura 5.7 – Diagrama TRC para o material avaliado neste estudo. (Aquecimento a 10°C/s até 880°C, resfriamento a 1,0°C/s até 875°C.)

Figura 5.8 – Aspecto típico da microestrutura produzida pelos resfriamentos com taxa constante usados no levantamento do diagrama TRC do material avaliado. (Microscopia óptica, ataque Nital 4%, ampliação original 1000X).

Figura 5.9 – Diagrama de transformações de fases para o material avaliado sob condições de resfriamento similares às aquelas aplicadas industrialmente nas bobinas laminadas.

Figura 5.10 – Aspecto típico da microestrutura produzida pelos resfriamentos simulados sob condições similares às aquelas aplicadas industrialmente. TB = temperatura de bobinamento. (Microscopia óptica, ataque Nital 4%, ampliação original 1000X.)

Figura 5.11 – Comparação entre a dureza (Vickers, carga de 10 kgf) das amostras retiradas das bobinas laminadas e dos corpos de prova submetidos a simulação dos resfriamentos aplicados após a laminação, em função da temperatura de bobinamento (TB).

## **LISTA DE TABELAS**

Tabela III.1 - Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados comuns em aços ARBL. (7)

Tabela III.2 - Composição Química e Propriedades Mecânicas Típicas dos Graus de Aços Soldur 355 HR55 DP55 ULCB (14).

Tabela IV.1 - Especificação de composição química (% massa) do aço ARBL.

Tabela V.1 - Resultado de composição química (% massa) do aço ARBL.

Tabela V.2 - Posições de retirada das amostras usadas nas análises e nos ensaios deste estudo.

Tabela V.3 - Dureza do material das amostras de bobinas laminadas, correspondentes a diferentes temperaturas de bobinamento (TB) (Vickers, carga de 10 kgf).

Tabela V.4 – Média dos resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras retiradas das bobinas laminadas neste estudo.

Tabela V.5 - Dureza medida nos corpos de prova submetidos a resfriamentos similares às condições industriais, mostrados na figura 5.10.

## LISTA DE NOTAÇÕES

ARBL = alta resistência baixa liga

$T_{nr}$  = temperatura de não recristalização da austenita

$A_3$  = temperatura de transformação da austenita

$A_1$  = temperatura de transformação da ferrita

TRP = temperatura de reaquecimento de placas

TA = temperatura de acabamento

TB = temperatura de bobinamento

$\sigma_y$  = limite de escoamento

$\sigma_i$  = tensão de atrito contra o movimento das deslocações no grão

$\sigma_f$  = fluxo de tensão necessário para manter uma dada deformação

$\sigma_o$  = fluxo de tensão devido a outros mecanismos

$K$  = constante que incorpora o módulo de cisalhamento e o vetor de burgers

$\rho$  = densidade de deslocações

$d$  = diâmetro do grão ferrítico

$\gamma$  = austenita

$\alpha$  = ferrita

LE = limite de escoamento

LR = limite de resistência

Al = alongamento percentual

HTP = transformação a alta temperatura

CCT = transformação em resfriamento contínuo

$S_0$  = área.

BM = base de medida

## RESUMO

O estudo objetivou avaliar os efeitos da variação da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um aço multiconstituído da classe 800 MPa de limite de resistência para aplicação em rodas automotivas, em desenvolvimento na Usiminas. Partindo-se de uma composição química pré-definida, foram realizadas laminações em escala industrial, mantendo-se constantes todas as outras variáveis do processo, exceto a temperatura de bobinamento, que variou na faixa entre 470°C e 680°C. Também foram realizadas simulações através de ensaios dilatométricos, para análise da evolução microestrutural para diferentes condições do resfriamento da tira, na mesa de saída do Laminador de Tiras a Quente. Os resultados obtidos indicaram que a microestrutura, constituída predominantemente de ferrita muito fina, tendo perlita, bainita e constituíntes MA, como segunda fase, não foi significativamente alterada, para as diferentes temperaturas de bobinamento experimentadas. Em decorrência, pequenas variações nos resultados de resistência à tração foram verificados. Esses resultados irão contribuir para a otimização do processamento em escala industrial deste produto, visando à obtenção de bobinas com propriedades adequadas e estáveis.

**Palavras-chave:** aços multiconstituídos; temperatura de bobinamento; laminação de tiras a quente; aços para a indústria automotiva.

## ABSTRACT

The subject of this study was to assess the effects of coil temperature variation in the mechanical properties and microstructure of a steel grade with 800 MPa of tensile strength, in development at Usiminas, for application in automotive wheels. Once the steel chemical composition had already been defined, industrial scale experiments have been performed, keeping all process variables constant, except the coiling temperature, which was set up to vary between 470°C to 680°C. Dilatometric simulations were carried out to identify the microstructural evolution at different strip cooling, in the Run Out Table of the Hot Rolling Strip Mill. The resulted microstructure, constituted mainly by a very fine ferrite, having pearlite, bainite and MA constituents, as a second phase, have not significantly modified, for the different experimented coiling temperatures. As consequence, low variation on mechanical properties were obtained. The analysis of these results will allow the suitable coiling temperature definition in reaching the desirable mechanical properties and microstructure according to this steel grade.

**Keywords:** Multiphase steels; coil temperature; hot strip mill; automotive steels.

## 1. INTRODUÇÃO

O crescimento do mercado de automóveis e a globalização têm provocado rápidas modificações em termos de utilização de processos produtivos e matérias-primas destinadas à produção de veículos cada vez mais modernos e adequados às necessidades dos usuários. Requisitos como redução do nível de emissão de poluentes e segurança do veículo são, hoje, tão importantes como seu design, potência e conforto.

Dentro dessa tendência, a indústria automobilística tem realizado esforços para reduzir o peso dos veículos, atuando em componentes como suspensões, eixos de transmissão, sistemas de freios, rodas e toda a estrutura de sustentação do veículo. Uma solução cada vez mais adotada envolve a substituição dos aços convencionais por chapas de aço de menor espessura e de mais alta resistência. Assim, essa demanda por redução de peso dos componentes intensificou a aplicação de aços de alta resistência que, dia-a-dia, têm sido introduzidos na indústria automotiva.

No início da década de 1970 a USIMINAS iniciou o fornecimento de materiais para o setor automotivo nacional. Nesse período, os aços destinados à fabricação de rodas automotivas eram fabricados a partir de lingotamento convencional, sem desoxidação e garantindo somente a composição química, atendendo especificações da Norma SAE.

Buscando oferecer também garantias de propriedades mecânicas e sanidade interna, foram desenvolvidos aços com mecanismo de endurecimento por solução sólida, de microestrutura Ferrita-Perlita, através de uma parceria com um dos maiores fornecedores de rodas do Brasil. Seguindo essa tendência, na década de 1980 foi desenvolvido um aço de alta resistência baixa liga, endurecido por precipitação (HSLA), da classe de 450 MPa.

No início da década de 1990, foi desenvolvido um aço endurecido por transformação de fase, com microestrutura Ferrita-Bainita, da classe de 550 MPa, que apresentava boas características de conformabilidade, soldabilidade e com desempenho superior em relação à fadiga. No Final da mesma década, uma nova fase no desenvolvimento de

aços para rodas foi iniciada, com o lançamento do aço 'Dual Phase' da classe de 600 MPa. Aços endurecidos por transformação de fase, apresentando microestrutura Ferrita-Martensita. A alta resistência, aliada à excelente conformabilidade e ao ótimo desempenho à fadiga, possibilitou uma redução significativa de peso sem comprometer o desempenho das rodas. Buscando a contínua evolução dos aços desse setor, a partir dos anos 2000 iniciou-se o desenvolvimento de um aço da classe de 800 MPa, com microestrutura multiconstituída.

Para que sejam obtidas as microestruturas responsáveis pela combinação especial de resistência e conformabilidade, que caracteriza os aços de resistência mais elevada para aplicação em rodas, é necessário um controle preciso do processo de fabricação, especialmente da laminação de tiras a quente. É sabido que, no processo de laminação a quente, a composição química do aço, a temperatura e o tempo de reaquecimento de placa, as temperaturas de acabamento e bobinamento, a escala de passes, a velocidade da linha e a estratégia de resfriamento, são variáveis que irão definir a microestrutura e as propriedades mecânicas do material em processo. Na fabricação de um aço com microestrutura formada por dispersão de uma segunda fase mais dura na matriz ferrítica, como é o caso dos aços de resistência mais elevada, o controle da temperatura de bobinamento desempenha um papel preponderante.

Nesse trabalho, objetiva-se estudar os efeitos da variação da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas e microestrutura de um aço da classe 800 MPa, para aplicação em rodas automotivas. Visto que já se tem uma composição química pré-definida, serão mantidas constantes todas as variáveis do processo, exceto a temperatura de bobinamento. A análise desses resultados irá definir a temperatura de bobinamento adequada para a obtenção das propriedades mecânicas e microestruturas compatíveis com o grau de aço em estudo.

## **2. OBJETIVO**

Avaliar o efeito da temperatura de bobinamento na Laminação de Tiras a Quente sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço multiconstituído, da classe 800 MPa de resistência, para aplicação em rodas automotivas.

### **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Desde a década de 70, no auge da crise mundial de petróleo, é crescente a preocupação na indústria automobilística com o desenvolvimento de novos materiais para a redução de peso dos veículos, aumentando assim a eficiência relativa dos motores de combustão interna hoje utilizados, gerando economia de combustível. Nos dias atuais, tal fato ganha mais força aliado à redução dos problemas ambientais advindos da queima de derivados de petróleo ou outros hidrocarbonetos utilizados como combustíveis.

Em trabalhos recentes, siderúrgicas e fabricantes de autopeças destacam seus esforços de pesquisa objetivando atender às crescentes pressões para aumentar a durabilidade, a segurança e a resistência a impactos, além de conseguir reduzir o peso dos veículos propiciando economia de combustível e menor emissão de poluentes. A resposta para atender esta demanda, segundo diversos autores, é a utilização de aços de alta resistência para fabricação de peças automotivas.

Entre os vários componentes dos automóveis, a aplicação de aços de alta resistência para produção de aros e discos de rodas, tem sido um caminho efetivo para a redução de peso dos veículos. Do ponto de vista da segurança estrutural, as rodas são itens muito importantes, pois são responsáveis pela transferência dos esforços da pista para a estrutura do veículo.

Nesse contexto, um grande esforço está sendo feito no sentido de se desenvolver novos aços que combinem uma boa conformabilidade com elevada resistência mecânica, para redução da espessura do material sem perda do desempenho e, principalmente, da segurança dos passageiros.

#### **3.1. Mecanismos de endurecimento**

Faz-se necessário o conhecimento de como atuam os mecanismos de aumento de resistência mecânica, visto que a combinação entre as propriedades mecânicas em tração e ductilidade é o requisito fundamental para a garantia da qualidade dos aços ARL empregados na indústria automobilística,

Endurecer um metal é aumentar a sua resistência à deformação plástica. Na prática, este efeito ocorre com a restrição à movimentação das deslocações.

Conforme PICKERING, F. B <sup>(1)</sup>, os principais mecanismos de endurecimento que operam nos aços ARBL são o refino de grão ferrítico, o endurecimento por precipitação e solução sólida e o aumento de densidade de deslocações imposto por deformação plástica, comumente chamado de encruamento.

### 3.1.1 Endurecimento por Refino de Grão Ferrítico

Conforme demonstrado na equação (3.1) de Hall-Petch, o limite de escoamento varia com o tamanho dos grãos ferríticos:

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y d^{-1/2} \quad (3.1)$$

onde  $\sigma_y$  é o limite de escoamento,  $\sigma_i$  é tensão de atrito oposta ao movimento das deslocações no grão,  $K_y$  é um fator que fornece a medida do bloqueio das deslocações pelos contornos de grão e  $d$  é o diâmetro médio dos grãos ferrítico.

Com a diminuição do tamanho do grão, há um aumento na quantidade de contornos de grãos que, funcionando como barreiras ao movimento das deslocações, podendo causar a elevação na resistência à deformação do metal. Quando se têm grãos grosseiros, o empilhamento de discordâncias nos contornos é maior que em materiais de granulação fina, acarretando uma alta concentração de tensões no grão adjacente, que aumenta com a quantidade de discordâncias empilhadas. Assim, em materiais com granulação mais grosseira, o efeito de ampliação da tensão no grão adjacente é maior que em materiais com grãos finos, fazendo com que, para esses últimos, haja a necessidade da aplicação de uma maior tensão externa, para causar a deformação plástica.

O aumento da resistência mecânica pela redução do tamanho de grão pode ser obtido por meio de adição de elementos de liga, processamento termomecânico (laminação controlada), processamento termomecânico seguido de resfriamento acelerado,

tratamento térmico convencional (p. ex.; normalização). Conforme PICKERING, F. B<sup>(1)</sup>, esse mecanismo é o único que além de aumentar a resistência mecânica, irá propiciar elevação na tenacidade do aço.

### **3.1.2 Endurecimento por Precipitação**

Para o endurecimento por precipitação ocorrer é necessário que a segunda fase seja solúvel em temperatura elevada, mas que diminua a sua solubilidade com o decréscimo da temperatura, diferentemente do endurecimento por dispersão. Esse último associa o aumento de resistência em um metal a partículas insolúveis, mesmo a altas temperaturas, finamente dispersas na matriz<sup>(1)</sup>.

Nos aços ARBL são adicionados elementos como o titânio, vanádio e nióbio que combinados com o carbono e nitrogênio formam precipitados que ajudam a promover o aumento de resistência desses aços. Geralmente esses precipitados têm tamanhos médios da ordem de nanômetros, sendo percebidos através de técnicas de microscopia eletrônica de transmissão.

De maneira geral, a efetividade dos precipitados no endurecimento do aço será função de sua fração volumétrica, do seu tamanho e de sua distribuição na matriz ferrítica, sendo que o aumento de resistência mecânica do aço estará associado a um grande número dessas partículas de pequeno tamanho e bem distribuídas na matriz.

### **3.1.3 Endurecimento por Solução Sólida**

O endurecimento por solução sólida é obtido através de átomos de soluto, que permanecem em solução numa rede. Tais elementos aumentam tanto o limite de escoamento quanto o de resistência e o efeito depende largamente da diferença de tamanho atômico entre o elemento e o ferro. As concentrações dos solutos afetam diretamente a resistência dos materiais<sup>(1)</sup>.

A solução sólida pode se dar pela substituição do ferro pelo soluto nos nós da rede cristalina, sendo denominada, nesse caso, de solução substitucional, e isto se dá para átomos de tamanho próximo ao do Fe. Já a inserção de átomos de tamanho pequeno nos interstícios entre as posições ocupadas pelo ferro, dá-se o nome de solução sólida intersticial. O campo de tensões criado pela distorção em torno dos solutos dificulta a movimentação das discordâncias e por conseqüência, aumenta a resistência mecânica na matriz metálica.

Na figura 3.1 PICKERING, F. B.<sup>(1)</sup> compara o efeito da adição de elementos como soluto, no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico. Para os aços endurecíveis por solução sólida os elementos geralmente utilizados são o fósforo (P), silício (Si) e manganês (Mn), face às suas elevadas taxas de aumento do limite de escoamento de aços de baixo carbono.

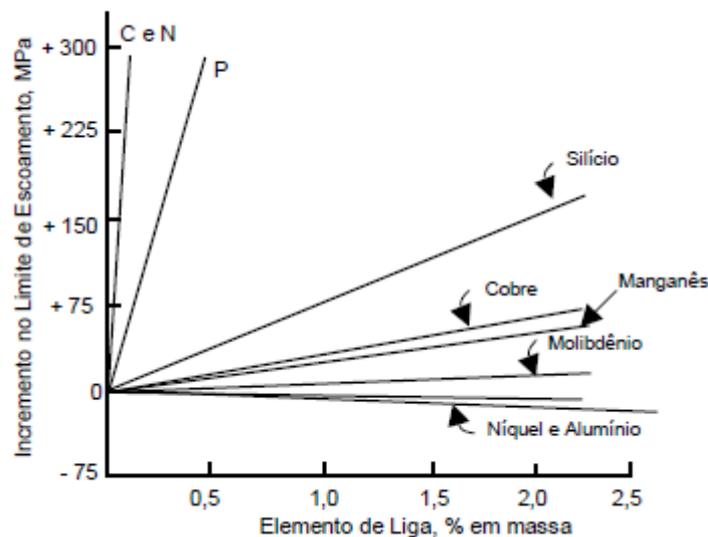


Figura 3.1 - Efeito da adição de solutos no limite de escoamento de aço carbono ferrítico.<sup>(1)</sup>

### 3.1.4 Endurecimento pelo Aumento de Densidade das Deslocações

Segundo Hall-Petch, o contorno de grão, além de funcionar como barreira ao movimento de deslocações, onde são empilhadas durante a deformação, pode ser também uma fonte de geração de deslocações, podendo assim promover o aumento na

sua densidade, conforme figura 3.2. <sup>(6)</sup>



Figura 3.2 - Fotomicrografia, por microscopia eletrônica de transmissão, de um empilhamento de deslocações no contorno de grão. <sup>(6)</sup>

A tensão necessária para manter um material deformado plasticamente é denominado tensão de fluxo,  $\sigma_f$ . A  $\sigma_f$  correlaciona-se com o aumento da densidade de deslocações, conforme pode ser observado na equação 3.2 <sup>(5)</sup>:

$$\sigma_f = \sigma_o + K\sqrt{\rho} \quad (3.2)$$

Onde  $\sigma_f$ , é tensão de fluxo,  $\sigma_o$  é a tensão de fluxo relacionada a outros mecanismos de endurecimento, K é uma constante dependente do módulo de cisalhamento e do vetor de Burgers e  $\rho$  é a densidade de deslocações.

### 3.1.5 Endurecimento pelo efeito das transformações de fases

Nos aços, este efeito está relacionado com a transformação da austenita, no resfriamento mais estável termodinamicamente a altas temperaturas, para outras fases, mais estáveis a baixas temperaturas. Como regra, quanto mais baixa for a temperatura de

transformação, maior será o efeito endurecedor, ou seja, quanto mais baixa for a temperatura de transformação, mais finos serão os grãos da fase produto, maior será a densidade de discordâncias, maior será a tendência de retenção dos solutos em solução supersaturada, levando a um aumento da resistência mecânica por solução sólida, mais fina é a dispersão de precipitados.

A figura 3.3 mostra o efeito da temperatura de transformação na resistência mecânica. Os efeitos mencionados refletem os mecanismos de endurecimento por solução sólida, refino de grão e precipitação que, por sua vez, estão relacionados a fatores termodinâmicos e cinéticos das transformações de fases. A temperatura de transformação é, portanto, uma variável muito importante.<sup>(1)</sup>

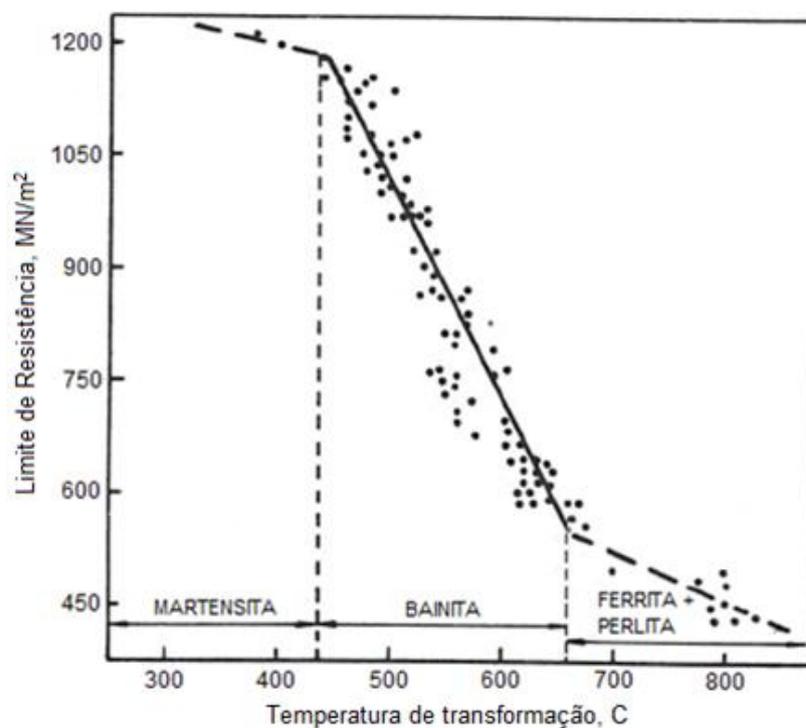


Figura 3.3 – Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrítico-perlíticas e bainíticas.<sup>(1)</sup>

### 3.2. Efeitos dos Elementos de Liga nos Aços para Rodas

A distribuição dos elementos de liga nos aços dependerá de sua tendência inerente de participar de uma solução sólida ou de formar um composto intermediário, uma fase intermediária ou mesmo uma inclusão metálica. <sup>(7)</sup>

Os elementos de liga exercem um papel fundamental na temperatura de transformação e por conseqüência, nas propriedades mecânicas dos aços. A escolha destes elementos é função das propriedades desejadas e do custo de fabricação.

De maneira geral, pode-se listar os seguintes efeitos dos elementos químicos mais usados em aços laminados a quente para aplicação em rodas automotivas:

Carbono (C) – O carbono é o principal elemento usado no endurecimento dos aços, atuando de várias formas. Nos aços dual phase, ele atua como controlador de volume de fase martensítica, e portanto a sua resistência mecânica. Considerando-se um dado aumento no teor de C, o aumento da resistência mecânica no aço bifásico é cerca de quatro vezes superior ao verificado em aço ferrítico-perlítico convencional. O aumento do teor de C promove maior aumento da quantidade de martensita do que o de perlita nos aços convencionais; além disso, a martensita é mais dura que a perlita. Ademais, acredita-se que teores deste elemento acima de 0,07% reduzem a “janela de bobinamento”.<sup>(19)</sup> Conforme MEYER<sup>(2)</sup>, o carbono tem grande influência na temperatura de transformação. Apesar disto, de uma forma geral, busca-se o menor valor possível, dentro das faixas de resistência a serem obtidas, visando melhor soldabilidade, melhor tenacidade e ductilidade e diminuição da segregação deste soluto em materiais produzidos em lingotamento contínuo.

Manganês (Mn) – A redução do teor de Mn reduz a temperabilidade do aço, favorecendo a formação de ferrita poligonal. Segundo GORNI <sup>(19)</sup>, seu teor pode ser ajustado conforme as condições operacionais do laminador em uso. O Mn, em quantidades de 1 a 1,5% em peso, é adicionado para garantir suficiente temperabilidade de tal maneira que a martensita possa ser formada após rápido resfriamento. Conforme MEYER, <sup>(2)</sup> a principal função da adição do manganês nestes aços é aumentar a

temperabilidade bainítica. Porém, da mesma forma que o carbono, tem o efeito indesejável de aumentar a segregação central em materiais produzidos por lingotamento contínuo e formação de bandejamento microestrutural. Por isso, devem ser tomados cuidados termomecânicos no processo para minimizar esta ocorrência. Seu efeito na diminuição da temperatura de transformação resulta no refinamento de microestrutura e assim é esperada uma melhoria na tenacidade.

Silício (Si) – Foi verificado que há um teor máximo deste elemento que promove um máximo na extensão da “janela de bobinamento”. Teores acima de 1,5% promovem efeito inverso de temperabilidade acelerando as reações ferrítica e perlítica, essa última em menor grau, o que restringe a “janela de bobinamento”. Verificou-se também expansão do campo bainítico dos diagramas TRC. Além disso, o Si contribuiu para o aumento do coeficiente de encruamento  $n$ , pois o Si solubilizado na ferrita restringe a movimentação dos sistemas de escorregamento das discordâncias <sup>(19)</sup>. Conforme MEYER <sup>(2)</sup>, o silício, por retardar a formação de carbonetos e estabilizar a austenita retida, tem sido usado em grandes adições (2% em peso) em aços bainíticos de médio teor de carbono com o objetivo de melhorar a tenacidade.

Cromo (Cr) – O cromo afeta muito pouco a “janela de bobinamento”. Entretanto, ele tem papel fundamental para o aumento da estabilidade (ou temperabilidade) da austenita remanescente no decorrer do resfriamento da bobina.

Fósforo (P) – Esse elemento aumenta a resistência por solução sólida e facilita a formação de ferrita durante o resfriamento de aços dual phase. Devido aos problemas oriundos da segregação do fósforo em materiais produzidos em lingotamento contínuo, recomenda-se o controle do seu teor objetivando valores inferiores a 0,015% em peso.  
(2)

Enxofre (S) – Além do fósforo, o enxofre deve ter sua quantidade controlada devido a seu efeito negativo nas propriedades de tenacidade e ductilidade dos aços. Deve-se adicionar cálcio quando da produção em escala industrial, visando o controle da morfologia das inclusões deste elemento pela globulização das mesmas, como resultado

da formação de um sulfeto de maior ponto de fusão e menor plasticidade às temperaturas de laminação. Evitando-se assim o seu alongamento e alinhamento quando deste processo. <sup>(2)</sup>

Titânio (Ti) – O Titânio forma carbonitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento do grão austenítico na etapa de reaquecimento. Além disso, ele pode formar precipitados durante a laminação, que resultam em granulação ainda mais fina da austenita e aumento adicional da resistência, sem perda de tenacidade. <sup>(2)</sup>;

Nióbio (Nb) – O Nióbio possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização na laminação a quente. Possui efeito retardador na recuperação e na recristalização da austenita, inibindo o crescimento de grão caso esteja recristalizada. Esse efeito é obtido pelo ancoramento das deslocações, dos contornos de grãos e subgrãos, levando ao “panquecamento” da microestrutura, caracterizada por grãos alongados, bandas de deformação e subgrãos. Dessa forma, obtém-se refino de grão ferrítico após a transformação de fase. Devido a isso, a atuação do Nb é de fundamental importância para o estabelecimento de uma adequada  $T_{nr}$  para a execução da laminação controlada <sup>(2)</sup>;

Conforme PICKERING, F. B. <sup>(1)</sup>, a efetividade do endurecimento por precipitação usando elementos de ligas como Nb e Ti depende da solubilidade desses elementos na austenita, que controla o quanto pode ser dissolvido e está disponível para a precipitação.

Algumas partículas não dissolvidas refinam o grão da austenita e assim, em transformação, geram um tamanho de grão fino de ferrita. Estas partículas não provocam endurecimento. No resfriamento, partículas dissolvidas de Nb(CN), precipitam na interface austenita ferrita, produzindo linhas de precipitados finos, que causam endurecimento.

Aços ao Nb podem endurecer se aquecidos em altas temperaturas de austenização, em que mais NbC é dissolvido, mas também deixam os precipitados mais grosseiros, de modo que o refinamento de grão não é mais conseguido.

A taxa de resfriamento também afeta a intensidade do endurecimento por precipitação, conforme mostrado na figura 3.4.

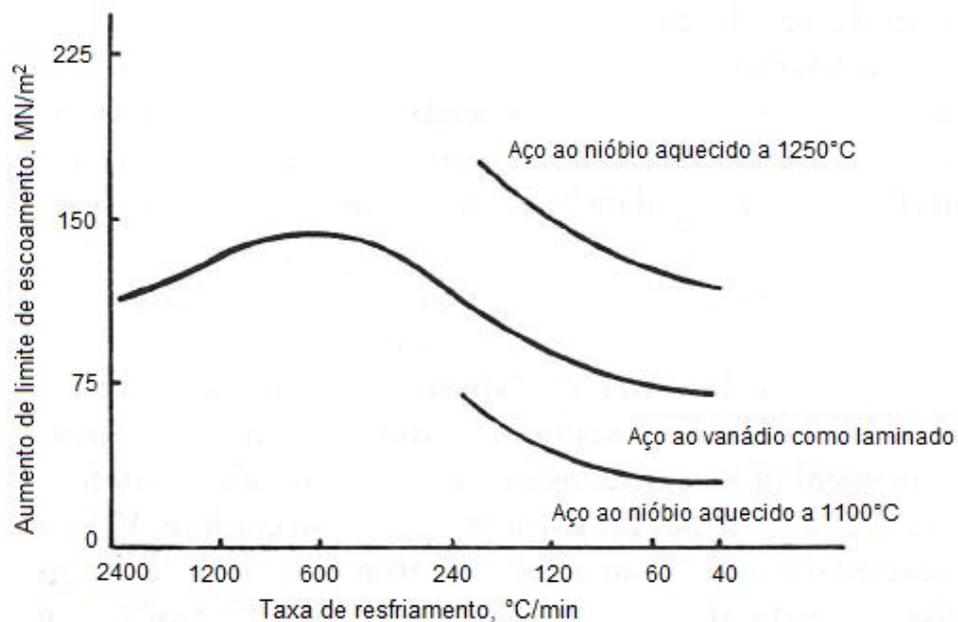


Figura 3.4 - Efeito da taxa de resfriamento no endurecimento devido a precipitados de carbonetos em aços ao nióbio e vanádio. <sup>(1)</sup>

Outra relação que deve ser observada é a do Ti:N. Átomos de N livres no aço introduzem o endurecimento por solução sólida. Entretanto, a adição de Ti leva a formação de TiN, que contribui para o refino de grão austenítico durante o reaquecimento de placas e conseqüentemente a redução do grão ferrítico após a transformação. Efeito contrário acontece quando o teor de Ti é maior que a razão Ti/N ótima de (3,42 em massa), quando grandes partículas de TiN são formadas e a restrição do crescimento do grão da austenita é reduzida. Um terceiro efeito acontece com um teor ainda maior de Ti, quando o limite de escoamento do aço é elevado. Este efeito é proporcionado pelo endurecimento por precipitação do TiC, em temperaturas mais baixas. <sup>(3)</sup>

### 3.3. Influência do processamento nas propriedades mecânicas e microestrutura

Os parâmetros de processamento dos aços, temperatura de reaquecimento de placa, de acabamento, de bobinamento, grau de deformação, taxa de resfriamento, dentre outras, comumente afetam as propriedades mecânicas em tração dos aços. PANIGRAHI <sup>(4)</sup>

Tipicamente, os passes iniciais de laminação são conduzidos em uma temperatura relativamente alta, logo abaixo da temperatura de reaquecimento de placas. Nesta temperatura, cada passe de deformação é usualmente seguido de uma rápida recristalização e um crescimento de grão. Para refinar o tamanho de grão inicial da austenita têm sido utilizados inibidores de crescimento, tais como, TiN, sendo esta uma estratégia efetiva para prevenir a necessidade de utilização de baixas temperaturas de laminação. COHEN, M., HANSEN, S. S. <sup>(5)</sup>

Tamanhos de grãos ainda mais finos são alcançados através de adição de outros elementos de liga que, com a seqüência de laminação, retardam substancialmente a recristalização da austenita durante os últimos passes, desenvolvendo assim uma morfologia de grão não recristalizados, conhecida como “panquecada”. Com a morfologia panquecada, a espessura do grão da austenita é um parâmetro que efetivamente influencia o tamanho de grão da ferrita. <sup>(5)</sup>

A morfologia da austenita condicionada e a temperatura de transformação, que dependem dos elementos microligantes contidos, da deformação na laminação e da taxa de resfriamento, determinam o tamanho de grão e as propriedades mecânicas finais. <sup>(5)</sup>

A figura 3.5 mostra a relação entre a espessura do grão austenítico e o tamanho de grão ferrítico formado na subsequente transformação. Os grãos da ferrita são nucleados nos contornos de grão da austenita e nas bandas de deformação. Alguns destes grãos crescem para o interior dos grãos panquecados da austenita, enquanto muitos deles permanecem finos. Aumentando a taxa de nucleação ferrítica e diminuindo sua taxa de crescimento, é possível atingir um tamanho de grão fino. Estes efeitos são geralmente conseguidos pela adição de ligas ou resfriamento controlado.

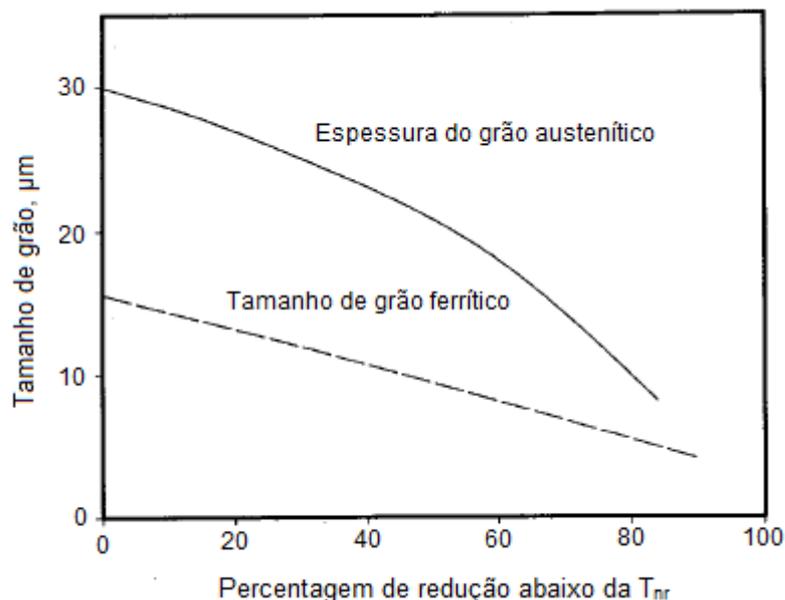


Figura 3.5 - Relação entre a espessura do grão austenítico e o tamanho de grão ferrítico formado na transformação subsequente, em função da deformação abaixo da  $T_{nr}$ .<sup>(5)</sup>

Para se conhecer os produtos da transformação da austenita em função da composição química e da taxa de resfriamento (TR) aplicada, considerando diversas curvas de resfriamento contínuo, são elaborados diagramas de transformação de fases em resfriamento contínuo (TRC ou CCT), através de ensaios dilatométricos.

A figura 3.6 apresenta um diagrama para um aço ARBL da classe 700 MPa de LE, similar ao utilizado no presente estudo. O diagrama mostra que para resfriamentos com taxas usuais na laminação industrial de tiras a quente, entre  $2^{\circ}\text{C/s}$  e  $100^{\circ}\text{C/s}$ , aplicados a partir de  $910^{\circ}\text{C}$ , o aço teria microestrutura formada por ferrita, perlita, bainita e martensita, com uma dureza crescendo desde cerca de 200 HV até 300 HV com o aumento da taxa de resfriamento.

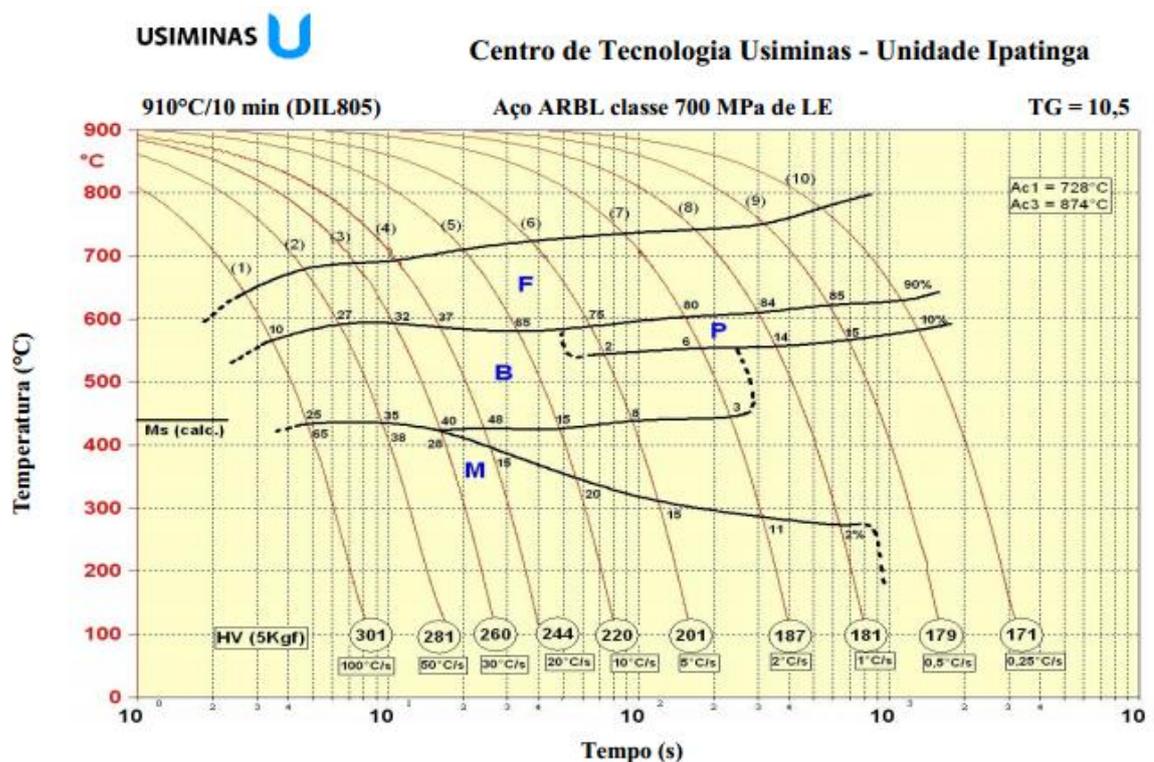


Figura 3.6 - Diagrama CCT de um aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento mínimo, similar ao usado neste estudo.

Para a obtenção das propriedades mecânicas especificadas para um determinado aço é necessário o controle de alguns parâmetros de laminação, como as temperaturas de reaquecimento de placas, de acabamento e de bobinamento. A seguir serão descritos os efeitos de cada parâmetro na resistência dos aços para rodas.

### 3.3.1 Temperatura de Reaquecimento de Placa

O processo de reaquecimento de placas tem como objetivo obter uma temperatura suficientemente alta para dissolver carbonetos, nitretos ou carbonitretos, que serão precipitados posteriormente durante a deformação a quente na fase austenítica. Dessa forma, o tamanho de grão da austenita pode ser refinado durante a deformação a quente, produzindo o tamanho de grão ferrítico desejável após a transformação. <sup>(6)</sup>

Os fenômenos observados durante o reaquecimento de placas são o aumento do C livre, a dissolução da cementita, a transformação da ferrita em austenita, o crescimento e coalescimento de grãos e a dissolução de precipitados.

Durante o reaquecimento de placas, precipitados finos e dispersos atuam no aprisionamento dos contornos de grão da austenita, prevenindo o crescimento do grão. Contudo, a utilização de uma temperatura muito alta e ou de um período de reaquecimento muito longo proporciona a redução deste efeito, ocasionando grãos grosseiros. Para prevenir o crescimento de grão em altas temperaturas é necessária a utilização de compostos mais estáveis, tais como o TiN, previamente precipitados no lingotamento contínuo. <sup>(6)</sup>

Um exemplo do efeito da adição de Ti ou Nb em um aço ARBL sobre a estabilidade dos grãos austeníticos durante o reaquecimento está ilustrado na figura 3.7. Após 1 hora a 1250°C, os grãos austeníticos do aço com Ti dobram de tamanho, passando de 50µm para 100µm de diâmetro. No aço com Nb, esse aumento é de quase 5 vezes, enquanto no aço sem microligantes os grãos aumentam quase 7 vezes.

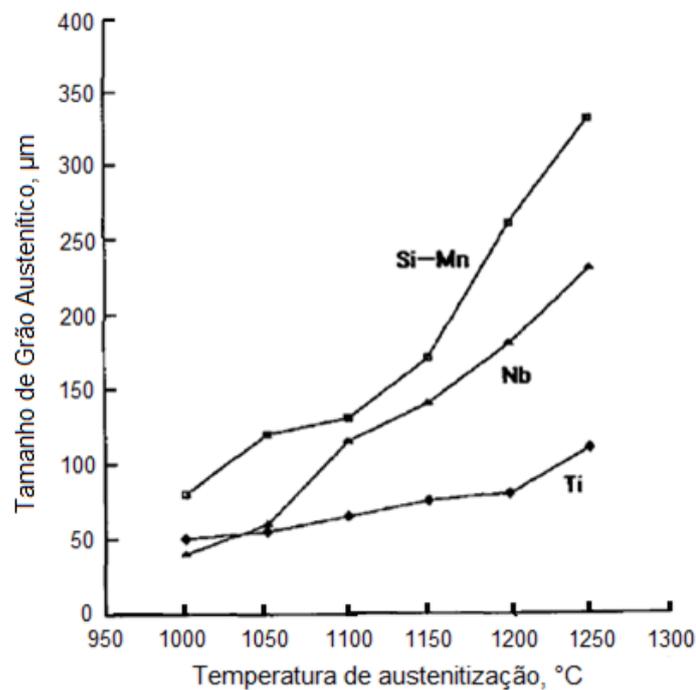


Figura 3.7 - Comportamento do tamanho de grão austenítico de aços ARBL após 1 hora em diferentes temperaturas de austenitização. <sup>(5)</sup>

Os precipitados de TiN são compostos que controlam o crescimento de grão no pré-aquecimento e evitam o crescimento excessivo de grãos recristalizados na região de desbaste. Os precipitados finos de Nb que se formam após a deformação da austenita,

na região do desbaste, podem retardar a recristalização da austenita a baixas temperaturas na região de não recristalização. Finalmente, a ocorrência de precipitados finos de Nb, ou Ti na transformação da austenita para a ferrita aumenta a resistência do material à temperatura ambiente. <sup>(7)</sup>

No processo de reaquecimento de um aço microligado, os elementos de liga estão distribuídos tanto em solução sólida na matriz austenítica quanto na forma de precipitados. A temperatura de reaquecimento será então uma função da temperatura de solubilização dos precipitados presentes no aço. Na tabela III.1 podem ser vistas algumas equações de produto de solubilidade para os principais precipitados presentes em aços ARBL.

Tabela III.1 - Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados comuns em aços ARBL. <sup>(7)</sup> Os precipitados são solubilizados na seguinte seqüência TiC, NbC, NbN, Nb(C,N) e TiN.

Precipitado	Produto solubilidade
NbC	$\text{Log}[\text{Nb}][\text{C}]^{0,87} = 3,40 - 7920/T$
NbN	$\text{Log}[\text{Nb}][\text{N}] = 2,80 - 8500/T$
Nb(C,N)	$\text{Log}[\text{Nb}][\text{C} + 12/14\text{N}] = 2,26 - 6770/T$
TiN	$\text{Log}[\text{Ti}][\text{N}] = 3,82 - 15020/T$
TiC	$\text{Log}[\text{Ti}][\text{C}] = 2,75 - 7000/T$

O Mn, que é um elemento gamagêneo, diminui a atividade do carbono na austenita, retardando assim, a cinética de precipitação de carbonitretos nessa fase e aumentando a quantidade de Nb em solução sólida durante a laminação. Efeito contrário é exercido pelo Si, elemento alfa-gêneo, que aumenta a atividade do carbono na austenita, acelerando a precipitação de carbonitretos nessa fase e conseqüentemente diminuindo a quantidade de Nb em solução sólida na austenita. SCHIAVO. <sup>(8)</sup>

Conforme AVELAR JÚNIOR, A. M <sup>(23)</sup>, utilizando as equações do produto de solubilidade de alguns precipitados possíveis de serem encontrados no aço ARBL, apresentadas na tabela III.1, e a composição química do aço utilizado, verificou-se que

os precipitados de Nb(C,N) não deviam estar totalmente dissolvidos nas temperaturas de reaquecimento utilizadas (aproximadamente 1200 e 1240°C). Os precipitados de TiN, por sua vez, não são dissolvidos no processo de reaquecimento de placas, mas somente no aço líquido. Todos os demais precipitados que poderiam estar presentes no aço avaliado devem ter se dissolvido nas temperaturas de reaquecimento utilizadas.

PATEL ET AL. <sup>(9)</sup> evidenciaram o efeito da temperatura de reaquecimento de placa no limite de resistência de um aço microligado ao nióbio, laminado a quente, quando submetido as temperaturas de 1150°C e 1250°C, em diversas condições de acabamento. Os resultados indicaram que, para todas as temperaturas de acabamento, o limite de resistência era sempre maior para a temperatura de reaquecimento mais alta, conforme mostrado na figura 3.8. Nota-se que indiferentemente da condição de acabamento, os maiores valores de limite de resistência foram associados à maior temperatura de reaquecimento. Esse resultado é função da maior dissolução de precipitados e conseqüente reprecipitação de forma mais fina e mais bem distribuída na matriz ferrítica.

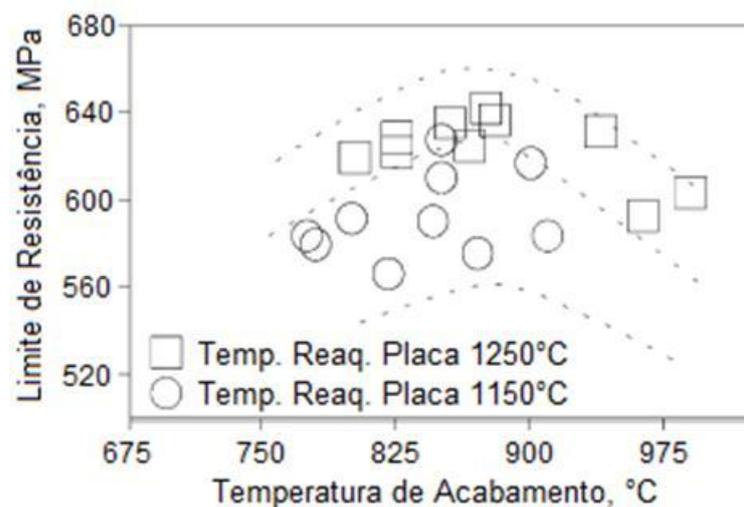


Figura 3.8 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas e de acabamento no limite de resistência do aço 0,07%C - 1,36%Mn - 0,06%Nb. <sup>(9)</sup>

AVELAR JÚNIOR, A. M <sup>(23)</sup> observou que, a condição de ensaio com temperatura e tempo de reaquecimento mais altos, apresentou limites de escoamento e de resistência mais elevados, como se vê na figura 3.9, para qualquer temperatura de acabamento

utilizada. Como a quantidade de precipitados dissolvidos foi mais elevada para essa condição, o potencial de endurecimento por precipitação durante a laminação, e principalmente durante a transformação da austenita para a ferrita, também aumentou, resultando nos valores elevados de LE e LR, com uma pequena redução do alongamento total.

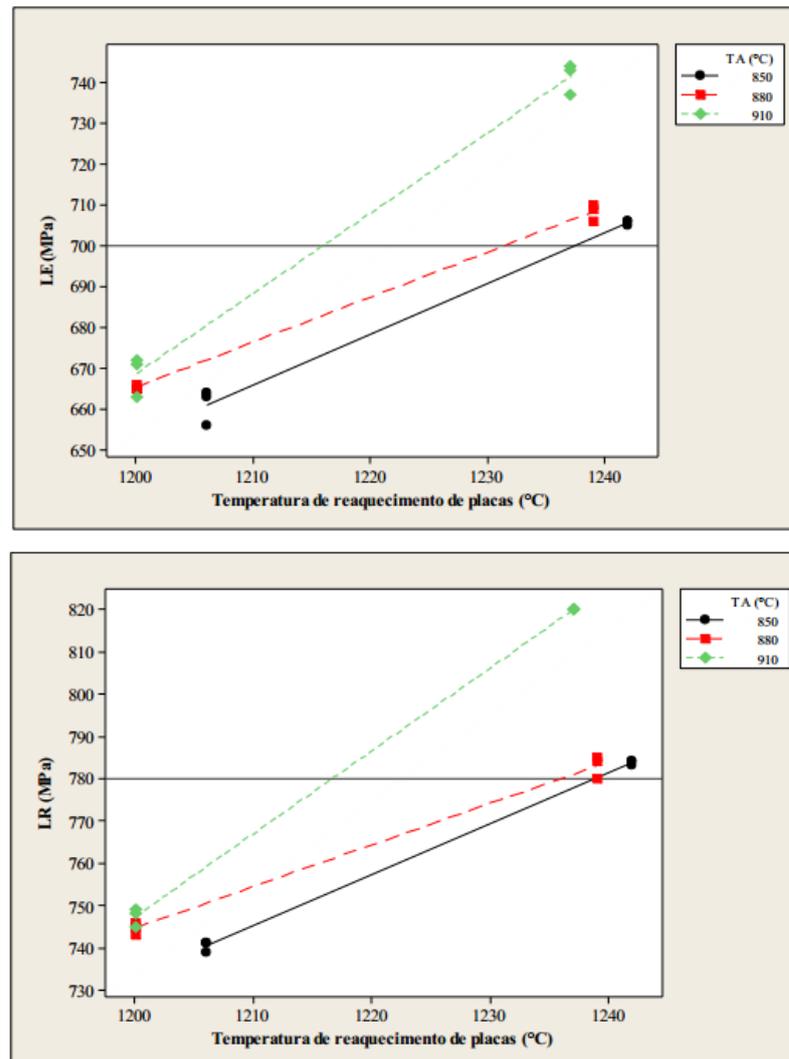


Figura 3.9- Efeito da temperatura de rea aquecimento de placas nos limites de escoamento (LE) e resist ̄ncia (LR) do a ̄o estudado, em fun ̄o da temperatura de acabamento <sup>(23)</sup>.

A utiliza ̄o da temperatura de rea aquecimento de placas mais alta levou ̄ forma ̄o de gr ̄os ferr ̄ticos e segunda fase mais refinadas e distribu ̄dos de forma mais homog ̄nea, sem bandeamento, com tend ̄ncia de forma ̄o de bainita em substitui ̄o ̄ perlita. <sup>(23)</sup>

Cabe salientar que, outro fator que pode aumentar o limite de resistência é um maior tempo de reaquecimento, que é diretamente proporcional à quantidade de precipitados, gerando maior quantidade de precipitados mais finos durante a laminação, que atuarão no atraso da recristalização e do crescimento de grãos.

### 3.3.2 Temperatura de acabamento

A temperatura do aço na saída do laminador acabador é chamada de temperatura de Acabamento (TA). Ela irá influenciar o tamanho de grão ferrítico, a precipitação e portanto as propriedades mecânicas finais dos aços ARBL. Dependendo da composição química e das propriedades requeridas, a temperatura de acabamento poderá ser: <sup>(4)</sup>

- acima da temperatura de não recristalização da austenita ( $T_{nr}$ );
- em torno da  $T_{nr}$ ;
- abaixo da  $T_{nr}$ , porém acima da transformação da austenita ( $A_3$ );
- abaixo da  $A_3$ , porém acima da transformação da ferrita ( $A_1$ ) e;
- abaixo de  $A_1$ .

Os aços ARBL são usualmente processados em linhas de tiras a quente, com a temperatura de acabamento acima da  $A_3$ , visando que todo o aço esteja na fase austenítica durante a deformação no laminador acabador. Isso favorece a ocorrência do fenômeno de precipitação com maior incidência na fase ferrítica. <sup>(4)</sup> Porém, quando a temperatura de acabamento fica muito acima da  $A_3$  poderá ocorrer o crescimento excessivo do grão austenítico, comprometendo as propriedades mecânicas finais. <sup>(2)</sup>

De maneira geral, houve um aumento dos limites de escoamento e de resistência com o aumento da temperatura de acabamento, independente da temperatura de reaquecimento de placas. Esse resultado já era esperado, pois o aumento da temperatura de acabamento leva à formação de grãos austeníticos maiores, com maior temperabilidade. Isto pode contribuir para o aumento da fração volumétrica de constituintes mais duros que a ferrita, tais como a bainita e a martensita. Já a utilização de temperaturas de acabamento

mais baixas leva ao aumento da deformação residual após a laminação, que acelera o processo de nucleação da ferrita, pela presença acentuada de sítios favoráveis. Não foi observado efeito da variação na temperatura de acabamento sobre o alongamento total,<sup>(23)</sup>

PATEL ET AL.<sup>(9)</sup> mostram que a redução da temperatura de acabamento resulta no decréscimo do limite de resistência, fato comprovado em temperaturas de acabamento acima da temperatura  $A_3$ . Esta relação foi mostrada para a temperatura de reaquecimento de placas  $1230^{\circ}\text{C}$ , com uma faixa de temperatura de acabamento de  $940$  a  $740^{\circ}\text{C}$ , conforme se vê na figura 3.10.

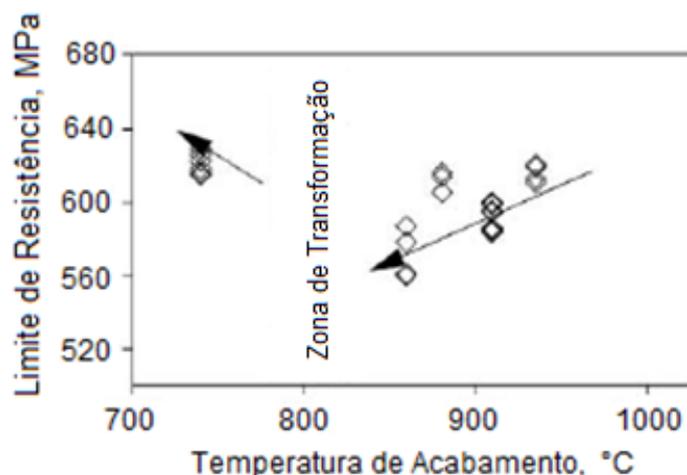


Figura 3.10 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência do aço  $0,07\%C - 1,36\%Mn - 0,06\%Nb$  usando uma temperatura de reaquecimento de placas  $1230^{\circ}\text{C}$ .<sup>(9)</sup>

### 3.3.3 Temperatura de bobinamento

Outro parâmetro que pode afetar a resistência mecânica de um aço ARBL, durante a laminação a quente é a temperatura de bobinamento (TB), que irá influenciar o tamanho e a morfologia dos grãos da ferrita, da perlita e na morfologia dos precipitados.<sup>(4)</sup> Na figura 3.11, estão mostradas as diferenças de morfologia na estrutura de um aço submetido a condições de temperaturas de bobinamento consideradas alta e baixa.

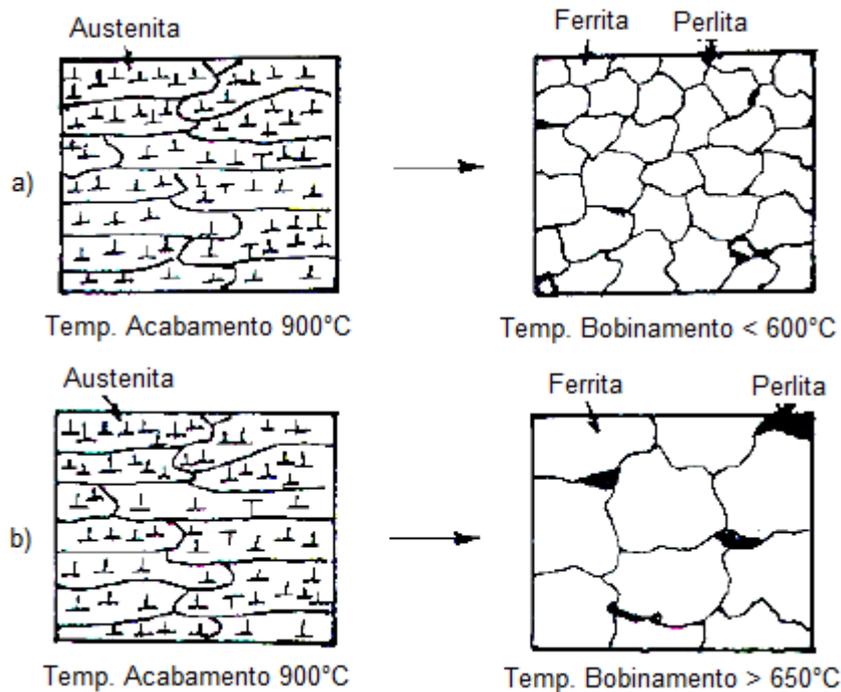


Figura 3.11 - Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura de um aço microligado ao nióbio, bobinado a) a baixa temperatura e b) a alta temperatura. <sup>(4)</sup>

A utilização de uma baixa temperatura de bobinamento, entre 550 a 650°C, tem como objetivo evitar a formação de uma microestrutura de grãos mistos ao final do bobinamento.

Na bobinadeira, a ferrita nucleia-se a partir dos contornos de grãos e no interior da austenita, levando à formação de uma ferrita com grãos finos e equiaxiais, com a presença de cementita mais fina em seus contornos de grão. A temperatura de bobinamento baixa é obtida através de uma taxa de resfriamento relativamente alta. Essa alta taxa de resfriamento proporciona uma redução da temperatura  $A_1$ , gerando produtos com menor tamanho de grão, o que garante maior resistência no material. <sup>(10)</sup> Quanto maior a taxa de resfriamento, menor será a fração de ferrita transformada.

Em temperaturas de bobinamento acima da  $A_1$ , há um enriquecimento de carbono na austenita devido à maior solubilidade desse elemento nesta fase. Com isso, precipitados grosseiros de cementita (e/ou perlita) podem aparecer nos contornos de grãos ferríticos

e devido a esse constituinte ser frágil, ocorre uma redução da resistência mecânica do material em tração.<sup>(4)</sup>

O limite de escoamento de alguns aços ARBL também é reduzido com o aumento da temperatura de bobinamento. Este efeito é devido ao decréscimo do endurecimento por precipitação, como resultado dos precipitados de carbonitreto de Nb tornarem-se grosseiros em altas temperaturas. Em aços com elevadas adições de Mn, este efeito é ainda mais pronunciado, levando a um grão ferrítico grosseiro. A figura 3.12 mostra o efeito da temperatura de bobinamento na variação do LE, para aços contendo Nb, com diferentes concentrações de Mn. Para níveis de Mn < 1,0%, observa-se um ligeiro decréscimo no limite de escoamento causado pelo aumento da temperatura de bobinamento, principalmente acima de 620°C. Para níveis Mn > 1,0%, a queda foi mais pronunciada e atribuída não só ao decréscimo do efeito do endurecimento por precipitação, bem como ao aumento de tamanho do grão ferrítico.<sup>(11)</sup>

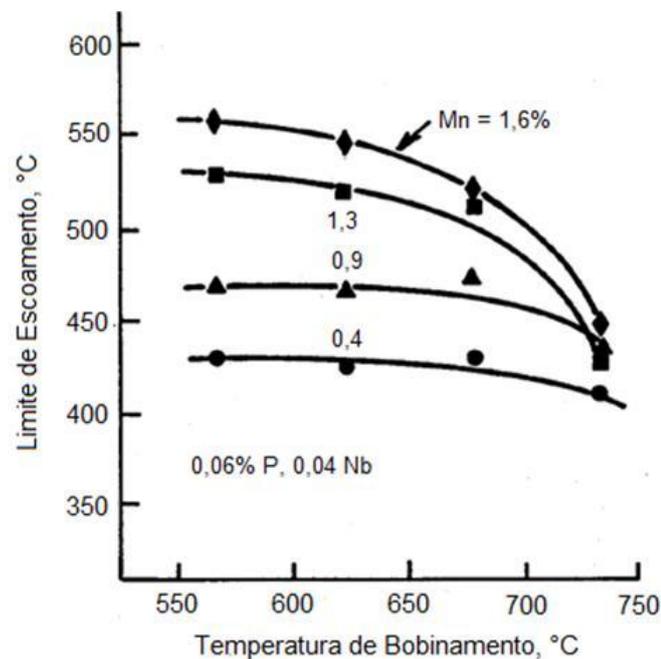


Figura 3.12 - Influência da temperatura de bobinamento em um aço laminado a quente microligado ao nióbio com vários níveis de Mn.<sup>(11)</sup>

Temperaturas de bobinamento mais baixas também resultam em uma microestrutura mais refinada, ou até na obtenção de microestrutura composta por constituintes aciculares, como bainita ou ferrita acicular. <sup>(8)</sup>

Segundo diversos autores, o principal parâmetro de processo na laminação de tiras a quente dos aços bifásicos ferrita-martensita (Dual Phase) é a temperatura de bobinamento. Ela deve estar abaixo de 600 °C, para que se evite a formação de perlita na microestrutura, garantindo assim o escoamento contínuo do material. <sup>(9)</sup>

### 3.4. Fabricação de Rodas Automotivas

A roda automotiva de aço é geralmente constituída por dois componentes, aro e disco (Fig. 3.13), produzidos através de processos distintos, e depois unidos por soldagem a arco voltáico. O processamento dos dois componentes é iniciado em “blanks”, originados de bobinas de aço que são cortadas em rolos menores (“slitters”), com dimensões dependentes da largura da peça a ser fabricada.

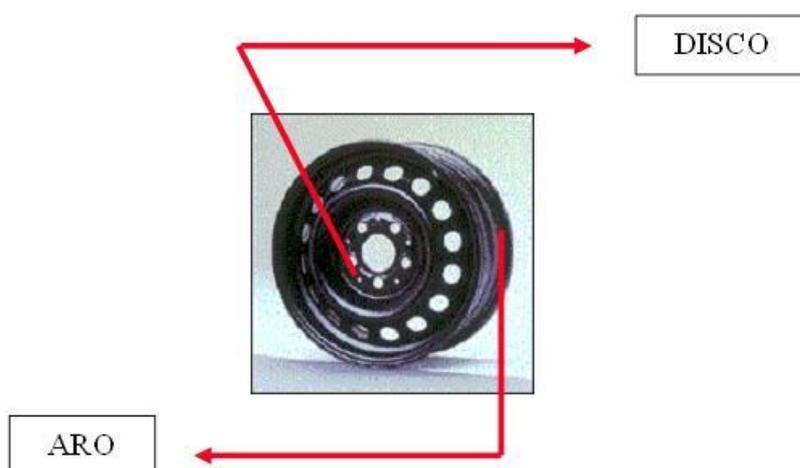


Figura 3.13 - Componentes da roda de aço.

Conforme MACHIDA<sup>(12)</sup>, (Figura 3.14), o “blank” para fabricação do disco passa por várias etapas, que incluem estampagem, furo central, furo dos parafusos, furos das janelas de ventilação e furo da válvula.

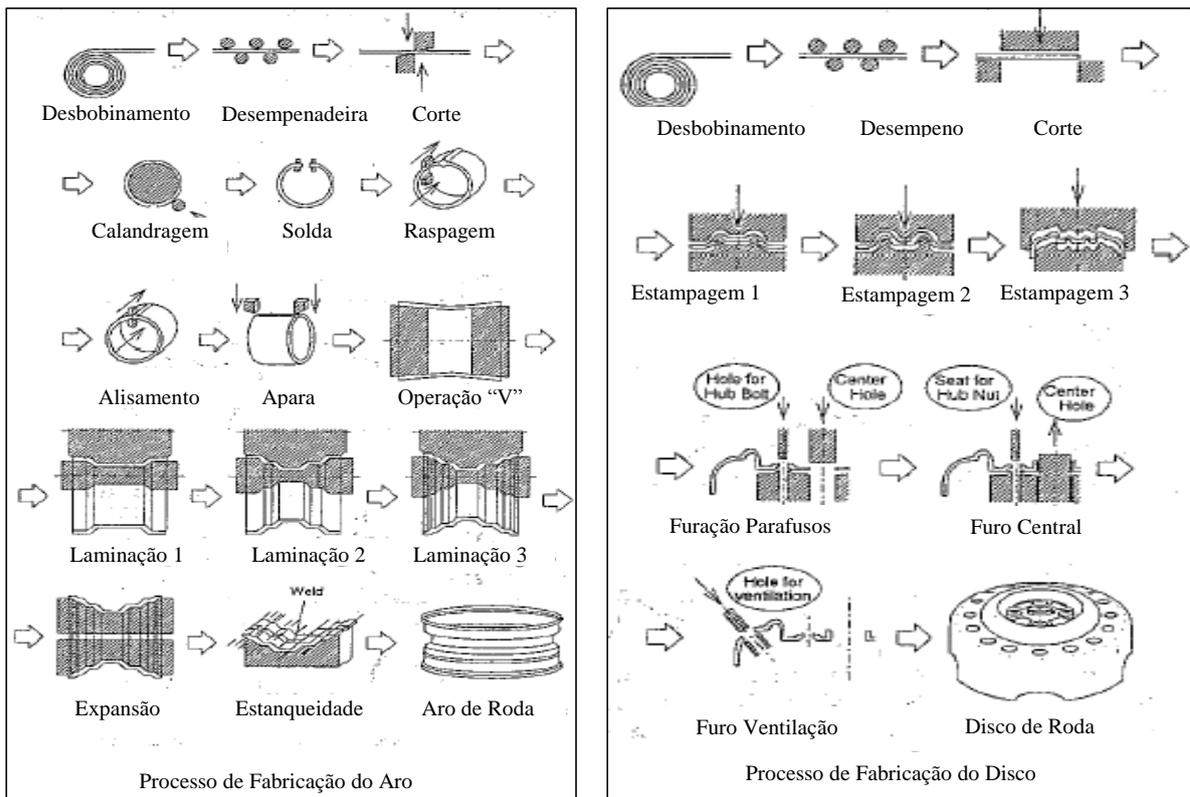


Figura 3.14 – Processo de fabricação de rodas automotivas - Aro e Disco <sup>(12)</sup>

O “blank” para fabricação do aro é calandrado, soldado, conformado (operação “V”), laminado e expandido, sendo posteriormente submetido a um teste de estanqueidade através de ar a alta pressão, visto que nos automóveis mais modernos as rodas não têm mais câmaras de ar.

O modelo do aro é definido após o tipo de pneu ter sido escolhido. Em relação ao disco, o tipo de borda externa a ser utilizada é determinado pelo modo como será fixado o aro. A zona central é definida conforme a geometria do cubo de roda a ser utilizada e o número de parafusos de fixação. <sup>(13)</sup>

A figura 3.15 apresenta as diferentes partes de uma roda de aço e o nome de algumas zonas particulares.

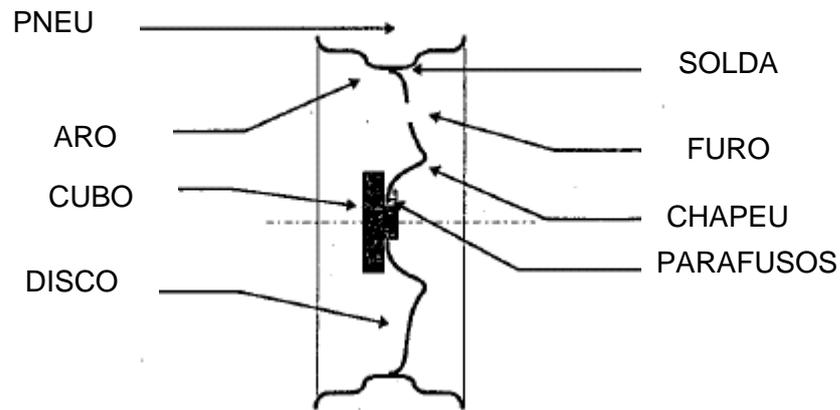


Figura 3.15 - Terminologia das partes de uma roda automotiva <sup>(14)</sup>

Conforme GRITTI, J <sup>(22)</sup>, três grandes tendências têm contribuído para tornar as rodas dos veículos mais pesadas, e as características requeridas para esses aços:

- Solicitação de rodas cada vez mais estilizadas, de aparência mais decorativa, formas mais difíceis de serem estampadas, para concorrer no mercado com as rodas de liga leve, necessitando de chapas de maior espessura, objetivando atender requisitos de fadiga.
- Utilização de pneus de secção baixa, objetivando maior estabilidade, dirigibilidade e menor consumo. Esses pneus sofrem um aumento na relação largura / altura, exigindo aros de maior diâmetro, aumentando o peso das rodas.
- Aumento do número e tamanho dos componentes dos veículos.

As tendências de se utilizar rodas mais estilizadas e de pneus de secção baixas, constituem parte integrante da evolução do sistema de rodagem, objetivando melhor dirigibilidade e segurança nos veículos.

Conforme MIZUI, M; SONEDA, S <sup>(15)</sup>, além do aspecto aparência, as rodas têm que atender a vários requisitos (descritos a seguir), porém de todas as funções requeridas numa roda, a durabilidade é a mais importante:

- Fadiga, que objetiva verificar a durabilidade dos componentes (aro e disco) e da junta soldada aro/disco;

- Impacto, que objetiva verificar a resistência do produto a colisões frontais e laterais;
- Resistência da junta soldada;
- Rigidez dos furos de fixação;
- Corrosão;
- Mínima oscilação e desbalanceamento (maior uniformidade).

A Sociedade Americana de Engenharia Automotiva e a Sociedade Japonesa de Engenharia Automotiva estabeleceram uma prática para avaliação da durabilidade das rodas. São métodos acelerados, simulando os esforços resultantes do uso das rodas em serviço. As rodas são avaliadas em bancadas e os dois métodos acelerados (Fig.3.16<sup>(15)</sup>) para avaliar a durabilidade são a fadiga rotativa do disco, que determina a resistência da roda quando carregada ciclicamente e a Fadiga radial, que determina a resistência do aro e da solda existente entre o aro e o disco.

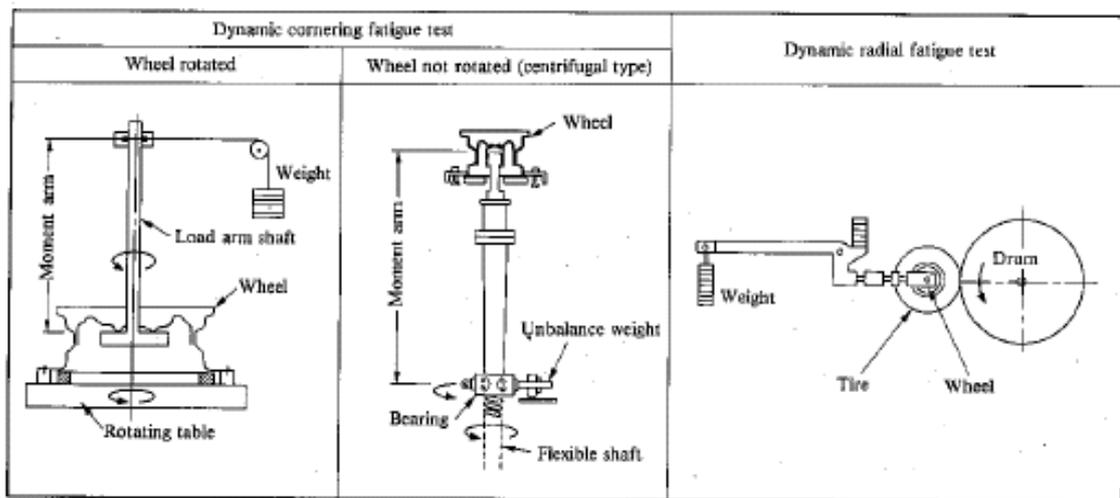


Figura 3 16 – Dispositivos para Testes de Fadiga em Rodas<sup>(15)</sup>

### 3.5. Aços para Aplicação em Rodas Automotivas

Na evolução dos aços desenvolvidos para atender aos fabricantes de rodas automotivas, processados em linha de tiras a quente, as usinas têm seguido a seguinte tendência de desenvolvimento:

1. aços microligados com alta resistência mecânica - ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga);
2. aços C-Mn com microestrutura ferrita + bainita e
3. aços “Dual Phase”, com microestrutura ferrita + martensita.

Com esses aços, atualmente são atingidas classes de limite de resistência de até 600 MPa. Mais recentemente, têm-se buscado o desenvolvimento de graus ainda mais elevados de limite de resistência, na classe de 780 MPa, com microestrutura multiconstituída.

Nestas quatro categorias, as propriedades mecânicas e microestruturas apropriadas são geralmente obtidas diretamente a partir da laminação a quente, através de tratamento termomecânico. O tratamento termomecânico dos aços ARBL é convencional, requerendo apenas um bom controle de temperatura, visando minimizar as variações de propriedades mecânicas. Porém, para as outras três categorias de aço se faz necessário um tratamento termomecânico mais sofisticado. <sup>(15)</sup>

Conforme MIZUI, M; SONEDA, S <sup>(15)</sup>, na fabricação do disco, as operações de corte dos furos, centro e janelas de ventilação são muito severas, podendo ocorrer o “efeito entalhe”, que são efeitos de imperfeições no acabamento superficial de cortes e furações, comprometendo o resultado de fadiga a partir de um certo nível de resistência. São necessários cuidados extras em aciaria, visando redução nos teores dos elementos nocivos aos aços, bem como controle da morfologia das inclusões, realizando dessulfuração e globulização de inclusões, através de refino secundário em forno panela.

Quanto ao aro, o grande problema na produção é a ocorrência de trincas na interface da solda topo (“flash butt weld”) com o metal base. As trincas são causadas por óxidos formados durante o processo de soldagem e é afetada pela percentagem em peso de alumínio contida nos aços baixo carbono.

Os elementos como carbono e silício afetam o comprimento da trinca na interface da solda topo, sendo que essas trincas são afetadas muito mais pelo silício que pelo carbono, como apresentado na Figura 3.17. <sup>(15)</sup>

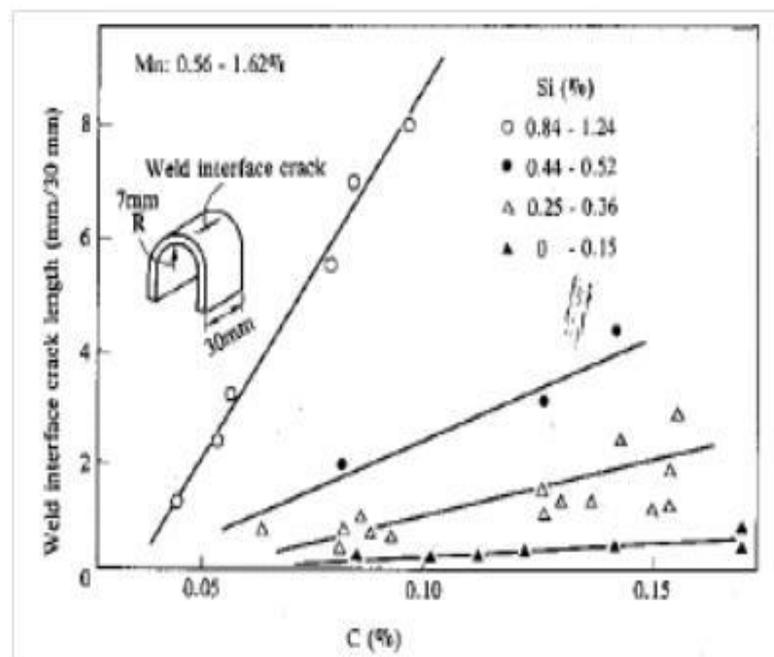


Figura 3.17 – Efeitos do C e Si nas trincas de interface da solda topo <sup>(15)</sup>

Os aços de alta resistência endurecidos por precipitação pelo nióbio e titânio, têm boa resistência ao amaciamento pelo reaquecimento durante a solda e não apresentam “empescoçamento” (redução na espessura) na zona termicamente afetada. Esse é um dos motivos pelos quais os aços endurecidos somente por transformação de fase, como o dual phase, não podem ser utilizados como aros de rodas.

### 3.5.1 – Aços C-Mn

Na década de 70, foram desenvolvidos vários graus de aços carbono-manganês endurecidos por solução sólida, com estrutura constituída de ferrita e perlita, da classe de resistência 400 MPa, a partir dos aços SAE 1006, 1008, 1010 e 1012, com alto grau de limpidez interna, para fabricação de aros e discos de rodas automotivas.

### 3.5.2 – Aços Microligados - ARBL

Conhecidos na literatura como ARBL, os aços de alta resistência e baixa liga apresentam microestrutura composta por matriz ferrítica e grãos de perlita, endurecidos através de refino de grão e precipitação de elementos microligantes. <sup>(17)</sup>

O termo microligado é empregado a qualquer tipo de aço que contenha pequenas adições de elementos microligantes como Al, B, Nb, V, Ti, sozinhos ou combinados, que irão produzir refino de grão e/ou endurecimento por precipitação por meio da formação de carbonetos e nitretos estáveis. <sup>(18)</sup>

Conforme MAGNABOSCO, R; BOTTON <sup>(18)</sup>, os aços ARBL apresentam estrutura ferrita-perlita, e por vezes utilizam micro adições de vanádio e nióbio (menos de 0,10 % de cada), aumentando a resistência mecânica mesmo com redução no teor de carbono. A elevada resistência mecânica obtida (o limite de escoamento de um ARBL com 0,06% C chega a ser de 485 MPa) advém não só do tamanho de grão por vezes reduzido (3µm, imposto por trabalho de laminação controlada) como também da presença de eficientes barreiras para a movimentação de discordâncias (carbonitretos coerentes com matriz ferrítica, precipitados nos estágios finais da laminação controlada nos aços microligados). Além disso, estes aços de alta resistência, por terem teores cada vez menores de carbono, apresentam excelente soldabilidade e tenacidade.

Em meados da década de 80 a Usiminas, atendendo às expectativas dos fabricantes de rodas automotivas, desenvolveu e padronizou a qualidade USIRW450, da classe de

resistência 500 MPa<sup>(17)</sup>. Conforme MEYER<sup>(17)</sup>, a substituição dos aços C – Mn comuns pelo ARBL, proposto pela Usiminas, permitiu uma redução de 8 % do peso em rodas.

### 3.5.3 – Aços Bainíticos

Os aços Bainíticos, da classe de resistência de 600 MPa, apresentam uma microestrutura composta de ferrita + bainita, endurecidos por transformação de fase, com endurecimento adicional por precipitação através da adição de nióbio.<sup>(14)(17)(16)</sup>

Conforme MEYER<sup>(17)</sup> são pontos fundamentais a serem conferidos, durante a produção desse grau de aço:

- Visar baixos teores de carbono, de forma a obter-se uma ductilidade adequada para a aplicação, quando se busca características químicas compatíveis com o nível de resistência desejado para o grau do aço;
- Visar teores de manganês próximos de 1,40 % em peso para conferir a temperabilidade do aço;
- Adicionar nióbio visando diminuir o carbono em solução sólida, refinar o grão austenítico pelo retardamento da recristalização durante a laminação, proporcionar o endurecimento por precipitação e para prevenir o amaciamento da zona afetada termicamente (ZTA), quando do processo de soldagem na fabricação de aros.

Quanto à laminação, MIZUI, M<sup>(15)</sup> comenta que é necessário obter um bom ajuste do resfriamento do material desde a saída do laminador acabador de tiras a quente até o bobinamento, combinando baixas temperaturas de bobinamento com estratégia de resfriamento antecipado da tira, na mesa de resfriamento.

Na década de 90, atenta às constantes exigências da indústria automotiva, a Usiminas desenvolveu e padronizou a qualidade USIRW550, grau de resistência de 600 MPa.<sup>(17)(16)</sup>

Este grau de aço apresentou ótimas características de conformação, aliadas a uma boa soldabilidade, que conferem ao produto final excelente desempenho com relação à fadiga. <sup>(16)</sup> O material foi aplicado em rodas e os resultados obtidos em juntas soldadas, mostraram o potencial para uso em aro, permitindo ainda uma maior redução do peso deste componente. O aço ferrita - bainita mostrou boa resistência à fadiga, que é uma importante característica para disco. Quando feita comparação, pode-se concluir que houve redução na espessura do disco entre 10 e 12 % quando o aço ferrita - bainita substituiu o aço C - Mn (Norma Usiminas - USIRW340) e de 5 a 8 % quando substituiu o aço ARBL (USIRW450). <sup>(17)</sup>

#### **3.5.4 – Aços “Dual Phase” - DP**

Os aços “Dual Phase” (DP) são aços da classe 700 MPa, com microestrutura composta de ferrita + martensita (matriz ferrítica com ilhas alternadas de martensita), endurecidos por transformação de fase, utilizados em aplicações onde é requerida uma combinação de alta resistência e boa conformabilidade a frio.

GORNI <sup>(19)</sup> define o aço, dizendo que a conciliação de alta resistência e boa conformabilidade foi conseguida em aços cuja microestrutura é constituída de matriz de ferrita poligonal com 15 a 20% de martensita, dispersa uniformemente e, por isso, denominado de aços bifásicos (“dual phase”), o que propicia um comportamento mecânico peculiar que tem como características principais a ausência de patamar de escoamento, limite de escoamento (LE) a 0,2% entre 300 a 380 MPa, altas taxas de encruamento ( $n=0,2$  a  $n=0,3$ ), limite de resistência (LR) entre 620 a 655 MPa, baixa relação elástica ( $LE/LR = 0,5$  a  $0,6$ ) e alongamento total superior a 26%.

O maior nível de resistência do aço “Dual Phase” está diretamente relacionado com o aumento do volume ou da resistência da fase martensítica, resistência esta que depende basicamente do teor de carbono da fase, e é determinado pelas condições do processo termomecânico e pelo teor original de carbono do aço. Além disso, a resistência do material aumenta com o aumento da resistência da ferrita ou fase matriz. Sua resistência

depende do tamanho de grão ferrítico e do endurecimento por solução sólida, provocado pelos elementos de liga <sup>(18)</sup>.

Conforme MAGNABOSCO <sup>(18)</sup>, apresentando teor de carbono próximo a 0,1%, obtém-se nestes aços limite de resistência próximo a 690 MPa, e o limite de escoamento típico é de 310 a 345 MPa. Por apresentarem baixo limite de escoamento e ainda comportamento contínuo no escoamento, podem ser conformados como os aços de baixa resistência; contudo, as peças produzidas apresentam elevada resistência mecânica devido ao seu elevado coeficiente de encruamento. Laminado a quente (espessuras entre 2,5 e 5,0 mm), esse aço é utilizado na fabricação de discos de rodas automotivas.

Uma linha de laminação a quente é composta de várias áreas distintas, como mostrado de forma esquemática na figura 3.18.

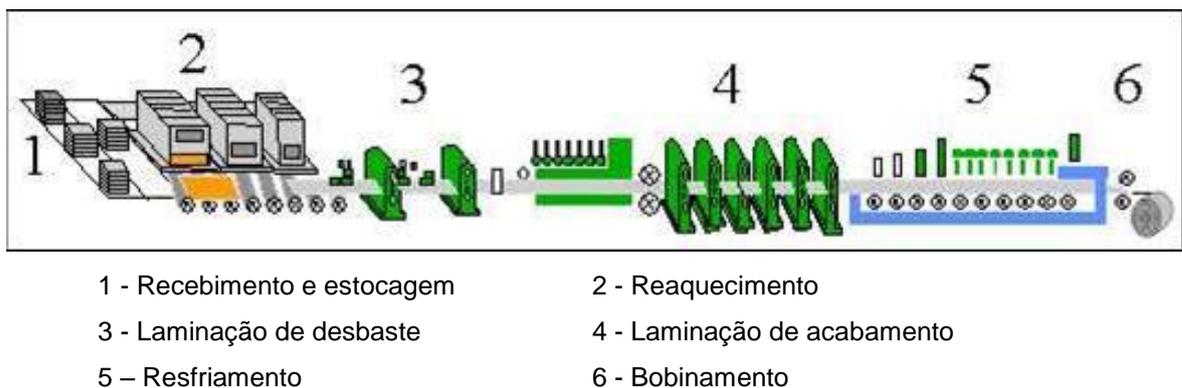


Figura 3.18 – Figura esquemática da linha de laminação a quente da Usiminas.

Para que sejam obtidas as microestruturas responsáveis pela combinação especial de resistência e conformabilidade que caracteriza os aços de resistência mais elevada para aplicação em rodas, é necessário um controle preciso do processo de fabricação, especialmente da laminação de tiras a quente.

As características peculiares da transformação desse aço decorrem de dois mecanismos fundamentais <sup>(19)</sup>:

- O primeiro deles é o bobinamento entre a aceleração da reação ferrítica, promovida pelo baixo teor de C, alta percentagem de Si e a deformação a quente, e o retardamento da reação perlítica pela presença de Mo, Mn e Cr.
- O outro é a estabilização da austenita remanescente enriquecida de C pelo Mn, Si, Cr e Mo, de modo a evitar a transformação imediata de austenita em bainita na faixa de temperatura de bobinamento (510-620°C), viabilizando a formação de martensita durante o resfriamento lento posterior.

O fenômeno de endurecimento por precipitação é bastante complexo, no caso dos aços DP, especialmente no estágio inicial. Entretanto, a alta taxa inicial de endurecimento por deformação contribui para uma boa conformabilidade desses aços quando comparados com aços ARBL. A não existência de patamar de escoamento elimina a possibilidade de formação de bandas de “Luders” e garante que uma boa superfície final seja obtida após conformação <sup>(16)</sup>.

MELO <sup>(20)</sup> comenta que, de maneira geral, o aumento da resistência é acompanhado de uma queda na ductilidade. Os aços DP, assim como os ULCB (Ultra-baixo Carbono com Estrutura Bainítica), apresentam escoamento contínuo, ao contrário dos aços ARBL e bainíticos. Outra característica do DP em relação aos outros materiais é a baixa relação elástica (LE/LR), que sugere uma boa perspectiva com respeito à conformação.

SOUZA <sup>(16)</sup> compara o aço DP (USIRW600DP) com os aços USIRW550 (bainítico) e USIRW450 (ARBL) e conclui que o aço DP apresenta o mais baixo limite de escoamento (a 0,2% de deformação) e o mais alto limite de resistência, em função da sua microestrutura ferrita-martensita. Os outros dois aços apresentam alta relação elástica (LE/LR) e, por isso mesmo, valores de n (coeficiente de encruamento) menores que o DP. A figura 3.21 apresenta exemplos típicos das curvas de tração convencionais obtidas para os materiais analisados <sup>(16)</sup>.

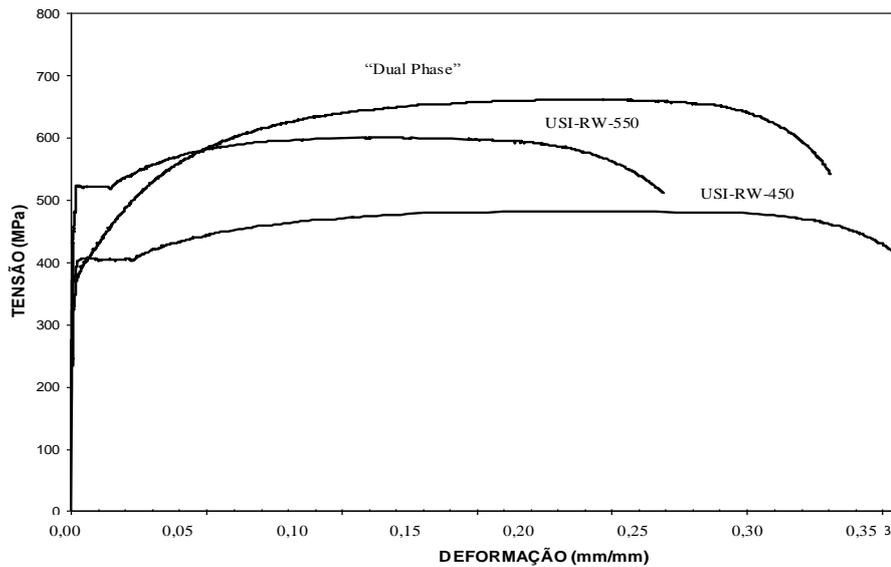


Figura.3.19 – Curvas de tração convencionais <sup>(16)</sup>

Os aços de alta resistência endurecidos por precipitação pelo nióbio e titânio, têm boa resistência ao amaciamento pelo reaquecimento durante a solda e não apresentam “empescoamento” (redução na espessura) na zona termicamente afetada - ZTA. <sup>(4)</sup> Por outro lado, aços que tenham como principal mecanismo de endurecimento a transformação de fase, como o dual phase, não podem ser utilizados para aplicação em aros de rodas, visto o reaquecimento da ZTA durante o processo de soldagem, perdendo as características da microestrutura de um aço DP nessa região.

Os aços “Dual Phase” tem recebido considerável atenção das indústrias siderúrgicas e automotivas, devido à sua boa conformabilidade associada a altos valores de resistência em peças acabadas, o que torna possível a redução de peso dos veículos através da utilização de chapas de menor espessura. Dentro deste contexto, no início de 1997, a Usiminas desenvolveu e padronizou a qualidade USIRW600DP, um aço da classe de 700 MPa de resistência, produzido como laminado a quente.

### 3.5.5 - Aços Multiconstituídos, com resistência acima de 700 MPa

A competitividade cada vez mais acirrada entre as diversas usinas siderúrgicas e também entre diferentes tipos de materiais continuam promovendo o desenvolvimento de aços que atendam a requisitos de resistência mecânica e tenacidade, cada vez mais severos. Outros aspectos igualmente desejáveis, como a supressão de tratamentos térmicos e melhor soldabilidade do produto, tornam essa evolução ainda mais complexa. Como a melhoria da soldabilidade do produto exige a minimização do teor de carbono do material, esses novos aços precisam dispor de mecanismos de endurecimento que dispensem a presença desse elemento.

A necessidade de aços de alta resistência mecânica, elevada tenacidade a baixa temperatura e boas características de soldabilidade, incentivaram o desenvolvimento da microestrutura multicostituída (ferrita poligonal, martensita, bainita e/ou constituinte MA) formada no resfriamento contínuo em aços de baixo carbono.

GORNI e MEI <sup>(21)</sup> fizeram um estudo comparativo entre aços cujos mecanismos de endurecimentos são função do seu teor de carbono (aços HY), aços endurecidos por precipitação de cobre (especificados nas normas ASTM A710 e HSLA-80) e aços com teor extra-baixo de carbono (ULCB – Ultra Low Carbon Bainite), endurecíveis pela formação de microestrutura bainítica, que forma uma subestrutura de discordâncias, e pela solução sólida de elementos de liga, visando melhoria na soldabilidade desses aços.

Nota-se que os mecanismos de endurecimento atuantes nessas duas ligas são relativamente independentes de seu teor de carbono, ao contrário do que ocorre na família HY.

GORNI e MEI <sup>(21)</sup> também comentam que um dos principais fatores que determinam a soldabilidade dos aços é o grau de imunidade que a zona termicamente afetada (ZTA) apresenta contra o trincamento a frio, tanto na forma retardada como no que ocorre abaixo do cordão de solda. De forma geral, a suscetibilidade da ZTA de um dado aço ao trincamento depende tanto da sua composição química quanto da maneira que ele foi soldado. Este relacionamento pode ser visto na figura 3.22.

Observa-se nesse gráfico que o aço de alta resistência da classe HY – 80 pode sofrer trincamento sobre quaisquer condições de soldagem. Esse diagrama ainda mostra o caminho a ser seguido para se minimizar esse problema: Reduzir ao máximo o teor de carbono do material a ser soldado, por isso, tem-se buscado desenvolver aços de baixos teores de carbono, que apresentem boa ductilidade, boa soldabilidade, que garantam sua alta resistência mecânica.

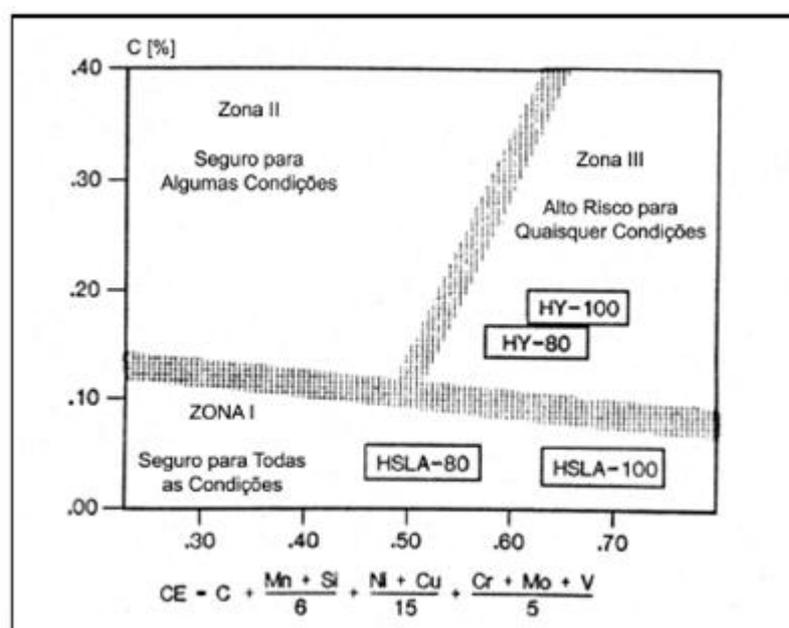


Figura 3.20 - Susceptibilidade a trinca na ZTA em função do teor de carbono, carbono equivalente e condições de soldagem <sup>(21)</sup>.

Conforme MARRON; TERACHER, para se reduzir peso e melhorar a segurança dos veículos, os fabricantes de automóveis precisam de aços conformáveis de alta resistência. Aços tais como HSLA, ferrita-bainita, “Dual Phase” ou ULCB (Ultralow-Carbon bainitic) são aços com excelentes características mecânicas e boa conformabilidade e podem ser usados satisfatoriamente quando necessário. Redução de peso nas rodas é o maior desafio, tanto para os fabricantes de rodas, quanto para os engenheiros automotivos.

MARRON; TERACHER <sup>(14)</sup> estudaram as características dos materiais para fabricação de rodas automotivas e, após fazer um comparativo entre esses materiais, observaram que a maioria dos aços propostos aos fabricantes de discos de rodas podem ser classificados em quatro categorias: HSLA, ferrita-martensita, “Dual Phase” e ULCB. Os autores, então, selecionaram um aço de cada família para seu estudo:

- Soldur 355, um aço HSLA composto de grãos finos de ferrita e perlita / cementita, endurecido por refinamento de grãos e precipitação de Nb (C,N); HR55,
- um aço C-Mn composto por uma microestrutura ferrita-bainita, com ferrita acicular e poligonal, representando 70% de sua microestrutura, obtido sob baixa temperatura de laminação, a qual favorece a transformação da ferrita, combinado com um rápido resfriamento e baixa temperatura de bobinamento, para que a transformação seja completada antes do bobinamento;
- DP55, um aço ferrita-martensita, com microestrutura composta de uma matriz de grãos finos de ferrita poligonal (em torno de 90%) e ilhas dispersas de martensita;
- ULCB Solform 800, basicamente de microestrutura bainítica, sendo que a transformação da ferrita é parcialmente inibida pela segregação do boro e a microestrutura bainítica de baixo carbono pode ser obtida com condições apropriadas de resfriamento.

Como indicado na tabela III.6 e na figura 3.23, o Solform 800 apresentou maiores valores de resistência e escoamento, e menor alongamento que os outros aços estudados, porém, sua relação elástica é similar aos aços ferrita-bainita.

	Type	C	Mn	P	Si	Al	Cr	Nb	Other	YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	UEI (%)
Soldur 355	HSLA	0.05	0.35	—	—	0.03	—	0.025	—	420	460	30	18
HR55	HR	0.14	1.15	—	—	0.04	—	—	—	450	575	30	14
DP55	DP	0.08	0.5	0.07	0.28	0.04	0.5	—	—	370	590	28	18
Solform 800	ULCB	0.04	1.8	—	0.25	0.03	—	0.055	Mo, Ti, B	670	830	17	08

Tabela III.2 - Composição Química e Propriedades Mecânicas Típicas dos Graus de Aços Soldur 355 HR55 DP55 ULCB <sup>(14)</sup>.

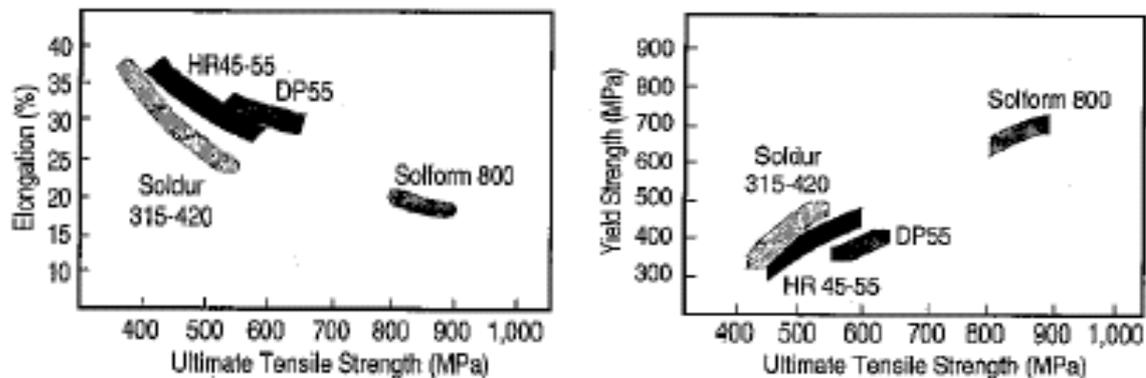


Figura 3.21 - Comparação dos Valores Típicos do Limite de Resistência (UTS – “Ultimate Tensile Strength”), do Limite de Escoamento (YS – “Yield Strength”) e do Alongamento (%), de aços usados em discos de rodas<sup>(14)</sup>.

Conforme MARRON; TERACHER <sup>(14)</sup>, o uso de aços de alta resistência que têm procedimento de fadiga superior, pode originar redução de peso. De fato, esses aços podem facilmente transformar sua alta capacidade de vida em fadiga, em redução de espessura, evidentemente se algumas precauções forem tomadas quanto à definição do ferramental e da seqüência de estampagem.

Quando comparados dois discos de rodas fabricados com os aços Soldur 355 (HSLA) e o Solform 800, com espessuras de 3,0 mm, testados em fadiga, a roda fabricada com o aço Soldur 355 apresentou vida em fadiga de 200.000 ciclos, enquanto a roda fabricada com o grau 800 apresentou vida em fadiga de 610.000 ciclos, ou seja, três vezes mais vida em fadiga. Mas para esses aços, se faz necessário projetar a seqüência de estampagem, para adaptá-lo à capacidade de deformação do metal. A redução de peso é estimada entre 20 a 30 % e pode ser obtida se as precauções forem tomadas.

## 4. METODOLOGIA

### 4.1. Material

O material utilizado no estudo é um aço ARBL, cuja especificação de composição química está descrita na tabela IV.1.

Tabela IV.1 - Especificação de composição química (% massa) do aço utilizado.

C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti	Cr
0,15 máx.	2,00 máx.	≤ 0,10	0,015 a 0,080	≤ 0,025	≤ 0,010	0,020 mín.	0,25 máx.	1,00 máx.

Uma corrida de 180 t foi produzida, gerando placas por lingotamento contínuo, que foram laminadas para atender a este estudo. A produção da corrida e o processo de laminação a quente foram realizados em escala industrial.

### 4.2. Laminação a Quente

Foram utilizadas 4 placas com espessura de 250 mm de espessura e 1300 mm de largura, provenientes do meio da sequência de lingotamento, laminadas a quente sob condições similares. No reaquecimento de placas visou-se uma temperatura (TRP) igual a 1240°C, com um tempo de permanência de 180 min no forno de reaquecimento. Foi objetivada uma temperatura de acabamento (TA) na laminação de tiras igual a 880°C, similar para as quatro placas. Os demais parâmetros de processo foram monitorados e procurou-se mantê-los constantes para as quatro bobinas produzidas.

As placas foram laminadas de 250 mm até 3,30 mm de espessura, objetivando-se para cada uma delas uma temperatura de bobinamento (TB) distinta: 500°C, 550°C, 600°C e 650°C.

### 4.3. Amostragem

As bobinas laminadas a quente foram amostradas nas duas extremidades do seu comprimento (topo e base), sempre no meio da sua largura, onde é feita a medição industrial das temperaturas de processamento (TA e TB). De cada amostra foram retirados três corpos de prova para realização dos ensaios de tração e para análise metalográfica.

### 4.4. Análise Metalográfica

Os constituintes microestruturais do aço em cada condição de processamento foram identificados através dos microscópios ótico (MO) e eletrônico de varredura (MEV). Para isso, as amostras foram atacadas com o reagente nital 4%. A dureza do material de cada amostra foi avaliada por ensaios Vickers, usando carga de 10 kgf.

### 4.5. Propriedades mecânicas em tração

Os ensaios de tração foram realizados em máquina universal, com 10 t de capacidade, conforme a norma NBR ISO 6892. Foram testados corpos de prova com base de medida 50, retirados no meio da largura das tiras laminadas a quente, orientados transversalmente à direção de laminação. As dimensões do corpo de prova são mostradas na figura 4.1. Foram determinados os valores de limite de escoamento (LE) a 0,2% de deformação, limite de resistência (LR) e alongamento percentual total (Al) dos aços.

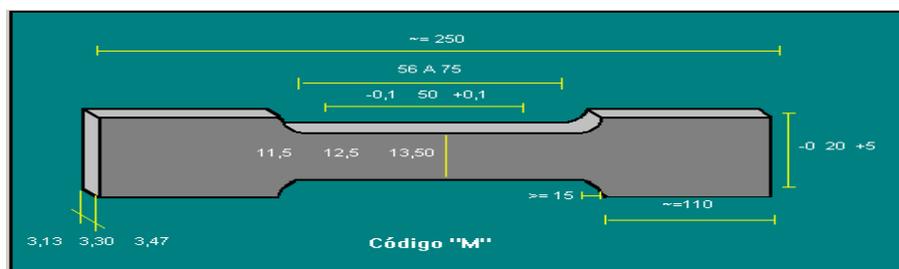


Figura 4.1 - Dimensões do corpo de prova de tração conforme a norma NBR ISO 6892.

#### 4.6. Ensaios dilatométricos

Para auxiliar na análise do efeito da temperatura de bobinamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do material aqui estudado, foram realizados ensaios dilatométricos separados em dois grupos distintos.

No primeiro grupo de ensaios, foram avaliadas as transformações de fases que ocorrem no material durante resfriamentos com taxas constantes, através do levantamento de um diagrama TRC (transformações no resfriamento contínuo). Como mostrado de forma esquemática na figura 4.2, os corpos de prova foram aquecidos rapidamente até 880°C, à taxa de 10°C/s, garantindo a completa austenitização do material. Em seguida, eles foram resfriados lentamente, a 1°C/s, até a temperatura visada para o acabamento da laminação a quente (875°C). A partir desse ponto, foram aplicados os resfriamentos com taxas constantes, entre 0,5°C/s e 100°C/s, até a temperatura ambiente (25°C).

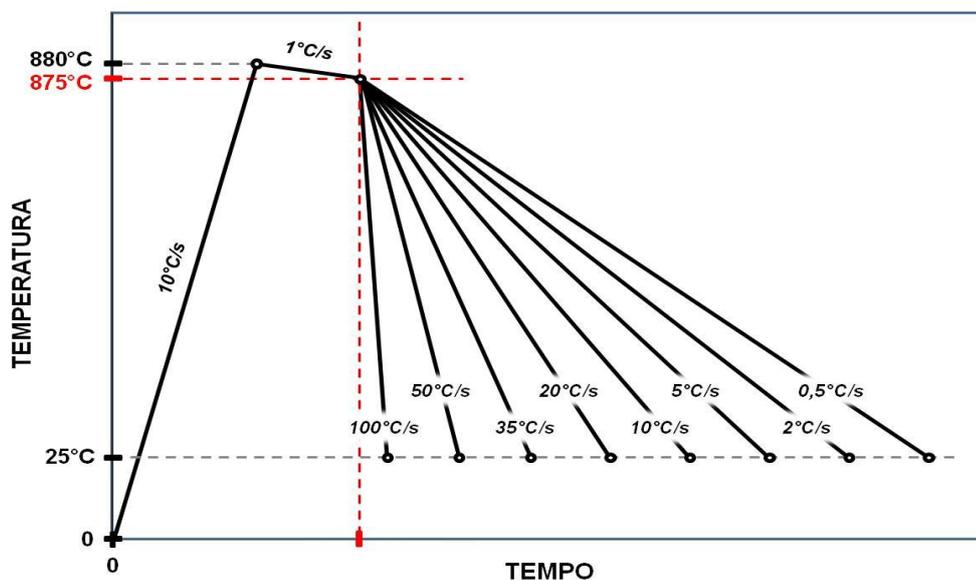


Figura 4.2 - Representação esquemática dos ensaios dilatométricos realizados para o levantamento do diagrama TRC (transformações no resfriamento contínuo) do material avaliado neste estudo.

No segundo grupo de ensaios dilatométricos, foram analisadas as transformações de fases durante os resfriamentos aplicados em escala industrial após a laminação a quente das bobinas produzidas neste estudo. As condições usadas nesses ensaios, mostradas

esquemáticamente na figura 4.3, foram baseadas nos perfis de resfriamento definidos pelo modelo de controle da Linha de Laminação de Tiras a Quente.

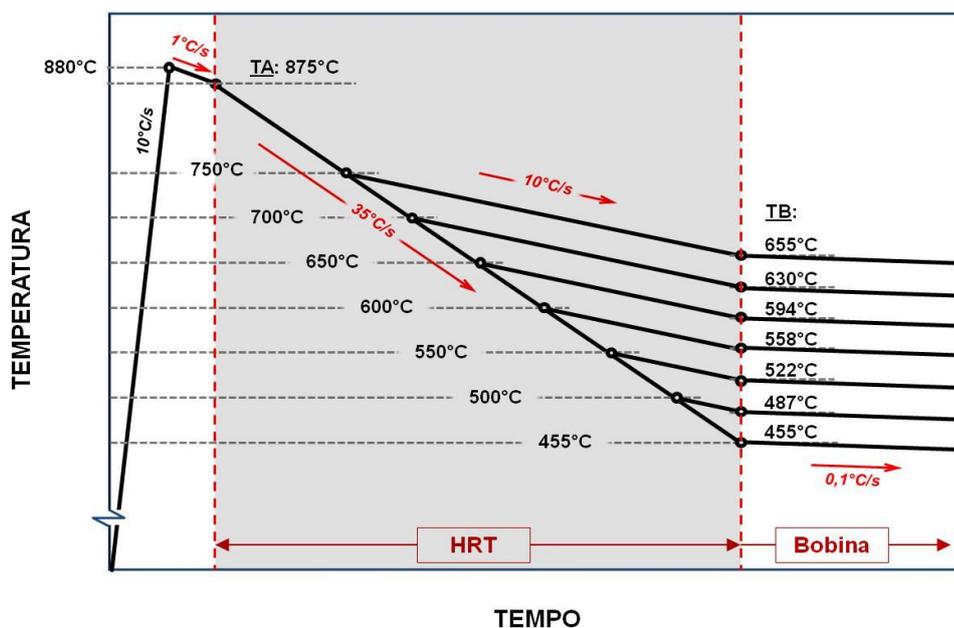


Figura 4.3 - Representação esquemática dos ensaios dilatométricos simulando o resfriamento aplicados nas bobinas laminadas em escala industrial.

De maneira geral, depois de sair da última cadeira de laminação e antes de ser bobinado, cada seção da tira passa por duas etapas distintas ao longo de uma mesa de resfriamento (HRT – *Hot Run Table*). Como mostrado no esquema da figura 4.3, no início da HRT, o resfriamento é feito por jatos de água, resultando em uma taxa média de cerca de 35°C/s para as bobinas deste estudo. A partir de um determinado ponto, o resfriamento passa a ser mais lento, sem os jatos de água, com uma taxa da ordem de 10°C/s no caso atual. A duração de cada etapa é calculada, pelo modelo de controle, em função das temperaturas de início (temperatura de acabamento, TA) e final (temperatura de bobinamento, TB) da HRT. Após o bobinamento, o resfriamento ocorre de forma muito mais lenta, com uma taxa menor que 0,1°C/s. Através dos ensaios dilatométricos realizados nesse grupo, foram simulados os perfis de resfriamento que seriam aplicados na linha de laminação, mantendo constante o valor de TA (875°C) e variando TB dentro de uma faixa (de 750°C a 455°C) que incluiu os valores medidos para as bobinas avaliadas no estudo. Os ensaios foram realizados no dilatômetro BÄHR DIL 805 A/D do Centro de Tecnologia da Usiminas. Foram utilizados corpos de prova planos, com 10 mm de

comprimento (transversal à direção de laminação), 4 mm de largura e espessura original, retirados das mesmas amostras de bobinas usadas no restante dos ensaios e das análises deste estudo.

Durante os ensaios no dilatômetro, os corpos de prova são aquecidos por uma bobina de indução, dentro de uma câmara de vácuo, podendo ser simultaneamente resfriados por jatos de gás aplicados na parte interna da própria bobina. A combinação do aquecimento indutivo e do resfriamento com um gás, que pode ser nitrogênio, argônio ou hélio, permite a aplicação de perfis térmicos complexos, controlados através de um termopar Pt/Pt-Rh soldado por percussão sobre a superfície dos corpos de prova. As variações no comprimento do corpo de prova durante o aquecimento ou resfriamento são detectadas por hastes de quartzo ligadas a um transdutor LVDT de alta resolução. Dessa forma, transformações de fase no material, associadas a mudanças dimensionais nos corpos de prova, podem ser detectadas nas curvas dilatação-temperatura registradas durante os ensaios, como mostrado no exemplo da figura.4.4.

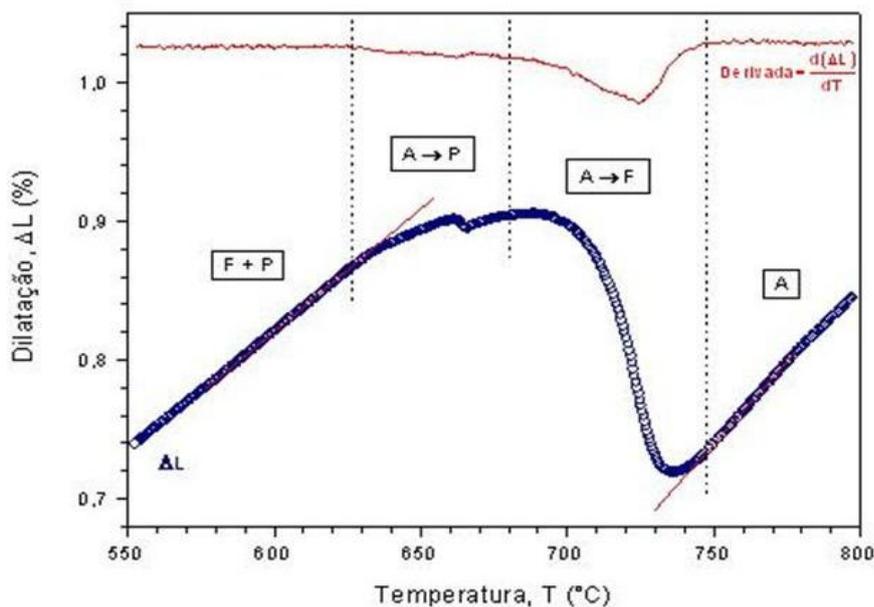


Figura 4.4 - Determinação de regiões de transformação de fase em curva dilatométrica.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Condições reais de processamento das bobinas laminadas

As quatro placas foram enforadas, em sequência, em fornos do tipo “walking beam”, visando minimizar as variáveis de processo durante o reaquecimento. Ao longo de todo o processo de reaquecimento obteve-se um comportamento semelhante entre as placas, com temperaturas e tempos de pré-aquecimento, aquecimento e encharque próximos dos visados.

Após serem retiradas dos fornos de reaquecimento, as placas foram laminadas até 3,30 mm de espessura, obtendo-se ao longo das bobinas uma temperatura de acabamento (TA) média de 890°C, bem próximo dos 880°C planejados.

A evolução da temperatura de bobinamento (TB) ao longo do comprimento de cada bobina produzida, medida no meio da largura da tira pelo pirômetro da linha de laminação, é mostrada na figura 5.2. Conforme se observa nessa figura, as temperaturas de bobinamento em geral foram próximas dos valores visados, variando dentro da faixa de  $\pm 30^\circ\text{C}$ , considerada adequada dentro das características de controle do processo industrial.

Em função da variação de TB ao longo do comprimento de cada bobina laminada, foram selecionadas seis posições especiais, no seu início e/ou final, para a retirada das amostras usadas nas análises e nos ensaios deste estudo. Essas posições estão indicadas na figura 5.2, e o valor da temperatura TB correspondente a cada posição, determinado nos gráficos da figura, é apresentado na tabela V.2.

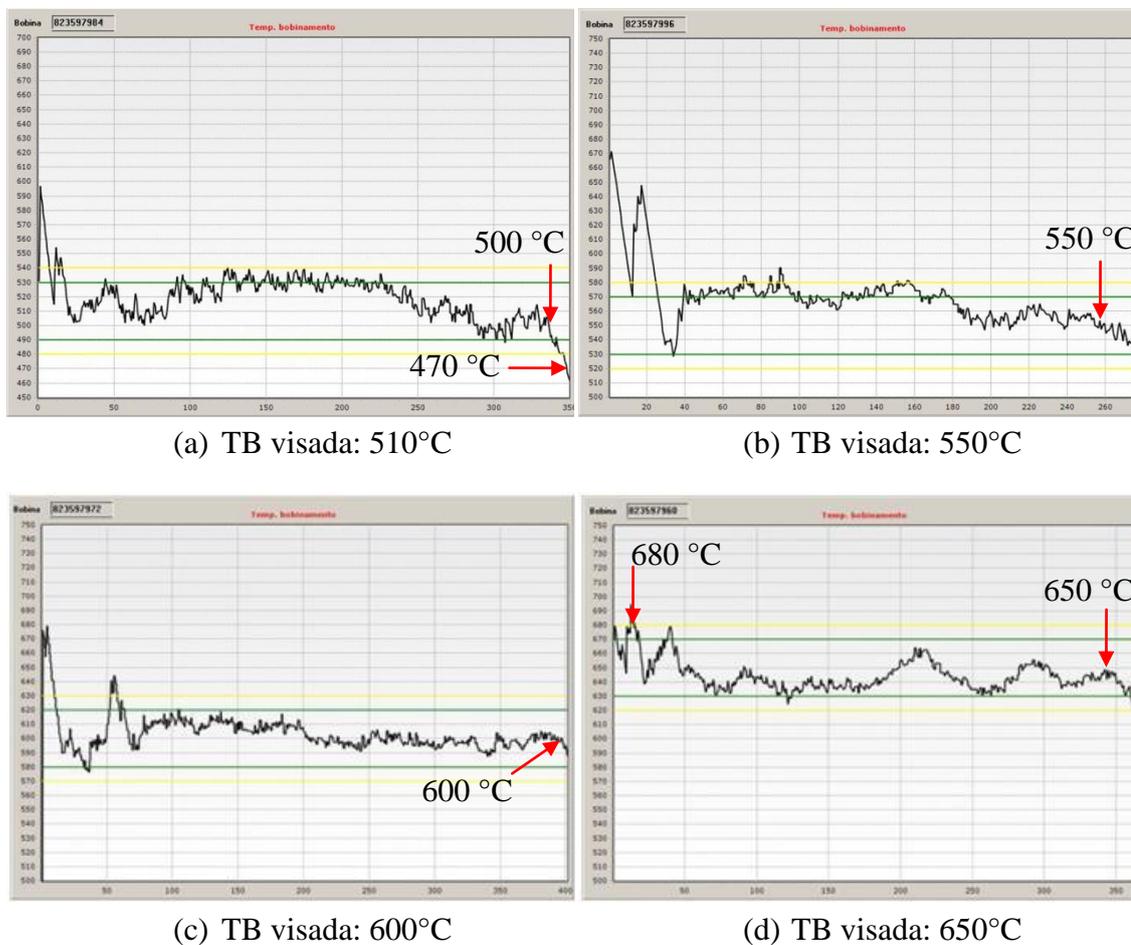


Figura 5.2 – Gráficos da temperatura real de bobinamento ao longo do comprimento das bobinas laminadas, obtidos durante o processamento industrial.

Tabela V.2 - Posições de retirada das amostras usadas nas análises e nos ensaios deste estudo, conforme indicado na figura 5.2, com os respectivos valores reais da temperatura de bobinamento.

TB (°C)		Bobina	Posição na laminação	Posição na largura da tira
Visada	Obtida			
510	<b>470</b>	823597984	FINAL	MEIO
510	<b>500</b>	823597984	FINAL	
550	<b>550</b>	823597996	FINAL	
600	<b>600</b>	823597972	FINAL	
650	<b>650</b>	823597960	FINAL	
650	<b>680</b>	823597960	INÍCIO	

## 5.2. Caracterização microestrutural

O aspecto típico da microestrutura das amostras retiradas das bobinas laminadas neste estudo, observado por microscopia óptica, é mostrado na figura 5.3, em ordem crescente da temperatura de bobinamento real, medida no ponto de amostragem. De maneira geral, a microestrutura para todas as condições avaliadas é formada por uma dispersão de segunda fase em matriz ferrítica predominante, com grãos de contornos pouco definidos e formatos variáveis. Embora a granulação da ferrita seja heterogênea, observa-se que a maioria dos grãos possuem tamanho bastante reduzido, abaixo de 5  $\mu\text{m}$ . O aumento de TB parece ter resultado em grãos de ferrita levemente maiores e mais equiaxiais, com uma segunda fase em quantidade decrescente e cada vez mais concentrada em ilhas maiores.

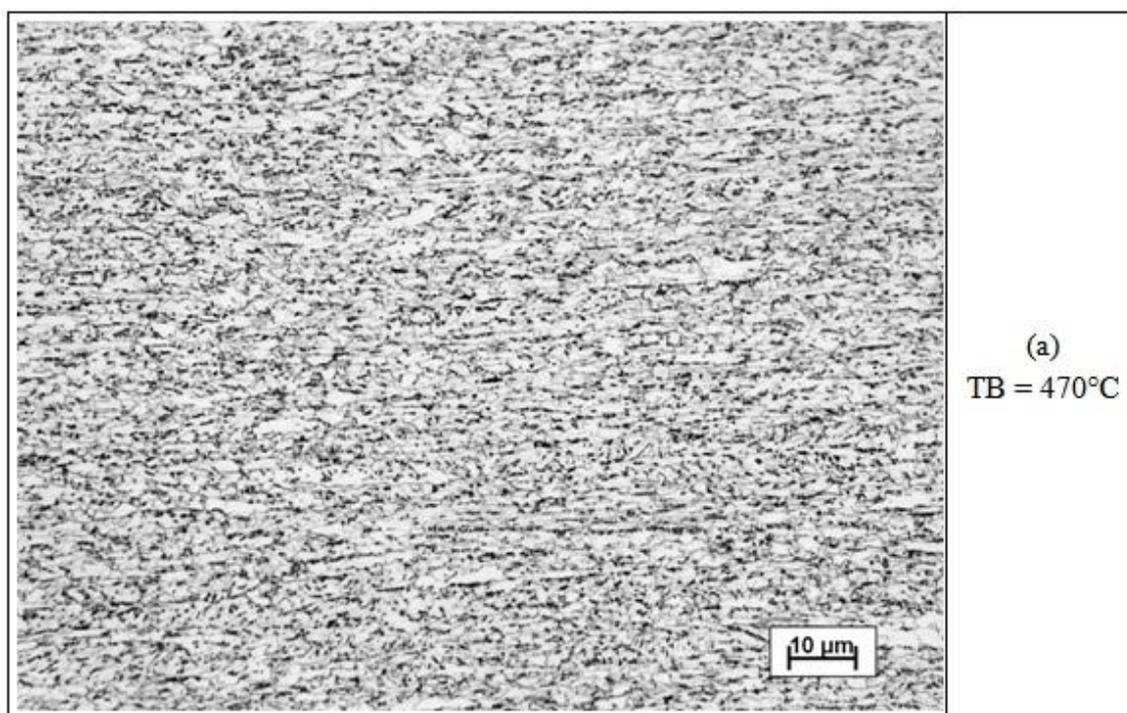


Figura 5.3 – Aspecto típico da microestrutura das amostras analisadas neste estudo. TB = temperatura de bobinamento. Ataque: Nital 4%; ampliação original: 1000X.

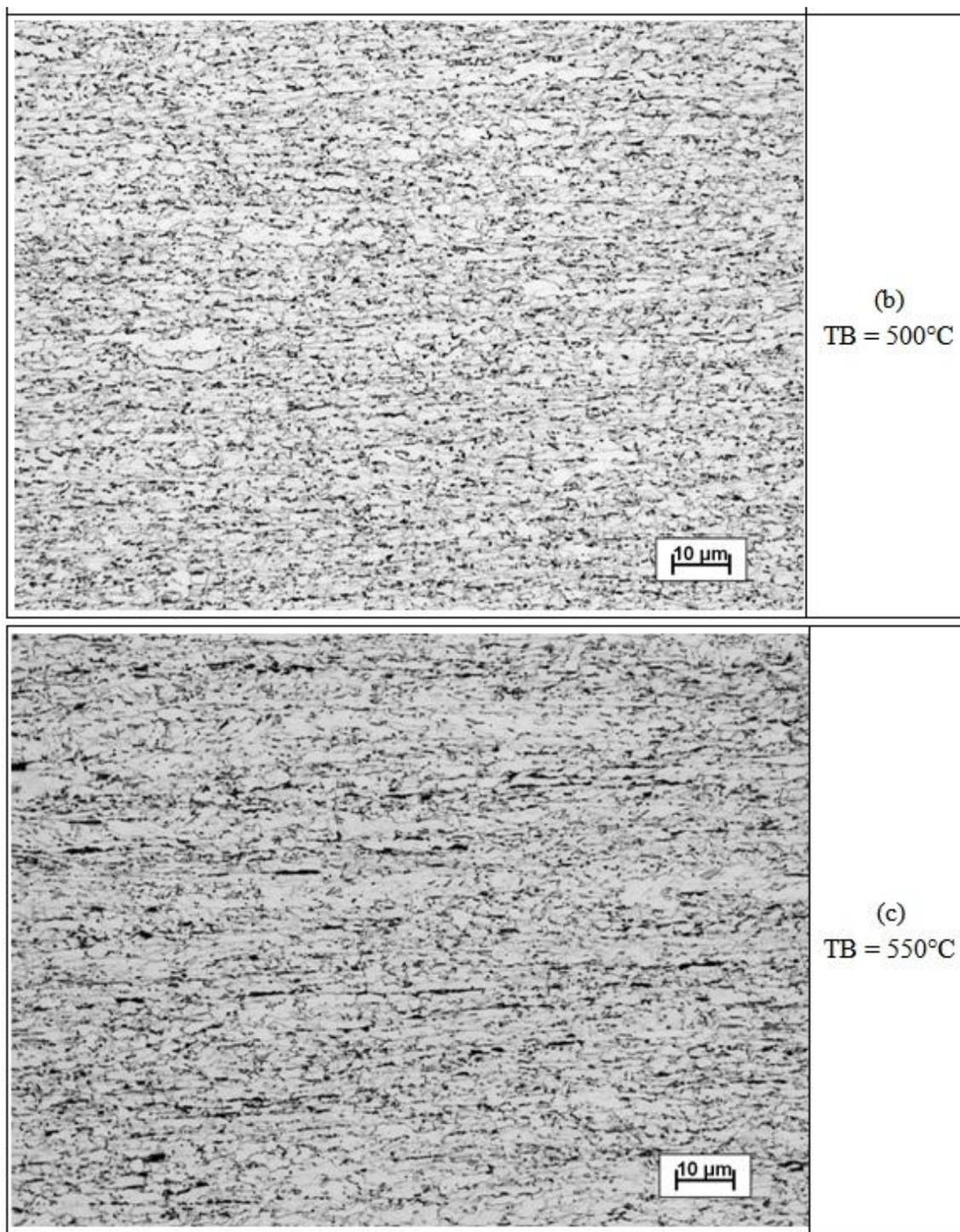


Figura 5.3 – Continuação.

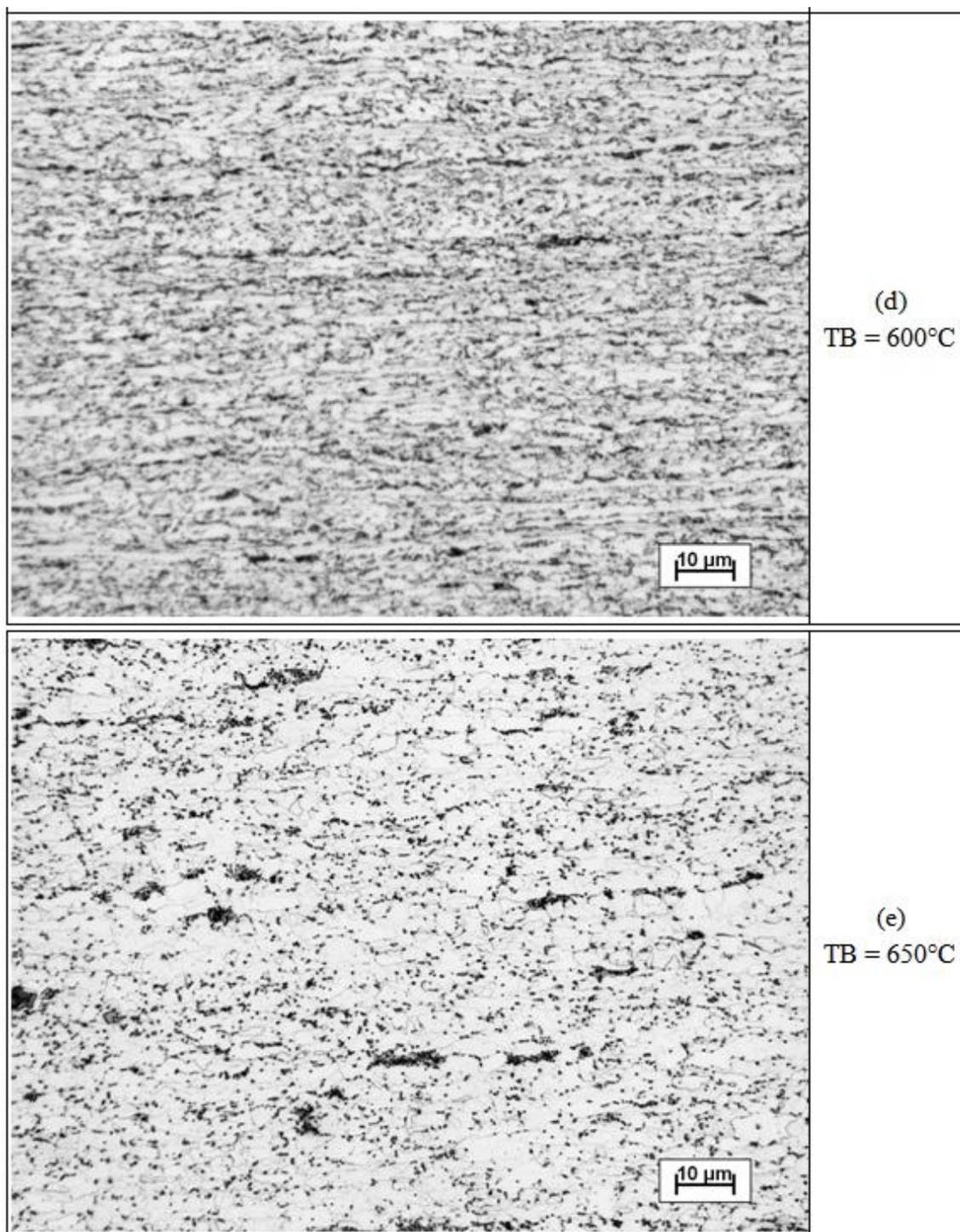


Figura 5.3 – Continuação.

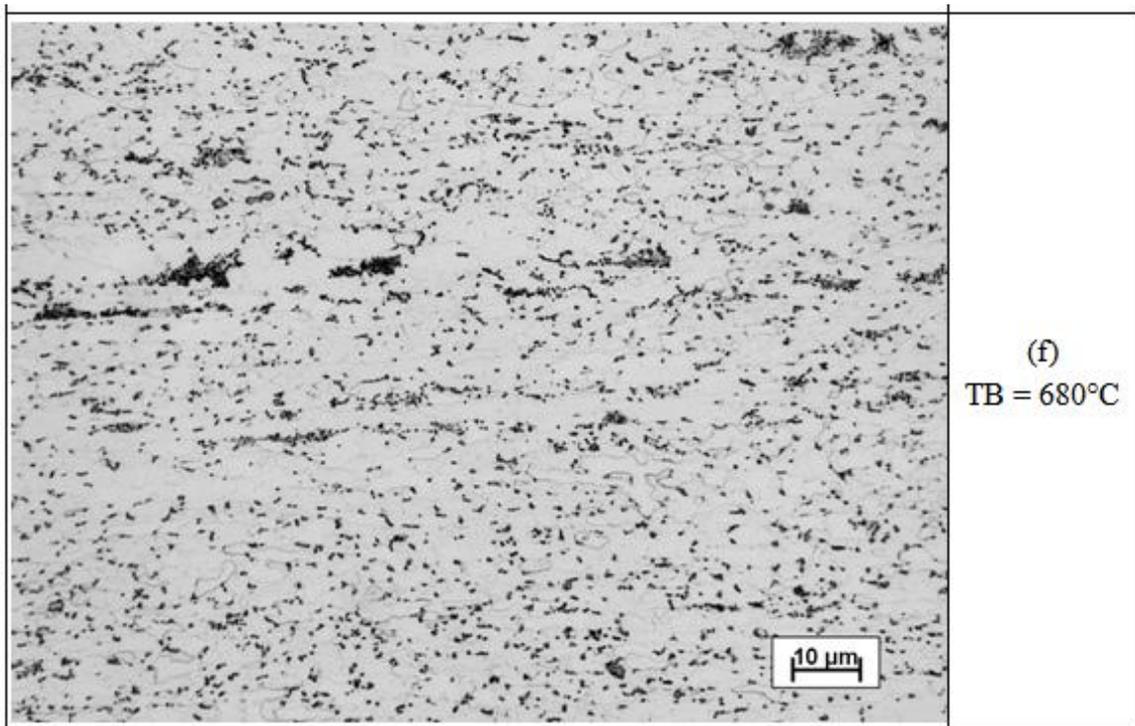


Figura 5.3 – Continuação.

Detalhes das microestruturas apresentadas na figura 5.3, observadas sob maior aumento no MEV (microscópio eletrônico de varredura), são mostrados na figura 5.4. Observa-se que a matriz ferrítica é formada por dois grupos de grãos com morfologias distintas. O primeiro grupo corresponde aos grãos menores, mais equiaxiais, com contornos mais bem definidos e sem subestrutura interna, que provavelmente foram formados após o último passe de deformação do trem acabador da laminação a quente. O segundo grupo inclui grãos de tamanhos variados, com formato mais alongado e contornos pouco definidos. Essas características, associadas à presença de uma subestrutura no interior desses grãos sugere que eles tenham sido deformados durante a laminação, não sendo depois capazes de eliminar essa deformação. Se os passes de laminação tivessem sido aplicados sobre o material ainda totalmente na fase austenítica, mesmo que os grãos sofressem um amaciamento parcial, a deformação remanescente teria sido eliminada durante a transformação para a ferrita, cujos grãos apresentariam formato equiaxial, sem subestrutura interna.

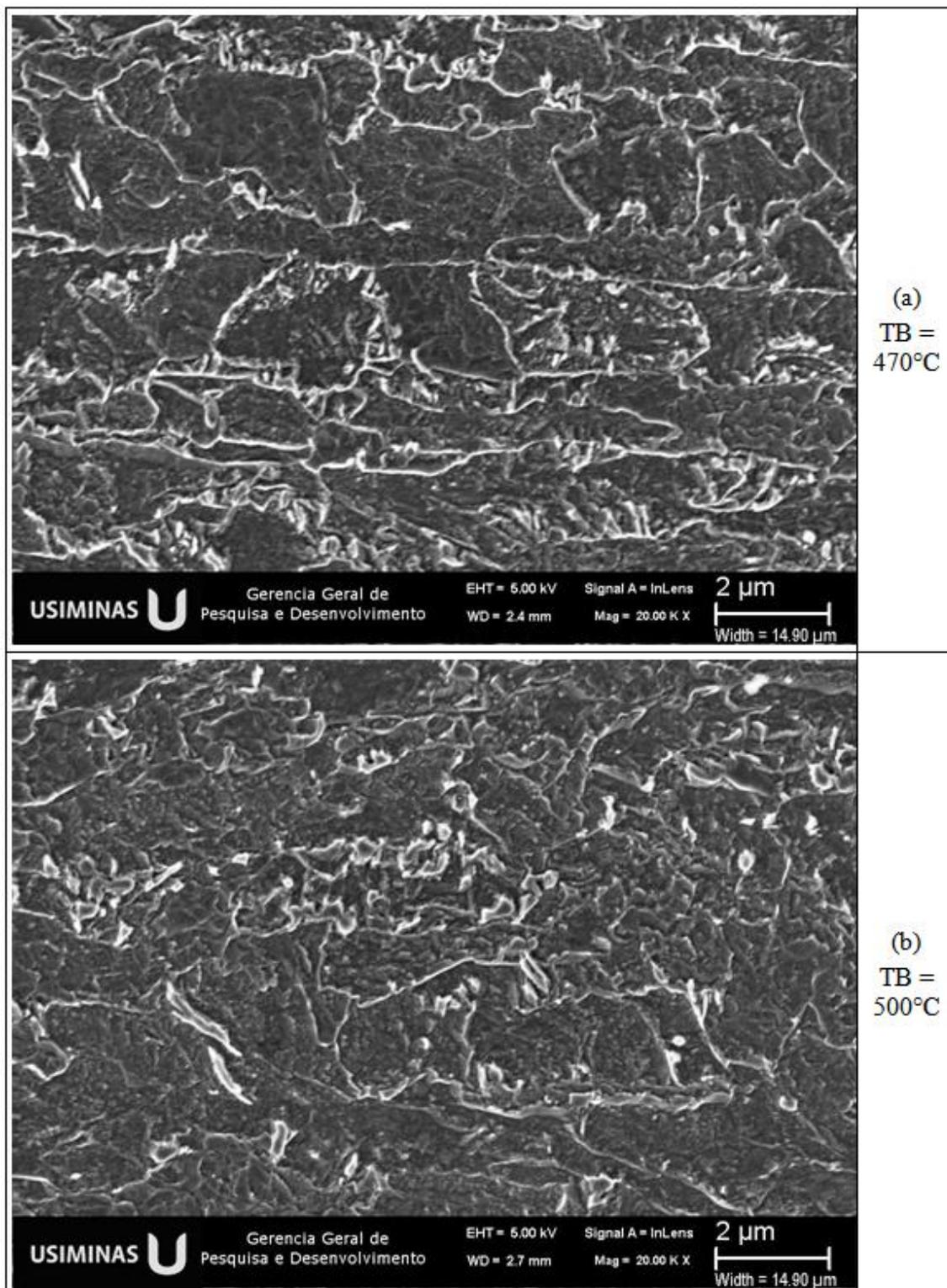


Figura 5.4 – Detalhes das microestruturas das amostras correspondentes a diferentes temperaturas de bobinamento (TB), observadas no MEV. (a) TB = 470°C; (b) TB = 500°C. Ataque: Nital 4%; ampliação original: 20.000X.

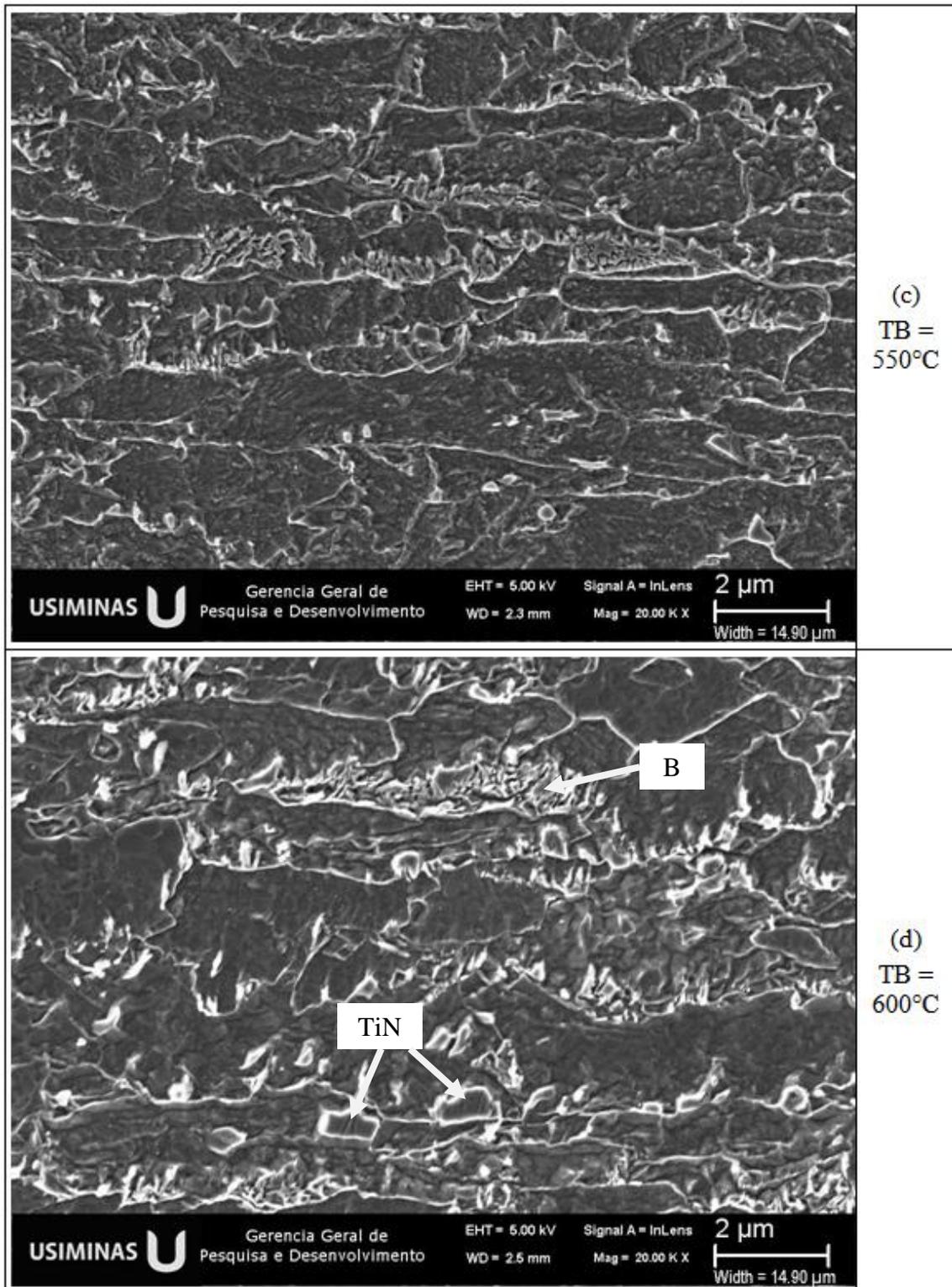


Figura 5.4 – Continuação. (c) TB = 550°C; (d) TB = 600°C.

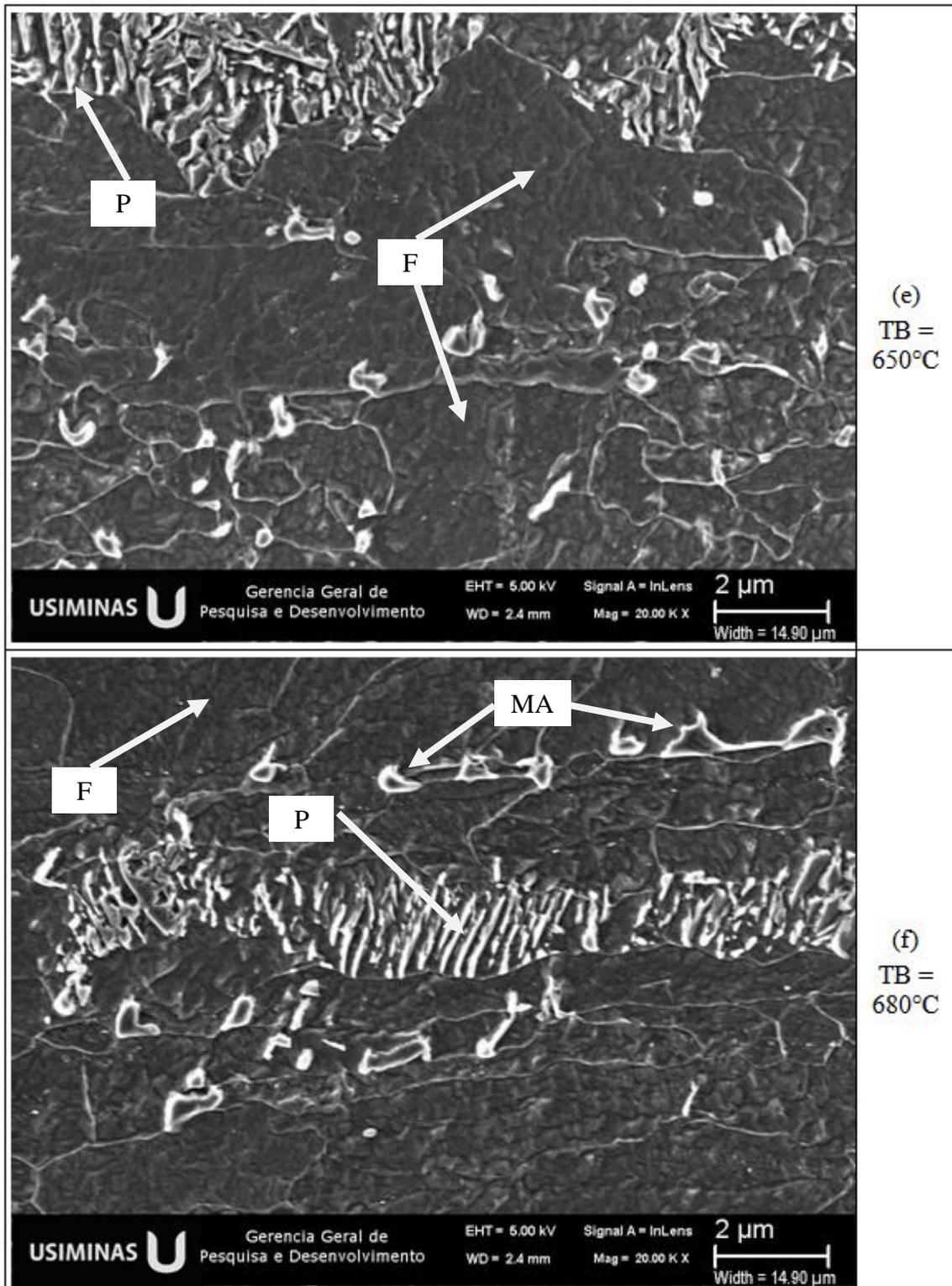


Figura 5.4 – Continuação. (e) TB = 650°C; (f) TB = 680°C.

Nas micrografias de MEV de todas as amostras analisadas, de maneira geral, observa-se que a segunda fase é composta por perlita (P), bainita (B), pequenas ilhas de

martensita/austenita (MA) nos contornos dos grãos e algumas ocorrências de precipitados de nitreto de titânio (TiN), como indicado nas figuras 5.4 c, d, e. As microestruturas das Figuras 5.4 (e) e (f), correspondentes às temperaturas de bobinamento mais altas (650°C e 680°C), são similares, com grãos de ferrita bem definidos e segunda fase formada predominantemente por perlita alinhada e algumas ilhas de MA nos contornos da ferrita. Já nos bobinamentos realizados às temperaturas mais baixas (470°C e 500°C), figuras 5.4 (a) e (b), os grãos de ferrita são mais alongados e as ilhas de MA são menores, não se observando colônias de perlita, que foram substituídas por regiões bainíticas menores e mais distribuídas. Para as temperaturas de bobinamento intermediárias, as características microestruturais mudam acompanhando o aumento de TB de 550°C (figura 5.4 c) para 600°C (figura 5.4 d), com uma transição da bainita para a perlita, um aumento no tamanho das ilhas de MA e um crescimento dos grãos de ferrita.

Os resultados das medidas de dureza realizadas nas amostras deste estudo são apresentados na tabela v.3. Conforme esperado, o maior valor médio de dureza foi obtido na amostra com a menor TB (470°C), enquanto a amostra bobinada a 680°C apresentou a menor dureza. Contudo, a redução de 210°C em TB, de 680°C até 470°C, resultou em um aumento de 13,5 HV na dureza, correspondente a apenas cerca de 5%.

Tabela V.3 - Dureza do material das amostras de bobinas laminadas, correspondentes a diferentes temperaturas de bobinamento (TB). (Vickers, carga de 10 kgf.)

TB (°C)	HV <sub>10</sub> kgf	
	Média	Desvio padrão
470	259,5	3,4
500	255,8	1,4
550	251,4	2,1
600	256,2	4,3
650	251,3	3,6
680	246,0	3,4

### 5.3. Propriedades mecânicas

Os resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras retiradas das bobinas laminadas neste estudo são apresentados na tabela V.4 e, de forma gráfica, na figura 5.5, em função do valor de TB correspondente ao local de retirada de cada amostra. Apesar da diminuição de 210°C em TB, de 680°C para 470°C, nenhuma das três propriedades à tração do material avaliado neste estudo sofreu alterações significativas.

Tabela V.4 – Resultados médios dos ensaios de tração realizados nas amostras retiradas das bobinas laminadas neste estudo, em função da temperatura de bobinamento (TB) correspondente a cada posição amostrada.

TB (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	LE/LR
470	738,3	827,3	19,9	90,0
500	720,7	788,0	18,9	91,2
550	747,0	816,3	19,2	91,5
600	786,3	845,7	22,5	93,0
650	760,7	805,3	21,2	94,4
680	717,7	790,7	20,2	90,7

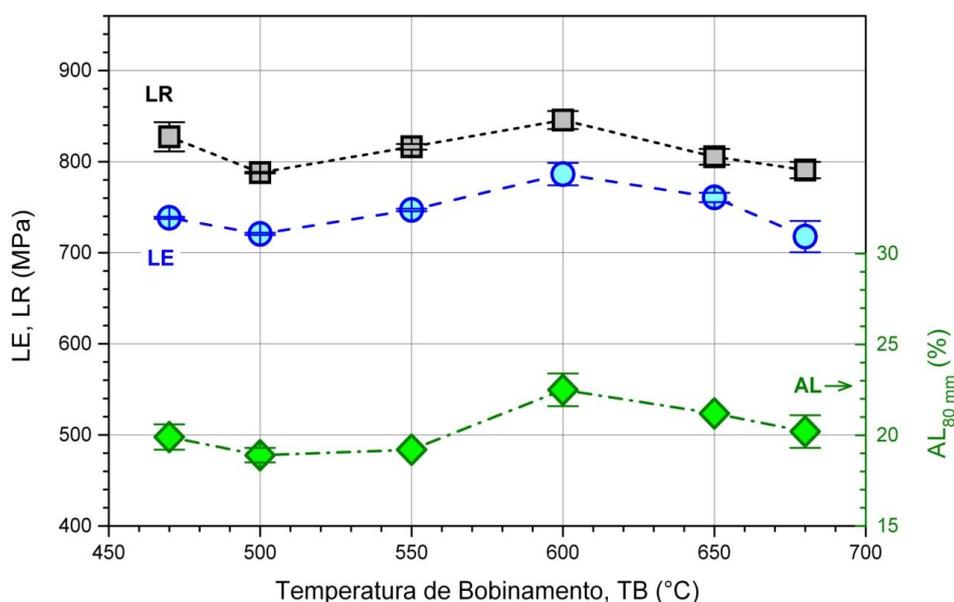


Figura 5.5 – Variação das propriedades à tração do material avaliado, em função da temperatura de bobinamento (TB). LE, LR = Limites de Escoamento e Resistência; AL<sub>50 mm</sub> = alongamento total (base de medida igual a 50 mm).

De acordo com dados publicados na literatura, a diminuição da temperatura de bobinamento de aços ARBL deveria provocar um aumento de LE e LR, acompanhado de uma redução de AL<sup>(11)</sup>. Um exemplo desse efeito foi mostrado na figura 3.12, para o caso do LE de um aço laminado a quente microligado ao nióbio, com vários níveis de Mn. Esse comportamento estaria ligado a vários fatores, entre eles o tamanho, morfologia e dureza dos grãos da ferrita, além do tipo, quantidade, morfologia e distribuição dos outros constituintes presentes na microestrutura, incluindo os precipitados. Quanto menor a TB, menor o tamanho de grão da ferrita, maior sua densidade de discordâncias, maior a tendência de formação de fases mais duras (bainita e martensita) e mais fina a dispersão de precipitados, garantindo assim uma maior resistência ao material<sup>(1,23)</sup>.

Para investigar as causas da diferença entre o efeito de TB nas propriedades mecânicas obtido neste estudo e aquele esperado de acordo com a literatura, foram realizados ensaios dilatométricos simulando as condições de resfriamento industriais, cujos resultados serão apresentados e discutidos a seguir.

## **5.4. Ensaio Dilatométricos**

### **5.4.1 Diagrama TRC com taxas de resfriamento constantes**

Para se conhecer os produtos da transformação da austenita em função da composição química e da taxa de resfriamento (TR) aplicada, considerando diversas curvas de resfriamento contínuo, são elaborados diagramas de transformação de fases em resfriamento contínuo (TRC ou CCT), através de ensaios dilatométricos. A figura 5.6 apresenta o diagrama CCT elaborado pelo Centro de Tecnologia Usiminas para o aço utilizado no presente estudo, resfriado a partir de 880°C. O diagrama mostra que, para resfriamentos com taxas entre 0,5°C/s e 100°C/s, usuais na laminação industrial de tiras a quente, o aço apresenta microestrutura formada predominantemente por ferrita, acompanhada de frações variáveis de perlita, bainita e martensita. O aumento da taxa de resfriamento provocou um aumento de 46 HV na dureza do aço, passando de 195 HV para 241 HV.

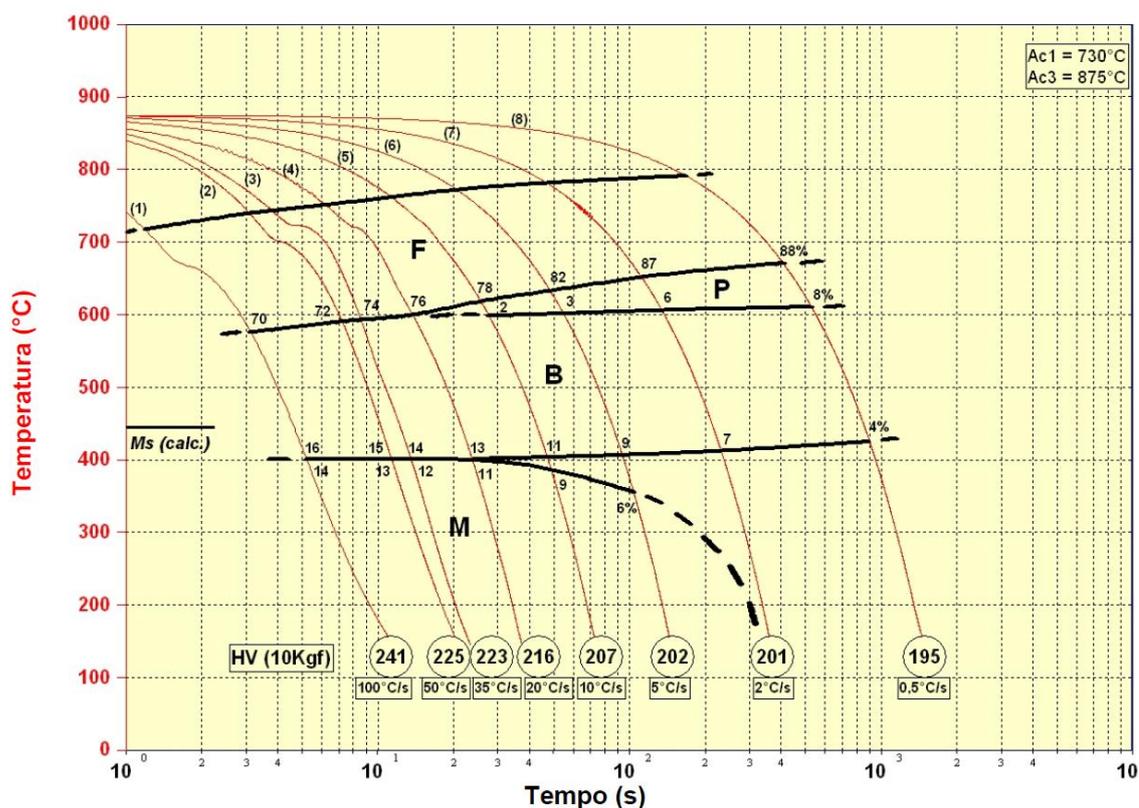


Figura 5.6 – Diagrama TRC para o material avaliado neste estudo. (Aquecimento: 10°C/s; encharque: 880°C.)

O aspecto típico da microestrutura produzida pelos resfriamentos usados no levantamento do diagrama TRC da figura 5.6 pode ser visto na figura 5.7. Observa-se uma matriz predominantemente ferrítica, com grãos equiaxiais e segunda fase bainítica, para taxas iguais ou superiores a 10°C/s. Nos resfriamentos mais lentos, verifica-se que a perlita substitui parcialmente a bainita, com um pequeno aumento da quantidade de ferrita. A fração de martensita é de 14% no aço resfriado a 100°C/s, diminuindo com a redução na taxa de resfriamento, até praticamente desaparecer abaixo de 5°C/s.

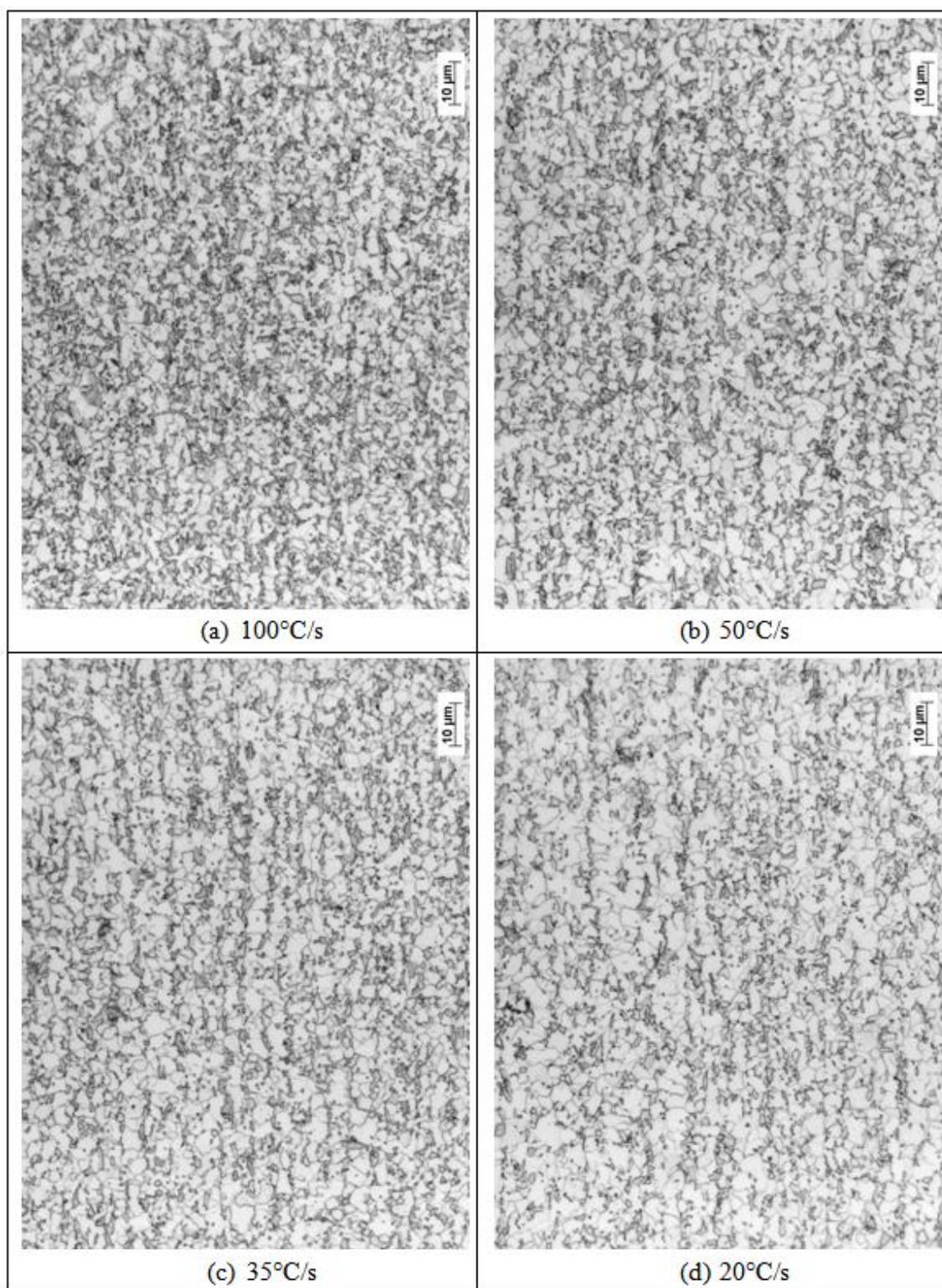


Figura 5.7 – Aspecto típico da microestrutura produzida pelos resfriamentos com taxa constante usados no levantamento do diagrama TRC do material avaliado. (Microscopia óptica, ataque Nital 4%, ampliação original 1000X).

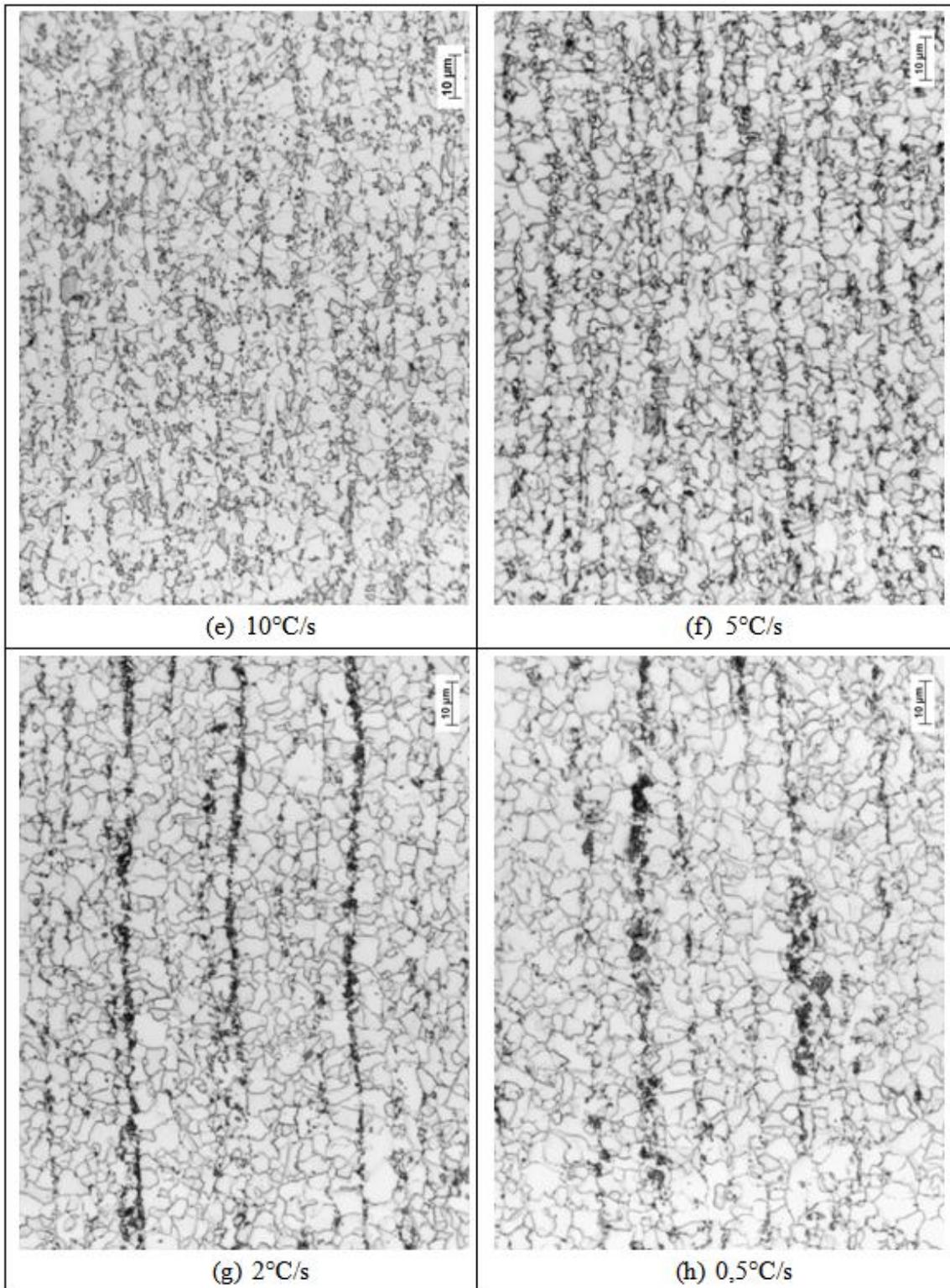


Figura 5.7 – Continuação.

### 5.4.2 Simulação de perfis de resfriamento industriais

A fim de tentar entender o efeito de TB na microestrutura e nas propriedades mecânicas descrito nas seções anteriores, foram analisadas as transformações de fases que ocorrem após a laminação a quente das bobinas produzidas neste estudo. Essa análise baseou-se em ensaios dilatométricos, cujas condições experimentais foram descritas na seção 4.6, com perfis de resfriamento similares àqueles aplicados em escala industrial (figura 4.3). Os resfriamentos simulados nesses ensaios e as transformações de fases identificadas em suas respectivas curvas dilatométricas são apresentados na figura 5.8.

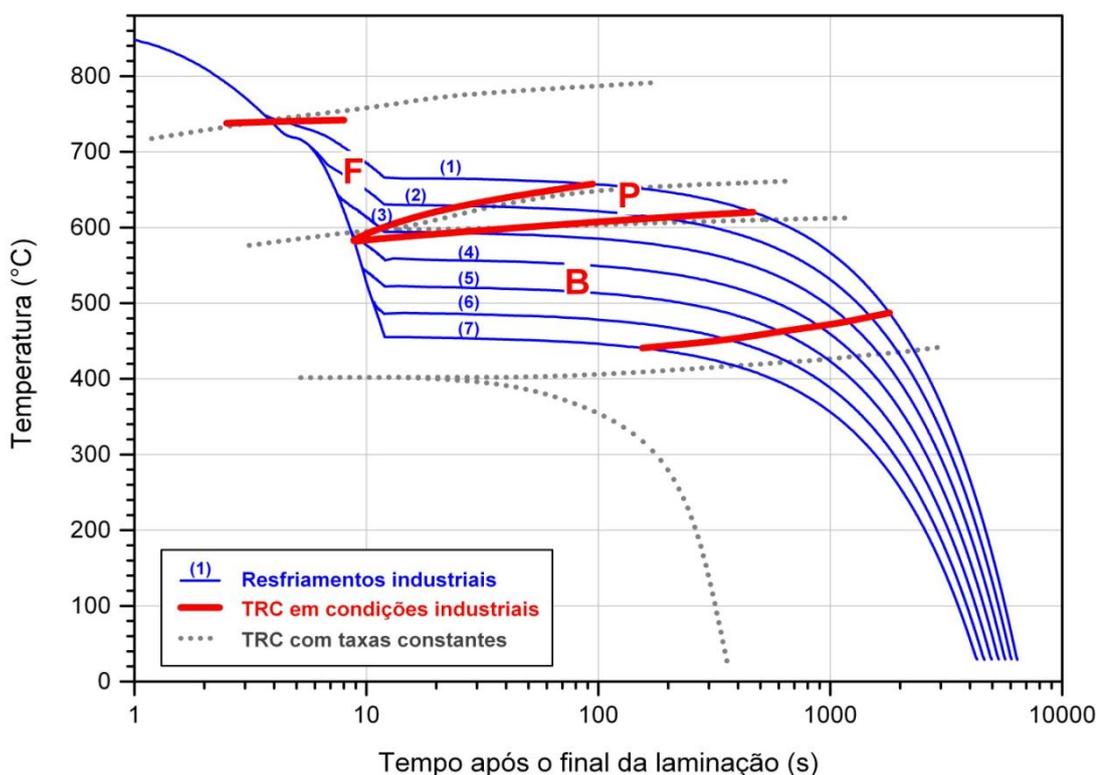


Figura 5.8 – Diagrama de transformações de fases para o material avaliado sob condições de resfriamento similares às aplicadas industrialmente nas bobinas laminadas.

Na figura 5.8 observa-se que todos os perfis simulados atravessam os campos da ferrita, perlita e bainita, sem formação de martensita. Quanto mais alta a TB, resultante de um resfriamento inicial com água mais curto, mais tempo o material permanece nos campos da ferrita e depois da perlita, como no caso dos perfis (1) a (3) da figura 5.8. A partir do

perfil (4), ou seja, para TB menor que 558°C, o material passa rapidamente pelos campos da ferrita e da perlita durante o resfriamento inicial com água, permanecendo mais tempo no campo da bainita, em temperaturas cada vez mais baixas.

O aspecto típico da microestrutura produzida pelos resfriamentos (1) a (7) indicados na figura 5.8, observada por microscopia ótica, é apresentado na figura 5.9. Em todos os casos a microestrutura é similar, formada predominantemente por grãos equiaxiais de ferrita, com uma segunda fase composta por perlita e bainita. Embora neste estudo não tenham sido realizadas medições das frações de cada constituinte, não parece haver diferenças significativas na quantidade de ferrita formada nos resfriamentos simulados. Por outro lado, a quantidade relativa de perlita e bainita, assim como sua morfologia e distribuição, parecem ter sofrido pequenas alterações. Bobinamentos a temperaturas mais altas, principalmente entre 655°C e 594°C, figura 5.9 (1) a (3), resultaram em predomínio da perlita, disposta em colônias maiores e mais alinhadas. À medida que TB foi reduzida de 558°C até 455°C, figura 5.9 (4) a (7), a bainita foi substituindo a perlita, ambas distribuídas em ilhas menores e mais distribuídas na matriz ferrítica.

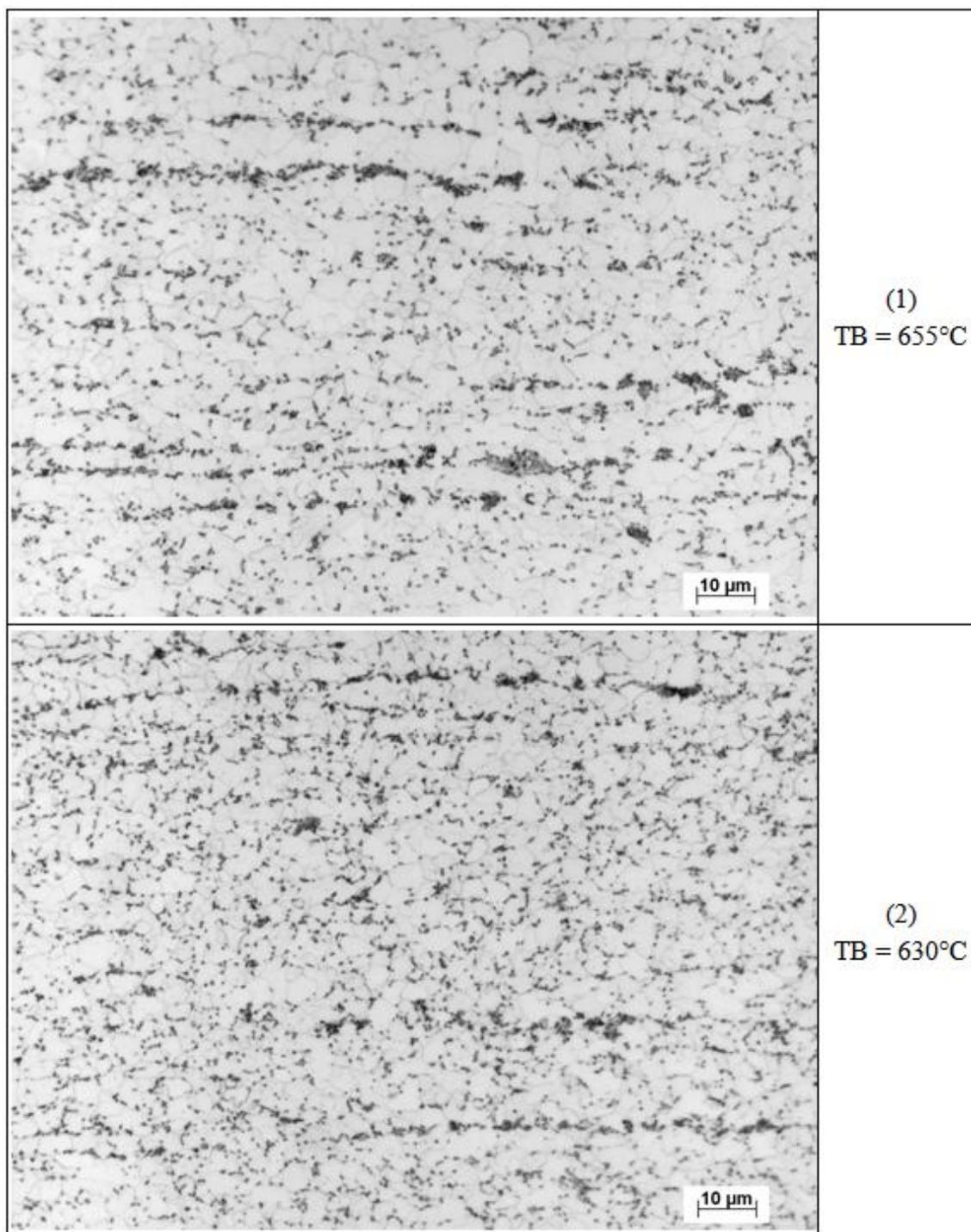


Figura 5.9 – Aspecto típico da microestrutura produzida pelos resfriamentos (1) a (7) indicados na figura 5.8, simulando condições aplicadas industrialmente. TB = temperatura de bobinamento. (Microscopia óptica, ataque Nital 4%, ampliação original 1000X.)

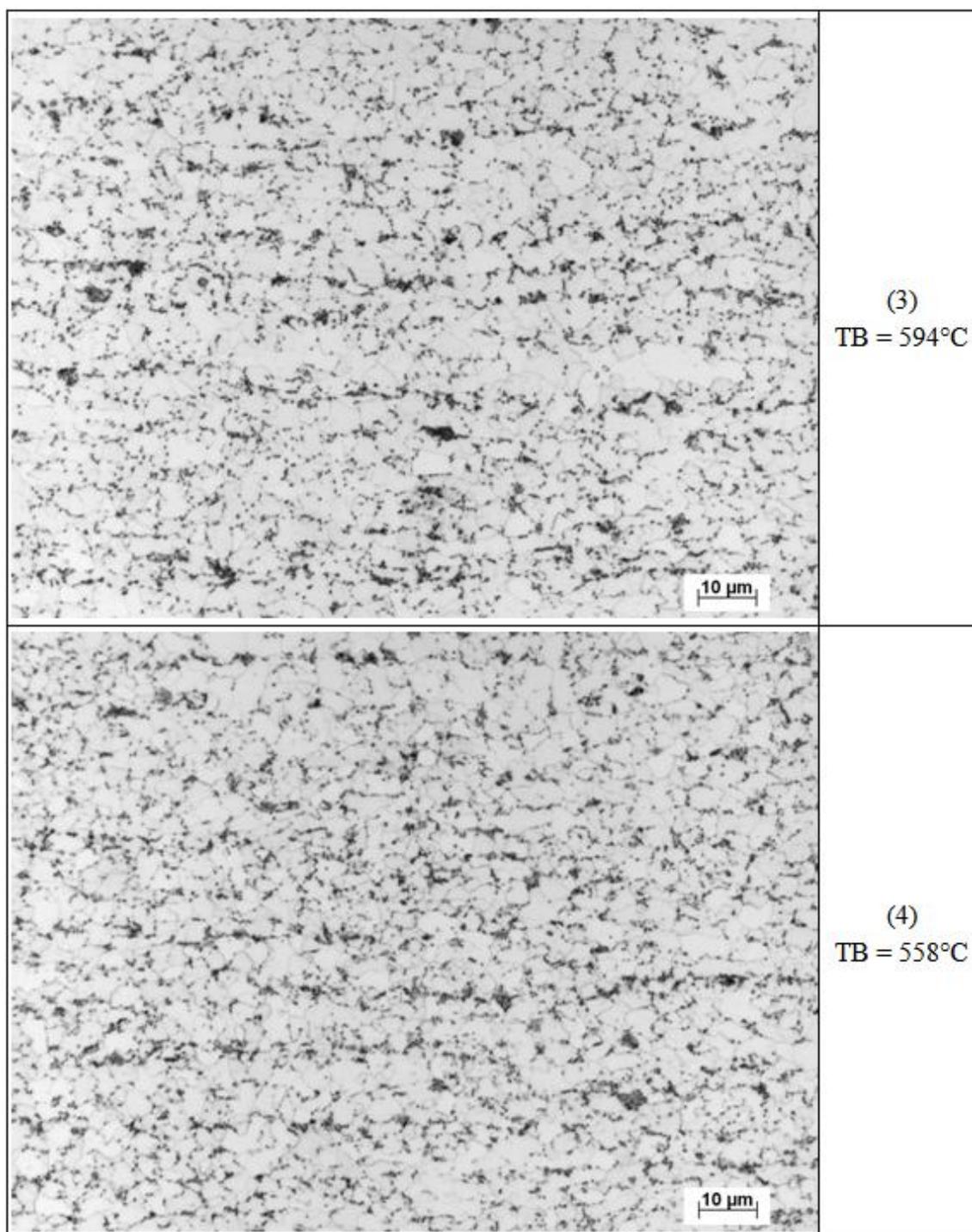


Figura 5.9 – Continuação.

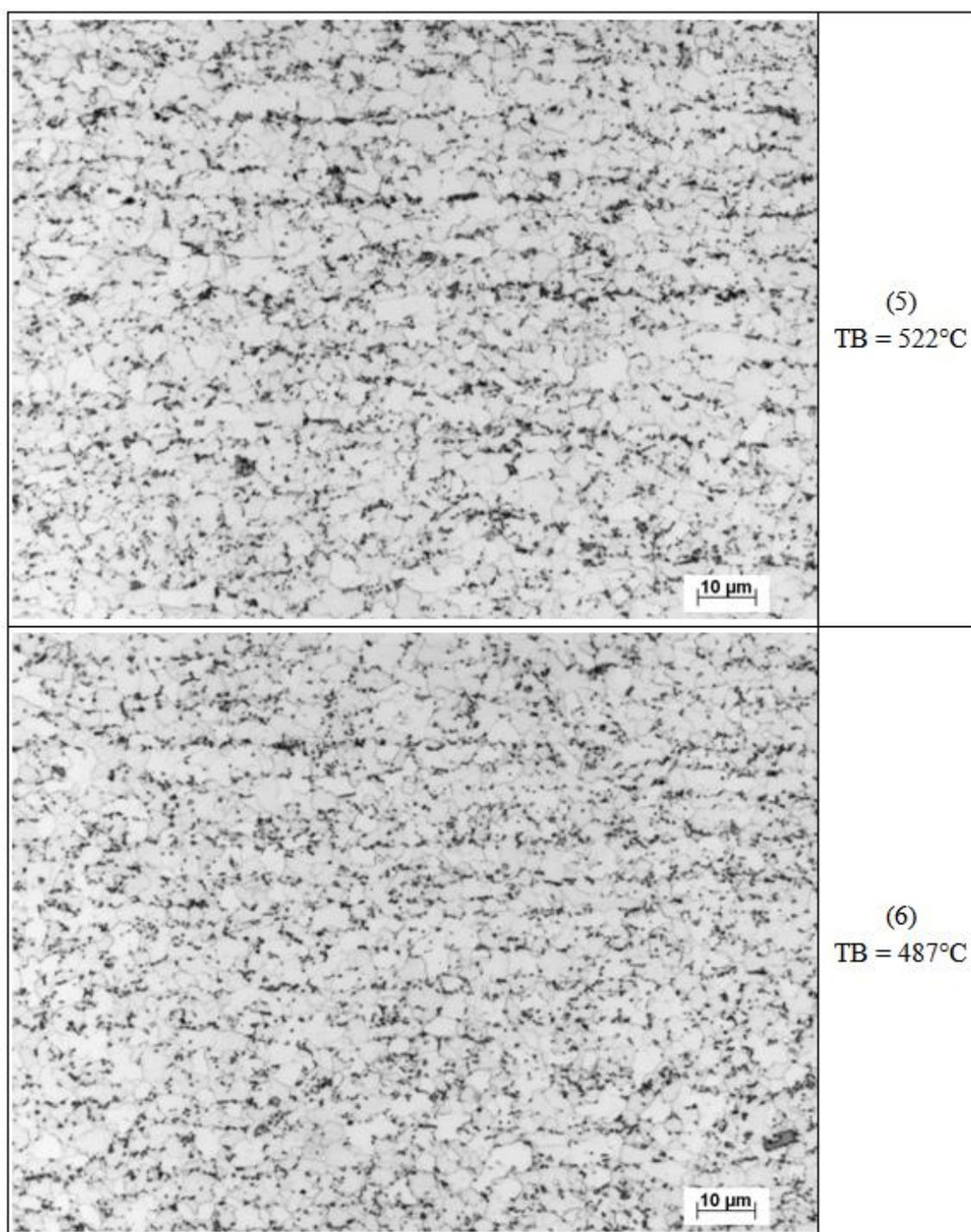


Figura 5.9 – Continuação.

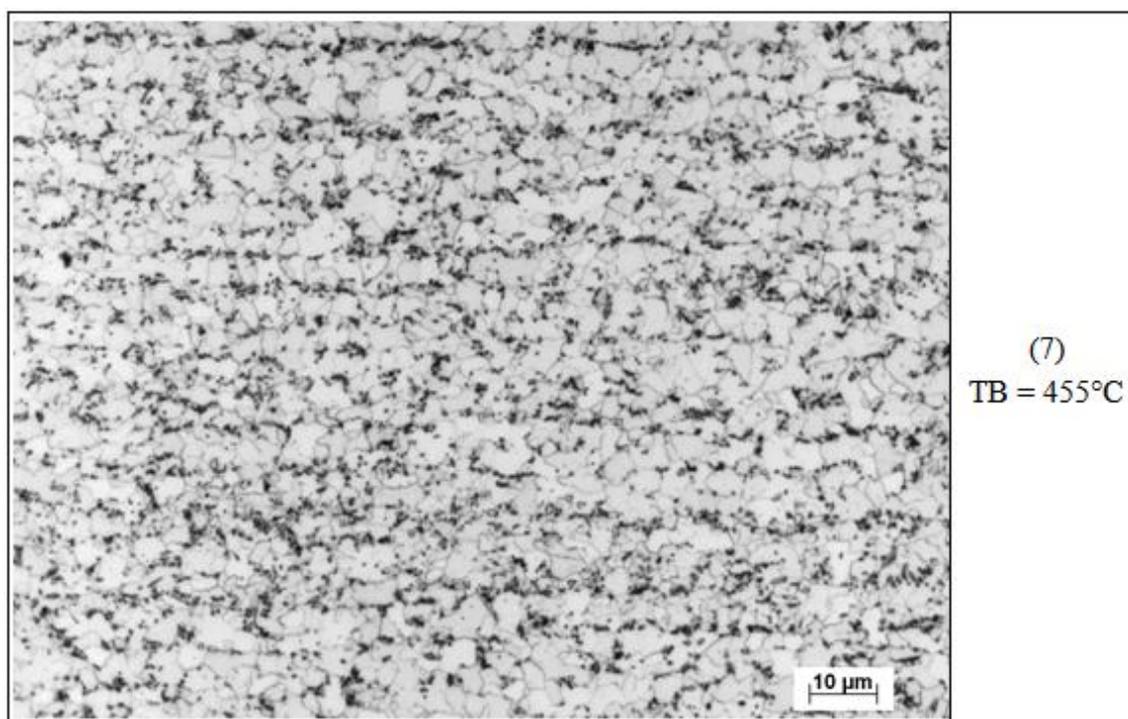


Figura 5.9 – Continuação.

Os resultados de medições de dureza nos corpos de prova submetidos aos resfriamentos mostrados na figura 5.8 são apresentados na tabela V.5. Observa-se que a dureza do material não foi afetada de forma significativa pela alteração do perfil de resfriamento nas condições simuladas. A redução de 200°C em TB resultou em um aumento na dureza do material, porém a variação foi de apenas 14,4 HV (7,3%).

Tabela V.5 - Dureza medida nos corpos de prova submetidos aos resfriamentos similares às condições industriais, indicados na figura 5.8.

Resfriamento	TB (°C)	HV <sub>10 kgf</sub>	
		Média	Desvio padrão
(1)	655	195,2	1,4
(2)	630	199,6	0,9
(3)	594	198,1	2,8
(4)	558	206,2	0,5
(5)	522	208,5	0,7
(6)	487	209,0	0,9
(7)	455	209,6	0,8

Uma comparação entre a dureza do material submetido aos resfriamentos simulando as condições industriais, mostrados na tabela V.5, e das amostras retiradas diretamente das bobinas laminadas neste estudo (tabela V.3), em função da temperatura de bobinamento (TB), é apresentada na figura 5.10. Observa-se um comportamento similar nos dois casos, com uma dureza aproximadamente constante dentro das faixas de TB utilizada, apesar da leve tendência de aumento da dureza com a diminuição de TB.

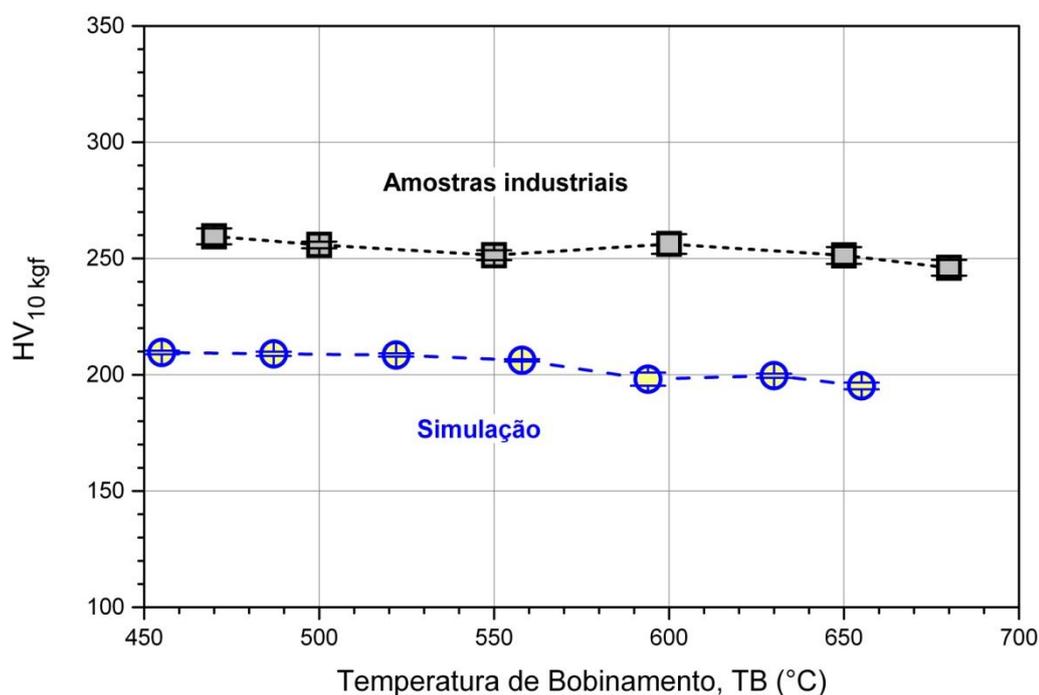


Figura 5.10 – Comparação entre a dureza (Vickers, carga de 10 kgf) das amostras retiradas das bobinas laminadas industrialmente e dos corpos de prova submetidos à simulação dos resfriamentos aplicados após a laminação, em função da temperatura de bobinamento (TB).

Conforme dados de literatura, abordados no item 3.3 deste estudo, os parâmetros de processamento dos aços, como o grau de deformação, dentre outras, comumente afetam as propriedades mecânicas em tração dos aços. Panigrahi <sup>(4)</sup>. Também foi visto que a morfologia da austenita condicionada e a temperatura de transformação, que dependem dos elementos microligantes contidos, da deformação na laminação e da taxa de resfriamento, determinam o tamanho de grão e as propriedades mecânicas finais <sup>(5)</sup>. Isso explicaria o fato dos valores de dureza das amostras industriais serem maiores do que os

das amostras cujos corpos de prova foram sujeitos à simulação no dilatômetro, visto que nesses últimos os resfriamentos foram aplicados a partir do material completamente austenítico, com grãos recristalizados e sem deformação interna. Um exemplo desse efeito pode ser visto na figura 5.11, onde são apresentadas as microestruturas da amostra retirada de bobina laminada e do corpo de prova submetido ao resfriamento simulando as condições aplicadas em escala industrial, ambas com temperatura de bobinamento similares.

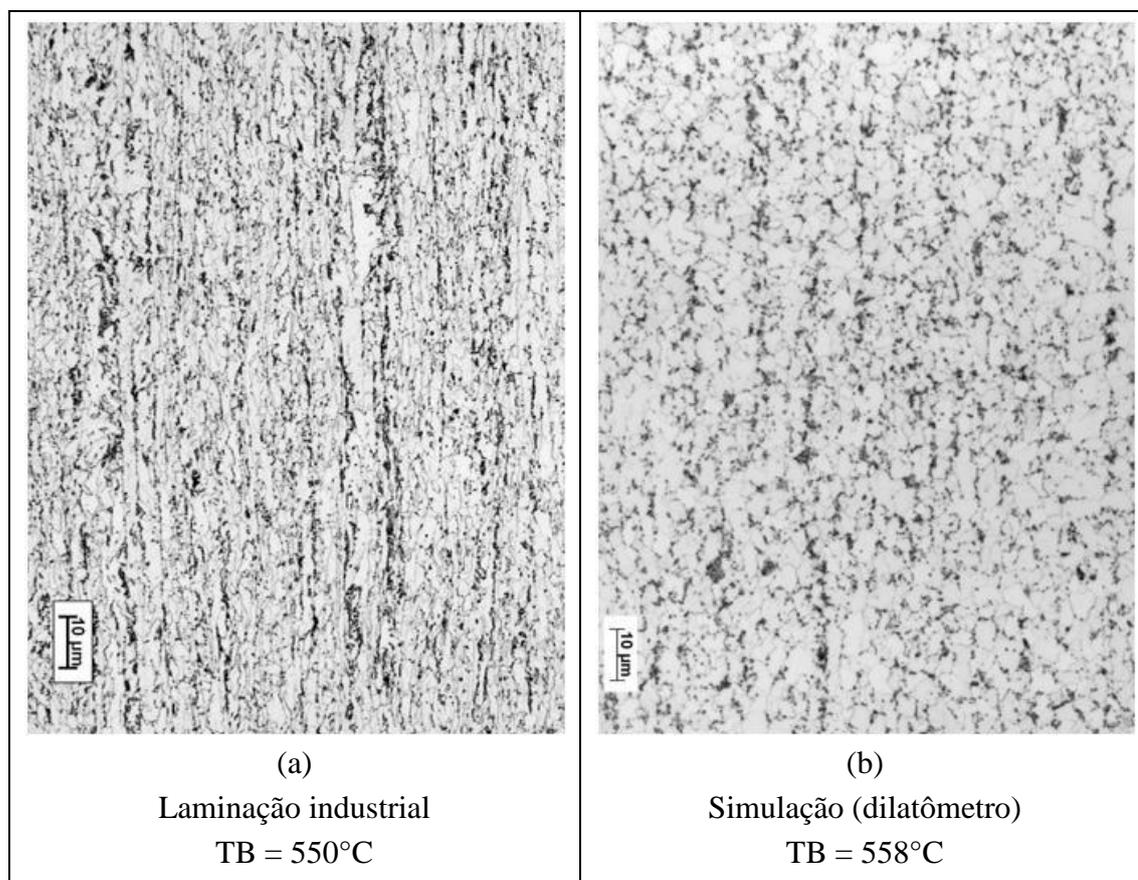


Figura 5.11 – Microestrutura (a) da amostra de bobina laminada retirada na posição correspondente a TB = 550°C e (b) do corpo de prova de dilatométrica submetido à simulação do resfriamento industrial com TB = 558°C.

Nos resultados dos ensaios realizados com as amostras do material produzido industrialmente, verificou-se que a microestrutura, a dureza e as propriedades mecânicas em tração (limite de escoamento, de resistência e alongamento) foram pouco afetadas pela variação de temperatura de bobinamento na faixa estudada, entre 470°C e 680°C.

Analisando os resultados dos corpos de prova submetidos à simulação dos resfriamentos aplicados após a laminação, foi encontrado o mesmo comportamento em relação à microestrutura, propriedades mecânicas e dureza, confirmando os resultados encontrados nas amostras industriais. Esse resultado está relacionado com o perfil de resfriamento aplicado no processo industrial, que gerou microestruturas formadas predominantemente por uma matriz ferrítica, com pequena quantidade de perlita e/ou bainita.

## 6. CONCLUSÕES

A microestrutura das bobinas laminadas industrialmente com temperatura de bobinamento variando entre 470°C e 680°C é formada basicamente por uma dispersão de segunda fase em matriz ferrítica. Apesar da diferença de temperatura de bobinamento de até 210 °C, não se observou grandes variações nas microestruturas.

Com a variação da temperatura de bobinamento entre 470°C e 680°C, observou-se pequena alteração nas propriedades mecânicas do material avaliado, atendendo aos requisitos de propriedades mecânicas em tração. O limite de resistência variou na faixa entre 788 MPa e 846 MPa, enquanto o alongamento total ficou entre 18,9% e 22,5%. O limite de escoamento acompanhou o comportamento do limite de resistência, variando entre 718 MPa e 786 MPa. A pequena variação nas propriedades está relacionada com a microestrutura formada no resfriamento após a laminação de acabamento, composta predominantemente por ferrita e pequenas quantidades de perlita, bainita e martensita.

Os resultados de dureza das amostras retiradas das bobinas laminadas industrialmente indicaram a mesma tendência encontrada nas propriedades mecânicas e microestrutura, não apresentando uma variação significativa com o aumento da temperatura de bobinamento.

Em relação aos corpos de prova das amostras de ciclos simulados no dilatômetro submetidos a resfriamentos similares às condições industriais, observa-se que todos os perfis simulados atravessam os campos da ferrita, perlita e bainita, sem formação de martensita. Quanto mais alta a temperatura de bobinamento, resultante de um resfriamento inicial com água mais curto, mais tempo o material permanece nos campos da ferrita e depois da perlita, como no caso dos perfis (1) a (3) da figura 5.8. A partir do perfil (4), ou seja, para temperatura de bobinamento menor que 558°C, o material passa rapidamente pelos campos da ferrita e da perlita durante o resfriamento inicial com água, permanecendo mais tempo no campo da bainita, em temperaturas cada vez mais baixas.

Apesar da diferença de temperatura de bobinamento de 200°C (variando de 655°C a 455°C), não se observou grandes variações nas microestruturas das amostras de ciclos simulados no dilatômetro, que se apresentam como uma matriz ferrítica, com grãos equiaxiais, acompanhada de segunda fase perlita e ou bainita. Os valores de dureza medidos após os resfriamentos são muito similares (variando de 195,2 a 209,6 HV), sugerindo que não deve haver grandes variações nos valores de LE e de LR para o material ensaiado. Observou-se um maior valor de dureza nas amostras que apresentam microestrutura com maior quantidade de bainita como segunda fase, em relação às que apresentam perlita.

Analisando os resultados dos corpos de prova submetidos à simulação dos resfriamentos aplicados após a laminação, encontrou-se o mesmo comportamento das amostras retiradas das bobinas laminadas industrialmente, em relação à microestrutura, às propriedades mecânicas e à dureza. Esse resultado está relacionado com o perfil de resfriamento aplicado no processo industrial, que gerou microestruturas formadas predominantemente por uma matriz ferrítica, com pequena quantidade de perlita e/ou bainita.

## **7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS**

Os resultados complementarão o desenvolvimento do aço em estudo e auxiliarão os controles de propriedades mecânicas do produto, para atender a demanda dos clientes.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar uma caracterização mais detalhada das microestruturas observadas neste estudo, utilizando outras técnicas de análise qualitativa e quantitativa, por exemplo EBSD, microscopia eletrônica de transmissão, ataques químicos alternativos etc.
- Avaliar o efeito das condições de processamento na Linha de Laminação de Tiras a Quente sobre a capacidade de expansão de furo do material estudado, relacionando essa característica com a microestrutura e as propriedades à tração.
- Avaliar alterações na composição química do aço estudado, de forma a permitir maior flexibilidade no ajuste de suas propriedades mecânicas através de alterações nos parâmetros de processo da Laminação de Tiras a Quente, especialmente na temperatura de bobinamento.

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- <sup>1</sup> PICKERING, F. B. Physical Metallurgy and the Design of Steels, 1<sup>a</sup> Ed. Essex: Applied Science Publishers, 1978. 275p.
- <sup>2</sup> MEYERS, M. A.; CAHWLA, K. K., Princípios de Metalurgia Mecânica. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. 505p.
- <sup>3</sup> WANG, S. C. The Effect of Titanium and Nitrogen Contents on the Microstructure and Mechanical Properties of Plain Carbon Steels, Materials Science and Engineering, A145, 1991. P. 87-94.
- <sup>4</sup> PANIGRAHI, B. K. Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – an overview, Bull. Mater. Sci., v. 24, n. 9, p. 361-371, aug. 2001.
- <sup>5</sup> COHEN, M., HANSEN, S. S., On the Fundamentals of HSLA Steels. In: HSLA STEELS: METALLURGY AND APLICATIONS, 1985, Beijing. Proceedings of an International Conference on HSLA Steels `85, Ohio: ASM International, 1985, p. 61-71.
- <sup>6</sup> REPAS, P. E., Metallurgical Fundaments for HSLA Steels. In: MICROALLOYED HSLA STEELS, 1988, Chicago. Proceedings of Microalloying `88. Ohio: ASM International, 1988. P. 3-14.
- <sup>7</sup> BARBOSA, R.; SANTOS, D.; BORATTO, F. Fundamentos da Laminação Controlada. Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni, 1989. 328p.
- <sup>8</sup> SCHIAVO, C. P. Estudo da Solubilização do Nb em Aços Microligados Durante o Reaquecimento de Placas. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2010. 130p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- <sup>9</sup> PATEL, J.K. et. al. The Challenge to Produce Consistent Mechanical Properties in Nb - HSLA Strip Steels, Journal of Materials Processing Technology, n. 120, p. 316-321, 2002.
- <sup>10</sup> MELO, E. G. Efeito das Temperaturas de Reaquecimento de Placas e de Bobinamento nas Propriedades Mecânicas em Tração de um aço Microligado ao Nióbio Laminado a Frio. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2006. 59p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- <sup>11</sup> PRADHAN, R. Continuously Annealed Cold-Rolled Microalloyed Steels with Different Microstructures, In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON

TECHNOLOGY AND APPLICATIONS OF HSLA STEELS. 1983, Philadelphia. Proceedings HSLA Steels Technology e Applications. Ohio: ASM, 1984. P. 193-201.

<sup>12</sup> MACHIDA, I.; NARITA, M.; KUREURA, R; MORITA, M.; AOYAGI, N; SANO, M - Reduction in Weight of Steel Wheels by Development of 780 MPa - Grade Hot Rolled Steel Sheets. SAE Technical Paper Series 940.536, 1994.

<sup>13</sup> HIBON, G.; MARRON, G.; PATOU, P.; - Light Car Wheels in High Strength Steel. 19th IDDRG Bienal Congress, Sollac Research CRPC, France, 10-14, June 1996

<sup>14</sup> MARRON, G.; TERACHER, P.; - The Application of High-Strength, Hot-Rolled Steels in Auto Wheels. JOM, v.48, n.7, p.16-20, July 1996.

<sup>15</sup> MIZUI, M.; SONEDA, S; SEKINE, T; HERAIT; EJIMA, M; SAITO, T - Application of High-Strength Steel Sheets to Automotive Wheels. Nippon Steel Technical Report, n.23, p.19-30, June 1984.

<sup>16</sup> SOUZA, M.; MELO, T.; ANDRADE, G.; GRITTI, J; COSTA, J - Desenvolvimento de Aço Bifásico Ferrita-Martensita para Aplicação em Rodas. Seminário de Laminação: Processos e Produtos Laminados e Revestidos -ABM, 34, 1997, Belo Horizonte , 1997. p.27-39.

<sup>17</sup> MEYER, L.C.O., ARAUJO, C.S., GRITTI, J.A., COSTA, J.A. USIMINAS. Desenvolvimento de acos ferrita-bainita para aplicacao em rodas automotivas. In: Seminário de Laminacao - ABM, 32, 1995, Curitiba , 1995. 17p.

<sup>18</sup> MAGNABOSCO, R; BOTTON, T; - Vida em Fadiga de aços Carbono com Estrutura Bifásica Ferrita-Martensita - 57º Congresso Internacional Anual da ABM, 2002, São Paulo.

<sup>19</sup> GORNI, A. A.; VIEIRA, R. R. – Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um aço Bifásico Laminado a Quente – 45º Congresso Anual da A.B.M, Rio de Janeiro, setembro 1990

<sup>20</sup> MELO, T.; PINHEIRO, A.; SOUZA, M.; - Resistência à Fadiga de Aços para Rodas Automotivas. 53º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, 13 a 17 de setembro, 1998.

<sup>21</sup> GORNI, A. A; MEI, P. R – Aços Alternativos ao HY-80 sem a Necessidade de Aplicação de Têmpera e Revenido - dez 2003.

<sup>22</sup> GRITTI, J. – Tendências do Mercado de Rodas de Aço para a Indústria Automobilística. In: SEMINARIO DE LAMINACAO, 31, 1994, Juiz de Fora , 1994. p.489-501.

<sup>23</sup> AVELAR JÚNIOR, A. R – Influência das condições de laminação a quente nas propriedades mecânicas em tração de aço ARBL da classe 700MPa de limite de escoamento.