

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

Dissertação de mestrado

“Efeito das Temperaturas de Reaquecimento de Placas
e de Bobinamento nas Propriedades Mecânicas em Tração
de um Aço Microligado ao Nióbio Laminado a Frio”

Autor: Emerson Guimarães Melo

Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Dezembro/2006

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

Emerson Guimarães Melo

EFEITO DAS TEMPERATURAS DE REAQUECIMENTO DE PLACAS
E DE BOBINAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TRAÇÃO
DE UM AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO LAMINADO A FRIO

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

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2006

À Minha Família

Agradecimentos

Gostaria de agradecer imensamente a todos aqueles que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a elaboração desta dissertação e de forma especial:

À USIMINAS, pela oportunidade oferecida e pela confiança depositada na realização deste trabalho;

Aos Engenheiros Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo, Guilherme Brito Menegaz Júnior, da equipe de Controle Integrado da USIMINAS, pelo acompanhamento e sugestões apresentadas;

Aos Engenheiros Luiz Cláudio de Oliveira Meyer, da equipe de Controle Integrado, e Odair José dos Santos, da equipe do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, da USIMINAS, pela disponibilidade, contribuições e amizade a mim dedicada;

Aos colegas das equipes, de Controle Integrado, Ensaios Mecânicos, de Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura, pelo apoio no desenvolvimento do trabalho.

Meus agradecimentos ao Prof. Paulo Roberto Cetlin pela disponibilidade, sugestões e acompanhamento.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE NOTAÇÕES	xii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVO.....	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1. Aços ARBL – Aspectos Gerais	3
3.2. Mecanismos de Endurecimento.....	3
3.2.1. Endurecimento por Solução Sólida.....	4
3.2.2. Endurecimento por Refino de Grão Ferrítico	5
3.2.3. Endurecimento por Precipitação.....	6
3.2.4. Endurecimento pelo Aumento de Densidade de Deslocações.....	8
3.3. Processamento dos Aços ARBL	8
3.3.1. Aciaria	9
3.3.2. Laminação a Quente	10
3.3.3. Laminação a Frio.....	11
3.4. Influência do Processamento do Aço nas Propriedades Mecânicas	12
3.4.1. Chapas Laminadas a Quente	13
3.4.1.1. Temperatura de Reaquecimento de Placa.....	13
3.4.1.2. Temperatura de Acabamento	15
3.4.1.3. Temperatura de Bobinamento.....	15
3.4.2. Chapas Laminadas a Frio	19
3.4.2.1. Laminação a Frio	19
3.4.2.2. Recozimento.....	20
4. METODOLOGIA	22
4.1. Material Utilizado	22
4.1.1. Composição Química	22

4.1.2. Processamento	22
4.1.3. Amostragem do Material	24
4.2. Caracterização do Material	25
4.2.1. Análise Química	25
4.2.2. Análise Metalográfica	25
4.2.3. Propriedades Mecânicas em Tração	26
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	27
5.1. Caracterização do Material	27
5.1.1. Composição Química	27
5.1.2. Caracterização Microestrutural.....	28
5.1.3. Propriedades Mecânicas em Tração	39
5.1.3.1. Efeito da Temperatura de Reaquecimento de Placa	40
5.1.3.2. Efeito da Temperatura de Bobinamento.....	43
5.1.3.3. Considerações Finais	51
6. CONCLUSÕES.....	54
7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	55
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	56
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	57

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Efeito de adição de elementos como solutos no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico ⁽²⁾	4
Figura 3.2 - Fotomicrografia, por microscopia eletrônica de transmissão, de um empilhamento de deslocações no contorno de grão ⁽⁴⁾	6
Figura 3.3 - Acréscimo da resistência de um aço C-Mn promovido pelo tamanho e fração volumétrica de precipitados de NbC e V ₄ C ₃ ⁽²⁾	7
Figura 3.4 - Fluxo de produção do aço ARBL na Aciaria da Usiminas.....	9
Figura 3.5 - Fluxo de produção na Linha de Laminação a Quente da Usiminas.....	10
Figura 3.6 - Fluxo de produção do aço ARBL na Linha de Laminação a Frio nº 2 da Usiminas.....	11
Figura 3.7 - Efeito dos parâmetros da laminação a quente no limite de escoamento de um aço microligado ao nióbio ⁽⁸⁾	12
Figura 3.8 - Efeito das temperaturas de acabamento e reaquecimento de placa no limite de resistência do aço 0,073%C-1,36%Mn-0,06%Nb ⁽¹¹⁾	14
Figura 3.9 - Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura de um aço microligado ao nióbio, bobinado a) a baixa temperatura de bobinamento e b) a alta temperatura de bobinamento ⁽⁸⁾	17
Figura 3.10 - Efeito da temperatura de bobinamento em aço microligado ao nióbio no laminado a quente com vários níveis de teor de Mn ⁽¹³⁾	18
Figura 3.11 - Efeito da temperatura de bobinamento no limite de resistência do aço 0,065%C-1,02%Mn-0,042%Nb ⁽¹¹⁾	19
Figura 3.12 - Variação da temperatura de recristalização com a adição de elementos microligantes ⁽¹⁵⁾	20
Figura 3.13 - Efeito do tipo de recozimento em caixa e contínuo no limite de escoamento de aço microligado ao nióbio ⁽¹⁶⁾	21
Figura 4.1 - Ciclo de recozimento na linha contínua utilizado no estudo.....	23
Figura 4.2 - Dimensões do corpo-de-prova de tração para chapas conforme norma NBR 6673/81 ⁽¹⁸⁾	26
Figura 5.1 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.....	28

Figura 5.2 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.	29
Figura 5.3 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%.	30
Figura 5.4 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%.	31
Figura 5.5 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.....	32
Figura 5.6 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.....	33
Figura 5.7 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%.	34
Figura 5.8 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%.	35
Figura 5.9 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 5.000x.....	36
Figura 5.10 - Aspecto microestrutura das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 5.000x.....	37
Figura 5.11 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa nos a) limites de escoamento e b) de resistência no aço como laminado a quente.	41
Figura 5.12 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa no valor de alongamento total no aço como laminado a quente.	41
Figura 5.13 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa nos a) limites de escoamento e b) de resistência no aço como laminado a frio e recozido.	42
Figura 5.14 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa no valor de alongamento total no aço como laminado a frio e recozido.....	42

Figura 5.15 - Efeito da temperatura de bobinamento nos limites de escoamento e de resistência no aço como laminado a quente, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.....	44
Figura 5.16 - Efeito da temperatura de bobinamento nos limites de escoamento e de resistência no aço como laminado a frio e recozido, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.....	45
Figura 5.17 - Efeito da temperatura de bobinamento no tamanho médio de grão ferrítico, como laminado a quente e a frio e recozido, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.....	47
Figura 5.18 - Efeito da temperatura de bobinamento no valor de alongamento total do aço, como laminado a quente e a frio e recozido, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.....	49

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 - Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados possivelmente presentes em aços ARBL ⁽⁸⁾	13
Tabela IV.1 - Faixa de composição química visada para o aço estudado (% em massa).....	22
Tabela IV.2 - Identificação do material como laminado a quente.....	23
Tabela IV.3 - Identificação das amostras como laminadas a quente.	24
Tabela IV.4 - Identificação das amostras como laminado a frio.....	25
Tabela V.1 - Resultados de análise química (% em massa).....	27
Tabela V.2 - Resultados das análises químicas do aço como LQ e LF(% em massa).27	
Tabela V.3 - Valores de tamanho médio de grão ferrítico (d) e percentagem de constituintes presentes no aço em função da temperaturas de reaquecimento de placa (TRP) e de bobinamento (TB).	39
Tabela V.4 - Valores de propriedades mecânicas em tração no aço como laminado a quente em função das temperaturas de reaquecimento de placa (TRP) e de bobinamento (TB).	40
Tabela V.5 - Valores de propriedades mecânicas em tração no aço como laminado a frio e recozido em função das temperaturas de reaquecimento de placa e de bobinamento.	40
Tabela V.6 - Temperatura de solubilização de possíveis precipitados presentes em função da composição química obtida no aço ARBL.	43
Tabela V.7 - Variação nos limites de escoamento e de resistência para diferentes intervalos de temperatura de bobinamento.	46
Tabela V.8 - Valores garantidos de composição química para o grau ZSTE 340 (% em massa).....	51
Tabela V.9 - Valores garantidos de propriedades mecânicas em tração para o grau ZSTE 340	51
Tabela V.10 - Valores garantidos de composição química para o grau ZSTE 300 (% em massa).....	51
Tabela V.11 - Valores garantidos de propriedades mecânicas em tração para o grau ZSTE 340	52

Tabela V.12 - Valores de propriedades mecânicas obtidas no aço estudado, como laminado a frio e bobinado à temperatura de 750°, nas diversas condições de reaquecimento.	52
---	----

LISTA DE NOTAÇÕES

ARBL = alta resistência baixa liga

BAF = linha de recozimento em caixa

CAPL = linha de recozimento contínuo

BF = bobina a frio

BQ = bobina a quente

PL = placa

CP = corpo-de-prova

T_{nr} = temperatura de não recristalização da austenita

A_3 = temperatura de transformação da austenita

A_1 = temperatura de transformação da ferrita

R_f = temperatura de recristalização

TRP = temperatura de reaquecimento de placa

TA = temperatura de acabamento

TB = temperatura de bobinamento

σ_E = limite de escoamento

σ_i = tensão de fricção

K_y = coeficiente associada ao destravamento das deslocações

d = tamanho médio de grão ferrítico

γ = austenita

α = ferrita

σ_f = tensão de fluxo

σ_o = tensão de fluxo relacionado a outros mecanismos de endurecimento

K = constante dependente do módulo de cisalhamento

ρ = densidade de deslocações

$\Delta\sigma$ = incremento de resistência mecânica

ε = deformação a quente

TxR = taxa de resfr. na mesa de resfriamento

LE = limite de escoamento

LR = limite de resistência

Al = alongamento percentual

RESUMO

Neste trabalho avaliou-se o efeito de dois parâmetros de laminação a quente (as temperaturas de reaquecimento de placa e de bobinamento), no tamanho médio de grão ferrítico e nas propriedades mecânicas em tração em um aço microligado ao nióbio, laminado a quente e a frio recozido. De maneira geral, os resultados não evidenciaram qualquer efeito da temperatura de reaquecimento da placa no tamanho de grão e na resistência mecânica do aço laminado a quente e a frio recozido. Porém, foi percebida uma queda na resistência mecânica do aço, laminado a quente e a frio recozido, com o aumento da temperatura de bobinamento. Esse efeito pode estar associado ao coalescimento de precipitados, uma vez que não houve variação do tamanho de grão ferrítico nas diferentes condições de bobinamento.

ABSTRACT

In this study the effect of soaking and coiling temperatures on the mechanical properties and ferrite grain size of a hot rolled and cold rolled and annealed Nb-HSLA steel was evaluated. The results did not show any effect of the soaking temperature on the ferrite grain size for the two conditions of the material: hot rolled or cold rolled and annealed. However, a decrease in the mechanical properties of the steel with the increase of the coiling temperature was noticed. That effect can be associated with a precipitate coarsening since no variation of the ferrite grain size was observed for the various coiling temperatures evaluated.

1. INTRODUÇÃO

No Brasil, na última década, foi crescente o número de empresas do setor automotivo que aqui se instalaram, ampliando, juntamente com o crescimento das já existentes, esse setor. Além das especificações de aços ARBL exigidas pelas empresas do setor automotivo aqui instaladas, cada nova empresa trouxe consigo projetos que exigiam também outras, com faixas de garantia de propriedades mecânicas em tração cada vez mais restritivas e níveis de resistência mais diversificados.

A Usiminas, com o comprometimento de atender esse mercado, tem despendido recursos na investigação da influência dos parâmetros operacionais de fabricação desse aço de modo a otimizar sua produção, sem deixar de garantir plenamente os requisitos de qualidade, cada vez mais desafiadores, exigidos pelo setor automotivo.

Dentro desse contexto, nesse trabalho procurou-se avaliar a influência de dois parâmetros da linha de laminação a quente nas propriedades mecânicas em tração de um aço microligado ao nióbio, laminado a frio e recozido, via linha de recozimento contínuo (CAPL), visando um valor de limite de escoamento mínimo de 340MPa. Esses parâmetros foram as temperaturas de reaquecimento de placa e de bobinamento.

Não foi verificado a influência da temperatura de reaquecimento de placa nas propriedades mecânicas em tração no aço laminado a quente e a frio recozido. Quanto ao efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica, percebeu-se uma redução nessa propriedade com o aumento dessa temperatura, independente da condição de reaquecimento de placa, tanto para o aço laminado a quente quanto a frio e recozido.

2. OBJETIVO

Avaliar a influência de parâmetros de processamento na laminação de tiras a quente nas propriedades mecânicas em tração de um aço microligado ao nióbio, laminado a frio, recozido em linha contínua, verificando o efeito das temperaturas de reaquecimento de placa e de bobinamento sobre:

- o tamanho médio de grão ferrítico dos aços como laminado a quente e a frio e recozido.
- as propriedades mecânicas em tração dos aços como laminado a quente e a frio e recozido.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços ARBL – Aspectos Gerais

Os aços ARBL são aqueles que têm adicionados baixos teores de elementos microligantes, como o nióbio, vanádio e titânio, associados a um processamento termomecânico, visando obter um controle da microestrutura e, assim, propriedades mecânicas em tração adequadas à aplicação final. Esses aços podem ser fabricados como laminados a quente e a frio⁽¹⁾.

A maior utilização de aços ARBL, como laminado a frio e recozido, concentra-se no setor automotivo. Para as aplicações desse setor são necessárias elevadas propriedades mecânicas em tração (limite de escoamento e de resistência) associadas a uma boa condição de conformação (ductilidade), sem perder de vista algumas características específicas, tais como soldabilidade e resistência à corrosão.

Uma vez que a combinação entre as propriedades mecânicas em tração e ductilidade é o requisito fundamental para a garantia da qualidade dos aços ARBL empregados na indústria automobilística, a necessidade do conhecimento de como atuam os mecanismos de aumento de resistência mecânica torna-se pertinente.

A literatura aponta que os principais mecanismos de endurecimento que operam nos aços ARBL são o refino de grão ferrítico, o endurecimento por precipitação e solução sólida e o aumento de densidade de deslocamentos imposto por deformação plástica, comumente chamado de encruamento⁽²⁾.

3.2. Mecanismos de Endurecimento

Endurecer um metal significa aumentar a sua resistência à deformação plástica. Na prática consegue-se este efeito pela restrição à movimentação das deslocamentos. Os mecanismos que promovem o endurecimento dos aços, especialmente os ARBL, são detalhados a seguir.

3.2.1. Endurecimento por Solução Sólida

A introdução de átomos em solução sólida irá distorcer a rede cristalina do ferro resultando no aumento de resistência mecânica no aço. A intensidade desse efeito está associada às distorções elásticas na rede do solvente oriundas da diferença de tamanho entre raios atômicos do soluto e do solvente. Esse aumento de resistência no aço ocorre porque os solutos são obstáculos ao movimento das deslocções⁽²⁾.

O efeito endurecedor de vários solutos em um aço baixo carbono ferrítico é mostrado na figura 3.1. Essa figura apresenta o incremento no limite de escoamento desse aço com a adição (em massa) de alguns elementos formadores de solução sólida com o ferro⁽²⁾.

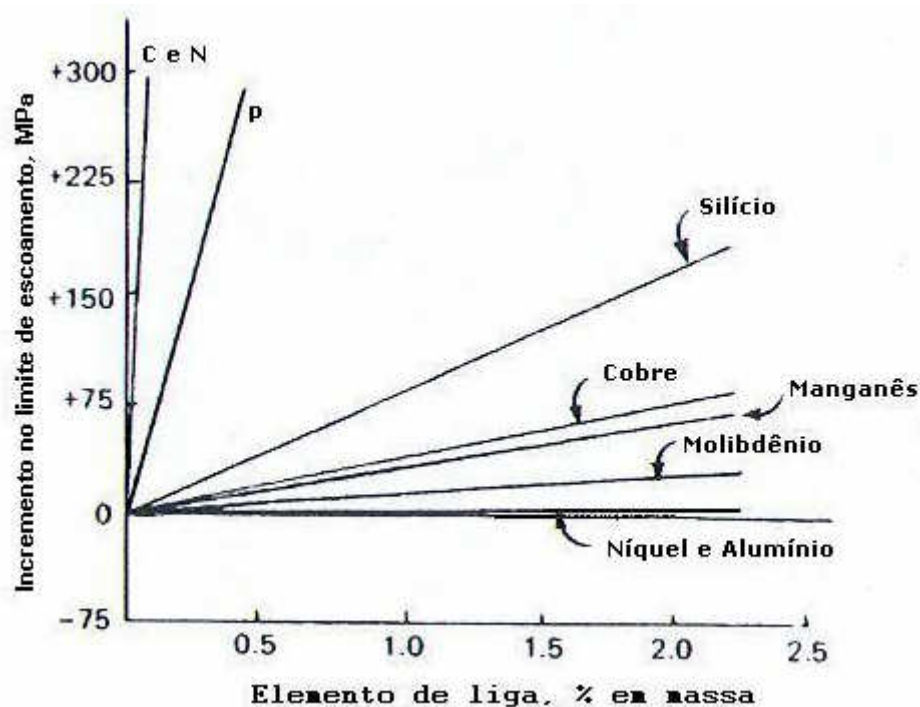


Figura 3.1 - Efeito de adição de elementos como solutos no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico⁽²⁾.

Elementos como C e N possuem raios atômicos menores que o do ferro, e por ocuparem posições intersticiais na rede de ferro, promovem um efeito endurecedor mais intenso que os solutos substitucionais, que possuem raios atômicos próximos

aos do ferro. O maior efeito endurecedor promovido pelos solutos intersticiais quando comparado aos substitucionais é justificado por esses elementos provocarem distorções mais assimétricas na rede cristalina⁽²⁾.

Também ocorre uma forte interação entre solutos intersticiais e as deslocações promovendo o abaixamento da energia livre associada ao sistema deslocações/átomos intersticiais, pela formação das atmosferas de Cottrell. Esse fenômeno causa o ancoramento dessas deslocações nos aços aumentando sua resistência mecânica⁽³⁾.

3.2.2. Endurecimento por Refino de Grão Ferrítico

Esse mecanismo, proposto por Hall e Petch⁽²⁾, associa o aumento do limite de escoamento à diminuição do tamanho médio do grão ferrítico conforme demonstrado através da equação 3.1,

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

Onde σ_E é o limite de escoamento, σ_i é a tensão de fricção oposta ao movimento das deslocações, K_y é um coeficiente associado ao destravamento das deslocações e d é o tamanho médio de grão ferrítico.

Segundo Hall-Petch, o contorno de grão funciona como uma barreira que impede o movimento das deslocações, empilhando-as no mesmo durante a deformação plástica. A figura 3.2 mostra uma fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão de um empilhamento de deslocações no contorno de grão⁽⁴⁾.

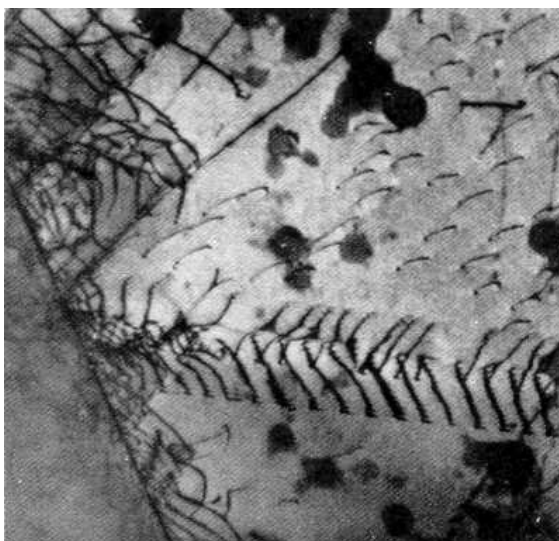


Figura 3.2 - Fotomicrografia, por microscopia eletrônica de transmissão, de um empilhamento de deslocações no contorno de grão⁽⁴⁾.

Com a diminuição do tamanho do grão, há um aumento na área de contorno de grão que funcionando como barreiras ao movimento das deslocações pode causar a elevação na resistência a deformação do metal.

Vale ressaltar que esse mecanismo é o único que além de aumentar a resistência mecânica irá propiciar elevação na tenacidade do aço⁽²⁾.

3.2.3. Endurecimento por Precipitação

O aumento de resistência no aço, promovido pela presença de partículas de segunda fase, é associado à dificuldade encontrada pelas deslocações ao se movimentarem em um reticulado que contenha essas partículas⁽³⁾.

Para o endurecimento por precipitação ocorrer é necessário que a segunda fase seja solúvel em temperatura elevada mas que diminua a sua solubilidade com o decréscimo da temperatura, diferentemente do endurecimento por dispersão. Esse último associa o aumento de resistência em um metal a partículas insolúveis, mesmo a altas temperaturas, finamente dispersas na matriz⁽²⁾.

Normalmente, no endurecimento por precipitação, espera-se que os precipitados formados tenham uma certa coerência com a matriz. Isso porque, nessa condição associa-se aos precipitados, a presença de campos de tensões que são responsáveis pela interação entre deslocações e precipitados⁽⁵⁾.

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

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

A figura 3.3 ilustra o efeito da fração volumétrica e tamanho de precipitados de NbC e V_4C_3 no incremento da resistência de um aço C-Mn⁽²⁾.

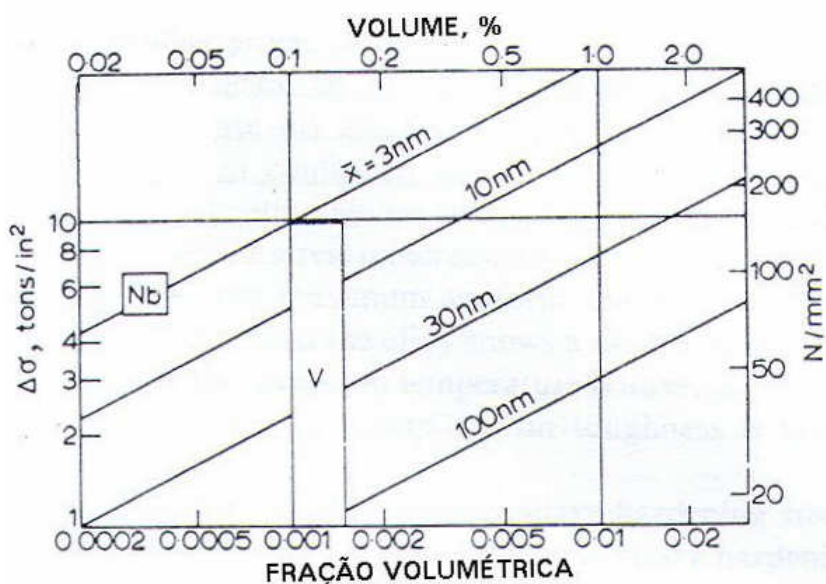


Figura 3.3 - Acréscimo da resistência de um aço C-Mn promovido pelo tamanho e fração volumétrica de precipitados de NbC e V_4C_3 ⁽²⁾.

Percebe-se nessa figura que o efeito do nióbio no aumento de resistência mecânica, comparado ao vanádio, é maior devido a seus precipitados apresentarem diâmetro médio menor para uma dada fração volumétrica.

Destaca-se também que a presença de precipitados nos aços ARBL pode impedir o crescimento do grão austenítico durante a etapa de reaquecimento de placas, contribuindo para o aumento da resistência mecânica dado pelo menor tamanho de grão ferrítico resultante.

3.2.4. Endurecimento pelo Aumento de Densidade de Deslocações

O contorno de grão, além de funcionar como barreira ao movimento de deslocações, pode ser também uma fonte de geração de deslocações, podendo assim promover o aumento na sua densidade, já ilustrado na figura 3.2⁽³⁾.

A tensão necessária para manter um material deformado plasticamente é denominado tensão de fluxo, σ_f . A σ_f correlaciona-se com o aumento da densidade de deslocações, conforme pode ser observado na equação 3.2⁽²⁾:

$$\sigma_f = \sigma_o + K \cdot \rho^{-1/2} \quad (3.2)$$

Onde σ_f é tensão de fluxo, σ_o é a tensão de fluxo relacionada a outros mecanismos de endurecimento, K é uma constante dependente do módulo de cisalhamento e do vetor de Burgers e ρ é a densidade de deslocações.

No caso dos aços laminados a frio, esse mecanismo é importante porém acarreta perda de ductilidade e, por esse motivo, aços nessa condição são geralmente recozidos.

3.3. Processamento dos Aços ARBL

Para o setor automotivo, o aço ARBL, geralmente, é fornecido como laminado a quente ou a frio, e esse último pode ser revestido com zinco ou não.

Visando otimizar os mecanismos de endurecimento associados às propriedades mecânicas em tração, principalmente no limite de escoamento, o processamento dos aços ARBL deve ser bastante controlado já que as variáveis de processamento irão ser determinantes na efetividade desses mecanismos.

A seguir será detalhada a etapas de processamentos dos aços ARBL produzido pela Usiminas.

3.3.1. Aciaria

A obtenção de propriedades mecânicas em tração satisfatórias em aços ARBL depende do controle estreito de composição química, que influenciará nos mecanismos de aumento de resistência, sobretudo nos endurecimento por solução sólida e por precipitação. O fluxo de produção desse aço é mostrado na figura 3.4:

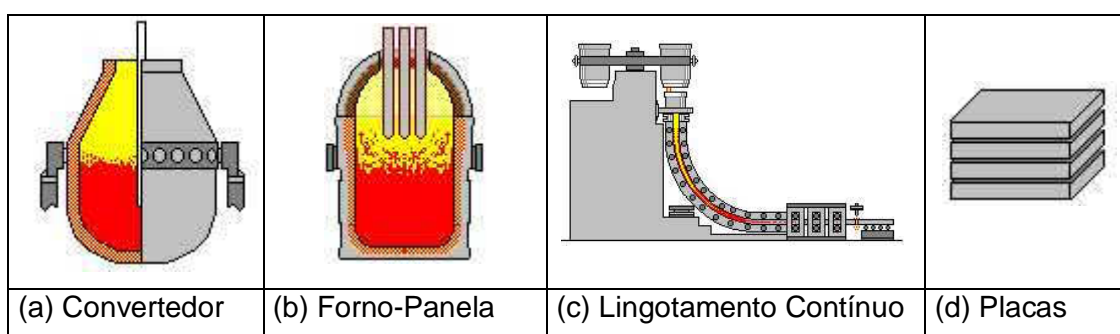


Figura 3.4 - Fluxo de produção do aço ARBL na Aciaria da Usiminas.

Após ser produzido no convertedor, figura 3.4(a), é adicionado ao aço líquido as ligas necessárias à obtenção dos teores visados dos elementos microligantes a um determinado aço ARBL. Posteriormente, a panela contendo o aço líquido, denominada corrida de aço, é levada ao forno-panela (b) para realizar a dessulfuração e ajuste fino da composição química. Após o acerto final de composição química, a panela será levada ao lingotamento contínuo (c), onde o aço líquido será transformado em placas

(d) com espessuras em torno de 250 mm. No lingotamento contínuo denomina-se série, o número de corridas de aço que são transformadas em placas sem interrupção do processo de lingotamento. O processamento no lingotamento contínuo para ser considerado de produtividade adequada deve ter séries longas e de mesma composição química, evitando o seqüenciamento de corridas de composição químicas distintas, minimizando as perdas das placas de transição, denominadas placas de misturas.

3.3.2. Laminação a Quente

O forno de reaquecimento tem como principais funções: aquecer a placa a temperaturas que promovam o amaciamento das mesmas, austenitizar o aço e também permitir a dissolução da maioria dos precipitados presentes em sua estrutura, de modo que eles possam ser finamente reprecipitados em estágios posteriores⁽⁶⁾. A faixa de temperaturas comumente utilizada durante o reaquecimento situa-se em torno de 1100°C a 1250°C⁽⁷⁾.

O fluxo de processamento das placas na Usiminas é apresentado na figura 3.5.

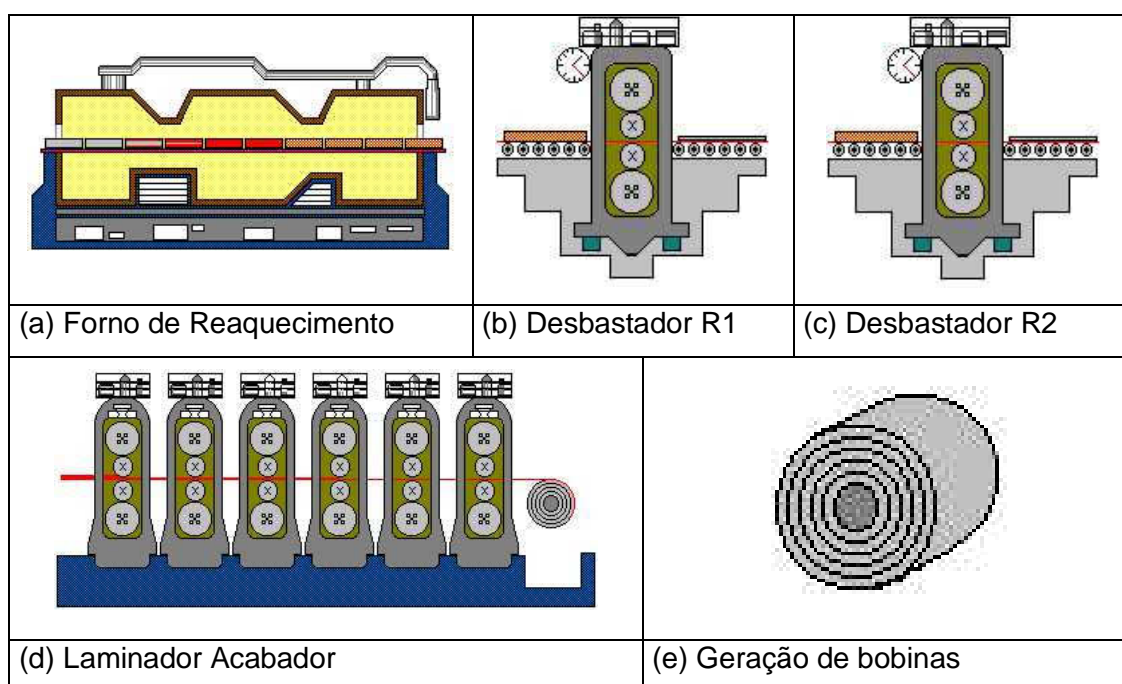


Figura 3.5 - Fluxo de produção na Linha de Laminação a Quente da Usiminas.

Após serem produzidas na aciaria, as placas são introduzidas no forno de reaquecimento, figura 3.5(a), à temperatura em torno de 1250°C, por aproximadamente 180 minutos.

Após serem reaquecidas, as placas são processadas nos laminadores desbastadores (b) e (c) e de acabamento (d) para obtenção de bobinas a quente (e), denominadas BQ.

3.3.3. Laminação a Frio

O fluxo de processamentos da BQ na linha de laminação a frio é ilustrado na figura 3.6.

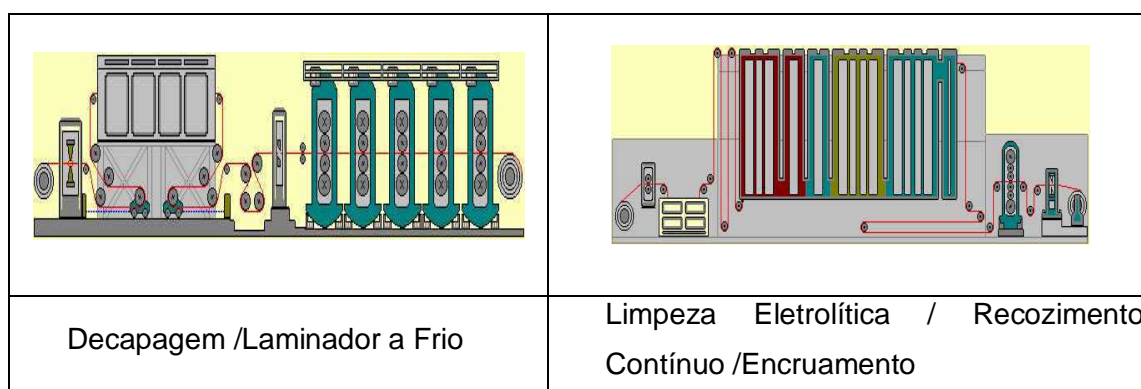


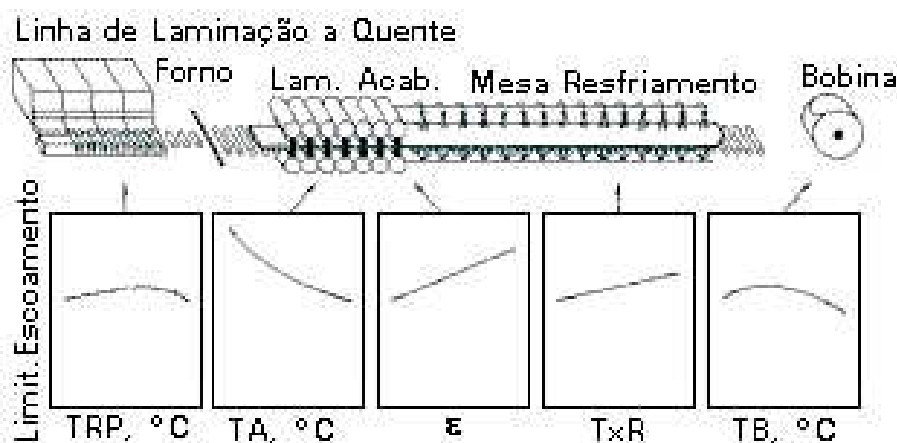
Figura 3.6 - Fluxo de produção do aço ARBL na Linha de Laminação a Frio nº 2 da Usiminas.

As BQ's são decapadas para a retirada de óxidos e posteriormente são submetidas à deformação a frio propriamente dita, sendo denominadas agora bobinas a frio (BF). Nessa etapa o material terá sua densidade de deslocamentos aumentada em função da deformação a frio imposta. Essa condição elevará a resistência mecânica do material porém deteriorará sua ductilidade. Assim, após a laminação a frio, o material é recozido visando reduzir a resistência mecânica e restaurar a ductilidade.

Posteriormente, a BF é processada no laminador de encruamento visando obter forma e rugosidade adequada à aplicação final.

3.4. Influência do Processamento do Aço nas Propriedades Mecânicas

Os parâmetros de processamento dos aços, temperatura de reaquecimento de placa, de acabamento, de bobinamento, grau de deformação, taxa de resfriamento, dentre outras, comumente afetam as propriedades mecânicas em tração dos aços. Panigrahi⁽⁸⁾, de maneira ampla, mostra os efeitos de alguns parâmetros de processamento durante a laminação a quente no limite de escoamento de um aço microligado ao nióbio, figura 3.7. A seguir serão descritos o efeito de alguns parâmetros de processamento a quente e a frio na resistência mecânica de aços ARBL.



onde:

TRP: Temperatura de reaquecimento de placa

TA: Temperatura de acabamento

ϵ : Deformação a quente

T x R: Taxa de resfr. na mesa de resfriamento

TB: Temperatura de bobinamento

Figura 3.7 - Efeito dos parâmetros da laminação a quente no limite de escoamento de um aço microligado ao nióbio⁽⁸⁾.

3.4.1. Chapas Laminadas a Quente

3.4.1.1. Temperatura de Reaquecimento de Placa

A etapa de reaquecimento tem como objetivo submeter a placa a uma temperatura suficientemente alta para que todo o processo de deformação a quente ocorra com o aço totalmente na fase austenítica sobretudo na etapa de desbaste. Também nessa etapa a temperatura deve ser suficiente para solubilizar quase todos precipitados presentes no aço⁽⁶⁾.

A temperatura de reaquecimento será então uma função da temperatura de solubilização dos precipitados presentes no aço. Na tabela III.1 podem ser vistos os produtos de solubilidade de alguns precipitados possivelmente presentes em aços ARBL⁽⁹⁾.

Tabela III.1 - Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados possivelmente presentes em aços ARBL⁽⁹⁾.

Precipitado	Produto de solubilidade
NbC	$\log([Nb][C]) = 2,06 - \frac{6700}{T}$
NbN	$\log([Nb][N]) = 2,80 - \frac{8500}{T}$
Nb(C,N)	$\log\left([Nb]\left[C + \frac{12}{14}N\right]\right) = 2,26 - \frac{6770}{T}$
TiN	$\log([Ti][N]) = 3,82 - \frac{15020}{T}$
TiC	$\log([Ti][C]) = 1,71 - \frac{7000}{T}$
VC	$\log([V][C]) = 6,72 - \frac{9500}{T}$
VN	$\log([V][N]) = 3,46 - \frac{8330}{T}$
AlN	$\log([Al][N]) = 1,95 - \frac{7400}{T}$

Entretanto, deve-se considerar que altas temperaturas de reaquecimento podem ocasionar o crescimento excessivo do grão austenítico durante o reaquecimento, o que pode comprometer as propriedades mecânicas do aço. Assim é necessário que se otimize a relação entre temperatura de crescimento de grão austenítico e a temperatura de reaquecimento de placa. Essa otimização é obtida quando precipitados não-dissolvidos durante o reaquecimento servem de barreiras para a movimentação dos contornos de grão da austenita, promovendo assim controle do tamanho inicial do grão austenítico⁽¹⁰⁾.

Por outro lado, deve-se considerar que esses precipitados não-dissolvidos podem coalescer, tornando-se menos operantes no endurecimento por precipitação.

Patel et al.⁽¹¹⁾, evidenciaram o efeito da temperatura de reaquecimento de placa no limite de resistência de um aço microligado ao nióbio, laminado a quente, quando submetido as temperaturas de 1150°C e 1250°C, em diversas condições de acabamento, figura 3.8.

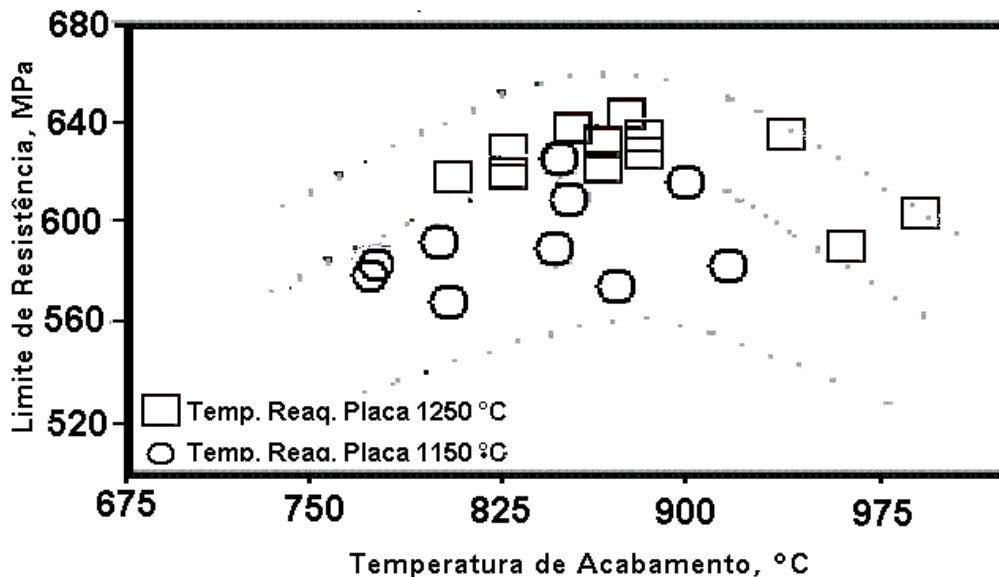


Figura 3.8 - Efeito das temperaturas de acabamento e reaquecimento de placa no limite de resistência do aço 0,073%C-1,36%Mn-0,06%Nb⁽¹¹⁾.

Nota-se que indiferentemente da condição de acabamento, os maiores valores de limite de resistência foram associados à maior temperatura de reaquecimento. Esse

resultado é função da maior dissolução de precipitados e conseqüente reprecipitação de forma mais fina e mais bem distribuída na matriz ferrítica.

3.4.1.2. Temperatura de Acabamento

A temperatura do aço na saída do laminador acabador é chamada de temperatura de acabamento. Ela irá influenciar o tamanho de grão ferrítico, a precipitação e portanto as propriedades mecânicas finais dos aços ARBL. Dependendo da composição química e das propriedades mecânicas requeridas, a temperatura de acabamento poderá ser ⁽⁸⁾:

- Acima da temperatura de não recristalização da austenita (T_{nr});
- Em torno da T_{nr} ;
- Abaixo da T_{nr} , porém acima de temperatura de transformação da austenita (A_3);
- Abaixo de A_3 porém acima temperatura de transformação da ferrita (A_1);
- Abaixo de A_1 .

Tipicamente, a temperatura de acabamento para aços ARBL processados em linhas de laminação de tiras a quente situa-se acima da temperatura A_3 , para garantir que durante a deformação no laminador acabador todo o aço esteja na fase austenítica. Isso favorece a ocorrência do fenômeno de precipitação com uma maior incidência na fase ferrítica ⁽⁸⁾. Porém, quando a temperatura de acabamento fica muito acima de A_3 poderá ocorrer o crescimento excessivo do grão austenítico comprometendo as propriedades mecânicas finais ⁽¹²⁾.

3.4.1.3. Temperatura de Bobinamento

Durante a laminação a quente, o último parâmetro que pode afetar a resistência mecânica de um aço ARBL é a temperatura de bobinamento. Essa temperatura irá influenciar o tamanho e morfologia dos grãos de ferrita, da perlita e na morfologia dos precipitados ⁽⁸⁾.

Há duas possibilidades de bobinamento: a baixa e a alta temperaturas.

A baixa temperatura de bobinamento abrange uma faixa entre 550 e 650°C. Um dos objetivos associados a essa condição é evitar a formação de uma microestrutura de grãos mistos ao final do bobinamento. Na bobinadeira, a ferrita nucleia-se a partir dos contornos de grãos e no interior da austenita, levando à formação de uma ferrita com grãos finos e equiaxiais, com a presença de cementita mais fina em seus contornos de grãos. Para que ocorra o bobinamento a baixa temperatura emprega-se uma taxa de resfriamento relativamente alta para se obter a condição de bobinamento desejada⁽⁸⁾. Essa alta taxa de resfriamento proporciona um abaixamento na temperatura A_1 gerando produtos dessa reação com menor granulometria, o que garante maior resistência mecânica ao material.

Na Usiminas, essa taxa de resfriamento é obtida através de um banco de 14 cortinas d'água, sendo que a temperatura da chapa anterior ao bobinamento é medida com um pirômetro localizado ao final desse banco, na entrada da bobinadeira.

As altas temperaturas de bobinamento estão acima de A_1 . Nessa condição a ferrita proeutetóide e austenita irão coexistir antes do bobinamento. Nessa etapa, por ser acima da temperatura de transformação $\alpha+\gamma \rightarrow \alpha+ Fe_3C$, ocorre um enriquecimento da austenita em carbono, devido à maior solubilidade desse elemento nessa fase. Com isso, grãos grosseiros de cementita (e/ou perlita) podem aparecer nos contornos de grãos ferríticos⁽⁸⁾ e devido a esse constituinte ser frágil ocorre uma redução da resistência mecânica do material em tração.

Esquemáticamente, as diferenças morfológicas na estrutura de um aço submetido a condições de temperatura de bobinamento alta e baixa são mostrados na figura 3.9.

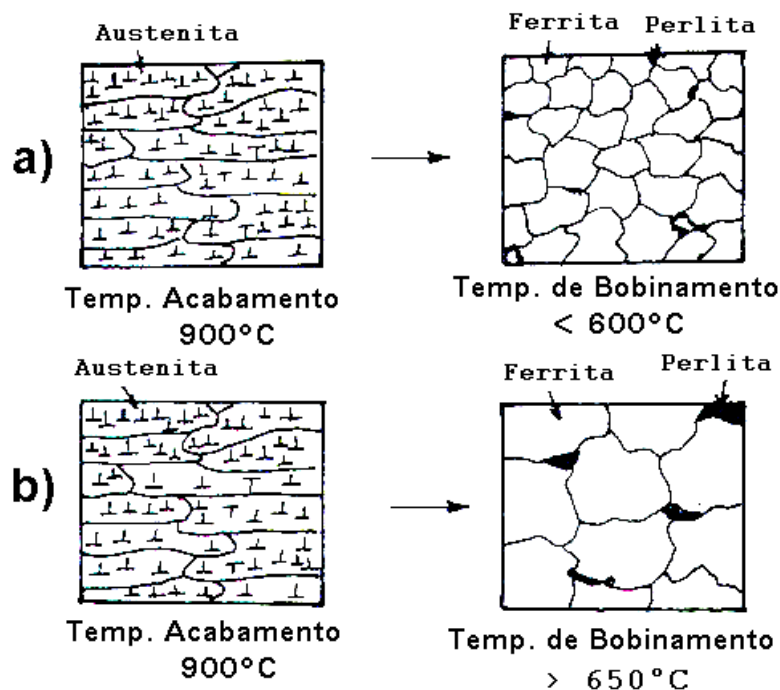


Figura 3.9 - Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura de um aço microligado ao nióbio, bobinado a) a baixa temperatura de bobinamento e b) a alta temperatura de bobinamento⁽⁸⁾.

Altas temperaturas de bobinamento geram uma microestrutura mais grosseira quando comparada às baixas como pode ser visto na figura 3.9. Isso resulta em propriedades mecânicas mais elevadas para aços submetidos a baixas temperaturas de bobinamento. Esse comportamento é claramente evidenciado na figura 3.10, que mostra o limite de escoamento de um aço 0,06%C-0,06%P-0,04 %Nb com diferentes teores de Mn, em função de variadas temperaturas de bobinamento. Observa-se que indiferentemente do teor de Mn utilizado, sempre houve uma queda do limite de escoamento com a elevação da temperatura de bobinamento, sendo mais acentuada para teores de Mn superiores a 0,9%.

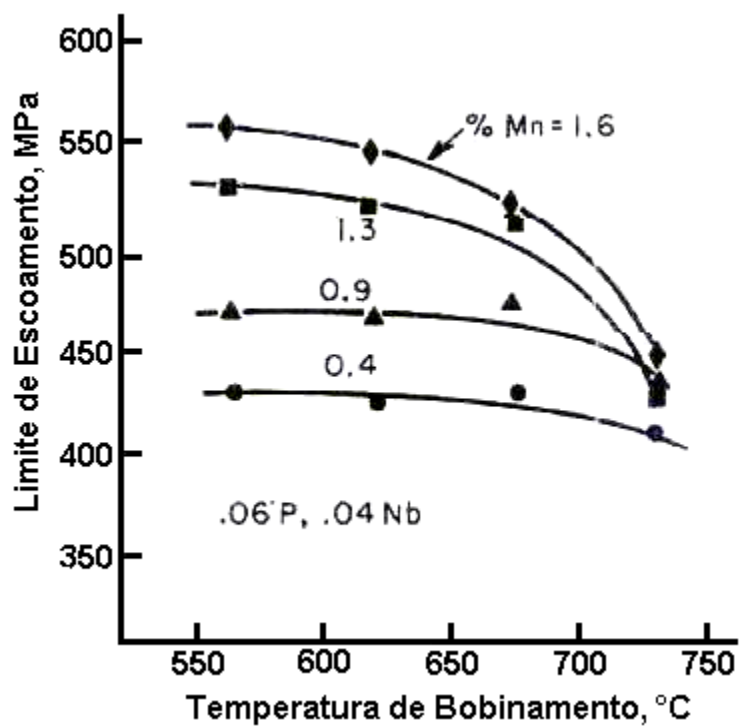


Figura 3.10 - Efeito da temperatura de bobinamento em aço microaligado ao nióbio no laminado a quente com vários níveis de teor de Mn⁽¹³⁾.

Patel et al.⁽¹¹⁾ mostraram ainda que existe uma temperatura de bobinamento considerada ótima para maximizar a resistência de um aço ARBL de composição química 0,065%C-1,02%Mn-0,042%Nb, laminado a quente, figura 3.11.

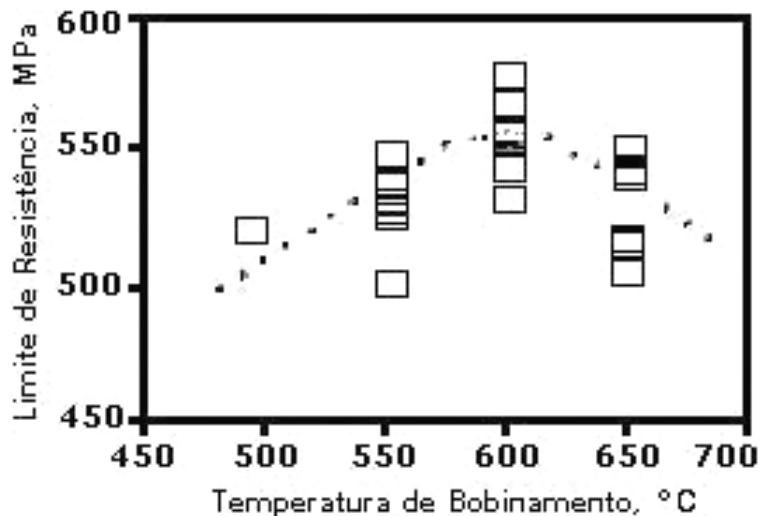


Figura 3.11 - Efeito da temperatura de bobinamento no limite de resistência do aço 0,065%C-1,02%Mn-0,042%Nb⁽¹¹⁾.

Verifica-se que o aço bobinado à temperatura em torno de 600°C apresentou maior limite de resistência. Segundo esse autor a microestrutura do aço revelou aumento na quantidade de ferrita acicular nessa faixa de temperatura que, por possuir uma elevada densidade de deslocamentos, propiciou um maior limite de resistência.

3.4.2. Chapas Laminadas a Frio

3.4.2.1. Laminação a Frio

A laminação a frio atende basicamente duas funções: obter a espessura final desejada e fornecer energia suficiente para que o material se recristalize na etapa posterior de recozimento⁽¹⁴⁾.

A energia necessária para recristalização está associada ao acréscimo da densidade de deslocamentos no aço. O aumento dos defeitos internos no material aumentará sua energia interna, favorecendo sua mais fácil recristalização.

Pradhan⁽¹⁵⁾, em seus estudos, mostra que em função do grau de deformação e da adição de microligantes poderá haver um atraso na cinética de recristalização, resultando no aumento da temperatura de recristalização (R_f). A figura 3.12 ilustra o

efeito da adição de Nb ou V, em materiais deformados a frio em 50% e 70%, recozidos por 1 min, no aumento da R_f .

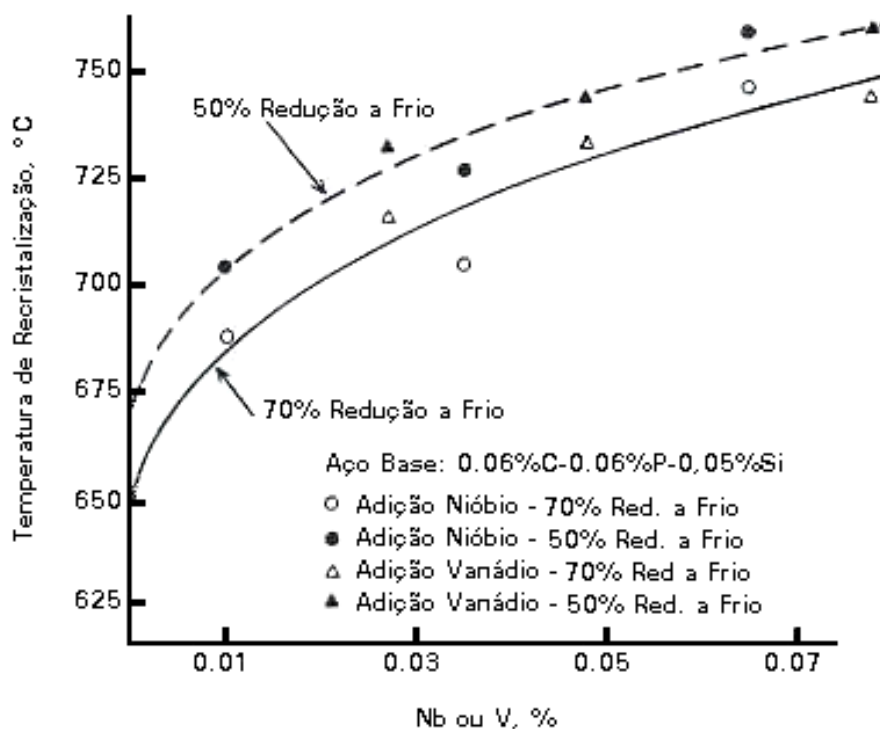


Figura 3.12 - Variação da temperatura de recristalização com a adição de elementos microligantes⁽¹⁵⁾.

3.4.2.2. Recozimento

O recozimento tem como objetivo recuperar a ductilidade do aço ARBL comprometida pela laminação a frio.

O aço pode ser tratado termicamente por duas rotas de recozimento: em caixa ou contínuo. O recozimento contínuo tem uma vantagem metalúrgica em relação ao recozimento em caixa. Esse último caracteriza-se por ser necessário submeter o aço a longos tempos de encharque trazendo como possível efeito o coalescimento dos precipitados, podendo haver uma perda da efetividade do mecanismo de endurecimento. Já o recozimento contínuo, cuja característica são ciclos de tratamento térmico rápidos, possibilita elaborar projetos de aços ARBL que necessitem menor

quantidade de elementos microligantes para atingir determinado grau de resistência. A diferença entre essas duas rotas de recozimento no limite de escoamento foi evidenciado por Pradham⁽¹⁶⁾ através da figura 3.13.

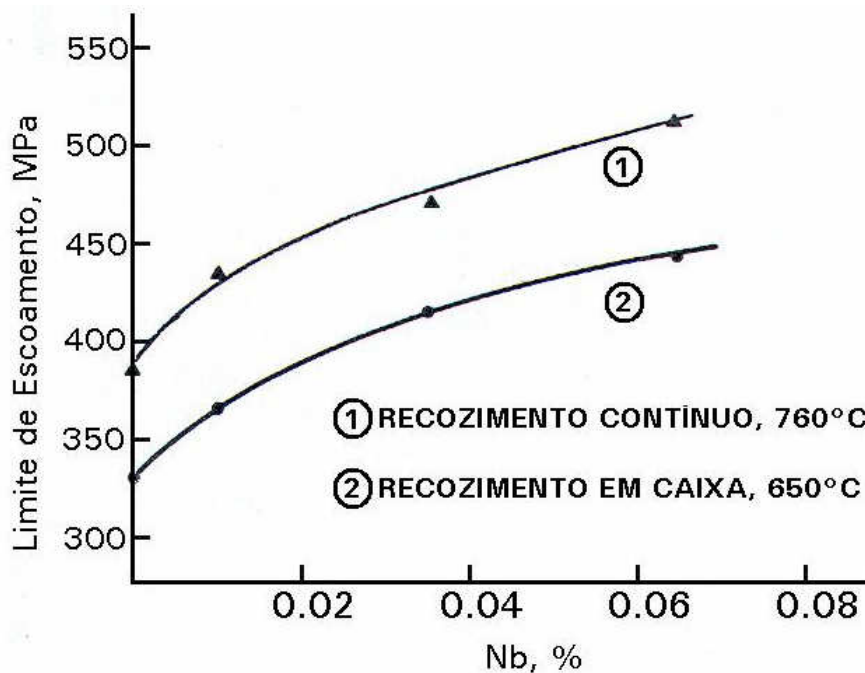


Figura 3.13 - Efeito do tipo de recozimento em caixa e contínuo no limite de escoamento de aço microligado ao nióbio⁽¹⁶⁾.

Pode-se observar que o limite de escoamento do aço submetido ao recozimento contínuo foi superior ao recozido em caixa. Verifica-se que para o mesmo nível de resistência (por exemplo limite de escoamento de 450 MPa) a quantidade requerida de nióbio para o aço recozido no processo contínuo é em torno de 0,02%Nb enquanto que para o recozido em caixa seria necessário quantidade superior a 0,06%.

Outra vantagem do recozimento contínuo é proporcionar a produção de um material com uma maior limpeza superficial, pois geralmente esse equipamento já inclui uma linha de limpeza eletrolítica.

4. METODOLOGIA

4.1. Material Utilizado

4.1.1. Composição Química

Para a realização deste estudo foi produzido um aço, em escala industrial, cuja faixa de composição visada é listada na tabela IV.1:

Tabela IV.1 - Faixa de composição química visada para o aço estudado (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
0,04-0,10	0,40-0,90	≤ 0,10	≤ 0,025	≤ 0,025	0,020-0,100	0,020-0,060	≤ 0,0080

4.1.2. Processamento

Foi produzido, em escala industrial, uma corrida na aciaria com 180 toneladas do aço que transformaram-se em 12 placas, de dimensões 252 x 1167 x 6050mm.

Essas placas foram separadas em dois grupos de 6 placas, a fim de avaliar a influência de parâmetros de laminação a quente nas propriedades mecânicas em tração e no tamanho de grão ferrítico nas chapas laminadas a quente e a frio recozida.

Cada grupo de placas foi submetido a uma determinada temperatura de reaquecimento de placa (TRP). O grupo reaquecido à temperatura de 1180°C foi denominado A, e outro, a 1250°C como B. Visou-se um tempo de reaquecimento de 180 minutos. Os níveis de temperatura de reaquecimento foram escolhidas por serem os valores mínimos e máximos possíveis do forno de reaquecimento da Usiminas.

A seguir as placas foram laminadas a quente até a espessura de 3,20 mm, visando uma temperatura de acabamento de 880°C. Posteriormente foram bobinadas visando-se três temperaturas 550°C, 650°C e 750°C. Os valores de temperatura de bobinamento escolhidos são os comumente utilizados no processamento industrial da Usiminas.

Dentro de cada grupo, denominados A e B, as chapas aos pares, foram submetidas a três temperaturas de bobinamento (TB), denominada 1, 2 e 3. Sendo essa ordem associada, respectivamente, às temperaturas de 550°C, 650°C e 750°C. Conforme pode ser observado na tabela IV.2, o material ficou assim distribuído no estudo:

Tabela IV.2 - Identificação do material como laminado a quente.

MATERIAL	TRP [°C]	TB [°C]
A1	1180	550
A2		650
A3		750
B1	1250	550
B2		650
B3		750

Posteriormente as bobinas laminadas a quente (BQ's) foram laminadas a frio dando origem às bobinas a frio (BF's). A quantidade de deformação imposta foi de 62,5% chegando à espessura de 1,20 mm. As BF's então foram processadas numa linha de recozimento contínuo cujo ciclo é mostrado na figura 4.1.

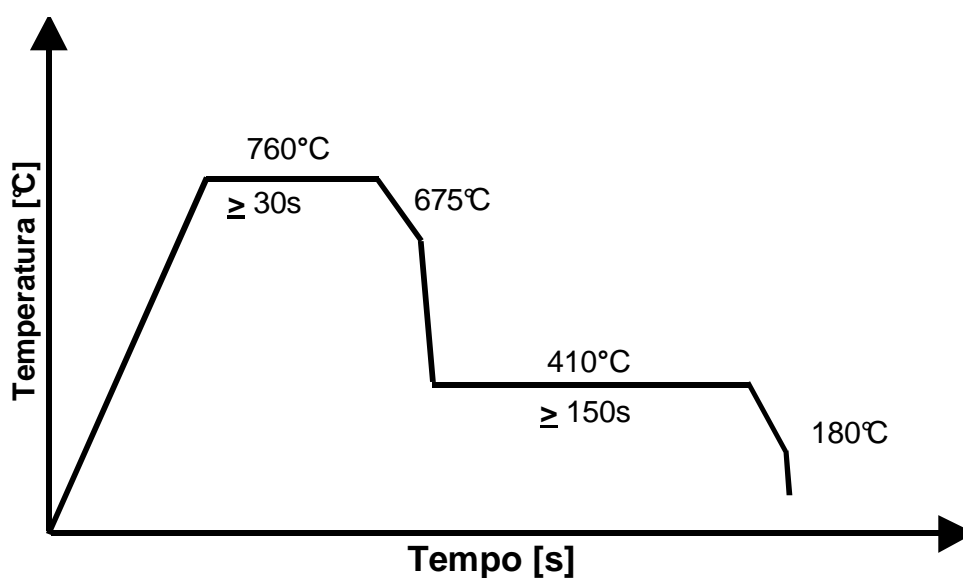


Figura 4.1 - Ciclo de recozimento na linha contínua utilizado no estudo.

Após o recozimento essas BF's foram processadas no laminador de encruamento visando uma deformação de 1,7%.

4.1.3. Amostragem do Material

Visando analisar o efeito das temperaturas estudadas nas propriedades mecânicas em tração e tamanho de grão ferrítico as BQ's foram amostradas nas regiões de topo e base, na linha de decapagem, antes de serem laminadas a frio. Essas amostras foram codificadas, respectivamente, como QT e QB. Dessa maneira foi acrescida essa codificação às já existentes na tabela IV.2, conforme pode ser visto na tabela IV.3.

Tabela IV.3 - Identificação das amostras como laminadas a quente.

AMOSTRA	TRP [°C]	TB [°C]
A1QT e A1QB	1180	550
A2QT e A2QB		650
A3QT e A3QB		750
B1QT e B1QB	1250	550
B2QT e B2QB		650
B3QT e B3QB		750

Com o mesmo objetivo de melhor avaliar as propriedades mecânicas no aço como laminado a frio foram amostradas nas regiões referentes ao topo, a 1/4 do comprimento, no meio, a 3/4 do comprimento e base de cada BQ, agora denominadas BF's. Para isso o material foi levado a uma linha de tesoura e cortado em chapas.

As amostras foram codificadas como FT (topo BF), F1/4 (1/4 da BF), FM (meio da BF), F3/4 (3/4 da BF) e FB (base da BF). Como codificado nas amostras laminadas a quente, foram acrescidas essas informações a tabela IV.2, conforme mostrado na tabela IV.4:

Tabela IV.4 - Identificação das amostras como laminado a frio

AMOSTRA	TRP [°C]	TB [°C]
A1FT, A1F1/4, A1FM, A1F3/4 e A1FB	1180	550
A2FT, A2F1/4, A2FM, A2F3/4 e A2FB		650
A3FT, A3F1/4, A3FM, A3F3/4 e A3FB		750
B1FT, B1F1/4, B1FM, B1F3/4 e B1FB	1250	550
B2FT, B2F1/4, B2FM, B2F3/4 e B2FB		650
B3FT, B3F1/4, B3FM, B3F3/4 e B3FB		750

4.2. Caracterização do Material

4.2.1. Análise Química

Foram realizadas análises químicas nas amostras como laminadas a quente e a frio para confirmação dos valores visados no item 4.1.1.

4.2.2. Análise Metalográfica

As análises metalográficas foram realizadas nos aços na condição de laminados a quente e também laminados a frio e recozidos. Foram identificadas, através de microscópios ótico, marca Leitz – modelo Metallux II, e eletrônico de varredura, marca Cambridge - modelo Stereoscan 360, os constituintes microestruturais nos aços em amostras em cada condição de processamento. Para a realização dessa caracterização, as amostras, foram atacadas com reagente nital 4%. Determinaram-se também, por meio de metalografia quantitativa, as respectivas frações volumétricas das fases e o tamanho médio de grão ferrítico dos aços.

A medida das frações volumétricas das fases nos aços foi feita utilizando-se um analisador de imagens do tipo QUANTIMET Q-600 e a determinação do tamanho médio de grão ferrítico foi feita através do método de interceptos conforme a norma ASTM E-112/96⁽¹⁷⁾. Esse método consiste em contar os interceptos dos contornos de

grãos sobre uma linha de teste de comprimento conhecido, cujo valor é dividido pelo número de interceptos, obtendo-se assim o diâmetro médio dos grãos.

4.2.3. Propriedades Mecânicas em Tração

Foram realizados ensaios de tração, utilizando corpos-de-prova retirados a $\frac{1}{4}$ da largura das bobinas e orientados transversalmente à direção de laminação das amostras processadas a quente e a frio recozidas, conforme a norma NBR 6673/81⁽¹⁸⁾. As dimensões do corpo-de-prova são mostrados na figura 4.2.

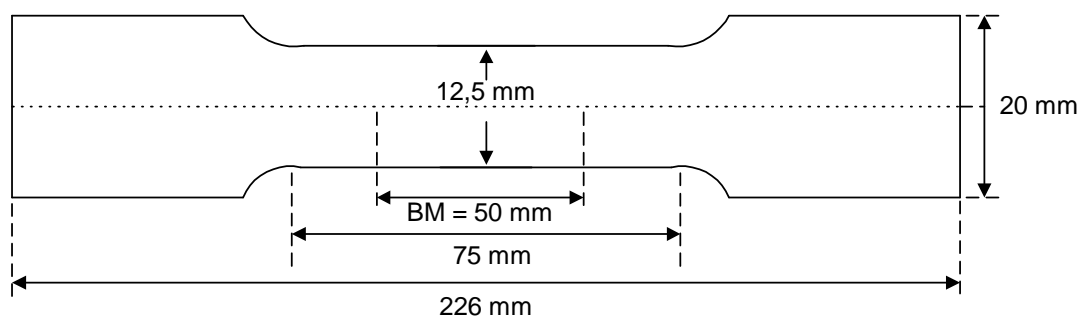


Figura 4.2 - Dimensões do corpo-de-prova de tração para chapas conforme norma NBR 6673/81⁽¹⁸⁾.

Os ensaios de tração das amostras dos aços na condição de laminados a quente foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca Shimadzu, de 10t de capacidade. Já as amostras dos aços laminados a frio e recozidos foram ensaiados em uma máquina robotizada da marca Instron, também de 10t.

Nos ensaios de tração foram determinados os valores de limites de escoamento (LE) a 0,2% de deformação, de resistência (LR) e alongamento percentual total (AI) dos aços.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Caracterização do Material

5.1.1. Composição Química

A composição química do aço expedida pela aciaria está mostrada na tabela V.1.

Tabela V.1 - Resultados de análise química (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
0,06	0,74	0,01	0,022	0,008	0,052	0,039	0,0056

Visando confirmar os valores de composição química obtidos pela aciaria, também foram realizadas análises químicas no material como laminado a quente (LQ) e a frio (LF). Esses resultados são mostrados na tabela V.2, não se verificando variações significativas entre os resultados de análise química expedidos pela aciaria e os obtidos no produto acabado.

Tabela V.2 - Resultados das análises químicas do aço como LQ e LF(% em massa).

	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
LQ	0,06	0,73	0,01	0,022	0,007	0,048	0,038	0,0052
LF	0,05	0,72	0,01	0,022	0,008	0,048	0,035	0,0053

Ressalta-se que os valores de composição química da tabelas V.1 e V.2 estão coerentes com os propostos na tabela IV.1.

5.1.2. Caracterização Microestrutural

A microestrutura, indiferentemente de todo processamento aplicado, foi composta de ferrita, em sua maior parte, e de cementita.

As figuras 5.1 e 5.2 ilustram, respectivamente, o aspecto microestrutural das amostras, como laminadas a quente, nas temperaturas de reaquecimento de 1180°C e 1250°C, nas diferentes condições de bobinamento.

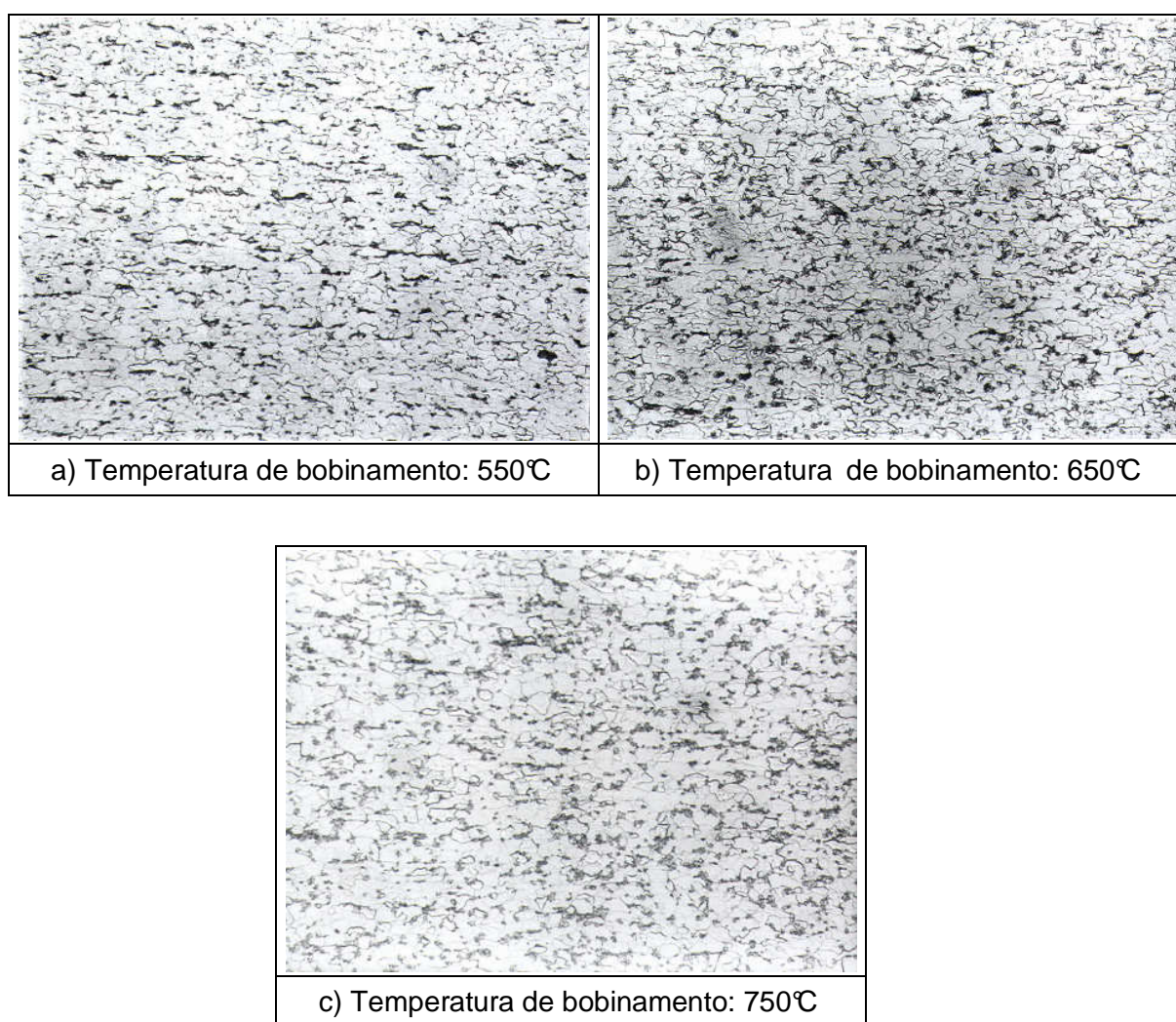


Figura 5.1 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.

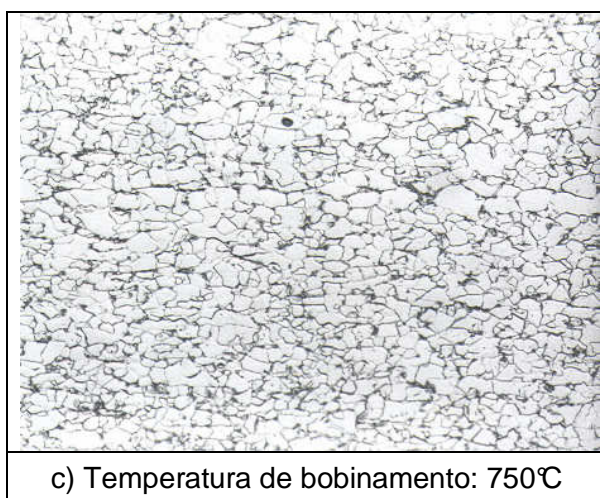
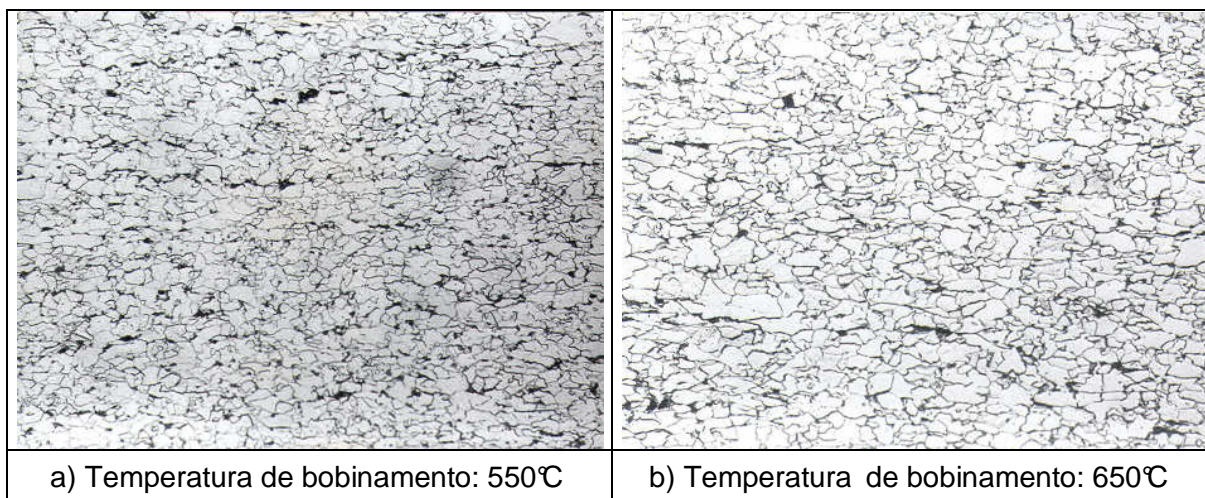


Figura 5.2 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.

Detalhes da microestrutura das amostras observadas nas figuras 5.1 e 5.2, vistas no microscópio eletrônico de varredura (MEV), são mostrados nas figuras 5.3 e 5.4

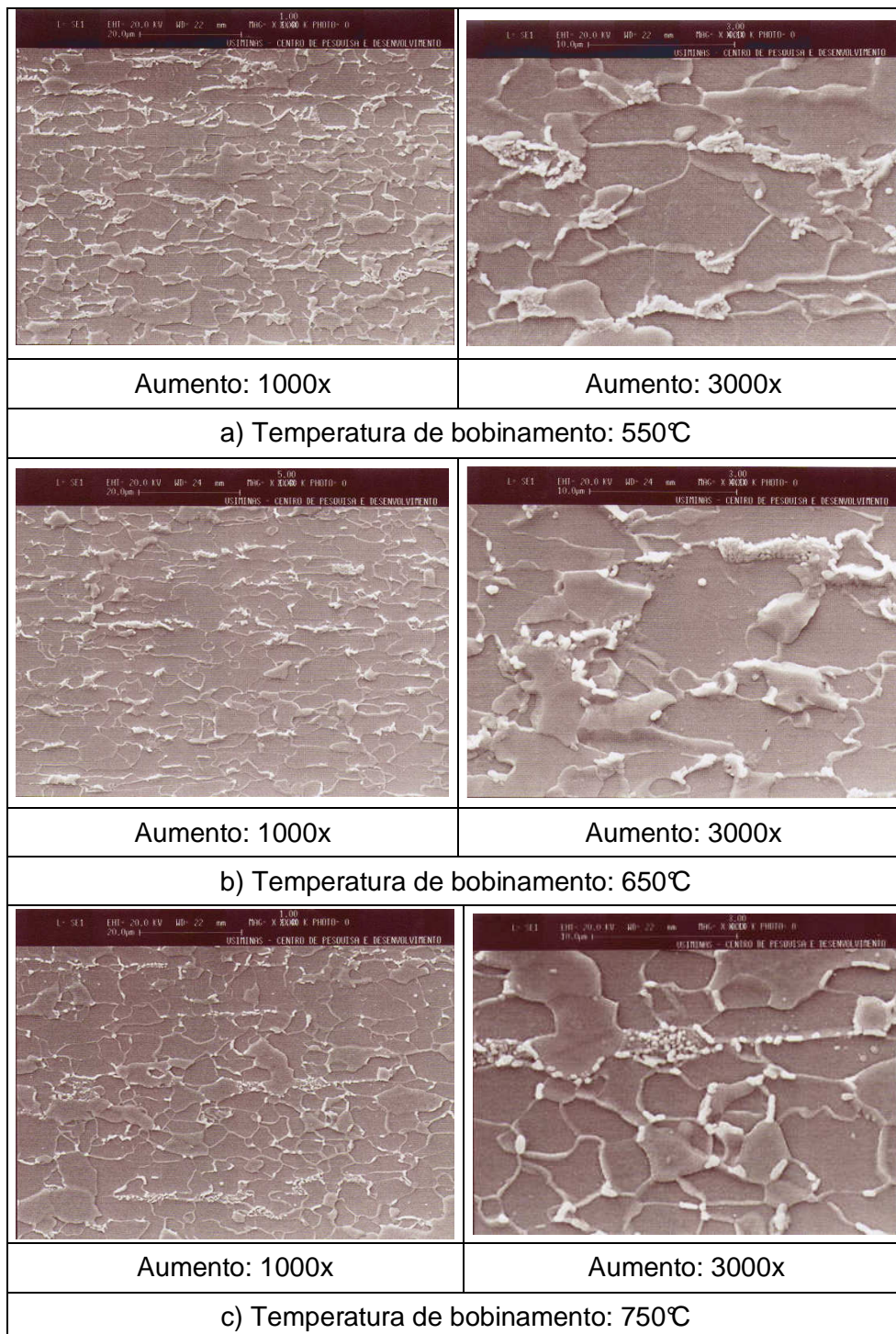


Figura 5.3 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%.

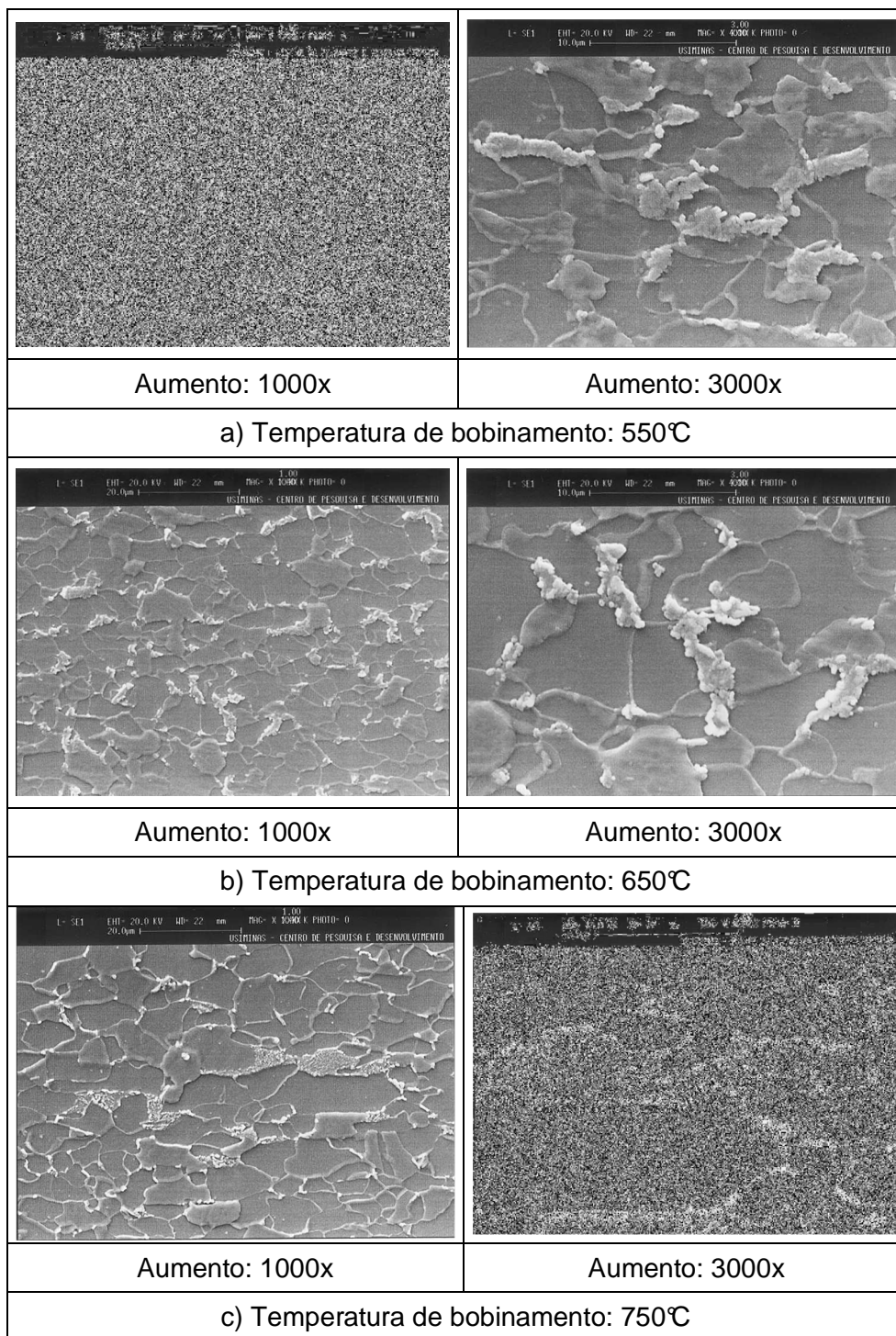


Figura 5.4 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%.

A microestrutura das amostras como laminadas a frio e recozidas, vistas por microscópio ótico, nas temperaturas de reaquecimento, 1180 e 1250°C, para as diferentes condições de bobinamento são mostradas nas figuras 5.5 e 5.6.

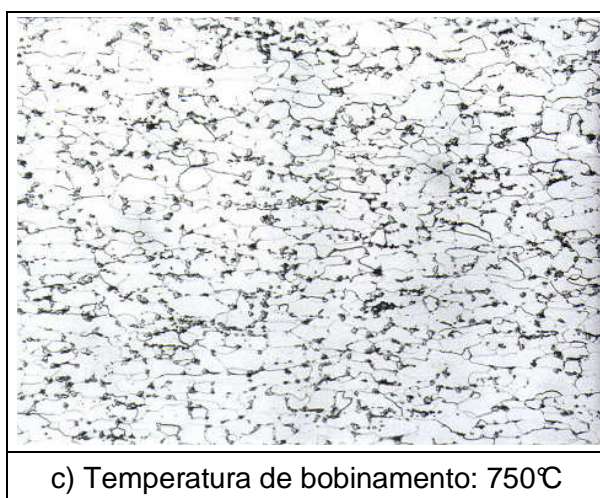
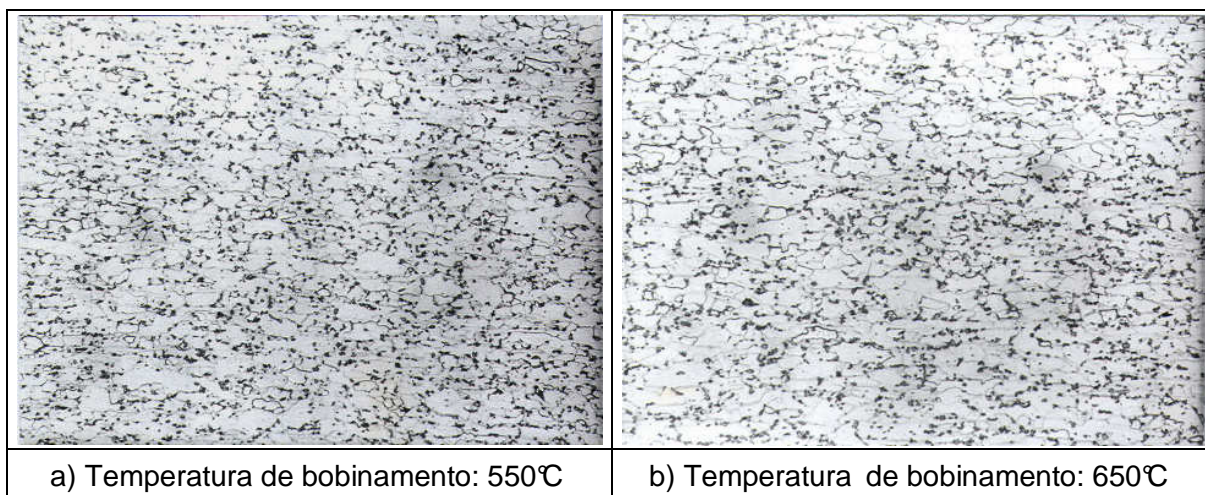


Figura 5.5 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.

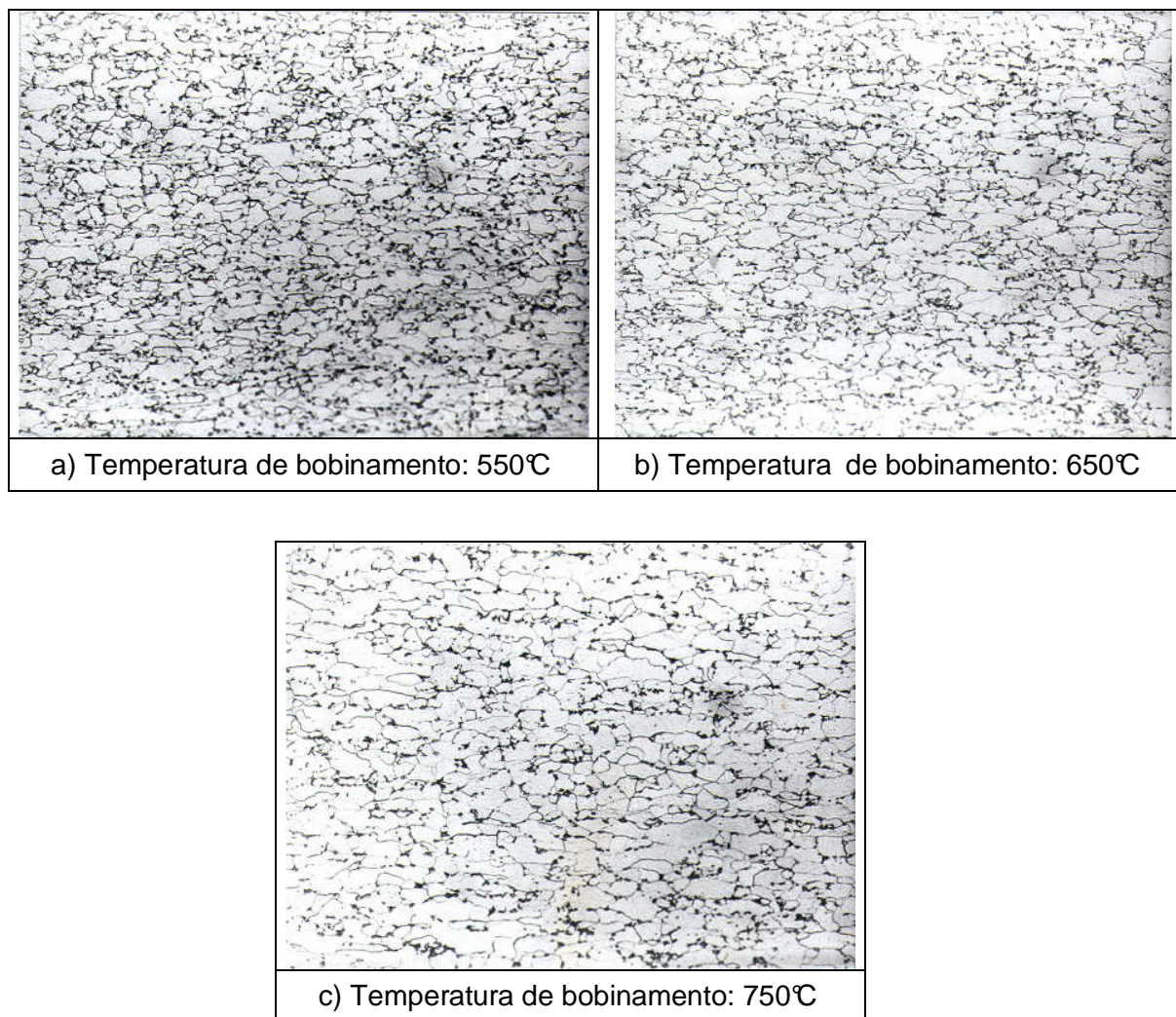


Figura 5.6 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 500x.

Semelhantemente às figuras 5.3 e 5.4, são mostrados detalhes das amostras laminadas a frio e recozidas, vistas pelo MEV, nas figuras 5.7 e 5.8

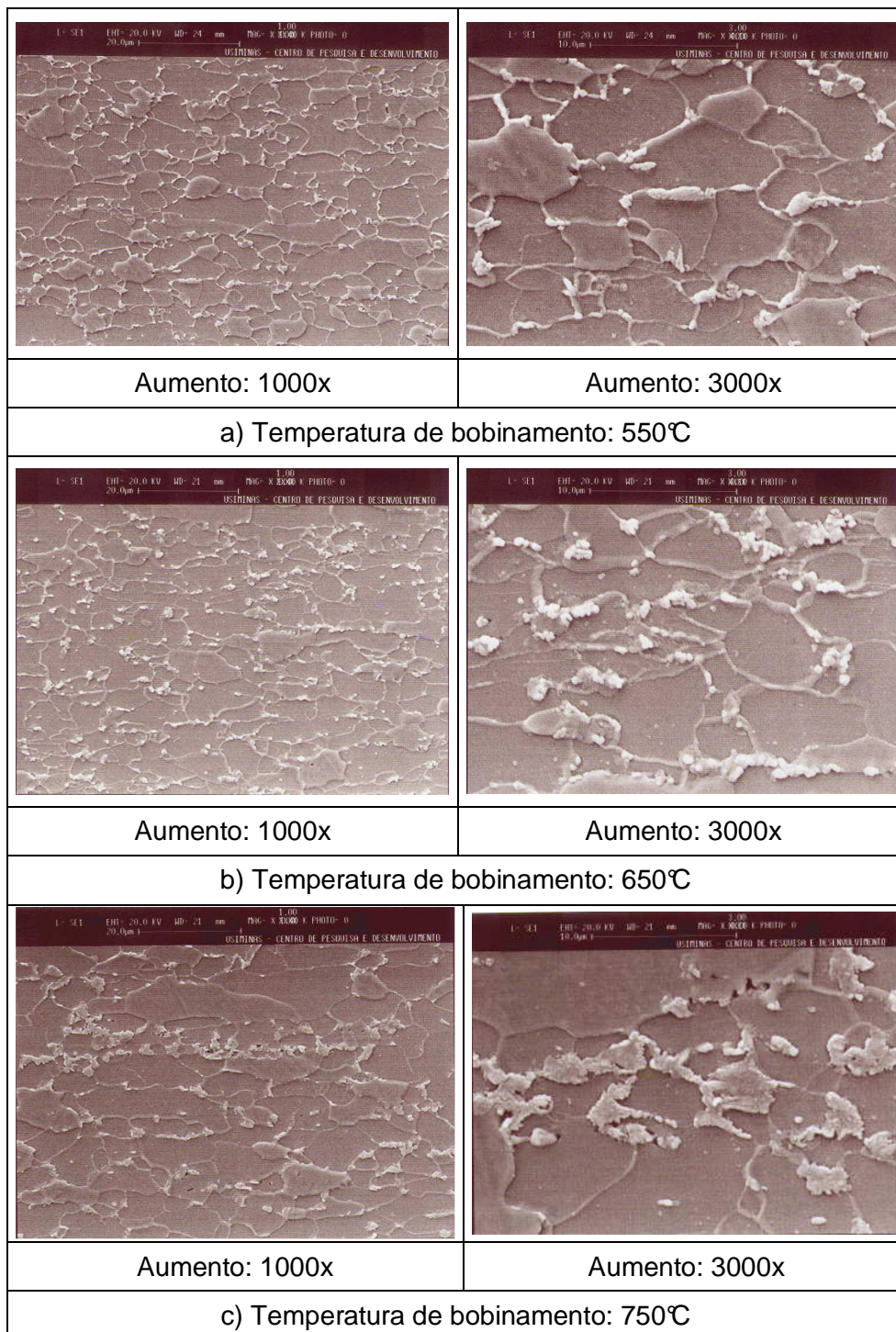


Figura 5.7 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%.

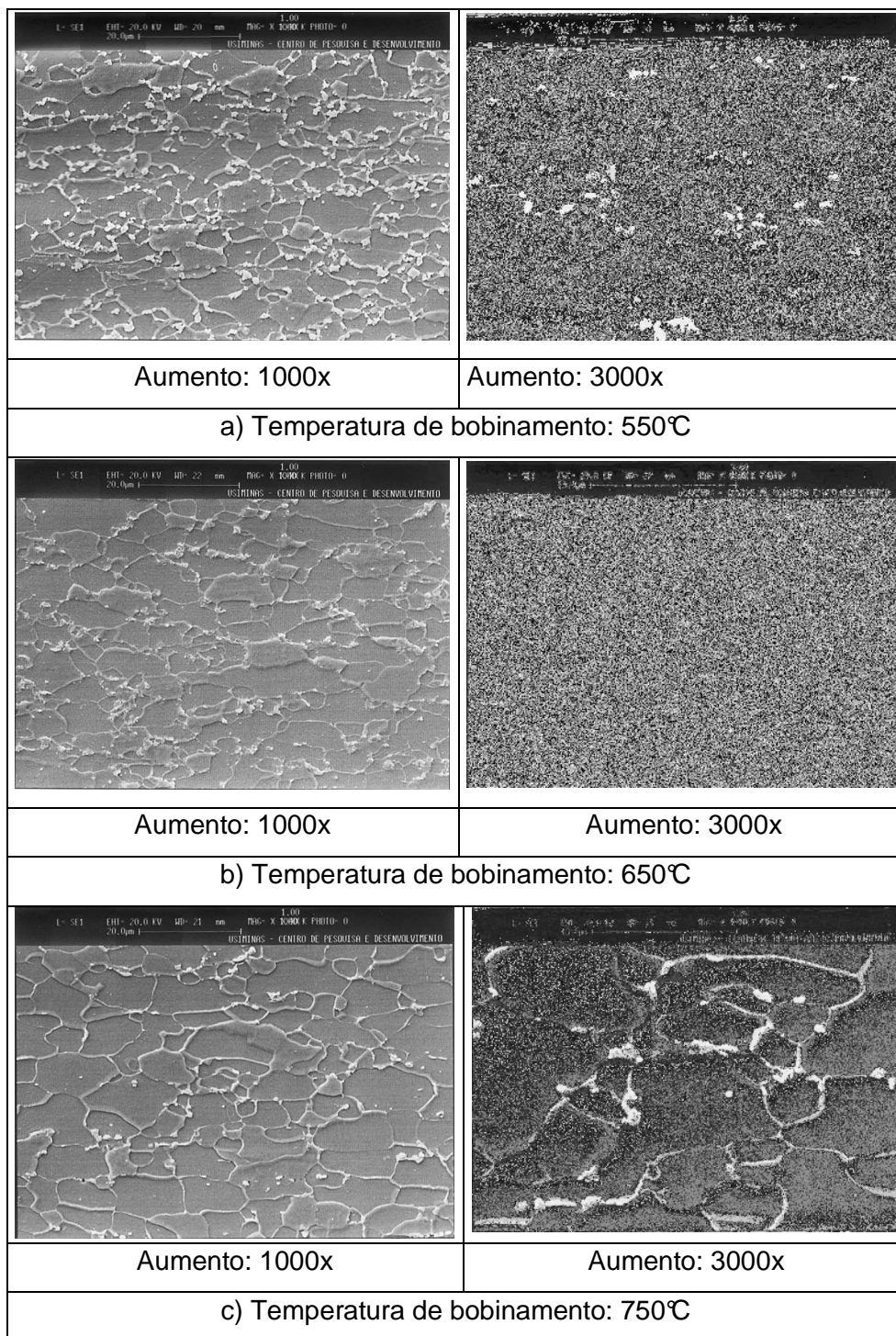


Figura 5.8 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a frio e recozidas, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%.

Em relação ao aspecto morfológico da ferrita, ela apresentou-se recristalizada, independentemente da condição de processamento utilizado. Esse aspecto da ferrita, sobretudo nas amostras laminadas a frio, é conseqüência do processo de recristalização ao qual elas foram submetidas durante a etapa de encharque do processo de recozimento contínuo.

A cementita apresentou-se na forma globular e também como filmes nos contornos de grãos ferríticos. Esses aspectos podem ser mais bem observados nas micrografias feitas por MEV apresentados nas figuras 5.9 e 5.10.

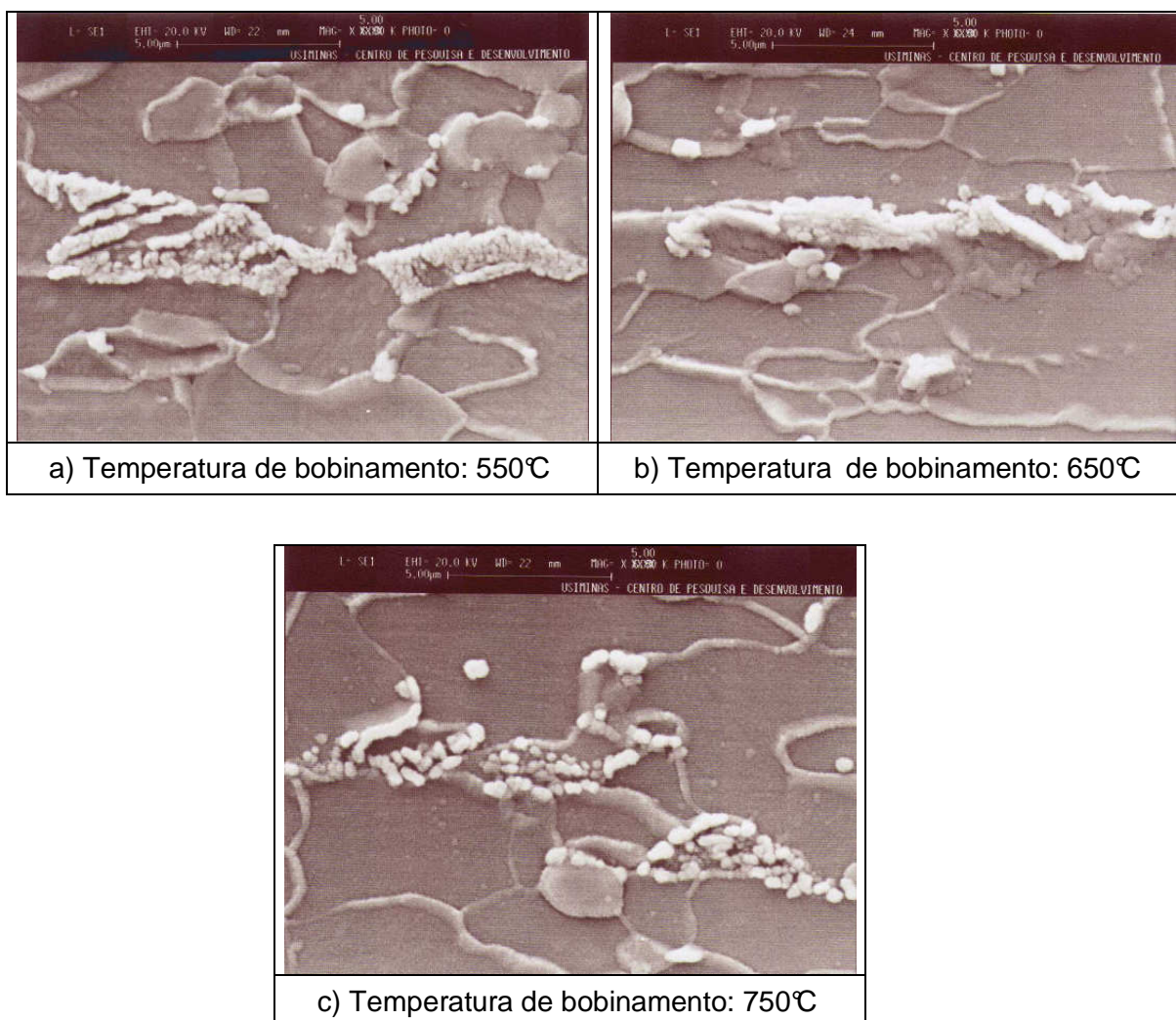


Figura 5.9 - Aspecto microestrutural das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1180°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 5.000x

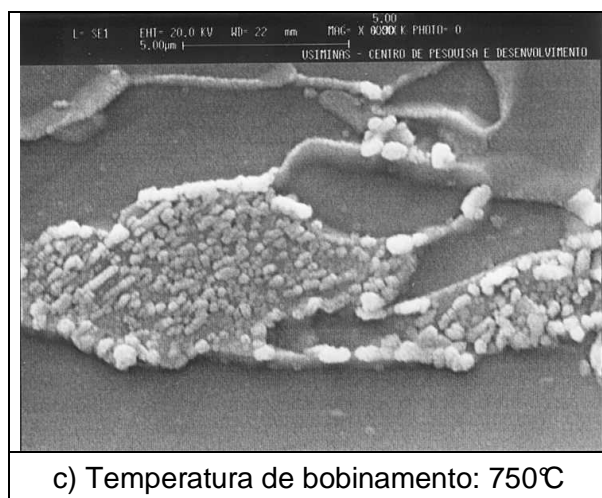
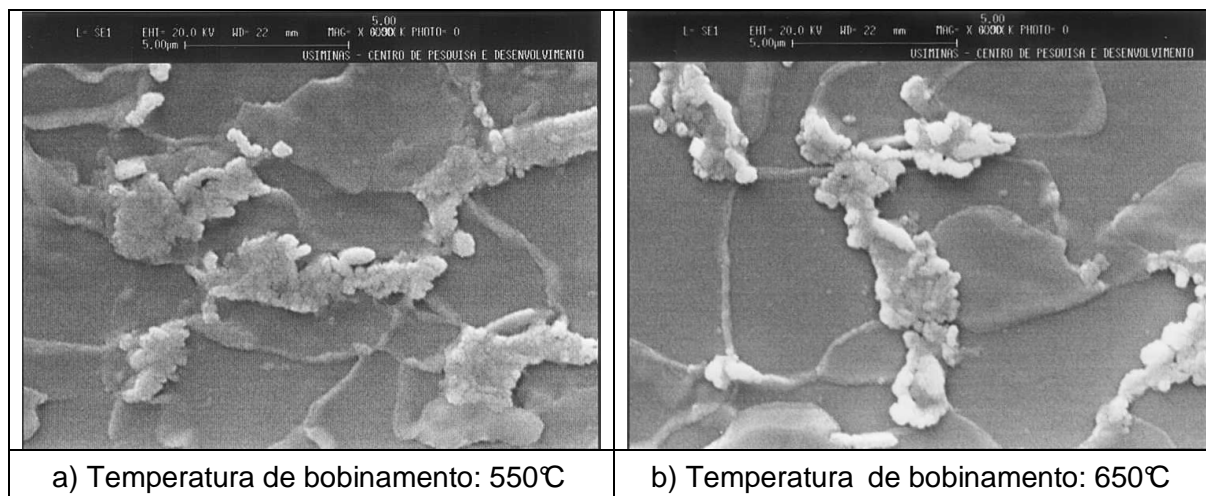


Figura 5.10 - Aspecto microestrutura das amostras (MEV), como laminadas a quente, na temperatura de reaquecimento de 1250°C. Ataque: Nital 4%. Aumento: 5.000x

Para a condição de laminado a quente e temperatura de reaquecimento de 1250°C, pode-se observar que a cementita apresentou-se mais grosseira com aumento da temperatura de bobinação. A figura 5.10 ilustra bem esse aspecto.

Embora esse comportamento da morfologia da cementita não tenha sido observado nitidamente para as micrografias observadas na figura 5.2, ele foi observado na figura 5.10.

Com o aumento da temperatura de bobinamento houve uma certa alteração na granulometria da cementita, como propõe a literatura para o aço como laminado a quente⁽⁸⁾. Na condição de laminado a frio, a morfologia da cementita não apresentou grandes variações tanto para as diversas temperaturas de reaquecimento quanto para as de bobinamento. Essa diferença na morfologia da cementita entre a chapa laminadas a quente e a frio e recozidas, provavelmente, pode ser atribuída à condição de resfriamento na qual foi submetido o aço laminado a quente após seu bobinamento.

Em maiores temperaturas de bobinamento, a taxa de resfriamento da bobina é mais lenta, favorecendo o crescimento da cementita⁽⁸⁾. Essa mecanismo foi observado na figura 3.9 e comprovado através da figura 5.10. Por sua vez, essa diferença entre os aspectos morfológicos da cementita não foi observada nos aços na condição de laminado a frio e recozido, como já citado anteriormente. Talvez devido às condições de resfriamento no ciclo de recozimento contínuo serem rápidas, elas possam acarretar uma elevada nucleação da cementita, porém sem condições cinéticas suficiente para seu crescimento. Como forma de comparação, o tempo de resfriamento dessas bobinas antes de serem submetidas ao processo de laminação a frio e recozimento contínuo é da ordem de horas, enquanto que o tempo total do ciclo de recozimento, é da ordem de minutos, como pode ser visto em sua representação na figura 4.1.

A tabela V.3 apresenta os valores de tamanho médio de grão ferrítico e a percentagem dos constituintes nas amostras nas duas condições de processamento, a quente e a frio recozido.

Tabela V.3 - Valores de tamanho médio de grão ferrítico (d) e percentagem de constituintes presentes no aço em função da temperaturas de reaquecimento de placa (TRP) e de bobinamento (TB).

	TRP (°C)	TB (°C)	d (µm)	Ferrita (%)	Cementita(%)
LAMINADAS A QUENTE	1180	550	4,5 ± 2,0	89,5	10,5
		650	5,0 ± 2,0	93,7	6,3
		750	4,5 ± 2,0	93,7	6,3
	1250	550	5,0 ± 2,0	85,2	14,8
		650	5,2 ± 2,0	89,7	10,3
		750	5,5 ± 2,0	88,8	11,2
LAMINADAS A FRIO	1180	550	5,1 ± 2,0	88,4	11,6
		650	5,7 ± 2,0	90,7	9,3
		750	5,9 ± 2,0	90,9	9,1
	1250	550	5,6 ± 2,0	90,7	9,3
		650	6,1 ± 2,0	88,1	11,9
		750	5,5 ± 2,0	85,3	14,7

Por essa tabela verifica-se que os tamanhos médios de grãos ferríticos dos aços nas diferentes condições de processamento foram muito próximos, da ordem de 5µm (12ASTM). As frações volumétricas das fases foram também idênticas, apresentando uma percentagem de ferrita em torno de 90% e de cementita de 10% para todos os aços.

5.1.3. Propriedades Mecânicas em Tração

Os valores médios obtidos de propriedades mecânicas em tração no aço, como laminado a quente e a frio e recozido, são mostrados nas tabelas V.4 e V.5.

Tabela V.4 - Valores de propriedades mecânicas em tração no aço como laminado a quente em função das temperaturas de reaquecimento de placa (TRP) e de bobinamento (TB).

TRP (°C)	TB (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al*(%)
1180	550	480 ± 11	543 ± 8	28 ± 1
	650	475 ± 2	533 ± 2	29 ± 2
	750	423 ± 13	481 ± 14	30 ± 2
1250	550	476 ± 8	539 ± 8	29 ± 1
	650	475 ± 6	534 ± 7	29 ± 1
	750	425 ± 5	484 ± 5	29 ± 2

* BM: 50 mm

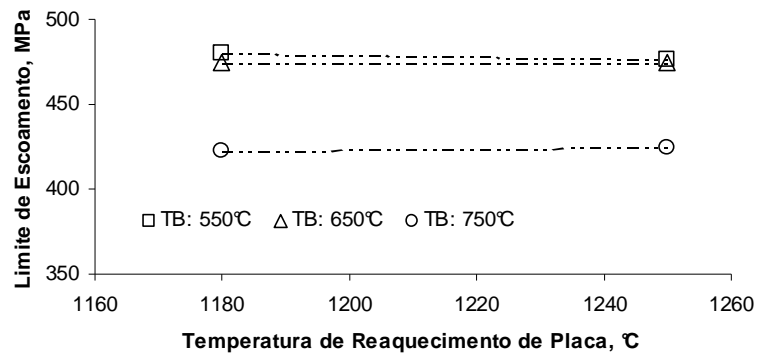
Tabela V.5 - Valores de propriedades mecânicas em tração no aço como laminado a frio e recozido em função das temperaturas de reaquecimento de placa e de bobinamento.

TRP (°C)	TB (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al* (%)
1180	550	421 ± 5	530 ± 3	22 ± 1
	650	420 ± 10	530 ± 9	23 ± 2
	750	349 ± 15	459 ± 12	28 ± 3
1250	550	423 ± 8	528 ± 7	22 ± 2
	650	431 ± 8	534 ± 7	20 ± 1
	750	359 ± 12	465 ± 12	27 ± 1

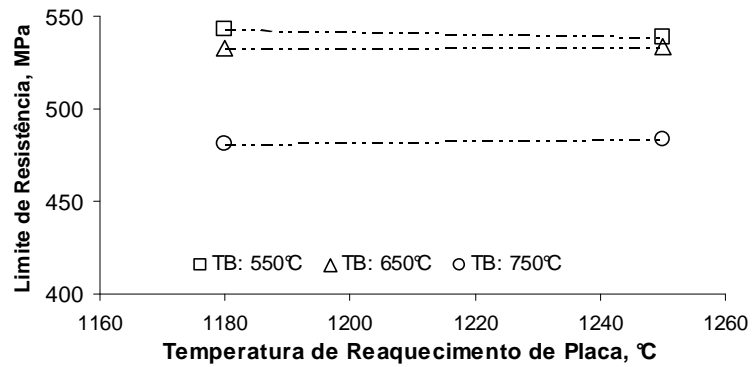
* BM: 50 mm

5.1.3.1. Efeito da Temperatura de Reaquecimento de Placa

A influência da temperatura de reaquecimento de placa nas propriedades mecânicas e ductilidade do aço como laminado a quente, medidas em tração, são apresentadas nas figuras 5.11 e 5.12 e como laminado a frio e recozido nas figuras 5.13 e 5.14, nas diversas condições de bobinamento.



a)



b)

Figura 5.11 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa nos a) limites de escoamento e b) de resistência no aço como laminado a quente.

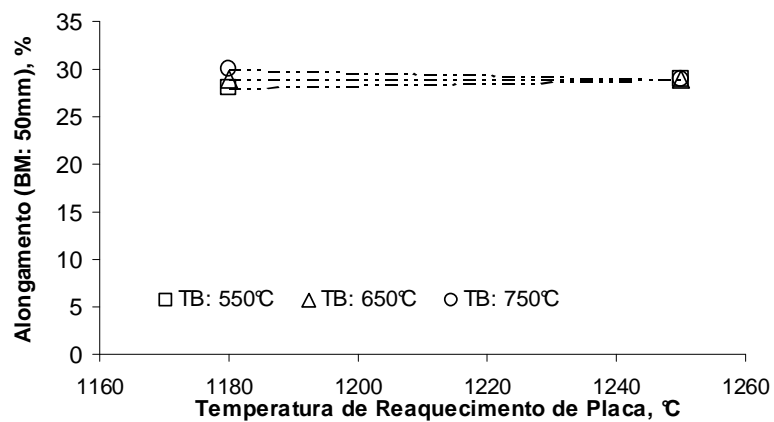
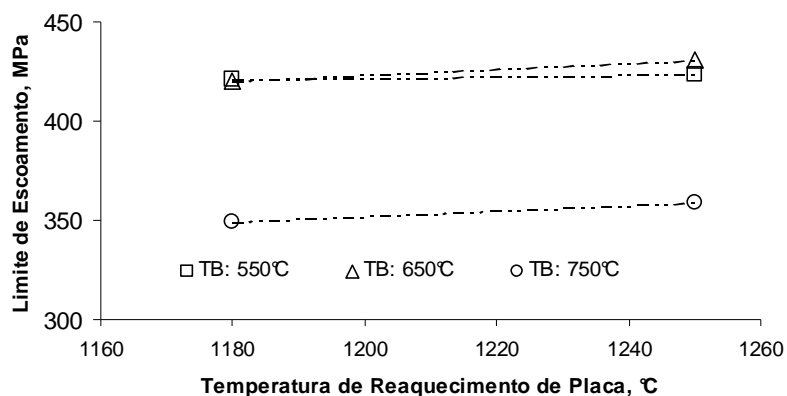
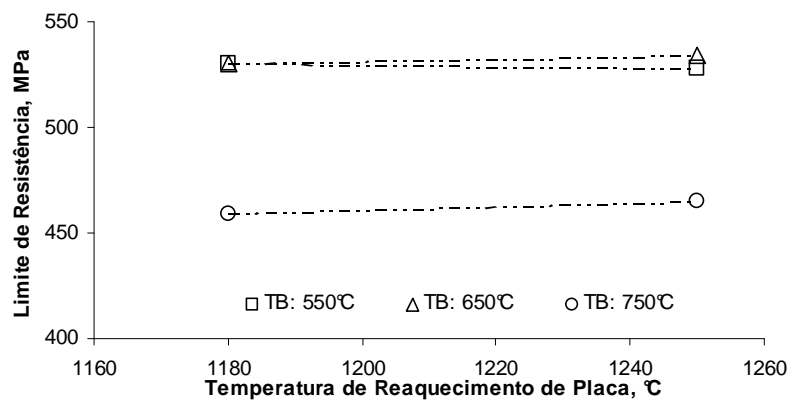


Figura 5.12 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa no valor de alongamento total no aço como laminado a quente.



a)



b)

Figura 5.13 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa nos a) limites de escoamento e b) de resistência no aço como laminado a frio e recozido.

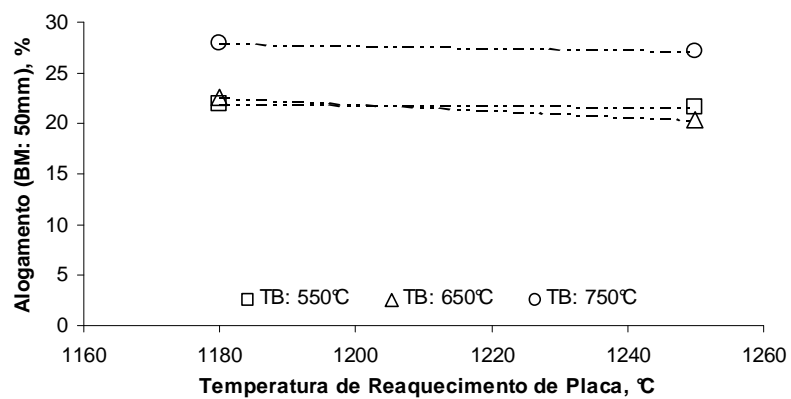


Figura 5.14 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placa no valor de alongamento total no aço como laminado a frio e recozido.

Não foram observadas variações consideradas significativas nos valores de limites de escoamento, de resistência e no alongamento total no aço como laminado a quente e a frio e recozido quando submetidos às temperaturas de reaquecimento de 1180°C e 1250°C.

Esse resultado possivelmente pode estar associado às condições de precipitação terem sido idênticas durante a laminação a quente. Essa consideração está baseada em dois aspectos:

- **temperatura de solubilização de precipitados presentes**

Utilizando as equações do produto de solubilidade de precipitados apresentadas na tabela III.1 e os valores de composição química da tabela V.1, verifica-se que nas temperaturas de reaquecimento utilizadas todos os possíveis precipitados presentes encontravam-se dissolvidos, como mostrado na tabela V.6.

Tabela V.6 - Temperatura de solubilização de possíveis precipitados presentes em função da composição química obtida no aço ARBL.

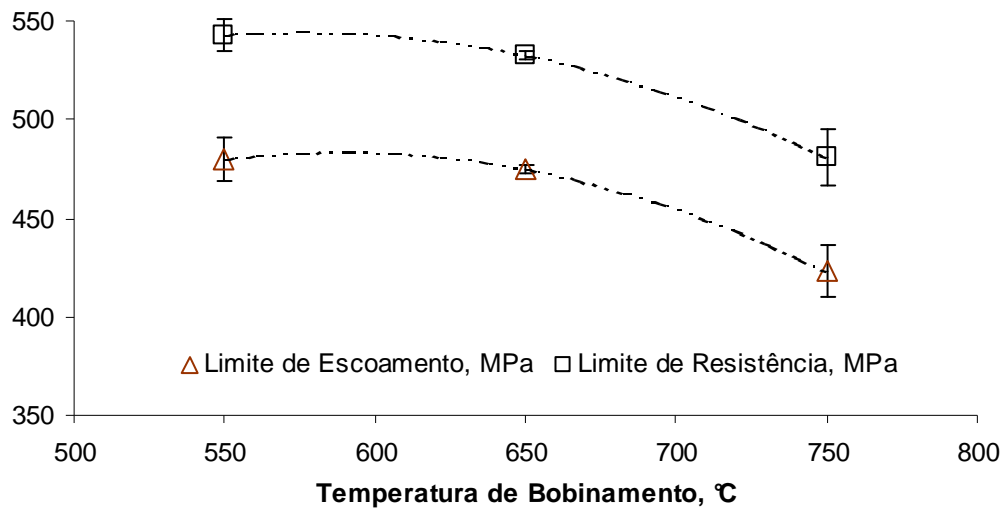
Precipitado	Temperatura de Solubilização (°C)
NbC	1153
NbN	1043
Nb(C,N)	1119
AlN	1076

- **tempo de reaquecimento**

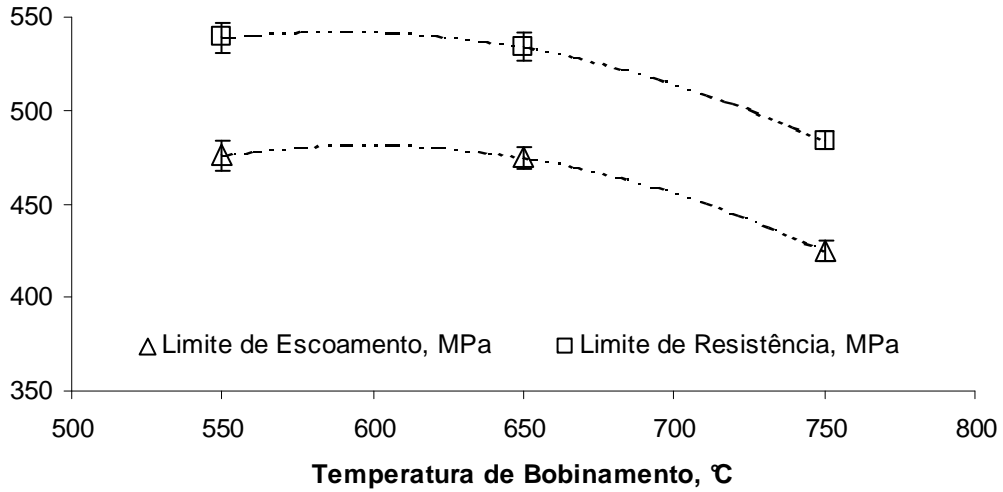
Também o tempo de reaquecimento de placas, em torno de 200 minutos foi similar para ambas temperaturas testadas.

5.1.3.2. Efeito da Temperatura de Bobinamento

Nas figuras 5.15 e 5.16 pode ser vista a influência das temperaturas de bobinamento nos valores de limites de escoamento e de resistência no aço, como laminado quente e a frio e recozido, nas diferentes condições de reaquecimento.

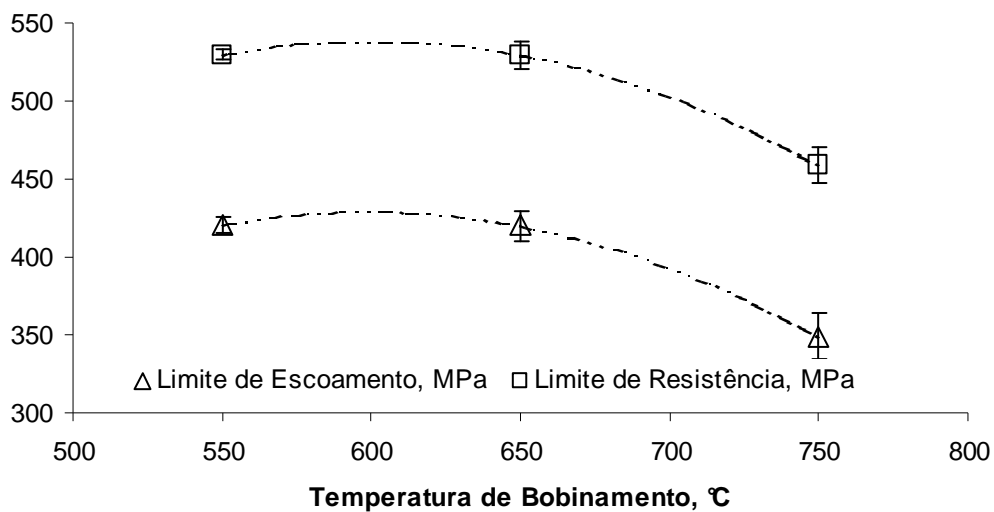


a) Temperatura de reaquecimento de placa 1180°C.

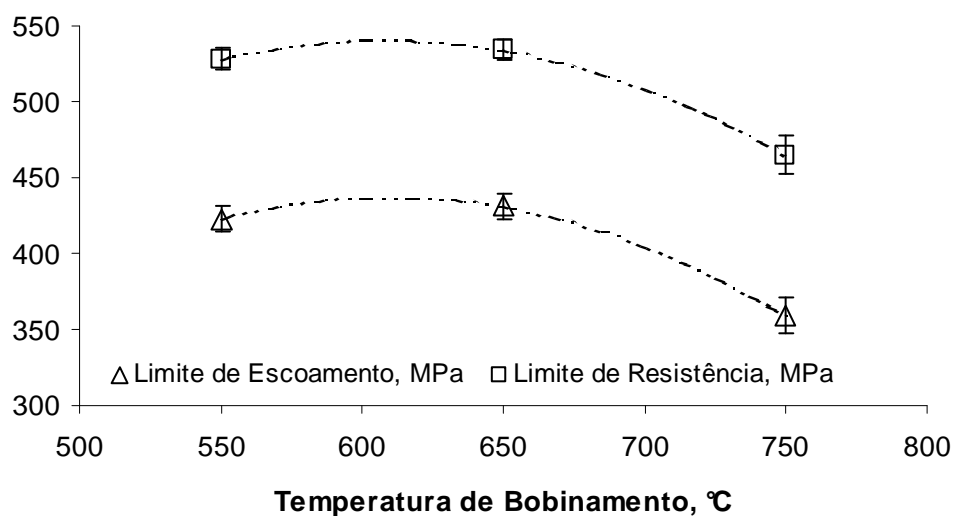


b) Temperatura de reaquecimento de placa 1250°C.

Figura 5.15 - Efeito da temperatura de bobinamento nos limites de escoamento e de resistência no aço como laminado a quente, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.



a) Temperatura de reaquecimento de placa 1180°C.



b) Temperatura de reaquecimento de placa 1250°C.

Figura 5.16 - Efeito da temperatura de bobinamento nos limites de escoamento e de resistência no aço como laminado a frio e recozido, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.

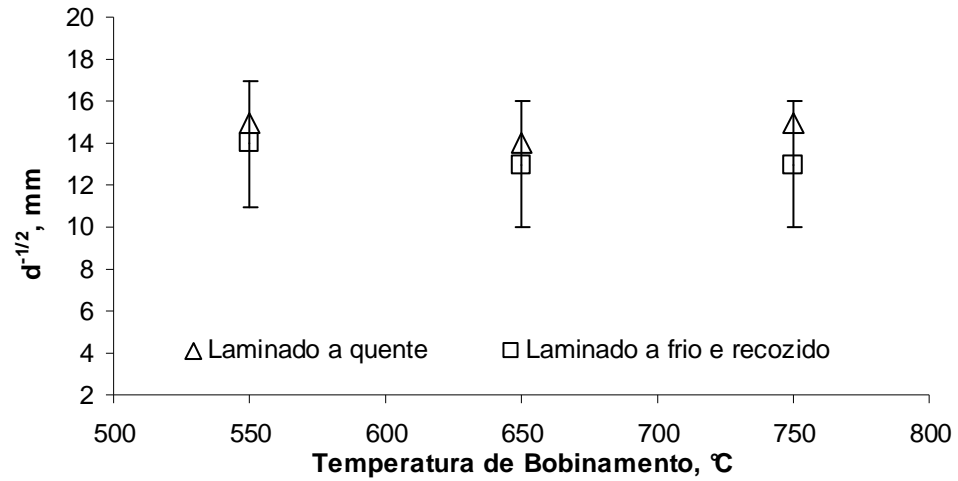
De maneira geral, houve uma queda na resistência mecânica do aço com aumento da temperatura de bobinamento, independentemente da condição de processamento do aço. Esse resultado já era esperado porque em temperaturas de bobinamento mais altas ocorrem o coalescimento de precipitados, que perdendo a sua coerência com a matriz ferrítica diminui o seu efeito na resistência mecânica⁽⁵⁾. Porém, Patel⁽¹¹⁾ cita que em aços microligados ao nióbio o máximo efeito do mecanismo de precipitação irá ocorrer em torno da temperatura de bobinamento de 600°C, figura 3.11. Foi observado nas figuras 5.15 e 5.16 um comportamento semelhante ao observado por Patel, para temperaturas entre 550°C a 650°C.

Também verificam-se comportamentos bastantes distintos em relação à redução das propriedades mecânicas, nas figuras 5.15 e 5.16, para incrementos de 100°C na temperatura de bobinamento. Na tabela V.7 são apresentados os valores da variação nos limites de escoamento e de resistência para os intervalos de 550-650°C e 650-750°C.

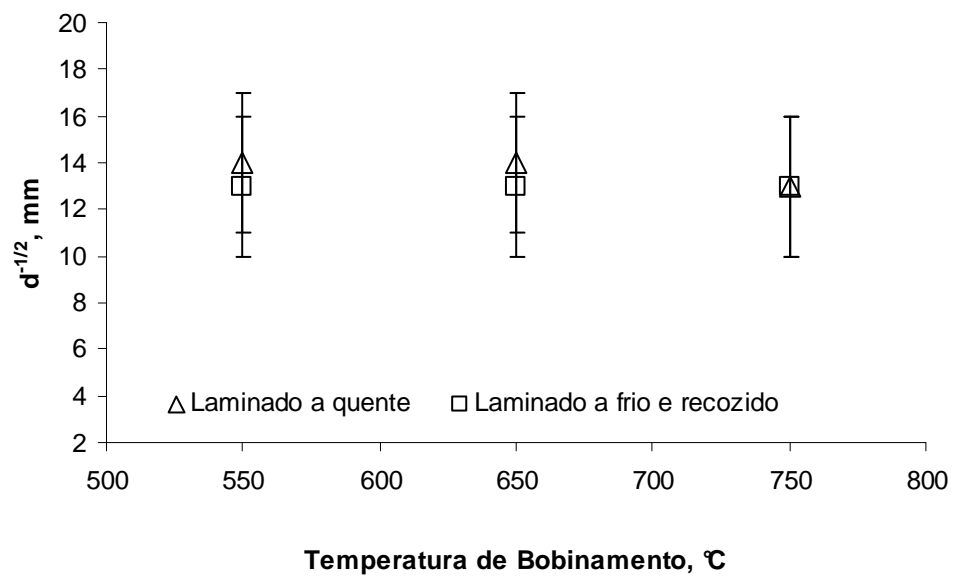
Tabela V.7 - Variação nos limites de escoamento e de resistência para diferentes intervalos de temperatura de bobinamento.

INTERVALO	Variação no LE (MPa/°C)		Variação no LR (MPa/°C)	
	LQ	LF	LQ	LF
550-650°C	0,03	0,03	0,05	0,05
650-750°C	0,51	0,71	0,52	0,70

Independentemente da condição de processamento, propõe-se que a maior variação de propriedades mecânicas no intervalo de 650-750°C deveu-se principalmente ao coalescimento dos precipitados presentes, uma vez que o tamanho médio de grão ferrítico praticamente não variou em função da temperatura de bobinamento, conforme pode ser observado na figura 5.17.



a) Temperatura de reaquecimento de placa 1180°C



b) Temperatura de reaquecimento de placa 1250°C

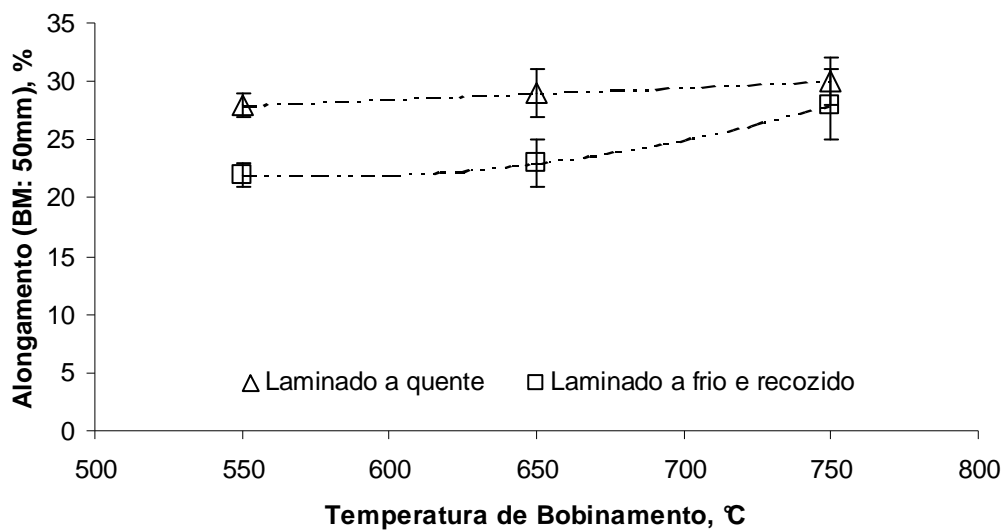
Figura 5.17 - Efeito da temperatura de bobinamento no tamanho médio de grão ferrítico, como laminado a quente e a frio e recozido, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.

Na tabela V.7 observa-se que a variação dos limites de escoamento e de resistência em função da temperatura, na faixa de 550-650°C, não apresentou diferenças significativas em relação à condição de processamento do aço, laminado a quente ou a frio e recozido. Dessa forma, infere-se que o mecanismo que atuou na queda de resistência por unidade de temperatura, nessa faixa de temperatura, foi similar para ambas as condições de processamento.

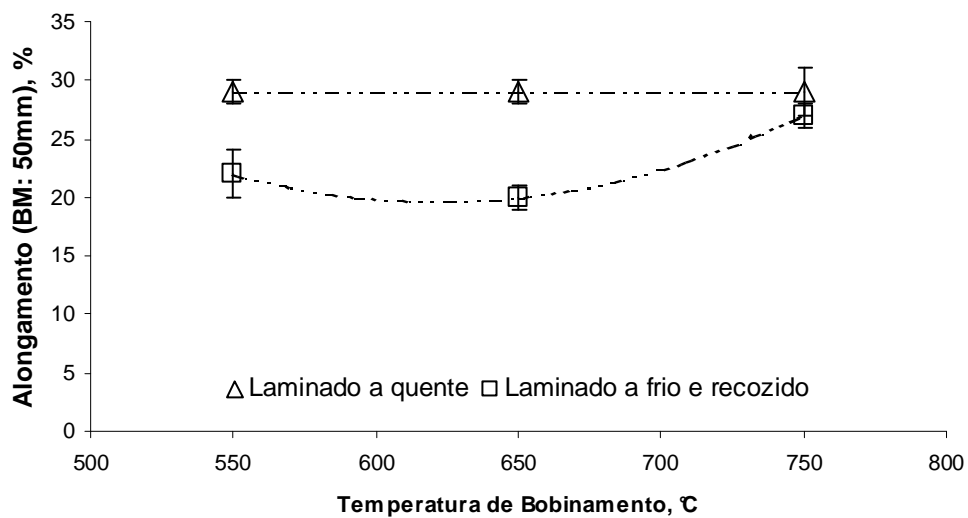
Em relação à diferença entre a variação dos limites de escoamento e de resistência em função da temperatura, nota-se que embora esse valor não tenha sido elevado, pode-se considerar que, de certa forma, o LR foi mais sensível à variação de temperatura por apresentar um maior valor (variação no LE foi de 0,03 MPa/°C e no LR, 0,05 MPa/°C).

No intervalo 650-750°C, a condição de processamento teve uma maior influência na variação dos limites de escoamento e de resistência em função da temperatura, observa-se que os maiores valores dessas variáveis foram atribuídos à condição de laminação a frio e recozido. Baseado nisso, propõe-se que o mecanismo que atuou na queda de resistência por unidade de temperatura do aço laminado a quente e a frio recozido foi diferente. Possivelmente esse comportamento pode estar associado à presença de cementita grosseira que, por possuir caráter frágil, pode ter influenciado na queda de resistência mecânica por unidade de temperatura observada no laminado a quente. Ressalta-se também que para esse intervalo de temperaturas, a variação do LE e do LR foram similares para a mesma condição de processamento, sendo os aços laminados a frio foram mais afetadas pela temperatura.

Na figura 5.18 apresenta-se o efeito da temperatura de bobinamento no valor de alongamento no aço, como laminado a quente e a frio e recozido, nas diferentes condições de reaquecimento.



a) Temperatura de reaquecimento de placa 1180°C.



b) Temperatura de reaquecimento de placa 1250°C.

Figura 5.18 - Efeito da temperatura de bobinamento no valor de alongamento total do aço, como laminado a quente e a frio e recozido, nas diferentes temperaturas de reaquecimento estudadas.

Verificou-se que o valor do alongamento no aço, como laminado a quente, mostrou-se não ser função das temperaturas de reaquecimento e de bobinamento, o que não era esperado, pois o aumento da temperatura de bobinamento implicaria na elevação do alongamento no aço. Esse comportamento também contradiz o observado na figura 5.15 onde foi observada uma tendência de queda da resistência mecânica do aço com aumento dessa temperatura.

É provável que esse comportamento do alongamento em função da temperatura de bobinamento para o aço como laminado a quente possa ser decorrente dos efeitos da precipitação e também da presença de filmes mais grosseiros de cementita nos contornos de grão.

Em baixas temperaturas de bobinamento a retenção de soluto em solução sólida minimiza o alongamento, como no caso da temperatura de 550°C. Entre 550°C e 650°C infere-se que haja uma precipitação máxima, sendo que a 650°C é provável que esse precipitados possam ter iniciado seu coalescimento, apresentando para essa temperatura um resultado líquido de alongamento igual à temperatura de 550°C. À temperatura de 750°C houve um maior coalescimento dos precipitados, porém a presença de filmes mais grosseiros de cementita nos contornos de grão, verificados na figura 5.10, tenham fragilizado o aço mantendo o seu alongamento com valores próximos aos obtidos nas outras temperaturas de bobinamento.

Para o aço como laminado a frio e recozido, o valor de alongamento apresentou uma elevação com o aumento da temperatura de bobinamento, independentemente da temperatura de reaquecimento. Também percebe-se nessa figura um valor mínimo de alongamento no intervalo entre 550-650°C. Esse mínimo de alongamento, de certa forma, pode estar relacionado à temperatura de máxima precipitação que, com base na figura 5.16, supõe estar nesse mesmo intervalo.

5.1.3.3. Considerações Finais

O grau ZSTE 340⁽¹⁹⁾ da especificação SEW 093⁽¹⁹⁾ estabelece os seguintes requisitos, mostrados nas tabelas V.8 e V.9, para aços com valores de limite de escoamento mínimo de 340MPa:

Tabela V.8 - Valores garantidos de composição química para o grau ZSTE 340 (% em massa)

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
≤ 0,10	≤ 1,00	≤ 0,50	≤ 0,030	≤ 0,030	≥ 0,015	≤ 0,090

Tabela V.9 - Valores garantidos de propriedades mecânicas em tração para o grau ZSTE 340

LE (MPa)	LR (MPa)	Al* (%)
340-440	410-530	≥ 20

* **BM: 80 mm**

Comparando os valores de composição química obtidos no aço desse estudo, verifica-se que eles satisfazem aos requisitos estabelecidos para especificação ZSTE 340 da norma SEW 093.

Em relação as propriedades mecânicas em tração, pode afirmar que, a menos do aço submetido a temperatura de reaquecimento de 1250°C e bobinado a 650°C, que apresentou valor médio de LR superior ao especificado, todos os outros atenderam aos requisitos da especificação SEW 093 para o grau ZSTE 340.

Essa mesma especificação também contempla a grau ZSTE 300⁽¹⁹⁾. Os requisitos para esse grau são apresentados nas tabelas V.10 e V.11:

Tabela V.10 - Valores garantidos de composição química para o grau ZSTE 300 (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
≤ 0,10	≤ 0,80	≤ 0,50	≤ 0,030	≤ 0,030	≥ 0,015	≤ 0,090

Tabela V.11 - Valores garantidos de propriedades mecânicas em tração para o grau ZSTE 340.

LE (MPa)	LR (MPa)	Al* (%)
300-380	380-480	≥ 22

* **BM: 80 mm**

Os valores de composição química dos graus ZSTE 340 e ZSTE 300 diferem-se apenas pelo teor de Mn, sendo que esse elemento parece ser responsável pelo maior limite de resistência do ZSTE 340. Sendo assim, qualquer corrida de aço produzida objetivando o grau ZSTE 340 que apresente teor de Mn inferior a 0,80% pode ser enquadrada para atender também ao grau ZSTE 300. Entretanto, não somente a composição química definirá esse enquadramento, devendo também levar em conta as propriedades mecânicas.

Com base nos resultados obtidos nesse estudo, tabela V.12, percebe-se que a composição química obtida enquadra-se tanto nos graus ZSTE 300 quanto no ZSTE 340. Porém somente na condição de temperatura de bobinamento de 750°C, independentemente da condição de reaquecimento, atenderia simultaneamente esses dois graus.

Tabela V.12 - Valores de propriedades mecânicas obtidas no aço estudado, como laminado a frio e bobinado à temperatura de 750°, nas diversas condições de reaquecimento.

TRP (°C)	TB (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al* (%)
1180	750	349	459	28
1250	750	359	465	27

* **BM: 50 mm**

Vale ressaltar que no estudo o alongamento percentual foi medido utilizando um corpo-de-prova de largura 12,5mm e base de medida de 50mm enquanto que na especificação SEW 093 especifica alongamentos medidos com corpo-de-prova de largura 20mm e base de medida de 80mm. Os valores de alongamento obtidos na

base de 50mm à temperatura de bobinamento de 750°C são relativamente superiores ao mínimo estabelecido para o grau ZSTE 300.

Com base nessas considerações, verifica-se que a partir de mesma composição química fixada pode-se satisfazer a graus de resistência diferentes, atendendo simultaneamente dois graus de uma mesma especificação, simplesmente pela alteração da temperatura de bobinamento.

6. CONCLUSÕES

Indiferentemente das condições de reaquecimento de placa e de bobinamento, o tamanho médio de grão ferrítico nos aços não mostrou variação significativa entre as condições de laminados a quente e a frio recozido.

Não se verificou a influência da temperatura de reaquecimento de placa nas propriedades mecânicas em tração no aço laminado a quente e a frio recozido. Possivelmente, nas duas temperaturas estudadas, ocorreu o mesmo grau de solubilização para os precipitados presentes, podendo-se inferir que a sua reprecipitação foi similar durante o processamento a quente não alterando as propriedades mecânicas finais.

Os valores de limite de escoamento e de resistência apresentaram uma redução com o aumento da temperatura de bobinamento, independente da condição de reaquecimento de placa, tanto para o laminado a quente quanto a frio e recozido. Percebeu-se que essa redução foi mais acentuada com o aumento da temperatura de 650°C para 750°C. Essa queda das propriedades mecânicas em tração com o aumento da temperatura de bobinamento, está associada, segundo a literatura, com o coalescimento de precipitados. Precipitados grosseiros no aço tendem a reduzir sua resistência mecânica.

Quanto ao alongamento percentual percebeu-se comportamentos distintos em relação ao processamento no aço:

- para os aços laminados a quente, o alongamento pareceu, de certa forma, ser independente da temperatura de bobinamento empregada.
- nos aços laminados a frio e recozido, percebeu-se uma elevação do alongamento com o aumento da temperatura de bobinamento.

A distinção entre o comportamento do alongamento nas diferentes condições de processamento pode estar associado a fatores microestruturais e à precipitação.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Embora a literatura cite que o aumento da temperatura de bobinamento tenda a reduzir as propriedades mecânicas dos aços pelo mecanismo de coalescimento de precipitados, deve-se considerar que para o aço ARBL estudado houve uma determinada faixa em que possivelmente ocorreu uma precipitação máxima. Nessa faixa de temperatura houve uma elevação da resistência mecânica, tornando o perfil das propriedades mecânicas em função da temperatura de bobinamento parabólico.

O conhecimento dos efeitos de parâmetros estudados no tiras a quente, com ênfase a temperatura de bobinamento, nas propriedades mecânica do aço ARBL, como laminado a quente e a frio e recozido, pode permitir desenvolvimento de aços com graus de resistência distintos a partir da mesma faixa de composição química. Isso por sua vez traz como consequência a possibilidade de reduzir custos de fabricação de aços.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante o trabalho observou-se que o endurecimento por precipitação parece ter desempenhado um papel importante na resistência mecânica do aço estudado. Como sugestão sugere-se:

- avaliar as condições de precipitação na ferrita, como laminado a quente e a frio recozido, por meio de medições de sua resistência mecânica através de ensaios de dureza e também por análise de microscopia eletrônica de transmissão. Dessa forma, poderá correlacionar o tamanho e distribuição dos precipitados de nióbio formados, nas diferentes condições de temperatura de reaquecimento de placa e de bobinamento submetidas a esse aço com suas propriedades mecânicas.
- estudar os efeitos da temperatura e tempo de encharque durante recozimento contínuo desse aço em suas propriedades mecânicas em tração.
- avaliar o tempo de encharque durante a etapa de reaquecimento de placa, uma vez que nesse estudo verificou-se que as diferentes temperaturas de reaquecimento não afetaram as propriedades mecânicas do aço.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ¹ COUTINHO, C. A. B., *Materiais Metálicos para Engenharia*. 1^a. Ed. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 335p.
- ² PICKERING, F. B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, 1^a Ed. Essex: Applied Science Publishers, 1978. 275p.
- ³ REED-HILL, R. E., *Princípios de Metalurgia Física*. 2^a Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 776p.
- ⁴ MEYERS, M. A.; CAHWLA, K. K., *Princípios de Metalurgia Mecânica*. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. 505 p.
- ⁵ DIETER, G. E., *Metalurgia Mecânica*. 2^a. Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. 653p.
- ⁶ REPAS, P. E. *Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels*. In: MICROALLOYED HSLA STEELS, 1988, Chicago. Proceedings of Microalloying '88. Ohio: ASM International, 1988. p. 3-14.
- ⁷ SELLARS, C. M. *Options and Constraints for Thermomechanical. Processing of Microalloyed Steel*. In: HSLA STEELS: METALLURGY AND APPLICATIONS, 1985, Beijing. Proceedings of an International Conference on HSLA Steels '85, Ohio: ASM International, 1985. p.73-81
- ⁸ PANIGRAHI, B.K. *Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – an overview*, Bull. Mater. Sci., v. 24, n.9, p. 361-371, aug. 2001.
- ⁹ BARBOSA, R.; SANTOS, D.; BORATTO, F. *Fundamentos da Laminação Controlada*. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1989. 328 p.
- ¹⁰ COHEN, M., HANSEN, S. S. , *On the Fundamentals of HSLA Steels*. In: HSLA STEELS: METALLURGY AND APPLICATIONS, 1985, Beijing. Proceedings of an International Conference on HSLA Steels '85, Ohio: ASM International, 1985, p.61-71.

- ¹¹ PATEL, J.K. et. al. *The Challenge to Produce Consistent Mechanical Properties in Nb-HSLA Strip Steels*, Journal of Materials Processing Technology, n.120, p. 316-321, 2002.
- ¹² TITHER, G. *The Development and Applications of Niobium-Containing HSLA Steels*, In: HSLA STEELS PROCESSING, PROPERTIES AND APPLICATIONS, 1990, Beijing. Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels, Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. p.61-80.
- ¹³ PRADHAN, R. *Continuously Annealed Cold-Rolled Microalloyed Steels with Different Microstructures*, In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY AND APPLICATIONS OF HSLA STEELS. 1983, Philadelphia. Proceedings HSLA Steels Technology e Applications. Ohio: ASM, 1984. p.193-201.
- ¹⁴ NEWBY, J. R. *Control of Strength and Ductility in HSLA Cb Treated Steels*, Iron and Steelmaker, feb. 1983, p. 24-30.
- ¹⁵ PRADHAN, R. *Rapid Annealing of Cold-Rolled Rephosphorized Steels Containing Si, Cb and V*, In: SYMPOSIUM ON METALLURGY OF CONTINUOUS ANNEALED SHEET STEEL, 1982, Dallas. Proceedings Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel;. Warrendale: AIME , 1982. p.203-227.
- ¹⁶ PRADHAN, R. *High Strength/High Yield-Ratio Cold-Rolled Steels Produced by Continuous Annealing*, Scandinavian Journal of Metallurgy, v.13, n.5, p.298-307, 1984.
- ¹⁷ AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *ASTM E-112-96*; Standard Test and Methods for Determining Average Grain Size, 2004. 26p.
- ¹⁸ ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, São Paulo. *NBR 6673-81*, Produtos Planos de Aço – Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração, 1981. 22p.

¹⁹ STAHL EISEN WERKSTOFFBLATTER, Dusseldorf. *SEW 093*, Technische Lieferbedingungen, 1987, 6p.