



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

**CLEBER IURY DE FREITAS**

AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA TIRA LAMINADA A QUENTE DE  
UM AÇO SAE 1010 PARA FABRICAÇÃO DE RODAS AUTOMOTIVAS

FORTALEZA – CE  
Fevereiro de 2013

**CLEBER IURY DE FREITAS**

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA TIRA LAMINADA A QUENTE DE  
UM AÇO SAE 1010 PARA FABRICAÇÃO DE RODAS AUTOMOTIVAS**

Monografia submetida à Coordenação do Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará como requisito para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Jeferson Leandro Klug.

FORTALEZA – CE  
Fevereiro de 2013

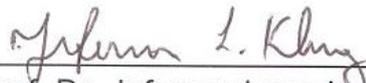
**CLEBER IURY DE FREITAS**

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA TIRA LAMINADA A QUENTE DE  
UM AÇO SAE 1010 PARA FABRICAÇÃO DE RODAS AUTOMOTIVAS**

Monografia submetida à Coordenação do Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará como requisito para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

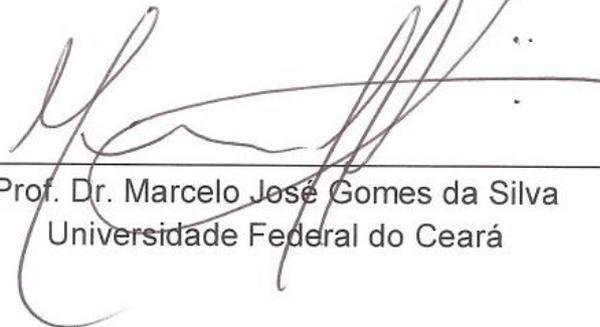
Aprovada em 15/02/2013

**BANCA EXAMINADORA**



---

Prof. Dr. Jeferson Leandro Klug (Orientador)  
Universidade Federal do Ceará



---

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva  
Universidade Federal do Ceará



---

Prof. Dr. Ricardo Emílio F. Quevedo Nogueira  
Universidade Federal do Ceará

**Tudo que é seu dará um jeito de  
chegar até você.**

**(Chico Xavier)**

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus pela minha existência, fé, amor e força espiritual para sobreviver com paciência e inteligência no dia-a-dia, e segundo ao meu Padrinho São José pela proteção.

Aos meus pais, Erasmo Nicácio e Zilce Marcelino, a razão de todas as minhas forças, pelo exemplo de vida, pelos incentivos e apoio à vida pessoal e profissional e pelas orações.

A Tereza Emilia, também razão das minhas forças, pelo incessante apoio, por estar ao meu lado e por sua importante presença em minha vida.

A todas as pessoas da Biblioteca Menezes Pimentel nas quais tenho excelente convívio e amizade em especial a Tereza Mendonça, Márcia, Margarida, Flávio, Tânia, Rômulo, Sheila Maria, Aline, Wanderson, Daniel, Hugo, Othon que caminharam comigo durante essa difícil estrada.

A todos os Professores do DEMM em especial aos professores Elineudo Pinho de Moura, Vicente Walmick Almeida Vieira, Jeferson Leandro Klug, Marcelo José Gomes da Silva, Igor Frota de Vasconcelos, Ricardo Emílio F. Quevedo Nogueira, Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Lindberg Lima Gonçalves, Cleiton Carvalho Silva, Hélio Cordeiro de Miranda, Marcelo Ferreira Motta, Walney Silva Araújo por todos os ensinamentos durante o curso de Engenharia Metalúrgica.

Ao Laboratório de Magnetismo e Materiais Magnéticos pelo apoio ao trabalho realizado em Difração de Raios – X, em especial ao Professor Igor Frota de Vasconcelos e ao Doutorando Oliveira Júnior.

Ao meu caro amigo Valdi Matos do Mestrado em Engenharia Mecânica pela sua importante amizade.

À Companhia Siderúrgica Nacional pela excelente experiência que tive no estágio supervisionado em especial aos Engenheiros Thiago Reis, Carlaine Fonseca (Gerente de Processos de Laminação a Quente), Caio Ferrari (Gerente de Desenvolvimento Industrial), Marcelo Vilela, Jonas Tirelo, Júlio Medrano, Marcelo Porto (Chefe da Qualidade da Laminação a Quente) pela excelente cooperação da experiência da vida na indústria.

## RESUMO

Aços C-Mn, isentos de microligantes e endurecidos por refino de grão geralmente constituem a matéria prima para a fabricação de rodas automotivas (aros e discos) para o setor automobilístico. Estes tipos de aços são produzidos na forma de bobinas a quente que podem chegar a mil e duzentos metros de comprimento por um metro e meio de largura, e essa produção é feita através do processo de Laminação de Tiras a Quente em Usinas Siderúrgicas Integradas como, por exemplo, a Companhia Siderúrgica Nacional, a USIMINAS, etc. Dentro do processo de produção de bobinas a quente, tem-se o trem de laminação (ou trem acabador contínuo em tandem mill). No atual projeto, o trem laminador utilizado pertence à CSN, e consiste de sete cadeiras de laminação. Através dele, ao longo de toda tira a quente, tanto na superfície como no meio da espessura, haverá, desde o meio da largura até regiões próximas das bordas, grãos austeníticos que se encontram a temperaturas acima da linha  $A_{r3}$  do diagrama Fe-C e que vão sendo recristalizados após cada passe de laminação (fenômeno conhecido como recristalização estática que se dá entre passes) e, assim, apresentam-se como grãos homogêneos e equiaxiais que dão garantias de propriedades metalúrgicas e mecânicas desejáveis para o processo de estampagem de rodas. Por outro lado, nas bordas das BQs devido à temperatura ser mais baixa e encontrar-se abaixo da  $A_{r3}$  na região bifásica inter-crítica, haverá grãos ferríticos que, a cada passe de laminação, vão sendo laminados e encruados originando grãos heterogêneos e alongados, que são indesejáveis para a fabricação de rodas, pois, devido a essas bordas, dentro do processo de estampagem, aumenta a probabilidade de trincas e de fraturas. Neste estudo, utilizaram-se diferentes espessuras de tiras laminadas a quente de um aço SAE 1010 C-Mn não microligado, onde são feitas análises metalúrgicas e de propriedades mecânicas para localização da região que dá segurança das melhores propriedades. São também apresentadas propostas de trabalhos futuros que irão garantir, além de melhores e excelentes propriedades, a redução de custos e o aumento de ganho de monetização para qualquer Usina Siderúrgica Integrada.

**Palavras – chave: laminação a quente, microestrutura homogênea, rodas de aço.**

## ABSTRACT

C-Mn steels, free from micro-alloying elements and hardened by grain refining generally constitute the raw material for the manufacture of automobile wheels (rims and discs) for the automotive industry. These types of steels are produced in the form of hot coils that can reach one thousand and two hundred meters in length by a one meter and a half wide, and this production is made through the hot-rolled process in Integrated steelworks such as the Companhia Siderúrgica Nacional, USIMINAS, etc. Within the production process of hot coils, there is the tandem mill. In the current project, the tandem mill used belongs to CSN, and it consists of seven roll stands. Through it, all along hot strip, both on the surface and in the middle of the thickness, there is, since the middle of the width up to regions near the edges, austenitic grains that are with temperatures above the  $A_{r3}$  line of the diagram Fe-C and they recrystallize after each pass of rolling process (phenomenon known as static recrystallisation that occurs between passes) and thus present themselves as homogeneous and equiaxial grains that guarantees metallurgical and mechanical properties desirable for the deep drawing process. On the other hand, on the edges of the hot coils due to the lower temperature and it below the  $A_{r3}$  in the biphasic region, there will be ferritic grains that, each pass of rolling process, laminated and work-hardened resulting in heterogeneous and elongated grains that are undesirable for the manufacture of wheels, because, due to these edges, inside the deep drawing process, increases the probability of cracks and fractures. In this study, were used different thickness of hot rolled strips of a SAE 1010 C-Mn steel free from alloying elements, then metallurgical and mechanical tests were performed to determine the regions with the best properties, i.e., the regions with homogeneous grains. Also there are presented proposals for further work that will ensure, as well as the best and excellent properties, cost reduction and increased monetization to any Integrated steelworks plant.

**Key-words: Hot strip, heterogeneous microstructure, steel wheels.**

## LISTA DE SIGLAS

$A_3$  – temperatura de transformação alotrópica de fase nos aços ao carbono, durante o resfriamento, de austenita para ferrita -  $\alpha$ ;

ABM – Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração;

BQ – bobina laminada a quente;

BQD – bobina laminada a quente decapada;

CCC – cúbica de corpo centrado;

CFC – cúbica de face centrada;

COSIPA – Companhia Siderúrgica Paulista;

CPs – corpos de prova;

CSN – Companhia Siderúrgica Nacional;

ERG – endurecido por refino de grão;

FDT – Finish Delivery Temperature – temperatura de acabamento final;

FET – Finish Entry Temperature – temperatura de entrada do trem acabador;

Fe -  $\alpha$  – fase ferrita em aços;

LDCs 4 – linhas de decapagens contínuas 4;

LE – limite de escoamento;

LM – lado motor da tira laminada a quente;

LO – lado operador da tira laminada a quente;

LR – limite de resistência;

LTQ – laminação de tiras a quente;

UFOP – Universidade Federal de Ouro Preto;

USIMINAS – Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1.</b> Exemplo de roda automotiva.....	1
<b>Figura 2.</b> Representação esquemática da linha de laminação a quente convencional da CSN.....	4
<b>Figura 3.</b> Vista externa de um dos fornos de reaquecimento de placas da Companhia Siderúrgica Nacional.....	5
<b>Figura 4.</b> Figura esquemática do fluxo de calor para as faces da placa durante o aquecimento [1].....	5
<b>Figura 5.</b> Curvas de resfriamento temperatura versus tempo. (a) Chapas de aço resfriadas ao ar e (b) Resfriamento por jato d'água.....	6
<b>Figura 6.</b> Trem Acabador Contínuo em <i>Tanden Mill</i> da CSN composto por sete cadeiras.....	7
<b>Figura 7.</b> Representações da transferência de calor da chapa fina para um cilindro de trabalho. Na região indicada pelo ângulo $\theta$ ( $^{\circ}$ ), há o contato direto do cilindro de laminação com a tira. Nesta região a tira perde calor para o cilindro [5].....	8
<b>Figura 8.</b> Variação da temperatura transversal de tiras durante a laminação a quente[5].....	9
<b>Figura 9.</b> Desenho esquemático do sistema de resfriamento <i>Laminar Flow</i> utilizado para controle da temperatura da tira a quente antes do bobinamento.....	10
<b>Figura 10.</b> Representação esquemática dos processos de restauração [9]....	11
<b>Figura 11.</b> Diagrama Tensão x Deformação ( $\sigma$ x $\epsilon$ ).....	12
<b>Figura 12.</b> Diagrama Tensão x Deformação relacionado com a temperatura do material.....	13
<b>Figura 13.</b> Representação esquemática do grão austenítico com: (a) Deformação inexistente; (b) Deformação pequena; (c) Deformação grande...	13
<b>Figura 14.</b> (a) Material laminado acima da temperatura crítica; (b) Material laminado abaixo da temperatura crítica [11].....	14
<b>Figura 15.</b> Representação esquemática da estrutura CCC e CFC e interstícios ocupados por átomos de carbono [1].....	15

<b>Figura 16.</b> Mapa de orientação de uma estrutura perlítica: em toda colônia de perlita existe somente uma orientação cristalográfica, evidenciando a existência de um único cristal de ferrita [13].....	16
<b>Figura 17.</b> Efeito do tamanho de grão sobre o LE e LR [1].....	17
<b>Figura 18.</b> Ilustração dos estágios do processo de laminação a quente controlada e as mudanças microestruturais em cada estágio [15].....	18
<b>Figura 19.</b> Representação esquemática da interferência de Raios-X.....	20
<b>Figura 20.</b> Bobina juntamente com o desponte feito na LDC 4 da CSN.....	23
<b>Figura 21.</b> Regiões das bobinas analisadas mecânica e metalograficamente	23
<b>Figura 22.</b> CPs juntamente com as baquelites.....	24
<b>Figura 23.</b> Carta de temperatura para espessura de 2,25 mm.....	25
<b>Figura 24.</b> Carta de temperatura para espessura de 3,00 mm.....	25
<b>Figura 25.</b> Perfil de temperatura medida ao longo da superfície das tiras.....	26
<b>Figura 26.</b> Perfil térmico transversal durante o trem de laminação.....	27
<b>Figura 27.</b> Vista micrográfica da transversal de uma tira a quente retirada durante o trem. Aumento de 200X.....	28
<b>Figura 28.</b> Gráfico: Temperatura X Posição na espessura da tira.....	29
<b>Figura 29.</b> Vista Micrográfica da Transversal da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado Motor.....	30
<b>Figura 30.</b> Vista Micrográfica da Transversal da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado Operador.....	30
<b>Figura 31.</b> Vista Micrográfica da Superfície da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado Motor.....	31
<b>Figura 32.</b> Vista micrográfica da superfície da BQ de 2,25 mm. Lado Operador.....	32
<b>Figura 33.</b> Vista tridimensional do LM da BQ de 2,25 mm de espessura.....	32
<b>Figura 34.</b> Vista tridimensional do LO da BQ de 2,25 mm de espessura.....	33
<b>Figura 35.</b> Vista micrográfica da transversal da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Motor.....	34

<b>Figura 36.</b> Vista micrográfica da transversal da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Operador.....	34
<b>Figura 37.</b> Vista micrográfica da superfície da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Motor.....	35
<b>Figura 38.</b> Vista micrográfica da superfície da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Operador.....	35
<b>Figura 39.</b> Vista tridimensional do LM da BQ de 3,00 mm de espessura.....	36
<b>Figura 40.</b> Vista tridimensional do LO da BQ de 3,00 mm de espessura.....	36
<b>Figura 41.</b> Vista esquemática do volume total de uma BQ.....	38
<b>Figura 42.</b> Espectro padrão de difração de raios-X para ferrita- $\alpha$ .....	39
<b>Figura 43.</b> Espectro de difração de raios-X obtido da seção superficial e transversal das bordas e do meio das BQs analisadas do aço em estudo.....	40
<b>Figura 44.</b> Cálculo do Thermocalc para 0,00% peso Mn.....	41
<b>Figura 45.</b> Cálculo do Thermocalc para 0,35% peso Mn.....	41
<b>Figura 46.</b> Cálculo do Thermocalc para 0,50% peso Mn.....	42
<b>Figura 47.</b> Representação das temperaturas em (a), (b) e (c) calculadas no Thermocalc para as distintas frações de Mn.....	43
<b>Figura 48.</b> Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação do diagrama Fe-C [12].....	43
<b>Figura 49.</b> Exemplo do ciclo térmico realizado no simulador <i>Gleeble</i> para determinação dos pontos de início e fim de transformação de fase no resfriamento com taxa controlada [1].....	45

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1.</b> Base de dados do Thermocalc.....	21
<b>Tabela 2.</b> Composição Química especificada para o aço em análise (Teor – % peso).....	22
<b>Tabela 3.</b> Propriedades Mecânicas especificadas para o aço em análise.....	22
<b>Tabela 4.</b> Correlação entre posição a partir da superfície tira a quente juntamente com a redução de temperatura respectiva, $\Delta T$ .....	29
<b>Tabela 5.</b> Propriedades Mecânicas das bordas e do meio da largura. Espessura de 2,25 mm.....	37
<b>Tabela 6.</b> Propriedades Mecânicas das bordas e do meio da largura. Espessura de 3,00 mm.....	37
<b>Tabela 7.</b> Análise de perdas metálicas para as BQs de espessuras de 2,05, 2,25 e 3,00 mm.....	39

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	1
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	3
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	4
3.1 – Características de linhas de laminação a quente de aços para rodas.	4
3.2 – Características metalúrgicas da laminação a quente de aços para rodas.....	10
3.3 – Microestruturas existentes no aço em estudo.....	14
3.3.1 – Ferrita.....	14
3.3.2 – Perlita.....	15
3.4 – Endurecimento do aço por refino de grão [1].....	16
3.5 – Controle de tamanho de grão pela deformação dos grãos de $\gamma$ .....	17
3.6 – Efeito da temperatura de acabamento na tira a quente.....	17
3.7 – Difração de Raios-X (DRX).....	19
3.8 – Termodinâmica computacional (Thermocalc).....	20
<b>4. METODOLOGIA</b> .....	22
4.1 – Propriedades especificadas do aço em análise.....	22
4.2 – Retirada das amostras das BQs para análises microestruturais.....	22
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	25
5.1 – Cálculo das temperaturas de acabamento nas tiras.....	25
5.2 – Análise da variação do perfil térmico superficial e transversal das chapas finas a quente dentro do Trem Acabador.....	25
5.2.1 – Variação do perfil térmico superficial no fim do Trem Acabador.....	25
5.2.2 – Temperaturas de acabamento medidas nas bordas das tiras.....	26
5.2.2.1 – Cálculo da FDT para as bordas da tira de espessura 2,25 mm.....	27

5.2.2.2 – Cálculo da FDT para as bordas da tira de espessura 3,00 mm.....	27
5.2.3 – Variação do perfil térmico transversal dentro do Trem Acabador.....	27
5.2.4 – Análise metalográfica para espessuras 2,25 e 3,00 mm.....	29
5.2.4.1 – Micrografia para espessura de 2,25 mm.....	29
5.2.4.2 – Micrografia para espessura de 3,00 mm.....	33
5.2.5 – Análise das propriedades mecânicas.....	37
5.2.6 – Cálculo da perda metálica da apara em percentagem (%PM <sub>apara</sub> ).....	38
5.3. Comprovação da existência de ferrita- $\alpha$ pela Difração de Raios-X.....	39
5.4. Ponto de vista termodinâmico a partir do Thermocalc.....	40
5.5. Determinação das temperaturas críticas de transformação de fase ( $A_{r1}$ e $A_{r3}$ ) sob deformação mecânica.....	44
5.6. Construção da curva CCT para o aço em análise. ....	44
5.7. Considerações finais.....	45
<b>6. CONCLUSÕES.....</b>	<b>46</b>
<b>7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS.....</b>	<b>47</b>
7.1 – Proposta para trabalhos atuais.....	47
7.2 – Proposta para trabalhos futuros.....	47
<b>8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>48</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O aço é um material com propriedades que apresentam grandes variações, em função de sua composição química e histórica de tratamento termomecânico (ABM, Introdução à Siderurgia 2010).

Hodiernamente, a produção mundial do aço está se tornando cada vez mais necessária ao homem, pois a demanda em diferentes setores do mercado vem aumentando consideravelmente, como, por exemplo, para produção de esculturas, utensílios domésticos, embalagens e recipientes que requerem resistências mecânicas, nas construções civis, além do consumo de energia que vem aumentando, da agricultura, do aumento progressivo de meios de transporte que torna necessária a produção de aros e rodas automotivas, etc.

No caso de produção de aros e de rodas automotivas – Figura 1 – (ou estampagem de rodas) é necessário que o aço utilizado para tal fim possua indispensavelmente excelentes propriedades mecânicas e metalúrgicas. Essas duas características são obtidas dentro do processo de laminação de tiras a quente nas usinas siderúrgicas integradas como, por exemplo, na CSN, na COSIPA, na USIMINAS, etc.

Figura 1 – Exemplo de roda automotiva.



O presente trabalho faz o estudo detalhado e embasado, teórico e prático, especificamente dentro do trem contínuo em *tandem mill*, (conhecido comumente como trem acabador, final ou de laminação situado dentro do processo de laminação a quente) das causas da geração de granulação heterogênea situada superficial e transversalmente na microestrutura nas bordas da tira laminada a quente do aço analisado. Essa heterogeneidade promove propriedades mecânicas e metalúrgicas indesejáveis e que causam problemas futuros, como trincas nas quais podem ou não causar fraturas no material durante e após a estampagem de rodas. Desta forma, este trabalho de conclusão de curso realiza investigações e propõe trabalhos futuros como medidas corretivas das causas metalúrgicas para esses problemas de heterogeneidades.

O material em estudo é um aço C-Mn, não microligado e endurecido por refino de grão. Para os aços ERG, a condição do processo de laminação a quente produz, com exceção das bordas do laminado, ao longo de toda bobina a quente, uma estrutura equiaxial e homogênea de grãos refinados que garante

propriedades mecânicas e metalúrgicas adequadas para o processo de produção de rodas automotivas.

São realizados, inicialmente, estudos experimentais para investigação da origem da heterogeneidade de grãos, provenientes da ferrita laminada intercriticamente dentro do trem acabador nas regiões das bordas das tiras. Também é utilizada a técnica de Difração de Raios-X para comprovação de ferrita- $\alpha$  no aço em análise, além do uso da Termodinâmica Computacional (Thermocalc) para cálculos da variação da linha  $A_3$  do diagrama de fases Fe-C devido à adição de Mn na faixa de 0,35 a 0,50% em peso.

## **2. OBJETIVOS**

Avaliar a microestrutura das bordas da tira laminada a quente e propor alternativas para redução ou corte de perda metálica em casos em que o material será conformado e aparado pelo cliente. Sendo o material um aço C-Mn SAE 1010 e endurecido por refino de grão destinado à produção de rodas automotivas.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

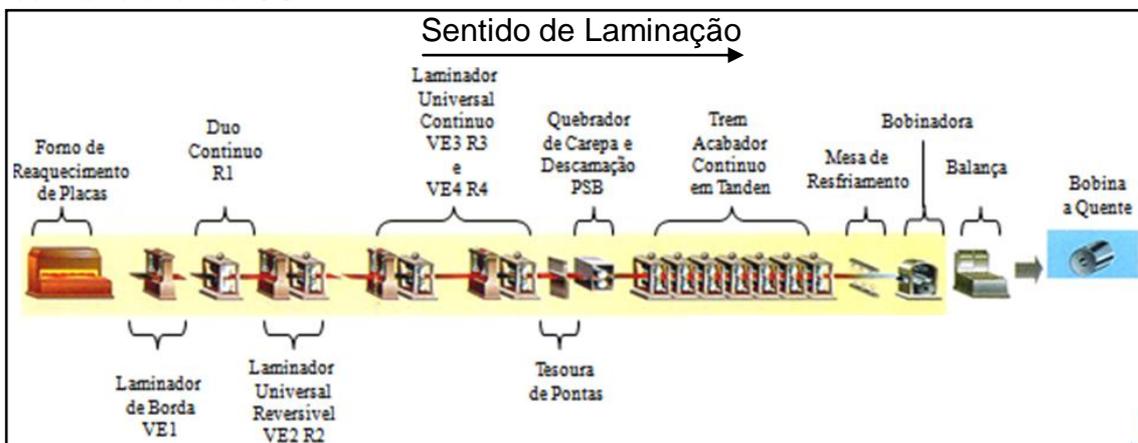
#### 3.1. Características de linhas de laminação a quente de aços para rodas.

Geralmente, através do processo de laminação a quente com a temperatura de acabamento acima de  $A_{r3}$  realizado nas Usinas Siderúrgicas Integradas, obtém-se os aços para rodas automotivas.

Para o processo de fabricação de rodas, normalmente o termo técnico utilizado para os produtos durante a laminação a quente é chapa fina a quente, que são chapas com espessura entre 1,20 e 5,00 mm e com largura superior a 500 mm, fornecido em forma plana, cuja espessura final é obtida por laminação a quente.

Aços laminados a quente praticamente não exibem textura cristalográfica mais pronunciada, em razão de sua alta temperatura de processamento. Esta condição resulta em propriedades mecânicas e características de conformabilidade isotrópicas em relação ao plano das tiras [1]. A linha de laminação a quente utilizada para este trabalho foi uma linha convencional da CSN como mostra a Figura 2, a seguir.

Figura 2 – Representação esquemática da linha de laminação a quente convencional da CSN.



Na Figura 2 se observa uma linha convencional composta de um forno de reaquecimento de placas (Figura 3 – a CSN de Volta Redonda atualmente possui quatro fornos de reaquecimento), quatro laminadores desbastadores ou esboçadores (apresentados como R – *Roughing mill*) e quatro laminadores verticais (apresentados como V). As placas são reaquecidas e homogeneizadas termicamente no interior dos fornos de reaquecimento do tipo *Walking Beam*, a temperaturas de 1200 a 1250°C.

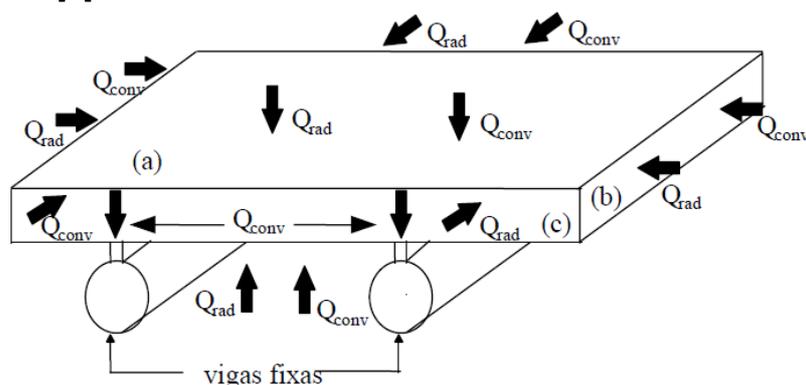
Figura 3 – Vista externa de um dos fornos de reaquecimento de placas da Companhia Siderúrgica Nacional.



A principal função dos fornos de reaquecimento é elevar a temperatura dos lingotes de aço (ou placas), até torná-las plásticas o suficiente para serem processadas no processo de laminação a quente, para obtenção da seção desejada (dimensão e/ou formato) [2].

Interiormente ao forno entre suas paredes, ocorrem trocas térmicas por convecção e radiação, que são resultantes do produto da combustão dos combustíveis líquidos e/ou gasosos utilizados juntamente com a placa de reaquecimento. Por condução térmica, tem-se que o calor líquido absorvido na superfície da placa é transferido para o interior dela. De acordo com os estudos feitos por Chagas [1], do ponto de vista de transferência de calor, e sendo a radiação térmica o principal mecanismo atuante, o processo de aquecimento da placa nos fornos deve ser tratado como um problema de radiação térmica entre as paredes do forno e a placa, considerando um meio interveniente que é o gás que é resultado da combustão que possui características de emissão, absorção e transmissão de calor. A Figura 4 a seguir representa esquematicamente os fluxos de calor que atuam sobre as placas no interior dos fornos.

Figura 4 – Figura esquemática do fluxo de calor para as faces da placa durante o aquecimento [1].



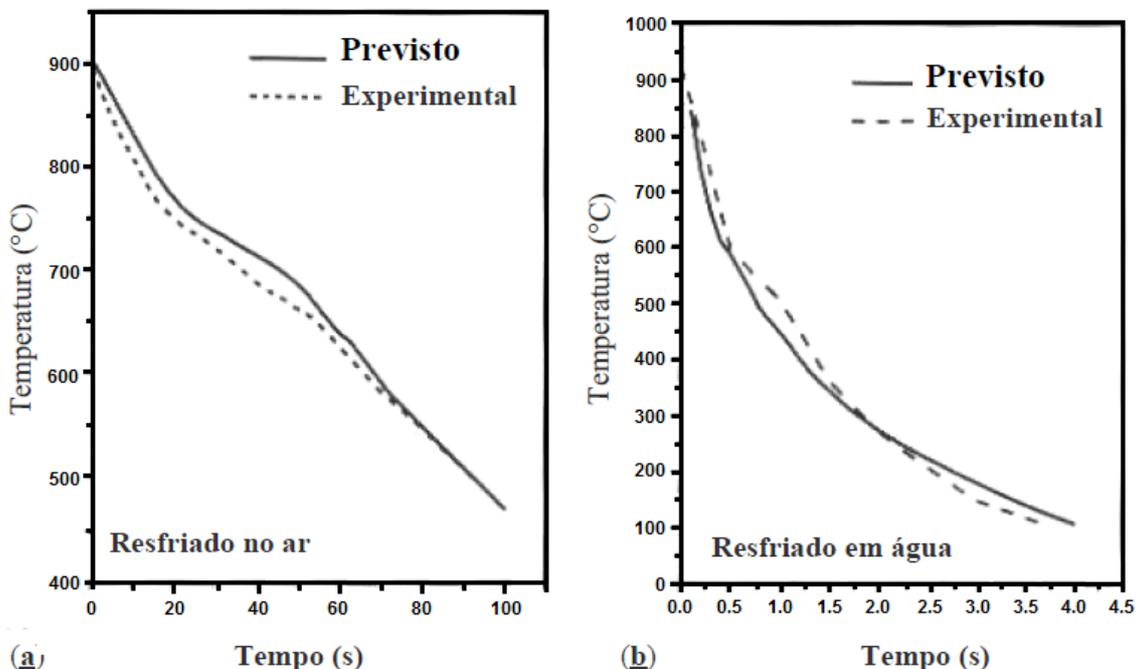
Dois fatores importantes fazem a placa perder temperatura desde o desenformamento dela até sua entrada do laminador de desbaste que se encontra no início do processo LTQ, e é onde são dados os primeiros passes de laminação, um deles é a radiação térmica e o outro é a convecção. No processo de descarepação que acontece antes do primeiro contato da placa com o primeiro cilindro de desbaste, a perda de temperatura dela se dá, principalmente, pelo jato laminar d'água que é pressurizado sobre as faces do material no qual se conhece por convecção forçada para água. Assim que a água entra em contato com as faces do material ela muda de estado físico.

A temperatura dos esboços (produto da laminação de desbaste) ou das chapas (produto da laminação de acabamento), durante a laminação a quente, sofre uma variação da superfície para o centro da espessura, sendo, claramente, maiores no interior do material [3].

De acordo com Serajzadeh [4], a queda de temperatura de uma tira ao ar livre (ao sair dos fornos de reaquecimento ou entre passes) segue um padrão não retilíneo como mostra a Figura 5-a. Por outro lado, quando o material sofre perda de temperatura devido à convecção forçada para água, o padrão de resfriamento é mais intenso, com a curva de perda de temperatura apresentando maior curvatura quando comparada com o tempo como mostra a Figura 5-b.

Figura 5 – Curvas de resfriamento temperatura versus tempo:

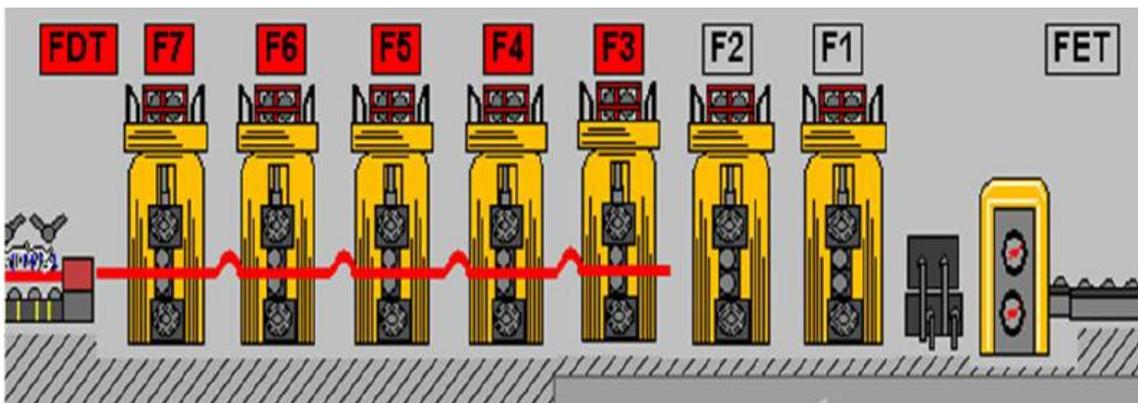
(a) Chapas de aço resfriadas ao ar e (b) Resfriamento por jato d'água.



Para obtenção dos grãos refinados e das excelentes propriedades mecânicas do aço em análise são obtidos dentro do trem de laminação quando a temperatura final de acabamento (conhecida também como Finish Delivery Temperature – FDT) encontra-se adequada de tal forma que ao longo de todo o laminado se tenha grãos homogêneos e equiaxiais que foram recristalizados em cada passe de laminação.

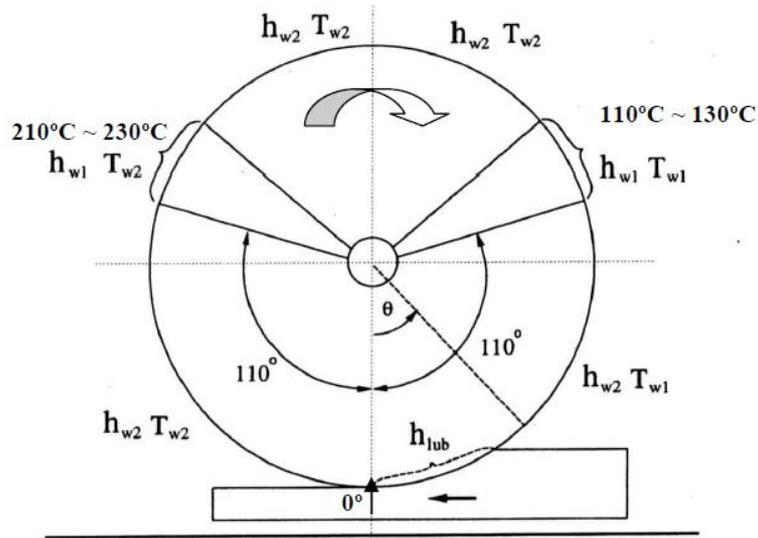
Através da Figura 6, abaixo, observa-se que o trem acabador da CSN é composto por sete cadeiras descritas como F1, F2, F3, F4, F5, F6 e F7, onde FET significa *Finish Entry Temperature* (Temperatura de Entrada do Trem Acabador). À medida que a tira vai sendo submetida ao passar por cada cadeira de laminação, sua espessura vai sendo reduzida, pois as taxas de deformação vão aumentando, e sua temperatura também vai caindo, pois ela tem contato com os cilindros de trabalho, água de refrigeração e radiação térmica. O par térmico especificado para FDT se dá entre faixa de 850 a 910°C, temperaturas medidas no meio da largura do laminado por um pirômetro localizado imediatamente na saída do trem.

Figura 6 – Trem Acabador Contínuo em *Tandem Mill* da CSN composto por sete cadeiras.



Quando se acompanha a trajetória da tira ao longo de um trem acabador, pode-se destacar que a temperatura da tira na entrada da primeira cadeira de laminação do trem acabador será reduzida principalmente por entrar em contato com os cilindros de trabalho [5]. A Figura 7 de Serajzadeh [5], mostra a perda aproximada da temperatura da tira devido ao contato chapa-cilindro. É importante enfatizar que este fenômeno também ocorre nos laminadores de desgaste e nas demais cadeiras do trem de *tandem mill*.

Figura 7 – Representações da transferência de calor da chapa fina para um cilindro de trabalho. Na região indicada pelo ângulo  $\theta$  ( $^{\circ}$ ), há o contato direto do cilindro de laminação com a tira. Nesta região a tira perde calor para o cilindro [5].



A perda de calor da tira para os cilindros faz com que estes tenham um aquecimento rápido e intenso. A condução de calor para os cilindros de trabalho é proporcional ao seu contato com as tiras, ou seja, quanto maior for o contato do cilindro com a tira, maior será o ângulo  $\theta$  ( $^{\circ}$ ), já que maior também será a pressão dos cilindros exercida no material que está sendo laminado.

De acordo com Zhou [6], o incremento da força de laminação aumenta a transferência de calor, enquanto os fluidos lubrificantes reduzem a extração de energia térmica. O modelo matemático a seguir proposto por Zhou [6] apresenta o coeficiente de transmissão de calor estabelecido no contato cilindro-tira, em função da pressão de contato. Sendo  $h_d$  o coeficiente de transferência de calor dado em  $\text{kW/m}^2 \cdot \text{K}$  e  $p$  a pressão de contato dada em MPa, tem-se:

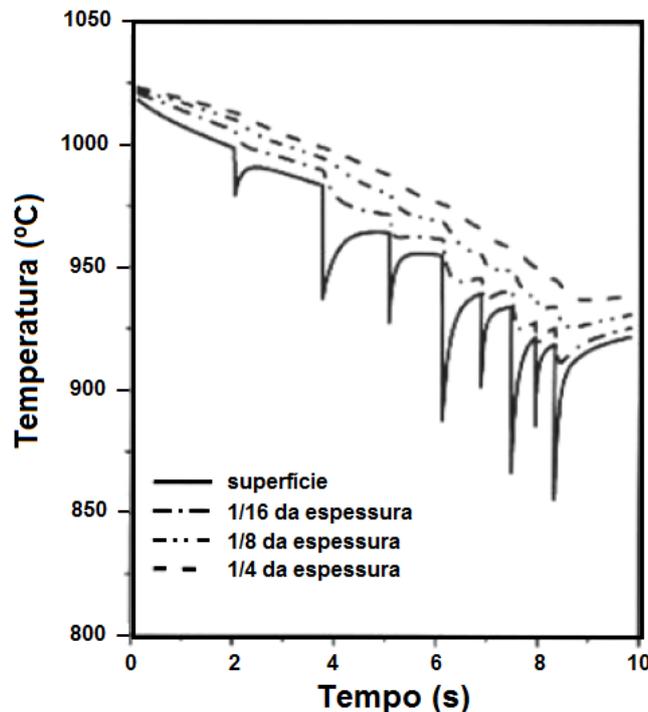
$$h_d = 696,5 \cdot p - 34396 \text{ (Equação 1) [6]}$$

A partir da Equação 1, tem-se que  $p$  é proporcional a  $h_d$ . Obviamente, as temperaturas de início da tira e dos cilindros são variáveis bastante importantes.

Apesar de se ter uma redução da temperatura da tira devido aos fatores já mencionados anteriormente, além do contato tira-cilindro, por outro lado, tem-se a tendência de aquecimento devido ao calor gerado na deformação plástica do material, incluindo-se o efeito do atrito entre a chapa plana e os cilindros de laminação. De acordo com Devadas e Samarasekera [7], a redução de temperatura da tira quando entra em contato com os cilindros depende da quantidade de deformação aplicada no passe de laminação. Quanto maior for a pressão aplicada à chapa fina a quente, maior será o contato tira-cilindro, maior será o ângulo  $\theta$ , maior será o gradiente térmico, conseqüentemente maior será a perda térmica da tira para o cilindro de trabalho.

Após o primeiro contato com a primeira cadeira de laminação do trem acabador, entre passes de laminação, a chapa perde temperatura devido à radiação térmica, ao ar em sua volta e principalmente por convecção para a água despejada sobre suas superfícies. Desta forma, entre passes de laminação, a tira tende a reduzir sua temperatura com uma taxa de resfriamento menor do que em contato com os cilindros de laminação. A tira ao entrar em contato com os laminadores subsequentes, é submetida aos mesmos efeitos apresentados para o primeiro laminador. Assim, o resfriamento da tira a quente dentro do processo do trem acabador, pelas considerações anteriores, deve seguir um perfil padrão não linear com o tempo, principalmente na superfície como mostra Serajzadeh e Tahaeri [5], na Figura 8 a seguir que mostra a evolução térmica de uma tira de aço ao longo do trem de *tandem* composto por sete cadeiras. Analisando a Figura 8, a seguir, percebe-se que a temperatura na superfície é muito mais irregular quando comparado com a do centro da espessura.

Figura 8 – Variação da temperatura transversal de tiras durante a laminação a quente [5].



A queda significativa de temperatura na superfície do material que é referente aos picos apresentados na figura anterior ocorre devido à água utilizada para refrigeração e principalmente devido ao contato da tira com os cilindros de laminação [5]. Por outro lado, entre os passes de laminação, ou regiões entre cadeiras, acontece a condição transiente de condução de calor através da transversal da tira do interior para a superfície. De acordo com Serajzadeh e Taheri [5], ignorando a condução de calor ao longo do sentido de laminação devido à alta velocidade do material nesta direção, a Equação 2 de transferência de calor para o metal laminado pode ser expressa como na Equação 2 a seguir.

Equação 2 [5]:

$$\frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} = \rho c \frac{\partial T}{\partial t}$$

Na Equação 2,  $\rho$  é a densidade do material,  $c$  é o calor específico, e  $k$  é a condutividade térmica do material laminado.  $Q$  representa a taxa volumétrica de geração de calor que surge da deformação.

Imediatamente após a última cadeira de laminação (ou último passe de laminação), precisamente entre o trem acabador e as bobinadeiras, encontra-se a mesa de resfriamento forçado. Na CSN utiliza-se o sistema de resfriamento do tipo *Laminar Flow* (Figura 9) que é o melhor sistema (como o próprio nome já mostra é do tipo Laminar), pois ele possibilita um melhor controle da temperatura de bobinamento da tira.

Figura 9 – Desenho esquemático do sistema de resfriamento *Laminar Flow* utilizado para controle da temperatura da tira a quente antes do bobinamento.

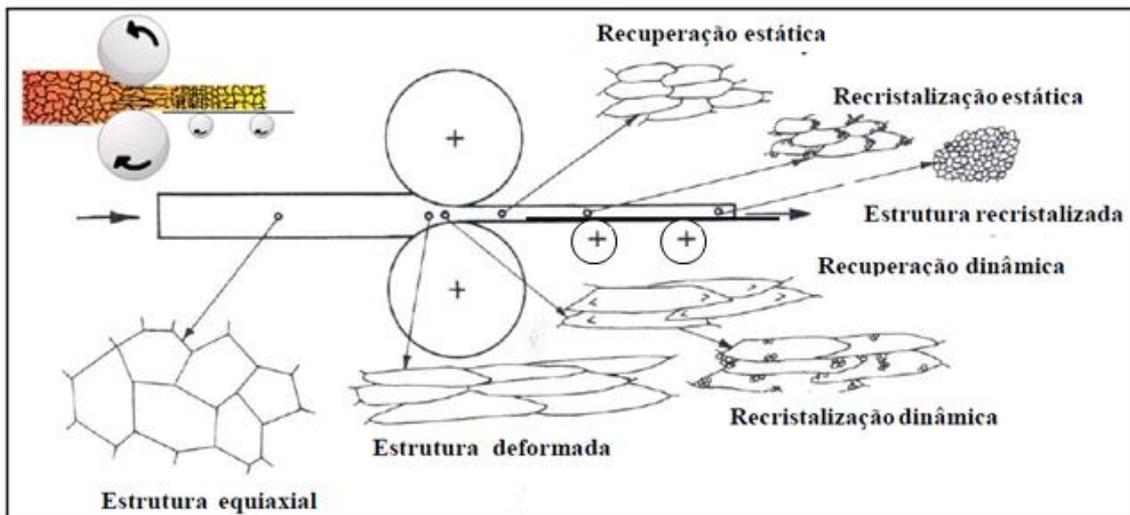


### 3.2. Características metalúrgicas da laminação a quente de aços para rodas.

Uma forma bastante eficaz e segura de se estudar as características metalúrgicas da laminação a quente em chapas finas é analisar o desenvolvimento microestrutural que acontece no material devido ao efeito da deformação e da temperatura de laminação. A cada passe de laminação que é submetida à tira, desde o início do processo no laminador desbastador até o trem acabador, tem fundamental importância e influência tanto nas propriedades mecânicas quanto metalúrgicas dos aços baixo carbono, pois ocorrem os fenômenos de encruamento, restauração e precipitação no material. Antes dos passes de laminação que o material irá sofrer, é importante se ter o conhecimento das propriedades mecânicas e metalúrgicas especificadas do material a ser laminado, pois desta forma tem-se um excelente controle durante todo o processo de laminação a quente, além de ser muito importante manter uma alta produtividade e manter a integridade dos cilindros de trabalho que são materiais bastante caros para as usinas.

Quando um aço baixo carbono é conformado na temperatura de austenitização, sua densidade de discordâncias cresce, e, por conseguinte, há o desenvolvimento de uma subestrutura internamente aos grãos austeníticos deformados, fazendo com que se tenha uma melhor distribuição das discordâncias criadas. Um melhor arranjo de discordâncias é promovido devido aos fenômenos da recuperação estática que ocorre entre passes, e de recuperação dinâmica que ocorre durante os passes. A Figura 10 mostra esquematicamente os processos de restauração que ocorrem quando a austenita é deformada no processo de laminação a quente, processos nos quais determinam a evolução da microestrutura do material laminado. De acordo com Mctegart [8], nos aços baixo carbono, os processos de recuperação (estática e dinâmica) e de recristalização estática são importantes para o estabelecimento da microestrutura e das propriedades mecânicas finais. Quando se conforma um material, termodinamicamente sua energia livre de Gibbs interna aumenta e passa para um estado de não-equilíbrio, voltando o material ao estado inicial através da diminuição da densidade de defeitos devido aos processos de restauração mostrados na Figura 10.

Figura 10 – Representação esquemática dos processos de restauração [9].



Sabendo que a força motriz ( $F_R$ ) para a recuperação e recristalização é a redução da densidade de discordâncias, para o caso de recristalização a  $F_R$  é modelada da seguinte forma:

$$F_R = \mu \cdot b^2 \cdot \Delta\rho / 2 \text{ (Equação 3) [9]}$$

Onde:

$\mu$ : módulo de cisalhamento relacionado à matriz metálica;

$b$ : vetor de burgers;

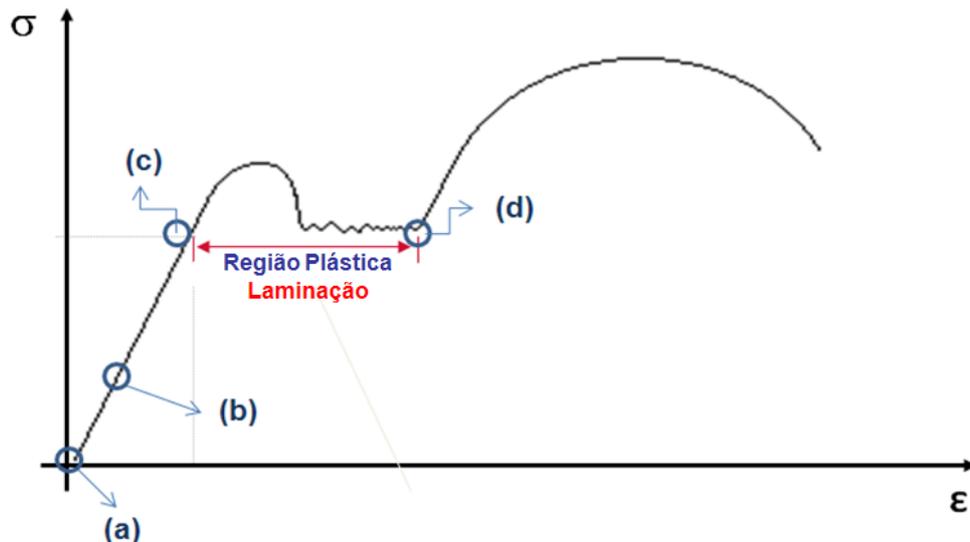
$\Delta\rho$ : variação da densidade de discordâncias associada com a migração da frente de recristalização em direção à região deformada.

Uma maneira de se revelar os fenômenos metalúrgicos que acontecem durante a deformação a quente de um aço consiste em se determinar sua curva de tensão x deformação ( $\sigma \times \epsilon$ ), mantendo-se constantes a temperatura e a velocidade com que a deformação é aplicada. Um exemplo particularmente

bastante útil neste caso a se estudar é a deformação por torção, já que somente um único ensaio de torção, utilizando um único corpo de prova, permite levantar esta curva  $\sigma \times \epsilon$  completa. Para se determinar esta curva por completo, através dos ensaios de compressão são necessários vários ensaios, um para cada grau de deformação. Os ensaios de tração são ainda mais limitados quando se quer montar esta mesma curva completa, pois, mesmo a quente, os corpos de prova submetidos à tração apresentam empescoçamento (estricção) para um grau de deformação relativamente pequeno, impedindo, portanto, a determinação da curva por toda faixa de graus de deformação [10].

Para se entender melhor a restauração na laminação a quente, analisar-se-á a recristalização dinâmica através do diagrama tensão x deformação utilizando a Figura 11 [10]. Do ponto (a) ao (c) dá-se a região elástica do material, enquanto que do ponto (c) ao (d) dá-se a região plástica do mesmo, aonde acontece o fenômeno de laminação a quente.

Figura 11 – Diagrama Tensão x Deformação ( $\sigma \times \epsilon$ ).

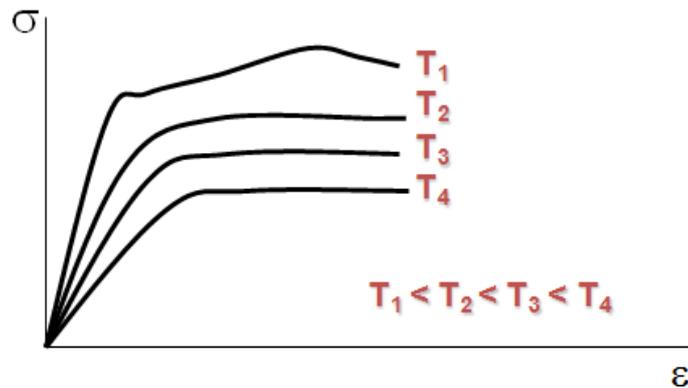


- Ponto a: o material ainda não sofreu deformação (tensão e deformação nulas);
- Ponto b: no início da deformação ocorre encruamento no material, o que, por conseguinte, o mesmo aumenta sua resistência à deformação. Este aumento é diretamente proporcional à geração de defeitos cristalinos no material devido à deformação. O encruamento no material aumenta o potencial termodinâmico necessário para os processos de restauração subsequentes;
- Ponto c: depois de certo grau de deformação, a taxa de aumento da resistência mecânica e também do encruamento diminui. Uma vez que a temperatura é alta o suficiente, inicia-se o processo de recuperação dinâmica, ou processo de recuperação simultânea à aplicação de deformação;

- Ponto d: quando a recuperação simultânea passa a operar de forma plena, ocorre um balanço perfeito entre criação e aniquilação de defeitos, traduzindo, desta forma, num patamar de resistência à deformação.

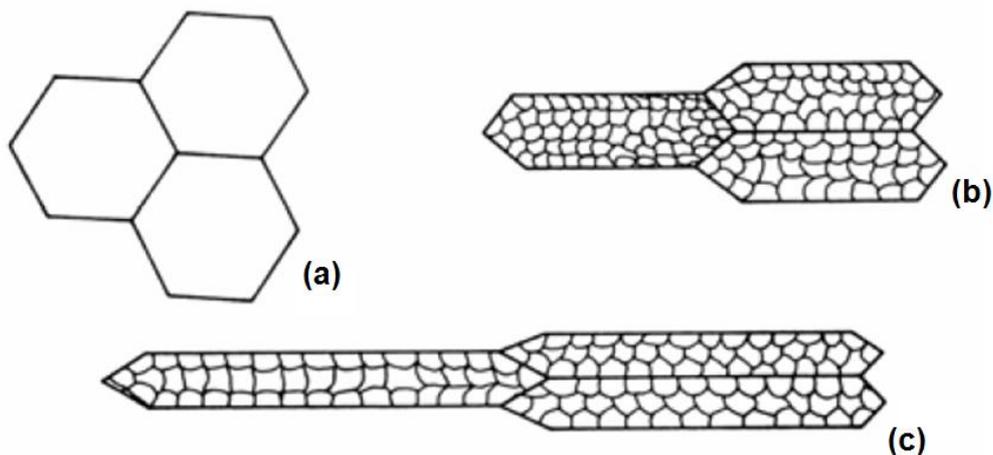
Outro fator muito importante é que a resistência à deformação plástica do material reduz com o aumento da temperatura como mostrado na Figura 12 a seguir.

Figura 12 – Diagrama Tensão x Deformação relacionado com a temperatura do material.



A partir da Figura esquemática abaixo, tem-se uma visualização de como o grão austenítico fica de três formas distintas quando submetido à recristalização dinâmica no caso de não deformado (a), quando sofre uma pequena deformação (b) e quando é deformado bastante (c).

Figura 13 – Representação esquemática do grão austenítico com: (a) Deformação inexistente; (b) Deformação pequena; (c) Deformação grande.

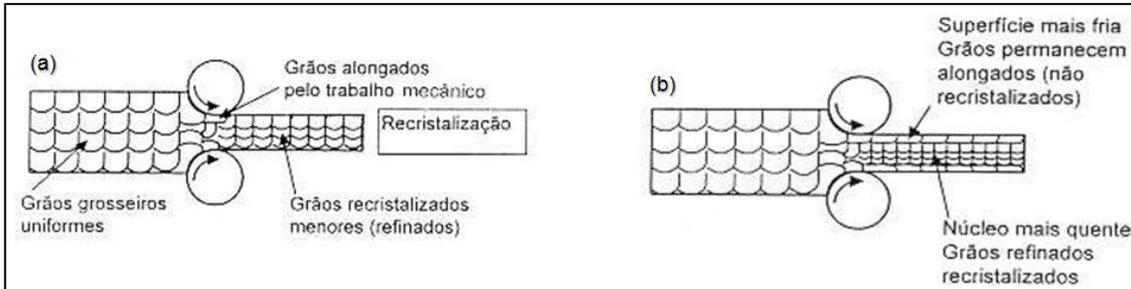


Os processos de recuperação podem apenas levar à formação de subgrãos equiaxiais dentro de antigos grãos do material, nos quais ficam com o formato alongado devido à deformação que foi aplicada.

É de extrema importância que o material ao ser laminado no trem acabador, sua temperatura esteja acima da temperatura crítica (acima de  $A_{r3}$ ),

pois desta forma garante-se a homogeneidade da microestrutura após o passe de laminação, como mostrado na Figura 14-a.

Figura 14 – (a) Material laminado acima da temperatura crítica; (b) Material laminado abaixo da temperatura crítica [11].



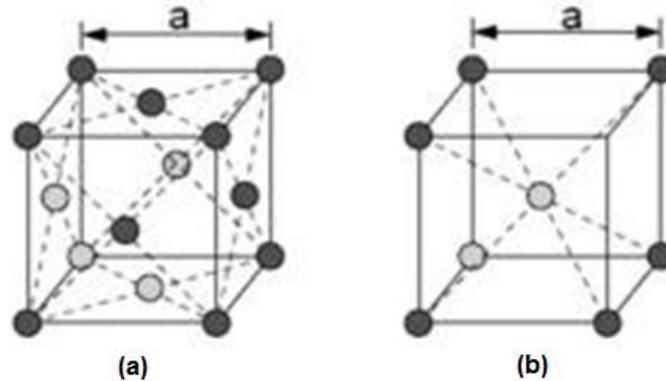
### 3.3 Microestruturas existentes no aço em estudo.

#### 3.3.1. Ferrita.

Ferrita (ou ferro- $\alpha$ ) apresenta uma estrutura cristalina CCC, é um material de baixa dureza e alta ductilidade, existente até a temperatura de  $912^{\circ}\text{C}$ , sendo magnética até  $768^{\circ}\text{C}$  (Temperatura Curie). Apresenta uma solubilidade máxima de carbono igual a  $0,022\%$  a  $727^{\circ}\text{C}$  e diminui para  $0,008\%$  à temperatura ambiente. Assim, até  $0,008\%$  de carbono, o produto siderúrgico seria chamado de ferro comercialmente puro. A ferrita forma-se por difusão, nucleia de forma preferencial nos contornos de grão da austenita. Com a redução da temperatura, ou aumento da taxa de resfriamento a ferrita passa a nuclear também no interior do grão austenítico, formando a ferrita de Widmanstätten intragranular [12].

Átomos de carbono provocam uma deformação anisotrópica na estrutura CCC da ferrita. Isto se deve ao fato dos átomos de ferro da rede cristalina não serem equidistantes em relação aos interstícios ocupados pelo carbono (Fig. 15-a), que por isso provoca distorções diferentes em cada direção. Esta distorção na rede dificulta a movimentação dos contornos de grão e, por isso, provoca aumento na resistência mecânica do material. No caso da estrutura CFC (Figura 15-b) o carbono provoca uma expansão isotrópica devido à ocupação de sítios octaédricos (equidistantes de todos os átomos de ferro), daí causam menor impacto do aumento da resistência do mesmo.

Figura 15 – Representação esquemática da estrutura CCC e CFC e interstícios ocupados por átomos de carbono [1]: (a) Estrutura CCC; (b) Estrutura CFC.

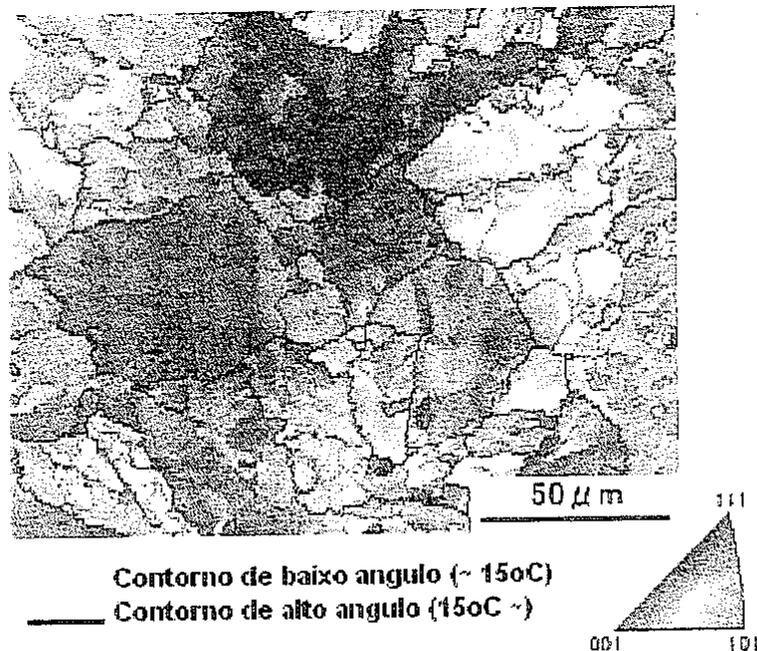


### 3.3.2. Perlita.

A perlita não é uma fase, mas sim mistura de fases e é constituída de lamelas alternadas de ferrita (macia e dúctil) e cementita (dura e frágil). A transformação alotrópica de austenita para ferrita provoca a segregação de carbono, resultando na formação de carbonetos. A transformação da microestrutura ferrita-perlita requer condições cinéticas (tempo e temperatura elevados) que favorecem a nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grão da austenita e seu crescimento por difusão. Isto pode ser obtido quando não é adotado resfriamento acelerado após a laminação.

Em várias publicações a perlita tem sido descrita como camadas alternadas de ferrita e cementita. Segundo Bhadeshia [13], a perlita deve ser vista como uma colônia formada por um bi-cristal de cementita e ferrita interpenetrados entre si. Segundo ele a análise de orientação cristalográfica de perlita (Figura 16) evidencia que em toda colônia tem-se a mesma orientação cristalográfica. Assim, torna-se mais razoável definir como parâmetro de avaliação da perlita o tamanho da colônia em si e não somente a distancia entre lamelas. Devido ao fato de existir na forma de colônia a diminuição de espessura das lamelas da perlita não aumenta significativamente a tenacidade, pois, segundo um bi-cristal, sempre haverá um caminho preferencial para eventuais trincas atravessar todo cristal. Entretanto, a diminuição das lamelas implica no aumento da resistência.

Figura 16 – Mapa de orientação de uma estrutura perlítica: em toda colônia de perlita existe somente uma orientação cristalográfica, evidenciando a existência de um único cristal de ferrita [13].



### 3.4. Endurecimento do aço por refino de grão [1].

Há dois tipos de modelo para a melhoria das propriedades mecânicas do aço pelo aumento do refino de grão. Por um lado, sabe-se que os contornos agem como barreiras ao movimento das discordâncias. Por outro lado, tem-se que o contorno de grão atua como fonte geradora de discordâncias. Apesar dessas duas teorias serem diferentes, ambas se completam com o propósito de que uma elevada densidade de discordâncias é prejudicial à sua movimentação. Assim, um número elevado de discordâncias em movimento implica num menor deslocamento líquido, isto é, numa menor deformação plástica.

A melhoria das propriedades mecânicas por refino de grão, de acordo com o modelo de empilhamento de discordâncias, é expresso matematicamente pela expressão matemática de *Hall Petch*:

$$\sigma_y = \sigma_i + k \cdot d^{-1/2} \text{ (Equação 4)}$$

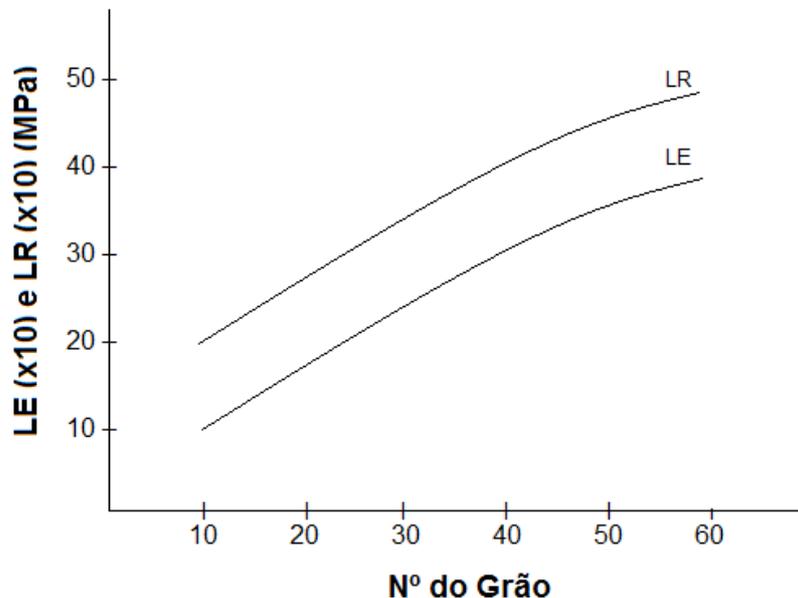
Onde,  $\sigma_y$  e  $\sigma_i$  são as tensões de escoamento do aço e de tensão de fricção oposta ao movimento das discordâncias, respectivamente;  $d$  é o tamanho médio de grão do aço e  $k$  é a constante ligada ao destravamento das discordâncias.

Quando se tem matriz ferrítica de grãos grosseiros, o empilhamento de discordâncias nos contornos de grão é maior que em materiais de granulação fina, e isso faz com que haja uma alta concentração de tensões no grão

vizinho, que aumenta com a quantidade de discordâncias empilhadas. Desta forma, em materiais com granulação mais grosseira, o efeito de aumento da tensão no grão adjacente é maior quando comparado com materiais que têm grãos finos que têm necessidade da aplicação de uma tensão maior externa, pois somente assim sofre deformação plástica.

O refinamento de grão, não somente é um mecanismo eficaz para o aumento da resistência mecânica do material analisado, mas também é o único capaz de aumentar a ductilidade e tenacidade do mesmo. De acordo com Chagas [1], a Figura 17 nos mostra que o LE e de LR são inversamente proporcionais ao N° de grão considerando que a abcissa representa (“N° do grão”) e denota um parâmetro industrial que corresponde aproximadamente ao inverso do tamanho de grão.

Figura 17 – Efeito do tamanho de grão sobre o LE e LR [1].



### 3.5. Controle de tamanho de grão pela deformação dos grãos de $\gamma$ .

Na deformação dos aços endurecidos por refino de grão, parte da deformação total é realizada na faixa de temperaturas entre a temperatura de não recristalização de austenita ( $T_{nr}$ ) e a temperatura de início de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  ( $A_{r3}$ ). Nesta faixa de temperatura, a recristalização de  $\gamma$  é retardada pelo “arraste de soluto” e, principalmente, pelo ancoramento dos contornos de grão por precipitados finos induzidos pela deformação plástica, resultando em grãos austeníticos alongados que levam a um refino adicional do grão.

### 3.6. Efeito da temperatura de acabamento na tira a quente.

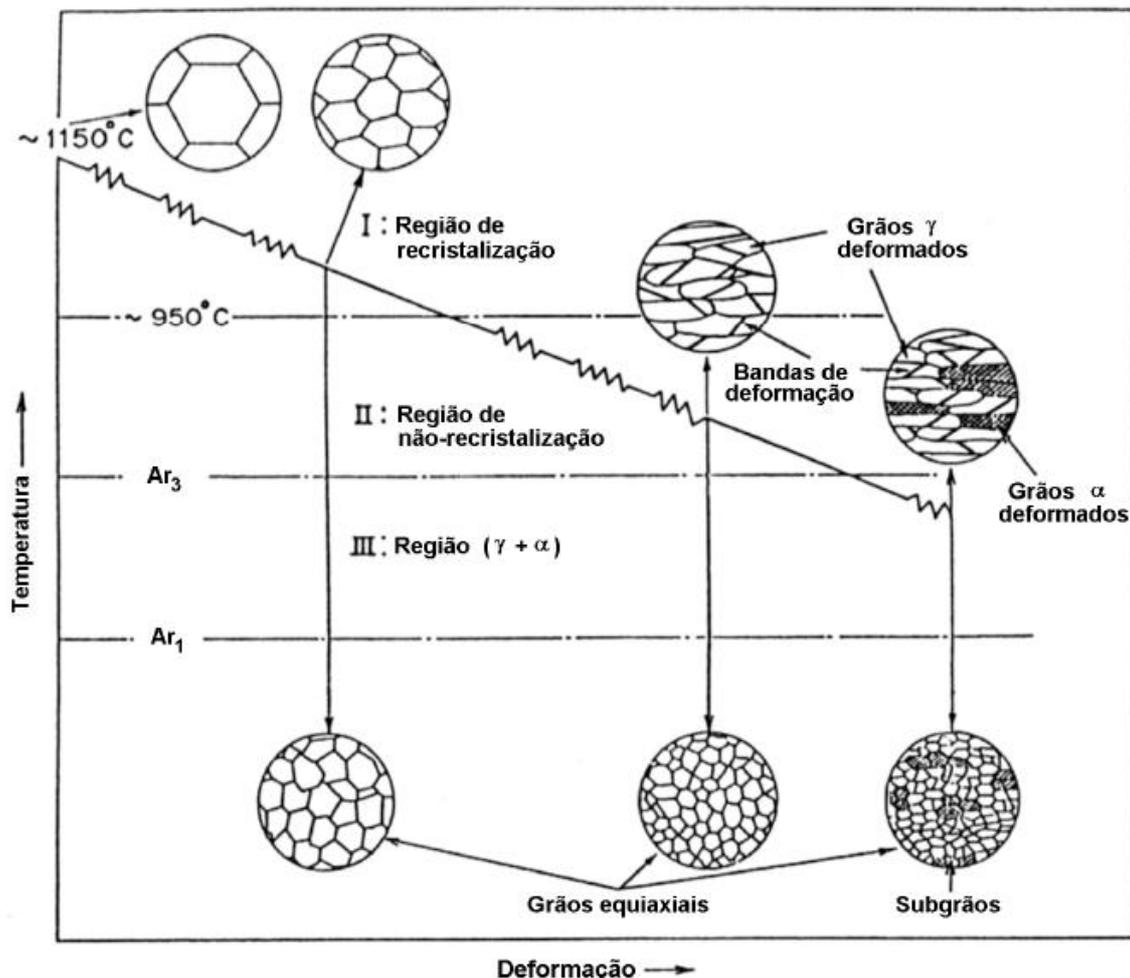
A temperatura medida por um pirômetro localizado imediatamente após a última cadeira do trem acabador é chamada de temperatura de acabamento final (ou do inglês, FDT – Finished Delivery Temperature). A FDT influencia no tamanho do grão ferrítico, na precipitação e, portanto, nas propriedades

mecânicas finais dos aços ERG. A temperatura final é dependente da composição química e das propriedades mecânicas requeridas do material, e ela pode ser [9]:

- a) Acima da temperatura de não recristalização da austenita ( $T_{nr}$ );
- b) Em torno da  $T_{nr}$ ;
- c) Abaixo da  $T_{nr}$ , porém acima da temperatura de transformação da austenita ( $A_{r3}$ );
- d) Abaixo de  $A_{r3}$ , porém acima da temperatura de transformação da ferrita ( $A_{r1}$ );
- e) Abaixo de  $A_{r1}$ .

Costumeiramente, a FDT para os aços endurecidos por refino de grão que são processados nas usinas em linhas de laminação a quente localiza-se acima de da linha  $A_{r3}$ , pois desta maneira garante-se que durante a deformação a quente no laminador acabador todo o aço esteja na fase de austenita, o que não acontece nas bordas nem nas pontas (topo e base) da BQ. O material sendo laminado no trem acabador na temperatura de austenitização tem o favorecimento da ocorrência do fenômeno de precipitação com uma maior incidência na fase ferrítica [9]. Por outro lado, quando a FDT encontra-se muito acima de  $A_{r3}$ , o crescimento considerável do grão austenítico poderá acontecer e comprometer as propriedades mecânicas finais da chapa [14].

Figura 18 – Ilustração dos estágios do processo de laminação a quente controlada e as mudanças microestruturais em cada estágio [15].



O final da laminação a quente, após o último passe de laminação, pode ocorrer no campo austenítico, no campo bifásico intercrítico e no campo ferrítico, dependendo, claro, da composição química do aço e da FDT, como representa a Figura 18.

Na prática, as possíveis condições de laminação podem estagiar nas regiões a seguir [15].

- a) Deformação na região de recristalização da austenita, acima da  $T_{nr}$ ;
- b) Deformação na região de não-recristalização da austenita, acima de  $A_{r3}$ ;
- c) Deformação na região bifásica ( $\alpha+\gamma$ );
- d) Deformação na região  $\alpha$ .

Kestens et al. [16] afirma que quanto menor for a temperatura de acabamento, mais intensa será a deformação no campo ferrítico.

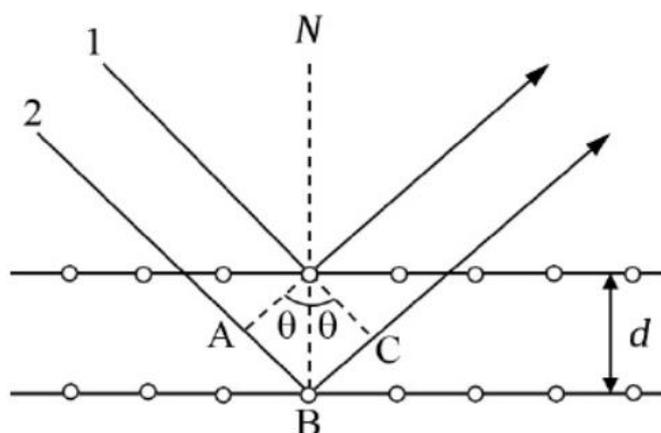
Deformar na região austenítica não recristalizada, acima de  $A_{r3}$ , tem a sua importância, pois isso aumenta a área superficial dos contornos de grão austeníticos e introduz uma alta densidade de bandas de cisalhamento na matriz. Desta forma, é possível a nucleação da ferrita ocorrer tanto nos contornos de grão como no interior do grão austenítico, conduzindo a um tamanho de grão mais fino [17]. Uma forma de se afetar a textura de transformação de fases é a partir da composição química. Por exemplo, o Mn inibe a transformação da austenita para ferrita devido ao aumento da estabilidade da austenita. Como resultado, com o aumento da concentração de Mn, a temperatura de transformação decresce significativamente, provocando alterações microestruturais e de textura do produto [17].

### 3.7. Difração de Raios-X (DRX).

Por meio da difração de raios-X das amostras, varreram-se ângulos de difração de 20 a 120°, e comprovou-se experimentalmente a existência da fase ferrita no aço em análise. Esta seção apresenta, de forma resumida, os princípios fundamentais da DRX, constantes nos títulos a seguir:

Os raios-x foram descobertos em 1895 pelo físico alemão Röntgen e foram chamados assim porque sua natureza era desconhecida até então. Ao contrário da luz, os raios-x eram invisíveis, mas se propagavam em linha reta e afetavam filmes fotográficos como a luz visível. Por outro lado, eram muito mais penetrantes que a luz e poderiam atravessar facilmente objetos opacos, como o corpo humano, madeira e pedaços de metal relativamente espessos. Devido ao seu alto poder de penetração, os raios-X foram imediatamente usados por físicos e engenheiros que queriam estudar a estrutura interna dos objetos opacos, mais notadamente os metais. Dessa maneira, descobriu-se que os metais possuíam uma estrutura atômica ordenada similar às dos cristais, logo, uma estrutura cristalina. Estudos posteriores permitiram relacionar os parâmetros dessa estrutura cristalina, como o parâmetro de rede e a distância entre os planos atômicos com a radiação incidente. A Figura 19 mostra dois raios-X, 1 e 2, de mesmo comprimento de onda  $\lambda$  incidindo em planos atômicos paralelos separados por uma distância  $d$ .

Figura 19 – Representação esquemática da interferência de Raios-X.



Para que ocorra o fenômeno da difração, os raios 1 e 2 devem interferir construtivamente. Portanto, a diferença de caminho, dada por  $2d\sin\theta$  (segmento ABC na Figura) deve ser um múltiplo inteiro do comprimento de onda. Logo:  $n\lambda = 2d\sin\theta$  (Equação 5).

Essa Equação fundamental para a difração é conhecida como Lei de Bragg. No caso de uma rede cúbica, como a do  $\alpha$ -Fe, a distância interplanar  $d$  se relaciona com o parâmetro de rede  $a$  e os índices de Miller dos planos cristalográficos onde a difração ocorre com maior intensidade (picos de difração) através da Equação 6. A intensidade do raio difratado depende do arranjo atômico desses planos.

Equação 6:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

As amostras para a difração na forma de lâminas necessitam de toda uma preparação. Isso geralmente envolve a maceração da amostra até sua homogeneização e sua distribuição homogênea, com a superfície mais plana possível, no porta-amostras. Obviamente, a preparação da amostra depende do tipo de equipamento e da natureza da investigação. O padrão de difração é registrado em um gráfico da intensidade em função do ângulo de difração  $2\theta$  (ou da distância interplanar  $d$ ).

Para um material monocrístico, o padrão de difração apresentará picos de maior intensidade em posições angulares regidas pelo tamanho e forma da sua célula unitária e será mais complexo quanto menor for a simetria do cristal. A identificação de fases utilizando a técnica de XRPD (X-Ray Powder Diffraction) baseia-se no padrão de difração característico produzido por cada fase cristalina. O padrão de difração atua como uma “impressão digital” para cada fase e a identificação qualitativa é feita através de um método de reconhecimento desse padrão utilizando-se programas desenvolvidos para esse fim. Todos os métodos de reconhecimento fazem uso de uma base de dados mantida pelo ICDD (International Centre for Diffraction Data).

### 3.8. Termodinâmica Computacional (Thermocalc).

Thermocalc é uma versão de interface gráfica do sistema operacional Windows que oferece aos cientistas e engenheiros metalurgistas e de materiais

uma forma prática, rápida e intuitiva de realizar cálculos termodinâmicos avançados. Diagramas de fase de multicomponentes, como, por exemplo, um aço Fe-C-Mn, Fe-C-Mo, Fe-C-Mn-Mo, etc., podem ser obtidos de forma rápida e eficiente.

No caso do aço em questão, os cálculos utilizados e válidos para os elementos neste material foram realizados a partir do banco de dados TCFE6 que contém sistemas binários e ternários para os seguintes 21 elementos: Al, B, C, Ca, Co, Cr, Cu, Fe, Mg, Mn, Mo, N, Nb, Ni, O, P, S, Si, Ti, V e W.

A base de dados é aplicável para vários tipos de aços de ligas de Fe e aços com um mínimo de 50 wt%, e para os elementos de liga dos limites recomendados (composição em percentagem em peso), como se segue:

Tabela 1 – Base de dados do Thermocalc.

Element	max	Element	max	Element	max	Element	max
Al	5.0	Cr	30.0	N	5.0	S	<i>trace</i>
B	<i>trace</i>	Cu	5.0	Nb	5.0	Si	5.0
C	7.0	Mg	<i>trace</i>	Ni	20.0	Ti	3.0
Ca	<i>trace</i>	Mn	20.0	O	<i>trace</i>	V	15.0
Co	20.0	Mo	10.0	P	<i>trace</i>	W	15.0
Fe	<i>min 50</i>						

No presente trabalho foram utilizados Fe, C e Mn nos cálculos. De acordo com a tabela acima os cálculos são válidos para %Fe no mínimo 50%, Mn no máximo 20%, e C no máximo 7%. Então, os cálculos realizados no presente trabalho, estão dentro dos intervalos válidos.

## 4. METODOLOGIA

O aço analisado e estudado no presente projeto, como já mencionado, é do tipo C-Mn, isento de microligantes, que tem como característica a melhoria das propriedades mecânicas e metalúrgicas devido ser endurecido por refino de grão e laminado a quente para espessuras na faixa de 2,00 a 3,75 mm. O material foi produzido na Laminação de Tiras a Quente pela Companhia Siderúrgica Nacional (Usina Presidente Vargas) em Volta Redonda e é consumido largamente por diversas fabricantes nacionais de veículos, rodas e autopeças.

### 4.1. Propriedades especificadas do aço em análise.

A seguir, observa-se nas tabelas 2 e 3 a composição química e as propriedades mecânicas de tração especificadas pela CSN, no caso do aço em estudo, utilizado para fabricação de rodas automotivas.

Tabela 2 – Composição Química Especificada para o Aço em Análise.  
(Teor – % em peso).

Elementos	C	Mn	Si	Al	N	P	S
Mínimo	0,08	0,35	0	0,015	0	0	0
Máximo	0,11	0,50	0,02	0,045	0,008	0,02	0,01

Tabela 3 – Propriedades Mecânicas Especificadas para o Aço em Análise.

Propriedades	LE(MPa)	LR(MPa)	Al. (%)
Mínimo	210	360	28
Máximo	–	460	–

### 4.2. Retirada das amostras das BQs para análises microestruturais.

Realizou-se a caracterização microestrutural de duas bobinas com espessuras de 2,25 e de 3,00 mm do aço em análise utilizando-se um microscópio ótico. As amostras para fins de estudo foram retiradas na Linha de Decapagem Contínua 4 da CSN. Para otimização do tempo, utilizaram-se vários despontes (ou cortes) que foram feitos na LDC 4 para retirada dos corpos de prova, como mostra a Figura 20 na faixa contínua central em amarelo situada no desponte. Por outro lado, as localizações das regiões que foram feitas as análises mecânicas e metalográficas estão descritas de forma esquemática na Figura 21 através de cores distintas para melhor entendimento e representação esquemática, onde, na mesma Figura, precisamente no desenho bidimensional, foi denominado com A o lado operador e com B o lado motor da bobina.

Figura 20 – Bobina juntamente com o desponte feito na LDC 4 da CSN.

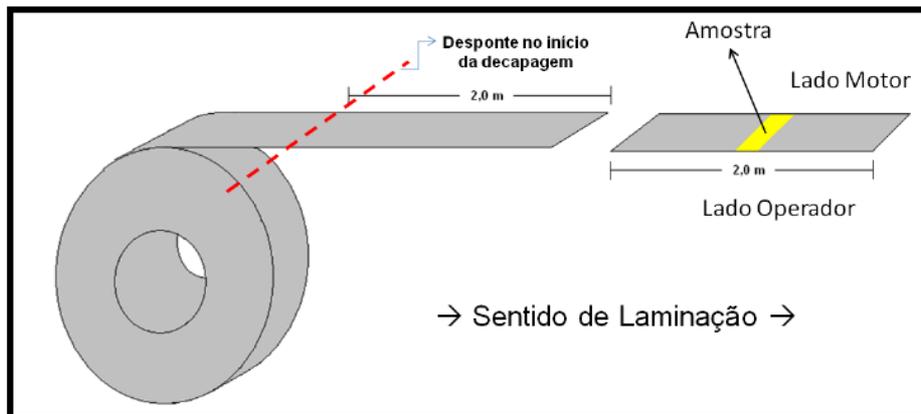
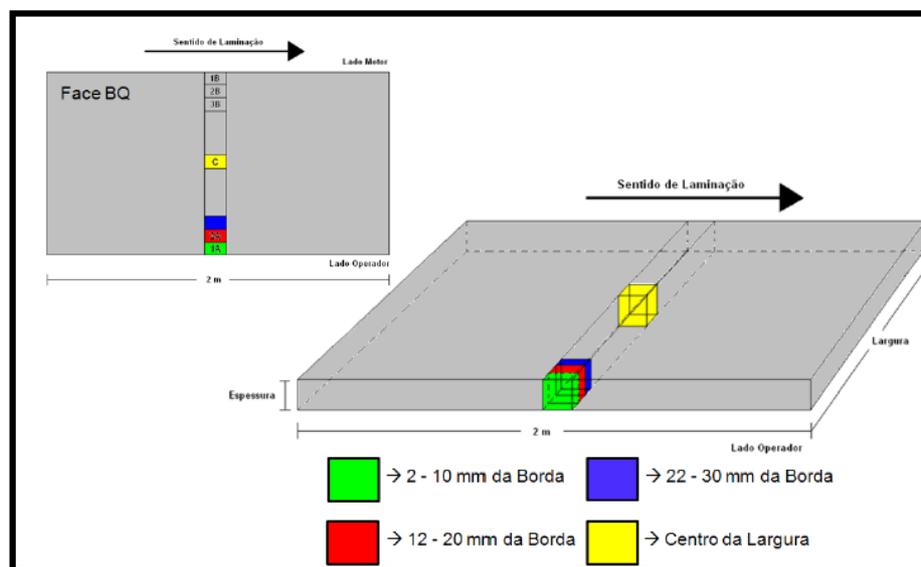


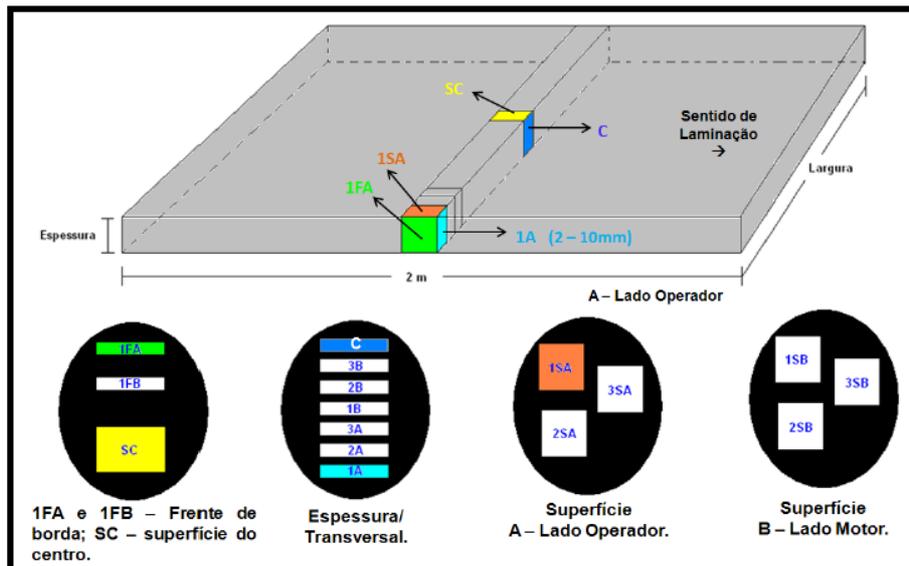
Figura 21 – Regiões das bobinas analisadas mecânica e metalograficamente.



Na Figura 21, acima, as cores verde, azul, vermelho e amarelo representam as regiões das quais foram retirados os corpos de prova das bobinas, através de uma máquina de corte do laboratório metalográfico da CSN. Adentrando na espessura da tira laminada, a partir de ambas as bordas, foram retirados os corpos de prova a partir dos despontes utilizando-se uma *cut-off*. Cada corpo de prova teve uma seção transversal de área de 8 mm pela espessura de cada tira. Na região em verde iniciou-se em 2 mm devido a um corte feito para melhor lixamento e polimento na politriz. Por outro lado, nas regiões em azul e vermelho, iniciou-se em 12 e 22 mm, respectivamente, pois foi considerado a largura do disco da *cut-off* que é de 2,00 mm. Tal análise foi feita, tanto para o lado motor, quanto para o lado operador da bobina.

Na Figura 22, a seguir, observa-se como foram posicionados os CPs nas quatro baquelites do presente projeto.

Figura 22 – CPs juntamente com as baquelites.



Foram montadas quatro baquelites, de tal forma que se observa, na Figura esquemática acima, onde cada área pintada representa o lado operador, cada região em que se fez análises metalográficas. O mesmo foi feito para o lado motor do material. A cor verde representa a primeira frente de borda do lado operador da bobina, enquanto a cor azul marinho mostra a primeira transversal ao se adentrar no material, e a cor laranja enfatiza a primeira superfície do mesmo lado.

É importante comentar que os ensaios metalográficos foram feitos somente no sentido transversal da bobina (na face superior e inferior, nas duas frentes de borda do lado operador e motor e dentro da espessura) e não no sentido longitudinal, que seria a segunda e terceira frentes de borda da BQ de cada lado. Para avaliação microestrutural, utilizou-se o reagente Nital com 4% de concentração, onde cada ataque químico com o reagente durou, aproximadamente, 15 segundos.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Cálculo das temperaturas de acabamento nas tiras.

A CSN possui um sistema adaptado que representa, na tela dos computadores, através de um sistema de intranet, as distintas temperaturas de acabamento ao longo de todo o comprimento da bobina a quente, temperaturas que são medidas no meio da largura das tiras, utilizando-se um pirômetro localizado na saída do *trem de tandem*. As FDTs são mostradas nos computadores através de gráficos denominados internamente de cartas de temperatura (Figuras 23 e 24), onde se no eixo da ordenada as temperaturas de acabamento e as linhas pontilhadas em vermelho, que representam o par térmico especificado para cada material, e na abscissa observa-se o comprimento total da tira a quente dentro do processo de LTQ.

As Figuras abaixo apresentam as cartas de temperatura da CSN referentes às espessuras de 2,25 e de 3,00 mm.

Figura 23 – Carta de temperatura para espessura de 2,25 mm.

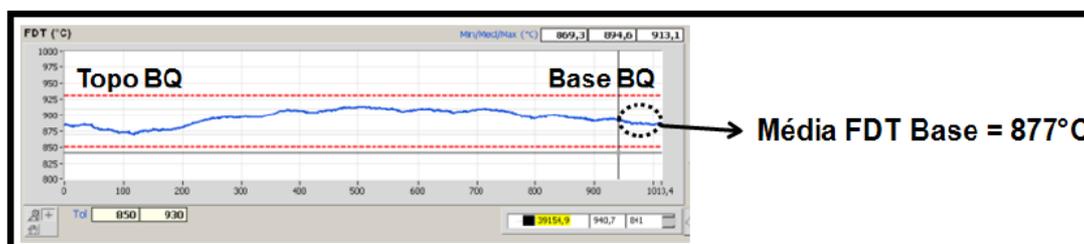
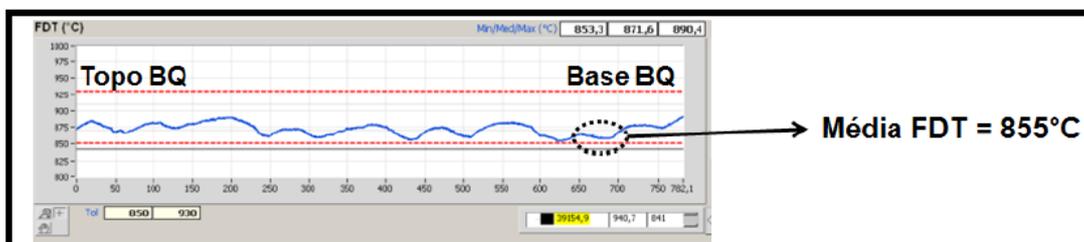


Figura 24 – Carta de temperatura para espessura de 3,00 mm.



O início e o fim das bobinas são chamados, respectivamente, topo e base. As duas Figuras anteriores nos mostram que as amostras de ambas as espessuras foram retiradas da base das chapas finas. Para efeito de análises, a temperatura de acabamento das duas regiões foi estabelecida através da média das FDTs de cada amostra, como apresentada nas Figuras. Para espessura de 2,25 mm, obtém-se uma média de 877°C, e para espessura de 3,00 mm, obtém-se uma média de 855°C.

### 5.2. Análise da variação do perfil térmico superficial e transversal das chapas finas a quente dentro do Trem Acabador.

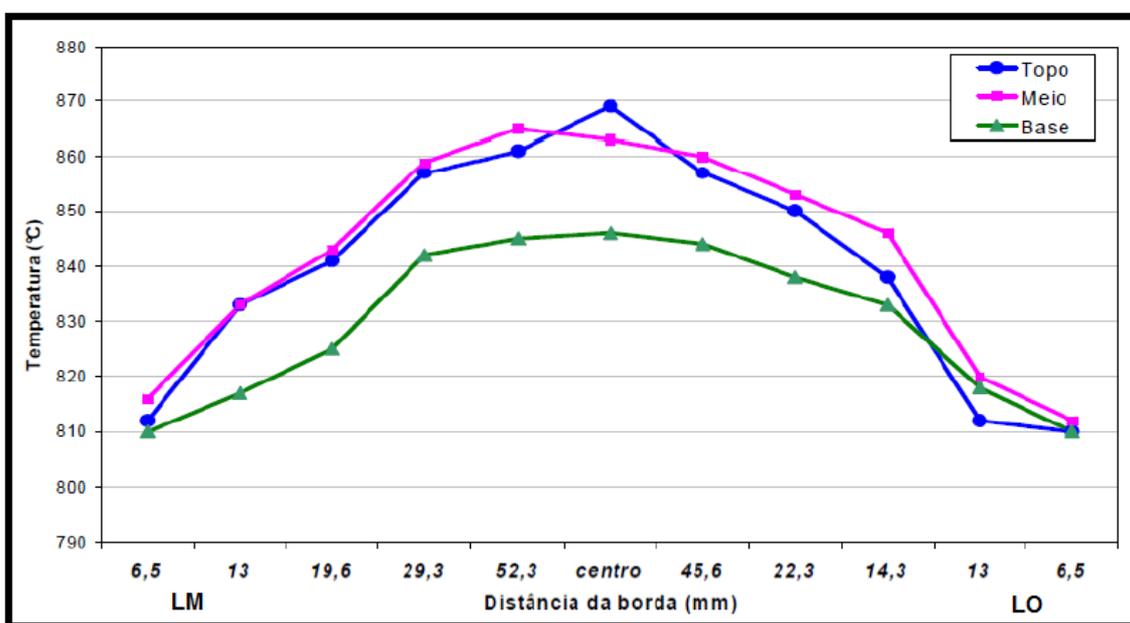
#### 5.2.1. Variação do perfil térmico superficial no fim do Trem Acabador.

Como o trabalho enfatiza estudos nas regiões das bordas, além das do meio da largura das chapas laminadas a quente, é importante se analisar como

se dão as temperaturas nas regiões das bordas do material, e para tal fim utilizou-se o embasamento teórico de um projeto desenvolvido na USIMINAS através de uma dissertação concluída na UFOP que utiliza o mesmo aço para estudos.

A Figura a seguir representa um gráfico no qual os valores foram medidos na USIMINAS, onde as FDTs foram medidas na saída do trem acabador, constituído por sete cadeiras. Esse gráfico foi utilizado, no presente projeto, para tiras de 1200–1430 m de comprimento por 2,15–2,90 mm de espessura. As medições das FDTs ao longo da superfície das chapas iniciam-se em 6,5 mm tanto para o lado motor (LM) quanto para o lado operador (LO). Pode-se ver as temperaturas do topo, meio e base da tira.

Figura 25 – Perfil de temperatura medida no meio da largura ao da superfícies das tiras.



Ao se analisar a Figura 25, observa-se uma queda de 50 a 60°C do meio da largura para as bordas, quando se compara o topo e o meio da tira, enquanto para a base a redução se dá, aproximadamente, a 35°C do meio da largura para as bordas. Essa redução menor de temperatura se dá devido à base da bobina ter sido mais resfriada pela água de refrigeração e pela radiação quando comparada com o topo e meio da tira. Outra observação que se pode frisar utilizando a mesma Figura é que, quanto menor for a largura da tira, menor será a redução de temperatura do meio da superfície para as bordas do laminado, isto é, menor será o gradiente térmico.

### 5.2.2. Temperaturas de acabamento medidas nas bordas das tiras.

De acordo com a Figura 25, pode-se obter as temperaturas aproximadas das bordas para ambas as espessuras utilizadas no projeto.

### 5.2.2.1. Cálculo da FDT para as bordas da tira de espessura 2,25 mm.

Sabe-se que o material para essa espessura foi retirado na base da BQ, onde a FDT apresentava-se a 877°C, assim, de acordo com a Figura 25, a temperatura das bordas é igual à do meio da largura menos 35°C, logo a temperatura aproximada das bordas dessa tira é de 842°C.

### 5.2.2.2. Cálculo da FDT para as bordas da tira de espessura 3,00 mm.

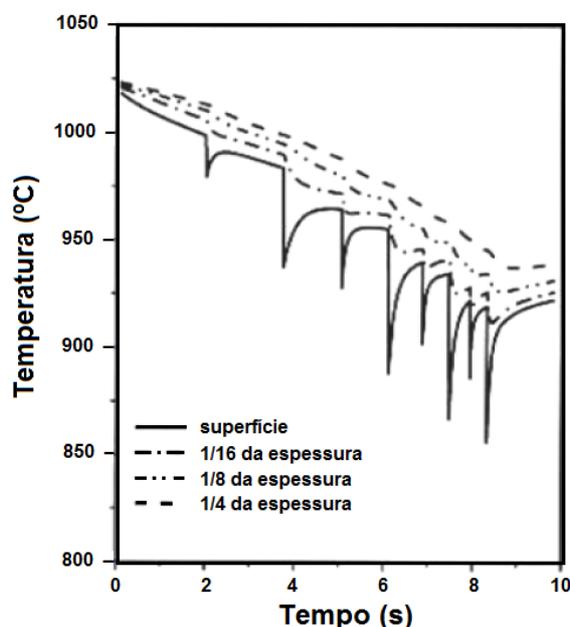
Sabendo-se que a temperatura de FDT para a presente espessura apresenta-se em 855°C, e utilizando a mesma Figura como para a espessura 2,25 mm, analogamente tem-se que a temperatura das bordas da tira de 3,00 mm apresenta-se aproximadamente a 820°C.

### 5.2.3. Variação do perfil térmico transversal dentro do Trem Acabador.

A seguir, é apresentada a Figura 26 que mostra como se dá a variação térmica dentro da espessura de uma tira a quente durante o trem de laminação no tempo de 0 a 10 segundos. Esta gravura também faz parte da dissertação elaborada por Chagas [1] e utilizada para espessuras na faixa de 2,15 a 2,90 mm neste projeto.

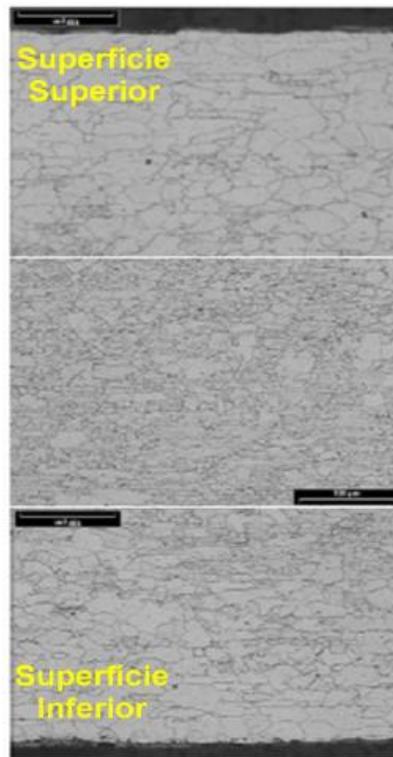
Pode-se observar na Figura 26, a seguir, que a temperatura superficial sofre quedas bruscas, representadas no gráfico com os diversos picos. Isso acontece, pois, a tira, ao entrar em contato com o cilindro de laminação, sofre grande perda térmica, onde, por condição transiente de condução de calor, através da espessura da chapa do interior para a superfície, em décimos de segundo a temperatura da superfície volta a subir. Por outro lado, a espessura, por não ter contato com o cilindro de laminação nem com a água e nem com a radiação térmica, sofre quedas mais suaves de temperatura. Percebe-se, também, que a variação de temperatura na transversal do material dentro do trem apresenta um perfil não linear com o tempo, principalmente na superfície da tira.

Figura 26 – Perfil térmico transversal durante o trem de laminação.



A partir da Figura 27, pode-se observar como se dá a variação dos grãos internos no material durante o trem de laminação. Pode-se ver que, quanto mais se penetra na espessura da chapa plana a quente, mais se vai obtendo grãos menos heterogêneos e cada vez mais os grãos vão se homogeneizando e se tornando equiaxiais. Isso acontece devido a temperatura interna do material ser maior do que a da superfície, ou melhor, a temperatura da face é maior do que 1/16 distante da mesma que é maior do que 1/8 distante do último e que é superior do que a 1/4 da superfície e, assim, a probabilidade de se ter grãos de austenita durante o trem de laminação, dentro da espessura da tira a quente, é mais próxima de um do que quando comparada com a superfície da mesma, ou seja, internamente à tira a quente, como a temperatura é maior cada vez mais que se adentra na tira, ir-se-á ter cada vez mais grãos austeníticos e menos grãos ferríticos, pois a chance da temperatura de dentro da tira estar acima da linha  $A_{r3}$  do diagrama Fe-C é muito maior do que na própria superfície do material. Assim, a cada passe de laminação, enquanto a superfície que contém mais grãos ferríticos vai sendo laminada e, portanto, devido à presença da temperatura do campo bifásico (Fe- $\alpha$  + austenita) na face, o encruamento vai ocorrendo e aumentando cada vez mais a heterogeneidade na superfície na bobina, proporciona ao material grãos alongados e bastante heterogêneos.

Figura 27 – Vista micrográfica da transversal de uma tira a quente retirada durante o trem. Aumento de 200X.



A Figura 27 mostra a micrografia da transversal de uma amostra de uma tira que foi retirada de dentro do *trem de tandem* para estudos. A tabela 4, a seguir, resume, de acordo com a Figura 26, a partir do tempo zero até 10 segundos, dentro do trem acabador, as distintas variações de temperaturas representadas como  $\Delta T$  correlacionadas com as respectivas posições.

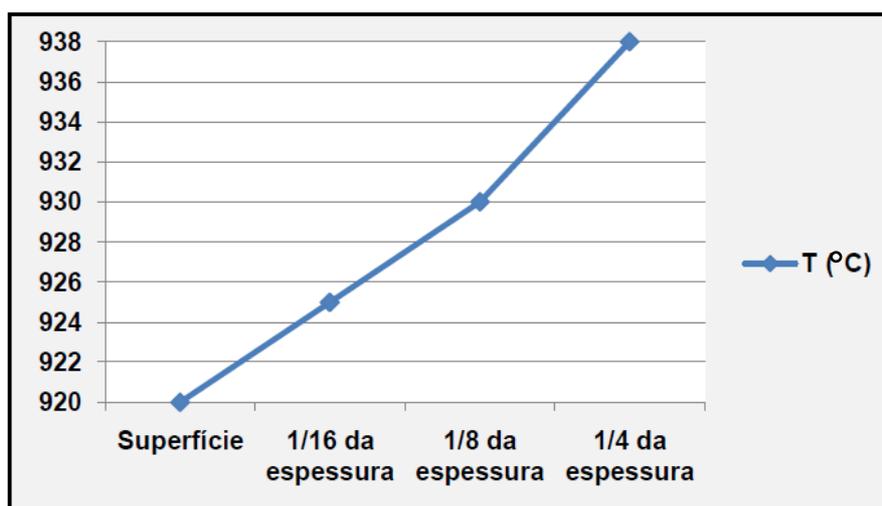
Tabela 4 – Correlação entre posição a partir da superfície da tira a quente juntamente com a redução de temperatura respectiva,  $\Delta T$ .

Posição na Tira	Temperatura (°C) (t=0)	Temperatura (°C) (t=10s)	$\Delta T$ (°C) (0 – 10s)
Superfície	1020	920	100
1/16 da espessura	1023	925	98
1/8 da espessura	1025	930	95
1/4 da espessura	1025	938	87

É importante lembrar de que esses dados, tanto da tabela acima, quanto das Figuras 25 e 26, não foram medidos na CSN, mas sim na USIMINAS, servindo eles, de maneira extremamente importante, como embasamento para fins de estudos práticos do presente trabalho.

A próxima Figura nos mostra um gráfico que faz um resumo da Tabela 4, onde se tem no eixo-y a temperatura que se relaciona com o eixo-x, onde são dadas posições que se iniciam a partir da superfície, penetram no material e vão até a 1/4 da superfície do mesmo. Observa-se que, quanto mais se penetra no material, obtêm-se temperaturas maiores.

Figura 28 – Gráfico: Temperatura X Posição na espessura da tira.



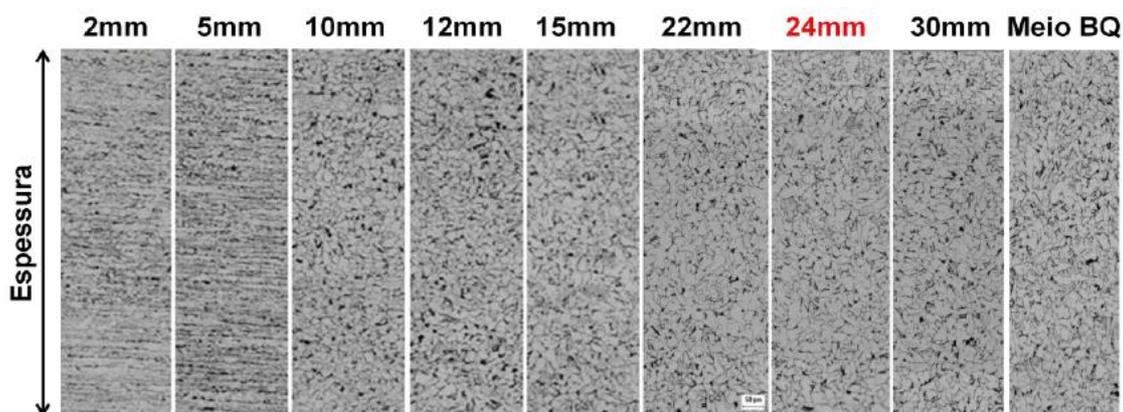
#### 5.2.4. Análise metalográfica para espessuras 2,25 e 3,00 mm.

Para ambas as espessuras, utilizou-se uma ampliação no microscópio ótico de 200X, pois com esse aumento já é possível identificar claramente a microestrutura dos grãos ferríticos para esse material.

##### 5.2.4.1. Micrografia para espessura de 2,25 mm.

A seguir, na Figura 29, observa-se a vista micrográfica da transversal de uma amostra da base da BQ de 2,25 mm que foi retirada do lado motor.

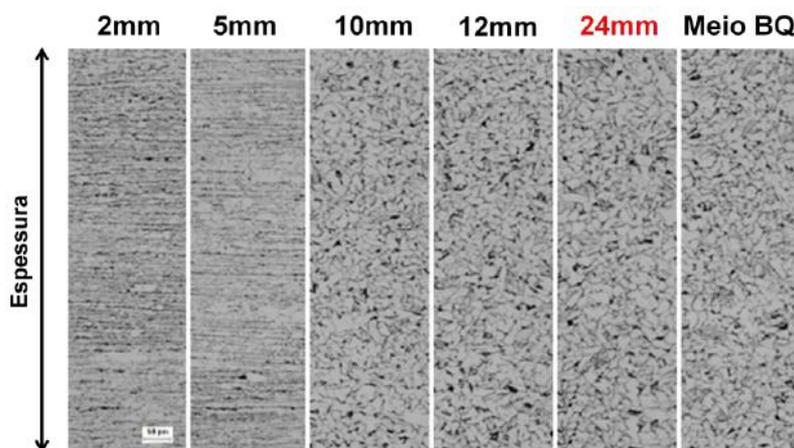
Figura 29 – Vista micrográfica da transversal da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado Motor.



A Figura 29 representa o início da micrografia na transversal a partir de 2 mm da borda até o meio da largura da BQ. Anteriormente a esse projeto, a apara por borda feita, como observado na Figura em destaque, era em 24 mm. Assim, o total de apara ao longo de toda bobina para essa espessura era de 48 mm.

Ao se analisar a micrografia da Figura 29, pode-se ver que os grãos equiaxiais e homogêneos já se iniciam, a partir da borda do LM, em 10 mm aproximadamente. Assim, conclui-se que a decapagem da CSN estava aparando 14 mm a mais por borda, onde os grãos já se apresentavam bastante homogêneos, sem grãos mistos e sem heterogeneidades, dando o total de 28 mm de sobrelargura que era aparada ao longo de todo o comprimento da bobina e que se tornava perda metálica. Pode-se destacar, também, que os grãos do meio da espessura de 10 até o meio da largura, distantes da borda, apresentaram, através da micrografia, número de tamanho de grão ASTM bem próximos, considerando que o tamanho dos grãos se apresentam igual ao que mostra a Figura.

Figura 30 – Vista micrográfica da transversal da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado operador.



Uma maior proporção de ferrita em relação à cemetita/perlita é destacada, pois o aço em estudo é baixo carbono (0,08 – 0,11 %pC). Utilizando-se a regra da alavanca e considerando as condições de resfriamento

bastante lentas, as quais não ocorrem na laminação a quente, pode-se estimar a quantidade de cementita/perlita na matriz para o aço em análise.

$$\% \text{ de perlita} = \frac{\%C \text{ (composição do aço)} - \%C \text{ (ponto solvus)}}{\%C \text{ (composição eutetóide)} - \%C \text{ (ponto solvus)}} \cdot 100\%$$

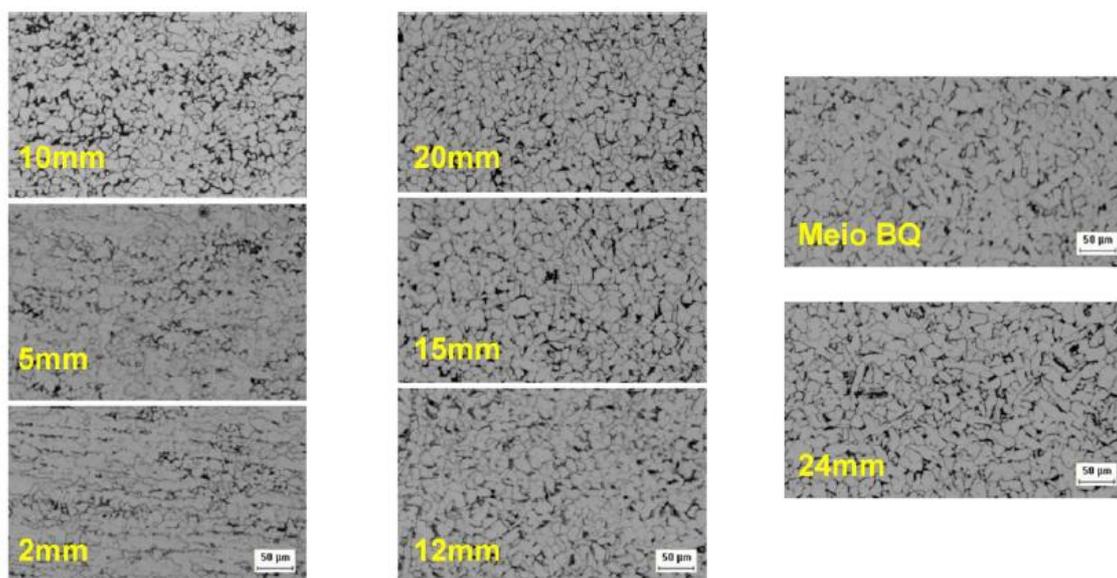
Assim, com os valores referentes, tem-se:

$$\% \text{ de perlita} = [(0,080 - 0,022) \times 100\%] / [(0,760) - (0,022)] = 7,84\%$$

Comparando a micrografia da Figura 29 com a da Figura 30, observa-se que o LO também apresentou boa homogeneidade dos grãos ferríticos iniciando em 10 mm a partir da borda.

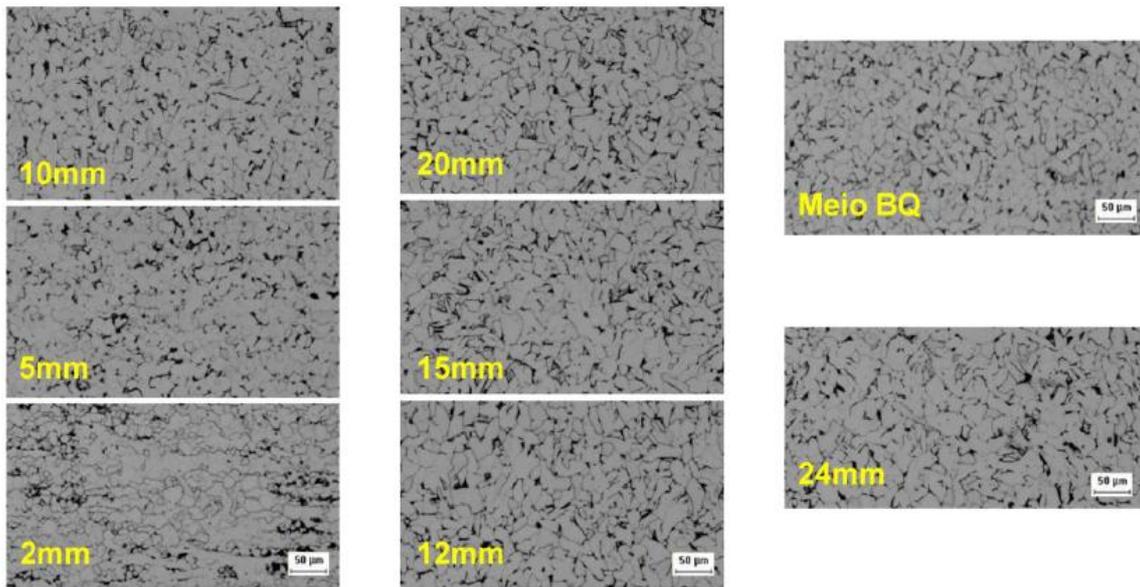
As micrografias vistas anteriormente apresentam as regiões da transversal da BQ de espessura 2,25 mm. Nas duas próximas Figuras, observam-se as micrografias das superfícies do LM e LO da mesma BQ, onde de baixo para cima e da esquerda para a direita, tem-se em ordem crescente, de 2 até o meio da BQ, as vistas micrográficas.

Figura 31 – Vista micrográfica da superfície da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado motor.



Na Figura acima, observa-se as micrografias das regiões da superfície da tira a partir de 2 mm da borda até o meio da largura da mesma BQ para o LM. Verifica-se que, assim como para a micrografia da transversal do LM na Figura 29, a homogeneidade dos grãos também tem início em 10 mm da borda na superfície na posição referente.

Figura 32 – Vista micrográfica da superfície da BQ de espessura de 2,25 mm. Lado Operador.



Na Figura 32 também se tem a homogeneidade dos grãos que é apresentada para o LO em 10 mm, porém, já em 5 mm tem-se que os grãos já se encontram equiaxiais. As duas Figuras tridimensionais a seguir mostram como se dão os grãos na superfície e dentro da espessura da BQ em análise.

Figura 33 – Vista tridimensional do LM da BQ de 2,25 mm de espessura.

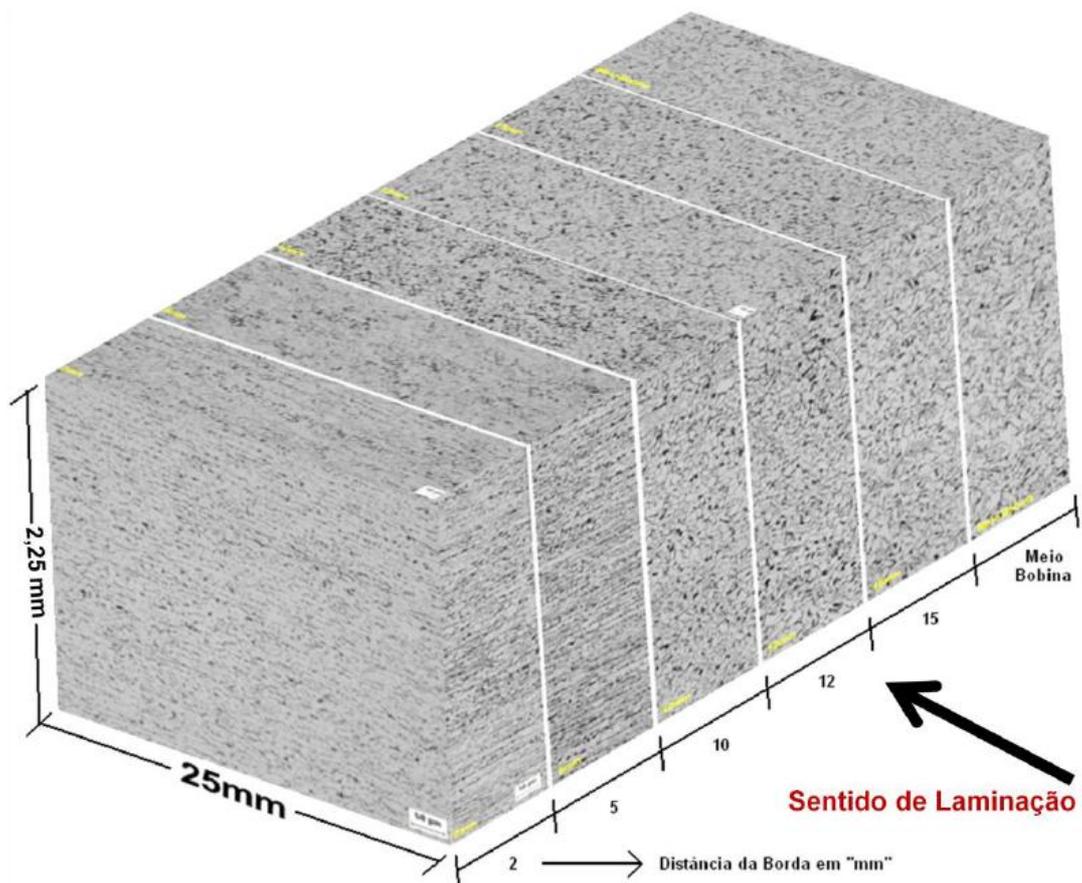
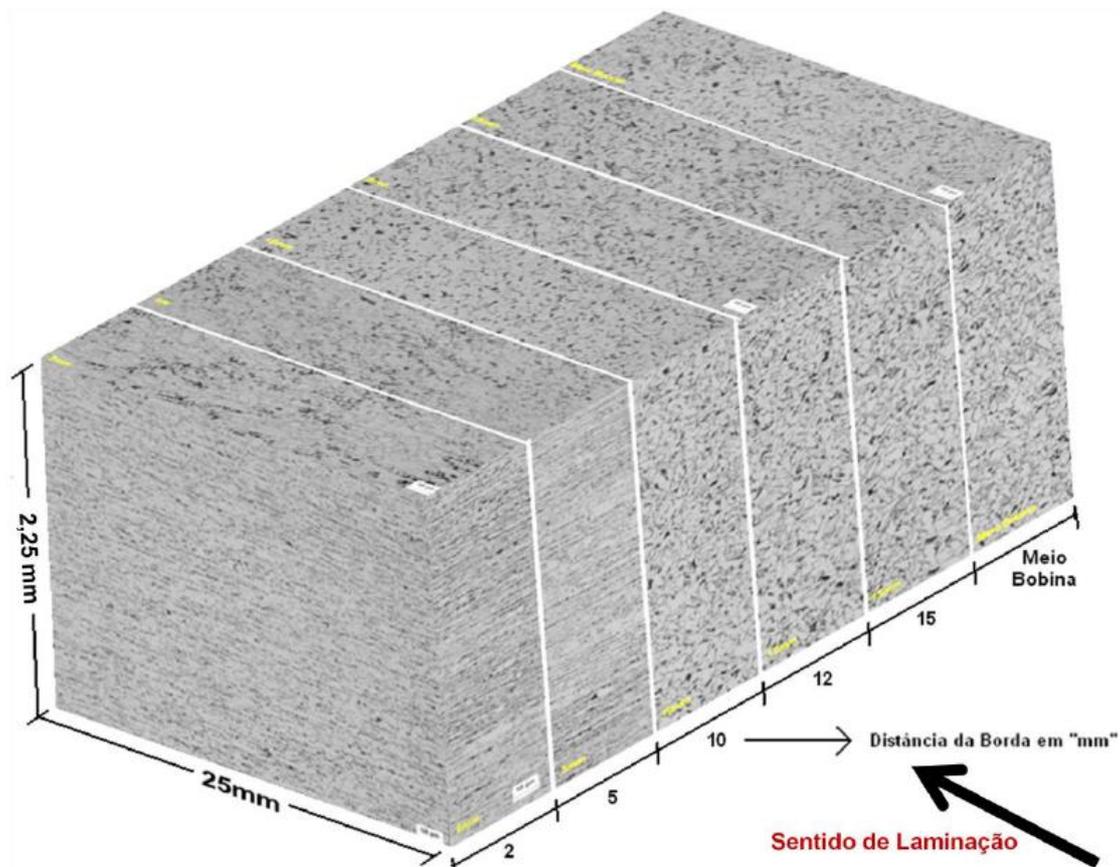


Figura 34 – Vista tridimensional do LO da BQ de 2,25 mm de espessura.



Observando as Figuras 33 e 34, garante-se que, tanto para o LM quanto para o LO, a aparar nas LDCs pode ser reduzida de 24 mm, como foi apresentada, para 14 mm garantindo excelentes propriedades mecânicas e metalúrgicas para este caso, e que na produção de rodas automotivas não haverá problemas. No caso da aparar das sobrelarguras da bobina de espessura de 2,25 mm analisada, e dentro das condições apresentadas, deve-se aparar a BQ em 14 mm a partir das bordas tanto para o LO quanto para o LM e não menos que isso para garantia de estabilidade do processo nas decapagens.

Os grãos da transversal até 5 mm das bordas do lado motor e lado operador mostraram-se alongados (não recristalizados), pois, durante o trem de laminação, estas regiões encontravam-se no campo bifásico intercrítico onde tem-se austenita juntamente com a ferrita. Tal fato acontece, pois a temperatura apresentou-se menor e localizada entre  $A_{r1}$  e  $A_{r3}$ . A justificativa da temperatura da superfície ser menor, é que essas regiões têm contato tanto com os cilindros de trabalho, quanto com a água de refrigeração, além da radiação térmica, enquanto que no meio da espessura a temperatura era maior e não se reduzia tanto como na superfície por não ter contato com esses três fatores.

#### 5.2.4.2. Micrografia para espessura de 3,00 mm.

Analisando as Figuras 35 e 36, observa-se a transversal da tira laminada a quente da espessura de 3,00 para o LM e LO, respectivamente. A

homogeneidade dos grãos inicia-se em 10 mm a partir da borda da BQ. Assim como as vistas das transversais anteriores, para este caso também se iniciou a metalografia a partir de 2 mm até o meio da BQ a partir das bordas. A aparas nas LDCs para esta espessura, assim como para a espessura de 2,25 mm, também era feita em 24 mm como apresenta as Figuras seguintes.

Figura 35 – Vista micrográfica da transversal da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Motor.

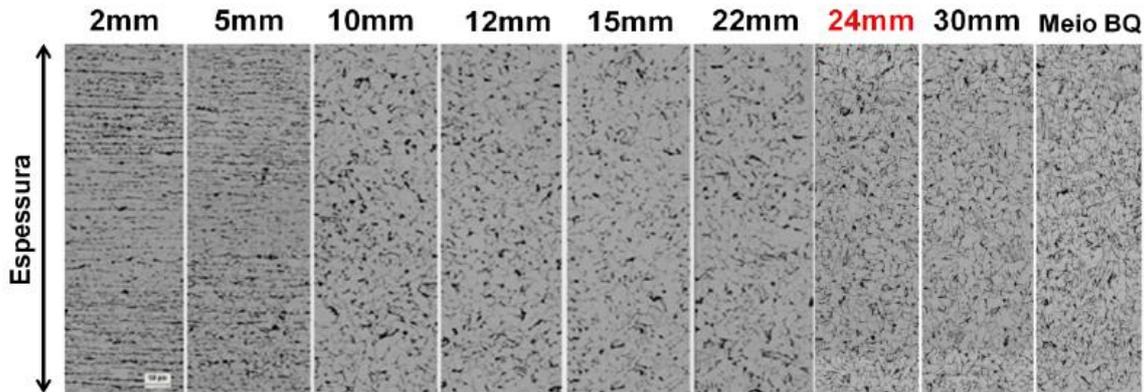
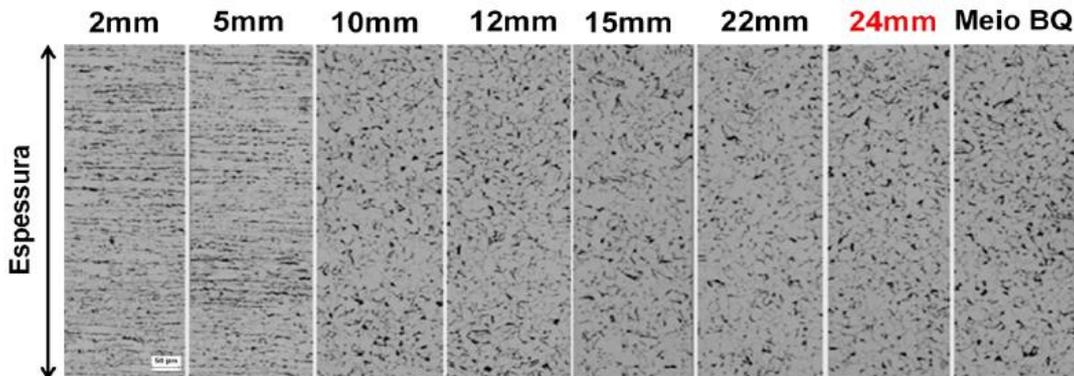


Figura 36 – Vista micrográfica da transversal da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Operador.



Visto as micrografias da transversal nas duas últimas Figuras, observa-se, a seguir, também com aumento de 200X, a matriz ferrítica da superfície do mesmo material para o LM e LO, respectivamente.

Figura 37 – Vista micrográfica da superfície da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Motor.

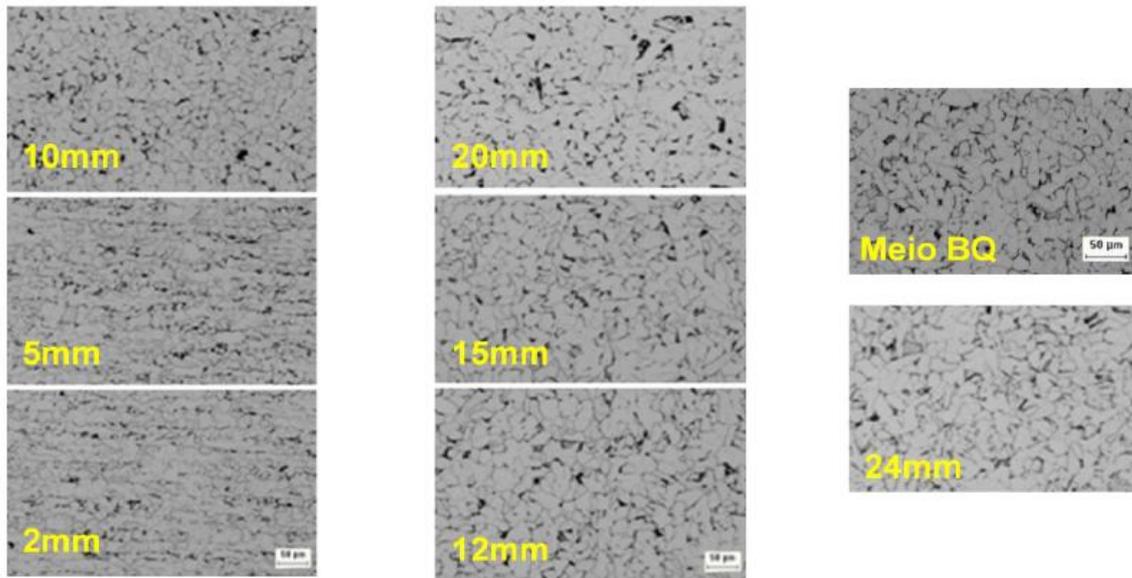


Figura 38 – Vista micrográfica da superfície da BQ de espessura de 3,00 mm. Lado Operador.

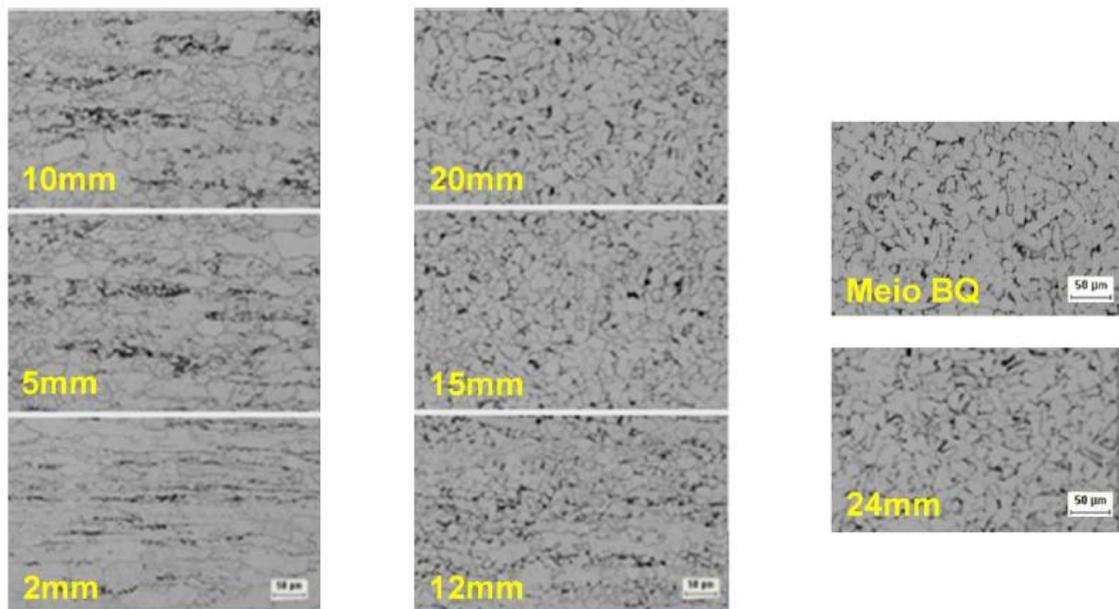


Figura 39 – Vista tridimensional do LM da BQ de 3,00 mm de espessura.

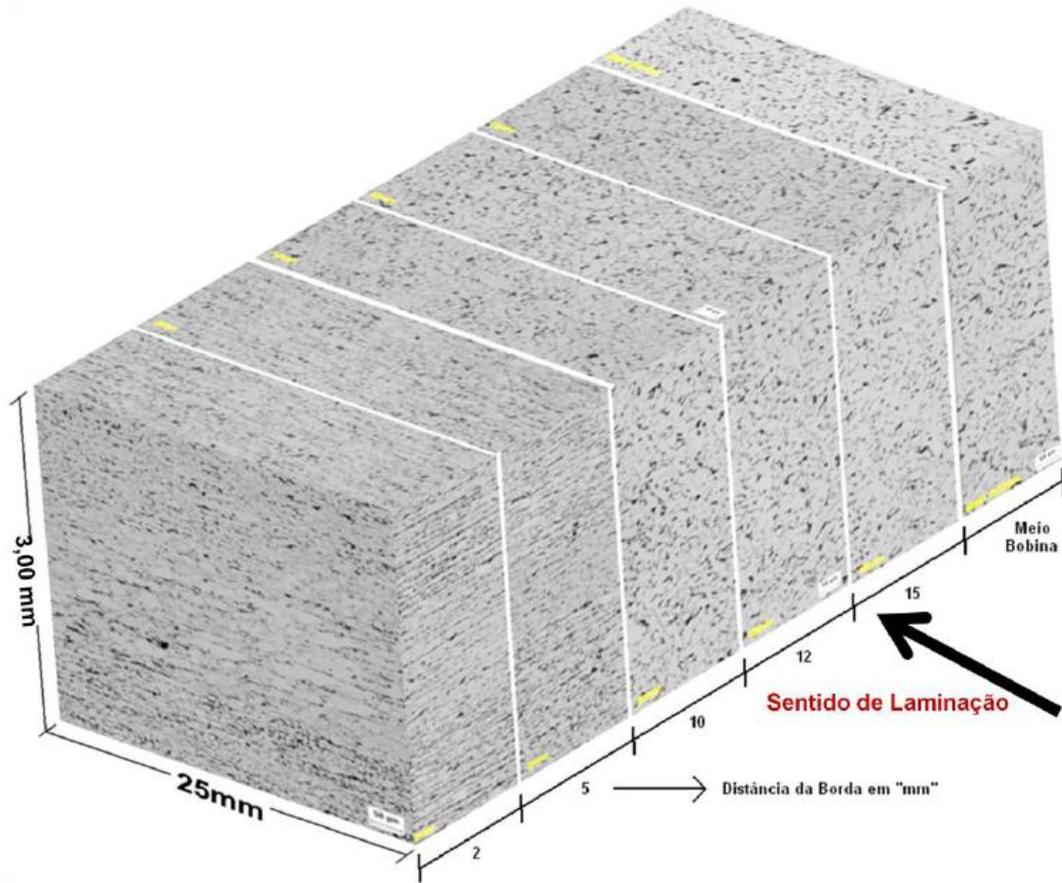
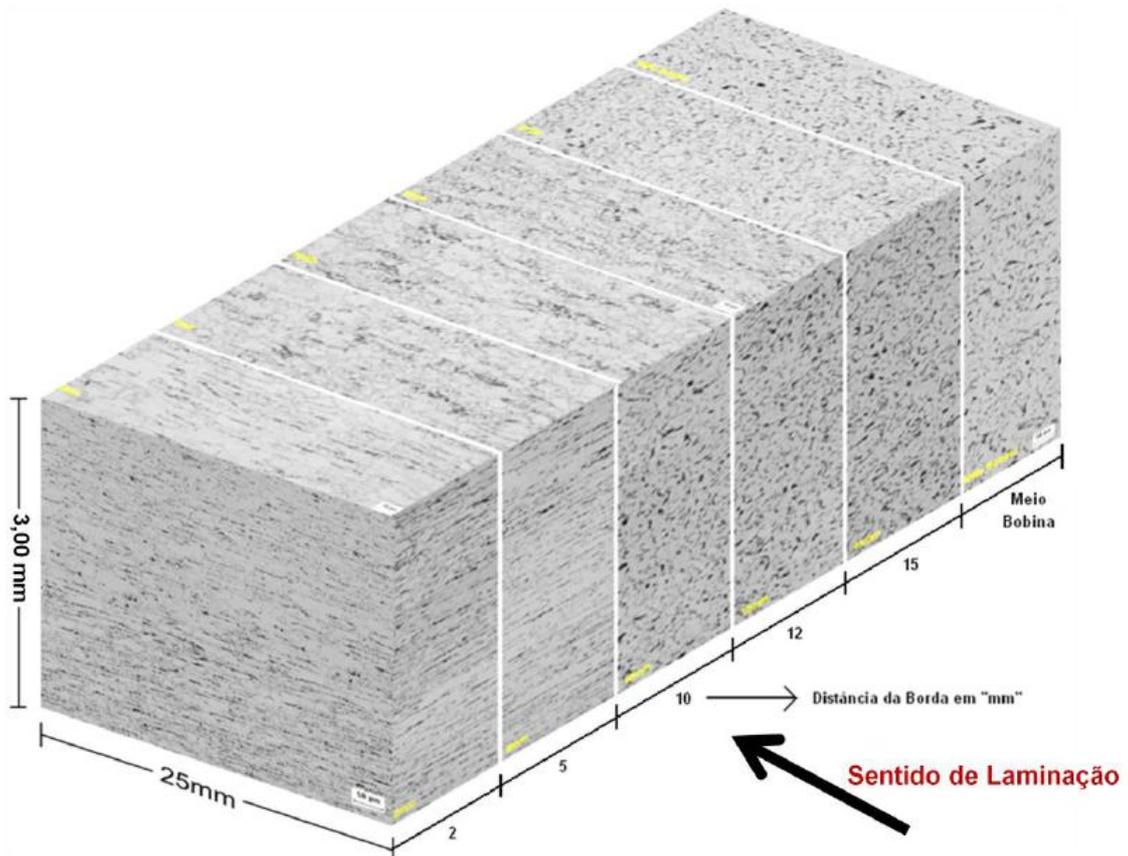


Figura 40 – Vista tridimensional do LO (Laminado Oportuno) da BQ de 3,00 mm de espessura.



Comparando as micrografias do LM e do LO para a espessura em estudo, analisa-se que no LM o início da homogeneidade dos grãos se dá em 10 mm, mas para o LO o início de grãos equiaxiais se dá somente em 15 mm das bordas do laminado. Como o propósito é reduzir em 10 mm a apara de cada lado da bobina por questões de estabilidade das decapagens, então, considerando a rotina industrial, em 14 mm, o laminado pode ser aparado com segurança, não prejudicando, futuramente, a estampagem de rodas. A justificativa do LO iniciar a homogeneidade dos grãos em apenas 15 mm, é que um *spray* de água pressurizada é utilizado, atualmente, na CSN, para reduzir a temperatura de um dos cilindros do trem acabador que encontra-se esquentando bastante.

Uma observação muito importante que se pode perceber quando da análise das Figuras em 3D é que, se os grãos das superfícies das BQs apresentarem-se equiaxiais, estando a temperatura interna ao material – isto é, dentro da espessura do laminado – maior do que a temperatura na superfície, então, dentro do material, os grãos apresentam-se mais homogêneos do que aqueles das faces da BQ.

Desta forma, para a otimização do tempo e a redução dos custos que os ensaios metalográficos requerem, para todo o aço carbono laminado a quente em qualquer Usina Siderúrgica Integrada adaptada com trem acabador em *tandem mill*, no caso de verificação de homogeneidade ou não de grãos na matriz ferrítica, o estudo micrográfico nas superfícies do material mostrou-se suficiente. Assim, conclui-se que o embasamento teórico equiparou-se, significativamente, com as práticas feitas e analisadas no processo de LTQ da CSN no presente projeto.

### 5.2.5. Análise das propriedades mecânicas.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas das bordas e do meio da largura. Espessura de 2,25 mm.

Região na Amostra	Espessura (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al. (%)
Borda LM	2,19	280	399	37,40
Meio da Largura	2,25	270	395	40,20
Borda LO	2,18	293	401	37,20

Tabela 6 – Propriedades mecânicas das bordas e do meio da largura. Espessura de 3,00 mm.

Região na Amostra	Espessura (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al. (%)
Borda LM	2,94	302	403	38,30
Meio da Largura	3,00	299	399	36,90
Borda LO	2,94	316	415	37,00

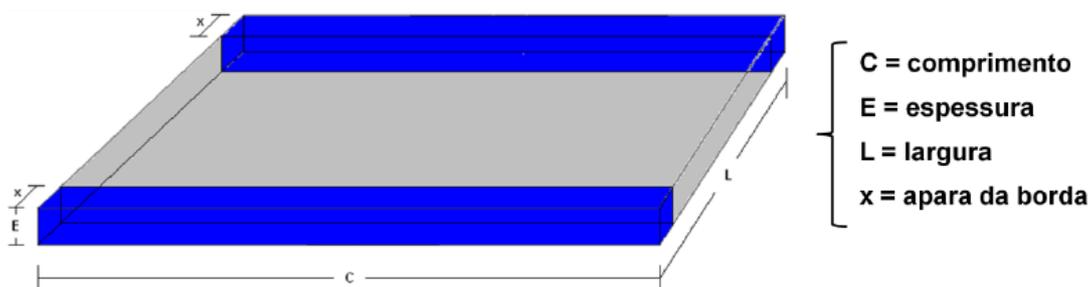
Comparando as regiões do meio da largura com as das bordas do LM e LO, para ambas as bobinas de espessuras 2,25 e 3,00 mm, comprovou-se que as regiões das bordas que foram laminadas no campo bifásico apresentaram

maiores propriedades mecânicas. Isso fez com que o aço ficasse mais duro, e, desta forma, o esforço para estampagem mostrou-se ainda maior, podendo haver rompimento com maior facilidade. De fato, quando a chapa fina a quente está passando dentro do trem acabador, como foi comprovado, não haverá nas bordas somente a austenita como no meio da largura, mas também a ferrita- $\alpha$ , que possui alotropia CCC. Esta, diferentemente da austenita, que possui alotropia CFC (e que é menos dura do que a ferrita), quando laminada a quente, ao invés de ser recristalizada, a cada passe de laminação, vai sendo cada vez mais encruada, aumentando, portanto, o volume de densidade de discordâncias no material, e, de acordo com o diagrama tensão deformação, quando se adiciona mais encruamento ao material, aumenta-se cada vez mais suas propriedades mecânicas.

### 5.2.6. Cálculo da perda metálica da apara em percentagem (%PM<sub>apara</sub>).

A partir da Figura esquemática a seguir, pode-se ter noção da relação da perda metálica em percentagem que é gerada devido às aparas feitas sobre a largura de uma bobina laminada a quente, dentro do processo de decapagem da CSN.

Figura 41 – Vista esquemática do volume total de uma BQ.



Visualizando o esquema anterior, pode-se ver que o volume total de uma bobina que é laminada a quente e o volume total da apara que é realizada na LDC são dados, respectivamente, por:  $V_t = E \cdot L \cdot C$  e  $V_{ap} = E \cdot C \cdot 2x$ .

A partir dos dados de  $V_t$  e de  $V_{ap}$  e sabendo que %PM<sub>apara</sub> é dada pela razão entre esses dois valores, tem-se que %PM<sub>apara</sub> =  $(2x/L) \cdot 100\%$ . Assim, percebe-se que a percentagem de perda metálica da apara é independente, tanto da espessura, quanto do comprimento da BQ, e que, também, quanto maior for a largura da tira, menor será a %PM<sub>apara</sub>, isto é, ambas são inversamente proporcionais.

Utilizando a fórmula encontrada nos cálculos anteriores, pode-se chegar aos dados estimados reais de quanto é perdido anualmente em se ter de percentagens e de toneladas, dados que serão mostrados na Tabela 7.

Analisando a Tabela 6, observa-se que a primeira coluna apresenta a espessura pela largura da BQ em milímetros. Tem-se, ainda, que o cálculo da largura real da apara na linha de decapagem contínua é dado pela diferença da largura média real do laminador de tiras a quente e a largura real do LDC. A percentagem de perda metálica é encontrada pela razão entre a largura real aparada na LDC e a largura média real do LTQ.

Tabela 7 – Análise de perdas metálicas para as BQs de espessuras de 2,05, 2,25 e 3,00 mm.

Esp.X Larg. BQ (mm)	Largura Média Real LTQ (mm)	Largura Real LDC (mm)	Largura real da apara LDC (mm)	Volume Estimado Ano (t)	PM apara (%)	PM apara Anual (t)
2,05 X 1270	1287	1236	51	1380	3,96	54,72
2,25 X 1220	1234	1186	48	1380	3,88	50,75
3,00 X 1410	1424	1376	48	1620	3,37	54,59
Total	3945	3798	147	4380	11,21	160,06

Analisando na tabela, tem-se que as espessuras de 2,25 e de 3,00 mm apresentam a mesma apara, porém, a primeira tem largura real da LTQ menor que a da segunda. Comprova-se que, de acordo com a fórmula encontrada a partir da Figura 41, a percentagem de perda metálica para espessura de 2,25 mm é maior que a de 3,00 mm, já que largura  $\%PM_{apara}$  são inversamente proporcionais.

A CSN perdia, analisando-se somente as três espessuras apresentadas na tabela acima, 160,06 toneladas por ano. Após os estudos efetivados durante o estágio na Usina Presidente Vargas, chega-se à conclusão que essa perda metálica pode se transformar em ganho metálico anual.

### 5.3. Comprovação da existência de ferrita- $\alpha$ pela Difração de Raios-X.

As amostras extraídas do aço em questão foram analisadas através da difração de raios-x, processo realizado no Laboratório de Raios-x na Universidade Federal do Ceará. A difração das lâminas de metal foi realizada no difratômetro *Panalytical X'Pert ProMPD* equipado com tubo de Cobalto ( $K\alpha Co = 1,7889 A^\circ$ ) considerando o intervalo angular de  $20^\circ$  a  $120^\circ$ . A Figura 42 mostra o difratograma padrão da ferrita- $\alpha$  da base de dados ICSD.

Figura 42 – Difratograma padrão da ferrita- $\alpha$  da base de dados ICSD.

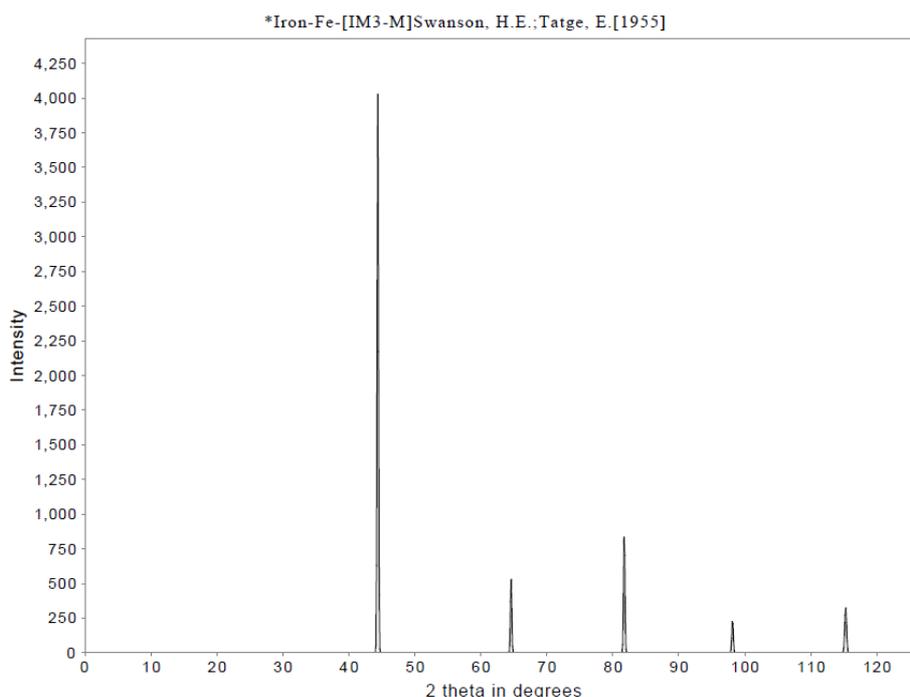
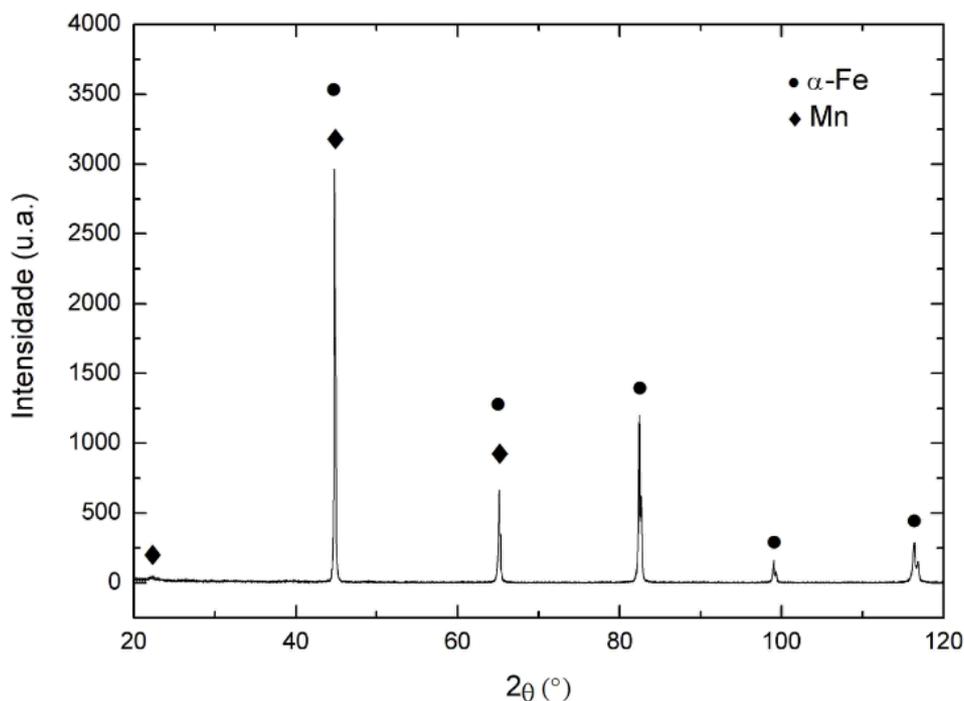


Figura 43 – Espectro de difração de raios-X obtido da seção superficial e transversal das bordas e do meio das BQs analisadas do aço em estudo.



Considerando-se o padrão (Figura 42) de difração da ferrita e o resultado do difratograma do aço em análise (Figura 43), comprovou-se a existência de ferrita no aço em estudo, além da existência do manganês que apareceu como fase no aço, pois não entrou na rede cristalina do ferro. Cada pico representativo, portanto, refere-se à mesma intensidade e aos mesmos ângulos nos resultados. As regiões da bobina que foram retiradas e analisadas na difração de raios-X foram as das bordas, onde as condições de temperatura se encontravam abaixo da linha  $A_{r3}$  durante o processo de laminação do trem acabador.

Observando a Figura 43, comprova-se a existência do elemento Mn no aço estudado representado pelo losângulo, enquanto que a ferrita- $\alpha$  é representada pelo círculo em negrito. Analisa-se, também, que as maiores intensidades de ferrita e de Mn se dá quando  $2\theta = 42^\circ$ , enquanto que a segunda maior intensidade se dá em  $2\theta = 81^\circ$ , provando-se, teórico e experimentalmente, o mesmo resultado do padrão de DRX.

#### 5.4. Ponto de vista termodinâmico a partir do Thermocalc.

Através da técnica do Thermocalc, foi possível prever as distintas localizações das temperaturas na linha  $A_{r3}$  no diagrama de fases Fe-C, sendo elas referentes à faixa de percentagens de Mn especificada (0,35 - 0,50% peso Mn) sendo 0,1% peso C para o material em estudo.

A seguir, nas Figuras 44, 45 e 46, observa-se três resultados do Thermocalc calculados para 0,00, 0,35 e 0,50 % peso Mn, respectivamente, considerando pressão atmosférica de 1,00 atm.

Figura 44 – Cálculo do Thermocalc para 0,00% peso Mn.

```

Output from POLY-3
Fri Feb 01 2013 16:29:03

Database: TCFE6

Conditions:
P=1.01325E5, N=1, W(C)=1E-3
DEGREES OF FREEDOM 0

Temperature 1142K (869C, 1596F), Pressure 1.013250E+05
Number of moles of components 1.00000E+00, Mass 5.56439E+01
Total Gibbs energy -5.22578E+04, Enthalpy 3.32599E+04, Volume 7.25710E-06

Component      Moles          Mass-Fraction   Activity         Potential       Ref.State
C               4.6327E-03    1.0000E-03     1.1301E-02     -4.2571E+04    SER
FE             9.9537E-01    9.9900E-01     4.0557E-03     -5.2303E+04    SER

BCC_A2#1      STATUS FIXED           Driving force 0.0000E+00
Number of moles 0.0000E+00, Mass 0.0000E+00
Mass fractions:
FE 9.99951E-01  C 4.91058E-05

FCC_A1#1      STATUS ENTERED          Driving force 0.0000E+00
Number of moles 1.0000E+00, Mass 5.5644E+01
Mass fractions:
FE 9.99000E-01  C 1.00000E-03
    
```

Figura 45 – Cálculo do Thermocalc para 0,35% peso Mn.

```

Output from POLY-3
Fri Feb 01 2013 16:33:52

Database: TCFE6

Conditions:
P=1.01325E5, N=1, W(C)=1E-3, W(MN)=3.5E-3
DEGREES OF FREEDOM 0

Temperature 1130K (857C, 1574F), Pressure 1.013250E+05
Number of moles of components 1.00000E+00, Mass 5.56407E+01
Total Gibbs energy -5.15803E+04, Enthalpy 3.28108E+04, Volume 7.25436E-06

Component      Moles          Mass-Fraction   Activity         Potential       Ref.State
C               4.6325E-03    1.0000E-03     1.1905E-02     -4.1617E+04    SER
FE             9.9182E-01    9.9550E-01     4.1993E-03     -5.1405E+04    SER
MN             3.5448E-03    3.5000E-03     5.6174E-06     -1.1356E+05    SER

BCC_A2#1      STATUS FIXED           Driving force 0.0000E+00
Number of moles 0.0000E+00, Mass 0.0000E+00
Mass fractions:
FE 9.98131E-01  MN 1.82405E-03  C 4.53123E-05

FCC_A1#1      STATUS ENTERED          Driving force 0.0000E+00
Number of moles 1.0000E+00, Mass 5.5641E+01
Mass fractions:
FE 9.95500E-01  MN 3.50000E-03  C 1.00000E-03
    
```

Figura 46 – Cálculo do Thermocalc para 0,50% peso Mn.

```

Output from POLY-3
Fri Feb 01 2013 16:37:08

Database: TCFE6

Conditions:
P=1.01325E5, N=1, W(C)=1E-3, W(MN)=5E-3
DEGREES OF FREEDOM 0

Temperature 1125K (851C, 1564F), Pressure 1.013250E+05
Number of moles of components 1.00000E+00, Mass 5.56393E+01
Total Gibbs energy -5.12855E+04, Enthalpy 3.26244E+04, Volume 7.25326E-06

Component      Moles          Mass-Fraction  Activity       Potential     Ref.State
-----
C               4.6324E-03    1.0000E-03    1.2166E-02    -4.1224E+04   SER
FE             9.9030E-01    9.9400E-01    4.2605E-03    -5.1034E+04   SER
MN             5.0638E-03    5.0000E-03    8.1297E-06    -1.0958E+05   SER

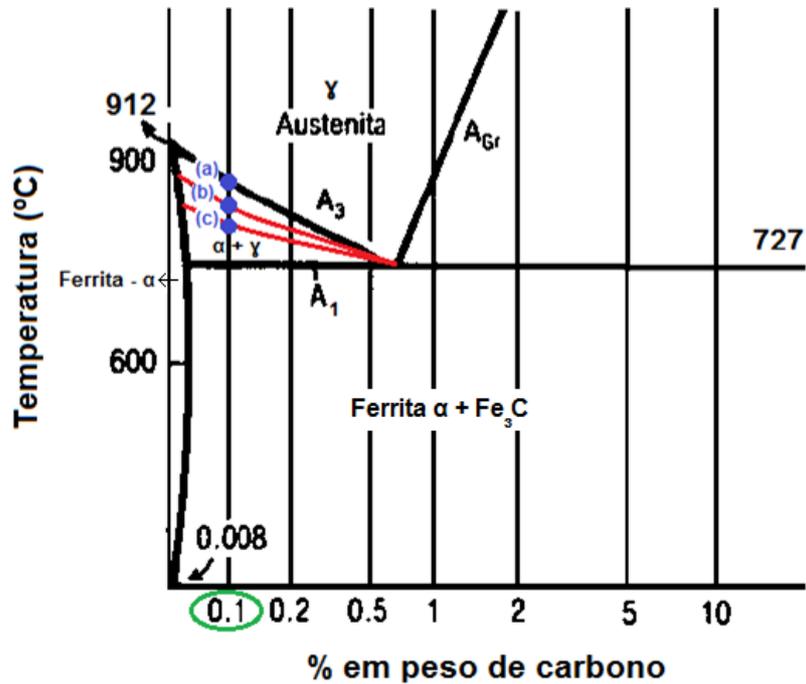
BCC_A2#1      STATUS FIXED      Driving force 0.0000E+00
Number of moles 0.0000E+00, Mass 0.0000E+00
Mass fractions:
FE 9.97374E-01 MN 2.58227E-03 C 4.37951E-05

FCC_A1#1      STATUS ENTERED      Driving force 0.0000E+00
Number of moles 1.0000E+00, Mass 5.5639E+01
Mass fractions:
FE 9.94000E-01 MN 5.00000E-03 C 1.00000E-03
    
```

Para 0,00% peso Mn, tem-se o diagrama Fe-C sem nenhum aumento ou abaixamento da linha  $A_{r3}$ , onde foi calculada a temperatura 869 °C para o diagrama. Por outro lado, para 0,35% peso Mn, a temperatura representada na linha é de 857 °C, sendo, portanto, a linha abaixada numa diferença de 12 °C. Já para 0,50% peso Mn, a temperatura apresentou-se em 851 °C, abaixando mais ainda a mesma linha no diagrama. Portanto, analisando os resultados, chega-se à conclusão de que com a adição de Mn no aço em questão, tem-se que o campo austenítico para o mesmo é aumentado consideravelmente, pois a linha  $A_{r3}$  é abaixada, influenciando positivamente no processo de laminação a quente para este material. O elemento Mn abaixa a linha  $A_{r3}$ , pois é substitucional na matriz ferrítica, e, quando no sistema cristalino CCC, inibe ou reduz a transformação de austenita em ferrita. Com um campo austenítico maior, devido à adição do elemento químico Mn, então, durante o processo de LTQ, dentro do trem acabador, a austenita da tira terá mais tempo para ser recristalizada entre os passes de laminação (ou entre cadeiras) e, desta forma, o aço terá propriedades metalúrgicas e mecânicas requeridas e desejadas bastante positivas.

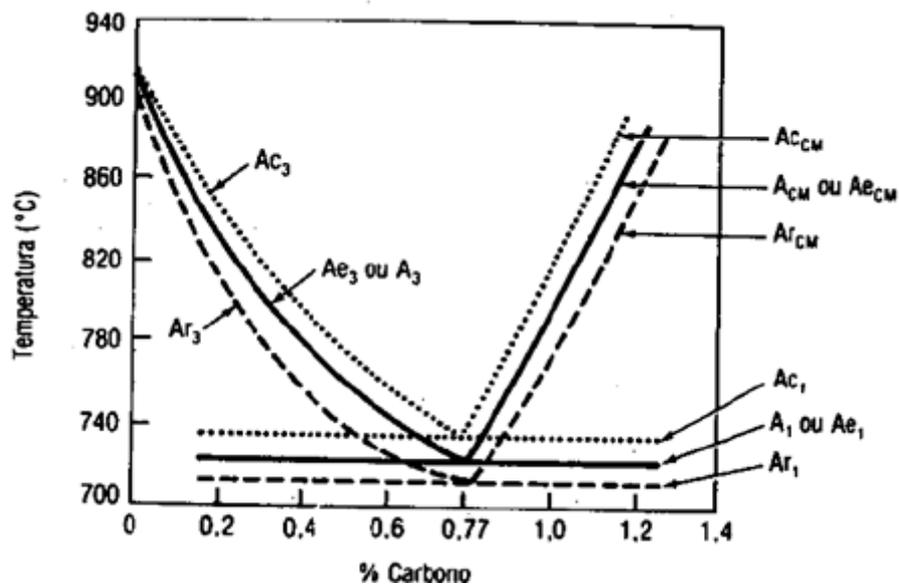
A seguir, na Figura 47, é utilizada uma parte do diagrama de fases Fe-C do livro Aços e Ligas Especiais do Professor Costa e Silva [12], demonstrando as distintas temperaturas calculadas através do Thermocalc para adição de Mn. A letra (a) representa a linha  $A_3$  do diagrama para 0,00% peso Mn e temperatura de 869 °C. Para (b), tem-se a representação da linha  $A_3'$  quando a temperatura se dá em 857 °C, e para (c) tem-se o ponto da linha  $A_3''$  que se dá em 851 °C.

Figura 47 – Representação das temperaturas em (a) 869°C para 0,00% p Mn, (b) 857°C para 0,35% p Mn e (c) 851°C para 0,50% p Mn calculadas no Thermocalc.



Na laminação de tiras a quente é importante se analisar a diferença entre a  $A_3$  e  $A_{r3}$  para melhor se entender a questão. A Figura a seguir representa esquematicamente as linhas  $A_3$  e  $A_{r3}$ .

Figura 48 – Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação do diagrama Fe-C [12].



De acordo com Costa e Silva [12], no diagrama da Figura 48, as transformações limitadas pelas linhas  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $A_{cm}$ , etc. são supostas de ocorrer no equilíbrio. Porém, nas condições industriais de processamento metalúrgico,

estas transformações ocorrem fora do equilíbrio termodinâmico, e as linhas de transformação para aquecimento e resfriamento apresentam-se defasadas. Para as condições de equilíbrio utilizam-se as notações:  $A_1$ ,  $A_2$  etc., ou,  $A_{c1}$ ,  $A_{c2}$  etc. Para aquecimento, utiliza-se  $A_{c1}$ ,  $A_{c2}$  etc., pois a sigla vem do francês (c = “chauffage” = aquecimento). Para o resfriamento, utiliza-se  $A_{r1}$ ,  $A_{r2}$  etc, que vem de “refroidissement”.

### **5.5. Determinação das temperaturas críticas de transformação de fase ( $A_{r1}$ e $A_{r3}$ ) sob deformação mecânica.**

De acordo com Chagas [1], ele verificou que ensaios mecânicos de deformação a quente por compressão indicaram uma temperatura  $A_{r3}$  de 850°C e  $A_{r1}$  de 800°C para o aço ERG estudado, similar ao aço utilizado e estudado no presente trabalho. Estes valores estão em acordo com a experiência industrial (laminação de tiras a quente) e em desacordo com os valores obtidos via dilatométrica, do diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation ou Curva de Resfriamento Contínuo) do aço estudado ( $A_{r3} = 750^\circ\text{C}$  e  $A_{r1} = 700^\circ\text{C}$ ). Este fato foi justificado pela antecipação das transformações de fases, quando se processa mecanicamente um aço. Assim, pode-se concluir que as temperaturas de transformação fornecidas pelos diagramas CCT devem ser utilizadas para os processos que envolvem os tratamentos térmicos dos aços, ao passo que para o processo de laminação a quente, deve-se utilizar as temperaturas de transformação determinadas via ensaios termo-mecânicos em máquina *Gleeble*.

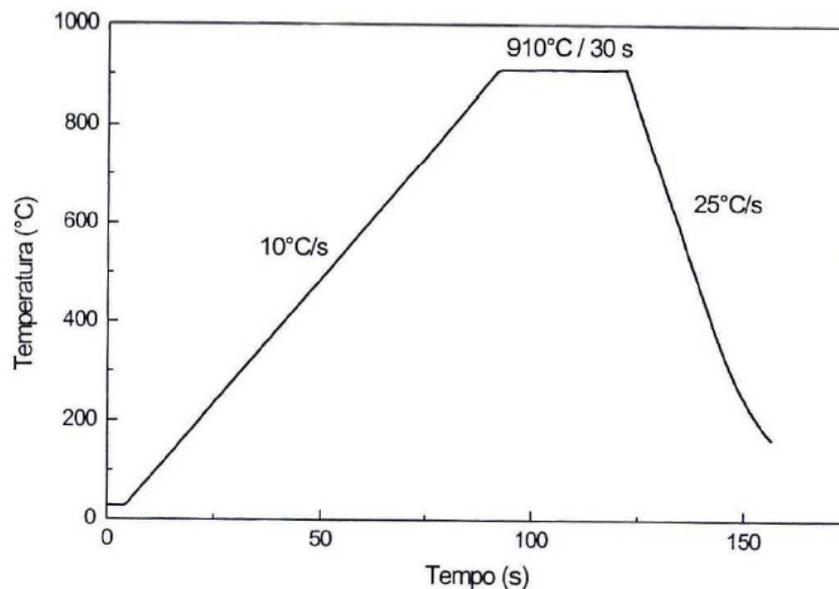
### **5.6. Construção da curva CCT para o aço em análise.**

Chagas [1] também utilizando o aço SAE 1010, C-Mn e ERG para estudos voltados com o mesmo objetivo de produção de rodas automotivas, montou a curva CCT utilizando via ensaio dilatométrico um simulador *Gleeble*, modelo 3500.

O método utilizado para o levantamento das curvas CCT baseia-se na dilatométrica, capaz de traduzir detalhadamente, as modificações microestruturais que possam se manifestar em metais ou ligas num determinado domínio térmico em função do tempo. A dilatométrica permite, em geral, acompanhar as transformações de fase que ocorrem no estado sólido, devido às variações de volume que as acompanham. Em virtude da facilidade na detecção destas pequenas variações, através de equipamentos apropriados e da boa precisão dos dados obtidos, este método traduz-se numa das formas mais apropriadas para os estudos das transformações metálicas no estado sólido. As transformações cristalinas dos aços, durante o reaquecimento ou resfriamento, são acompanhadas de variações de volume que se traduzem nas curvas dilatométricas pelas mudanças de inclinação, permitindo determinar os pontos  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ , para ciclos de reaquecimento e  $A_{r1}$  e  $A_{r3}$ , para ciclos de resfriamento [1].

Com o simulador *Gleeble*, foi construída a curva da Figura 49, a seguir, para o aço em questão.

Figura 49 – Exemplo do ciclo térmico realizado no simulador *Gleeble* para determinação dos pontos de início e fim de transformação de fase no resfriamento com taxa controlada [1].



Para o levantamento da curva CCT da Figura anterior, os CPs foram aquecidos até 910 °C, a uma taxa de 10 °C/s, permanecendo nesta temperatura por 30s [1]. Para o resfriamento, foram usadas taxas de 25 °C/s.

### 5.7. Considerações finais.

O diagrama de fases Fe-C mostra as fases existentes em condições de equilíbrio, da mesma forma, para o sistema Fe-C-Mn, os cálculos que foram realizados no presente trabalho via Thermocalc mostram as fases em equilíbrio termodinâmico.

No entanto, sabe-se que na prática industrial as chapas finas sofrem resfriamento contínuo ao longo do processo no trem acabador contínuo (*tandem mill*), na ordem de 10 °C/s, sabe-se também que nessa situação (resfriamento rápido) a linha  $A_3$  do diagrama de fases Fe-C se transforma na linha  $A_{r3}$ , ou seja, o resfriamento rápido tende a diminuir as temperaturas para a linha  $A_3$ .

Outro fator que modifica a linha  $A_3$  é a deformação mecânica. Considerando a revisão bibliográfica realizada no presente trabalho, conclui-se que ensaio termo-mecânico via simulador *Gleeble* são a melhor forma de se analisar a variação da linha  $A_3$  no processo industrial, onde os fatores taxa de resfriamento e deformação mecânica existem.

## 6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados no atual trabalho a respeito do efeito da temperatura de acabamento sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas no produto final laminado a quente, foi possível concluir que:

- Somente ocorre granulação heterogênea se a temperatura final de acabamento estiver abaixo da linha  $A_{r3}$  na região bifásica;
- A região grosseira das bordas das bobinas laminadas a quente será mais acentuada quanto mais ferrita for laminada na região intercrítica;
- Quanto menor for a temperatura de acabamento, maior é a intensidade de granulação heterogênea;
- A BQ de espessura 2,25 mm e de temperatura final de 842°C nas bordas mostrou início de homogeneidade em, aproximadamente, 10 mm a partir delas. Por outro lado, a BQ de 3,00 mm de espessura e temperatura final de 820°C nas bordas apresentou início de homogeneidade somente em, aproximadamente, 15 mm a partir delas;
- Os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que as regiões das bordas das bobinas que foram laminadas no campo bifásico intercrítico ficaram com maiores propriedades mecânicas, pois se apresentou maiores LE e LR, o que comprova o embasamento teórico;
- A temperatura no centro da largura de apara é maior que a da superfície da tira. Assim, se a microestrutura nas faces do laminado estiver homogênea, no centro da espessura a homogeneidade estará ainda maior, pois a temperatura interior da tira, como mostrado no projeto é maior;
- Para uma mesma largura de apara, quanto maior for a largura da BQ, menor será a percentagem de perda metálica das bordas nas Linhas de Decapagem Contínua;
- De acordo com o resultado de DRX, o difratograma da ferrita- $\alpha$  aço analisado equiparou-se com o Padrão de Difração da mesma, comprovando, portanto, a existência de  $\alpha$ -Fe;
- Com adições de 0,35 e 0,50% peso Mn obteve-se um aumento considerável do campo monofásico austenítico, o que favorece no processo de laminação de tiras a quente de acordo com a Termodinâmica Computacional (Thermocalc);
- O presente projeto deu de ganho anual para CSN em torno de 600 mil reais, considerando os ganhos dos materiais que serão reduzidos em 20 mm de apara e os de borda universal, para somente esse tipo de aço analisado nesse trabalho.

Através das conclusões acima, identificou-se que é possível reduzir as regiões de grãos heterogêneos nas bordas das BQs, diminuindo as aparas feitas nas LDCs, analisou-se, também, a localização de onde se tem segurança de grãos equiaxiais para garantir boas propriedades na estampagem de rodas. Além disso, verificou-se que, ao se criar uma tira com borda universal, aumenta-se a vida das navalhas de corte das decapagens e se reduz os custos correlacionados às aparas e perdas metálicas, não se reduzindo a produtividade nas decapagens contínuas.

## **7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS**

### **7.1. Propostas para trabalhos atuais.**

- Reduzir em 20 mm a sobrelargura a ser aparada do aço em estudo nas decapagens da CSN;
- Testar materiais com borda universal em diferentes espessuras do mesmo tipo de aço e avaliar a desempenho no cliente.

### **7.2. Propostas para trabalhos futuros.**

- Analisar mecanicamente as dimensões de diferentes aços com outras composições, para reduzir as perdas metálicas nas linhas de decapagem contínua devido ao aparamento lateral, aumentando assim o rendimento metálico;
- Avaliar os efeitos metalúrgicos de diferentes temperaturas de acabamento para outros tipos de aços;
- Determinar a capacidade de máquina da Linha de Decapagem Contínua para corte de aparamento lateral para diferentes tipos de aços, espessura e largura;
- Sabendo que as tiras laminadas a quente perdem calor devido à radiação externa, à água de refrigeração e ao contato com os cilindros de trabalho, onde a perda térmica é mais acentuada devido ao último caso, e utilizando o embasamento teórico e prático, deixar para reduzir mais a espessura das tiras dentro do trem de laminação nas últimas cadeiras, pois, à medida que quanto maior pressão do cilindro sobre a bobina, maior será o ângulo de contato do cilindro com a bobina, maior será a perda térmica e menor será a temperatura de acabamento final, ocasionando na maior penetração de grãos grosseiros e heterogêneos nas bordas no material laminado a quente.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Chagas, C.F., *Influência da microestrutura heterogênea nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn laminado a quente e utilizado em aros de rodas automotivas*, in Programa de Pós Graduação da REDEMAT 2007, UFOP, Ouro Preto.
2. Fonseca, J.O.A., *Hot Rolling Book - Informe Técnico Interno - CSN*. 2010: Volta Redonda - RJ. p. 209.
3. Nilsson, A., *Predicting the Mean Temperature of the Transfer Bar after Rolling in Rougherusing a Neural Network*. Journal of Materials Processing Technology, 1998. 80-81: p. 469-474.
4. Serajzadeh, S., *Prediction of Temperature Distribution and Phase Transformation on the Run-out in the Process of Hot Strip Rolling*. Applied Mathematical Modelling, 2003. 27: p. 861-875.
5. Serajzadeh, S.M., H.; e Tahaeri, A. K., *Modelling the Temperature Distribution and Microstructural Changes During Hot Rod Rolling of a Low Carbon Steel*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. 125: p. 89-96.
6. Zhou, S.X., *An Integrated Model for Hot Rolling of Steel Strip Rolling*. Journal of Materials Processing Technology, 2003. 134: p. 338-351.
7. Devadas, C.e.S., V., *Heat Transfer During Hot Rolling of Steel Strip*. Ironmaking and Steelmaking, 1986. 13: p. 311-321.
8. Mctegart, W.J.G., A., *Prediction of the flow stress of high-speed steel during hot deformation*. Acta Metallurgical, 14, 1966: p. 1136-1138.
9. Panigrahi, B.K., *Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip, an Overview STEEL*. Bulletin Material Science, 2001. 24: p. 361-371.
10. Gorni, A.A., *Laminação de Produtos Planos de Aço, Metalurgia da Laminação: Conceitos Básicos*. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2004.
11. Lima, C.L., *Laminador de Tiras a Quente (Hot Strip Mill) - Material Interno da Companhia Siderúrgica Nacional*. 2012: Volta Redonda - RJ.
12. Silva, A.L.C., *Aços e Ligas Especiais*. 2 ed. 1988. 512 páginas.
13. BHADESHIA, H.K.D.H. *POSCO Lectures on Bainite*. [cited 2007 11/12]; Available from: [www.msc.cam.ac.uk/movies.html](http://www.msc.cam.ac.uk/movies.html).
14. Tither, G., *The Development and Applications of Niobium-Containing HSLA Steels*, In: *HSLA Steels Processing, Properties and Applications, 1990, Beijing*. Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels, Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992: p. 61-80.
15. Palumbo, G.E.A., *On a more restrictive Geometric Criterion for "Special" CSL grain boundaries Scripta Materialia*. 1998. 38, n11: p. 1685-1690.
16. Kestens, L.E.A., *Orientation selective recrystallization of nonoriented electrical steels*. Trans. Am. Inst. Min. and Met. Eng, 1996. 27A: p. 2347-2358.
17. Viana, C.S.C.E.A., *Texturas de Transformação de Fases*. Workshop sobre textura e relações de orientação, São Paulo EPUSP, 2001: p. 131-143.
18. Elements of X-ray diffraction, de B. D. Cullity, 2ª Ed. Addison-Wesley Publishing Company Inc., 1978.

19. Theory of X-ray Diffraction in Crystals, de William H. Zachariasen, John Wiley, 1945.
20. ASM Handbook, Vol. 10 - Materials Characterization, 1986.