

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ESTUDO DO PROCESSO DE TÊMPERA EM AÇO 15B28  
APLICADO EM LÂMINAS DE MOTONIVELADORAS**

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA  
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**CLAUDIOMAR DE SOUZA TAVARES**

**FLORIANÓPOLIS, MARÇO DE 2009**

**ESTUDO DO PROCESSO DE TÊMPERA EM AÇO 15B28  
APLICADO EM LÂMINAS DE MOTONIVELADORAS**

**CLAUDIOMAR DE SOUZA TAVARES**

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO  
DE MESTRE EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ESPECIALIDADE EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DE MATERIAIS E PROVADA  
EM SUA FORMA PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

---

**CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA DSc. - ORIENTADOR**

---

**CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA DSc. – COORDENADOR DO CURSO**

**BANCA EXAMINADORA**

---

**PROF. PEDRO A. N. BERNARDINI, Dr. Eng.**

---

**PROF. LOURIVAL BOEHS, Dr. Eng.**

---

**PROF. CARLOS ENRIQUE NIÑO BOHÓRQUEZ, Dr. Eng.**

Meu Deus - meu criador e salvador  
Meus pais Saul e Idê – Fonte de apoio e amor  
Meu irmão Leonardo – Amigo para todas as horas  
Meu filho Thalles Henrique – Minha razão de viver

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Prof. DSc. Carlos Augusto Silva de Oliveira, pelo apoio, incentivo e orientação;

Ao PGMAT – sem esse departamento da Universidade Federal de Santa Catarina não seria possível concluir esse curso de pós-graduação em ciências e engenharia de materiais;

À METISA – Metalúrgica Timboense S. A., onde iniciei minha vida profissional;

Ao empresário, Eng. Edvaldo Ângelo, com sua visão holística, que incentiva e motiva seus colaboradores na busca do conhecimento;

Ao gerente técnico da Metisa, Eng. Jairo L. Brandt, que aposta na capacitação de seus técnicos;

À Prof. Marisa Muller, amiga para todas as horas e grande incentivadora;

A todos os colegas que direta ou indiretamente participaram deste trabalho.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>viii</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>xii</b>
<b>RESUMO.....</b>	<b>xiii</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>xiv</b>
<b>SIMBOLOGIA E ABREVIATURAS.....</b>	<b>xv</b>
<b>1 – INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2 – REVISÃO BUBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 - Visão Geral Tratamentos Termomecânicos.....</b>	<b>4</b>
<b>2.2 – Laminação.....</b>	<b>5</b>
<i>2.2.1 - Laminação Convencional.....</i>	<i>5</i>
<i>2.2.2 – Laminação Controlada.....</i>	<i>8</i>
<i>2.2.3 – Laminação de Recristalização Controlada.....</i>	<i>12</i>
<b>2.3 – Efeitos das Condições da Austenita na Transformação de fases.....</b>	<b>13</b>
<b>2.4 – Influência dos Elementos de liga sobre na Temperabilidade.....</b>	<b>19</b>
<b>2.5 – Mecanismos de Endurecimento nos Aços.....</b>	<b>20</b>
<i>2.5.1 – Endurecimento por Solução Sólida.....</i>	<i>21</i>
<i>2.5.2 – Endurecimento por Dispersão de Precipitados .....</i>	<i>22</i>
<i>2.5.3 – Efeito da Densidade de Discordâncias.....</i>	<i>23</i>
<i>2.5.4 – Efeito do Tamanho de Grão.....</i>	<i>23</i>
<i>2.5.5 – Transformação de Fases.....</i>	<i>24</i>
<b>2.6 – Características das Microestruturas.....</b>	<b>25</b>
<i>2.6.1 – Características da Ferrita em Aço Carbono.....</i>	<i>26</i>
<i>2.6.2 – Características da Perlita em Aço Carbono.....</i>	<i>28</i>
<i>2.6.3 – Características da Bainita em Aço Carbono.....</i>	<i>33</i>
<i>2.6.4 – Características da Martensíta em Aço Carbono.....</i>	<i>39</i>
<i>2.6.5 – Microestruturas Mistas de Martensita e Bainita.....</i>	<i>43</i>
<b>2.7 – Reações Ocorridas no Revenimento.....</b>	<b>44</b>
<i>2.7.1 – Segregação de Carbono e Formação de Carbonetos Metaestáveis.....</i>	<i>44</i>

<i>2.7.2 – Transformação da Austenita Retida e Precipitação de Cementita.....</i>	45
<i>2.7.3 – Recuperação e Recristalização.....</i>	46
<i>2.7.4 – Precipitação de Carbonetos de Liga.....</i>	46
<i>2.7.5 – Influência do Revenido na Dureza.....</i>	46
<i>2.7.6 – Fragilidade no Revenido.....</i>	48
<b>3 – METODOLOGIA, MÉTODOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....</b>	<b>50</b>
<b>3.1 – Metodologia Experimental.....</b>	<b>50</b>
<b>3.2 – Métodos Experimentais.....</b>	<b>54</b>
<b>3.3 – Procedimentos Experimentais.....</b>	<b>57</b>
<i>3.3.1 - Laminação Convencional e Têmpera Convencional.....</i>	<i>59</i>
<i>3.3.2 – Laminação Convencional e Têmpera Direta Localizada sem Homogeneização.....</i>	<i>61</i>
<i>3.3.3 – Laminação Convencional e Têmpera Direta Localizada com Homogeneização.....</i>	<i>63</i>
<b>3.4 – Ensaios Mecânicos.....</b>	<b>66</b>
<i>3.4.1 – Ensaios de Dureza.....</i>	<i>66</i>
<i>3.4.2 – Tração.....</i>	<i>67</i>
<i>3.4.3 – Impacto Charpy.....</i>	<i>68</i>
<b>3.5 – Análises Metalográficas.....</b>	<b>69</b>
<i>3.5.1 – Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura – MEV.....</i>	<i>69</i>
<b>4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>70</b>
<b>4.1 – Análise das Microestruturas.....</b>	<b>70</b>
<i>4.1.1 – Análise Microestrutural da Região 3.....</i>	<i>70</i>
<i>4.1.2 - Tamanho de grão Austenítico da Região 3.....</i>	<i>73</i>
<i>4.1.3 – Análise Microestrutural da Região 2 .....</i>	<i>76</i>
<i>4.1.4 – Análise Microestrutural da Região 1.....</i>	<i>78</i>
<b>4.2 – Propriedades Relacionadas à Resistência Mecânica .....</b>	<b>79</b>
<i>4.2.1 – Dureza.....</i>	<i>79</i>
<i>4.2.2 – Limite de Resistência.....</i>	<i>82</i>
<i>4.2.3 - Limite de Escoamento.....</i>	<i>84</i>
<i>4.2.4 – Redução de Área e Alongamento.....</i>	<i>86</i>

<i>4.2.5 – Tenacidade</i> .....	89
<i>4.2.6 – Comentários Gerais</i> .....	90
<b>5 – CONCLUSÕES</b> .....	92
<b>SUJESTÕES</b> .....	94
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	95
<b>Apêndice I</b> .....	103

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 - Diagrama esquemático dos tratamentos termomecânicos geralmente utilizados na laminação de chapas grossa [2]
- Figura 2.2 - (A) Diagrama mostrando as variações das microestruturas dos aços, obtidos pelos diversos tratamentos termomecânicos; (B) Efeito de alguns parâmetros nas modificações microestruturais durante os tratamentos termomecânicos [2]
- Figura 2.3 - Representação esquemática do processo de laminação convencional [4]
- Figura 2.4 - Formas geométricas e temperaturas externas da lâmina estudada durante a laminação convencional, realizado na METISA[7]
- Figura 2.5 - Representação esquemática do processo de laminação controlada [4]
- Figura 2.6 - Efeito da adição de microligantes na temperatura de não recristalização [ apud 8]
- Figura 2.7 - Representação esquemática do processo de laminação de recristalização controlada [4]
- Figura 2.8 - Efeito da temperatura de deformação sobre o diagrama CCT em aço 0,16% C-Mn [11]
- Figura 2.9 - Efeito do tamanho de grão austenítico sobre o diagrama CCT em aço 0,16% C-Mn [11]
- Figura 2.10 - Diagrama CCT do aço 15B30 [apud 8]
- Figura 2.11 - Microestrutura típica dos grãos de austenita prévia [17]
- Figura 2.12 - Micrografia do processo de têmpera direta [22]
- Figura 2.13 - Efeito do endurecimento por solução sólida em aço baixo carbono [35,40]
- Figura 2.14 - Variação do limite de escoamento de um aço baixo carbono com o tamanho de grão ferrítico em diversas temperaturas de ensaio [43, 45]
- Figura 2.15 - Efeito da temperatura de transformação sobre o aumento da resistência ferrita-perlita e bainita [35]
- Figura 2.16 - Crescimento de ferrita pro-eutetóide [42]
- Figura 2.17 - Características básicas da perlita [41]



- Figura 2.18 - Nucleação e crescimento da perlita [21]
- Figura 2.19 - Lamelas de cementita e ferrita em crescimento para nuclear outra fase [21]
- Figura 2.20 - Temperatura de transição versus tamanho de grão austenítico inicial [41]
- Figura 2.21 - Efeito da temperatura de transformação sobre o diâmetro do nódulo para tamanhos de grãos austeníticos iniciais diferentes [41]
- Figura 2.22 - Classificação da bainita proposta por Branfitt e Speer [apud 1]
- Figura 2.23 - Estruturas bainíticas [52]
- Figura 2.24 - Efeito do tamanho das ripas da ferrita bainita sobre o limite de escoamento [41]
- Figura 2.25 - Efeito da dispersão de carbonetos sobre o limite de escoamento [41]
- Figura 2.26 - Efeito do limite de escoamento e da morfologia da bainita sobre a temperatura de transição (dúctil/frágil) de aços bainíticos de baixo carbono [41]
- Figura 2.27 - Diagrama esquemático da microestrutura da martensita em ripas [56]
- Figura 2.28 - Limite de escoamento versus diâmetro do pacote [41]
- Figura 2.30 - Variação da dureza no revenido da martensita em ligas Fe-C [25]
- Figura 3.1 - Lâmina 12-5100 em trator motonivelador
- Figura 3.2 - Projeto dimensional da lâmina motoniveladora 12-5100 - Metisa
- Figura 3.3 - Localização dos corpos de prova para os ensaios mecânicos, microestrutural e dureza para ensaios de têmpera direta localizada
- Figura 3.4 - Localização dos corpos de prova para os ensaios de têmpera convencional – TC 880° C
- Figura 3.5 - Fluxograma mostrando as condições de processamento e os ensaios realizados
- Figura 3.6 - Esquema do processo atual – Laminação convencional
- Figura 3.7 - Desenho esquemático do tanque utilizado no experimento de têmpera convencional
- Figura 3.8 - Desenho esquemático do tanque utilizado no experimento de têmpera direta localizada
- Figura 3.9 - Esquema do processo adaptado para têmpera direta localizada sem homogeneização

- Figura 3.10 - Esquema do processo adaptado para têmpera direta localizada com homogeneização
- Figura 3.11 - Foto da lâmina no momento da têmpera direta localizada em homogeneização
- Figura 3.12 - Perfil mostrando a seção transversal da análise de dureza e o posicionamento da retirada de amostras para análise pra microestrutura de têmpera localizada
- Figura 3.13 - Desenho do corpo de prova de ensaio de tração –ASTM A 370/1997
- Figura 3.14 - Desenho do corpo de prova de ensaio de impacto Charpy – ASTM E-23
- Figura 4.1 - Microestrutura observada por microscopia ótica das quatro condições experimentais na região 3
- Figura 4.2 - Microestrutura observada por MEV das quatro condições experimentais na região 3
- Figura 4.3 - Tamanho de grão austenítico da região 3 (temperada) para cada condição experimental
- Figura 4.4 - Variação do tamanho de grão austenítico em função das condições experimentais – região 3 ( temperada)
- Figura 4.5 - Microestrutura observada por microscopia ótica das três condições experimentais de têmpera direta localizada na região 2
- Figura 4.6 - Microestrutura observada por MEV das três condições experimentais de têmpera direta localizada na região 2
- Figura 4.7 - Microestrutura observada por microscopia ótica das três condições experimentais de têmpera direta localizada na região 1
- Figura 4.8 - Perfil de dureza das amostras temperadas para as quatro condições experimentais
- Figura 4.9 - Perfil de dureza das amostras revenidas para as quatro condições experimentais
- Figura 4.10 - Variação dos limites de resistência em função das três regiões para as quatro condições experimentais
- Figura 4.11 - Variação dos limites de escoamento em função das três regiões para as das quatro condições experimentais
- Figura 4.12 - Resultados da redução de área para as três regiões de ensaio para as

quatro condições experimentais

Figura 4.13 - Resultados de alongamento para as três regiões de ensaio para as quatro condições experimentais

Figura 4.1 - Resultados da energia absorvida ( Ensaio Charpy), nas regiões 1 e 3 para as quatro condições experimentais

Figura 4.15 - Resultados que influenciam na aplicação do produto final

## LISTA DE TABELAS

- Tabela 3.1 - Composição química do aço SAE 15B28
- Tabela 3.2 - Propriedades Mecânicas do aço 15B28 – laminado a quente
- Tabela 3.3 - Número de Ensaio realizados em cada codificação de amostras
- Tabela AI.1 - Variação do tamanho de grão austenítico na região 3 – Em função das condições experimentais
- Tabela AI.2 - Variação da dureza nas regiões 1, 2 e 3 (temperada) - Em função das condições experimentais
- Tabela AI.3 - Variação da dureza nas regiões 1, 2 e 3 ( revenida) – Em função das condições experimentais
- Tabela AI.4 - Variação do limite de Resistência nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais
- Tabela AI.5 - Variação do limite de escoamento nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais
- Tabela AI.6 - Variação da Redução de Área nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais
- Tabela AI.7 - Variação do Alongamento nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais
- Tabela AI.8 - Variação da Energia Absorvida no ensaio de Impacto Charpy nas regiões 1 e 3 – Em função das condições experimentais

# **ESTUDO DO PROCESSO DE TÊMPERA EM AÇO 15B28 APLICADO EM LAMINAS DE MOTONIVELADORAS**

## **RESUMO**

Neste trabalho estudaram-se comparativamente o processo de têmpera convencional com processos alternativos de têmpera direta localizada no aço 15B28, para verificar a possibilidade de substituição da têmpera convencional no processo de fabricação de lâminas motoniveladoras.

Foi avaliado o efeito da temperatura de homogeneização (reaquecimento) e sem homogeneização após a laminação em três condições de têmpera direta e comparada com a convencional através das propriedades mecânicas e microestruturais. No processo de têmpera convencional, a têmpera é efetuada em todo o perfil e na têmpera direta localizada só em uma região da lâmina. Na têmpera direta localizada foram definidas três regiões para serem estudadas. Como mostra a seguir: região 3, região imersa em água – sujeita ao desgaste durante a utilização, onde apresenta maior dureza, região 2 – intermediária, fica localizada acima da linha d'água com resfriamento ao ar e região 1, também com resfriamento ao ar, essa região é onde se efetua os dois tipos de furação (redonda e quadrada) para fixação das lâminas nas motoniveladoras. O estudo mostrou que maiores valores de tenacidade e ligeiramente maiores valores de resistência na região de maior dureza, foram obtidos na condição de têmpera convencional. Estes resultados foram associados ao refino da microestrutura e tamanho de grão austenítico.

Palavras-Chave: Tratamento termomecânico – têmpera convencional - têmpera direta – lâmina motoniveladora – aço 15B28.

# **STUDY OF THE QUENCH PROCESS IN STEEL 15B28 APPLIED ON THE GRADER BLADE**

## **ABSTRACT**

In this work it was studied comparatively the process of conventional quench with alternative processes of direct quench located in the steel 15B28, to verify the possibility of replacing the conventional quench in the manufacture process of grader blades.

It was evaluated the effect of homogenization temperature (reheating) and without homogenization after rolling in three conditions of direct tempering and compared with the conventional through the mechanical properties and microstructures. In the conventional process of quenching, the quench is done throughout the profile and direct quench located only in a region of the blade. In the located direct quench were defined three regions to be studied. As shown as follows: region 3, region immersed in water – subject to wear during use, where present greater hardness, region 2 – intermediate, located above the water line with air drilling and region 1, also with air cooling, this region is where it occurs both types of drilling (round and square) for setting the values in motor graders. The study showed that higher values of tenacity and slightly higher of resistance in the region of greater hardness, were obtained on condition of conventional quench. These results were associated to the refining of the microstructure and size of austenitic grain.

As the main goal for the industry that has financed this study we have: the improvement of product quality and the reduction of processing cost in the manufacture of grader blades produced by METISA.

**Keywords:** thermomechanical treatment – conventional quench – direct quench – grader blade – steel 15B28.

## SIMBOLOGIA E ABREVIATURAS

- Ac<sub>1</sub>** = Temperatura de início de transformação de fase ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) em aquecimento
- Ac<sub>3</sub>** = Temperatura de final de transformação de fase ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) em aquecimento
- ACC** = Resfriamento acelerado (Accelerated Cooling)
- Ar<sub>1</sub>** = Temperatura de início de transformação de fase ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) em resfriamento
- Ar<sub>3</sub>** = Temperatura de final de transformação de fase ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) em resfriamento
- B** = Bainita
- B<sub>i</sub>** e **B<sub>f</sub>** = Início e final de transformação de austenita para bainita
- CR** = Laminação controlada (Controlled Rolling)
- DQ** = Têmpera direta (Direct Quench)
- F<sub>i</sub>** = Início de transformação de austenita para ferrita
- M** = Martensita
- METISA** = Metisa Metalúrgica Timboense S.A.
- M<sub>i</sub>** e **M<sub>f</sub>** = Início e término de transformação martensítica
- P** = Perlita
- P<sub>i</sub>** e **P<sub>f</sub>** = Início e final de transformação de austenita para perlita
- S<sub>v</sub>** = Tamanho efetivo de grão, que considera a área superficial por unidade de volume
- T<sub>nr</sub>** ou **T<sub>R</sub>** = Temperatura de não recristalização
- TC** = Tempera convencional
- TD** = Têmpera direta
- TD H** = Têmpera direta com homogeneização (reaquecimento) após laminação
- TD SH** = Têmpera direta sem homogeneização (reaquecimento) após laminação
- $\alpha$**  = Ferrita
- $\gamma$**  = Austenita
- Perfil** = Lâmina motoniveladora

# **CAPITULO 1**

## **INTRODUÇÃO**

Com o crescimento nas ultimas décadas da construção, ampliação, recuperação de estradas e da construção civil fez com que houvesse pelas metalúrgicas e laminadoras, grandes investimentos na fabricação de laminas motoniveladoras. Com a competitividade do mercado e a redução no consumo, as indústrias buscam a redução do custo das matérias primas e insumos, custo de processo e melhoramento das propriedades para manter-se no mercado. No Brasil existem apenas dois grupos fabricantes de aços para as laminas das motoniveladoras, o grupo GERDAU e o Grupo ARCELOR MITTAL, o que dificulta a redução do custo da matéria prima. Cabe a indústria, portanto, buscar a redução dos custos de processo e outros insumos, como aproveitamento da energia, aumento da produtividade, além do melhoramento dos processos para obtenção de melhores propriedades mecânicas em seus produtos, a fim de atrair o consumidor pelo produto mais barato e de melhor qualidade.

Um destes processos é a têmpera direta, que vem sendo muito estudada, pois possibilita obter peças temperadas diretamente após a laminação, sem necessidade de reaustenitização, economizando energia. Estudos mostram que, além disso, a partir da têmpera direta pode se obter melhores propriedades ou semelhantes à têmpera convencional. Naturalmente, na têmpera direta as condições de laminação a quente vão influenciar nas propriedades do produto. A laminação a quente irá afetar a microestrutura da austenita, que pode variar desde austenita recristalizada, quando a laminação é realizada na região de recristalização (laminação convencional) até não recristalizada: laminação a baixas temperaturas na região de não recristalização (laminação controlada).

O presente estudo avaliou o processo de têmpera convencional (reaustenitização 880°C), onde a têmpera é efetuada em todo o perfil (processo atual da Metisa) e o processo de têmpera direta localizada em uma região da lâmina motoniveladora a partir da laminação convencional. Na têmpera direta localizada foram definidas três regiões para serem estudadas. A região 3, região imersa em água – sujeita ao desgaste durante a utilização, onde apresenta maior dureza, região 2 – intermediária, fica localizada acima da linha d'água com resfriamento ao ar e região 1, também com resfriamento ao ar, essa região é onde se efetua-



se os dois tipos de furação (redonda e quadrada) para fixação das lâminas nas motoniveladoras. Nas condições de têmpera direta, também foram estudadas a influência de duas temperaturas de homogeneização (reaquecimento) após a laminação (830 e 880° C), e uma sem reaquecimento.

Como objetivos, portanto, o trabalho estudou os efeitos das condições de têmpera direta localizada (a partir da laminação convencional) nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço 15B28, em comparação com os resultados do processo de têmpera convencional em lâminas motoniveladoras. Como objetivo principal para a indústria que financiou o estudo, o trabalho buscou alternativas para melhorar a qualidade do produto final, além da redução de custo de processo através da eliminação de uma das etapas (austenitização) e economia de energia.

## **CAPITULO 2**

### **REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Esta revisão bibliográfica aborda inicialmente o conceito dos tratamentos termomecânicos, enfatizando os usualmente empregados na laminação. Apresenta a seguir uma visão geral dos tratamentos termomecânicos empregados nas indústrias de aços.

Em seguida comenta os processos de laminação e suas características: laminação convencional, laminação controlada e laminação de recristalização controlada.

O efeito das condições da austenita na transformação de fases conforme as condições de laminação empregada.

Mostra a influência dos elementos de liga na temperabilidade e os principais mecanismos de endurecimento nos aços.

Na sequência mostra as características das microestruturas, ferrita, perlita, bainita e martensita. Também é feito uma abordagem do processo de revenido, seus estágios e efeito na dureza dos aços temperados, além da fragilidade durante o revenido.

## 2.1 Visão Geral Tratamentos Termomecânicos

Os tratamentos termomecânicos foram desenvolvidos para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais através do controle do processo de deformação à quente [1]. Nos tratamentos termomecânicos são controladas as seguintes variáveis: temperatura de reaquecimento, temperatura de deformação e velocidade de resfriamento. Geralmente, os tratamentos termomecânicos empregados são: laminação controlada, resfriamento acelerado, têmpera direta, conforme mostrado na figura 2.1 [2], que também mostra uma comparação entre a laminação controlada e a convencional.

Os tratamentos termomecânicos permitem obter uma grande variedade de microestrutura, portanto de propriedades mecânicas. A figura 2.2 mostra esquematicamente a variação das microestruturas dos aços, obtidas pelos diversos tratamentos termomecânicos e o efeito dos parâmetros destes tratamentos nas modificações microestruturais.

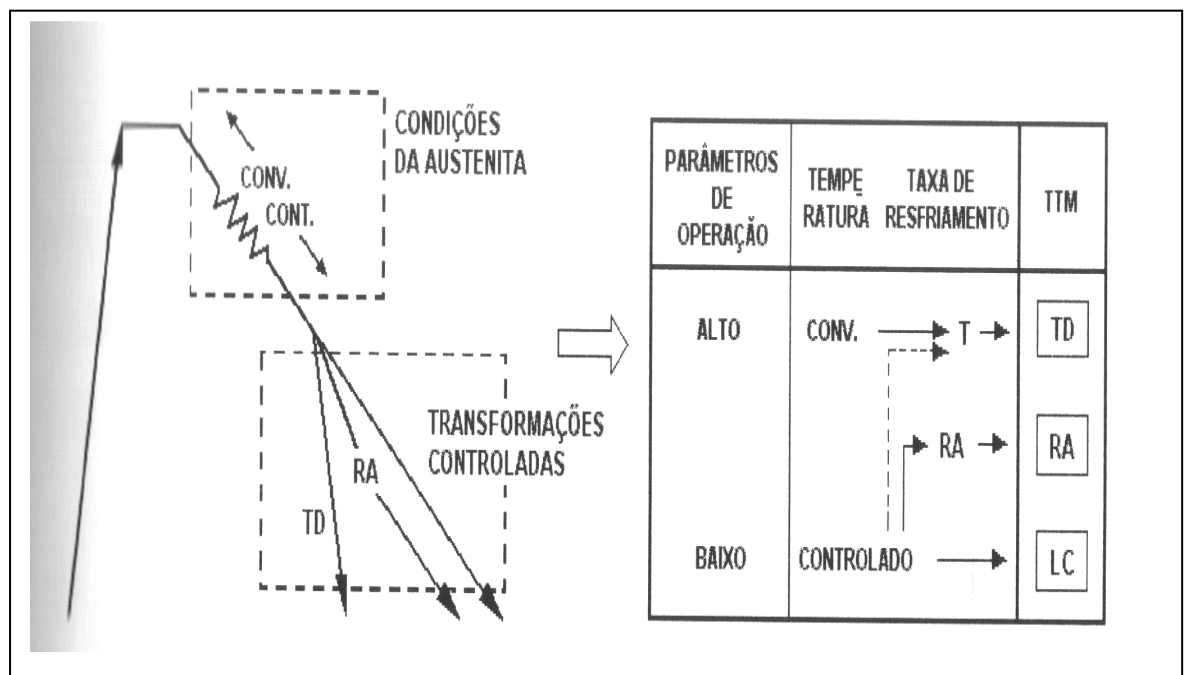


Figura 2.1 – Diagrama esquemático dos tratamentos termomecânicos (TTM) geralmente utilizados na laminação de chapas grossas: laminação controlada (LC), resfriamento acelerado (RA) e têmpera direta (TD) [2]

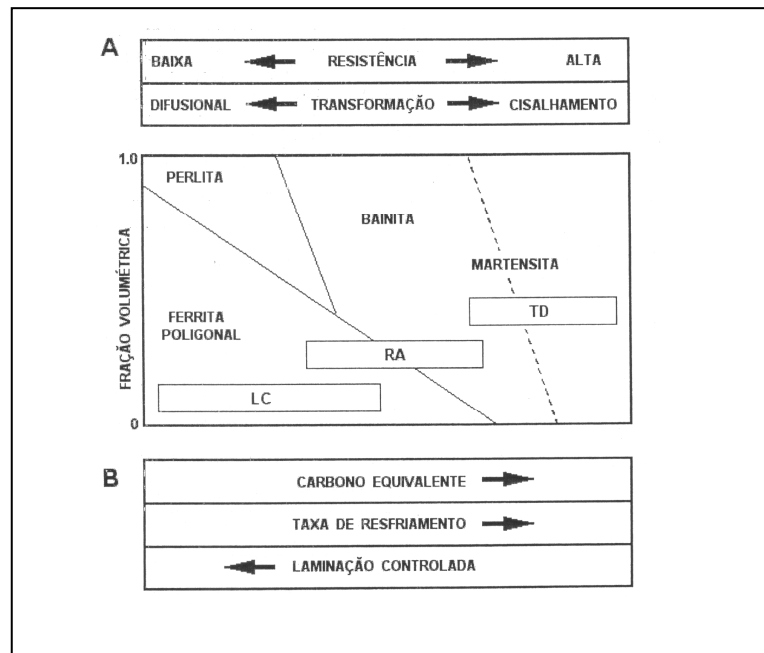


Figura 2.2 – (A) Diagrama mostrando as variações das microestruturas dos aços, obtidas pelos diversos tratamentos termomecânicos; (B) Efeito de alguns parâmetros nas modificações microestruturais [2]

## 2.2 Laminação

Em termos gerais, os processos de laminação a quente utilizados em aços são: laminação convencional, controlada e de recristalização controlada.

Na revisão bibliográfica será mostrado o processo de laminação convencional utilizado atualmente na fabricação da lâmina motoniveladora, e uma breve revisão de laminação controlada e por recristalização controlada.

### 2.2.1 Laminação Convencional

A laminação convencional é um processo que objetiva inicialmente a obtenção da geometria do produto laminado através dos passes de laminação, sendo que as propriedades mecânicas não são muito altas, focando inicialmente a produtividade na linha [3, 4].

O processo de laminação convencional é realizado numa faixa de temperatura tal que, ocorre a recristalização total do material no tempo entre passes. Com os passes de laminação ocorrendo na região de recristalização não há acúmulo de deformação de um passe para o seguinte. Geralmente no final do processo de laminação o aço está entre 1050 e 900°C, onde o material laminado é resfriado ao ar. Figura 2.3.

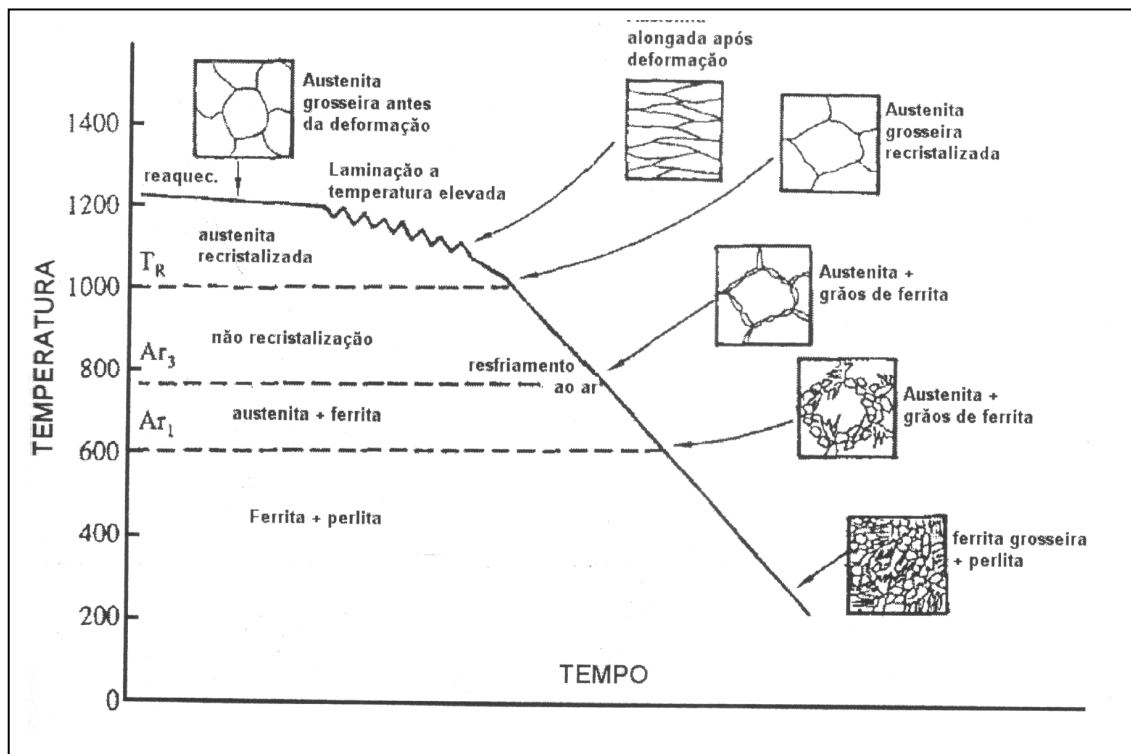


Figura 2.3 – Representação esquemática do processo de laminação convencional [4]

$A_{R3}$  = Temperatura de início de transformação ferrítica no resfriamento

$A_{R1}$  = Temperatura de final de transformação da ferrita no resfriamento

$T_R$  = Temperatura de não recristalização

O resfriamento ao ar transforma a austenita inicialmente em ferrita. A ferrita nucleia nos contornos de grão e a microestrutura resultante, na temperatura ambiente, consiste de grãos de ferrita grosseiros e perlita [5, 6]. A redução da temperatura ou o aumento da redução nos últimos passes de laminação tendem a refinar o grão austenítico e como resultado ter-se-á um menor grão ferrítico após transformação.

Ainda que, na laminação convencional o tamanho de grão da ferrita diminua com a diminuição do tamanho de grão da austenita, existe um limite, em torno de 10  $\mu\text{m}$  para o tamanho de grão  $\alpha$ . Este limite é alcançado quando o tamanho de grão austenítico atinge também cerca de 10  $\mu\text{m}$  [6].

A laminação de perfis de desgastes (lâminas para motoniveladoras) na Metisa, como já mencionado anteriormente, é realizada por laminação convencional. No processo de laminação convencional para produção de laminas, o lingote (fig. 2.4a) é aquecido em forno rotativo até a homogeneização a 1240°C. Após o aquecimento, o lingote é conformado em prensa até atingir as dimensões mostradas na figura 2.4b. Nessa operação também ocorre a retirada da grande parte das “placas de carepa” da superfície do lingote, nesta fase do processo a temperatura externa do lingote varia entre 1120 a 1140° C.

Após o primeiro passe a temperatura de superfície do perfil varia entre 1080 a 1106°C. Do primeiro passe de laminação ao quinto passe, o perfil (fig. 2.4c a 2.4g) é processado em temperaturas dentro da região de recristalização da austenita.

Após o quinto e último passe de laminação, o perfil apresenta temperaturas variando entre 996 a 1117° C. Até efetuar o corte do comprimento, retirada da rebarba de laminação (detalhe fig. 2.4 g), endireitamento e abaulamento, a temperatura externa do perfil varia entre 715 a 740 ° C. Após finalizar as operações de acabamento, o perfil é deixado resfriar ao ar.

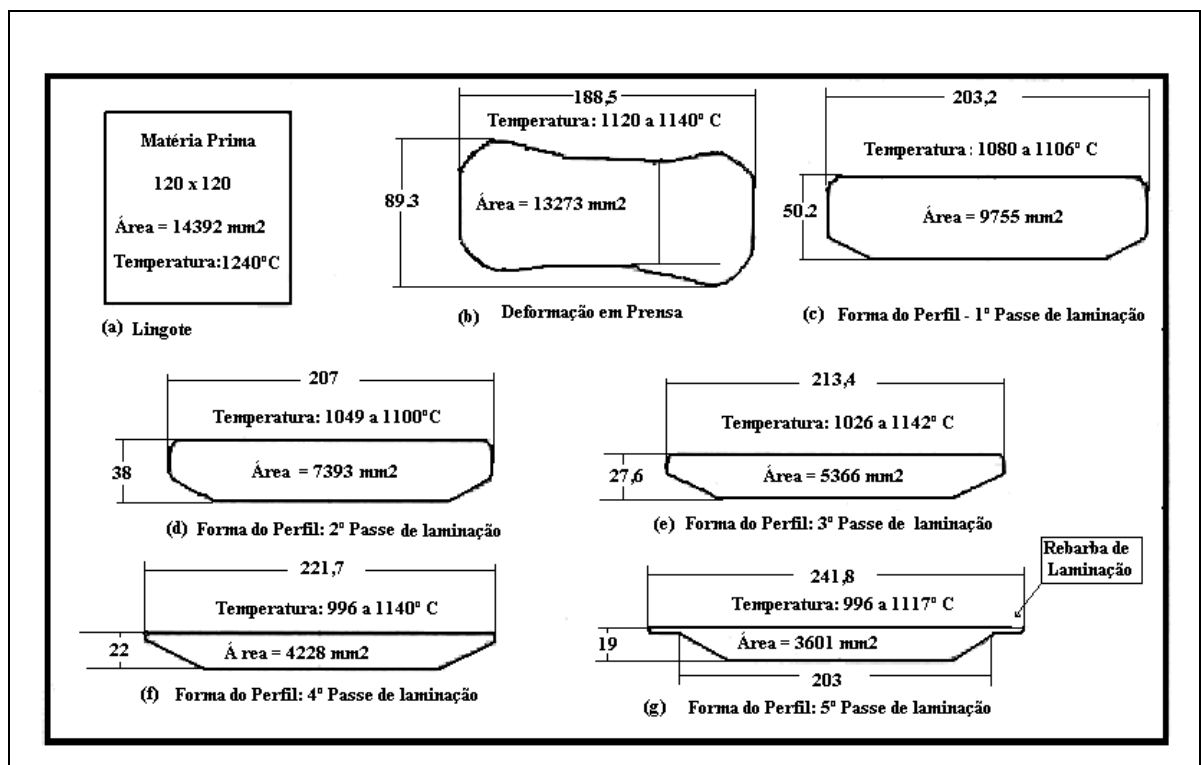


Figura 2.4 – Formas geométricas e temperaturas externas da lâmina estudada, durante o processo de laminação convencional, realizado na Metisa [7].

### 2.2.2 Laminação Controlada

Laminação controlada é o processo de laminação realizado sob condições controladas de temperatura e taxa de deformação com o objetivo de introduzir alta densidade de sítios para nucleação de ferrita durante a transformação  $\gamma/\alpha$  [5, 6]. Para que ocorra o refino dos grãos de austenita, a laminação é realizada inicialmente a temperaturas altas na região de recristalização e a seguir em temperaturas mais baixas, na região de não recristalização. A subsequente transformação para microestrutura ferrítica após a laminação produzirá uma matriz com tamanho de grão mais fino [4].

A temperatura de não recristalização ( $T_R$ ) (fig. 2.5) indica o início da região onde tem-se grãos austeníticos alongados e não recristalizados, havendo acúmulo de deformação com o prosseguimento da laminação. Portanto, na laminação controlada, os últimos passes são processados na faixa de temperatura de não recristalização, gerando ao final austenita não recristalizada e à temperatura ambiente tem-se microestrutura composta de ferrita fina mais perlita [4].

Na laminação realizada somente na região de recristalização, existe um limite para a redução do tamanho de grão austenítico e como consequência um limite para a redução do tamanho de grão  $\alpha$  [6]. Na laminação na região de não recristalização, este limite pode ser reduzido através do aumento de sítios para nucleação da ferrita [6].

A laminação controlada pode ser dividida em três estágios (fig. 2.5):

- 1º Estágio - Deformação na região de recristalização austenítica;
- 2º Estágio - Deformação na região de não recristalização;
- 3º Estágio - Deformação na região bifásica ( $\gamma + \alpha$ ).

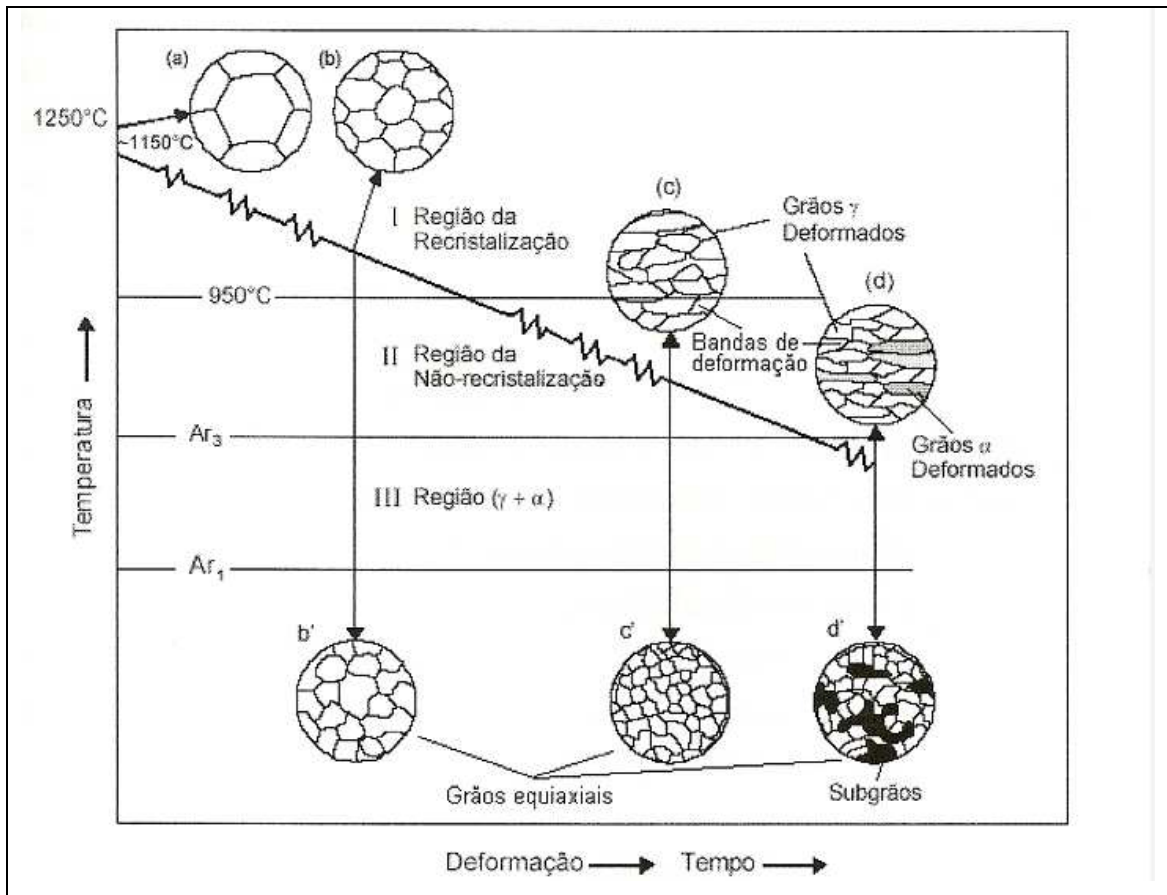


Figura 2.5 – Esquema dos estágios da laminação controlada e as mudanças microestruturais em cada estágio [4]

No primeiro estágio (1) os grãos austeníticos grosseiros (a) são refinados por repetidas deformação e recristalização (b), e transformando-se em estrutura ferrítica relativamente grosseira (b').

No segundo estágio (2), as bandas de deformação são formadas em grãos austeníticos alongados e não recristalizados (c) e a ferrita nucleia nas bandas de deformação bem como no contorno de grãos austeníticos, gerando grãos ferríticos finos (c').

No terceiro estágio (3) a deformação na região bifásica ( $\gamma + \alpha$ ), produzindo uma subestrutura de discordância (d) na ferrita e aumenta a deformação da austenita proveniente do segundo estágio. Durante o resfriamento após a deformação, a austenita não recristalizada transforma-se em grãos ferríticos equiaxiais, enquanto a ferrita deformada recupera e forma uma estrutura de subgrãos na temperatura ambiente (d').

A diferença fundamental entre os processos de laminação convencional e controlada é que no primeiro, grãos ferríticos nucleiam exclusivamente no contorno de grãos da austenita,



enquanto no último, a nucleação da ferrita ocorre também no interior dos grãos bem como no contorno, o que gera uma grande diferença na estrutura final entre os dois processos [6]. Esta diferença está relacionada ao tamanho de grão, pois a transformação da austenita deformada para ferrita produz tamanho de grão ferrítico mais fino do que de austenita recristalizada, não deformada.

Portanto, se o objetivo é melhorar as propriedades mecânicas através da redução do tamanho de grão, é importante obter austenita em estado deformado, e isto é realizado pela supressão e/ou retardamento da recristalização após deformação. Existem dois fatores que influem sobre a recuperação e recristalização: (1) temperatura e (2) elementos de liga [6].

Quanto menor a temperatura de deformação, menor será a velocidade de recristalização, conseqüentemente menor será o tamanho de grão recristalizado [6]

A adição de elementos de liga retarda a recristalização, pois a precipitação de partículas induzidas por deformação, nos intervalos entre passes durante processamento termomecânico inibe ou mesmo suprime a recristalização da austenita [5].

A temperatura de não recristalização foi estudada com relação aos elementos microligantes. A figura 2.6 [apud 8] mostra uma curva onde se pode observar o aumento na temperatura de não recristalização com o aumento do teor de microligantes no aço. O nióbio apresenta um maior aumento na temperatura de não recristalização para menores quantidades de soluto inicial. O vanádio, por sua vez, apresenta menor efeito na temperatura de não recristalização. Este efeito está relacionado à estabilidade deste e às condições de processamento.

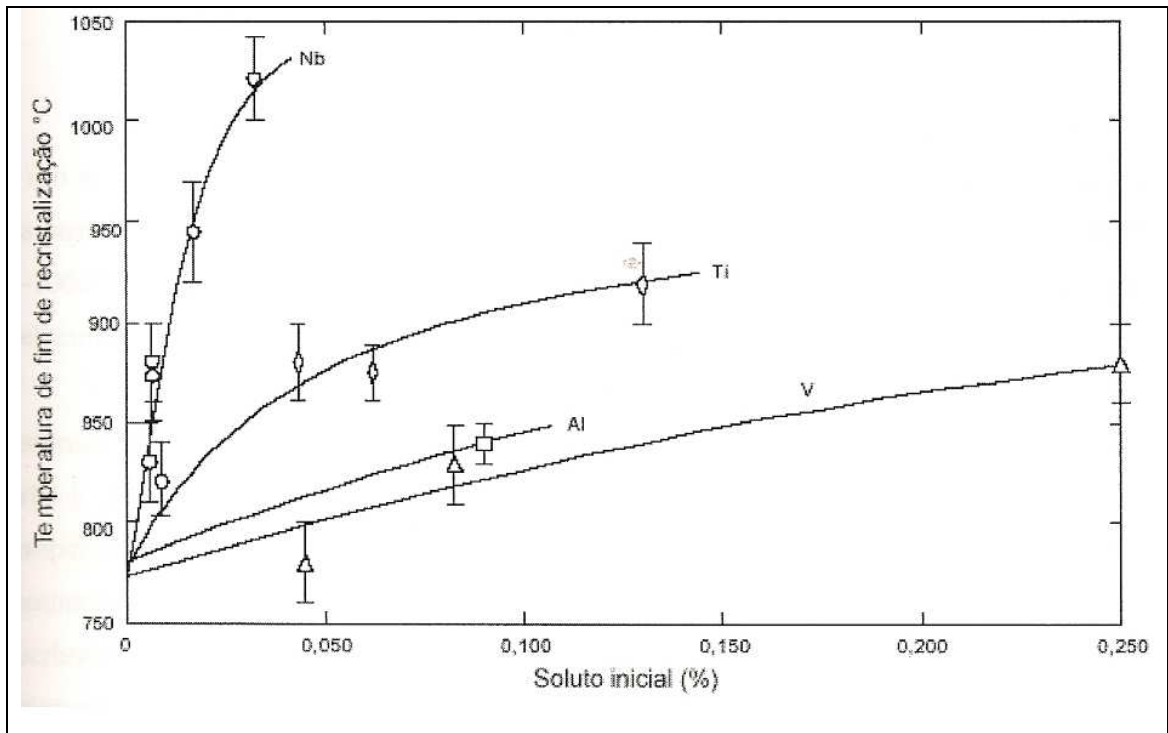


Figura 2.6 – Efeito da adição de microligantes na temperatura de não recristalização [apud 8]

O mecanismo de retardamento da recristalização austenítica devido ao nióbio ocorre por dois efeitos [6]. Os átomos de nióbio em solução sólida substitucional retardam recuperação e a recristalização por dificultar o movimento das discordâncias e por formar dipolo (C-Nb) que ebitam a difusão do carbono. A precipitação de finos carbonitreto de nióbio (Nb(C,N) induzida por deformação retarda o início e o processo de recristalização[9].

Porém, aços sem nióbio também podem apresentar austenita não recristalizada. Existem indicações na literatura do efeito sinérgico do Ti, Mo e/ou V com o Boro em retardar a recristalização da austenita [1]. Este efeito está associado com a segregação de pares (metal-Boro) complexos para os contornos de grãos, que diminui a sua mobilidade e permite que a força de arraste do soluto possa atuar mais efetivamente [apud 8].

Individualmente o Boro tem um efeito muito pequeno em retardar a recristalização. Da mesma forma o Ti, Mo e V na ausência de Boro [1].

### 2.2.3 Laminação de Recristalização Controlada

A laminação de recristalização controlada tem o objetivo de refinar os grãos austeníticos sem o uso de deformação severa em baixas temperaturas. O controle do grão da austenita ocorre durante o reaquecimento a 1060 – 1120° C, deformação repetida acima de  $T_R$  ( $\sim 1000^\circ\text{C}$ ) e resfriamento acelerado ( $\sim 15^\circ\text{C/s}$ ) após final da laminação para maximizar a velocidade de nucleação da ferrita [4].

A maior velocidade de resfriamento após a laminação de recristalização controlada, geralmente contribui para aumentar a resistência mecânica devido ao refino de grãos e dispersão de precipitados. Nesse processo (fig. 2.7) [4], o reaquecimento é efetuado em temperaturas mais baixas, o que tende a gerar austenita mais fina antes da laminação. A laminação é processada na faixa de temperatura acima da região de não recristalização e o resfriamento é acelerado. Com isso, à temperatura ambiente tem-se uma microestrutura composta de ferrita fina e perlita [4].

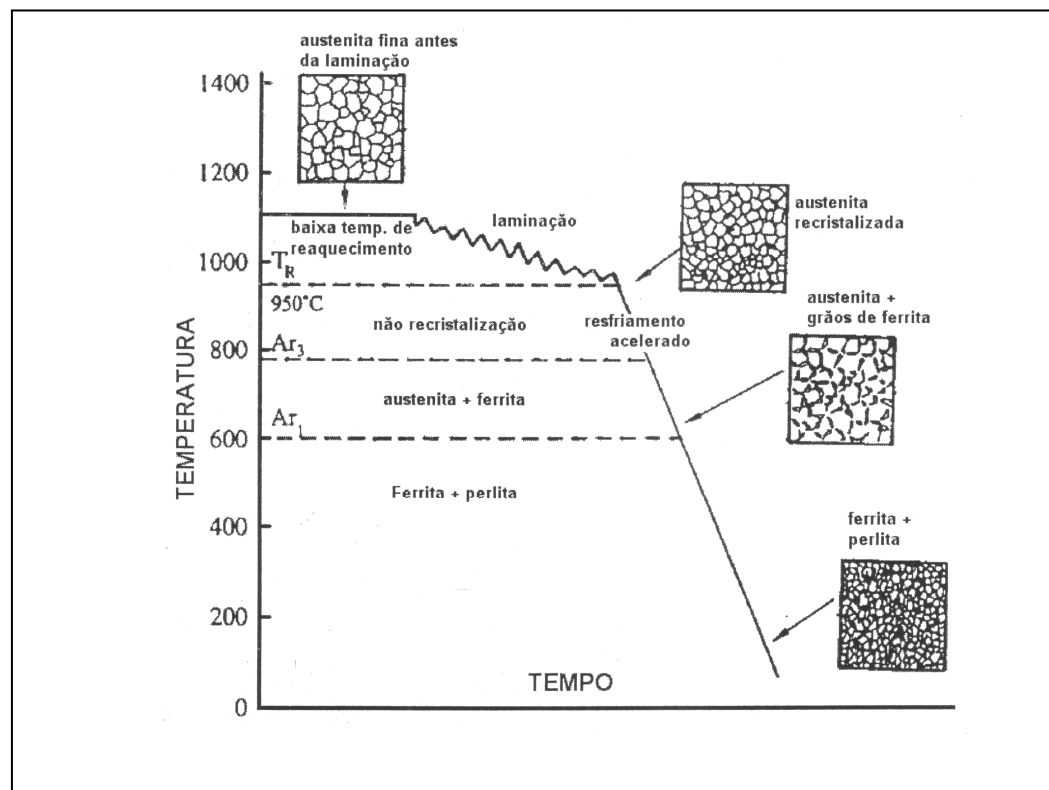


Fig. 2.7 - Representação esquemática do processo de laminação de recristalização controlada [4]

## 2.3 Efeito das Condições da Austenita na Transformação de Fases

A transformação de fases é acelerada pela deformação prévia da austenita. A redução nestes tempos é função do tipo de aço, do grau de deformação e da temperatura de transformação [apud 1].

A austenita deformada aumenta a velocidade de resfriamento crítica acima da qual há formação de ferrita poligonal, assim como eleva as temperaturas de início e término da transformação  $\gamma/\alpha$  [10 -11].

Nas transformações bainíticas e martensíticas existe porém, alguma controvérsia sobre o efeito da transformação nas temperaturas  $M_i$  e  $B_i$ . Alguns autores [11, 12] observam um aumento em  $M_i$  e  $B_i$  em consequência da deformação da austenita prévia, enquanto outros autores [11-13] observam que as temperaturas  $M_i$  e  $B_i$  diminuem com a deformação.

Maki [14] mostrou que a variação da temperatura  $M_i$  com a deformação é função da morfologia da martensita, aumentando para a martensita lenticular e diminuindo para a martensita em ripas e  $\epsilon$ .

Na martensita em ripas a redução da temperatura  $M_i$  com a deformação é muito pequena, cerca de  $16^\circ\text{C}$  quando se varia a deformação de 0 a 40 % [13]. A redução da temperatura  $M_i$  neste caso, foi associada com a energia extra necessária para que as discordâncias geradas na transformação avancem sobre o emaranhado de discordâncias da austenita deformada [29].

Em diagramas de resfriamento contínuo (CCT), isto é mostrado pelo deslocamento das linhas de transformação para esquerda e para cima, conforme figura 2.8 e 2.9 [11], onde os grãos austeníticos estão deformados. Na figura 2.8 foi variada a temperatura de deformação de 800 a  $860^\circ\text{C}$ , mantendo constante a deformação (42%) e tamanho de grão austenítico antes da deformação ( $40\mu\text{m}$ ). Na figura 2.9 foi variado o tamanho de grão austenítico antes da deformação de 20 a  $60\mu\text{m}$ , mantendo constante a temperatura e a deformação.

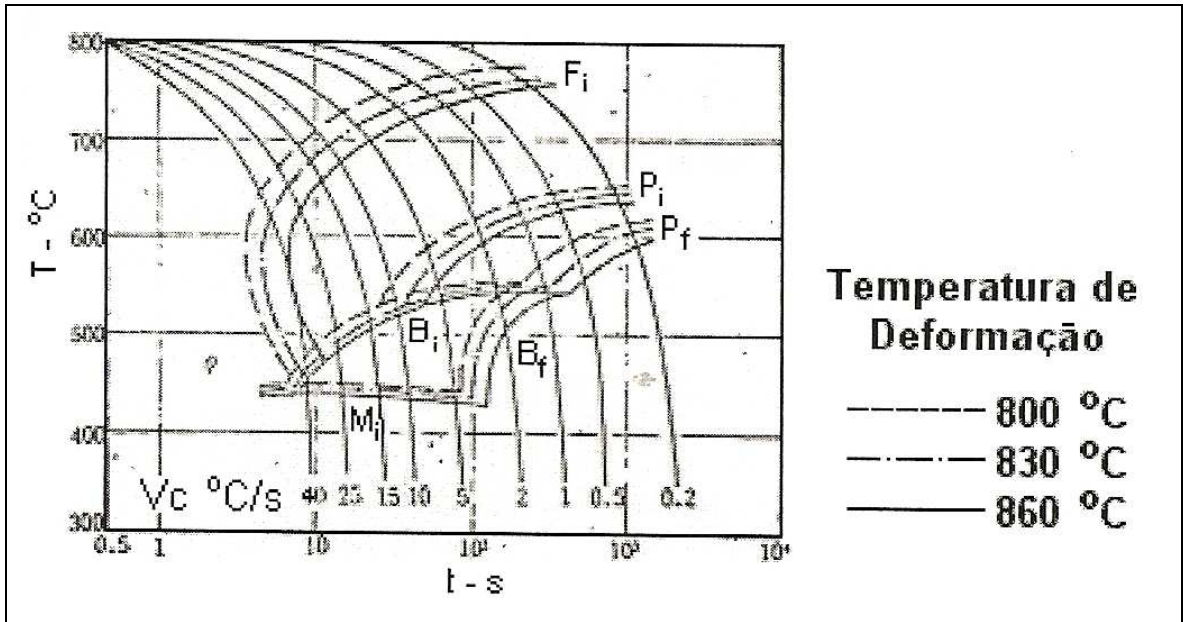


Figura 2.8 – Efeito da temperatura de deformação sobre o diagrama CCT em aço 0,16% C-Mn [11]

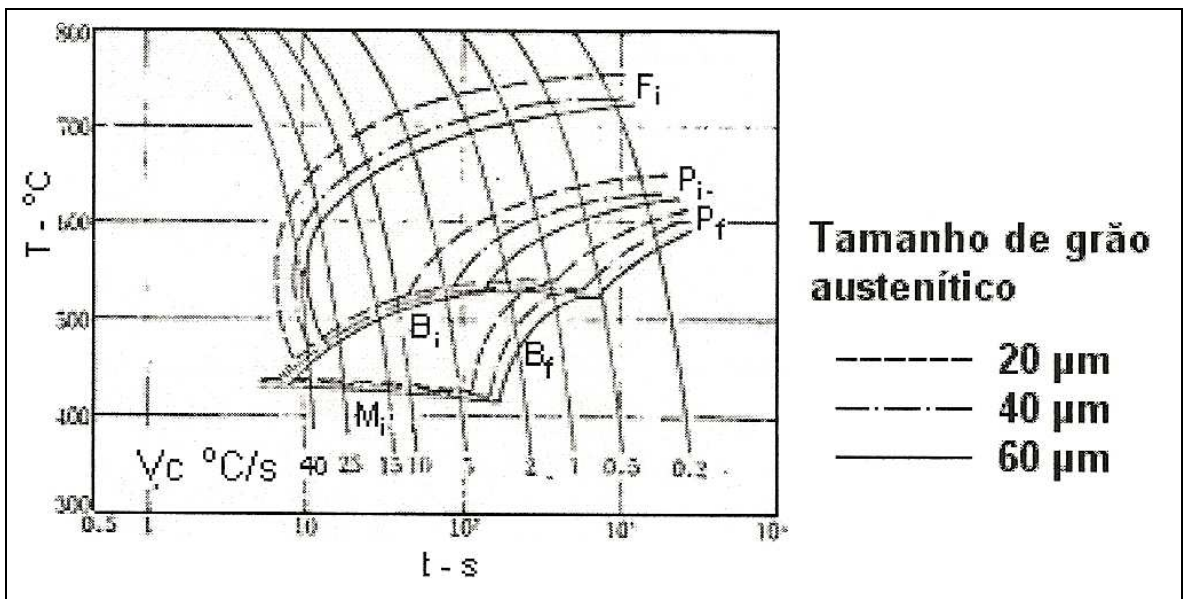


Figura 2.9 – Efeito do tamanho de grão austenítico sobre o diagrama CCT em aço 0,16% C-Mn [11]

As razões do deslocamento das linhas de transformação  $F_i$ ,  $P_i$  e  $P_f$ , para esquerda e para cima são as seguintes:

- Os grãos austeníticos tornam-se alongados devido à transformação, aumentando Sv (área superficial por unidade de volume) e consequentemente o número de sítios para nucleação da nova fase
- Formação de grande quantidade de bandas de deformação dentro dos grãos austeníticos deformado, que são também sítios para nucleação de nova fase [10, 11].

Na figura 2.10 [apud 8] é mostrado um diagrama CCT para o aço 15B30, semelhante ao aço estudado. As intersecções da curva de resfriamento com as linhas do diagrama mostram as temperaturas de início e final das respectivas transformações, e os números nas curvas indicam a dureza Brinell no final do resfriamento.

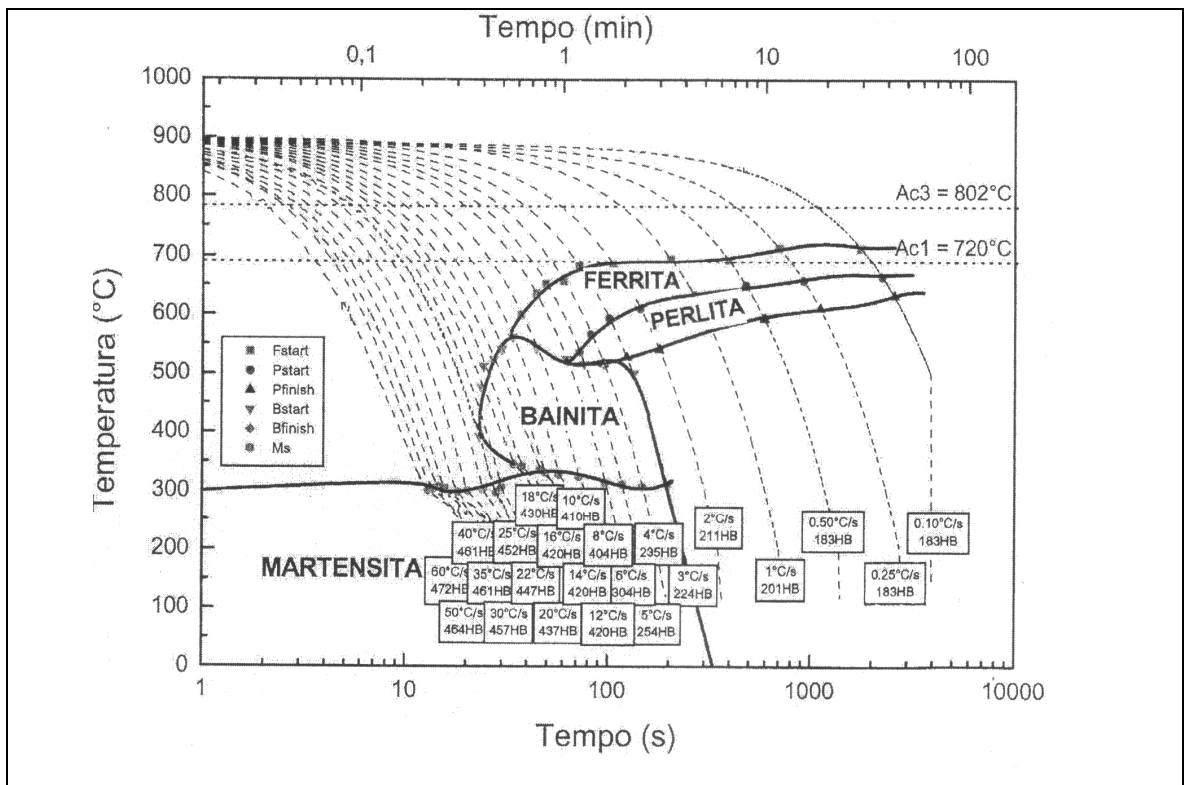


Figura 2.10 – Diagrama CCT do aço 15B30 [apud 8]

Na têmpera de aços as condições da austenita prévia afetam tanto a cinética de transformação como a temperabilidade. A partir de várias condições da austenita prévia pode-se realizar a têmpera direta, após a laminação convencional onde a austenita está na região de recristalização, ou a partir da laminação controlada onde se obtém austenita não recristalizada. Na laminação controlada ocorre grande variações nas condições da austenita, quando comparadas com a laminação convencional. As deformações ocorridas na laminação controlada em baixas temperaturas na região de não recristalização e acima de  $Ar_3$  aumentam a taxa de nucleação da ferrita, diminuindo a temperabilidade do aço. Vários fatores são citados na literatura como responsáveis pela aceleração da formação da ferrita. Sendo que os principais são mostrados abaixo:

- Aumentos da área dos contornos dos grãos devido ao alongamento dos grãos austeníticos [6, 10, 15];
- Aparecimento das bandas de deformação no interior dos grãos austeníticos [apud 1]
- Migração local dos contornos dos grãos austeníticos com formação de curvaturas [11, 15], que reduz a energia de ativação para a nucleação, quando comparada com contornos planos, devido a efeitos geométricos semelhantes ao observado nas bordas ou cantos dos grãos [apud 1];
- Aumentos da taxa de difusão do carbono e de elementos de liga [16].

Weiss e Thompson [17] estudaram o efeito da austenita prévia na temperabilidade em diferentes rotas de processamento, como também Chang [22] observou em seu estudo a redução da temperabilidade e mudança de microestrutural com a mudança das temperaturas de acabamento.

A figura 2.11 mostra as microestruturas das quatro rotas de processamento estudadas por Weiss e Thompson [16]. A figura 2.11(a) relacionada a laminação convencional e têmpera convencional, mostra uma estrutura de grãos austeníticos equiaxiais relativamente finos, em comparação a figura 2.11(b) proveniente da laminação convencional seguida de têmpera direta que apresenta granulação grosseira. A figura 2.11(c) mostra uma estrutura do processo de laminação de recristalização controlada com grãos austeníticos predominantemente equiaxiais. A figura 2.11 (d) mostra uma estrutura de grãos austeníticos alongados ou deformados que resultam da laminação seguida de têmpera direta.

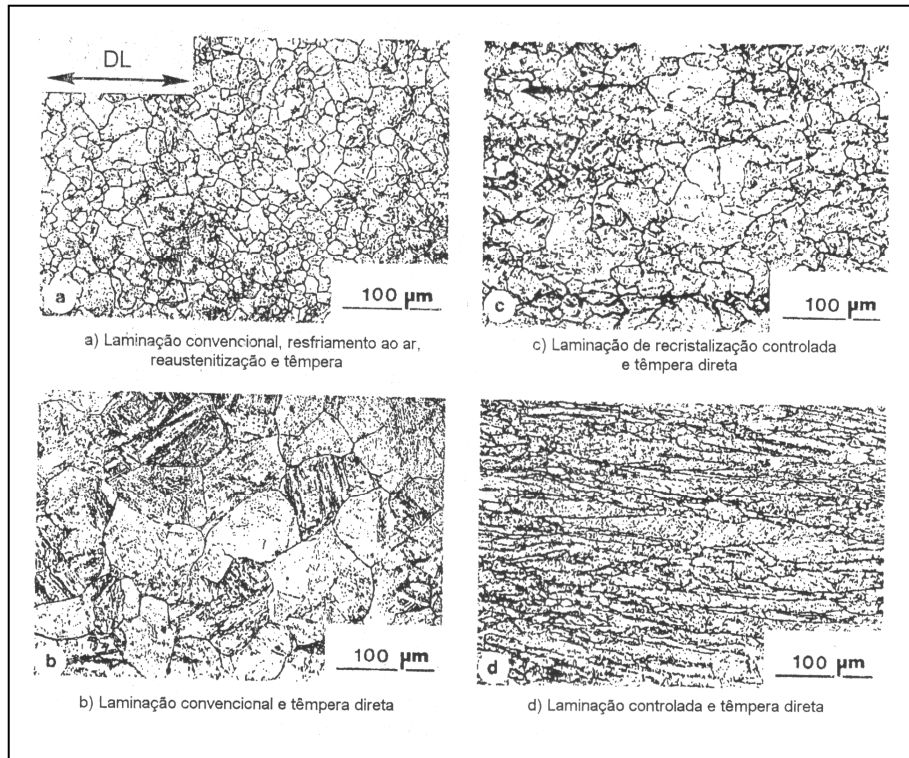


Figura 2.11 – Microestrutura típica dos grãos de austenita prévia [17]

Com esse estudo os autores [17], verificaram que a laminação convencional seguida de têmpera direta proporciona aumento da temperabilidade pela dissolução dos elementos de liga na austenita e aumento do tamanho de grão. Isso faz diminuir a área de contorno de grão, que são sítios potenciais para a nucleação da ferrita [18, 19]. Há também um aumento na temperabilidade causado pelo aumento da velocidade de resfriamento quando comparado com a têmpera convencional, pela remoção da carepa durante a laminação.

Embora a formação da ferrita seja independente do tamanho do grão da austenita, a quantidade de núcleos de ferrita no aço de grão fino é maior que no aço de granulação grosseira, portanto, o aço de granulação fina tem uma temperabilidade mais baixa [11, 19, 21].

Chang [22] estudou o efeito das temperaturas de acabamento, na microestrutura e temperabilidade do aço 1Ni-0,5Cr-0,5Mo-0,05V-B com a mesma velocidade de resfriamento 30°C/seg. Observou que, com a diminuição da temperatura de acabamento a microestrutura resultante mudou para totalmente martensítica para uma estrutura duplex martensítica e bainita (fig. 2.12). E que a têmpera direta a partir de grãos não recristalizados melhora a relação resistência-tenacidade em aços de mais alta temperabilidade, devido [14,18]:



- Melhora da tenacidade pelo refino das ripas e blocos de martensita;
- Aumento da resistência devido a alta densidade de discordância nas ripas de martensita, quando comparado com martensita a partir de grãos recristalizados;
- Aumento da resistência pelo endurecimento por precipitação de finos carbonetos após revenido.

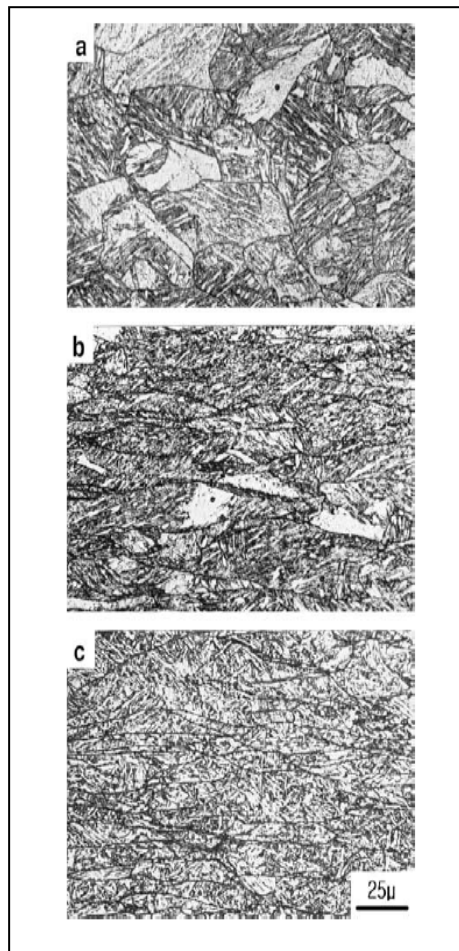


Figura 2.12 – Micrografia do processo de têmpera direta em 3 temperaturas de acabamento: (a) 950° C, (b) 850° C e (c) 750° C. Velocidade de resfriamento 30°C / seg. [22]

A utilização de granulação grosseira para aumentar a temperabilidade, entretanto não é uma prática geralmente adequada. O aumento da temperabilidade pode vir acompanhado por alterações de outras propriedades, tais como aumento da fragilidade e perda de ductilidade. Esta alteração nas propriedades está relacionada principalmente com o aumento da concentração de impurezas nos contornos de grão [20, 21].

## 2.4 Influência dos Elementos de liga na Temperabilidade

Os aços são projetados para se obter propriedades mecânicas que satisfaçam a utilização, conforme a necessidade final de cada produto. Para adequar o desempenho de uso dos aços, as usinas adicionam elementos químicos que iram atuar durante as conformações mecânicas e tratamentos termomecânicos. Assim, torna-se necessário neste estudo comentar a influências dos elementos de liga na temperabilidade durante os processos de têmpera. Será feito um comentário geral dos elementos de liga, enfocando a influência do boro, por se tratar do principal elemento no aço estudado.

Na têmpera convencional, as variáveis que determinam a temperabilidade de um aço são o tamanho dos grãos de austenita e a sua composição química [21, 24]. O efeito do tamanho de grão, baseia-se na maneira heterogênea pela qual a ferrita nucleia nos contornos de grão da austenita [21].

Na têmpera direta, como visto anteriormente, além da composição química, outros fatores interferem nas condições da austenita prévia, como a temperatura, taxa e quantidade de deformação.

Todos os elementos de liga presentes no aço afetam, em graus variados, a sua temperabilidade [21, 25]. Os principais elementos substitucionais que aumentam a temperabilidade, quando em solução sólida, são: Mn, Cr, Mo, Ti, Nb e V. Outros elementos como o B, N e C também são muito importantes para aumento da temperabilidade [26]. O cobalto é o único elemento que diminui a temperabilidade aumentando tanto a velocidade de nucleação como a de crescimento da ferrita [27].

O boro é um dos elementos utilizados no aço estudado. Pequenos teores de boro em solução (3 a 5 ppm), aumentam substancialmente a sua temperabilidade, quando submetidos a têmpera convencional, através do retardamento da formação de ferrita proeutetóide [28, 29].

O boro livre (atômico) aumenta a temperabilidade do aço pela redução da energia do contorno de grão austenítico, e conseqüentemente redução da nucleação de ferrita nos contornos.

A utilização de titânio menor que os valores estequiométricos  $Ti/N < 3,42$ , permite a formação de nitreto de boro (BN) antes da têmpera com resultante diminuição na temperabilidade e deterioração da tenacidade [26]. O boro precipita na forma de nitreto de

boro (BN). Titânio, que forma compostos mais estável com o nitrogênio, é adicionado fim de obter boro atômico para segregar para os contornos de grão da austenita.

Na laminação, a adição de boro retarda no máximo de 30% o tempo para 50% de recristalização, a 1000° C, quando comparado com os tempos de um aço C-Mn com a mesma composição básica [30]. Esse retardamento é devido a segregação do boro para os grãos austeníticos e bandas de deformação e ao desenvolvimento de uma força de arraste de soluto nos contornos de grãos móveis que são ancorados pelo átomo de boro [30, 31]. A segregação diminui com o tempo após a deformação, o que fará com que o efeito do boro na recristalização diminua.

Na têmpera direta, devido às recristalizações sucessivas da austenita durante e após a laminação, não há tempo suficiente para a segregação do boro para o contorno, havendo necessidade de ter-se boro solúvel cerca de 3 vezes maior do que o ideal para a têmpera convencional para que o boro seja efetivo na temperabilidade [30, 32]. Taylor e Hansen [33] mostram que 10 a 20 ppm de boro na têmpera direta proporcionam um aumento na temperabilidade similar à proporção de 3 a 5 ppm na têmpera convencional.

Na têmpera direta a partir da laminação em baixas temperaturas, na região de não recristalização, o efeito do boro na temperabilidade é geralmente baixo, pois o boro tende a segregar para os defeitos induzidos por deformação [21, 30, 34] e em alguns casos, pode formar borocarbonetos, reduzindo o teor de boro livre nos contornos de grão.

A adição de maior percentagem de boro no aço, para aumentar o teor de boro atômico nos contornos de grão, entretanto não é adequado pois pode reduzir a tenacidade. Teores de boro de cerca de 50 ppm ou acima podem gerar precipitação de borocarbonetos ao longo dos contornos de grão de austenita resultando em diminuição da temperabilidade e aumento da fragilidade [33].

## **2.5 Mecanismos de Endurecimento nos Aços**

A determinação das propriedades dos aços envolve os mecanismos de endurecimento, os fatores que os controlam e seus efeitos sobre outras propriedades [35].

Os principais mecanismos considerados são [35, apud 36]:

- Solução sólida;

- Dispersão de precipitados;
- Discordâncias;
- Tamanho de grão;
- Transformação de fase.

A seguir serão comentados estes mecanismos.

### 2.5.1 Endurecimento por Solução Sólida

O endurecimento por solução sólida pode ser causado por átomos substitucionais e intersticiais conforme mostra a figura 2.13. O efeito dos elementos substitucionais são inicialmente dependente da diferença de tamanho entre os átomos do soluto e do solvente. Os átomos substitucionais do soluto causam uma distorção simétrica na estrutura do solvente que leva a pequenos efeitos de aumento na resistência [37, 38]. Em geral, solutos substitucionais em solução sólida diluídas, como ferrita, aumentam linearmente a resistência [35, 39]

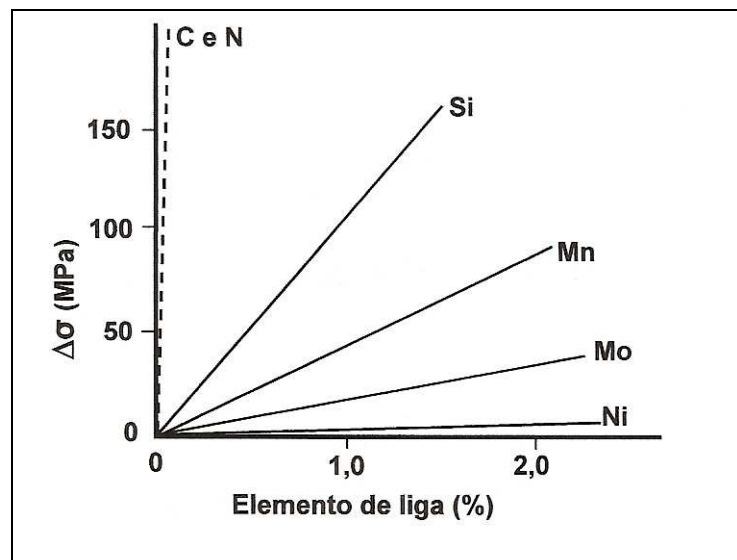


Figura 2.13 – Efeito do endurecimento por solução sólida em aço baixo carbono [35, 40]

Solutos intersticiais, como o carbono e o nitrogênio na ferrita, introduzem uma distorção estrutura assimétrica [38, 40], a qual produz um aumento na resistência de 10 a 100 vezes a dos elementos substitucionais. O aumento na resistência por soluto intersticial tem mostrado ser proporcional à raiz quadrada da concentração do soluto, porém para baixas concentrações é assumida uma dependência aproximadamente linear com a porcentagem em

peso do elemento em solução [41-43]. Um aumento maior na resistência ocorre quando estes solutos intersticiais interagem com as discordâncias [41], O carbono fornece a maior contribuição para aumento da resistência por solução sólida da martensita [41-43].

### 2.5.2 Endurecimento por Dispersão de Precipitados

O endurecimento por precipitação possui uma grande importância tecnológica para o aço. Os parâmetros relevantes são a resistência, a fração volumétrica, o espaçamento, a forma e a distribuição das partículas que representam obstáculos efetivos para movimentação das discordâncias [44].

Nos aços, o aumento da resistência ocasionada pelos precipitados está relacionado com a presença de carbonetos, carbonitretos e ou nitretos.

Mais importantes que o tamanho dos precipitados é a sua dispersão na matriz, a qual determinará o aumento da resistência [41, 43]. Orowan [apud 37, 40, 42, 43], assumiu partículas esféricas indeformáveis, mostrou que o limite de escoamento ( $\sigma_y$ ) é inversamente proporcional ao espaçamento entre partículas ( $\lambda$ ):

$$\sigma_y = \sigma_s + 2 T / b\lambda \quad [\text{MPa}] \quad \text{Equação: 1}$$

Onde:  $\sigma_s$  é o limite de escoamento da matriz, T é a tensão causada pela discordância e b é o vetor de Burgers.

Ashby [apud 37, 40] modificou a equação 1, ao considerar o diâmetro das partículas, como mostrado a seguir:

$$\sigma_y = \frac{5,9 \sqrt{f}}{x} \cdot \ln ( x / 2,5 \cdot 10^{-4} ) \quad [\text{MPa}] \quad \text{Equação: 2}$$

Onde: f é a fração volumétrica das partículas e x é o diâmetro médio das partículas.

### 2.5.3 Efeito da Densidade de Discordâncias

O limite de escoamento ( $\sigma_y$ ) aumenta proporcionalmente com a densidade de discordância ( $p$ ), portanto, é muito dependente da distribuição e interação das discordâncias [35, 39, 45] A variação de  $\sigma_y$  com  $p$  é mostrada na equação 3.

$$\sigma_y = \sigma_0 + K (p)^{1/2} \quad [\text{MPa}] \quad \text{Equação:3}$$

Onde:  $\sigma_0$  é o limite de escoamento devido a outros mecanismos de endurecimento e  $K$  é uma constante que incorpora o módulo de cisalhamento e o vetor de Burgers.

Em geral, aumentando-se a densidade de discordâncias diminui-se tanto a ductilidade quanto a tenacidade [35].

### 2.5.4 Efeito do Tamanho de Grão

Foi estabelecido que o limite de escoamento,  $\sigma_y$ , aumenta com a diminuição do tamanho de grão e a sua dependência é dada pela relação de Hall-Petch:

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad [\text{MPa}] \quad \text{Equação: 4}$$

Onde:  $\sigma_i$  é a tensão de fricção interna,  $K_y$  é uma constante e  $d$  é o diâmetro do grão [35, 37-39, 46]. Os valores de  $\sigma_i$  e  $K_y$  são constante dependentes do material.

A figura 2.14 mostra a dependência do limite de escoamento com o tamanhos de grão ferrítico para diversas temperaturas de ensaio de um aço baixo carbono com vários tamanho ferrítico para diversas temperaturas de ensaio. Efeitos similares foram obtidos para contornos de alto ângulo encontrados entre os pacotes de martensita e de bainita e para a interface ferrita/cementita [43].

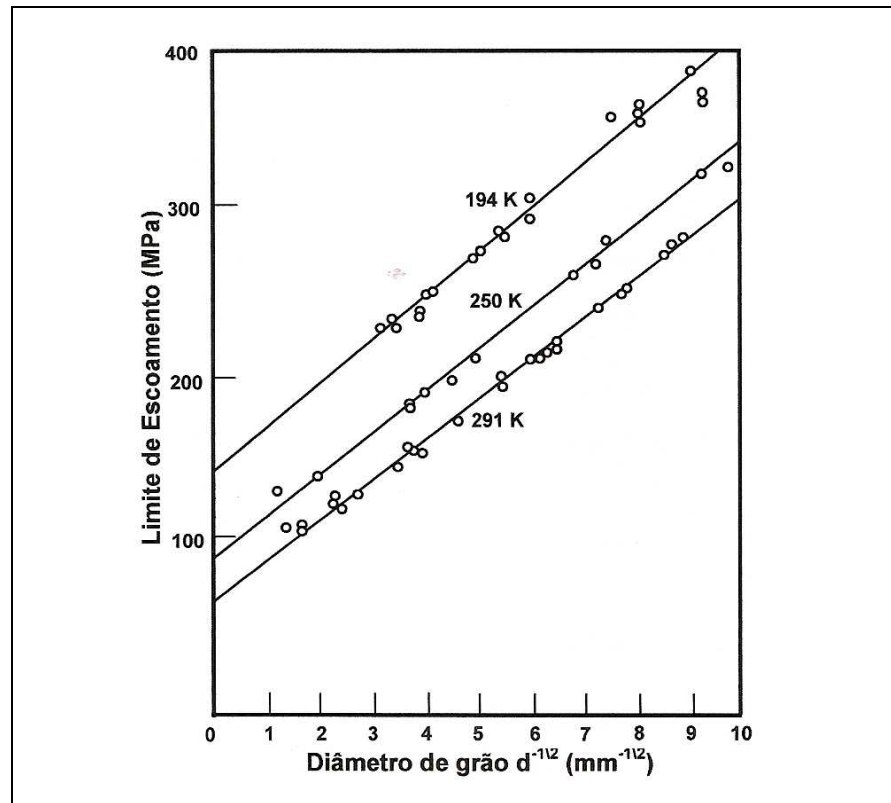


Figura 2.14 – Variação do limite de escoamento de um aço baixo carbono com o tamanho de grão ferrítico para diversas temperaturas de ensaio [42, 43]

### 2.5.5 Transformação de Fases

Nos aços, os efeitos produzidos pelas transformações de fases são largamente relacionados à temperatura em que ela ocorre. Em geral, quanto menor a temperatura de transformação, maior será a resistência ao escoamento – figura 2.15. De modo geral quanto menor a temperatura de transformação:

- Menor será o tamanho de grão do produto de transformação;
- Maior será a densidade de discordâncias;
- Mais fina será a dispersão das fases precipitadas;
- Maior será a tendência a ter soluto em solução sólida.

A interação desses efeitos é complexa e, enquanto todos eles contribuem para o aumento da resistência, cada um possui seu efeito individual sobre outras propriedades com a tenacidade ou ductilidade [35].

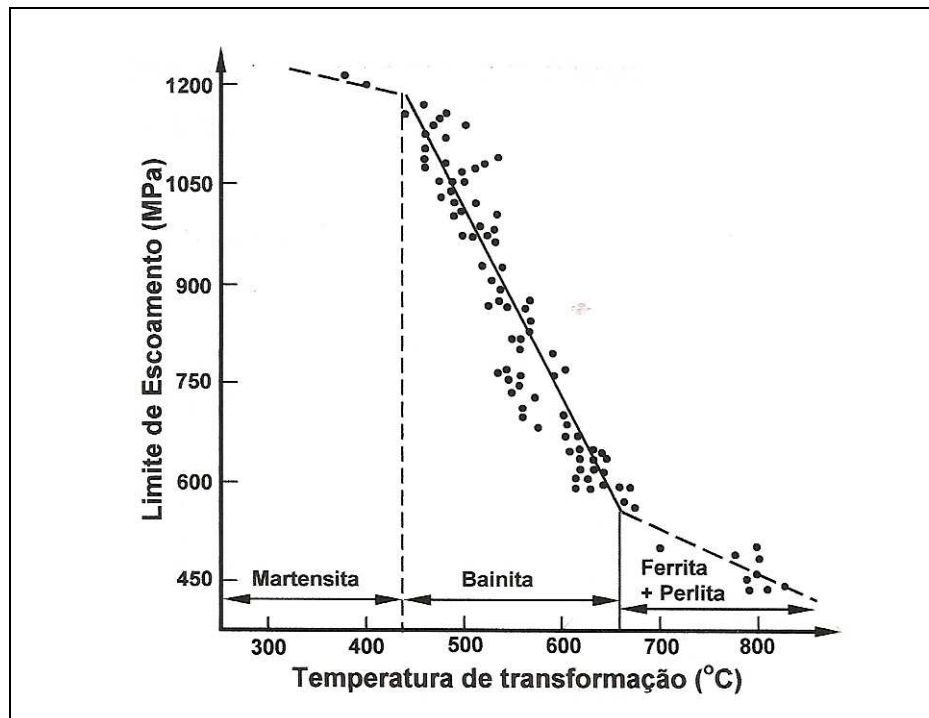


Figura 2.15 – Efeito da temperatura de transformação sobre o aumento da resistência ferrita-perlita e bainita [35]

## 2.6 Características das Microestruturas

Os aspectos microestruturais que controlam as propriedades dos aços são função de cada fase individual e do sinergismo entre elas. Neste sentido, a estrutura individual deve ser identificada e a sua contribuição às propriedades deve ser avaliada. Normalmente, quando se têm microestrutura mista associam-se as propriedades à soma das contribuições individuais de cada fase [41].

Nesse item, serão abordadas as características de microestruturas como: ferrita, perlita, bainita, martensita e mista (martensita e bainita).



### 2.6.1 Características da Ferrita em Aço Carbono

Foi observado [42] quatro morfologias diferentes da ferrita, em um aço com 0,34% C, submetidos a tratamentos isotérmicos em duas temperaturas de transformação (725 e 790°C) dois tempos (12 e 15 min), figura 2.17, conforme mostrado a seguir. Essas morfologias também foram observados por outros pesquisadores [41, 42, 45], em tratamentos isotérmicos.

- Alotriomorfa de contorno de grão: nucleiam nos contornos de grão da austenita em temperaturas elevadas (800 – 850° C) e possuem contornos curvos com a austenita (figura 2.16 a). Tem geralmente formato equiaxial ou lenticular;
- Lamelas ou ripas de Widmanstätten: são lamelas que nucleiam nos contornos de grão da austenita, mas crescem ao longo de planos bem definidos da matriz, figura 2.17 b;
- Idiomorfos intragranular: são aproximadamente equiaxiais, nucleiam no interior dos grão de austenita (figura 2.17 c) e possuem contornos curvos ou com características cristalográficas bem definidas;
- Lamelas intragranulares [42]: são semelhantes às que crescem a partir dos contornos de grão, mas nucleiam exclusivamente no interior dos grãos de austenita (figura 2.15 d).

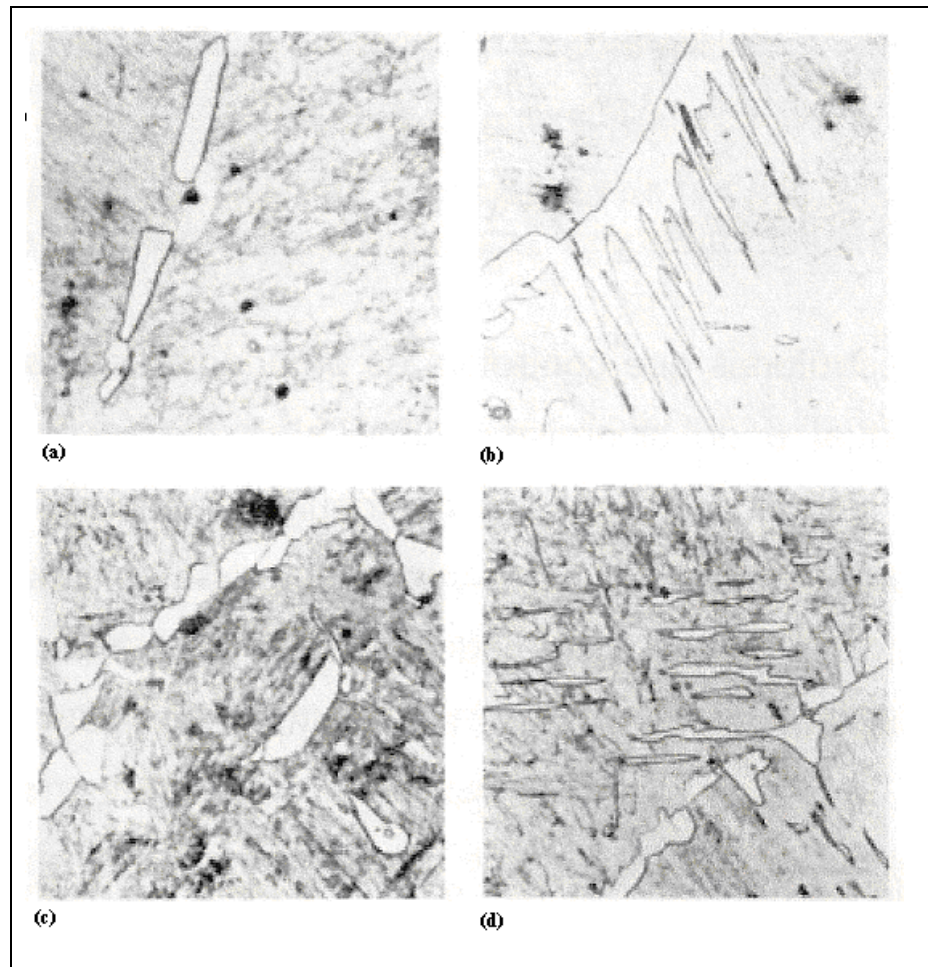


Figura 2.16 – Crescimento de ferrita pró-eutetóide [42]

(a) Ferrita Alotriomorfa – 12 min. a 790°C, (b) Ferrita de Widmanstätten – 15 min. a 725° C , (c) Idiomorfos intragranular - 12 min. a 790° C, (d) Lamelas intergranulares – 15 min. a 725° C

O pesquisador [42], em seu estudo, observou os tipos de morfologia da ferrita pró-eutetóide. Uma de suas observações foi à influência da temperatura e do tempo de permanência do aço para obtenção das diferentes morfologias da ferrita; também foi observado que para o mesmo aço e mesma condições experimental, pode haver mais de uma morfologia. Marder e outros [41, 47] não se preocuparam exclusivamente com a morfologia, procuraram relacionar o tamanho do grão ferrítico com o grão austenítico inicial, afim de relacionar o limite de escoamento e o tamanho de grão com a equação de Hall-Petch (equação 4). Esta equação foi trabalhada na faixa de tamanhos de grãos de 0,35 até 400  $\mu\text{m}$  [41, 47] e quando existia uma subestrutura nos grãos ferrítico, a equação pode ser modificada levando-se em conta o tamanho da célula (equação 5):

Equação:5

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y \left\{ \left[ d^{-1/2}(fr) \right] + \left[ d_c^{-1/2} \frac{(1-fr)}{2} \right] \right\} \quad [\text{MPa}]$$

Onde:  $d$  é o diâmetro de grão,  $d_c$  é o tamanho da célula e  $f_r$  é a fração de grão recristalizados.

### 2.6.2 Características da Perlita em Aço Carbono

A perlita é constituída de duas fases. É uma mistura lamelar de ferrita e cementita [41]. A formação da perlita se dá por processo de nucleação e crescimento [21, 41, 42]. Como em quase todos os casos, a nucleação se dá heterogênea e não homogeneamente. Se a austenita for homogênea (de composição uniforme), a nucleação ocorre quase que exclusivamente nos contornos dos grãos da austenita. Quando heterogênea, apresenta gradiente de concentração e possui partículas de carbonetos de ferro não dissolvidos, a nucleação da perlita pode ocorrer tanto nos contornos como no interior dos grãos da austenita [21]. Os elementos básicos da perlita são os nódulos, as colônias e as lamelas (figura 2.17). A proposta inicial de Mehl [apud 21] foi a de explicar a formação desses constituintes. O núcleo ativo de uma pequena lamela de cementita, formada no contorno de grãos da austenita inicia o crescimento (figura 2.18 - 1). Com o crescimento da plaqueta (em comprimento e largura), ela remove átomos de carbono da austenita, com isso a concentração de carbono da austenita em contato decresce, atingindo eventualmente um perfil (figura 2.19 A).

Quando a composição da austenita nas vizinhanças da cementita atinge um valor mais ou menos fixo, a ferrita nucleia e cresce na superfície da plaqueta de cementita (figura 2.18 - 2). Como essa lamela de ferrita praticamente não contém carbono, o seu crescimento é acompanhado de um acúmulo de carbono na interface ferrita-austenita, como indicado da figura 2.19 B. O acúmulo de carbono continua até que nucleia uma nova camada de cementita. O crescimento dessa nova lamela de cementita, por sua vez, induz à formação de uma camada de ferrita, e com continuação do processo, formam-se as camadas alternadas de colônia de perlita.

Quando a austenita forma perlita em uma temperatura constante, o espaçamento entre as lamelas adjacentes de cementita é regular e bastante aproximado. Este fato é verdadeiro não só em uma dada colônia, mas também para as plaquetas de diferentes colônias.

O crescimento das colônias de perlita ocorre não somente pela nucleação de lamelas adicionais, mas também pelo avanço frontal das lamelas, onde para os estágios sucessivos de desenvolvimento da colônia, tanto o número de lamelas como o comprimento de cada uma são maiores (figura 2.18). Finalmente, o crescimento da perlita também envolve a nucleação

de novas colônias, nas interfaces estabelecidas entre as colônias e a austenita matriz [41, 42]. Esse estágio é mostrado na figura 2.18 – 4, onde o crescimento da lamela de cementita cresce a partir de uma lamela de ferrita da colônia original. A nova colônia, uma vez nucleada, cresce da mesma maneira que a colônia original (fig. 2.18 - 5). Da mesma maneira originam um grande grupo de colônias contíguas.

Por fim, a estrutura resultante se denomina nódulo de perlita. Como as colônias de perlita têm velocidade de crescimento praticamente igual nas direções paralelas e normais às lamelas, o nódulo de perlita tem em formato usualmente esférico [41, 42]. Quanto ao crescimento dos nódulos, somente podem ocorrer na austenita existente entre eles, o que constitui a última etapa do crescimento da perlita.

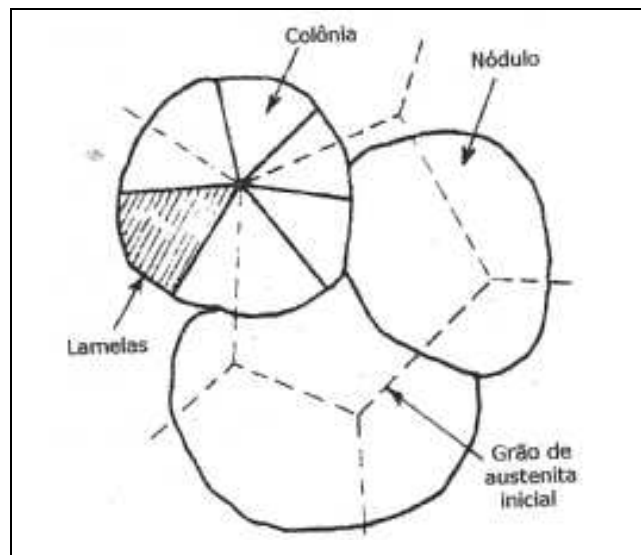


Figura 2.17 – Características básicas da perlita [41]

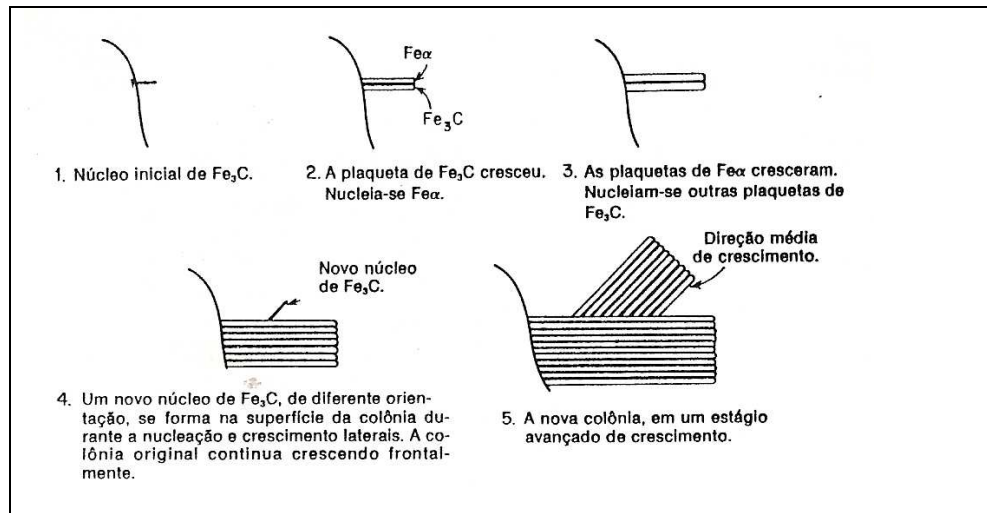


Figura 2.18 – Nucleação e crescimento da perlita [apud 20]

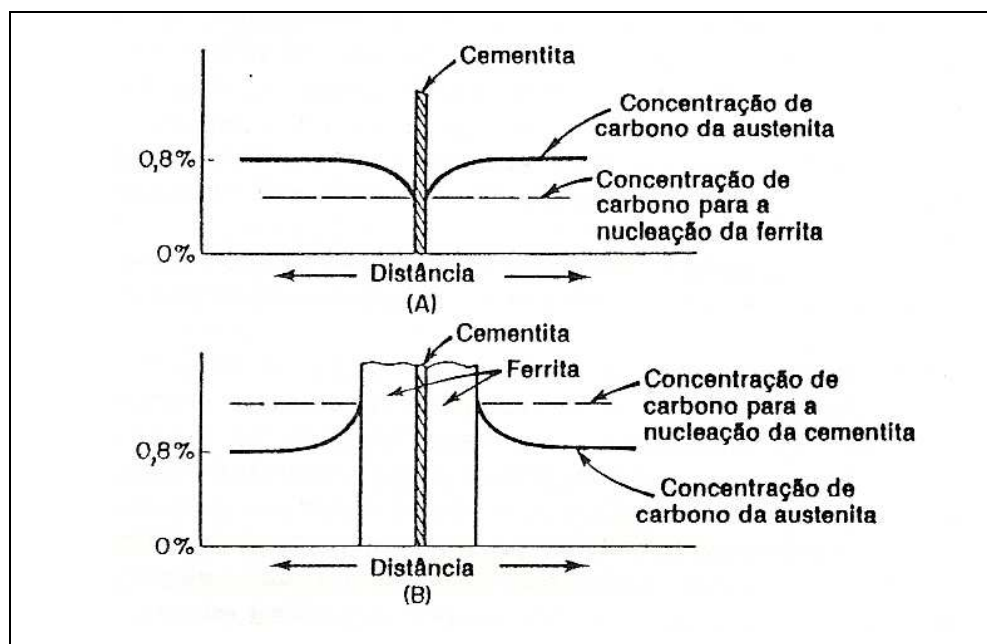


Figura 2.19 – Lamelas de cementita e ferrita em crescimento para nuclear outra fase [apud 20]

Um outro fator importante que deve ser novamente mencionado é a temperatura em que a austenita transforma, responsável pelo espaçamento interlamelar da perlita. Quanto menor for a temperatura de reação, menor será  $S_i$  (espaçamento interlamelar). O espaçamento interlamelar da perlita tem importância prática, pois a dureza da estrutura resultante depende dele: quanto menor o espaçamento, mais duro o material [apud 20].

Outra propriedade que depende do espaçamento interlamelar da perlita é o limite de escoamento [48, 49]. A equação (6), desenvolvida por Langford descreve a dependência da tensão de escoamento do espaçamento interlamelar através de duas funções [41]:

$$\sigma_y = \sigma_i + k_1 s_i^{-1/2} + k_2 s_i^{-1} \quad [MPa] \quad \text{Equação 6}$$

Onde :

$\sigma_i$  é a tensão de fricção interna,  $s_i$  é o espaçamento interlamelar em nm, e  $K_1$  e  $K_2$  são constantes.

Esta equação é baseada no conceito da mudança no caminho para a movimentação das discordâncias, as quais alteram os mecanismos de endurecimento. A (deformação total é dividida no trabalho necessário para o empilhamento de discordâncias (proporcional a) e  $s_i^{-1/2}$ ) e no trabalho necessário para a geração de discordâncias (proporcional a  $s_i^{-1}$ ) no espaço definido pela lamela de cementita [56]. Esta equação descreve satisfatoriamente o comportamento da perlita para um espaçamento médio lamelar na faixa de 70 a 1250 nm [41].

A tenacidade da perlita está diretamente relacionada ao tamanho de grão austenítico prévio. Com uma granulação fina ter-se-á uma menor temperatura de transição (dúctil/frágil), conforme mostrado na figura 2.20. O tamanho da colônia de perlita e o espaçamento interlamelar não são parâmetros efetivos para o controle da tenacidade [41].

Análises de fratura frágeis por clivagem de aços eutetóides mostram que usualmente as facetas de clivagem são constituídas de mais de uma colônia de perlita. A fratura por clivagem pode se propagar através dos contornos das colônias quando a ferrita desta colônia tem aproximadamente a mesma orientação. Este fato tem levado ao conceito de tamanho de “grão” efetivo ou tamanho de bloco perlítico. Foi observado também, que o tamanho de grão austenítico controla o tamanho destes blocos [41].

A ferrita de colônias adjacentes terá aproximadamente a mesma orientação quando crescer a partir do mesmo grão austenítico. Nas colônias nucleadas a partir de grãos austeníticos diferentes, a ferrita não terá a mesma orientação.

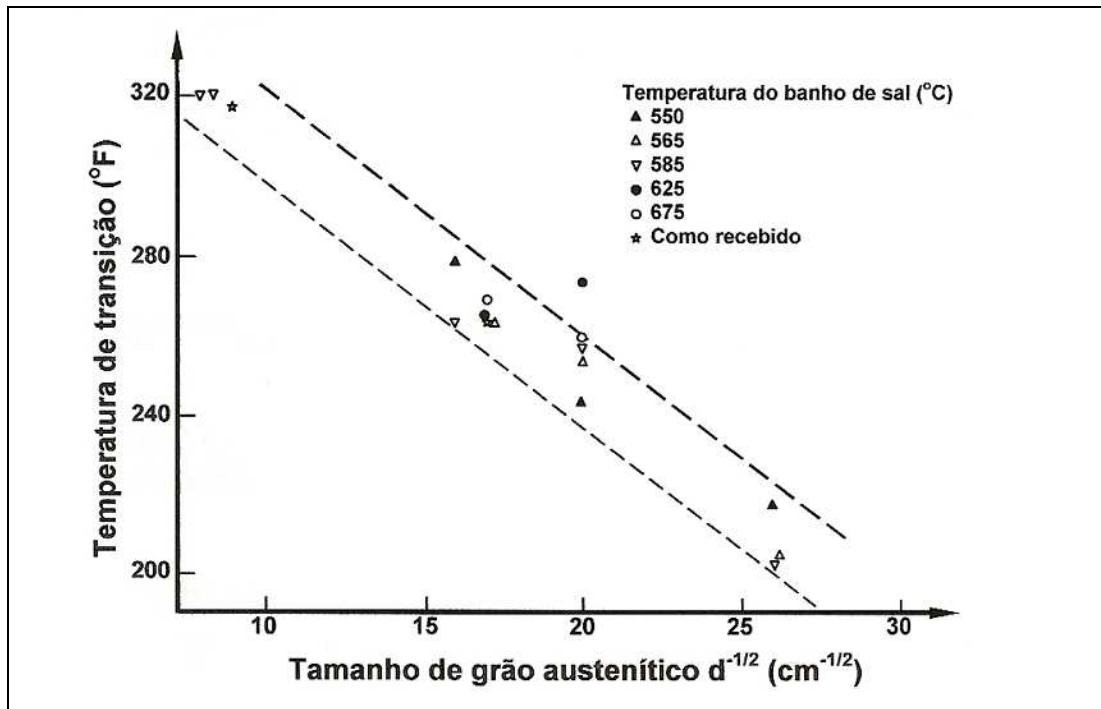


Figura 2.20 – Temperatura de transição versus tamanho de grão austenítico inicial [41].

Entretanto, em colônias nucleadas a partir de grãos austeníticos diferentes, a ferrita não terá a mesma orientação, e o caminho da trinca irá mudar somente quando a orientação da ferrita mudar no contorno da colônia. Portanto, quanto menor o grão austenítico, mais freqüente será essa mudança do caminho da trinca e uma maior tenacidade será obtida [41].

O tamanho de grão austenítico controla o “tamanho de grão efetivo” que determina a tenacidade e também o diâmetro dos nódulos de perlita. A figura 2.21 mostra que a temperatura de transformação é um parâmetro para o controle do “tamanho de grão efetivo” desde que o número de sítios para a nucleação dos nódulos aumente com o decréscimo da temperatura de transformação para qualquer tamanho de grão austenítico anterior [41].

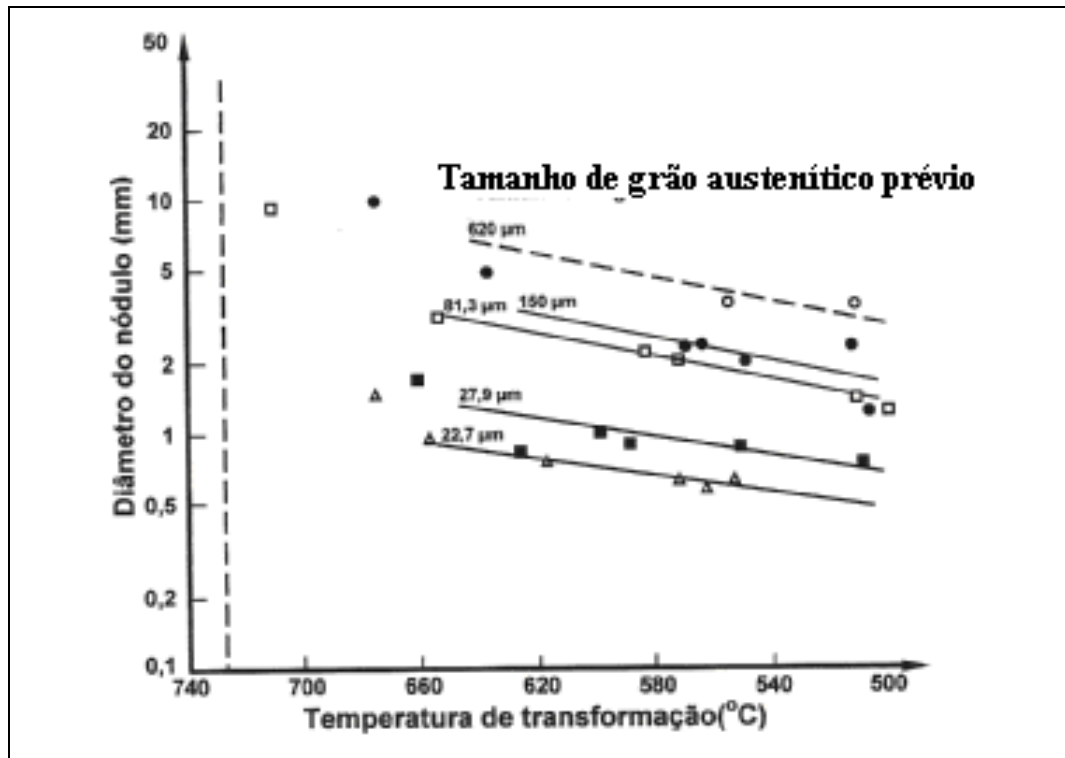


Figura 2.22 – Efeito da temperatura de transformação sobre o diâmetro do nódulo para tamanhos de grãos austeníticos iniciais diferentes [41]

### 2.6.3 Características da Bainita em Aço Carbono

A bainita está associada a produtos aciculares de decomposição, que se formam quando a austenita é transformada a temperaturas intermediárias [apud 1]. A bainita é um agregado não lamelar de ferrita e carbonetos com uma morfologia acicular ditada pela ferrita. Sua reação de formação envolve mudanças de composição, implica em difusão de carbono, necessita de tempo para ocorrer, o que diferencia da reação martensítica [21].

Geralmente a bainita, é classificados como superior e inferior, dependendo se os carbonetos estão entre as regiões de ferrita ou dentro delas respectivamente [apud 1, 50, 51]. Sendo que durante o resfriamento contínuo na região bainítica, há formação de microestruturas complexas, resultantes do crescimento de uma fase de ferrita acicular associada com um segundo constituinte que pode ser carbonetos, martensita e/ou austenita [apud 1].



Outras classificações de bainita foram propostas, Bramfitt e Speer [apud 1] propuseram classificar a bainita em três a categorias como mostra na figura 2.23, mas não será discutida nessa revisão.

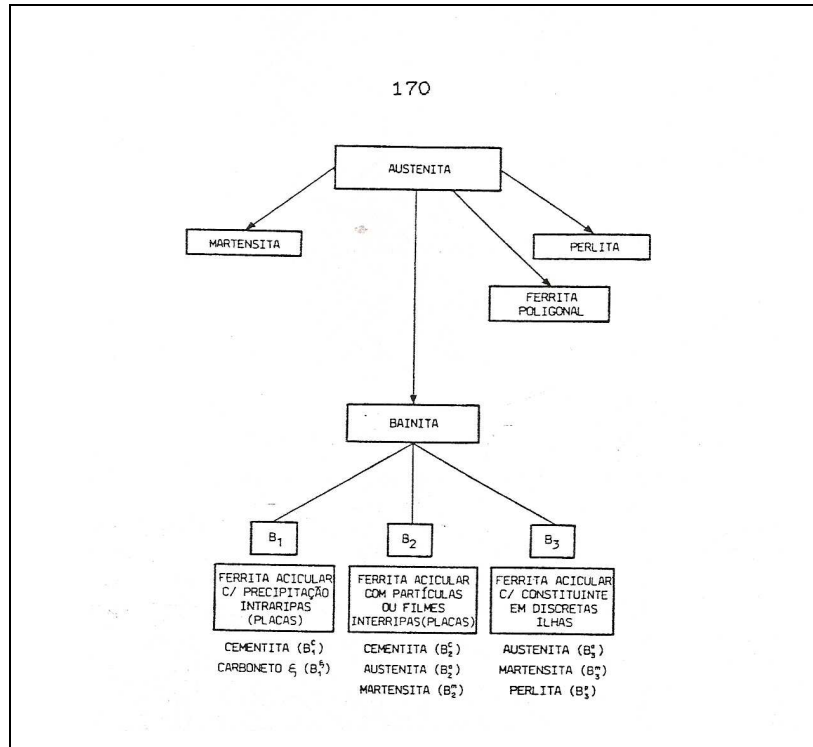


Figura 2.23 – Classificação da bainita proposta por Branfitt e Speer [apud 1]

Oliveira[1] em seu trabalho adotou a seguinte nomenclatura para identificar os tipos de bainita: bainita superior, bainita inferior, bainita granular e bainita IV.

Nesta revisão bibliográfica será adotada a identificada dos tipos de bainita: bainita superior e bainita inferior como mencionado anteriormente.

A bainita granular é constituída de ferrita massiva (livre de carbonetos, mas com uma alta densidade de discordância e formada por difusão de pequena distância) coexistindo com “ilhas” de martensita maclada de alto carbono e/ou austenita retida, geralmente denominado de constituinte M-A [apud 1].

A bainita inferior é constituída de ferrita massiva contendo um grande número de discordâncias e partículas de carbonetos finamente dispersos da ordem de 50 a 80 Å [apud 1].

As bainita superior e inferior são distintas tanto morfológicamente como pela relação de orientação entre a ferrita e o carboneto (figura 2.24 ) [41, 42, 52].

Na bainita superior, a ferritas em ripa são nucleadas lado a lado dentro da matriz da austenita [41, 42, 52, 53]. Ocorre em temperaturas acima de 350° C em aço contendo mais que 0,6 % de C [41]. O carbono livre se difunde para a austenita na frente das ripas de bainita de modo que a austenita enriquecida de carbono possa ser retida, formando martensita de alto carbono ou cementita entre ripas. As ripas ferríticas da bainita tornam-se finas e os carbonetos dos contornos das ripas se tornam mais numerosos, enquanto o teor de carbono aumenta e a temperatura de transformação diminui [41].

A bainita inferior apresenta-se na forma de placas ou ripas com um plano de hábito irracional, contendo carbonetos dentro das ripas [41, 42, 52, 53]. Conforme a temperatura de transformação é diminuída o teor de carbono aumenta, saindo das ripas de ferrita e subsequentemente precipitando atrás da interfase da ferrita-austenita em forma de partículas de carboneto [41, 42].

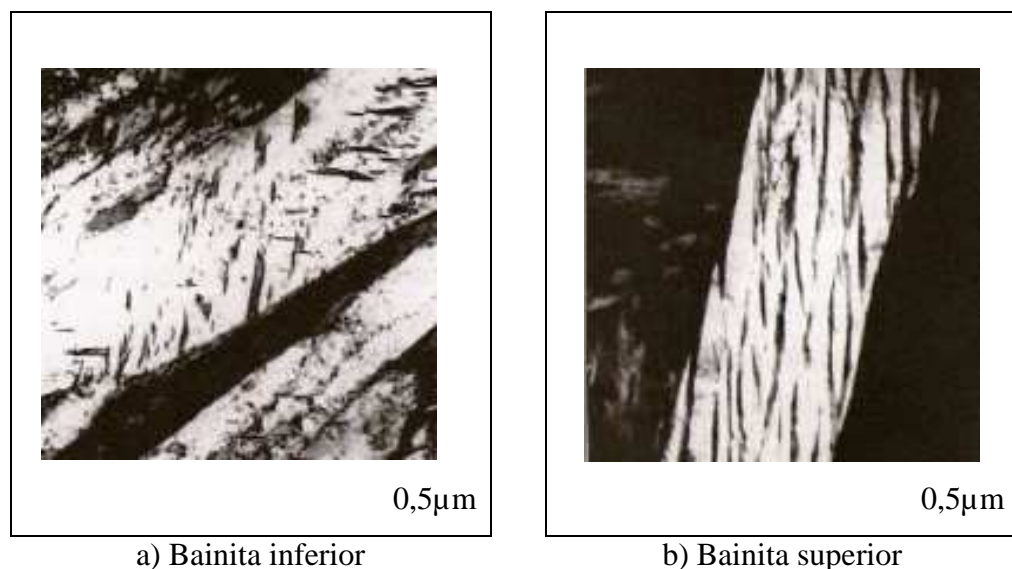


Figura 2.24 – Estruturas bainíticas [53]

O contorno das ripas tanto da bainita superior como da inferior normalmente são contornos de baixo ângulo os quais podem impedir o movimento de discordâncias. Ao contrário dos pacotes, que se relacionam com os contornos dos grãos austeníticos iniciais, são contornos de alto ângulo, os quais impedem a propagação de trincas [41].

Uma proposta para avaliar a influência do tamanho das ripas e partículas de carbonetos da bainita no limite de escoamento, foi feito a partir das seguintes avaliações [42,48]:

- O tamanho das ripas de bainita, tem uma relação do tipo Hall-Petch com o limite de escoamento. A figura 2.25 mostra o efeito do tamanho das ripas de bainita, no limite de escoamento.

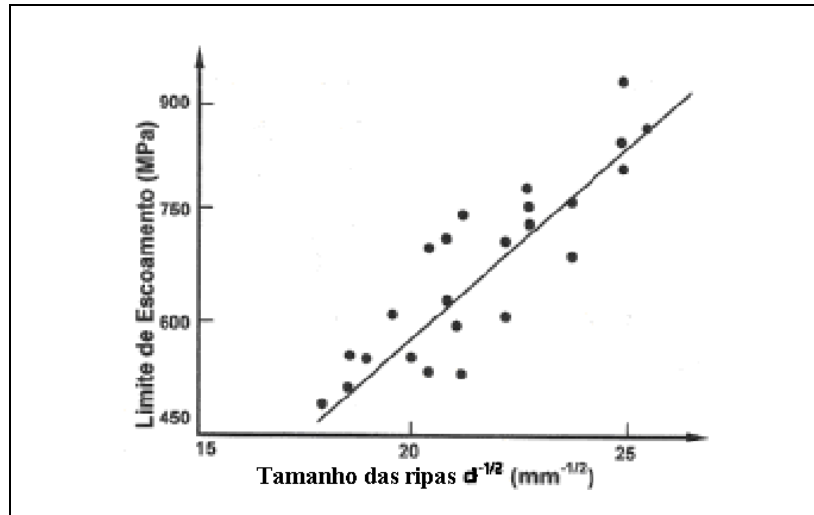


Figura 2.25 – Efeito do tamanho das ripas da ferrita bainítica sobre o limite de escoamento [41].

- A dispersão de carbonetos, que aumenta com o decréscimo da temperatura de transformação e com o aumento do teor de carbono. A figura 2.26 mostra o efeito do número de carbonetos por  $\text{mm}^2$  no aumento do limite de escoamento.

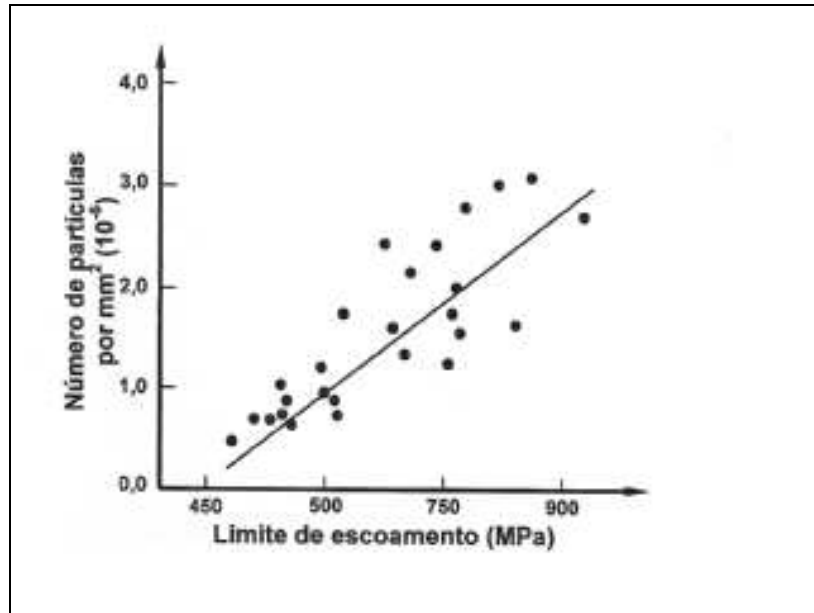


Figura 2.26 – Efeito da dispersão de carbonetos sobre o limite de escoamento (0,2%) [41].

A equação (7) inclui o efeito do tamanho das ripas da bainita e da dispersão de carbonetos no limite de escoamento. Esta equação foi obtida por regressão linear [40]:

$$\sigma_y = -194 + 17,4 d_b^{-1/2} + 151,1 n_c^{1/4} \quad [\text{MPa}] \quad \text{Equação: 7}$$

Onde:  $d_b$  é o tamanho das ripas de bainita em mm e  $n_c$  é o número de carbonetos por  $\text{mm}^2$ .

A natureza empírica da análise é evidenciada pela constante negativa na equação, o que indica um limite para a distribuição de carbonetos, abaixo do qual os carbonetos não contribuem para a resistência do material. Como resultado, os carbonetos da bainita superior de aços de mais baixo carbono não contribuem para o aumento da resistência devido a sua precipitação nos contornos das ripas. Deste modo, somente na bainita inferior e superior de alto carbono haverá uma contribuição significativa da dispersão de carbonetos no limite de escoamento [41].

Outras análises [41, 47] incluem o efeito da densidade de discordâncias na resistência, mas omitem o tamanho das ripas ou mostram uma relação entre o tamanho das ripas e a resistência de  $d^{-1}$ .

Em outra avaliação comparando as morfologias da bainita inferior e superior com diferentes composições, foi observado que a bainita superior possui tenacidade mais baixa do que a bainita inferior, para níveis equivalentes de limite de escoamento, figura 2.27 [41].

Na bainita superior, as partículas de carbonetos ou as áreas de martensita localizadas nos contornos das ripas das ferritas bainíticas se quebram formando defeitos supercríticos.

Na bainita inferior, a fratura frágil não se inicia facilmente porque os pequenos carbonetos não quebram. Depois que a trinca é iniciada, a sua propagação é obstruída pelos muitos carbonetos existentes e pela alta densidade de discordâncias.

Estas características sugerem que na bainita superior a melhor resistência ao impacto ocorre somente através do refino de grão austenítico, enquanto que na bainita inferior há a possibilidade de melhoria por revenimento [41]

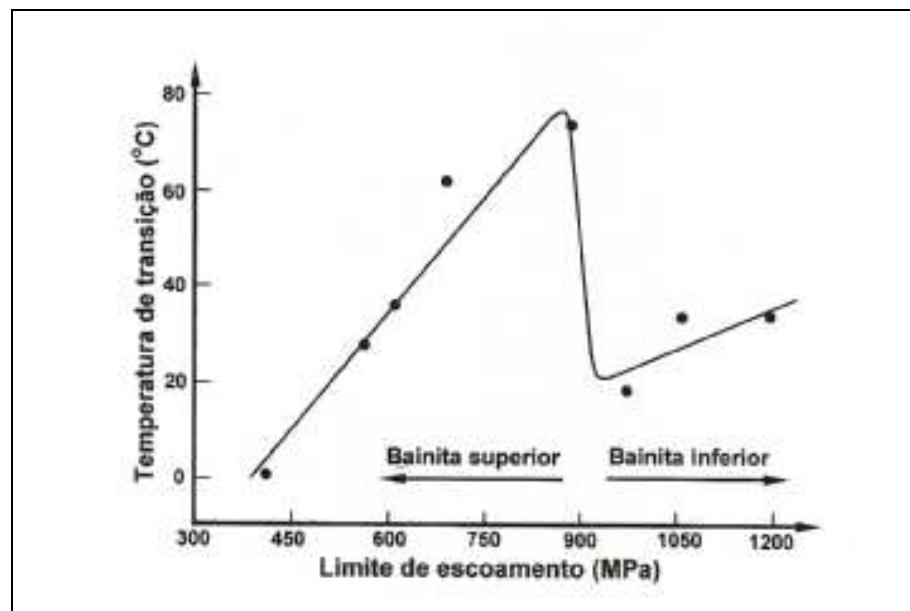


Figura 2.27 – Efeito do limite de escoamento e da morfologia da bainita sobre a temperatura de transição (dúctil/frágil) de aços bainíticos de baixo carbono [41].

#### 2.6.4 Características da Martensita em Aço Carbono

A transformação da martensita pode ser considerada como sendo uma mudança do estado sólido, conforme Cohen e Wayman [23], é cisalhante, adifusional e controlada na sua cinética e morfologia pela energia de deformação proveniente de deslocamentos cisalhantes.

Numa transformação cisalhante, há uma mudança coordenada dos átomos que se movem de maneira organizada com relação aos vizinhos, por isso, algumas vezes dita reação militar [54].

Numa reação adifusional, os átomos não executam nenhum movimento aleatório nem saltam através da interface interfásica. Conseqüentemente, a fase transformada tem a mesma composição, ordem atômica e defeitos pontuais da fase anterior. As discordâncias executam movimentos conservatórios durante a reação martensítica, portanto, sem ocorrer geração ou aniquilamento de defeitos pontuais.

A morfologia da martensita é função da porcentagem de carbono dos aços [1]. Duas morfologias são encontradas em liga ferro-carbono com pequena adição de elementos de liga: ripas e placas. Outra forma de martensita é a hexagonal ou  $\epsilon$ , que não será comentada nessa revisão, pois ela não é característica de aços para construção mecânicas.

A martensita em ripas, é típica de aços baixo carbono, é usualmente cúbica de corpo centrado (CCC), em aços com mais de 0,2% de carbono a estrutura é tetragonal de corpo centrado (TCC) [25]. Ela é caracterizada por ripas, com largura média de 250 nm, adjacentes e paralelas, e com o mesmo plano de hábito. Podem ser separadas por contornos de baixo e alto ângulo ou por austenita retida, formando pacote. Um único grão de austenita prévia pode conter muitos pacotes. Dentro de cada pacote podem ser encontrados muitos blocos de ripas com a mesma orientação, conforme mostrado na figura 2.28 [56], as ripas têm alta densidade de discordâncias arranjadas em células. Portanto, a relação entre propriedades mecânicas e microestrutura na martensita em ripas deve-se considerar a influência dos elementos microestruturais: o grão austenítico anterior, os pacotes, os blocos, as ripas [apud 1, 41].

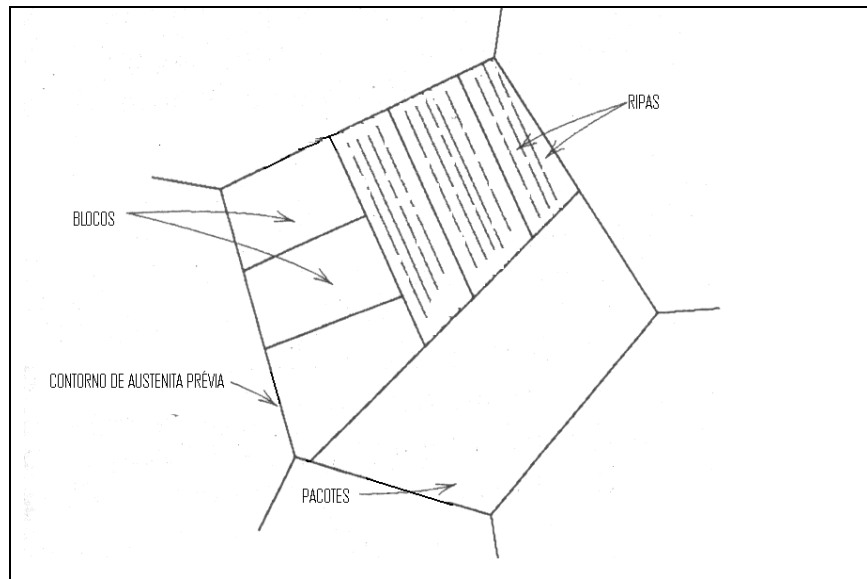


Figura 2.28 - Diagrama esquemático da microestrutura da martensita em ripas [55]

A martensita em placas, característica dos aços de alto carbono, apresenta uma forma lenticular, com uma subestrutura constituída de maclas muito finas [apud 1]. Estas maclas não se estendem até o contorno da placa, degenerando-se em discordâncias nas proximidades dos contornos [25].

Em ligas Fe-C que contém menos do que cerca de 0,6% C, a martensita se forma como ripa. A martensita em placas ou lenticular é encontrada em ligas Fe-C com mais de 0,6% C [21, 41]. Outros investigadores [25], entretanto encontraram uma mistura de morfologia de martensita em ligas Fe-C com 0,3% em peso e mesmo em aços com 0,19% C martensita maclada foi observada por microscopia eletrônica de transmissão [37].

Os fatores que tem sido considerado como afetando a resistência da martensita são:

- Solução sólida de elementos substitucionais [41];
- Solução sólida de elementos intersticiais [41, 57-59];
- Segregação de carbono nas discordâncias [4, 57, 59];
- Alta densidade de discordância nas ripas de martensita de baixo carbono [41, 60];
- Restrição ao movimento das discordâncias pelo contorno das maclas em martensita de alto carbono [41, 57-59]
- Efeito do tamanho do grão austenítico prévio, que afeta o tamanho dos pacotes, blocos e ripas [41, 57, 58].

Muitos destes fatores influenciam-se mutuamente, como por exemplo, no caso do carbono. O carbono fornece a maior contribuição à resistência da martensita (sem revenido) quando em solução sólida, sobrepujando qualquer contribuição devido à subestrutura intrínseca da martensita (maclas, discordâncias) [56, 59].

A segregação de carbono e a sua interação com as discordâncias aumentam sensivelmente a dureza e o limite de escoamento dos aços. Alguns autores [41, 62] mencionam que a metade do efeito do carbono em solução sólida está associada com a sua segregação.

Costuma-se relacionar a dureza e o limite de escoamento da martensita, linearmente com a raiz quadrada da concentração de carbono [58], ou com a raiz cúbica desta concentração [57].

O efeito do endurecimento ocasionado por elementos de liga substitucionais em solução sólida é pequeno [57, 58], sendo da ordem de 10 a 100 vezes menor do que o do carbono em solução sólida [41].

O efeito no limite de escoamento da densidade de discordâncias na martensita de baixo carbono foi estimada ser na ordem de 150 a 30 MPa [apud 1, 47].

Verificou-se [58] que as variações no tamanho de grão austenítico produzem mudanças significativas na resistência da martensita, como temperada ou revenida, em aços baixo carbono. Investigações sobre a martensita em aços com 0,12 a 0,40 % de carbono relacionam o limite de escoamento com o tamanho dos pacotes das ripas de martensita através de uma relação de Hall-Petch e estabeleceram que o tamanho dos pacotes das ripas de martensita está relacionada com o tamanho de grão austenítico.

Estudos com aço contendo 0,2% de C mostraram a relação entre o tamanho dos pacotes das ripas e o limite de escoamento. Observaram [41] que o menor diâmetro do pacote atribui maior limite de escoamento, figura 2.29. O maior efeito do tamanho do pacote é atribuído à interação do carbono e/ou carbonetos muito finos segregados com os contornos dos pacotes [41].



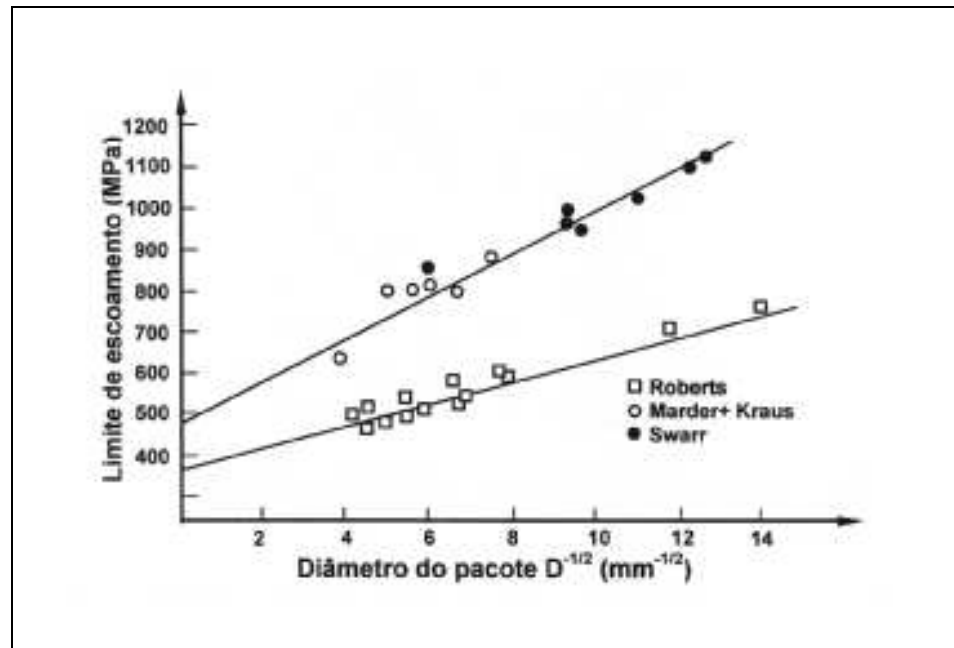


Figura 2.29 – Limite de escoamento versus diâmetro do pacote, para aço com 0,2%C ( Marder e Krauss, Swarr) aço ao Mn (Roberts) [41].

Com relação à tenacidade, o tamanho das facetas de clivagem da martensita em ripas está relacionado com o tamanho dos pacotes de martensita [41, 47, 58]. A fratura da martensita ocorre através dos contornos dos pacotes e dos grãos da austenita prévia [41, 47]. Estimou-se que para uma diminuição de 10  $\mu\text{m}$  no tamanho dos pacotes, a temperatura de transição pode diminuir até 20° C [41].

A presença de martensita maclada diminui a tenacidade à fratura dos aços. Fatores como carbono em solução, tamanho, forma e distribuição dos carbonetos e inclusões, a presença de austenita retida e/ou a sua transformação posterior e segregação de impurezas podem afetar a tenacidade em maior grau do que a presença de martensita maclada [apud 1, 58].

### 2.6.5 Microestrutura Mistas de Martensita e Bainita.

O efeito da velocidade de resfriamento na formação das microestruturas martensíticas e mista martensita e bainita tende a alterar as propriedades mecânicas em relação à região onde a estrutura for predominantemente martensítica. A alteração das propriedades é dependente da temperabilidade e da taxa de resfriamento, que por sua vez, estão relacionadas à espessura da chapa ou perfil [1]. Tomita e Okabayashi [63] relatam que a formação da bainita numa microestrutura mista com martensita apresentam melhores valores do limite de escoamento quando comparados com os resultados das amostras com microestrutura martensítica. E esse fator pode estar relacionado com a forma, tamanho e distribuição da bainita. Também observaram valores de limite de escoamento menores em microestrutura mista de martensita e bainita com relação à microestrutura de martensita.

Os resultados de limite de resistência e dureza sugerem que o limite de escoamento é mais sensível à forma, tamanho e distribuição da bainita na martensita e que em amostras com até cerca de 20% de bainita o limite de resistência e a dureza da martensita não são afetados, como observado por Mader [41], Tomita e Okabayashi [63].

Os fatores que influenciam nas propriedades mecânicas de aços multifásicos podem ser listados como segue [41]:

- Fração volumétrica de cada fase;
- Tamanho de grão de cada fase;
- Forma e distribuição de fases;
- Relação da tensão de escoamento das fases;
- Energia ou resistência da interface;

Microestruturas multifásicas afetam as propriedades de diferentes maneiras dependendo da combinação dos produtos de transformação.

## 2.7 Reações Ocorridas no Revenimento

O revenimento é um tratamento térmico realizado após têmpera, onde por processos difusionais ocorrem transformações microestruturais gerando uma estrutura dimensionalmente mais estável e mais tenaz [27]. A estrutura do aço temperado é metaestável. Com o aquecimento após a têmpera, em consequência do aumento da mobilidade dos átomos, favore-se o processo de modificação da estrutura do aço, na direção de um estado de maior equilíbrio [apud 8]

As reações mais importantes que ocorrem durante o revenimento são: a segregação de carbono para os defeitos da rede e precipitação de carbonetos metaestáveis, transformação da austenita retida, recuperação e recristalização da estrutura martensítica [21, 64]. Essas reações ocorrem pelo processo de difusão do soluto na matriz, e muitas vezes elas se sobrepõem sendo influenciadas pela adição dos elementos de liga [64].

É comum agrupar as reações que ocorrem durante o revenido em quatro estágios [4, 27, 63]:

No primeiro estágio ocorre a precipitação de carbonetos metaestáveis de transição, o segundo e terceiro estágios envolvem a decomposição da austenita retida e a precipitação de cementita. O quarto está relacionado ao endurecimento secundário de aço ligado, causando pela precipitação de finos carbonetos de elementos de liga na matriz [apud 1].

### 2.7.1 Segregação de Carbono e Formação de Carbonetos Metaestáveis

Nos aços com temperaturas  $M_i$  acima da ambiente, durante o resfriamento de têmpera, os átomos de carbono podem redistribuir-se e formar carbonetos intermediários [apud 1, 62, 63]. Este processo é chamado de auto-revenido da martensita. Em temperaturas próximas à ambiente, os átomos de carbono podem segregar para os interstícios próximos das discordâncias, contornos de maclas e paredes das células das martensita em ripas, formando um aglomerado de solutos, normalmente chamados de clusters [apud 1, 27]

Durante o resfriamento de têmpera ou revenido entre 100 e 200° C, estes aglomerados (clusters) precipitam-se em carbonetos metaestáveis do tipo:  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>C (carboneto Eta),  $\epsilon$ -Fe<sub>2,2</sub> a Fe<sub>2,4</sub>C (Carboneto Épsilon) e mesmo em Fe<sub>3</sub>C (Cementita), a qual cresce linearmente com o aumento da concentração de carbono no aço.

Reed Hill [21] comenta que em aços com menos de 0,2 % carbono, todo carbono está associado com as discordâncias e os contornos da ripas de martensita durante a têmpera, em aços com mais de 0,2 % de carbono, uma quantidade de átomos não consegue difundir para as discordâncias, permanecendo nos interstícios dos retículos. Esta fração aumenta com o aumento do teor de carbono, e com o aumento de martensita maclada, a qual possui menor densidade de discordância para os átomos de carbono migrarem.

### **2.7.2 Transformação da Austenita Retida e Precipitação de Cementita**

Com o aumento da concentração de carbono nos aços, a temperatura  $M_i$  é reduzida, aumentando a quantidade de austenita retida entre as ripas de martensita na temperatura ambiente [64]. Durante esse estágio, em baixas temperaturas entre 200 a 300°C [27], a austenita retida transforma-se em uma mistura de ferrita e cementita [15, 62]. Nos aços baixo carbono e baixa liga, este efeito não é tão significativo, devido à baixa percentagem de austenita retida formada [apud 1]. Nos aços alta liga esta reação poderá ocorrer até temperaturas de 550° C [21].

A cementita ( $Fe_3C$ , ortorrômbica) precipita quando a maioria dos aços é revenido entre 250 e 400°C [27, 64]. A temperatura de 200°C, entretanto é, muito aproximada e depende de vários fatores como: composição química, porcentagem de impurezas, tratamento térmico anterior, taxa de resfriamento e tempo de revenido [apud 1].

A cementita precipita no revenido a baixas temperaturas geralmente com a forma de agulhas ou plaquetas [25, 58] sendo que os sítios de nucleação são; freqüentemente, os contornos das ripas de martensita [27, 64, 65]. Com o contínuo aumento da temperatura de revenido, acima de 350°C, a cementita gradualmente esferoidiza, reduzindo a energia de superfície [27, 64], resultando numa significativa queda na dureza e resistência do aço. Com isso há um aumento da ductilidade e tenacidade [apud 1, 41, 64]. A adição de elementos de liga retarda o crescimento e o coalescimento da cementita pela redução do coeficiente de difusão do carbono [apud 1].

### 2.7.3 Recuperação e Recristalização

Em temperaturas acima de 400° C, ocorre a recuperação da estrutura martensítica pela eliminação de defeitos pontuais, aniquilação e rearranjo de discordância, poligonização e crescimento dos subgrãos [21, 25, 27, 37]. Este fenômeno reduz a dureza e a resistência e aumenta a ductilidade e a tenacidade [apud 1, 41].

A recristalização, quando ocorre, inicia-se acima de 600°C, os grãos de ferrita acicular recristalizam formando uma estrutura ferrítica equiaxial, contendo um grande número de partículas de carbonetos de ferro esferoidizados [21]. O aumento do teor de carbono no aço retarda a recristalização da martensita devido ao efeito de ancoramento que os carbonetos produzem nos contornos de grãos da ferrita [27, 41, 64].

### 2.7.4 Precipitação de Carbonetos de Liga

O quarto estágio do revenido em temperaturas entre 500 e 700° C. As partículas grosseiras de cementita são substituídas por uma fina precipitação na matriz de carbonetos ligados mais estáveis como:  $V_4C_3$ ,  $Mo_2C$ ,  $NbC$  [64], resultando no aumento da dureza. O endurecimento secundário é característico dos aços de alta liga com adições de elementos fortes formadores de carbonetos [64].

A maioria dos elementos de liga como Cr, Mo, W, V, Nb, aumentam a resistência ao amolecimento durante a revenimento [27]. Isso é devido à baixa mobilidade dos elementos substitucionais nestas temperaturas de revenido [21, 64]. A utilização de elementos formadores de carbonetos tem a finalidade de aumentar a resistência ao revenido, é característica dos aços ferramentas, especificamente dos aços rápidos [21].

### 2.7.5 Influência do Revenido na Dureza

As mudanças microestruturais que ocorrem durante o revenimento afetam diretamente as propriedades mecânicas dos aços [66].

A figura 2.30 mostra a variação da dureza em função da temperatura de revenido da martensita para ligas de Fe-C e as reações que ocorrem durante o revenido [25].

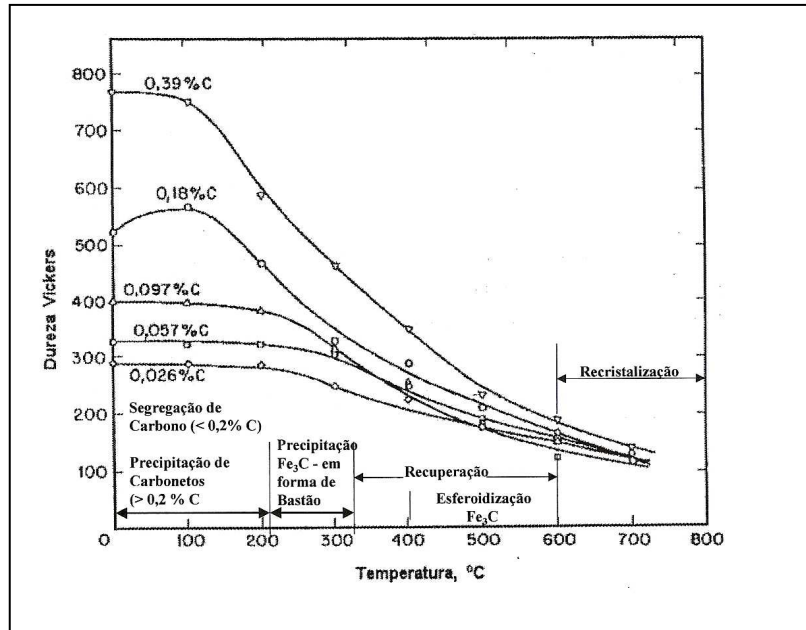


Figura 2.30 – Variação da dureza no revenido da martensita em ligas Fe-C [25].

Em aços temperados, há um progressivo amolecimento com o aumento da temperatura entre 200 a 700° C. A variação até 200° C, é muito pequena, podendo algumas vezes, em aços baixo carbono, haver aumento da dureza provocado pela segregação de carbono e ou precipitação de carbonetos, como visto anteriormente [apud 1, 20, 21, 66].

Uma redução acentuada da dureza ocorre entre 280 e 400° C, devido a precipitação e crescimento de cementita, que reduz o teor carbono em solução sólida ou das regiões segregadas. O crescimento diminui a quantidade de precipitados na matriz ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), aumentando o livre caminho médio entre os precipitados e diminuindo as barreiras para movimentação das discordâncias [21, 41]. A recuperação e a recristalização da matriz também diminuem a dureza e resistência e aumenta a tenacidade e ductilidade [21, 27, 64]. Quanto maior a temperatura e tempo de revenimento, menor serão a dureza e a resistência dos aços e maior será a ductilidade e a tenacidade [41].

A adição de elementos que são fortes formadores de carbonetos no aço ocasiona um aumento da dureza, que aproxima do aço temperado, durante o revenido entre aproximadamente 500 a 750° C (dureza secundária) [64], como já mencionado anteriormente. O aumento da dureza é resultado da substituição das partículas grosseiras de cementita, que se dissolvem, por uma fina dispersão de carbonetos. O pequeno tamanho e a fina dispersão dos carbonetos, quando comparados com as partículas de cementita, são resultantes das pequenas distâncias ao longo das quais os elementos de liga substitucionais podem se difundir [apud 1].

### 2.7.6 Fragilidade no Revenido

Durante o revenido dos aços, na faixa de temperatura de aproximadamente 300 a 400°C por tempos curtos (1 a 2 horas) pode haver uma queda na tenacidade denominada de fragilização de revenido [apud 1, 67]. Nesta faixa de temperatura, durante o revenido, ocorre a precipitação de cementita na matriz e ao longo dos contornos, causando diminuição da dureza, como visto anteriormente. Ao mesmo tempo, em alguns aços ocorre uma queda na tenacidade, que não muda necessariamente o modo de fratura [apud 1], o qual pode ocorrer de modo dúctil, intergranular ou transgranular.

Alguns pesquisadores [apud 1] propuseram alguns mecanismos para explicar o efeito da cementita e das impurezas nos diversos modos de fratura, como mostrado abaixo:

As trincas iniciam-se nos carbonetos quando a amostra é deformada e se a trinca é grande o suficiente irá se propagar pela matriz causando clivagem. O fato das trincas iniciarem-se nos carbonetos está relacionado com a forma de plaquetas (ou agulhas) da cementita formada nas baixas temperaturas de revenido e com a alta densidade de discordâncias geradas durante a transformação martensítica. A forma da cementita permite a ocorrência de trincas com baixas deformações e as discordâncias aumentam o nível de tensões em torno dos carbonetos.

Estes fatos sugerem que os carbonetos devam ser maiores do que um tamanho crítico para que ocorra clivagem. Caso contrário, a trinca será muito pequena para se propagar pela matriz. Nesse caso, pequenas microcavidades podem se formar em torno dos carbonetos e interligarem-se com as microcavidades formadas em torno das inclusões diminuindo a tenacidade do aço. Na ausência de carbonetos as microcavidades em torno das inclusões precisariam crescer e coalescer necessitando de maiores deformações para ocorrer fratura, ou seja: a presença dos carbonetos faz com que as microcavidades possam se interligar com baixas deformações.

Nas fraturas intergranulares, a trinca inicia-se nos carbonetos precipitados nos contornos que tem baixa energia de coesão devido a segregação de impurezas [68]. Como visto na trinca por clivagem, há um tamanho crítico de carboneto para que haja a iniciação da fratura intergranular. A interface carboneto/matriz, quando fragilizada por impurezas, fornece um caminho de propagação mais fácil do que os contornos de grãos livres de precipitados.

Outro mecanismo para a fragilização devido ao revenido é o da segregação de impurezas no contorno de grãos da austenita prévia [69-72]. Estes contornos ficam retidos e durante o revenido em torno de 500°C [70] pode haver segregação de impurezas tais como P,

As, Sn e Sb para o contorno diminuindo a energia de coesão. Este tipo de fragilização é dita reversível [73, 74], pois com um revenido em temperaturas mais elevadas e um resfriamento mais rápido nesta faixa de temperatura é possível reverter esta fragilização.

A fragilidade ao revenido normalmente está associada com a fratura intergranular e segregação de impurezas ao longo dos contornos de grão austeníticos prévios, em aços temperados e revenidos que tenham sido aquecidos ou resfriados lentamente dentro de uma faixa de temperatura crítica entre 300 e 600° C [69]. Esta fragilidade é considerada reversível, pois se aquecer o aço fragilizado acima de 600° C e resfriá-lo rapidamente, como em água, é possível reverter à fragilidade. [73, 74]. Pelo processo de co-segregação [70], o cromo, níquel e manganês contribuem para o aumento da fragilidade, por impulsionar a segregação de impurezas para contorno de grão, enquanto que o molibdênio em concentração entre 0,2 e 0,3 % retarda a segregação [74, 68].

A fragilidade ao revenido é caracterizada por apresentar uma diminuição na tenacidade, aumento na temperatura de transição dúctil frágil, aumento na quantidade de fraturas intergranular, causada pela segregação de impurezas (P, Sn, Sb, e As) para os contornos de grão e interfaces carbonetos/matriz. A intensidade da fragilidade dependerá da concentração de impurezas nos contornos de grão, influenciada pela composição do aço.



## CAPITULO 3

### **METODOLOGIA, MÉTODOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS**

#### **3.1 Metodologia Experimental**

A metodologia experimental adotada neste trabalho foi baseada no uso das condições normais de processo, utilizando-se equipamentos industriais em todas as etapas de processamento para fabricação do perfil da lâmina de desgaste utilizado em motoniveladora figura 3.1 e 3.2 (projeto da lâmina).

Com o intuito de estudar a têmpera direta após a laminação nesse tipo de perfil foram desenvolvidas duas condições experimentais de têmpera direta localizada com homogeneização da temperatura após a laminação e uma condição experimental de têmpera direta localizada sem homogeneização, para serem comparadas com o processo atual de laminação convencional seguida de têmpera convencional.

Durante o estudo das três condições de têmpera direta localizada e têmpera convencional para fabricação do perfil da lâmina motoniveladora, foram analisadas as condições de processo, as propriedades mecânicas e microestruturais obtidas em cada experimento. A avaliação do processo alternativa de têmpera direta localizada objetiva a eliminação de uma das etapas de processo, que é o reaquecimento das lâminas após a furação, praticadas atualmente antes da têmpera convencional. Com a têmpera localizada após a laminação há o aproveitamento da energia (calor). Estudos prévios mostraram que uma possível substituição por têmpera direta localizada reduziria os custos e processo (eliminação de uma das etapas e economia de energia).



Figura 3.1 – Lâmina 12-5100 em trator motonivelador

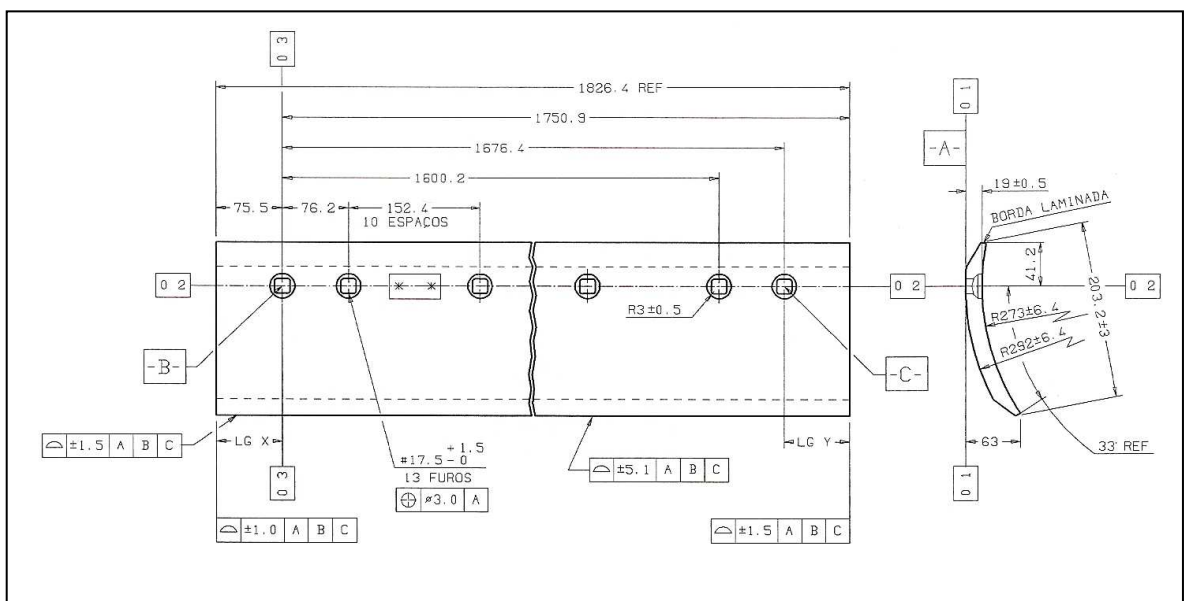


Figura 3.2 – Projeto dimensional da lâmina motoniveladora 12-5100 – Metisa

Para as quatro condições experimentais de têmpera (direta e convencional) foram utilizado o aço – 15B28, cuja composição química é mostrada na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço SAE 15B28

Elementos químicos	Norma SAE	Composição do aço
C	0,24 – 0,29	0,27
Mn	1,15 – 1,30	1,26
Si	0,20 – 0,35	0,30
S	0,035 máx.	0,013
P	0,030 máx.	0,022
Cu	0,30 máx.	0,17
Cr	0,15 – 0,25	0,18
Ni	0,20 máx.	0,07
Mo	0,040 máx	0,008
Ti	0,050 máx.	0,03
B	0,005 – 0,003	0,004
N (ppm)	90 máx	80

Para posterior avaliação dos resultados a tabela 3.2 mostra as propriedades mecânicas típicas do aço 15B28 após a laminação convencional com resfriamento ao ar.

Tabela 3.2 – Propriedades Mecânicas do aço 15B28 – laminada a quente - METISA

Propriedades Mecânicas	Faixa Indicativa
Limite de Escoamento (MPa)	350 - 450
Limite de Resistência a Tração (MPa)	550 - 650
Alongamento ( % em 200mm)	45-75
Dureza (HB)	180 - 195

Os quatro experimentos (uma convencional e três têmpera direta localizada) estudados com as devidas codificações das amostras são mostradas a seguir:

**Identificação da amostra de têmpera convencional:** TC 880°C

**Descrição da amostra:** Essa amostra foi laminada por processo convencional de laminação, deixada esfriada ao ar, efetuada a furação, austenitizada até 880°C, efetuada a têmpera total em todo perfil e revenida (Têmpera convencional).

**Identificação da amostra de têmpera direta localizada com homogeneização até 880°C:** TD H 880°C:

**Descrição da amostra:** Essa amostra foi laminada por processo convencional de laminação, e reaquescida (homogeneizada) a partir da temperatura final de laminação até atingir a temperatura de 880°C na superfície. Depois do reaquecimento de homogeneização a amostra foi submetida a têmpera localizada e posteriormente revenida.

**Identificação da amostra de têmpera direta localizada com homogeneização até 830°C:** TD H 830°C

**Descrição da amostra:** Essa amostra foi laminada por processo convencional de laminação, e reaquescida (homogeneizada) a partir da temperatura final de laminação até atingir a temperatura de 830°C na superfície. Depois do reaquecimento de homogeneização a amostra foi submetida a têmpera localizada e posteriormente revenida.

**Identificação da amostra de têmpera direta localizada sem homogeneização após a laminação:** TD SH

**Descrição da amostra:** Essa amostra foi laminada por processo convencional de laminação seguida de têmpera direta localiza. Essa amostra não foi submetida a reaquecimento de homogeneização. Após a têmpera a amostra também foi revenida.

Maior detalhamento de cada condição experimental e processo, será mostrado no item procedimentos experimentais.

Todas as amostras utilizadas nas quatro condições experimentais foram temperadas em água e os dados obtidos nos ensaios mecânicos, tração e impacto e por microscopia óptica e MEV, são provenientes das amostras revenidas a 250° C por 80 minutos. Com exceção os ensaios de dureza que foram realizados nas amostras tanto no estado temperado, quanto no estado revenido.

Tabela 3.3 – Número de Ensaios realizados em cada codificação de amostras

Ensaio	TC 880°	TD H 880° C	TD H 830° C	TD SH
Dureza Seção Transversal	63	63	63	63
Tração	3	9	9	9
Impacto Charpy	3	6	6	6
Tamanho de grão Austenítico	1	1	1	1
Microscopia Ótica	1	3	3	3
MEV	1	3	3	3

### 3.2 Métodos Experimentais

No desenvolvimento da parte experimental, os métodos utilizados foram: laminação em escala industrial, sob condições normais de processo de laminação.

O uso das condições de processo – forno rotativo de aquecimento, forno estacionário para homogeneização, laminadores de desbaste e acabamento e prensa de corte e abaulamento - apresenta como características amostras em seu tamanho natural, que resultará em dados que caracterizam informações reais de cada condição, quando forem analisados em laboratório. Porém, requereu um maior planejamento e envolvimento de toda uma equipe composta por profissionais de diversas áreas, como Planejamento e Controle da Produção, Controle de Qualidade, Ferramentaria, Manutenção, além de todo o pessoal operacional: forneiros, laminadores e auxiliares. Todo este planejamento foi necessário para que não houvesse interferências de outras variáveis que inviabilizariam a análise dos resultados.

Os registros das temperaturas de final do processo de conformação e temperaturas de homogeneização efetuadas em forno estacionário foram realizadas com auxílio de pirômetro a

infravermelho calibrado por laboratório credenciado pelo Inmetro de acordo com a NBR ISO/IEC 17025 e termômetro de contato digital também calibrado para controlar temperatura da água durante a têmpera.

A retirada dos corpos de prova foi efetuada após o revenido, como já mencionado, para os ensaios de dureza, tração, impacto e metalografia. A retirada dos corpos de prova requer cuidados especiais, visando padronizar o local de retirada para que não haja interferência na análise dos resultados.

A figura 3.3 apresenta o posicionamento dos corpos de prova para os ensaios mecânicos, análise microestrutural e dureza para as amostras de têmpera direta localizada.

Os ensaios de dureza na seção transversal das amostras, representada por pontos que passa pelo centro geométrico do perfil da lâmina. Esse procedimento possibilitou avaliar a temperabilidade ao logo da seção comparando com as diferentes microestruturas geradas devido ao resfriamento localizado.

Os corpos de prova de tração foram usinados na direção longitudinal ao sentido de laminação no centro geométrico da lâmina. Os corpos de prova de tração foram retirados de três regiões. A região 1 – região onde será efetuada a furação na lâmina, a região 2 - região considerada intermediária e a região 3 – que fica 50 mm abaixo linha d'água, linha que limita a imersão máxima do perfil em água durante a têmpera localizada.

Os corpos de prova para impacto foram usinados no sentido longitudinal à laminação. A avaliação do ensaio de impacto Charpy foi limitada a duas regiões. A região 1 – furação, região de fixação dos parafusos e da lâmina na motoniveladora, e região 3 – desgaste, por se tratar de uma região que sofre grandes impactos.

As amostras metalográficas também foram retiradas na direção da laminação em três regiões consideradas críticas (furação, intermediária e região de desgaste), para melhor interpretação dos resultados.

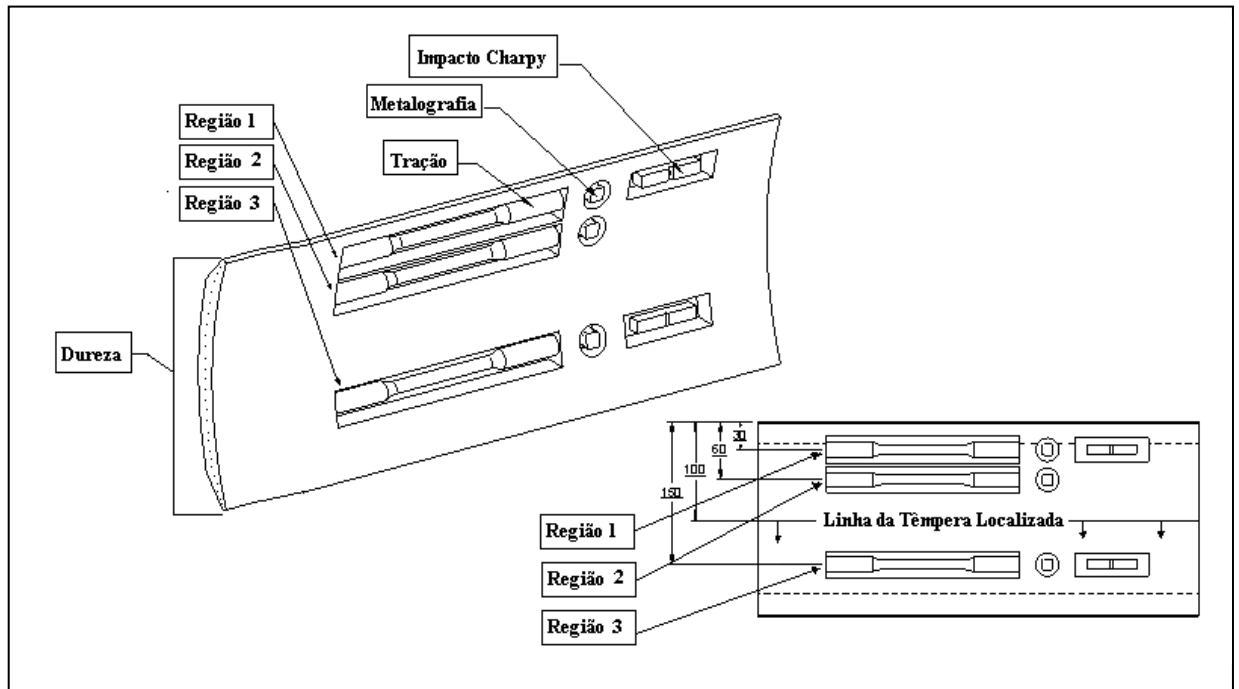


Figura 3.3 – Localização dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e microestrutural e dureza para ensaios de têmpera localizada

A figura 3.4 ilustra a localização das amostras para os ensaios da condição experimental de têmpera convencional (TC -880° C). Os ensaios de dureza seguem a mesma posição utilizada para as amostra de têmpera direta localiza. As amostras de ensaios de tração, metalografia e impacto também foram retirados no sentido longitudinal a laminação, mas não houve a preocupação no exato posicionamento da retiradas das amostras, uma vez que, todo o perfil sofre têmpera total conforme será mostrado no item a seguir – procedimentos experimentais.

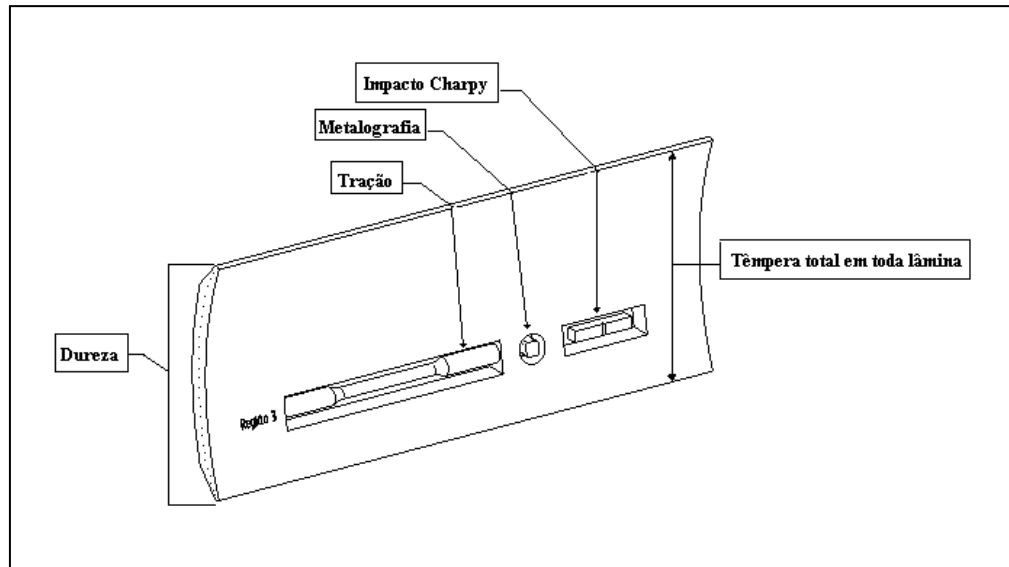


Figura 3.4 – Localização dos corpos de prova para os ensaios de têmpera convencional - TC 880°C

### 3.3 Procedimentos Experimentais

A figura 3.5 mostra o fluxograma das condições de processamento neste trabalho, detalhando as condições de têmpera, os pontos de retirada dos corpos de prova para os ensaios planejados. Como já mencionado anteriormente, têm-se duas condições de têmpera, sendo uma convencional e outra que é denominada têmpera direta localizada, que se divide em dois experimentos. O primeiro experimento chamado de têmpera direta localizada sem homogeneização e o segundo têmpera direta localizada com homogeneização também se divide em dois experimentos, um com reaquecimento de homogeneização até atingir 830° C e o outro até 880° C seguido de têmpera.

O fluxograma detalha resumidamente a seqüência de cada experimento, e retirada das amostras conforme posicionamento das regiões do perfil mostrado nas figuras 3.3 e 3.4.



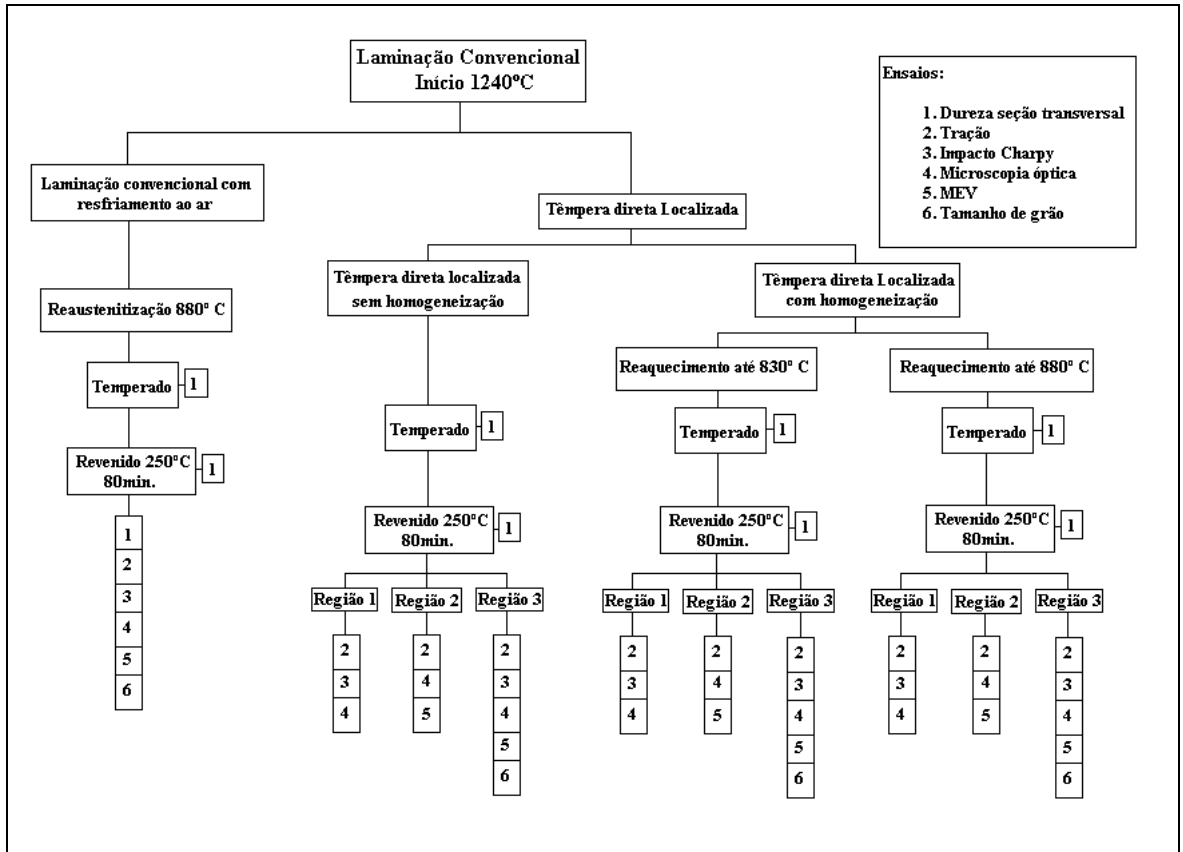
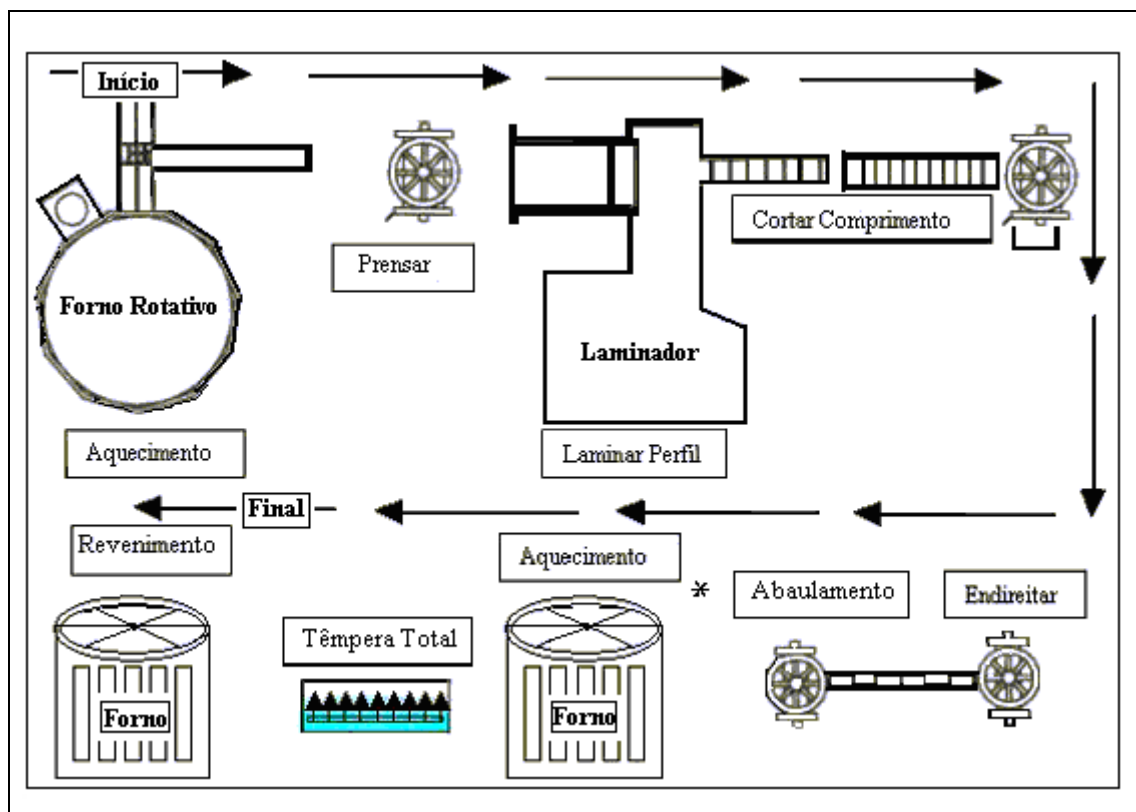


Figura 3.5 – Fluxograma mostrando as condições de processamento e os ensaios realizados

### 3.3.1 Laminação Convencional e Têmpera Convencional

O processo de laminação para produzir as amostras do experimento de têmpera convencional seguiu o processo normal padronizado na METISA que é definido em plano de processo, conforme mostra a figura 3.6.



\* Após o abaulamento as lâminas são resfriadas ao ar e encaminhadas para a operação de furação em outro fluxo, não mostrado, e a seguir retorna a este fluxo para aquecimento, têmpera e revenimento.

Figura 3.6 – Esquema do processo atual – Laminação e têmpera convencional.

As condições experimentais da laminação, têmpera convencional e revenimento são mostradas a seguir:

- 1 – Aquecimento do aço (lingote com seção quadrada de 150x150 mm) em forno rotativo a 1240° C;
- 2 – Conformação do lingote em prensa até atingir uma seção retangular de aproximadamente 176 x 135 mm;
- 3 – Laminação com cinco passes – a temperatura de cada passe de laminação não é controlada;

- 4 – Corte do comprimento a quente (Prensa) – Para retirada das pontas não uniformes e obter o comprimento final da lâmina conforme desenho – figura 3.2;
- 5 – Endireitamento a quente de empenamentos proveniente da laminação;
- 6- Abaulamento a quente – essa operação dá o formato côncavo ao perfil;
- 7 – Resfriamento ao ar;
- 8 – Furação – Essa operação é efetuada em outro fluxo;
- 9 – Reaustenitização em forno poço, após a furação – temperatura de 880° C;
- 10– Têmpera total em água;
- 11 – Revenimento em forno poço – temperatura de 250° C – 80 minutos.

Foi efetuada uma alteração em um dos equipamentos do processo de têmpera convencional utilizado na Metisa. O tanque de têmpera usualmente utilizado nesse processo foi substituído pelo tanque adaptado para esse estudo. Sendo que, foi instalado próximo ao forno de reauecimento, com mangueiras de 2 polegadas de diâmetro para entrada e saída de água, objetivando manter a temperatura do meio de resfriamento abaixo de 40° C. A figura 3.7 mostra esquematicamente o desenho do tanque de têmpera para simular as condições experimentais propostas.

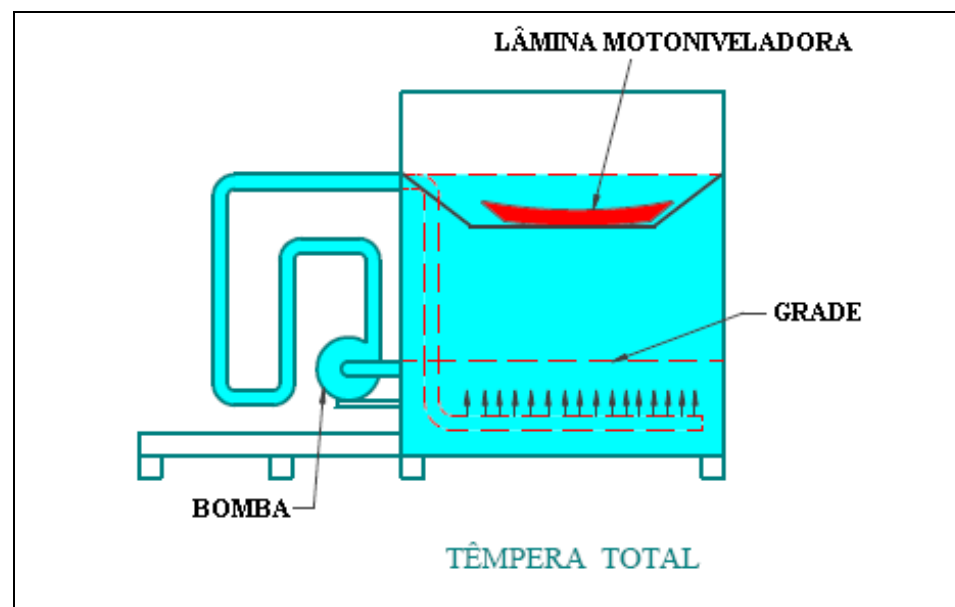


Figura 3.7 – Desenho esquemático do tanque de têmpera utilizado no experimento de têmpera convencional

### 3.3.2 Laminação Convencional e Têmpera Direta sem Homogeneização

A laminação seguida de têmpera direta localizada sem homogeneização da temperatura foi efetuada sob condições normais de processo.

Foi efetuada adaptação no tanque utilizado no experimento de têmpera convencional, para promover a têmpera localizada conforme mostra a figura 3.8 (região submetida a maior desgaste) e devido ao lay-out da fábrica, as amostras tiveram que ser levadas até o tanque percorrendo uma distância de quinze metros. Nesse caso, as amostras foram temperadas com a temperatura na sua superfície variando 715 e 740° C, na sua superfície, medidas com pirômetro a laser. A temperatura da água no tanque de têmpera durante os ensaios variou entre 35,7 e 39° C.

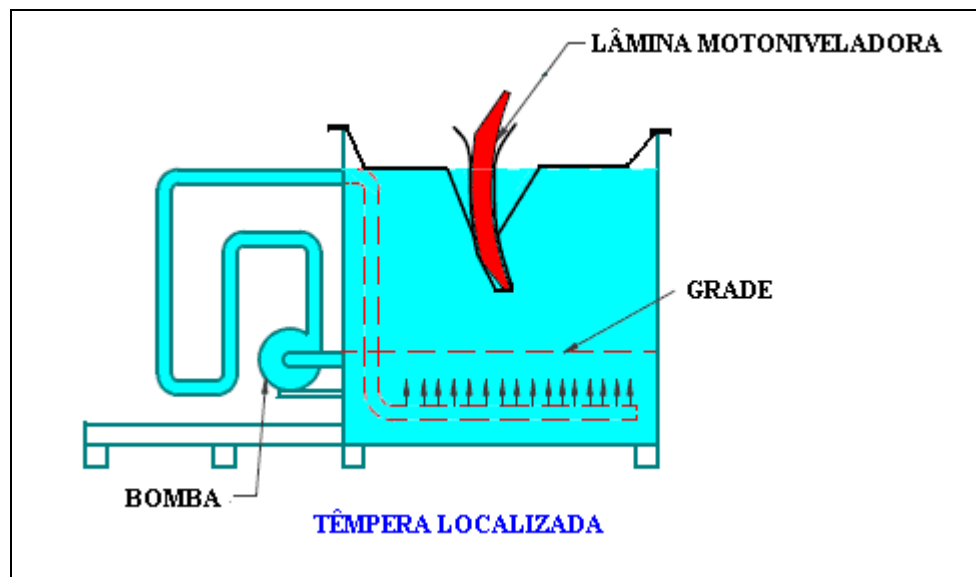


Figura 3.8 – Desenho esquemático do tanque utilizado no experimento de têmpera direta localizada

A figura 3.9 ilustra esquematicamente o processo de laminação e têmpera direta localizada sem homogeneização – TDL SH.

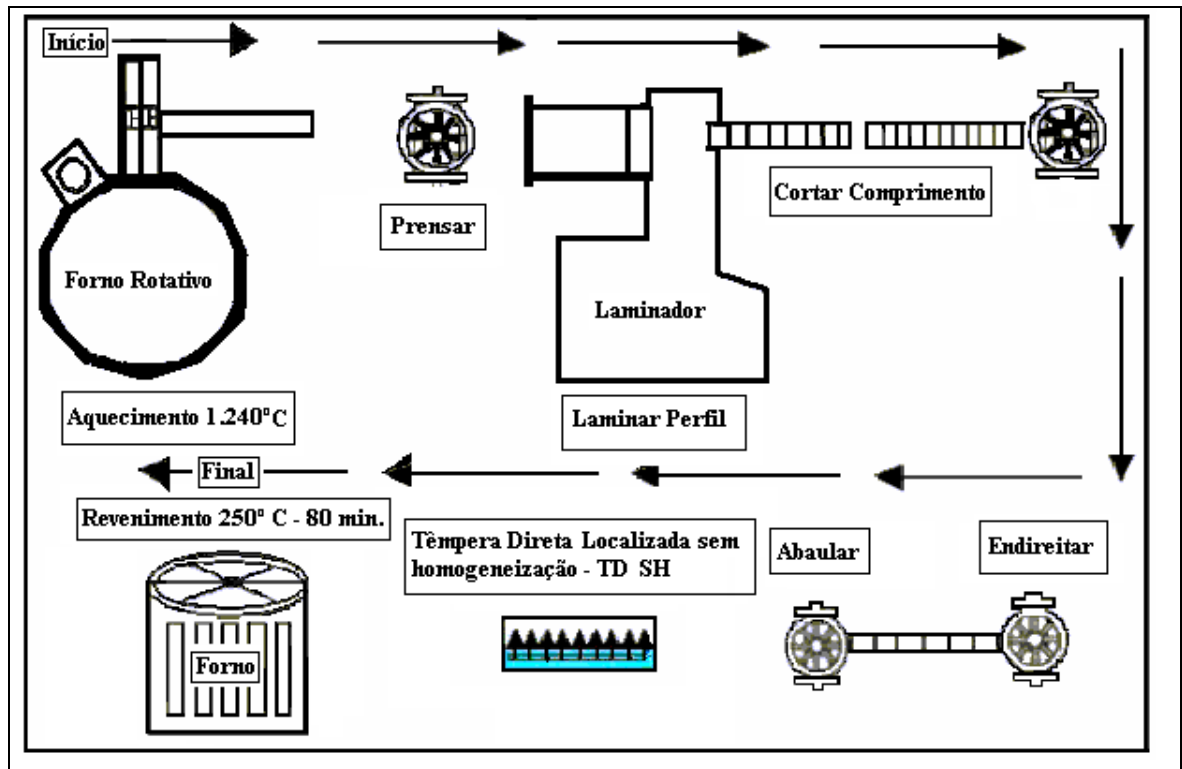


Figura 3.9 – Esquema do processo adaptado para têmpera direta localizada sem homogeneização – TD SH

As condições experimentais de laminação, têmpera direta localizada sem homogeneização da temperatura e revenimento são mostradas a seguir:

- 1 – Aquecimento do aço (lingote com seção quadrada de 150x150 mm) em forno rotativo a 1240° C;
- 2 – Conformação do lingote em prensa até que atingir uma seção retangular de aproximadamente 176 x 135 mm;
- 3 – Laminação em cinco passes – A temperatura de cada passe de laminação não foi controlada;
- 4 – Corte do comprimento a quente - Para retirada das pontas não uniformes e obter o comprimento final da lâmina conforme desenho – figura 3.2;
- 5 – Endireitamento a quente de empenamentos proveniente da laminação;
- 6- Abaulamento a quente – essa operação dá o formato côncavo ao perfil;

7 – Têmpera localizada no tanque adaptado – Temperatura da superfície da amostra antes da têmpera variaram entre 715 e 740° C medidas com pirômetro a lesar;

8 – Revenimento em forno poço – 250° C por 80 min.

### **3.3.3 Laminação Convencional e Têmpera Direta com Homogeneização**

A laminação seguida de têmpera direta localizada com homogeneização foi efetuada sob condições normais de processo e com as mesmas adaptações de equipamento e controle efetuados na condição de têmpera sem homogeneização da temperatura. Sendo que, nesse experimento há o reaquecimento das amostras depois da operação de abaular com a utilização de um forno estacionário. O reaquecimento das amostras foi controlado através do pirômetro infravermelho dentro do forno, até atingir a temperatura na superfície determinada para as duas condições experimentais - 830° C e 880° C. Após a homogeneização da temperatura em toda superfície das amostras foram temperadas utilizando o mesmo dispositivo da figura 3.8. Lembrando que a temperatura da água do tanque de têmpera foi controlada com termômetro de contato digital de modo a permanecer abaixo de 40° C. As temperaturas da água variaram entre 35,7 e 39° C. O tempo de homogeneização da temperatura (reaquecimento) das amostras, partindo da temperatura de laminação foi de 5 minutos para a condição TDL H 830° C e de 7 minutos para a condição TDL H 880° C. A figura 3.10 ilustra esquematicamente o processo de laminação e têmpera direta localizada com homogeneização – TDL H para as duas condições experimentais utilizando temperaturas de 830 e 880° C.

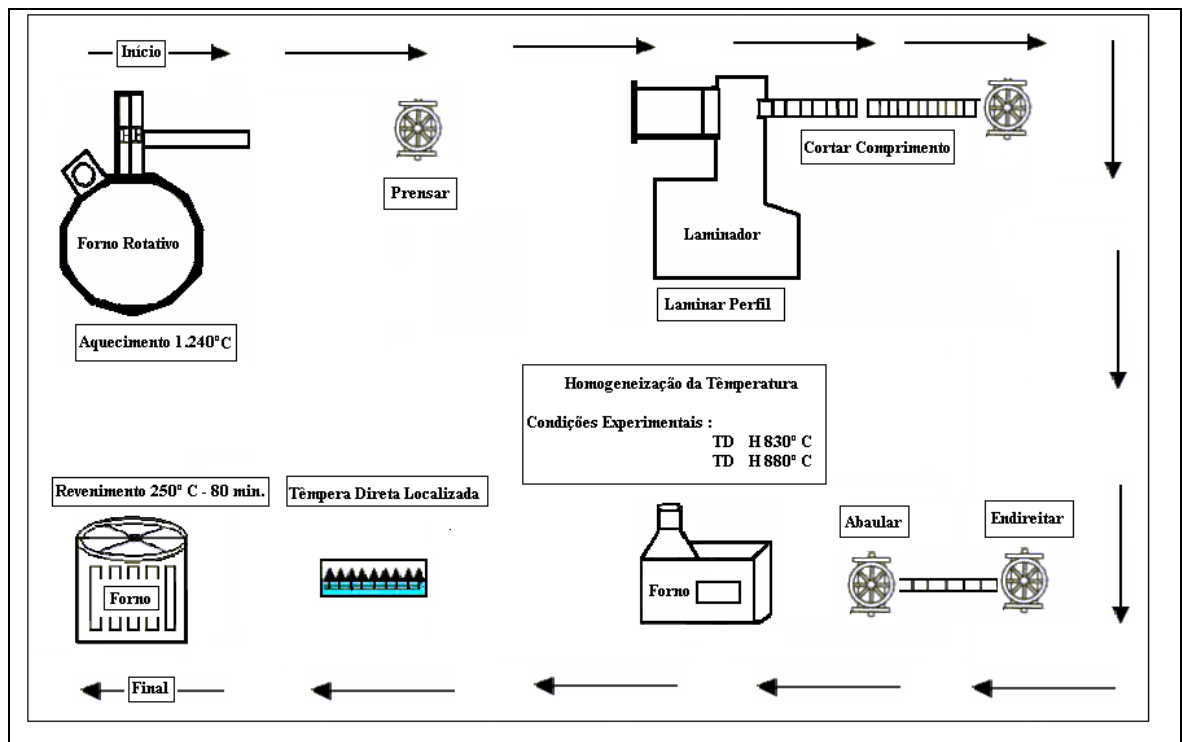


Figura 3.10 – Esquema do processo adaptado para têmpera direta localizada com homogeneização – TD H 830° C e TD H 880° C

As condições experimentais de laminação, têmpera direta localizada com homogeneização e revenimento são mostradas a seguir:

- 1 – Aquecimento do aço (lingote com seção quadrada 150x150 mm) em forno rotativo a 1240° C;
- 2 – Conformação do lingote em prensa até que atingir uma seção retangular de aproximadamente 176 x 135 mm;
- 3 – Laminação com cinco passes – A temperatura de cada passe de laminação não foi controlada;
- 4 – Corte do comprimento a quente - Para retirada das pontas não uniformes e obter o comprimento final da lâmina conforme desenho – figura 3.2;
- 5 – Endireitamento a quente de empenamentos proveniente da laminação;
- 6- Abaulamento a quente – essa operação dá o formato côncavo ao perfil;
- 7 – Têmpera localizada no tanque adaptado;
- 8 – Revenimento em forno poço – 250° C por 80 min.

A figura 3.11 mostra o momento da têmpera localizada com homogeneização a 880° C – TDL H 880° C no tanque adaptado para a têmpera na região de desgaste.

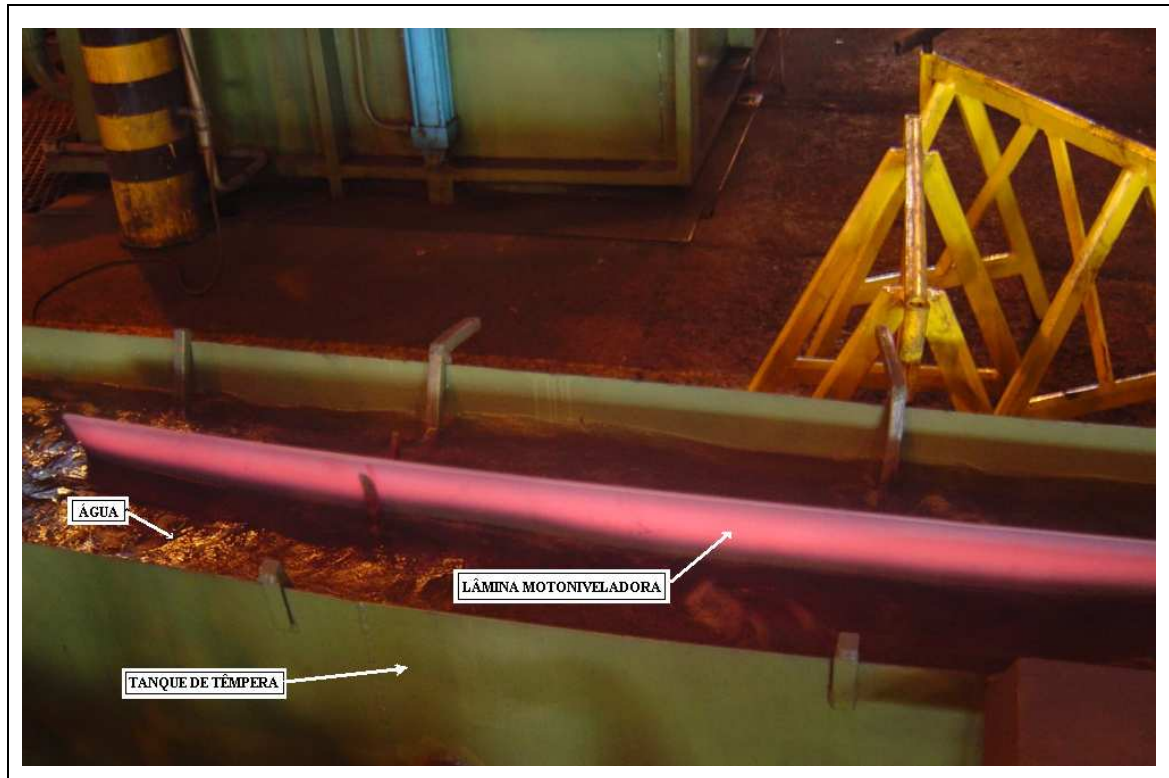


Figura 3.11 – Lâmina no momento da têmpera direta localizada com homogeneização – TD H 880° C.



### 3.4 Ensaios Mecânicos

#### 3.4.1 Ensaios de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados em escala Rockell-C (HRc), cone de diamante 120° e carga de 150 kgf, em durômetro de bancada, modelo DT 310 marca Mitutoyo.

Para cada condição experimental, foi realizado o perfil de dureza na direção transversal das amostras, passando pelo centro geométrico da lâmina. Estes ensaios possibilitaram avaliar a temperabilidade através da variação da dureza nos ensaios de têmpera localizada. A figura 3.12 mostra em detalhe o perfil utilizado na medição de dureza como também o posicionamento das amostras para análise de microestrutura das amostras de têmpera localizada. A figura mostra em detalhe que há variação de  $\pm 1$  medida de dureza realizada em todo seguimento do perfil .

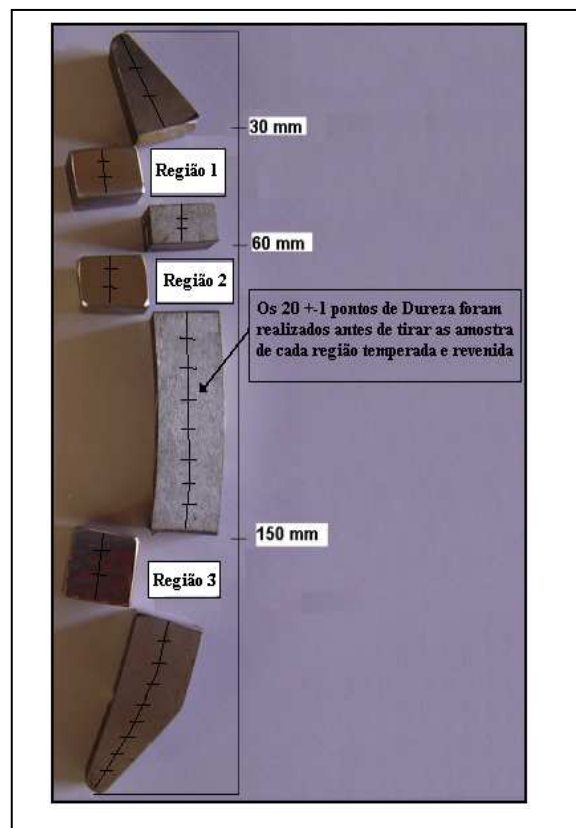


Figura 3.12 – Perfil mostrando a seção transversal da análise de dureza e o posicionamento da retirada de amostras para análise para microestrutura de têmpera localizada.

### 3.4.2 Tração

Os corpos de prova para ensaio de tração foram usinados segundo a Norma ASTM A 370/1997 - figura 3.13. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente em uma máquina de ensaio mecânico - EMIC modelo DL 10000. Foram ensaiados três corpos de prova de cada experimento, sendo obtidos valores médios de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e redução de área em percentual para expressar a ductilidade do aço 15B28.

O posicionamento de cada amostra foram retiradas conforme desenho das figuras 3.3 para têmpera localizada e figura 3.4 para têmpera convencional mostrado anteriormente.

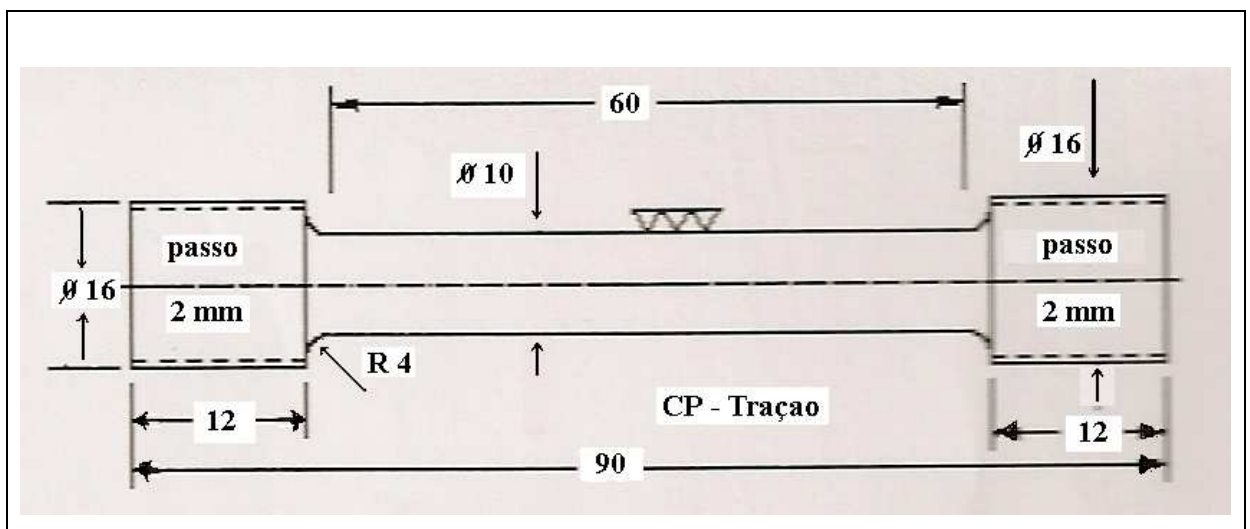


Figura 3.13 – Desenho do corpo de prova de ensaios de tração – ASTM A370/1997

### 3.4.3 Impacto Charpy

Os corpos de prova Charpy foram ensaiados nas condições experimentais mostradas nas figuras 3.3 e 3.4. Foram retirados três corpos de prova no sentido longitudinal à laminação, para cada condição experimental ( região 1 e região 3).

Foi utilizado um equipamento modelo Wolpet PW 30/15 Kg com pêndulo de 30kg em conformidade a norma ABNT – NBR 6157:80 em temperatura ambiente. Os corpos de prova foram usinados conforme norma ASTM E-23, com padrão de entalhe tipo A – entalhe em V a 45° com o raio de 0,25 mm – figura 3.14.

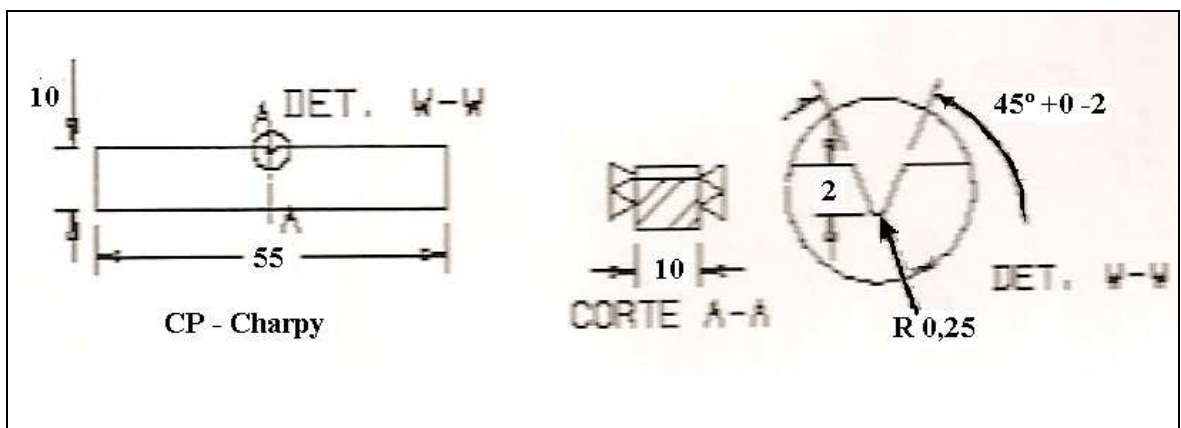


Figura 3.14 – Desenho do corpo de prova de ensaio de impacto Charpy – ASTM E-23

## **3.5 Análises Metalográficas**

### **3.5.1 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura -MEV**

Nas análises metalográficas foram utilizados o microscópio óptico modelo 84342-Neomet Union e eletrônico de Varredura marca Phillips modelo XPERT. As amostras foram lixadas e polidas seguindo-se técnicas usuais de metalografia. A microestrutura foi revelada utilizando-se ataque químico com Nital 2%, isto é 2% de Ácido Nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) em Etanol comercial ( $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ).

Para revelação do tamanho de grão austenítico prévio as amostras foram imersas numa solução química composta de 200 ml de água ( $\text{H}_2\text{O}$ ) deionizada, 4g de Cloreto Férrico ( $\text{FeCl}_3$ ) e 4g de Ácido pícrico ( $(\text{NO}_2)_3\text{C}_6\text{H}_2\text{OH}$ ) e agente molhante (detergente neutro com a formulação: 1g de EDTA Dissódico, 0,25 Ácido Cítrico, 370g de Lauril Éter Sulfonato de Sódio, 35 g de Coco Betaina, 35 g de Alkamide, 0,5g de Phenova, 20g de Dehydol CD2 e 532.8 mL de água destilada) por um período de 10 minutos. O tamanho de grão foi estimado mediante o uso do método da intersecção de linhas.

## CAPITULO 4

### RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados experimentais serão apresentados e comparados as amostras em 3 regiões, conforme mostrado nas figuras 3.3, 3.4 e 3.12.

#### **4.1 Análise das Microestruturas**

##### **4.1.1 – Análise Microestrutural da Região 3**

A região 3 será a primeira a ser analisada, por se tratar de uma região existente nas quatro condições experimentais estudadas. Esta região localiza-se onde a lâmina foi temperada (imerso) na água.

As figuras 4.1 e 4.2 mostram as microestruturas das quatro amostras na região temperada/revenida observada por microscopia ótica e eletrônica de varredura – MEV, respectivamente.

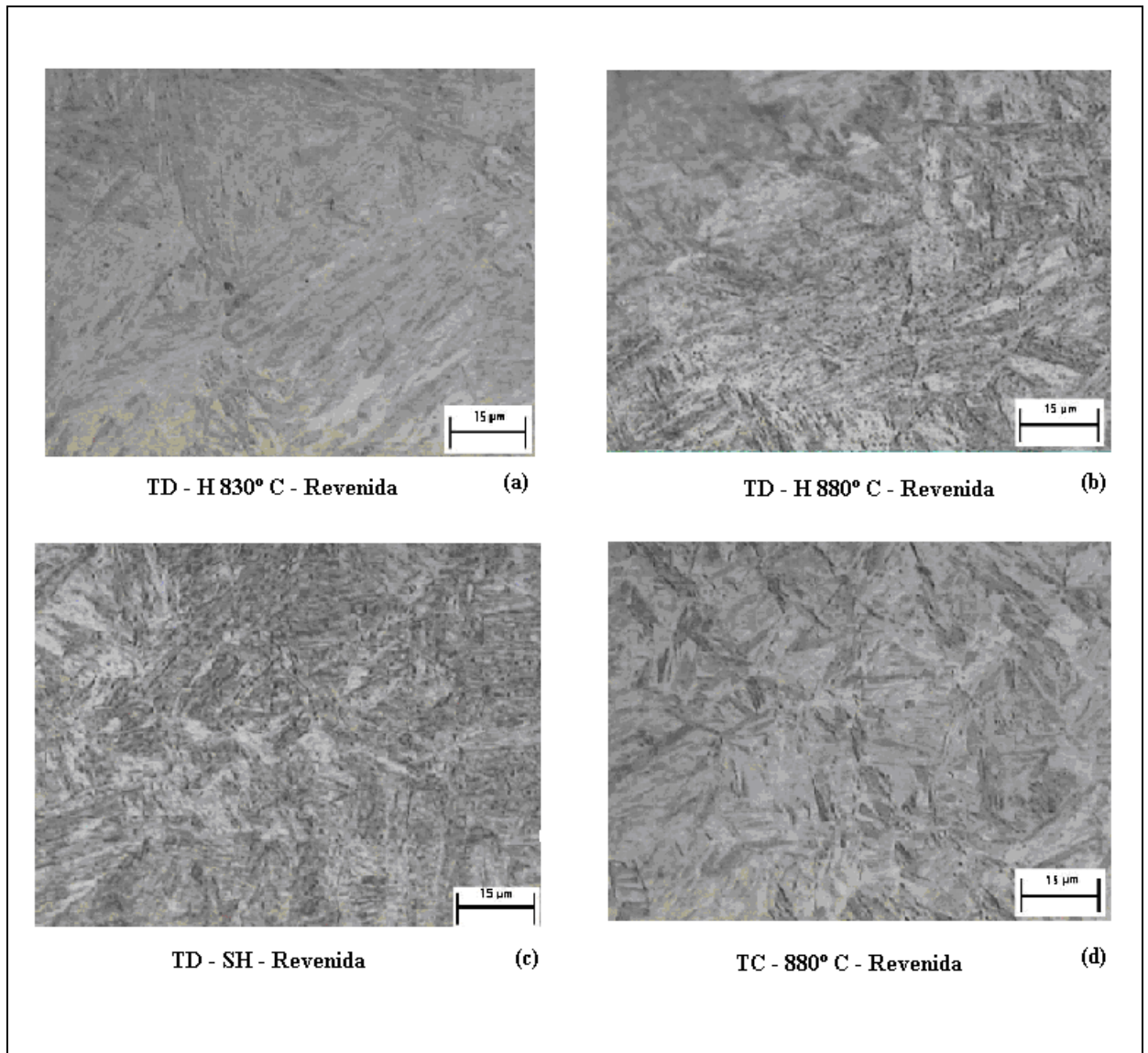


Figura 4.1 – Microestrutura observada por microscopia ótica das quatro condições experimentais na região 3

As figura 4.1 e 4.2(a,b,d) indicam que a microestrutura é martensita em ripas, características de martensita de aço de baixo carbono. Tal microestrutura é consistente com o tratamento sofrido (têmpera em água realizada a partir de temperatura acima de  $A_{c3} = 802^{\circ}\text{C}$ ) [apud 8].

A figura 4.1.c mostra uma microestrutura constituída predominantemente de martensita em ripas revenida, como observado para as outras condições experimentais. Entretanto, nesta amostra ainda pode-se observar pequenas quantidade de ferrita alotriomorfa de contorno de grão. Esta ferrita se formou devido à têmpera ter sido realizada na região intercrítica (região bifásica constituída de austenita e ferrita). Segundo a medição superficial

de temperatura, feita por pirômetro infravermelho, a têmpera foi realizada entre 715 e 740°C, e a faixa de temperatura intercrítica para o aço estudado se encontra entre 720 e 802°C [8].

Registra-se ainda que a figura 4.1.c mostra uma baixa fração de ferrita, portanto, indicando uma alta porcentagem de austenita antes da têmpera. Tal porcentagem não era esperada, pois a faixa de temperaturas de têmpera (715 a 740 °C) situa-se na região inferior da zona crítica (720 a 802 °C) e deveria resultar, portanto, em elevada quantidade de ferrita e baixa quantidade de martensita.

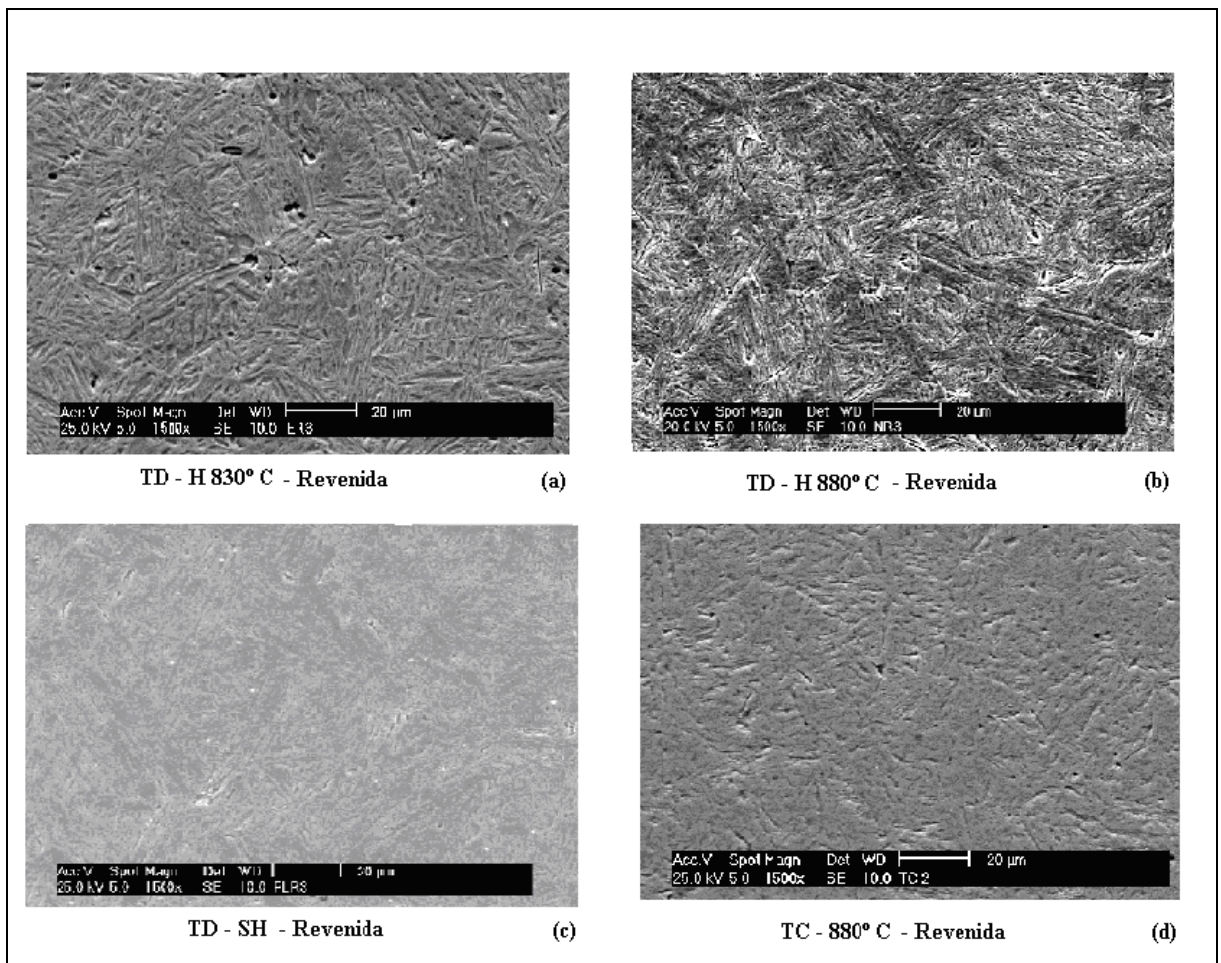


Figura 4.2 – Microestrutura observada por MEV das quatro condições experimentais na Região 3

As amostras analisadas por MEV apresentam a mesma característica das microestruturas já observadas com microscopia ótica (figura 4.1), porém não se observou a

formação de ferrita na amostra de têmpera direta sem homogeneização – TD -SH (Fig. 4.2.c). A ausência de ferrita nessa amostra pode estar relacionada ao fato de se tratar de localização diferente daquela da figura 4.1.c (embora ainda na região 3), mas novamente indica que a temperatura real de têmpera esteve acima de  $A_{c3}$  ( $802^{\circ}\text{C}$ ), não sendo consistente com o valor medido no pirômetro infravermelho ( $715$  a  $740^{\circ}\text{C}$ ). Condições no processo como carepa na superfície das amostras e ou distância do pirômetro durante a medição da temperatura podem ter influenciado na leitura da temperatura.

Finalmente, cabe destacar que as duas condições experimentais alternativas em estudo (TD – H  $830^{\circ}\text{C}$  e TD – H $880^{\circ}\text{C}$ ) apresentam microestruturas similares, na região 3 (região de trabalho), ao processo de têmpera convencional (TC –  $880^{\circ}\text{C}$ ), ou seja, martensita revenida.

#### **4.1.2 Tamanho de grão Austenítico da Região 3**

A figura 4.3 e 4.4 apresentam os resultados do tamanho de grão na região 3 de cada uma das quatro condições experimentais. Os valores médios e desvios padrões do tamanho de grão austenítico, em função das quatro condições experimentais são mostrados na tabela AI.1 do apêndice I.



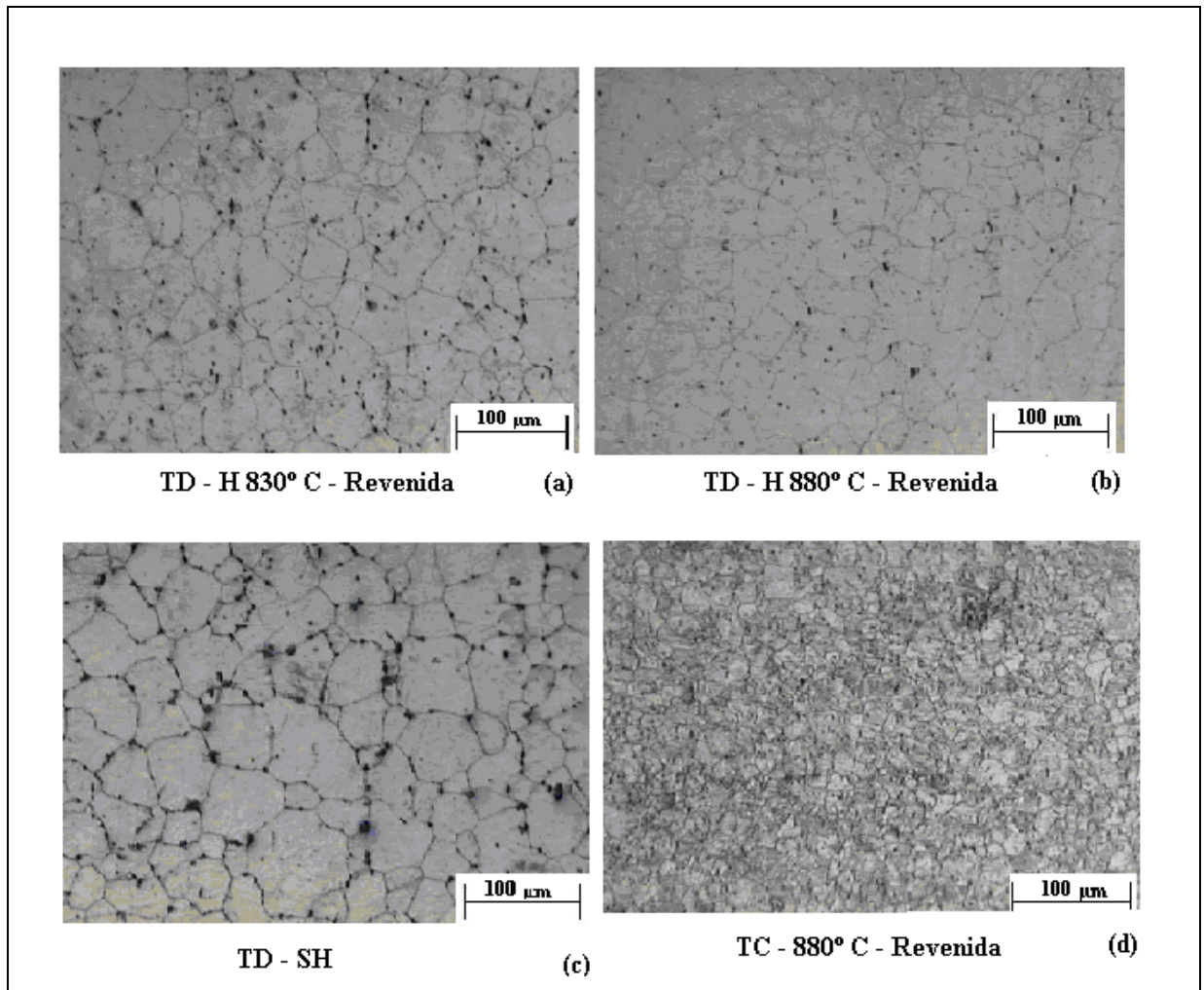


Figura 4.3 – Tamanho de grão austenítico da região 3 (temperada) para cada condição experimental

Nas figuras 4.3, 4.4 e tabela AI. 1 do apêndice I pode-se observar que os tamanhos de grãos da austenita prévia são similares, na região 3, para as três condições de têmpera direta, Figura 4.3 a, b e c, e menores para a têmpera convencional (Fig.4.3.d).

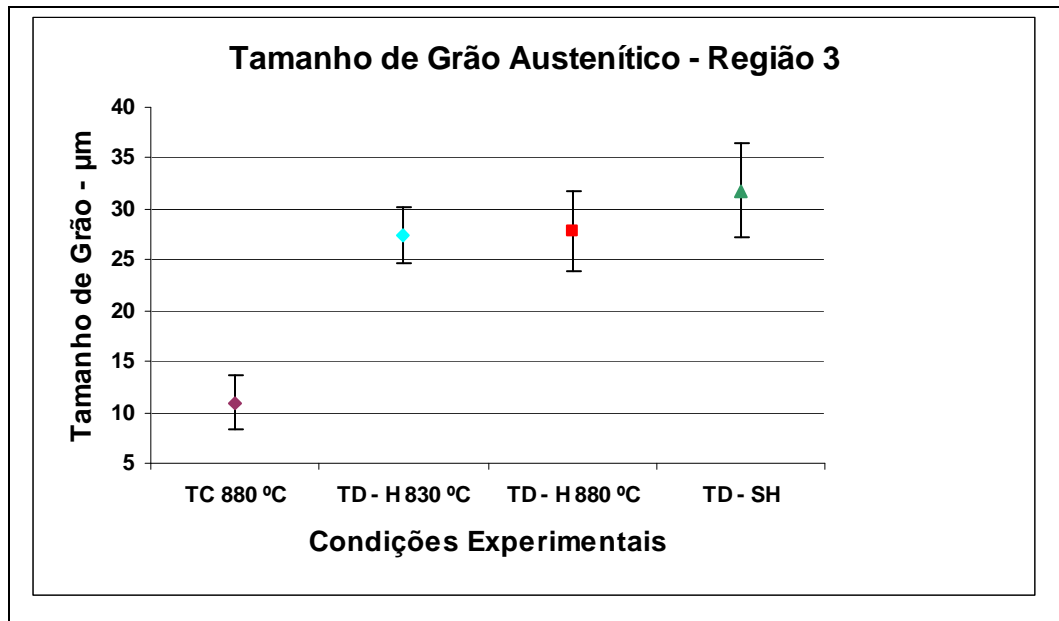


Figura 4.4 – Variação do tamanho de grão austenítico em função das condições experimentais - Região 3 (temperada)

Na Figura 4.4 pode-se observar que os tamanhos de grãos da austenita prévia nos processos de têmpera direta (média na faixa de 27 a 32  $\mu\text{m}$ ) são superiores àqueles resultantes da têmpera convencional (média de 11  $\mu\text{m}$ ).

Esta maior diferença do tamanho de grão austenítico do processo de têmpera direta a partir da laminação convencional pode ser relacionada a alta temperatura de laminação (sem controle da temperatura entre passes), onde o efeito do boro e dos outros elementos liga em solução pouco contribuíram para retardar a recristalização e crescimento da austenita [8].

O menor tamanho de grão austenítico da têmpera convencional, é resultado do resfriamento (após conformação) até a temperatura ambiente e posterior reaquecimento para têmpera. A transformação de fases no resfriamento (final da laminação) e no reaquecimento que estão ausentes na têmpera direta refina a microestrutura e reduzem os tamanhos de grãos austeníticos da têmpera convencional, confirmando resultados observados em outros estudos [6, 8].

### 4.1.3 Análise Microestrutural da Região 2

As figuras 4.5 e 4.6 mostram as microestruturas obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura da região 2 (intermediária) para os três experimentos de têmpera direta localizada, TD – H 830° C figura (a), TD – H 880° C figura (b) e TD – SH figura (c), respectivamente. A região 2 foi mostrada esquematicamente nas figuras 3.2 e 3.11.

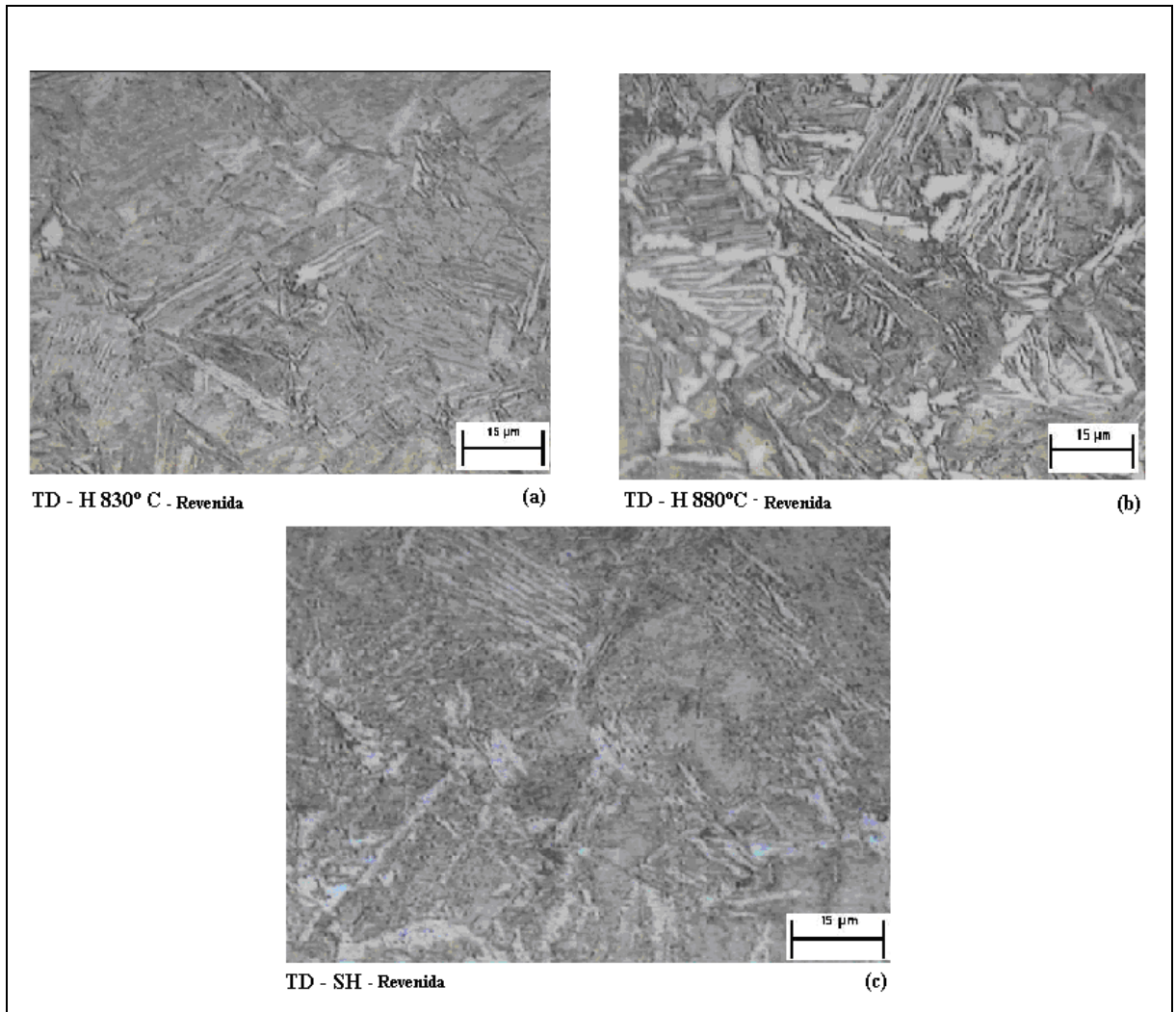


Figura 4.5 - Microestrutura observada por microscopia ótica das três condições experimentais de têmpera direta na região 2

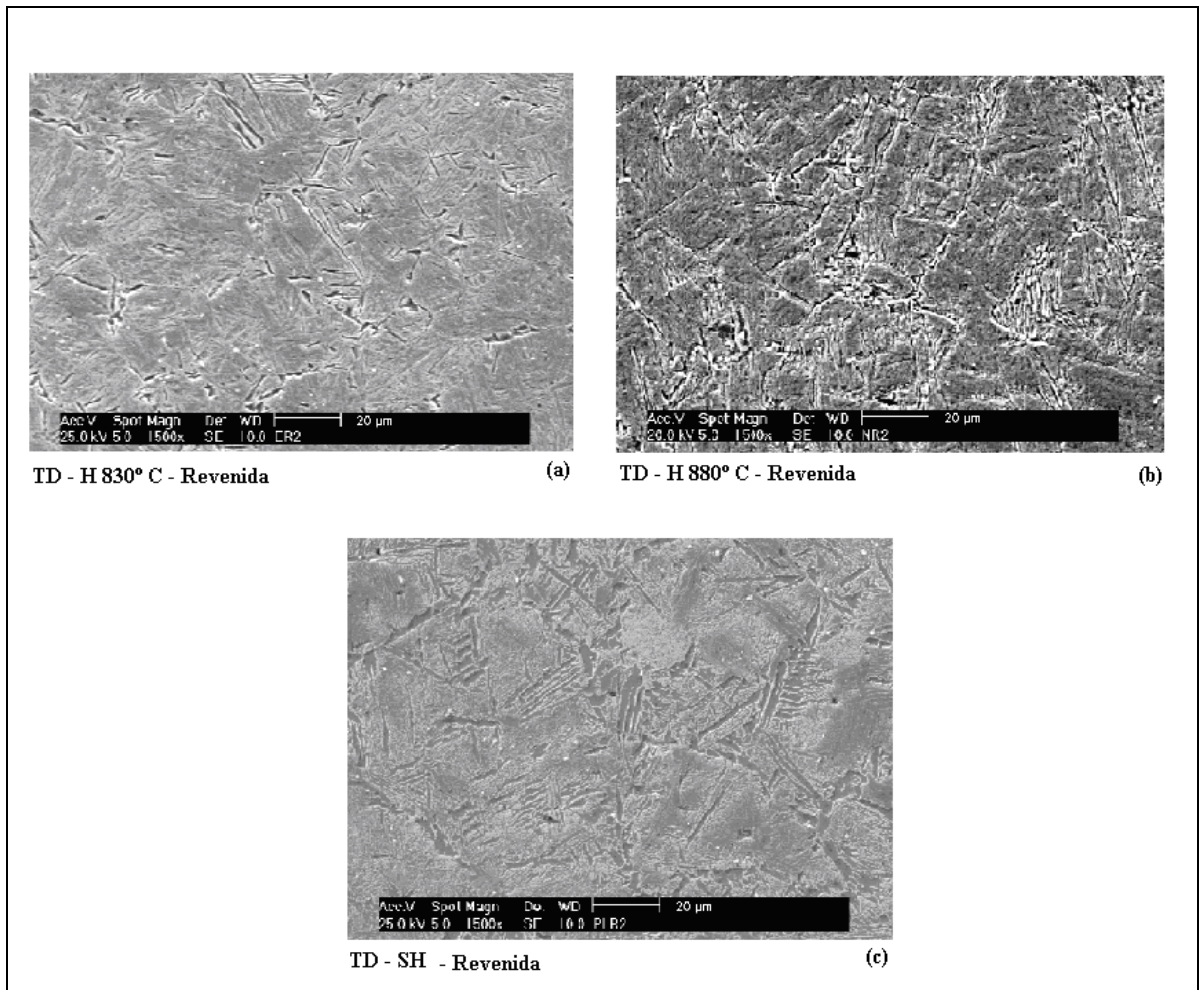


Figura 4.6 – Microestrutura observada por MEV das três condições experimentais de têmpera direta na região 2

Para os três experimentos com têmpera direta localizada nessa região 2 foram observadas microestruturas contendo ferrita e mistura de bainita e martensita. Esse tipo de microestrutura também foi observado por outros autores [1, 63], em experimentos semelhantes ao estudado. A transformação microestrutural nessa região (2) foi influenciada pela variação da velocidade do resfriamento ocorrido durante os ensaios e ocasionado pela flutuação da água no tanque de processo durante os ensaios, além da variação da posição de retiradas das amostras. É válido comentar que a região 2 (intermediária) não foi submersa na água conforme mostrado esquematicamente na figura 3.3. Considerando essas variáveis durante os ensaios, não foi possível avaliar qualitativamente cada fase presente nos três experimentos de têmpera direta com homogeneização e sem homogeneização.

#### 4.1.4 Análise Microestrutural da Região 1

A figura 4.7 mostra a microestrutura obtida por microscopia ótica para os três experimentos de têmpera localizada TD – H 830° C, TD – H 880° C e TD - SH.

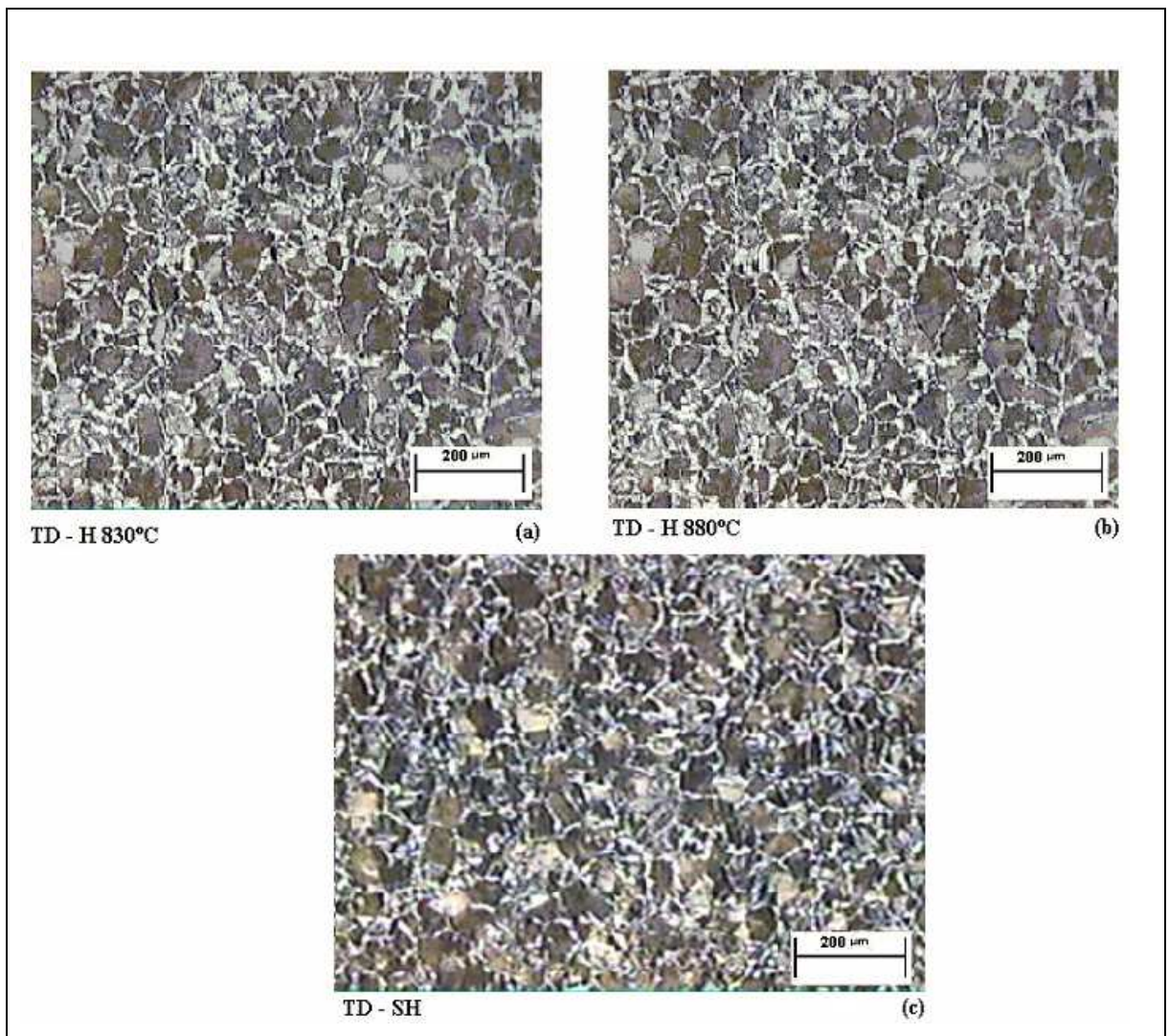


Figura 4.7 - Microestrutura observada por microscopia ótica das três condições experimentais de têmpera direta na região 1

Como mostrado na figura 3.3 a região 1, está localizada a partir de 70 mm de distância da linha d'água. Observa-se na figura 4.7 (a, b e c) que as microestruturas nessa região para os três experimentos são perlita e ferrita, estrutura típica de resfriamento lento para esse tipo de

ação [8]. A análise das microestruturas não mostrou efeito significativo das temperaturas de homogeneização na variação do tamanho dos nódulos da perlita e tamanho de grão da ferrita nos experimentos que sofreram reaquecimento (TD – H 830 e 880°C), quando comparados ao experimento sem homogeneização da temperatura (TD – SH). Cabe destacar que essa região é onde o perfil será furado e para fins de processo é interessante obter uma região mole (estrutura perlítica e ferrítica) que facilite a furação com baixo desgaste das ferramentas.

## 4.2 Propriedades Relacionadas à Resistência Mecânica

### 4.2.1 Dureza

As figuras 4.8 e 4.9 e as tabelas AI2 e AI3 – Apêndice I – mostram os perfis de dureza das amostras temperadas e revenidas ao longo dos corpos de prova. São mostradas as 3 regiões estudadas nas três condições de têmpera localizada (TD – H 830° C, TD – H 880° C e TD – SH) e na têmpera convencional – TC -880°C.

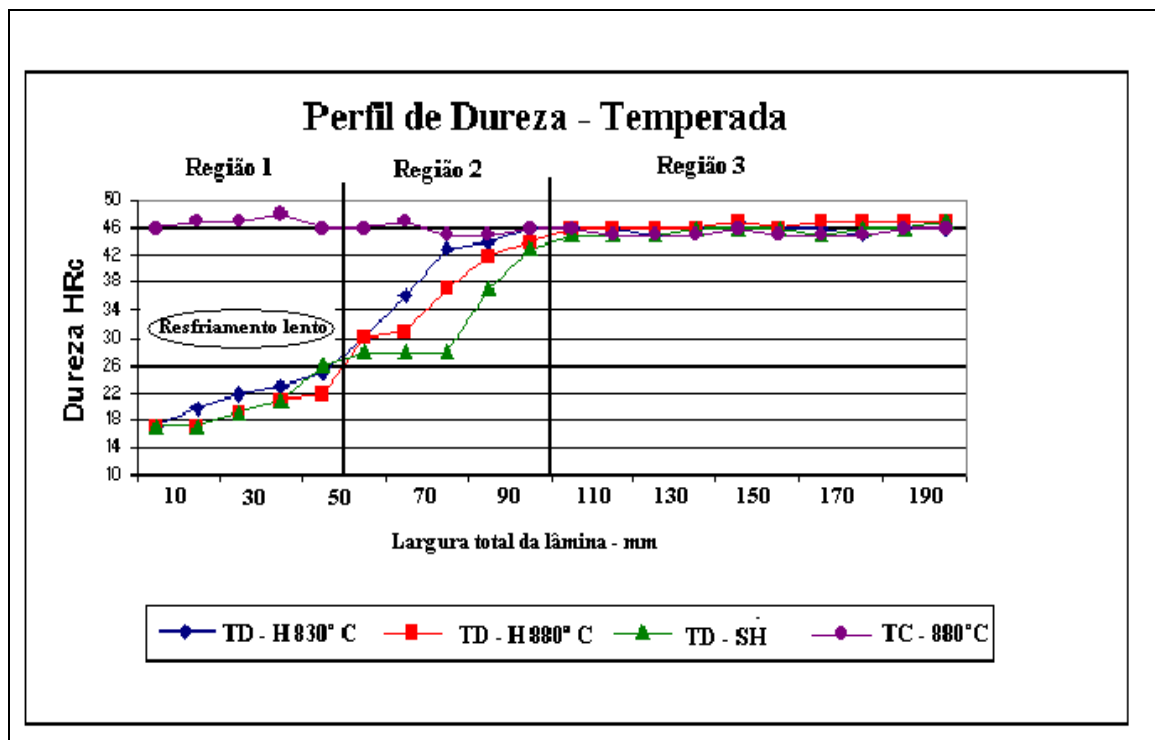


Figura 4.8 – Perfil de dureza das amostras temperadas para as quatro condições experimentais

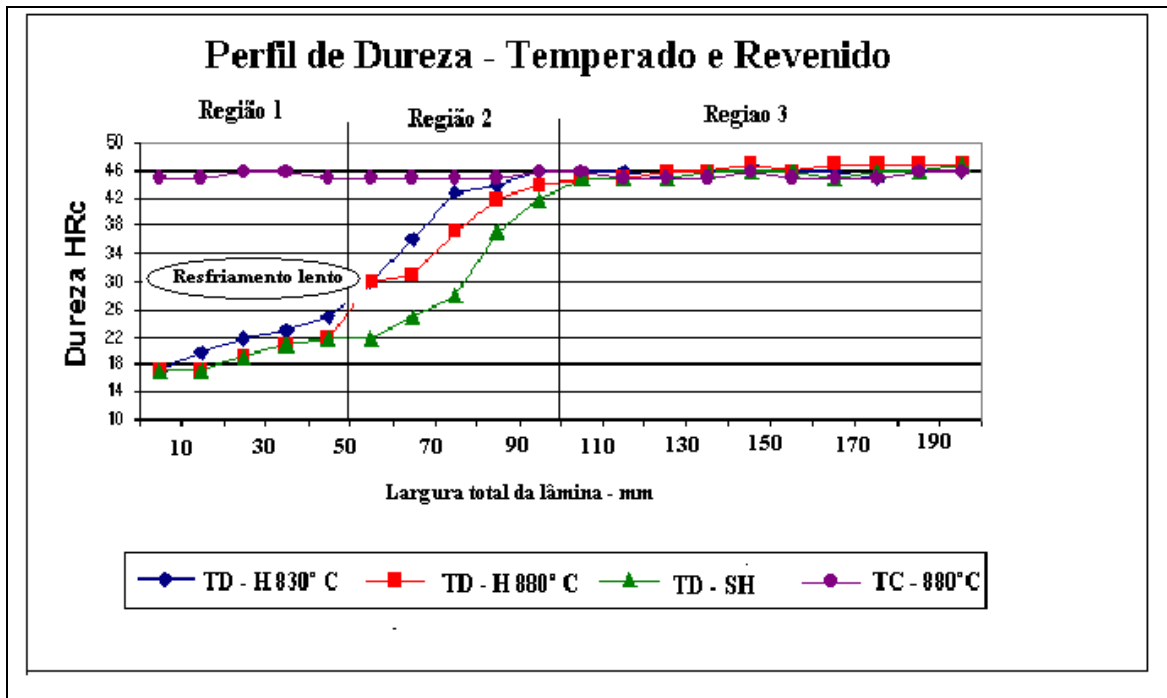


Figura 4.9 - Perfil de dureza das amostras revenidas para as quatro condições experimentais

As figuras mostraram que na região 1, nas amostras obtidas por têmpera direta localizada apresentaram dureza similares, devido ao resfriamento lento, consistente com a distância entre a linha d'água e a região analisada. A dureza nessa região está de acordo com a microestrutura analisada nessa região (perlita e ferrita), devido o resfriamento ser lento e haver maior tempo para transformação dessas fases [8, 19]. A dureza para essa região na condição de têmpera convencional (TC – 880°C) é muito maior devido à amostra (perfil) ser submetido à têmpera total em água, transformando a austenita em martensita, devido ao resfriamento rápido, tendo como resultado dureza superior. Para as condições experimentais de têmpera direta localizada é interesse que o perfil na região 1 seja mole para efetuar a furação, e se evite grandes desgastes nas ferramentas durante a operação de furação, conforme já foi mencionado.

A região 2 (intermediária), para as condições de têmpera direta apresentam durezas que decrescem com o aumento da distância da linha d'água. A variação da dureza nos experimentos de têmpera direta está associada à variação na velocidade de resfriamento durante os ensaios, devido a flutuação da água no tanque de ensaio. A dureza em toda extensão dessa região ficou entre 26 e 46 HRC para as condições de têmpera direta. A variação da dureza nessa região para essas condições é devido a variação na percentagem das fases presentes, devido ao resfriamento, como já mencionado. Foi observado nas figuras 4.5 e

4.6 microestruturas contendo ferrita e mistura de bainita e martensita no mesmo ponto onde as amostras foram retiradas, podendo-se dizer que em toda a extensão dessa região, através da variação da dureza analisada, haverá também diferentes percentagens de fases transformadas dependendo onde a amostra for retirada para se analisar a microestrutura.

Comparando a dureza da têmpera convencional (TC 880°C) com as condições de têmpera direta para região 2, a dureza na têmpera convencional, há uniformidade em toda extensão, cerca de 46 HRc. Na têmpera convencional todo o perfil é temperado, gerando uma microestrutura martensítica, diferente das condições de tempera direta que resultaram em variações no resfriamento formando ferrita e mistura de bainita e martensita ao longo dessa região.

A região 3 para as condições experimentais de têmpera direta localizada são similares a dureza da condição de têmpera convencional. o que era esperado para o aço 15B28 estudado [8, 58], e a microestrutura obtida. Conforme visto na figura 4.1 c, referente ao experimento de têmpera direta sem homogeneização da temperatura (TD –SH), a baixa fração de ferrita alotriomorfa de contorno, não afetou a dureza, confirmando a alta percentagem de austenita antes da têmpera e maior percentagem de martensita que resulta-se durezas similares aos outros experimentos de têmpera direta e convencional. Os resultados de dureza para as condições de têmpera convencional e direta já haviam sido observado em outros estudos [8, 58] para esse tipo de aço, quando se obtém estrutura martensítica.

Como observado nas figuras 4.8 e 4.9 na região 3, não houve redução significativa da dureza quando as amostras foram revenidas a 250° C por 80 min. Nessas condições (temperatura e tempo) de revenimento para o aço estudado (15B28), provavelmente não que tenha ocorrido a decomposição suficiente da martensita( ferrita e cementita) que resultasse na redução da dureza, conforme também observado em outros estudos [8, 20, 19, 25].



#### 4.2.2 Limite de Resistência

A figura 4.10 e tabela AI4 - Apêndice I apresentam os resultados de limite de resistência das três condições de têmpera direta localizada e para a condição de têmpera convencional, nas três regiões de ensaio.

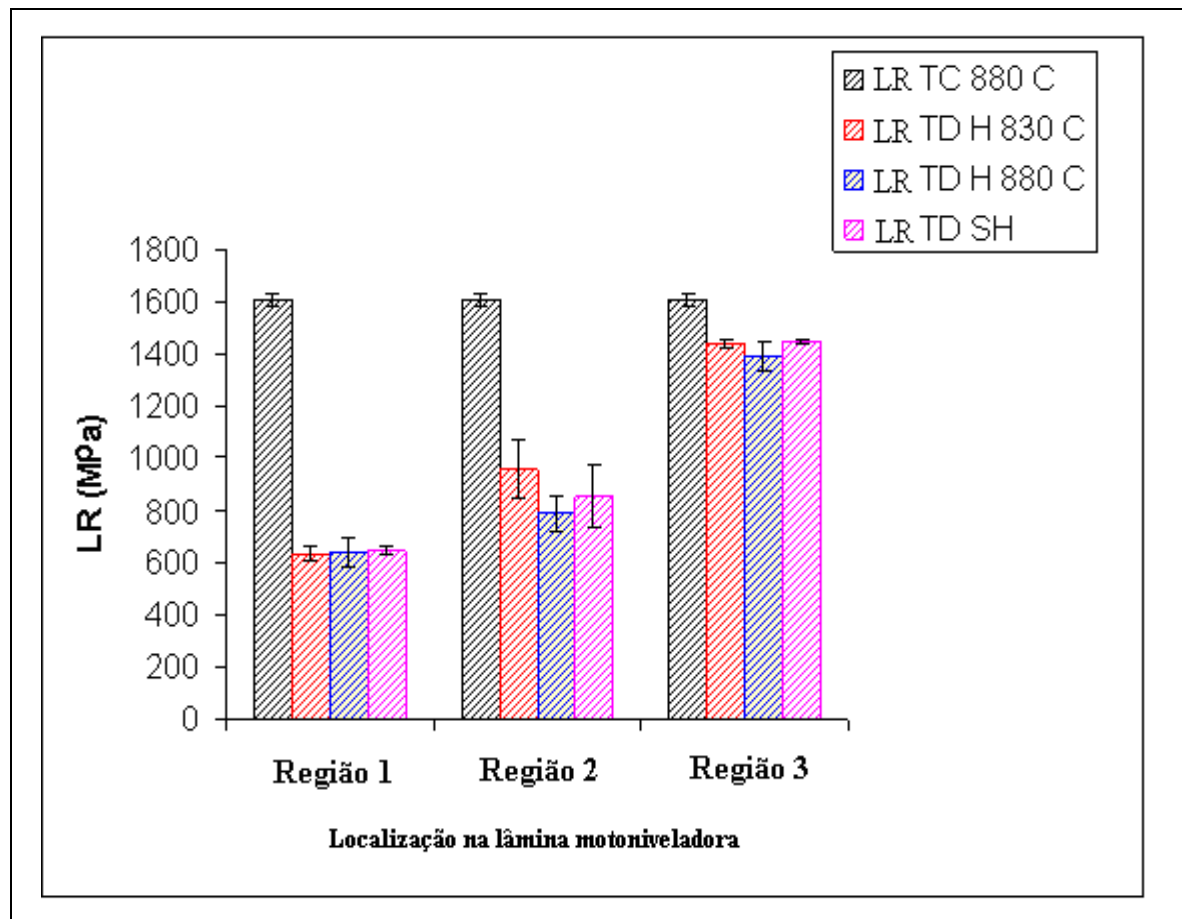


Figura 4.10 – Variação dos limites de resistência nas três regiões de ensaio para as quatro condições experimentais

A figura 4.10 mostra que os valores de limite de resistência na região 1 (furação) para as três condições de têmpera direta foram basicamente iguais com baixa dispersão nos resultados (cerca de 600 MPa), indicando que não houve efeito da temperatura de ensaio na transformação das microestruturas e baixa variação na percentagem de ferrita e perlita – Figura 4.7. É coerente que a condição de têmpera convencional (TC- 880° C) apresente maior limite de resistência para essa região 1 (1600 MPa) em relação às condições de têmpera direta, porque a amostra obtida na têmpera convencional foi temperada por inteiro após a

reaustenitização, resultando em uma estrutura martensítica e que conseqüentemente apresenta maior resistência em relação as amostras que sofreram resfriamento lento gerando estrutura ferrítica/perlítica.

A região 2 apresentou para as três condições de têmpera direta localizada maior limite de resistência (entre 780 e 950 MPa) que a região 1 (600 MPa), associando-se os resultados ao maior resfriamento e a microestrutura gerada, ferrita e mistura de bainita e martensita, conforme mostrado nas figuras 4.5 e 4.6.

Observa-se ainda na região 2, uma pequena tendência a dispersão dos resultados de limite de resistência, quando comparado às demais regiões, possivelmente devido a diferença de velocidade de resfriamento (flutuação da água) que interferiu na transformação das fases nessa região. Com a flutuação da água e conseqüentemente a variação da velocidade de resfriamento houve interferência nos resultados de ensaios de tração devido a formação microestrutural.

Essa tendência na dispersão também foi observada para a região 2 nos resultados de dureza, nas três condições de têmpera direta (figuras 4.8 e 4.9), Como já mencionado, na têmpera convencional os resultados de limite de resistência não variam nas três regiões de ensaio, por se tratar de têmpera total.

Na região 3 os resultados de limite de resistência para as condições experimentais de têmpera direta, apresentaram valores muito próximos, entre 1400 a 1450 MPa, valores esperados para esse tipo de aço após a têmpera e revenimento. Como visto anteriormente, a microestrutura gerada para as três condições de têmpera direta nessa região é martensita revenida (figura 4.1), com exceção da condição TD –SH, que também apresentou ferrita alotriomorfa de contorno de grão, observa-se que a ferrita alotriomorfa não afetou significativamente o limite de resistência, nem a dureza nessa região, conforme mostrados anteriormente. Na condição de têmpera convencional, como visto, a dureza apresentou valores similares às condições de têmpera direta, porém o limite de resistência obtido foi superior (1600 MPa), o que justifica que a resistência é mais sensível ao refino da microestrutura e ou tamanho de grão austenítico do que a dureza obtida.

É importante citar, que existe grande dificuldade em realizar uma análise quantitativa dos fatores que influenciam a resistência da martensita, principalmente porque ela não pode se descrita por um único efeito, mas, por uma combinação de vários fatores principais, associados com um número adicional de efeitos menores [1].

Embora, haja a tendência da condição de têmpera convencional resultados limite de resistência maior que as outras condições de têmpera direta, esses valores estão dentro da

faixa de especificação para esse aço, quando aplicado para fabricação de laminas motoniveladoras pela METISA.

### 4.2.3 Limite de Escoamento

A figura 4.11 e tabela AI5 – Apêndice I apresentam os resultados de limite de escoamento para as três condições de têmpera direta e para a condições de têmpera convencional, nas três regiões de ensaio.

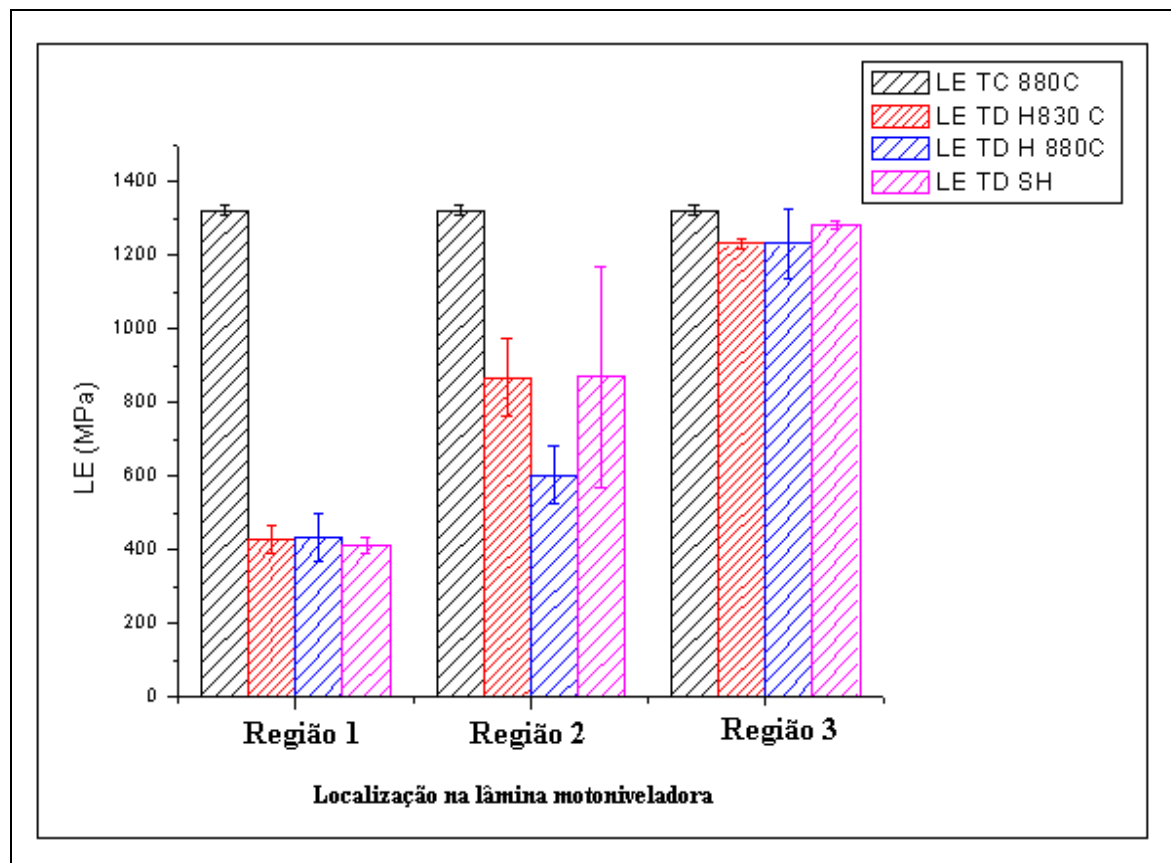


Figura 4.11 – Variação dos limites de escoamento em função das três regiões de ensaio para as quatro condições experimentais

A figura 4.11 mostra que os resultados do limite de escoamento para a amostra submetida a têmpera convencional foram iguais para as três regiões (cerca de 1322 MPa), devido a ter-se têmpera total em todo o corpo do perfil.

A região 1 foi a que apresentou menor limite de escoamento e valores aproximados para as amostras obtidas por de têmpera direta, com baixa dispersão nos resultados o que é coerente como as microestrutura obtidas (ferrita e perlita) devido ao resfriamento lento desta região.

A região 2 apresentou, para os três casos de têmpera direta localizada maior limite de escoamento (entre 600 e 860 MPa). A região 2 apresentou para as três condições de têmpera direta maior dispersão dos resultado, que também estão associados as fatores já discutidos anteriormente na dispersão dos resultados de limite de resistência.

Sendo que, os maiores valores de limite de escoamento obtidos nas condições de têmpera direta na região 2 em relação a região 1 para as mesmas condições, estão associados a maior velocidade de resfriamento na região 2, que resultou microestruturas contendo ferrita e mistura de bainita e martensita, e na região 1 ferrita e perlita (resfriamento lento) que confere menor limite de escoamento.

A região 3 apresentou elevado limite de escoamento ( 1230 a 1322 MPa), nas quatro condições experimentais. Os valores de tamanho de grão austenítico obtidos nas condições de têmpera direta apresentaram maiores valores (27 a 32  $\mu\text{m}$ ) em relação à têmpera convencional (11 $\mu\text{m}$ ), figuras 4.3 e 4.4, o que explica uma tendência a valores superiores para o limite de escoamento para a condição de têmpera convencional.

Em termos gerais, as condições de têmpera direta apresentaram limite de escoamento e limite de resistência ligeiramente inferior a têmpera convencional, esses resultados foram associados as diferenças nos tamanho de grão austenítico e melhor refino da microestrutura [24, 41, 47, 58]. Apesar dessa tendência, a dureza encontrada na região 3 para as quatro condições experimentais apresentaram similaridade mesmo havendo uma pequena presença de ferrita alotriomorfa de contorno de grão na condição TD – SH.

#### 4.2.4 Redução de Área e Alongamento

Nas figuras 4.12, 4.13 e tabelas AI6 e AI7 – Apêndice I são apresentados os resultados de redução de área e alongamento, respectivamente, para as quatro condições experimentais nas três regiões de ensaio.

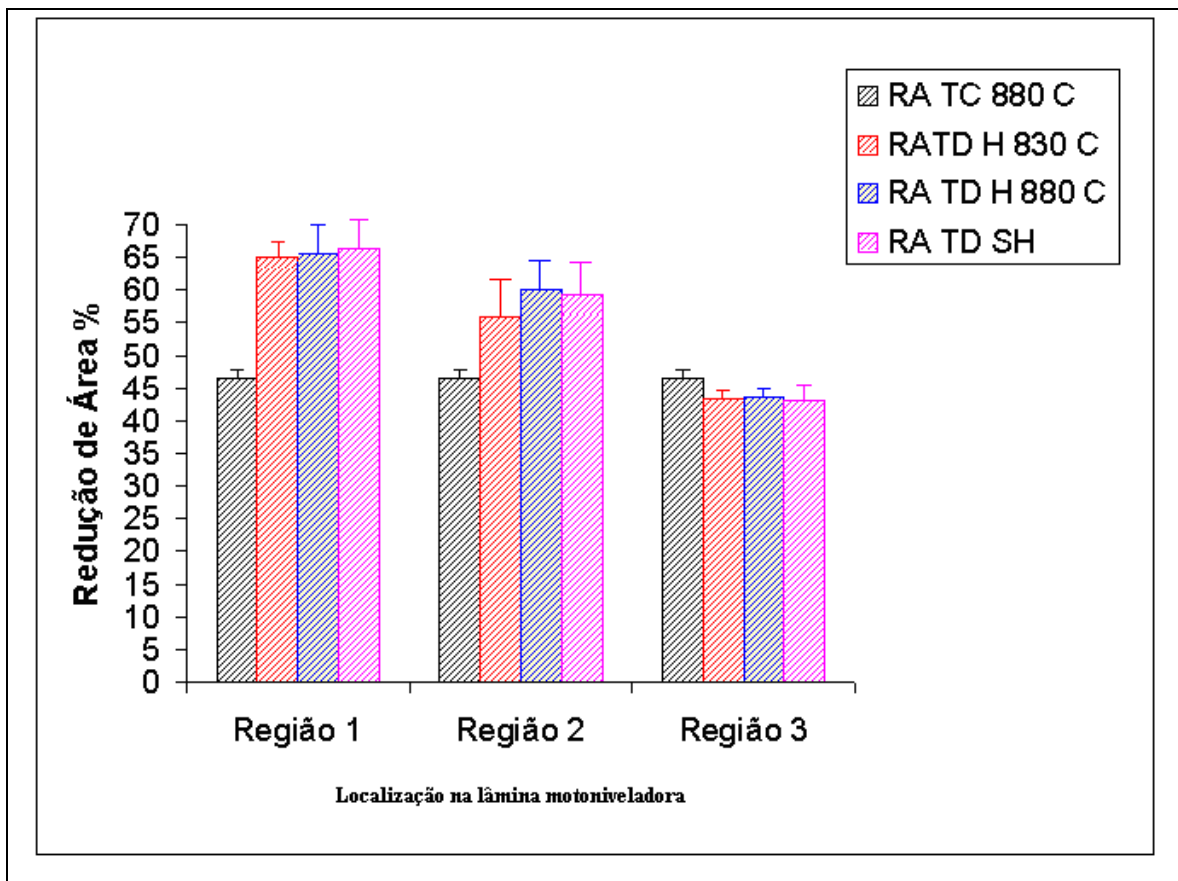


Figura 4.12 – Resultados da redução de área para as três regiões de ensaio para as quatro condições experimentais

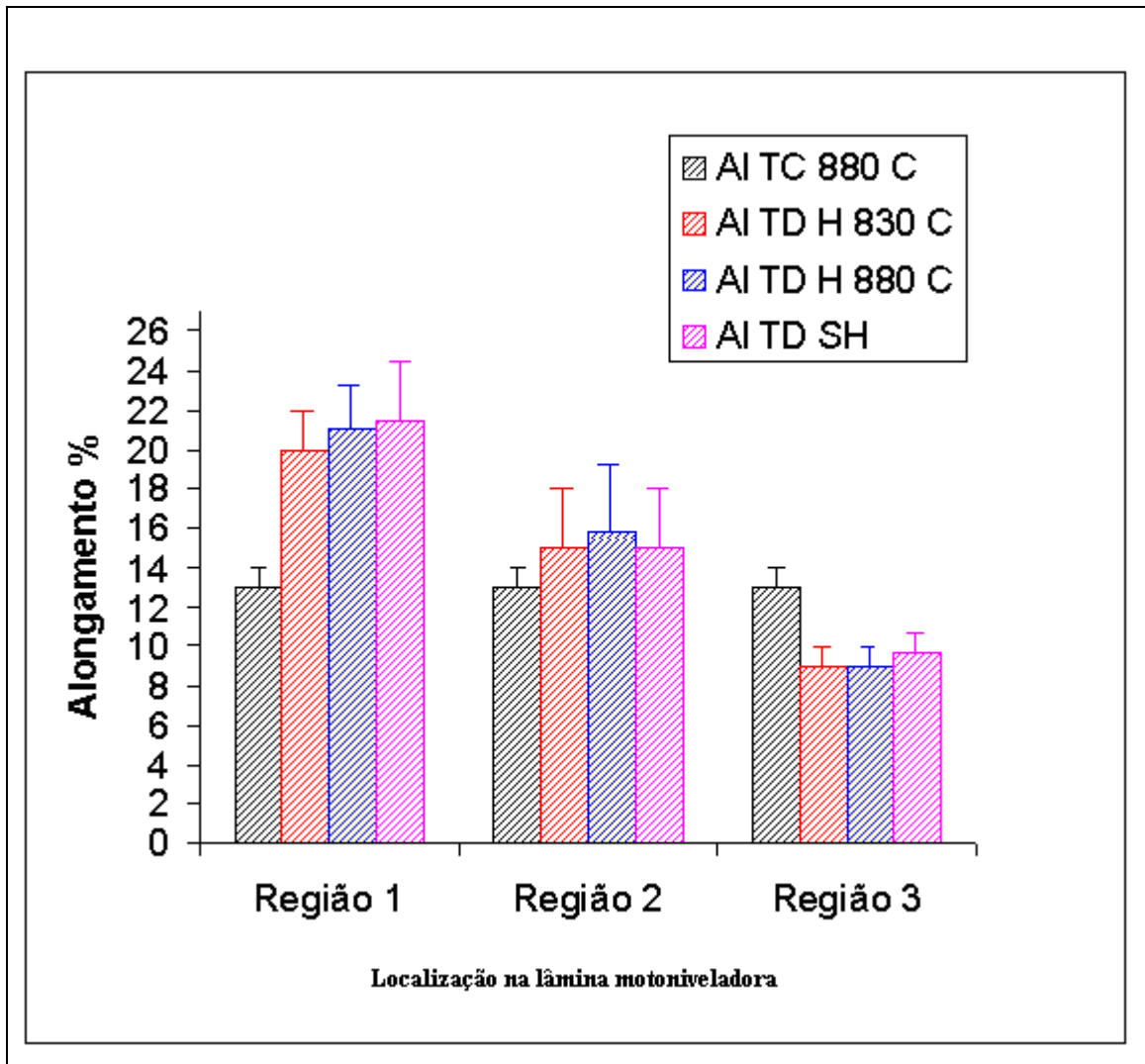


Figura 4.13 – Resultados de alongamento para as três regiões de ensaio para as quatro condições experimentais

Na figura 4.12 observou-se que a região 3 apresentou níveis similares de redução de área (43%) para as condições de têmpera direta localizada e valores resultantes da têmpera convencional (46%). Na figura 4.13 ainda para a região 3, o alongamento para as condições de têmpera direta localizada também apresentaram níveis similares (9%) e para têmpera convencional (13%). A ligeira tendência das amostras da condição de têmpera convencional apresentar maior redução de área e maior alongamento é atribuído ao refino da microestrutura [23].

A região 2 para as condições experimentais de têmpera direta apresentaram níveis de redução de área similares (entre 55 e 60 %) e são maiores que na têmpera convencional (46%) para essa região. Os resultados de alongamento também apresentaram uma ligeira tendência a ter maiores valores para as condições de têmpera direta (entre 15 e 16 %) e (13%) para a condição de têmpera convencional. Tais resultados estão associados aos tipos de microestruturas obtidas nos experimentos. As microestruturas das condições de têmpera direta obtidas foram de ferrita e mistura de bainita e martensita (figuras 4.5 e 4.6) com menor dureza, enquanto que na condição de têmpera convencional, em que o perfil foi temperado por inteiro, obteve-se martensita com durezas superiores (figura 4.9).

A região 1 apresentou maiores valores na redução de área (66 %) e alongamento (20 %) para as condições de têmpera direta localizada em relação a têmpera convencional (46%) e (13%) respectivamente. Pois, no primeiro caso o resfriamento lento resultou em microestrutura de ferrítica/perlítica (figura 4.7), com menor dureza, enquanto na têmpera convencional a microestrutura é martensita revenida apresentada nas figuras 4.1 e 4.2.

Em termos gerais, as ductilidades analisadas a partir da redução de área e alongamento, para as três condições experimentais de têmpera direta localizada nas três regiões de ensaio, não tiveram variações significativas, apresentando valores similares, o que leva dizer que as condições em que os experimentos foram submetidos (têmpera direta após a laminação e com reaquecimento após a laminação seguido de têmpera), não influenciaram significativamente na ductilidade. E quando comparada as condições de têmpera direta com a têmpera convencional, na região comum entre os quatro experimentos (região 3), há uma pequena tendência da condição de têmpera convencional apresentar melhor ductilidade que as condições de têmpera direta, associado ao refino da microestrutura.

#### 4.2.5 Tenacidade

Os resultados de tenacidade estão na tabela AI8 – Apêndice I e ilustrados na figura 4.14 para as regiões 1 e 3 do perfil nas quatro condições experimentais. Lembrando que no planejamento dos ensaios (figura 3.4), foi estabelecido que os ensaios de impacto só fossem realizados nas regiões 1 e 3. A região 1 onde o perfil sofrerá a furação (redonda e quadrada) e fixação na motoniveladora e a região 3 por ser uma região onde o perfil sofrerá maior impacto e desgaste durante a utilização.

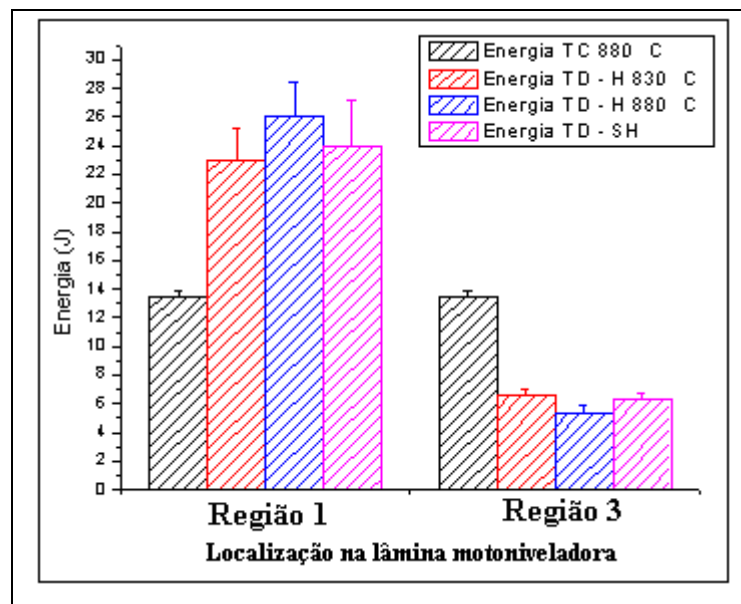


Figura 4.14 – Resultados da energia absorvida (Ensaio Charpy) nas regiões 1 e 3 para as quatro condições experimentais

A figura 4.14 mostra que a região 1 possui maior tenacidade (23 a 26 Joules) nas condições experimentais de têmpera direta, esse resultado está associado ao tipo de microestrutura obtida, como já discutido anteriormente.

A energia observada no impacto na região 3 dos experimentos de têmpera direta localizada (cerca de 6 Joules, figura 4.14) é inferior ao da têmpera convencional (13,5 Joules, figura 4.14), embora esta mesma região 3 tenham dureza similares (cerca de 46 HRc, figura 4.9), limites de escoamentos (cerca de 1300 MPa, figura 4.11), limite de resistência entre (1400 a 1600 MPa, figura 4.10) e redução de área (43 a 46 %, figura 4.12) e alongamento (cerca de 9%, figura 4.13) similares.



A menor tenacidade obtida na região 3 (região de desgaste) nos processos de têmpera direta localizada, está associada ao aumento do tamanho do grão austenítico. Desta forma, os resultados de tamanhos de grão austeníticos obtidos nas condições de têmpera direta (figura 4.3 a, b e c), a partir de grãos não recristalizados (maiores), influenciam na tenacidade, o que é coerente com os resultados, maior tamanho de grão, menor tenacidade. Para a condição de têmpera convencional, o menor tamanho de grão (figura 4.3 d) e maior tenacidade, estão associados ao refino dos grãos durante a reaustenitização, onde os elementos de liga presentes tendem a segurar o crescimento de grão durante a reaustenitização.

#### 4.2.6 Comentários Gerais

A figura 4.15 agrupa parte dos resultados anteriormente apresentados, incluindo o tamanho de grão austeníticos da região 3 (figura 4.14 d).

Na figura 4.15 observa-se que na região 3, há tendência do limite de escoamento ser superior na condição de têmpera convencional, cerca 100 MPa (figura 4.15 a), essa mesma tendência observa-se também na redução de área (elipse da figura 4.15 b) e energia absorvida (figura 4.15 c), com tamanho de grão também menor para a condição de têmpera convencional (figura 4.15 d).

As durezas na região 3 foram similares para as quatro condições experimentais (figura 4.9).

Sabe-se que o tamanho de grão austenítico influencia na dureza, limite de escoamento, limite de resistência e tenacidade [41, 47, 58]. Para os quatro experimentos, as propriedades mecânicas obtidas para fins de aplicabilidade, atende os requisitos solicitados na aplicação desse perfil como lâmina de desgaste, porém para os experimentos de têmpera direta na região 3, as tenacidades obtidas a partir dos ensaios Charpy, compromete o desempenho do produto e sai fora da especificação praticada na METISA de no mínimo de 12 Joules.

Tal aspecto merece maior investigação, em futuros trabalhos de investigação através de laminação controlada e alteração na composição química, a fim de reduzir o tamanho de grão austeníticos e melhorar a tenacidade.

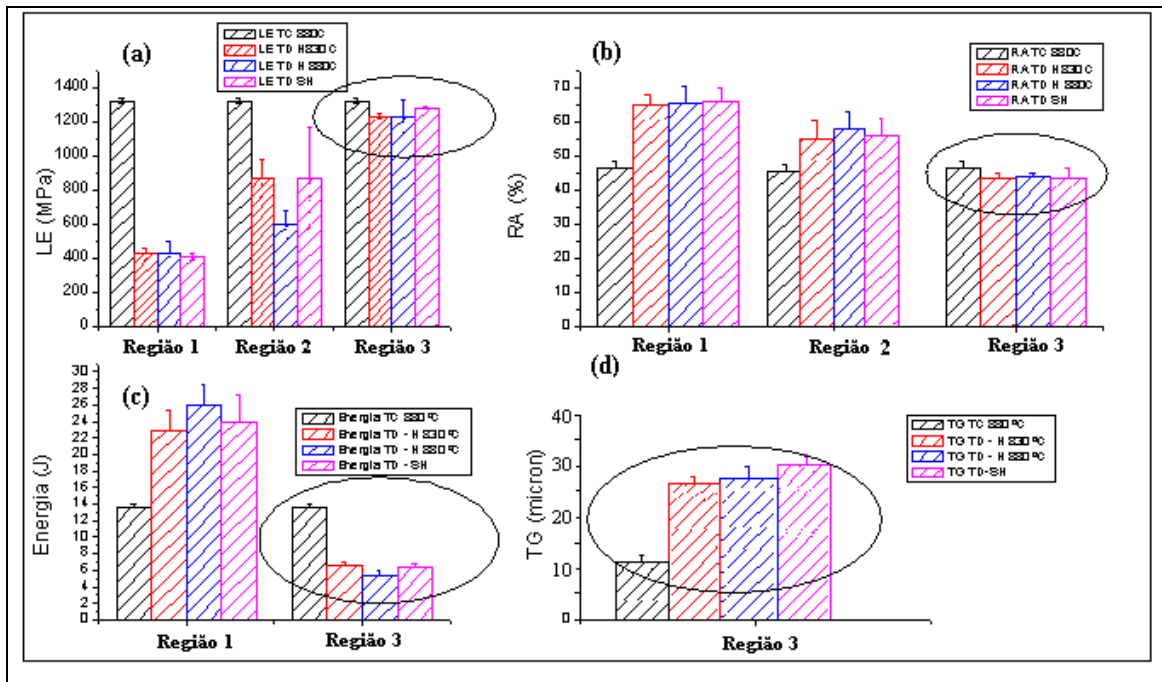


Figura 4.15 – Resultados que influenciam na aplicação do produto final

## CAPITULO 5

### CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos conclui-se que nas condições de têmpera direta localizada não houve variação significativa nas propriedades mecânicas, dureza e microestruturas quando comparadas as regiões 1 para as condições de têmpera direta localizada com reaquecimento (830 e 880°C) com a têmpera direta após a laminação sem reaquecimento (homogeneização). Ambas as condições apresentaram ferrita e perlita.

Para fins de produtividade e melhor desempenho do produto durante a aplicação, a microestrutura obtida na região 1 (ferrita e perlita) nas condições de têmpera direta, desempenha propriedades adequadas, pois a menor dureza obtida nessa região, evitaria maiores desgastes das ferramentas de furação (punção e brocas) no processo de acabamento, e a alta tenacidade e ductilidade obtida, evitaria trincas nos furos durante a utilização da lâmina, sabendo-se que essa região é onde a lâmina é fixada na motoniveladora e a furação (redonda e quadrada) é propícia para propagação de trincas, devido aos impactos que a lâmina é submetida durante a utilização.

A região 2 para as condições de têmpera direta, apresentou dispersão nos resultados de tração (limite de escoamento e resistência) e dureza. A microestrutura observada para as três condições de têmpera direta foi ferrita e mistura de bainita e martensita, embora não efetuado a quantificação de cada fase presente, essas influenciaram na dispersão dos resultados. Essa dispersão foi atribuída à variação na velocidade de resfriamento provocado pela flutuação da água durante os ensaios de têmpera, que interferiu na transformação e na quantidade de cada fase nos experimentos de têmpera direta. Embora, tenham ocorrido dispersões nos ensaios de limite de escoamento, limite de resistência e dureza, a redução de área e alongamento que determina a ductilidade manteve-se similares em ambas as condições de têmpera direta.

Vale a pena lembrar, que para fins de aplicabilidade do produto final, a região 2 (intermediária) da lâmina, não sofrerá grandes solicitações mecânicas por se tratar de uma região que fica entre a região 3 (contato direto com o solo) e a região 1 (furação). A região 3, é a única região comum para a condição experimental de têmpera convencional. Lembrando que a condição de têmpera convencional, o perfil foi temperado por inteiro, não apresentando

as regiões 1 e 2 comuns às condições de têmpera direta que apresentaram microestruturas, propriedades mecânicas e dureza diferentes, conforme visto nos resultados.

Na região 3 a têmpera convencional ( TC – 880° C) e as de têmperas diretas (TD – H 830° C e TD – H 880° C) apresentaram microestrutura martensíticas e na condição de TD – SH apresentou além de martensita baixa fração de ferrita alotriomorfa. A dureza nessa região para os quatro experimentos foram similares (46HRC) indicando que a baixa fração de ferrita alotriomorfa na condição de têmpera direta sem homogeneização TD–SH, não foi significativa para afetar a dureza. Apesar das durezas terem apresentado similaridade entre os experimentos, o resultado de limite de resistência para as condições de têmpera convencional foi superior (1600 MPa) em relação condições de têmpera direta (entre 1400 e 1450 MPa) o que é associado a um melhor refino da microestrutura corrido na condição de têmpera convencional.

O limite de escoamento na condição de têmpera convencional também foi superior (cerca de 1320 MPa) quando comparados as condições de têmpera direta (cerca 1230 MPa) na região 3, o que foi associado ao refino da microestrutura e menor tamanho de grãos austenítico obtido na condição de têmpera convencional (11  $\mu\text{m}$ ) e maiores para a têmpera direta entre (27 e 31  $\mu\text{m}$ ).

A ligeira tendência de melhor ductilidade ( redução de área 46%, alongamento, 13%) e melhor tenacidade (13,5 Joules) obtida na têmpera convencional também estão associadas ao melhor refino da microestrutura e grão austenítico.

Em termos gerais foi possível estudar e avaliar as rotas alternativas propostas para a fabricação de lâminas motoniveladoras, mediante a têmpera direta localizada que resultam em valores com dispersão similares para a três condições de têmpera direta nas regiões 1, 2 e 3 o que leva a concluir que não houve grandes influências das temperaturas de homogeneização (reaquecimento) nas propriedades obtidas nessas regiões. Mas quando comparados os resultados das condições de têmpera direta com a condição de têmpera convencional na região 3, os valores das propriedades mecânicas são superiores para o limite de resistência, limite de escoamento, ductilidade, embora que, para fins de aplicabilidade do produto no mercado, os valores são aceitáveis, sendo preocupante a tenacidade (cerca de 6 Joules) para as condições de têmpera direta, o que leva a indicar outros estudos afim de melhorar essa propriedade, podendo ser através da composição química e controle na laminação.

## SUGESTÕES

Estudar os processos de têmpera direta em lâminas, utilizando o aço 15B28, em diversos graus de deformação na região de não recristalização da austenita, a fim de correlacionar o grau de deformação com os parâmetros microestruturais e propriedades mecânicas. No estudo realizado, não foi avaliado a influência da deformação da austenita na microestrutura e nas propriedades mecânicas; outros estudos mostraram [1, 16], que as modificações microestruturais induzidas pela deformação tiveram efeitos sensíveis nas propriedades do material. Devendo-se, portanto nos próximos estudos, avaliar o efeito da deformação do aço estudado, principalmente a influência na tenacidade desse material.

- Estudo da têmpera direta localizada a partir da laminação controlada utilizando aços com composição química modificada, contendo elementos retardadores (Ex.: Nb) da recristalização da austenita durante a deformação, a fim de se obter menor tamanho de grão austenítico e melhorar as propriedades mecânicas de peças de desgaste fabricadas pela METISA.

- Estudar novas composições químicas e meios de troca térmica para produtos METISA, que viabilize a substituição dos aços temperados em óleo (**FENSO 39**). Atualmente uma das preocupações da METISA são as emissões dos gases ao meio ambiente e a exposição dos funcionários durante o processo de têmpera. Buscar novas alternativas de aços e meios refrigerantes (Ex.: polímeros), associando a qualidade do produto e a qualidade ambiental. Essa é uma tendência que cada vez mais está sendo exigida pelas entidades governamentais e pelo mercado consumidor.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - OLIVEIRA, C. A. S.; **Têmpera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas**. 1994. 245F. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro;
- [2] - KOZASU, I.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steel and Other Metal, Thermec 88**, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 420 (1988);
- [3] - DHUA, S. k.; MUKERJEE, D. SARMA, D. S. **Metallurgia and Materials Transction A: Physical Metallurgy and Materials Science**, Minerals, Metals and Materials Society, v 34, n 2 February, 2003, p 241-253;
- [4] - TEOH, L. L. **Journal of Materials Processing Technology** 48 (1995) 475-481;
- [5] - LOURENÇO, N. J.; **Estudo da Transformação de um Aço Microligado ao Vanádio na Região de Transição de Fase**. 2001 131F. Tese (Doutorado) – Universidades Federal de São Carlos;
- [6] - TAMURA, I.; SEKINE, H. TANAKA, T. E OUCHI, C. **Thermomechanical Processing of High-Strength low Alloy Steel**, Londres, Butterworth e Co. Ltd(1988);
- [7] - Formas geométricas e temperaturas externas do perfil estudado (lâmina), durante o processo de laminação convencional realizado na METISA- Setor de Tempos e Métodos. 2007;
- [8] - SCHMITZ, E. **Efeito dos Processos de Têmpera Direta e Convencional na Microestrutura e Propriedades Mecânicas dos aços 15B30 e 15BCr30**. 2006. 23 pag. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Santa Catarina;

- [9] - FERRER, M. H.; **Estudo das Transformações de Fase de Aços TRIP ao Si-Mn Microligado com Nb.** 2003. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo;
- [10] - OUCHI, C.; SANPEI, T. OKITA, T. e KOZASU, I.; **The Hot Deformation of Austenite**, ed. J.B. Balance, The Met. Soc. Of AIME, 316, (1977);
- [11] - BENRONG, S.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steel and Other Metal**, Thermec 88, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 412(1988);
- [12] - SMITH, Y. E. E SIEBERT, C. A; **Metall Trans.** 2, 1711, (1971);
- [13] - CAPELETTI, T. L.; JACKMANN, L. A. e CHILDS, W. J.; **Mettall. Trans.** 4 1421, (1973);
- [14] - MAKI, T.; **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 3 (1993);
- [15] - SPEICH, G. R.; CUDDY, L. J.; GORDON, C. R. E DEARDO, A. J.; **Phase Transformations in Ferrous Alloys, Proc. Of an Int. Conf.** Warrendale, TMS-AIME, 341, (1984)
- [16] - WALTER, D. J. e HONEYCOMBE. R. W. K.; **The Hot Deformation of Austenite**, ed. J.B. Balance, The Met. Sc. Of AIME, 384 (1977);
- [17] - WEISS, R. K.; THOPSON, S. W. **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 107 (1993);
- [18] - OKAMOTO, K.; YOSHIE, A.; e NAKAO, H. **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 339 (1993);
- [19] - TAYLOR K. A. e HANSEN, S. S.; **Processing of. the Institute Symp. On**

- Accelerated Cooling of Rolled Steel**, Oxford, Pergamon Press, 85, (1987);
- [20] - JONAS, J. J.; YUE, S. **Metallurgical Aspect During Hot Rollig**. In.: Curso do Instituto Argentino de Siderurgia/McGill University, 2001. Buenos Aires, Instituto Argentino de Siderurgia, Ju.(2001);
- [21] - REED-HILL, R. **Princípios de Metalurgia Física**, 2ª ed. 1982;
- [22] - CHANG, W. S. **Journal of Materials Science 37**. Pohang, Institute of Industrial Science & Technology, 1973-1979 (2002);
- [23] - COHEN, M. WAYMAN, C. M.; **Metallurgy Treaties**, Warrendale, TMS-AIME, 445,(1981);
- [24] - CALLISTER, W. D.; **Ciências e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ª ed.(2002);
- [25] - SPEICH, G. R. e LESSLIE, W. C.; **Metall Trans 3**, 1043, (1972);
- [26] - SIWECKI, T.; ZAJAC, S. e AHLBLOM, B. **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 213 (1993);
- [27] - NOVIKOV, I.; **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**. Editora UFRJ, p. 439-457,(1994);
- [28] - MORRAL, J. E. e CAMERON, T. B.; **Boron in Steel, Conf. Proc.**; Warrendale, TMS-AIME, 19, (1980);
- [29] - KAPADIA, B. M.; **Hardenability Concepts with Applications to Steel**. Warrendale, TMS-AIME, 448 (1978);
- [30] - He, X. L.; MAVROPOULOS, I. T. e Jonas J. J. **Int. Conf. On Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steel and Other Metals**.



- Thermec 88. Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 106, (1988);
- [31] - SHIKANAI, N. KURIHARA, M. e TAGAWA, H.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals**, Thermec 88, ToKio, The Iron and Steel Institute of Japan, 98 (1988);
- [32] - KAMADA, U.; KRAYASU, H. e WATANABE, S.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals**, Thermec 88, Tóquio, The Iron and Steel Institute of Japan, 337 (1988);
- [33] - TAYLOR, K. A.; HANSEN, S.S. **Metallurgical Transaction A – Physical Metallurgy and Materials Science**, TMS v 21 a n 6, Jun,(1990, p 1697-1708;
- [34] - DIONNE, S.; KRISHNADEV, M.; COLLING, L. E. e BOYD, J. D.; **Proc. of the Int. Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel**, Oxford, Pergamon Press, 71, (1987);
- [35] - PINCKERING, F. B.; **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. Londres, Applied Science Publishers, (1978);
- [36] - WEINGAERTNER, W. L.; LOPES, J. C. O. et al. **Fabricação de Rocas Internas em Buchas Escoadas. In: Seminário Nacional de Forjamento, XVI, 1996, Porto Alegre. Anais. Porto Alegre: Schaeffer, L., p. 51 -58 ( 1996);**
- [37] - DIETER, G. E.; **Metalurgia Mecânica. 2º ed. Trad.** Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, p 653 (1981);
- [38] - HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 3º ed.** Singapore: John Wiley & Sons, p. 680 (1989);
- [39] - HERNÁNDEZ, C. A.; MEDINA, S. F.; et al. **Fundamentos Metalúrgicos de**

- los Aceros Microaleados.** Ver. Metal. Madrid, (p. 369-382, 1992);
- [40] - MEYERS, M. A.; CHAWLA, K.K.; **Princípios de Metalurgia Mecânica.** São Paulo: Eggar Blücher, (p. 505, 1982);
- [41] - MARDER, A. R.; **Phase Transformation in Ferrous Alloys.** Proc. Of an Int. Conf. Warrendale, TMS-AIME, p.11-41 (1984);
- [42] - HONEYCOMBE, R. W. K **Aços – Microestrutura e Propriedades.** Traduzido por M. Amaral Fortes e A. Cabral Ferro. Lisboa: Fundação Calobre Gulbenkian, p. 348 (1982);
- [43] - MARDER, A. R.; **Structure-property relationship in Ferrous Transformation Products.** In: **Phase Transformation in Ferrous Alloys.** 1984. Warrendale. Anais. Warrendale: A. R. Marder e J. I. Goldstein, TMS-AIME, p. 11-41 (1984);
- [44] - HAASEN, P. **Physical Metallurgy.** 2º ed. Cambridge: Cambridge University Press, p. 392 (1992);
- [45] - OHMORI, Y.; OHTSUBO, H. H; et al. Morphology of bainite and widmanstätten ferrite. **Metallurgical and Materials Transaction A.** v. 25A, p. 1991 -1999, (set. 1994)
- [46] - TOWNSEND, R. D.; KIRKALDY, J.S.; **Widmanstätten Ferrite Formation in Fe-C Alloys.** Transaction of the ASM, v 61, p. 605-619 (1968);
- [47] - PICKERING, F. B.; **The optimization of microstructures in steel and their relationship to mechanical proprieties.** Chicago: D.V Doane; J.S Kirkaldy, . TMS-AIME, 179-225 (1977);
- [48] - WEINGAERTNER, W. L.; LOPES, J. C. O. et al. **Rosqueamento por conformação: uma alternativa econômica para muitas aplicações.**

Florianópolis: UFSC/EMC/LMP, p. 14 (1997);

- [49] - HESS, H. J.; **Grundlagenuntersuchungen zur Formen von Innengewinden in unterschiedlichen Materialien.** Aachen, Alemanha: RWTH Aachen (1992);
- [50] - JOSEFFSSON, B.; ANDREÉN, H. O.; **Microstructure of Granular bainite.** Journal de Physique, Collque C6, V.49, p. C6-293 – C6-296 (nov, 1988);
- [51] - CHRISTIAN, J. W.; EDMONDS, D. V. **The Bainite Transformation.** In: International Conference: Phase Transformation in Ferrous Alloys, p. 294 -325 (19983);
- [52] - SPANOS, G. **The fine structure and formation mechanism of lower bainite.** Metallurgical and Materials Transaction A. p. 1967-1980, (set 1994);
- [53] - OHMORI, Y.; OHTSUBO, H.; et al. Growth of bainite and widmanstätten ferrite. **Materials Transactions A. JIM.** v. 34, n. 3, p. 216-223 (1993)
- [54] - OLIVEIRA, C. A. S.; estudo do Processo de Revenimento de um Aço DIN 1.2714 Modificado pela Adição de Nióbio. Dissertação de Mestrado – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (1985);
- [55] - MAKI, T. e TAMURA, I.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steel and Other Metals,** Thermec 88, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 458 (1988);
- [56] - TAN, Y H. ZENG, D. C.; DONG, X. C.; HE. Y. H. E HU, S. Q. **Metall. Trans** 23 A 1413, (1992);
- [57] - PICKERING, F. B.; **Hardenability Concepts with applications to Steel,** Warrendale. TMS-AIME, 179, (1978);

- [58] - KRAUSS, G.; **Hardenability Concepts with Applications to Steel**, Warrendale, TMS-AIME, 229,(1978);
- [59] - HORNBOGEN, E.; **Physical Metallurgy, Part II**, eds. Cahn. R. W. e Haasen, P. North-Holland Physical Publishing, 1075,(1983);
- [60] - NUTTING, J, ; **JISI 207**, 872. (1969);
- [61] - WAYMAN, C. M.; **Phase Transformation in Ferrous to Alloys**. Proc. Of an Int. Conf., Warrendale, TMS-AIME, 49, (1984);
- [62] - KELLY, P. M e NUTTING, J.; **Physical Properties of Martensite and Bainite**, Special Report 93, Londres, The Iron and Steel Institute, 166, (1965);
- [63] - TOMITA, Y e OKABAYASHI K.; **Metall Trans. 16 A**, 73, (1985),
- [64] - KRAUSS G.; **Tempering and Structural Change in Ferrous Martensitic Structures – Phase Transformations in Ferrous Alloys**, Publication of the Metallurgical Society of AIME, p. 102-123.
- [65] - MORGAM P. **Properties of HXK 15B30 XLECIL TM for Agricultural Components**. Bluescope Steel. Set.(1999);
- [66] - WANG S. Y.; WANG and ZHAO D. L. **Effect of Double Boron Impurities on the  $\alpha$ -Iron Grain Boundary Cohesion**, **Journal of Alloy and Compounds**, 368, p.308-311, (2004);
- [67] - BALAJINA K.; STEVEN W.; **The Influence of Minor Elements on the Isothermal Embrittlement of Steel**, JISI, 193 p. 141-147, (1959);
- [68] - ERHART, H. and Grabke H.J. **Equilibrium Segregation of Phosphorus at Grain Boundary of. Fe-P, Fe-C-P, Fe –Cr-P and Fe-Cr-C-P Alloys**. **Metals Science**. Vol. 15, Sept. pp. 401-408, (1981),.

- [69] - C.L Briant and S.K. Banerji. **Embrittlement of Engineering Alloys: Intergranular Fracture in Ferrous Alloys in Non-Aggressive Environments**, in treatise on Materials Science and Technology 1983, Academic Press, New York, pp. 21-58;
- [70] - DEBIEZ, S.; **Soudage et Technique Connexes**, novembro-dezembro, 445, (1982);
- [71] - SHINONE, N.; SEZIZAWA, M. e PENSE, A. W.; W..C. **Bulletin** 322, 33, (1987);
- [72] - HART, P. H. M.; **Microalloyed HSLA Steels, Proc. of Microalloying 88**, Chicago. ASM International, 163, (1988)
- [73] - MAVROPOULOS, L. T. e Jonas, J. J. **Can. Metal Q.** 28, 159 ( 1989);
- [74] - C. J. McMahon, Jr. **Mechanisms of Intergranular Fracture in Alloy Steels**, Materials Characterizations, n. 26, pp. 269-287, (1991);

## APÊNDICE I

- AI1 – Variação do tamanho de grão austenítico na região 3 – Em função das condições experimentais.
- AI2 – Variação da Dureza nas regiões 1, 2 e 3 (Temperada)– Em função das condições experimentais.
- AI3 – Variação da Dureza nas regiões 1, 2 e 3 (Revenida)– Em função das condições experimentais.
- AI4 – Variação do Limite de Resistência nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais.
- AI5 – Variação do Limite de escoamento nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais.
- AI6 – Variação da Redução de Área nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais.
- AI7 – Variação do Alongamento nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais.
- AI8 – Variação da Energia Absorvida no Ensaio de Impacto Charpy nas regiões 1 e 3 – Em função das condições experimentais.

Tabela AI1 – Variação do tamanho de grão austenítico na região 3 – Em função das condições experimentais.

Condições Experimentais	Tamanho de Grão Austenítico ( $\mu\text{m}$ )	
	Resultado Médio	DP
TC 880 °C	11	2.59
TD – H 830 °C	27.40	2.68
TD – H 880 °C	27.82	4.00
TD - SH	31.83	4.54

Tabela AI2 – Variação da Dureza nas regiões 1, 2 e 3 (temperada)– Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 2		Região 3	
	Dureza HRc	D.P.	Dureza HRc	D.P.	Dureza HRc	D.P.
TC -880°C	46	0,87	46	0,86	46	0,87
TD– H830° C	Entre 26 a 17	-	Ente 46 a 27	-	46	0,36
TD– H880° C		-		-	46	0,90
TD– SH		-		-	46	0,72

Tabela AI3 – Variação da Dureza nas regiões 1, 2 e 3 (revenida)– Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 2		Região 3	
	Dureza HRc	D.P.	Dureza HRc	D.P.	Dureza HRc	D.P.
TC -880°C	46	0,70	46	0,70	46	0,70
TD– H830° C	Entre 26 a 17	-	Entre 46 a 27	-	46	0,33
TD– H880° C		-		-	46	0,87
TD– SH		-		-	46	0,67

Durômetro DT – SCQ apresenta um erro total de 1,2 HRc.

Tabela AI4 – Variação do Limite de Resistência nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 2		Região 3	
	LR (MPa)	D.P	LR (MPa)	D.P	LR (MPa)	D.P
TC -880°C	1600	38	1600	26	1600	38
TD- H830° C	633	29	959	113	1441	16
TD- H880° C	638	56	785	65	1400	58
TD- SH	645	20	854	120	1450	9

Tabela AI5 – Variação do Limite de Escoamento nas regiões 1, 2 e 3 – Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 2		Região 3	
	LE (MPa)	D.P	LE (MPa)	D.P	LE (MPa)	D.P
TC -880°C	1322	13	1322	13	1322	13
TD- H830° C	427	37	868	106	1230	13
TD- H880° C	435	66	603	80	1232	94
TD- SH	413	22	870	302	1283	9

Tabela AI6 – Variação da Redução de Área nas 3 regiões – Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 2		Região 3	
	RA (%)	D.P	RA (%)	D.P	RA (%)	D.P
TC -880°C	46,6	1,7	46,6	1,7	46,6	1,7
TD- H830° C	65,0	3,0	55,0	4	43,5	1,6
TD- H880° C	65,5	4,70	59,8	5	43,7	1,5
TD- SH	66,0	4,0	58,0	4	43,4	3,05



Tabela AI7 – Variação do Alongamento nas 3 regiões – Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 2		Região 3	
	Al (%)	D.P	Al (%)	D.P	Al (%)	D.P
TC -880°C	13,0	1,0	13	1,0	13	1,0
TD– H830° C	20,0	2,0	15	2,8	9,0	1,0
TD– H880° C	21,0	2.2	16	2,9	9,0	1,0
TD– SH	21,9	3.2	15	2,7	10	1,0

Tabela AI8 – Variação da Energia Absorvida no Ensaio de Impacto Charpy nas regiões 1 e 3 – Em função das condições experimentais.

Condição	Região 1		Região 3	
	EA (%)	D.P	EA (%)	D.P
TC -880°C	13,5	0,4	13,5	0,4
TD– H830° C	23	2,26	6,5	0,5
TD– H880° C	26	2,47	5,5	0,6
TD– SH	24	3,13	6,5	0,4