

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de mestrado

“Influência das condições de laminação a quente nas propriedades mecânicas de um aço
ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento”

Autor: Ailton Ribeiro de Avelar Júnior

Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

Agosto/2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Ailton Ribeiro de Avelar Júnior

INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE LAMINAÇÃO A QUENTE NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO ARBL DA CLASSE 700 MPa DE
LIMITE DE ESCOAMENTO

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

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2013

Agradecimentos

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

À Usiminas, pela oportunidade de realizar e por financiar este trabalho.

Aos meus gestores Gláucio Bórtoli da Cruz Rebelo, Helber Luiz Oliveira Ribeiro e João Luiz Barros Antunes pela confiança e preocupação com meu desenvolvimento técnico como profissional.

Ao pesquisador Túlio Magno Fuzessy de Melo pelo apoio na condução do estudo, atuando sempre para que o trabalho fosse realizado com sucesso.

Ao professor Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa pelo acompanhamento, recomendações e ensinamentos.

Aos engenheiros Luiz Cláudio de Oliveira Meyer e Lúcio Sávio de Miranda pela atenção, disposição e sugestões na revisão da dissertação.

Aos colegas do Controle Integrado, Assistência Técnica, Laminação a Quente e Centro de Pesquisas, pelo apoio no desenvolvimento do trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE NOTAÇÕES	xi
RESUMO.....	xiii
ABSTRACT.....	xiv
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVO	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. Aços ARBL	3
3.2. Mecanismos de endurecimento	4
3.2.1. Endurecimento por solução sólida	4
3.2.2. Endurecimento por refino de grão	5
3.2.3. Endurecimento por deslocamentos.....	6
3.2.4. Endurecimento pelo efeito das transformações de fases.....	7
3.2.5. Endurecimento por precipitação	9
3.3. Processamento dos aços ARBL.....	10
3.3.1. Aciaria.....	10
3.3.2. Laminação a Quente.....	11
3.4. Influência do processamento do aço nas propriedades mecânicas	13
3.4.1. Temperatura de Reaquecimento de Placa	17
3.4.2. Temperatura de Acabamento	21
3.4.3. Temperatura de Bobinamento.....	24
4. MATERIAIS E MÉTODOS	30
4.1. Material utilizado.....	30
4.1.1. Composição Química.....	30

4.1.2. Processamento.....	30
4.1.3. Amostragem.....	31
4.2. Caracterização do material	33
4.2.1. Composição Química.....	33
4.2.2. Análise Metalográfica.....	34
4.2.3. Propriedades mecânicas	34
4.2.3.1. Propriedades mecânicas em tração	34
4.2.3.2. Dobramento.....	35
4.2.3.3. Dureza	35
4.3. Análise estatística	35
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	37
5.1. Caracterização do material	37
5.1.1. Composição Química.....	37
5.1.2. Microestrutura.....	37
5.1.3. Propriedades Mecânicas.....	43
5.1.3.1. Propriedades Mecânicas em Tração.....	43
5.1.3.2. Dureza	53
5.1.3.3. Dobramento.....	57
5.2. Atendimento ao Grau LNE700 (Norma ABNT NBR 6656).....	58
6. CONCLUSÕES	60
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	62
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	63

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Efeito da adição de solutos no limite de escoamento de aço carbono ferrítico. ⁽⁷⁾	5
Figura 3.2 - Fotomicrografia eletrônica de transmissão de um empilhamento de deslocamentos no contorno de grão. ⁽⁸⁾	6
Figura 3.3 - Efeito da temperatura de transformação da austenita no limite de resistência de estruturas ferrita-perlita, bainita ou martensita. ⁽⁷⁾	8
Figura 3.4 - Efeito da taxa de resfriamento no endurecimento por precipitação em aços ao nióbio e vanádio. ⁽⁷⁾	9
Figura 3.5 - Fluxo de produção do processo de Aciaria.	11
Figura 3.6 - Fluxo de produção do processo de laminação a quente.	13
Figura 3.7 - Relação entre a espessura do grão austenítico e o tamanho de grão ferrítico formado na transformação subsequente, em função da quantidade de deformação abaixo da T_{nr} . ⁽¹¹⁾	14
Figura 3.8 - Temperatura de não recristalização (T_{nr}) como função do teor inicial do soluto na austenita. Dados para aços com teor de C de 0,07 a 0,11% e N de 0,018 a 0,022%. ⁽¹¹⁾	15
Figura 3.9 - Variação do tamanho de grão ferrítico em aços ao Nb e V em função do teor de Mn. Aços com 75% de redução abaixo da temperatura T_{nr} . ⁽¹¹⁾	16
Figura 3.10 - Comportamento do tamanho de grão austenítico de aços ARBL após 1 hora em diferentes temperaturas de austenitização. ⁽¹¹⁾	19
Figura 3.11 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas e de acabamento no limite de resistência de aço 0,07%C - 1,36%Mn - 0,06%Nb. ⁽²⁾	21
Figura 3.12 - Efeito do tamanho de grão inicial d_{γ} , (a), e da deformação aplicada, (b), na cinética de transformação da austenita em resfriamento contínuo. ⁽²⁵⁾⁽¹⁵⁾	23
Figura 3.13 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência do aço 0,07%C - 1,36%Mn - 0,060%Nb usando uma temperatura de reaquecimento de placas igual a 1230°C. ⁽²⁾	23
Figura 3.14 - Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura de um aço microligado ao nióbio, bobinado a) a baixa temperatura e b) a alta temperatura. ⁽²¹⁾	25

Figura 3.15 - Influência da temperatura de bobinamento no limite de escoamento de um aço laminado a quente microligado ao nióbio com diferentes teores de Mn. ⁽²⁶⁾	26
Figura 3.16 - Influência da temperatura de interrupção do resfriamento no limite de escoamento de um aço microligado ao Nb. ⁽²⁷⁾	27
Figura 3.17 - Variação do limite de escoamento com a temperatura de bobinamento, para as temperaturas de reaquecimento de placas 1150 e 1240°C (aço microligado ao Nb e Ti). ^(28, adaptado)	28
Figura 3.18 - Diagrama CCT do aço ARBL da classe 700 MPa de LE. Estado de deformação da austenita não simulado.	29
Figura 4.1 - Amostragem das bobinas testadas na experiência.	32
Figura 4.2 - Dimensões dos CPs de tração conforme a norma NBR ISO 6892. ⁽³⁰⁾	34
Figura 5.1 - Aspecto microestrutural (MO), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1200, b) 1200 e c) 1206°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.....	38
Figura 5.2 - Aspecto microestrutural (MO), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1237, b) 1239 e c) 1242°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.....	39
Figura 5.3 - Aspecto microestrutural (MEV), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1200, b) 1200 e c) 1206°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.....	40
Figura 5.4 - Aspecto microestrutural (MEV), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1237, b) 1239 e c) 1242°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.....	41
Figura 5.5 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas nos limites de a) escoamento e b) resistência do aço estudado, para cada temperatura de acabamento utilizada.....	45
Figura 5.6 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas no alongamento total do aço estudado, para cada temperatura de acabamento utilizada.....	46
Figura 5.7 - Efeito da temperatura de acabamento nos limites de a) escoamento e b) resistência do aço estudado para cada temperatura de reaquecimento de placas utilizada.	48
Figura 5.8 - Efeito da temperatura de acabamento no alongamento total do aço estudado para cada temperatura de reaquecimento de placas utilizada.	49
Figura 5.9 - Efeito das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento na dureza do aço estudado.	55
Figura 5.10 - Corpo de prova após o ensaio de dobramento.	58

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 - Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados comuns em aços ARBL. ⁽¹³⁾	20
Tabela IV.1 - Especificação de composição química (% massa) do aço ARBL.	30
Tabela IV.2 - Condições de laminação a quente visadas na experiência.	31
Tabela IV.3 - Identificação das amostras para os ensaios de tração, dobramento, análise metalográfica e dureza.	33
Tabela V.1 - Resultado de composição química (% massa) do aço ARBL.....	37
Tabela V.2 - Temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento obtidas para a fração de ferrita presente e tamanho de grão ferrítico (d).....	42
Tabela V.3 - Valores de propriedades mecânicas em tração obtidos.	44
Tabela V.4 - Temperaturas de solubilização de alguns precipitados possíveis de serem encontrados no aço ARBL em função de sua composição química obtida.	47
Tabela V.5 - Resultados de LE (MPa) obtido nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.	50
Tabela V.6 - ANOVA da variável resposta LE pelos fatores TRP e TA.	51
Tabela V.7 - Resultados de LR (MPa) obtido nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.	51
Tabela V.8 - ANOVA da variável resposta LR pelos fatores TRP e TA.	52
Tabela V.9 - Resultados de Al (%) obtido nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.	52
Tabela V.10 - ANOVA da variável resposta Al pelos fatores TRP e TA.	53
Tabela V.11 - Valores de dureza obtidos.....	54
Tabela V.12 - Resultados de HV _{10 kgf} obtidos nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.	56
Tabela V.13 - ANOVA da variável resposta HV ₁₀ pelos fatores TRP e TA.....	56

Tabela V.14 - Resultados dos ensaios de dobramento do aço estudado nas temperaturas obtidas de reaquecimento de placas e de acabamento.	57
Tabela V.15 - Especificação de composição química (% massa) do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656.	58
Tabela V.16 - Especificação de propriedades mecânicas em tração do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656.	59
Tabela V.17 - Especificação do ensaio de dobramento do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656.	59

LISTA DE NOTAÇÕES

A_{e3} = temperatura de equilíbrio termodinâmico entre austenita e ferrita

Al = alongamento total

ANOVA = análise de variância

ARBL = alta resistência baixa liga

A_{r3} = temperatura de transformação da austenita no resfriamento

A_1 = temperatura de transformação da ferrita no resfriamento

BM = base de medida do alongamento

CCT = transformação em resfriamento contínuo

CP = corpo de prova

d = diâmetro do grão ferrítico

d_γ = tamanho de grão inicial da austenita

E = espessura nominal da tira

F = relação entre variâncias amostrais

gl = grau de liberdade

HV₁₀ = dureza Vickers com carga de 10Kgf

H_0 = hipótese nula

Kgf = Kilograma-força

LE = limite de escoamento

LR = limite de resistência

MA = martensita e austenita retida

MEV = microscópio eletrônico de varredura

MQ = média dos quadrados

MO = microscópio óptico

SQ = soma dos quadrados

S_v = área total disponível para nucleação da ferrita por unidade de volume

S_0 = área

TA = temperatura de acabamento

TB = temperatura de bobinamento

T_{nr} = temperatura de não recristalização da austenita

TR = taxa de resfriamento da austenita no resfriamento forçado após o término da laminação a quente

TRP = temperatura de reaquecimento de placas

ε_1 = deformação abaixo da T_{nr}

ε_2 = deformação acima da T_{nr}

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

σ_f = fluxo de tensão necessário para manter uma dada deformação

σ_i = tensão de atrito contra o movimento das deslocações no grão

σ_y = limite de escoamento

σ_o = fluxo de tensão devido a outros mecanismos

ρ = densidade de deslocações

γ = austenita

α = ferrita

RESUMO

Neste trabalho foi avaliada a influência de condições de laminação a quente em escala industrial (temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento) nas propriedades mecânicas em tração, no dobramento e na dureza de um aço ARBL laminado a quente da classe 700 MPa de limite de escoamento. As propriedades mecânicas foram relacionadas com as microestruturas, frações volumétricas das fases presentes e tamanho de grão ferrítico obtidos nas diferentes condições avaliadas. O propósito deste trabalho foi definir os melhores valores de temperaturas de laminação a quente para a obtenção das propriedades mecânicas especificadas para o aço. Verificou-se que, para as condições experimentais utilizadas, a influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento na fração de ferrita e no tamanho de grão ferrítico não foi conclusiva. Entretanto, os valores de limite de escoamento e de resistência foram afetados tanto pela temperatura de reaquecimento de placas quanto pela temperatura de acabamento. O alongamento total foi afetado apenas pela temperatura de reaquecimento de placas, enquanto a dureza sofreu influência da temperatura de reaquecimento de placas e da interação entre as duas temperaturas. Esse resultado pode estar relacionado à quantidade de precipitados dissolvidos e à fração volumétrica de segunda fase presente em cada condição. Para todas as condições testadas, os resultados dos ensaios de dobramento foram satisfatórios e atenderam às especificações.

ABSTRACT

In this study was evaluated the influence of hot rolling conditions on an industrial scale (reheating of slabs and finishing temperatures), in the tensile mechanical properties, bending and hardness, of a hot rolled HSLA steel of 700 MPa class of yield strength.

The mechanical properties were related to the microstructure, volumetric fractions of the phases and the ferritic grain size obtained in the different conditions evaluated. The main propose of this study was to define the best values of hot rolling temperatures to obtain the specified mechanical properties to this steel.

It was found that for the experimental conditions used, the influence of reheating slabs and finishing temperatures in the fraction of ferrite and ferritic grain size was inconclusive. However, the yield and tensile strength values were affected by reheating of slab and finishing temperatures. The total elongation was affected only by reheating slab temperature and the hardness was affected by reheating slab temperature and by the interaction between the two temperatures. This result may be related to the amount of dissolved precipitated and volume fraction of second phase present. For all conditions, the results of the bending tests were satisfactory and met the specifications.

1. INTRODUÇÃO

A siderurgia tem despendido recursos em pesquisa e desenvolvimento de aços de elevada resistência, visando atender requisitos de qualidade cada vez mais desafiadores exigidos pelo setor automotivo. Os clientes têm mostrado interesse especial nos aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), pois com a sua utilização, consegue-se uma redução do consumo de combustível e um aumento da capacidade de carga, em razão da redução do peso do veículo. Além disso, esses aços oferecem boa conformabilidade e soldabilidade.

Os aços ARBL contêm teor de carbono relativamente baixo e microadições de Nb, V e/ou Ti. Devido ao alto preço do Nb e do V, o desenvolvimento de aços microligados ao Ti está atraindo muita atenção no momento ⁽¹⁾.

Para fornecer o aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento mínimo, para aplicação em estruturas automotivas e outros componentes de equipamentos pesados, é necessário disponibilizá-lo em uma ampla faixa de espessura. Este é um desafio para as linhas de laminação a quente, pois o aumento da espessura dos produtos geralmente provoca uma redução dos valores de limite de escoamento e resistência, para uma mesma composição química.

A obtenção de propriedades mecânicas em aços ARBL dentro dos requisitos de especificação depende do controle da composição química e das condições de laminação a quente, em particular da temperatura e do tempo de reaquecimento de placas, da temperatura de saída do trem acabador de tiras a quente (acabamento) e da temperatura final de resfriamento após a laminação (bobinamento), além das escalas de passes aplicadas e da velocidade de resfriamento utilizada antes do bobinamento.

2. OBJETIVO

Avaliar a influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento, em condições industriais de laminação de tiras a quente, nas microestruturas e nas propriedades mecânicas de um aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento mínimo, com espessura de 9,50 mm.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços ARBL

Os aços ARBL têm sido utilizados pela indústria automotiva com o objetivo de reduzir o peso de seus produtos, via redução das espessuras das chapas utilizadas, conseguindo manter o desempenho necessário para sua aplicação. ⁽²⁾

Os aços ARBL são aqueles que utilizam baixos teores de elementos microligantes, como o nióbio, vanádio e titânio, associados a um processamento termomecânico que visa o controle da microestrutura e a obtenção de propriedades adequadas à aplicação final. ⁽³⁾

Em síntese, os elementos microligantes promovem vários efeitos sobre a microestrutura do aço, descritos a seguir: ⁽⁴⁾

- Ti: forma nitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do tamanho de grão austenítico na etapa de reaquecimento de placas anterior a laminação a quente e forma carbonetos que causam endurecimento por precipitação principalmente durante o processo de resfriamento acelerado, em baixas temperaturas de transformação; ⁽⁵⁾
- Nb: possui uma solubilidade intermediária e uma forte influência sobre a cinética de recristalização na laminação a quente. Possui um efeito retardador na recuperação e na recristalização da austenita, inibindo o crescimento de grão caso ele esteja recristalizado. Esse efeito é obtido pelo ancoramento das deslocações nos contornos de grão e subgrãos, levando ao panqueamento da microestrutura, caracterizada por grãos alongados, bandas de deformação e subgrãos. Dessa forma, é obtido um grão ferrítico fino após a transformação de fase;
- V: elemento que apresenta maior solubilidade, sendo normalmente adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação e refinamento de grão,

durante os últimos passes da laminação a quente ou no resfriamento da chapa laminada.

Uma importante característica dos aços ARBL é a variedade de microestruturas que podem ser obtidas variando-se a composição química e as condições termomecânicas de seu processamento. Estes aços compreendem principalmente microestruturas ferrita-perlita, podendo também apresentar, bainita ou martensita. ⁽⁶⁾

É essencial entender os mecanismos de endurecimento que operam os aços ARBL, os fatores que os controlam e seus efeitos nas propriedades mecânicas, para aperfeiçoar sua aplicação.

3.2. Mecanismos de endurecimento

Os principais mecanismos de endurecimento que devem ser considerados nos aços ARBL são solução sólida, refino de grão, deslocamentos, transformação de fases e precipitação. ⁽⁷⁾

3.2.1. Endurecimento por solução sólida

A introdução de solutos substitucionais no ferro causa o aumento da resistência. A intensidade é dependente da diferença de tamanho e do módulo de cisalhamento entre soluto e solvente.

Geralmente os solutos substitucionais causam distorções simétricas na estrutura do solvente, levando a um moderado efeito de endurecimento. As distorções assimétricas são induzidas por solutos intersticiais, cujo endurecimento é mais intenso.

Os principais solutos intersticiais são o N e C, que interagem com as deslocamentos. A figura 3.1 mostra o efeito da adição de solutos no limite de escoamento de aço baixo carbono ferrítico.

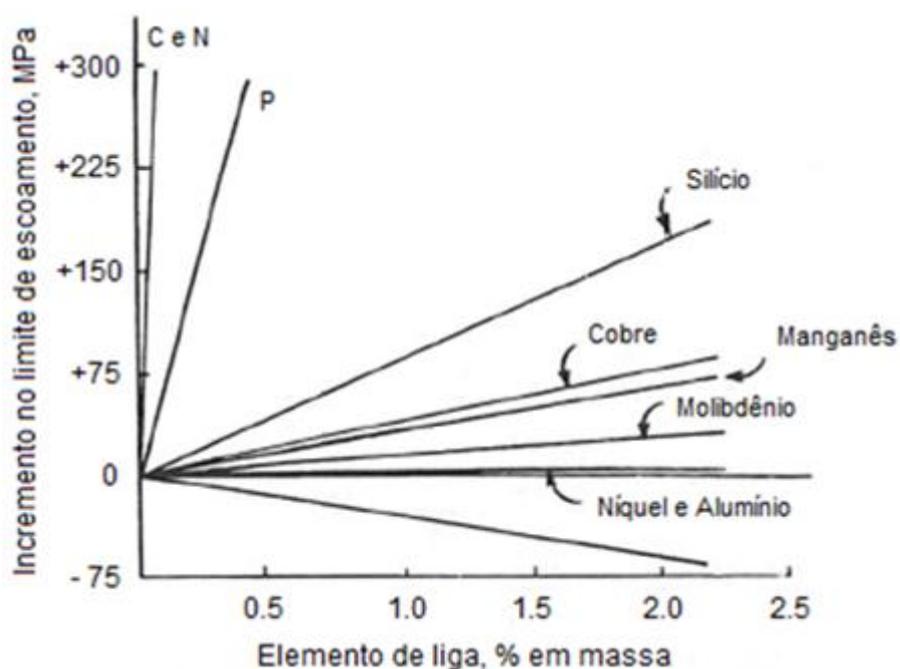


Figura 3.1 - Efeito da adição de solutos no limite de escoamento de aço carbono ferrítico. ⁽⁷⁾

Freqüentemente solutos substitucionais podem interagir com solutos intersticiais formando compostos solúveis como TiC, TiN, etc. Isto reduz o endurecimento por solução sólida global, mas pode ser compensado pela introdução do endurecimento por precipitação. Além disso, as partículas de segunda fase aprisionam os contornos de grão, causando seu refinamento ou em alguns casos influenciando na recuperação e recristalização.

Os solutos podem modificar consideravelmente a microestrutura transformada de um aço, formando bainita e/ou martensita ao invés de ferrita e perlita, pela redução da temperatura de transformação. Eles podem também reduzir o tamanho de grão do produto e aumentar a densidade de deslocações.

3.2.2. Endurecimento por refino de grão

A dependência do limite de escoamento com o tamanho de grão é mostrada pela equação de Hall-Petch, 3.1:

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

onde d é o diâmetro do grão, σ_y é o limite de escoamento, σ_i é tensão de atrito contra o movimento das deslocações no grão e K_y é uma constante. Esta relação é válida para tamanhos de grãos ferríticos entre 0,3 μm e 400 μm .

Alguns fatores que influenciam o endurecimento por refino de grão são as concentrações de solutos nos contornos de grão, que dão origem a uma resistência ao seu movimento e de partículas de segunda fase, como AlN, NbC, TiN, etc., que agem como aprisionadores de contornos de grão, proporcionando um tamanho de grão fino.

3.2.3. Endurecimento por deslocações

Durante a deformação plástica, o contorno de grão também empilha deslocações, que formam barreiras, impedindo seu movimento. A figura 3.2 apresenta uma fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão de um empilhamento de deslocações no contorno de grão.⁽⁸⁾



Figura 3.2 - Fotomicrografia eletrônica de transmissão de um empilhamento de deslocações no contorno de grão.⁽⁸⁾

A tensão necessária para manter uma dada deformação, chamada de tensão de fluxo, σ_f , pode ser relacionada com a densidade de deslocações, pela equação 3.2:

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

Onde ρ é a densidade de deslocações, σ_o , a tensão de fluxo devido a outros mecanismos e K é uma constante que incorpora o módulo de cisalhamento e o vetor de Burgers. A taxa de endurecimento é dependente de como as deslocações estão distribuídas e interagem com outras deslocações.

Os principais fatores que afetam a tensão de fluxo dos aços são:

- 1) A habilidade das deslocações deslizarem (ou escalarem em altas temperaturas) e evitarem a interação com outras deslocações. Em estruturas austeníticas, o deslizamento e a escalada são inibidos pela baixa energia de falha de empilhamento, de modo que são formadas matrizes de planos de deslocações e a taxa de encruamento é alta. Com alta energia de falha de empilhamento, as deslocações podem deslizar com facilidade e tendem a formar subgrãos, cujos contornos são envolvidos por um emaranhado de deslocações. A taxa de endurecimento é então reduzida e a tensão de fluxo é relacionada ao tamanho de grão pela equação de Hall Petch.
- 2) Precipitados e átomos de soluto podem aprisionar as deslocações e evitar o seu movimento quando acontece a interação. Isto pode aumentar o endurecimento consideravelmente.

3.2.4. Endurecimento pelo efeito das transformações de fases

Em geral, quanto menor a temperatura de transformação de fases maior é o efeito de endurecimento. A temperatura de transformação afeta todos os mecanismos de endurecimento, usualmente aumentando sua intensidade.

Quanto menor a temperatura de transformação, mais fino é o tamanho de grão dos produtos dessa transformação, maior a densidade de deslocamentos, mais finos e dispersos são os precipitados e maior é a tendência de reter solutos em soluções supersaturadas.

A figura 3.3 mostra o efeito da temperatura de transformação no limite de resistência de aços ARBL com estruturas do tipo ferrita-perlita. Quanto menor a temperatura de transformação da austenita no resfriamento, maior é a resistência do produto formado nessa deformação, seja ele ferrita-perlita, bainita ou martensita.

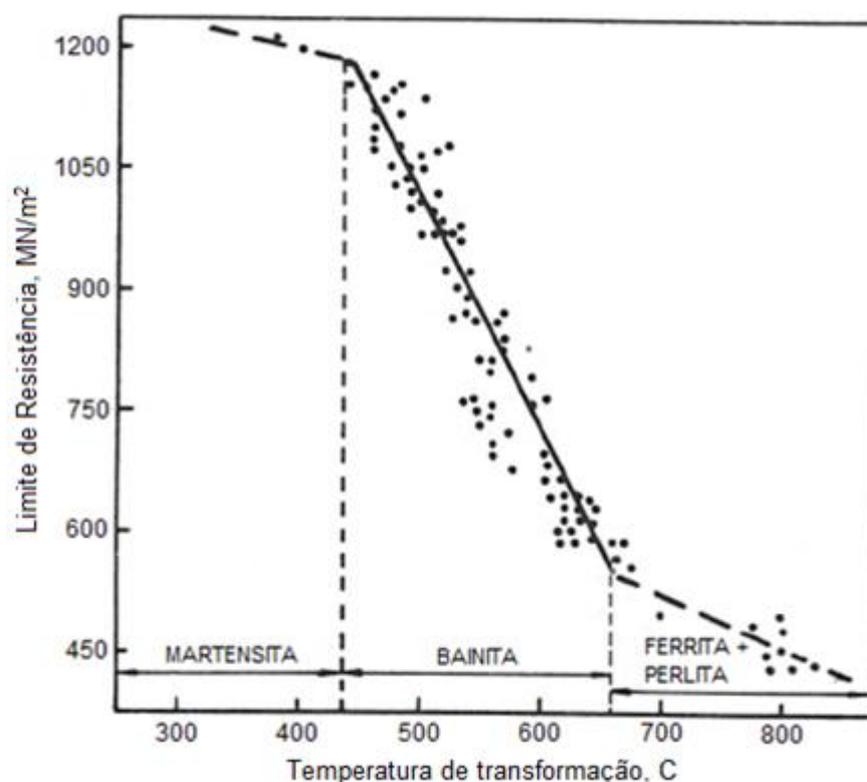


Figura 3.3 - Efeito da temperatura de transformação da austenita no limite de resistência de estruturas ferrita-perlita, bainita ou martensita. ⁽⁷⁾

A escolha correta da composição química e da taxa de resfriamento é essencial para alcançar uma baixa temperatura de transformação. Elevadas taxas de resfriamento conduzem à formação de bainita, acentuada pelos grãos grosseiros de austenita não recristalizados presentes no final da laminação.

3.2.5. Endurecimento por precipitação

A efetividade do endurecimento por precipitação usando elementos de ligas como Nb, V e Ti depende da solubilidade desses elementos na austenita, que controla o quanto pode ser dissolvido e está disponível para a precipitação.

Algumas partículas não dissolvidas refinam o grão da austenita e assim, em transformação, geram um tamanho de grão fino de ferrita. Estas partículas não provocam endurecimento por precipitação. No resfriamento, outras partículas dissolvidas, como V_4C_3 , TiC ou Nb(CN), precipitam na interface austenita-ferrita, produzindo linhas de precipitados finos, que causam endurecimento.

A taxa de resfriamento também afeta a intensidade do endurecimento por precipitação, conforme mostrado na figura 3.4. ⁽⁷⁾

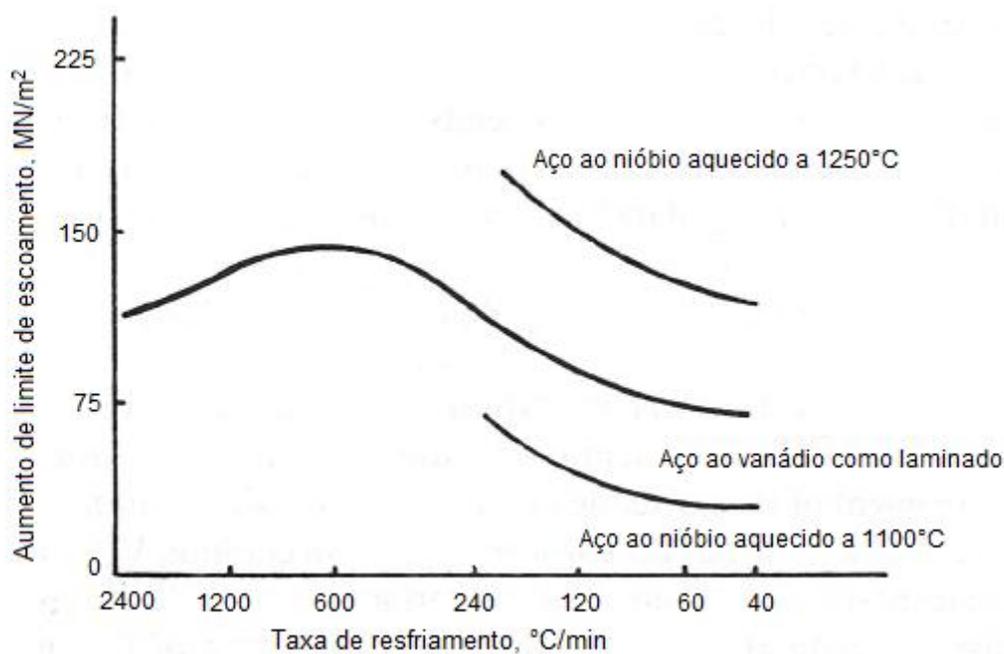


Figura 3.4 - Efeito da taxa de resfriamento no endurecimento por precipitação em aços ao nióbio e vanádio. ⁽⁷⁾

A composição química do aço no que diz respeito à razão Nb:C, Ti:C ou V:C é também importante. A relação da temperatura de solubilidade dos precipitados com a composição estequiométrica deve ser analisada para a formação da máxima quantidade de precipitados.

Outra relação que deve ser observada é a Ti:N. Átomos de N livres no aço introduzem o endurecimento por solução sólida. Entretanto, a adição de Ti leva a formação de TiN, que contribui para o controle do tamanho do grão austenítico durante o reaquecimento da placa e, conseqüentemente, a redução do tamanho de grão ferrítico após a transformação. Efeito contrário acontece quando o teor de Ti é maior que a razão Ti/N ótima de 3,42, quando grandes partículas de TiN são formadas e a restrição do crescimento do grão da austenita é reduzida. Um terceiro efeito acontece com um teor ainda maior de Ti, quando o limite de escoamento do aço é elevado. Este efeito é proporcionado pelo endurecimento por precipitação do TiC, em temperaturas mais baixas. ⁽⁹⁾

3.3. Processamento dos aços ARBL

Visando otimizar as propriedades em tração, o processamento dos aços ARBL deve ser controlado, já que os parâmetros de processo serão determinantes para a efetividade dos mecanismos de endurecimento.

A seguir serão mostradas as etapas do processo de produção dos aços ARBL, como utilizadas pela Usiminas, unidade de Ipatinga.

3.3.1. Aciaria

O controle da composição química influenciará os mecanismos de endurecimento por refino de grão, solução sólida, transformação de fases e precipitação, que são importantes para obtenção das propriedades mecânicas adequadas em aços ARBL.

Na figura 3.5 é mostrado o fluxo de produção do processo de Aciaria.

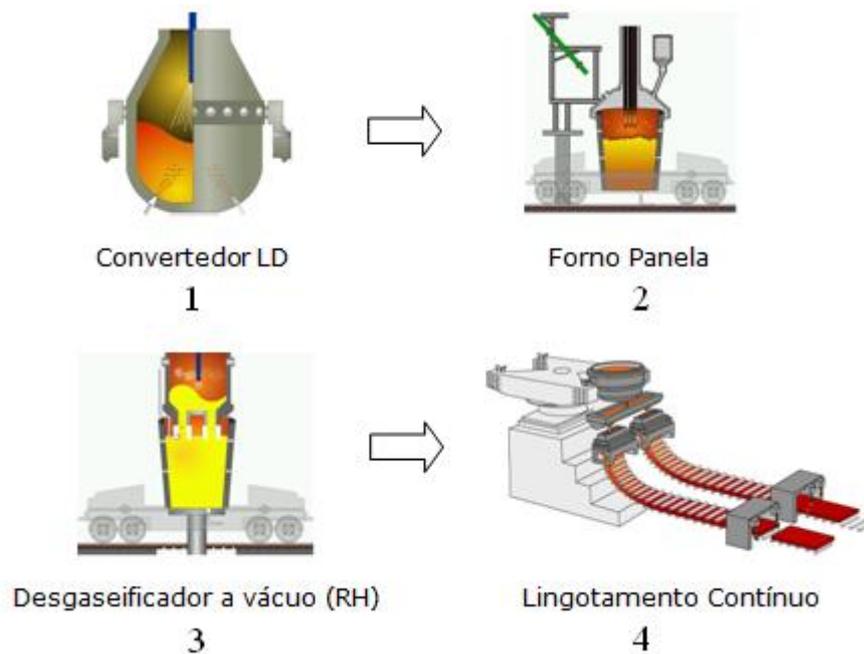


Figura 3.5 - Fluxo de produção do processo de Aciaria.

O aço é produzido no Convertedor LD. Durante seu vazamento na panela, são adicionadas as ligas necessárias para obtenção das faixas de composição química projetadas. Posteriormente a panela de aço líquido é levada ao Forno Panela para realização da dessulfuração, ajuste fino da composição química e controle da temperatura. Este ajuste também pode ser realizado no Desgaseificador a Vácuo (RH), equipamento destinado à retirada de gases, desoxidação e melhoria da limpidez do aço. Após o acerto final da composição química, a panela é levada ao Lingotamento Contínuo, onde o aço líquido será transformado em placas com espessuras de aproximadamente 250 mm. Por fim, as placas são inspecionadas e enviadas para a Laminação a Quente.

3.3.2. Laminação a Quente

Para que o processo de laminação seja realizado, as placas devem ser aquecidas em forno de reaquecimento, a uma temperatura que proporcione: (i) o amaciamento do aço, a fim de facilitar a deformação com menor aplicação de força nos laminadores, (ii) a austenitização completa da microestrutura ao longo de todas as direções da placa, para

que ocorra recristalização e o conseqüente refino de grão, e (iii) dissolução dos diversos compostos precipitados, para que possam atuar, tanto em solução sólida na austenita, na supressão da recristalização, quanto, mais tarde, como precipitados, no impedimento do crescimento dos grãos austeníticos e no ancoramento das deslocações. ⁽¹⁰⁾

No processo de reaquecimento de placas, para a maioria dos aços ARBL, a faixa de temperatura utilizada varia entre 1100°C e 1250°C.

A laminação de desbaste ocorre logo após a remoção da carepa formada dentro do forno de aquecimento, em temperaturas entre 1000°C e 1200°C. Os passes aplicados por um ou mais laminadores reversíveis permitem reduzir a espessura da placa até obtenção de um esboço com espessura adequada à alimentação no trem acabador. O número de passes depende da potência dos laminadores e da resistência de cada tipo de aço. Normalmente, maiores reduções de espessura são realizadas nos primeiros passes, diminuindo à medida que a temperatura vai caindo. ⁽¹⁰⁾

O laminador acabador é um trem contínuo composto por seis cadeiras, e tem o objetivo de transformar o esboço na espessura final do produto. O processo de laminação é contínuo e o intervalo de passes é muito curto, sendo cada vez menor à medida que a tira avança até a última cadeira. Para o controle do processo são medidas as temperaturas de entrada e saída do trem acabador, que têm influencia no processo de resfriamento posterior.

Após a laminação de acabamento, a tira passa por um processo de resfriamento por cortinas d'água, visando obter a microestrutura e, em conseqüência, as propriedades mecânicas desejadas para a classe de aço ARBL. Para o controle do processo, a temperatura é medida antes da tira chegar ao mandril da bobinadeira. Seu ajuste é realizado através da quantidade de água lançada sobre a tira e a velocidade com que a mesma é conduzida na mesa entre a última cadeira do trem acabador e a bobinadeira. A vazão depende da temperatura de saída do laminador, da temperatura planejada para o bobinamento, da espessura, da largura e da velocidade de condução da tira laminada. ⁽¹⁰⁾

Dependo da aplicação do cliente, a bobina pode passar pelo processo de corte na linha de tesouras, com o objetivo de obter fardos de chapas. A bobina é desbobinada e as chapas são cortadas e desempenadas para a obtenção do produto final.

Na figura 3.6 é mostrado o fluxo de produção do processo de Laminação a Quente.



Figura 3.6 - Fluxo de produção do processo de laminação a quente.

3.4. Influência do processamento do aço nas propriedades mecânicas

Tipicamente, os passes iniciais de laminação são conduzidos em temperaturas relativamente altas, logo abaixo da temperatura de reaquecimento de placas. Nestas temperaturas, cada passe de deformação é usualmente seguido por rápida recristalização e crescimento de grão. Para controlar o tamanho de grão inicial da austenita têm sido utilizados inibidores de crescimento durante o aquecimento da placa, tais como o TiN, sendo esta uma estratégia efetiva para prevenir a necessidade de utilização de baixas temperaturas de laminação. ⁽¹¹⁾

Contudo, tamanhos de grãos ainda mais finos são alcançados através de adição de outros elementos de liga que, com a seqüência de laminação, retardam substancialmente a recristalização da austenita durante os últimos passes, desenvolvendo assim uma morfologia de grão não recristalizados, conhecida como panquecada.

Estas interações fazem possível laminar abaixo da temperatura, T_{nr} , onde a recristalização não ocorre entre os passes de laminação e os grãos da austenita

deformados plasticamente permanecem panquecados. Com a morfologia panquecada, a espessura do grão da austenita é um parâmetro que efetivamente influencia o tamanho de grão da ferrita. ⁽¹¹⁾ A figura 3.7 mostra a relação entre a espessura do grão austenítico e o tamanho de grão ferrítico formado na transformação subsequente, em função da quantidade de deformação efetuada abaixo da T_{nr} .

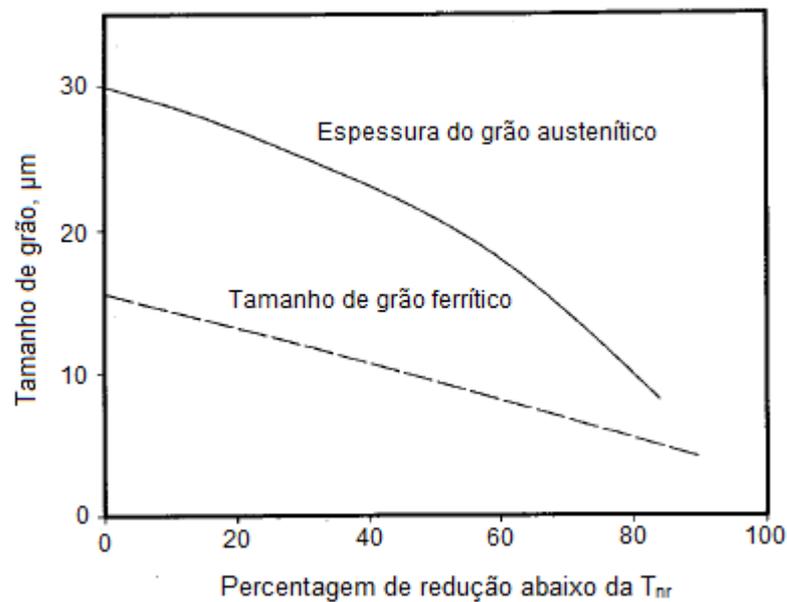


Figura 3.7 - Relação entre a espessura do grão austenítico e o tamanho de grão ferrítico formado na transformação subsequente, em função da quantidade de deformação abaixo da T_{nr} . ⁽¹¹⁾

A temperatura T_{nr} é controlada pelo tipo e quantidade de microligantes dissolvidos durante o reaquecimento. A efetividade dos diferentes elementos em aumentar a T_{nr} é função da sua relativa solubilidade na austenita. Uma vez conhecida a temperatura T_{nr} , a laminação de acabamento pode ser ajustada para garantir que a deformação seja realizada abaixo desta temperatura. ⁽¹¹⁾

A figura 3.8 apresenta a temperatura de não recristalização (T_{nr}) como função do teor inicial do soluto na austenita, para os elementos Nb, Ti e V.

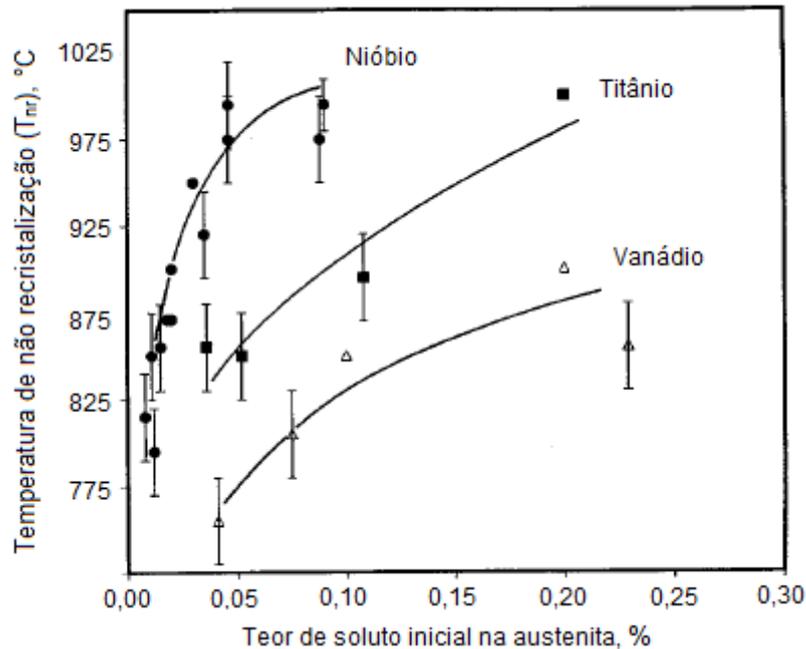


Figura 3.8 - Temperatura de não recristalização (T_{nr}) como função do teor inicial do soluto na austenita. Dados para aços com teor de C de 0,07 a 0,11% e N de 0,018 a 0,022%.⁽¹¹⁾

Geralmente em aços produzidos na linha de tiras a quente, a laminação de acabamento é realizada abaixo da T_{nr} , resultando em significativo aumento do número de sítios para nucleação da ferrita, em função tanto do aumento da área dos contornos de grãos austeníticos quanto da geração de defeitos internos que também atuam como sítios de nucleação.

A morfologia da austenita condicionada e a temperatura de transformação, que dependem dos elementos microligantes contidos, da deformação na laminação e da taxa de resfriamento, determinam o tamanho de grão e as propriedades mecânicas finais.⁽¹¹⁾

Os grãos da ferrita são nucleados nos contornos de grão da austenita e nas bandas de deformação. Alguns destes grãos crescem para o interior dos grãos panquecados da austenita, enquanto muitos deles permanecem finos. Aumentando a taxa de nucleação ferrítica e diminuindo sua taxa de crescimento, é possível atingir um tamanho de grão fino. Estes efeitos são geralmente conseguidos pela adição de ligas ou resfriamento

controlado. Por exemplo, o aumento do teor de Mn provoca uma redução da temperatura A_{r3} e do tamanho de grão gerado pela deformação da austenita abaixo da T_{nr} . Ouchi et al. ⁽¹²⁾ desenvolveram uma equação para previsão da temperatura A_{r3} em função da composição química e da espessura da chapa, para a austenita laminada pelo menos 50% abaixo da temperatura T_{nr} . ⁽¹¹⁾ A equação 3.3 foi obtida em uma condição de resfriamento ao ar, onde as taxas são inferiores a 1°C/s , não devendo ser aplicada para resfriamento forçado.

$$A_{r3} (\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35 (t - 8). \quad (3.3)$$

onde t é a espessura da chapa em mm.

Essa equação, válida para espessuras entre 8 mm e 30 mm, indica que o C tem o maior efeito na temperatura de início de transformação. Ela também mostra que o Mn e o Mo são elementos que podem ser usados para efetivamente controlar a temperatura A_{r3} , para um máximo refinamento de grão. ⁽¹¹⁾ O decréscimo de A_{r3} diminui a taxa de crescimento da ferrita na austenita. Se a taxa de nucleação não for alterada, tem-se então um decréscimo do tamanho de grão ferrítico final. ⁽¹³⁾ A figura 3.9 mostra a variação do tamanho de grão ferrítico em aços com adições de Nb e V em função do teor de Mn.

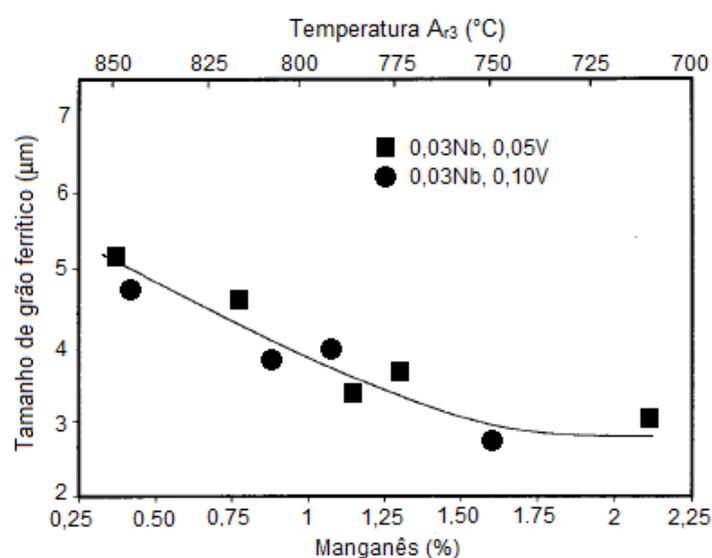


Figura 3.9 - Variação do tamanho de grão ferrítico em aços ao Nb e V em função do teor de Mn. Aços com 75% de redução abaixo da temperatura T_{nr} . ⁽¹¹⁾

Outro elemento que reduz a temperatura A_{r3} e tem um papel importante no retardamento da reação perlítica é o Cr ⁽¹⁴⁾. Ele é muito usado para aumentar a temperabilidade do aço.

Santos ⁽¹⁵⁾ estudou a equação 3.4 para obtenção da A_{r3} , sendo do ponto de vista de aplicação industrial, a mais adequada para aço ARBL.

$$A_{r3} = A_{e3} - a_0 TR^m (\varepsilon_2)^n (\varepsilon_1)^p \quad (3.4)$$

O termo A_{e3} é o valor da temperatura de equilíbrio termodinâmico entre austenita e ferrita. TR é a taxa de resfriamento da austenita no resfriamento forçado após o término da laminação a quente, ε_2 e ε_1 são as deformações acima e abaixo da T_{nr} , respectivamente, enquanto a_0 , m , n e p são constantes ajustadas por regressão. Uma equação prática, a partir de regressão múltipla, seria como apresentada na equação 3.5.

$$A_{r3} = 822 - 69,80TR^{0,1712} (\varepsilon_2)^{-0,1054} (\varepsilon_1)^{-0,0291} \quad (3.5)$$

Uma conclusão do uso da equação é que a taxa de resfriamento aplicada provoca uma diminuição na A_{r3} , ao passo que a quantidade de deformação a que a austenita foi submetida leva uma elevação desta temperatura. ^{(10) (15)}

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

3.4.1. Temperatura de Reaquecimento de Placa

O processo de reaquecimento de placas tem como objetivo obter uma temperatura suficientemente alta para que o processo de deformação a quente ocorra na fase austenítica. A temperatura deve também ser alta para dissolver carbonetos, nitretos ou carbonitretos, total ou parcialmente, que serão precipitados posteriormente durante o

processo. Dessa forma, o tamanho de grão da austenita pode ser refinado durante a deformação a quente, produzindo o tamanho de grão ferrítico desejável após a transformação. ⁽⁶⁾

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

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

Um exemplo do efeito da adição de Ti ou Nb em um aço ARBL sobre a estabilidade dos grãos austeníticos durante o reaquecimento está ilustrado na figura 3.10. Após 1 hora a 1250°C, comparando com o mesmo tempo de reaquecimento a 1000°C, os grãos austeníticos do aço com Ti dobram de tamanho, passando de 50 µm para 100 µm de diâmetro. No aço com Nb, esse aumento é de quase 5 vezes, enquanto no aço sem microligantes os grãos aumentam quase 7 vezes.

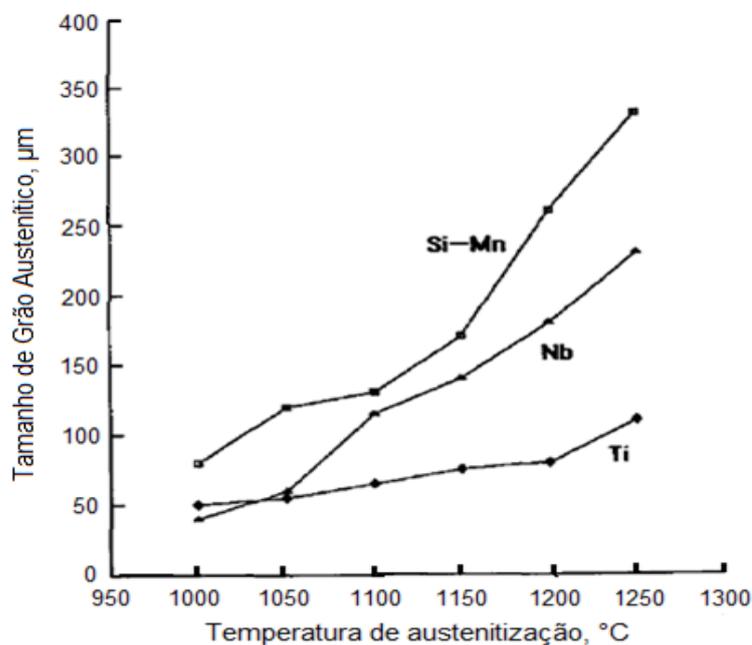


Figura 3.10 - Comportamento do tamanho de grão austenítico de aços ARBL após 1 hora em diferentes temperaturas de austenitização. ⁽¹¹⁾

Os precipitados de TiN são compostos que controlam o crescimento de grão no pré-aquecimento e evitam o crescimento excessivo de grãos recristalizados na região de desbaste. Os precipitados finos de Nb que se formam após a deformação da austenita, na região do desbaste, podem retardar a recristalização da austenita a baixas temperaturas na região de não recristalização. Finalmente, a ocorrência de precipitados finos de Nb, V, ou Ti na transformação da austenita para a ferrita aumenta a resistência do material à temperatura ambiente. ⁽¹³⁾

No processo de reaquecimento de um aço microligado, os elementos de liga estão distribuídos tanto em solução sólida na matriz austenítica quanto na forma de precipitados. No equilíbrio, essa partição do elemento microligante entre matriz e precipitado é regida pela termodinâmica. Uma forma simplificada de análise termodinâmica consiste em se estimar a temperatura na qual um dado elemento irá solubilizar completamente, utilizando-se as equações do produto de solubilidade. ⁽⁴⁾ Na tabela III.1 podem ser vistas algumas equações de produto de solubilidade para os principais precipitados presentes em aços ARBL.

Tabela III.1 - Equações do produto de solubilidade de alguns precipitados comuns em aços ARBL. ⁽¹³⁾

Precipitado	Produto solubilidade
NbC	$\text{Log}[\text{Nb}][\text{C}]^{0,87} = 3,40 - 7920/\text{T}^{(16)}$
NbN	$\text{Log}[\text{Nb}][\text{N}] = 2,80 - 8500/\text{T}^{(17)}$
Nb(C,N)	$\text{Log}[\text{Nb}][\text{C} + 12/14\text{N}] = 2,26 - 6770/\text{T}^{(18)}$
TiN	$\text{Log}[\text{Ti}][\text{N}] = 5,19 - 15490/\text{T}^{(19)}$
TiC	$\text{Log}[\text{Ti}][\text{C}] = 5,33 - 10475/\text{T}^{(20)}$
VC	$\text{Log}[\text{V}][\text{C}] = 6,72 - 9500/\text{T}^{(17)}$
VN	$\text{Log}[\text{V}][\text{N}] = 3,46 - 8330/\text{T}^{(18)}$

Alguns elementos favorecem a solubilização do Nb por reduzirem o coeficiente de atividade do C e N. O Cr, Mn, Mo, Ti e V, diminuem esse parâmetro. Outros elementos, como o Al, Cu, Ni, P, S e Si, por aumentar o coeficiente de atividade, favorecem a precipitação do mesmo.

Siciliano ⁽²¹⁾ mostrou que adições de Mn e Si influenciam a formação de carbonetos e carbonitretos. O Mn, que é um elemento gamagêneo, diminui a atividade do carbono na austenita, retardando assim, a cinética de precipitação de carbonitretos nessa fase e aumentando a quantidade de Nb em solução sólida durante a laminação. Efeito contrário é exercido pelo Si, elemento alfa-gêneo, que aumenta a atividade do carbono na austenita, acelerando a precipitação de carbonitretos nessa fase e conseqüentemente diminuindo a quantidade de Nb em solução sólida na austenita. ⁽⁴⁾

Patel et al. ⁽²⁾ investigaram o efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência de um aço microligado ao nióbio laminado a quente, para duas temperaturas de reaquecimento de placas, 1250 e 1150°C. Os resultados indicaram que, para todas as temperaturas de acabamento, o limite de resistência era sempre maior para a temperatura de reaquecimento mais alta, conforme mostrado na figura 3.11. Os autores atribuíram esse efeito à menor quantidade de precipitados dissolvidos à temperatura

mais baixa, os quais não contribuíram para o endurecimento por precipitação durante a laminação. ⁽³⁾

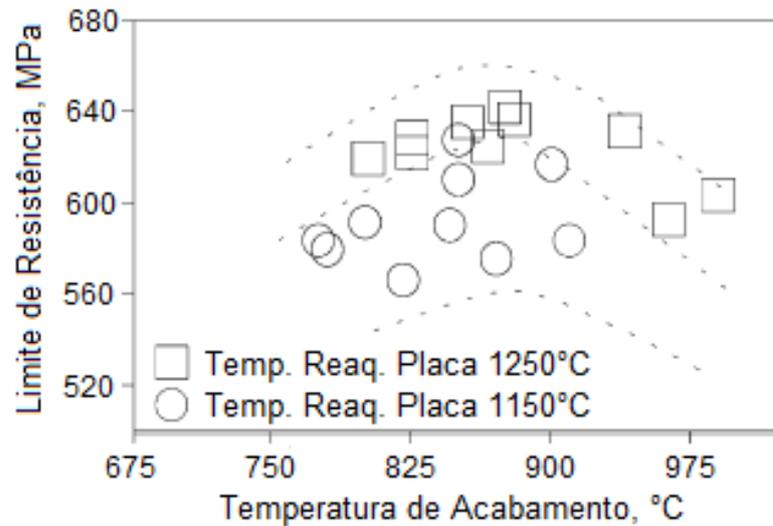


Figura 3.11 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas e de acabamento no limite de resistência de aço 0,07%C - 1,36%Mn - 0,06%Nb. ⁽²⁾

Para uma dada temperatura de reaquecimento de placas, outro fator que pode aumentar o limite de resistência é o tempo de reaquecimento. À medida que o mesmo aumenta, a quantidade de precipitados dissolvidos é cada vez maior e, conseqüentemente, uma maior quantidade de precipitados mais finos será formada durante a laminação, os quais atuarão no atraso da recristalização e no avanço do crescimento de grãos.

3.4.2. Temperatura de Acabamento

A temperatura de acabamento (TA) influencia o tamanho de grão ferrítico, a precipitação e, portanto, as propriedades mecânicas finais dos aços ARBL. Dependendo da composição química e das propriedades requeridas, a temperatura de acabamento poderá ser: ⁽²²⁾

- acima da temperatura de não recristalização da austenita (T_{nr});

- em torno da T_{nr} ;

- abaixo da T_{nr} , porém acima do início da transformação da austenita (A_{r3});
- abaixo da A_{r3} , porém acima da conclusão da transformação da austenita (A_1) e;
- abaixo de A_1 .

Os aços ARBL são usualmente processados em linhas de tiras a quente, com a temperatura de acabamento acima da A_{r3} , visando que todo o aço esteja na fase austenítica durante a deformação no laminador acabador. Isso favorece a ocorrência do fenômeno de precipitação com maior incidência na fase ferrítica.⁽²²⁾ Porém, quando a temperatura de acabamento fica muito acima da A_{r3} poderá ocorrer o crescimento excessivo do grão austenítico, comprometendo as propriedades mecânicas finais.^{(3) (23)}

Uma quantidade maior de elementos em solução sólida e de grãos austeníticos maiores favorece a temperabilidade. Isto pode contribuir para o aumento da fração volumétrica de constituintes mais duros que a ferrita, tais como a bainita e a martensita, que aumentam o limite de resistência do aço.

Em campo austenítico e temperaturas de acabamento próximas de A_{r3} , a deformação aplicada acelera o processo de nucleação da ferrita pela formação acentuada de sítios favoráveis. O número de sítios favoráveis para a nucleação da ferrita durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ é representado pelo parâmetro S_v . A essa ferrita é atribuído o nome de ferrita induzida por deformação. A consequência disso é a formação de uma microestrutura heterogênea constituída de grãos ferríticos equiaxiais e deformados.⁽²⁴⁾

Nakata e Militzer^{(25) (15)} mostraram (figura 3.12) os efeitos do tamanho de grão austenítico prévio e da deformação aplicada, na cinética de transformação da austenita em resfriamento contínuo, de um aço microligado ao Nb e Ti. À medida que o tamanho de grão aumenta, a região de transformação se desloca para temperaturas mais baixas, devido à redução do parâmetro S_v . A deformação aplicada na austenita, ao contrário, aumenta as temperaturas de transformação pelo aumento do S_v favorável a nucleação da nova fase.

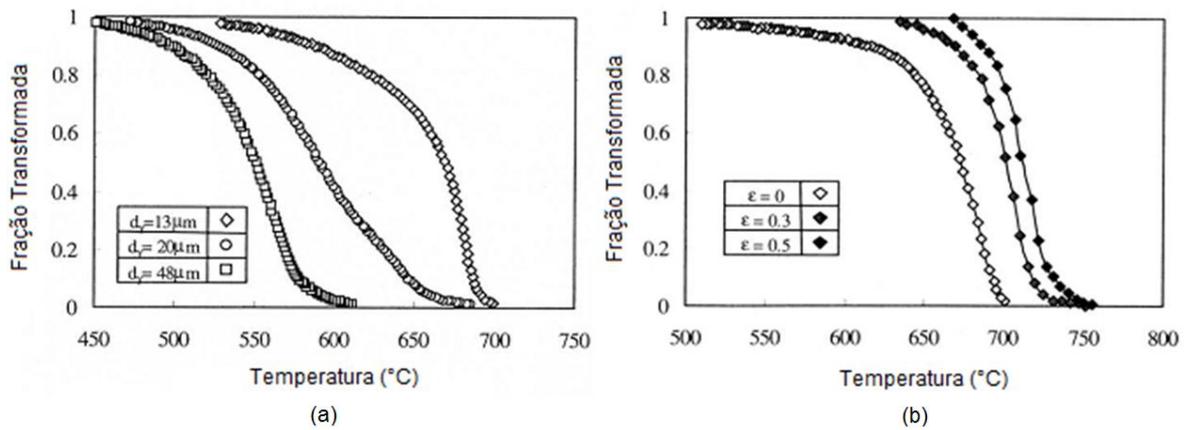


Figura 3.12 - Efeito do tamanho de grão inicial d_γ , (a), e da deformação aplicada, (b), na cinética de transformação da austenita em resfriamento contínuo. ⁽²⁵⁾ ⁽¹⁵⁾

Patel et al. ⁽²⁾ mostraram que a redução da temperatura de acabamento resulta no decréscimo do limite de resistência, fato comprovado em temperaturas de acabamento acima da temperatura A_{r3} . Esta relação foi mostrada para a temperatura de reaquecimento de placas 1230°C , com uma faixa de temperatura de acabamento de 940 a 740°C , conforme se vê na figura 3.13.

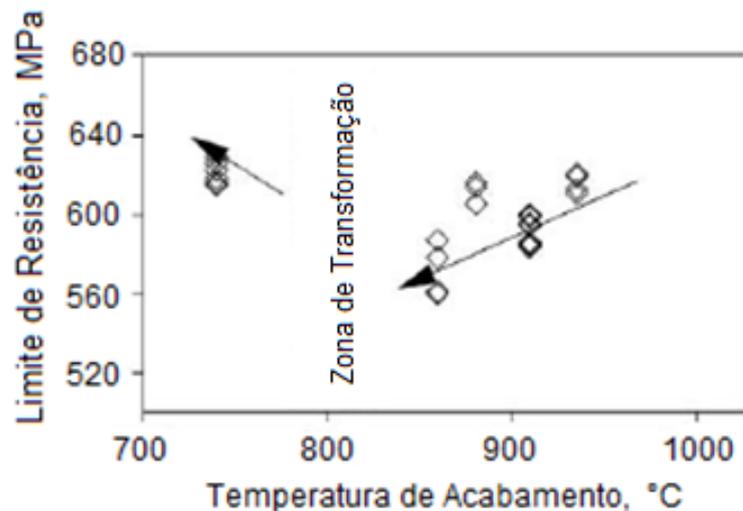


Figura 3.13 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência do aço $0,07\%C - 1,36\%Mn - 0,060\%Nb$ usando uma temperatura de reaquecimento de placas igual a 1230°C . ⁽²⁾

3.4.3. Temperatura de Bobinamento

O último parâmetro que pode afetar a resistência mecânica de um aço ARBL, durante a laminação a quente é a temperatura de bobinamento (TB). Essa temperatura irá influenciar o tamanho e a morfologia dos grãos da ferrita, da perlita e na morfologia dos precipitados. ⁽²¹⁾

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

Após a laminação no trem acabador, inicia-se a nucleação da ferrita a partir dos contornos de grãos e no interior da austenita, levando à formação de uma ferrita com grãos finos e equiaxiais, com a presença de cementita mais fina em seus contornos de grão. Uma baixa temperatura de bobinamento é obtida através de uma taxa de resfriamento relativamente alta. Essa alta taxa de resfriamento proporciona uma redução da temperatura A_1 , gerando produtos com menor tamanho de grão, o que garante maior resistência ao material. ⁽³⁾

Em temperaturas de bobinamento acima da A_1 , há um enriquecimento de carbono na austenita devido à maior solubilidade desse elemento nesta fase. Com isso, precipitados grossos de cementita (e/ou perlita) podem aparecer nos contornos de grãos ferríticos. ⁽²¹⁾

Na figura 3.14, estão mostradas as diferenças morfológicas na estrutura de um aço submetido a condições de temperaturas de bobinamento consideradas altas e baixas.

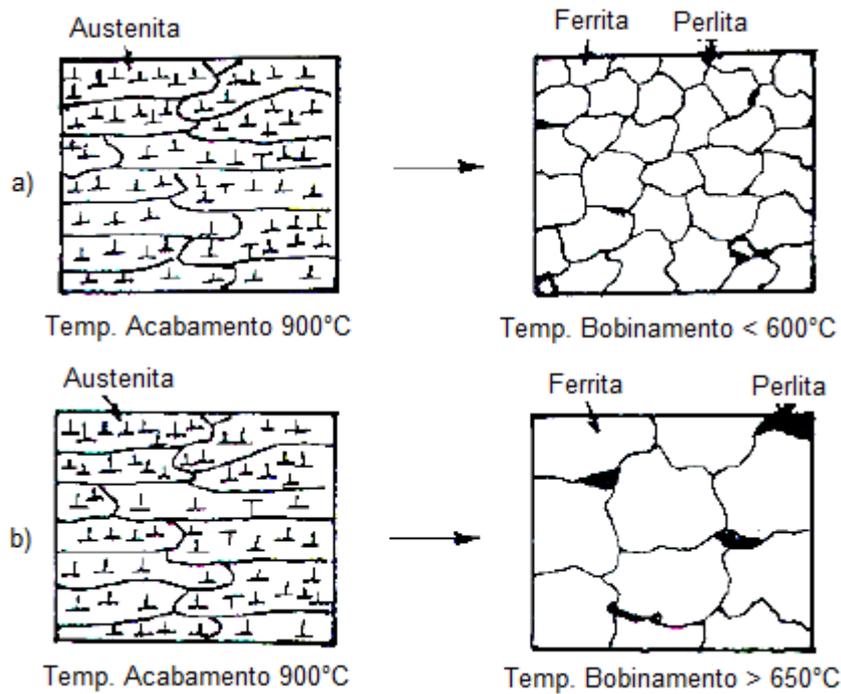


Figura 3.14 - Influência da temperatura de bobinamento na microestrutura de um aço microligado ao nióbio, bobinado a) a baixa temperatura e b) a alta temperatura. ⁽²¹⁾

O limite de escoamento de alguns aços ARBL também é reduzido com o aumento da temperatura de bobinamento. Este efeito é devido ao decréscimo do endurecimento por precipitação, como resultado dos precipitados de carbonitretos de Nb tornarem-se mais grossos em altas temperaturas. Em aços com elevadas adições de Mn, este efeito é ainda mais pronunciado, levando a um grão ferrítico grosso. A figura 3.15 mostra o efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento para vários teores de Mn. ⁽²⁶⁾

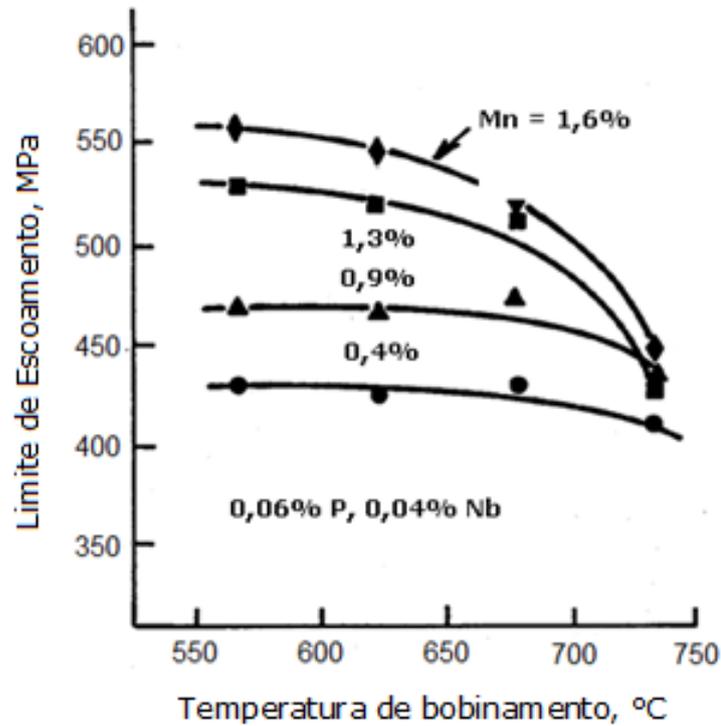


Figura 3.15 - Influência da temperatura de bobinamento no limite de escoamento de um aço laminado a quente microligado ao nióbio com diferentes teores de Mn. ⁽²⁶⁾

Temperaturas de bobinamento mais baixas também resultam em uma microestrutura mais refinada, ou até na obtenção de microestrutura composta por constituintes aciculares, como bainita ou ferrita acicular. ⁽⁴⁾ A figura 3.16 mostra a variação de limite de escoamento com a temperatura de bobinamento de um aço microligado ao Nb. ⁽²⁷⁾

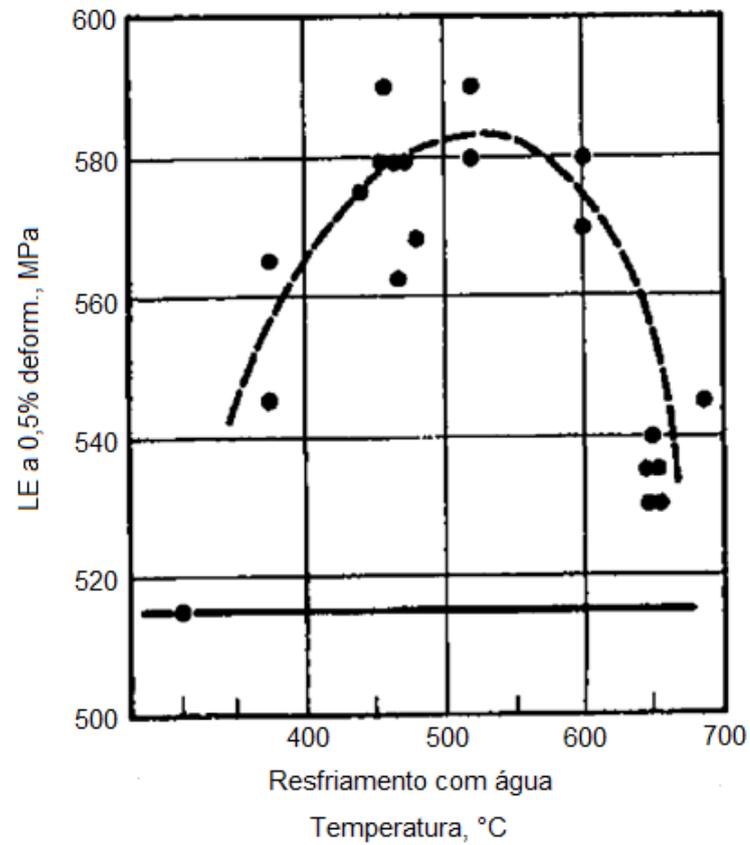


Figura 3.16 - Influência da temperatura de interrupção do resfriamento no limite de escoamento de um aço microligado ao Nb. ⁽²⁷⁾

Na figura 3.17 também é evidenciada a variação do limite de escoamento pela temperatura de bobinamento, nas temperaturas de reaquecimento de placas 1150 e 1240°C. Na experiência foi utilizada redução de espessura de 60% e temperatura de acabamento de 860°C. ⁽²⁸⁾

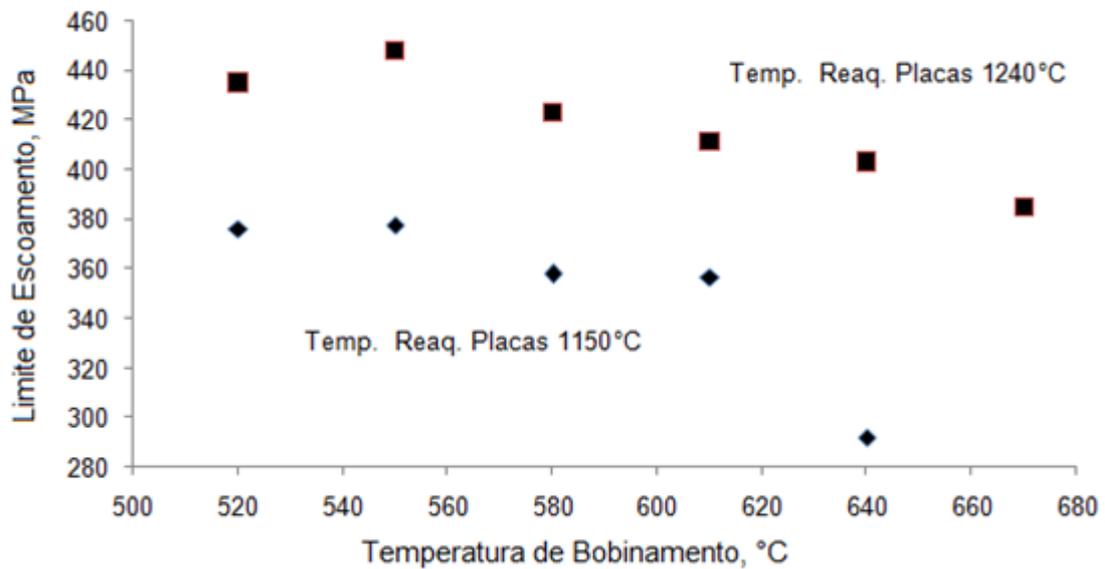


Figura 3.17 - Variação do limite de escoamento com a temperatura de bobinamento, para as temperaturas de reaquecimento de placas 1150 e 1240°C (aço microligado ao Nb e Ti). ^(28, adaptado)

Uma ferramenta utilizada para definir as condições de resfriamento dos aços são os diagramas de transformação em resfriamento contínuo (TRC ou CCT). Eles permitem conhecer os produtos de transformação da austenita em função da composição química e da taxa de resfriamento (TR) aplicada, considerando diversas curvas de resfriamento contínuo.

Um exemplo de um diagrama CCT elaborado pelo Centro de Tecnologia Usiminas para um aço ARBL da classe 700 MPa de LE é exibido na figura 3.18. O diagrama CCT mostra que para um aquecimento a 910°C por 10 min e uma TR de 10°C/s, próxima a praticada em escala industrial ⁽¹⁰⁾, há a formação de constituintes mais duros que a perlita, como bainita e martensita. É importante destacar que o digrama foi elaborado sem simular o estado deformado da austenita ao final da laminação de acabamento.

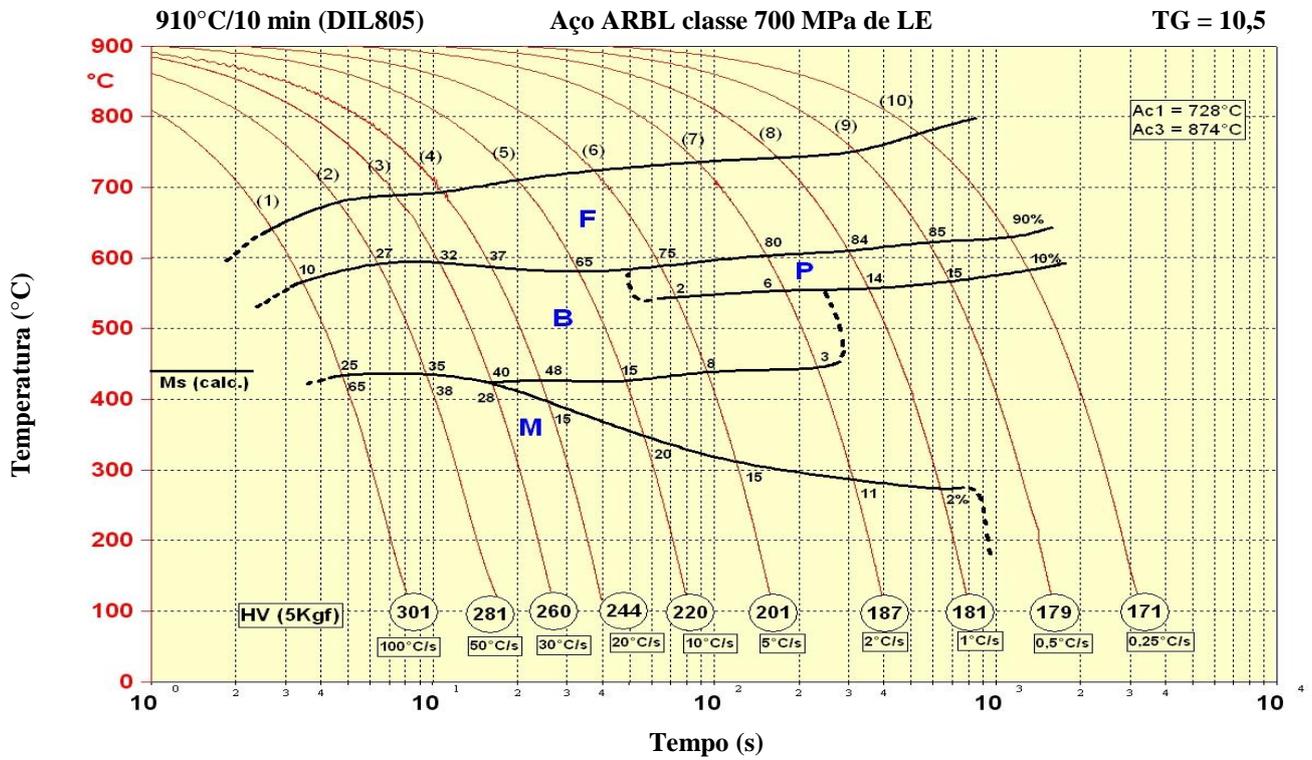


Figura 3.18 - Diagrama CCT do aço ARBL da classe 700 MPa de LE. Estado de deformação da austenita não simulado.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Material utilizado

No trabalho proposto, a produção da corrida e o processo de laminação a quente foram realizados em escala industrial na Usina de Ipatinga da Usiminas.

4.1.1. Composição Química

O material utilizado no estudo foi um aço ARBL, microligado ao Nb e Ti, cuja especificação de composição química está descrita na tabela IV.1.

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

C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti	Cr	N
0,08	1,50	≤	0,015	≤	≤	0,050	0,080	0,10	≤
a	a	0,15	a	0,030	0,010	a	a	a	0,0080
0,12	1,80		0,080			0,080	0,120	0,50	

4.1.2. Processamento

Foram laminadas 6 placas com espessura de 250 mm para 9,50 mm, sendo uma condição considerada desafiadora para a produção do aço ARBL de 700 MPa de limite de escoamento mínimo e avaliação da influência dos parâmetros de laminação a quente nas propriedades mecânicas e na microestrutura das tiras laminadas a quente.

Na experiência foram visadas duas temperaturas de reaquecimento de placas (TRPs), 1200°C e 1240°C, sendo a primeira igual ao padrão geralmente visado no processo e a segunda uma temperatura que propiciasse maior dissolução dos precipitados existentes. Foram visadas três temperaturas de acabamento (TA), dentro da faixa de capacidade de processo da linha de tiras a quente da Usiminas, usina de Ipatinga: 850°C, 880°C e 910°C. Foi também visada a temperatura de bobinamento 550°C, devido aos melhores

valores de LE obtidos nos estudos de Pradhan ⁽²⁶⁾, Zrník et al ⁽²⁷⁾ e Hulka ⁽²⁸⁾ e também devido ser a menor temperatura de bobinamento possível de produzir na linha de tiras a quente da Usiminas, usina de Ipatinga, para a espessura de 9,50 mm. Os demais parâmetros de processo foram monitorados e podem ser considerados constantes para as seis placas laminadas, entre eles, tempo de reaquecimento mínimo de 180 min, temperatura de entrada no trem acabador de 1020°C e espessura de entrada no trem acabador (esboço) igual a 34 mm (redução de 72,06%).

As condições de laminação a quente utilizadas na experiência estão resumidas na tabela IV.2.

Tabela IV.2 - Condições de laminação a quente visadas na experiência.

CONDIÇÃO	TRP (°C)	TA (°C)
1	1200	850
2	1200	880
3	1200	910
4	1240	850
5	1240	880
6	1240	910

4.1.3. Amostragem

Visando avaliar a influência das condições utilizadas nos experimentos sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura, as bobinas foram amostradas na Linha de Tesouras da Usiminas, retirando-se uma amostra no centro do comprimento da tira para cada condição descrita na tabela IV.2. A escolha da posição de amostragem é devida à menor interferência de outras variáveis não estudadas.

Em cada amostra foram retirados três corpos de prova (CPs) para a realização dos ensaios de tração, um para ensaio de dobramento e outro para análise metalográfica e dureza. Os corpos de prova foram retirados a ¼ da largura.

A figura 4.1 ilustra a amostragem de cada bobina testada na experiência, e as amostras para os ensaios de tração, dobramento, análise metalográfica e dureza foram identificadas conforme mostrado na tabela IV.3.

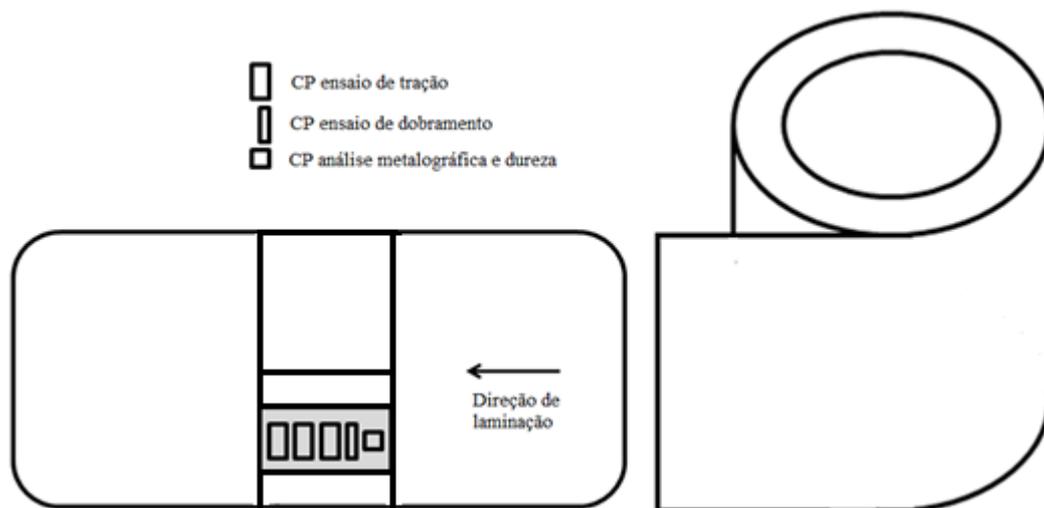


Figura 4.1 - Amostragem das bobinas testadas na experiência.

Tabela IV.3 - Identificação das amostras para os ensaios de tração, dobramento, análise metalográfica e dureza.

Condição	TRP (°C)	TA (°C)	Metalografia e Dureza	Dobramento	Tração
1	1200	850	M1	D1	T11
					T12
					T13
2	1200	880	M2	D2	T21
					T22
					T23
3	1200	910	M3	D3	T31
					T32
					T33
4	1240	850	M4	D4	T41
					T42
					T43
5	1240	880	M5	D5	T51
					T52
					T53
6	1240	910	M6	D6	T61
					T62
					T63

4.2. Caracterização do material

4.2.1. Composição Química

A análise química de panela (aço líquido) foi realizada para confirmação dos valores visados na tabela IV.1.

4.2.2. Análise Metalográfica

Os constituintes microestruturais do aço em cada condição de processamento foram identificados através de microscópio ótico marca Zeiss, modelo AXIO Imager - M2M, e de microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Zeiss, modelo EVO 50. As amostras foram atacadas com o reagente nital 4%, para revelação da microestrutura. Foram determinadas também as frações volumétricas das fases presentes e o tamanho de grão ferrítico das amostras, por meio de metalografia quantitativa, utilizando-se um analisador de imagens QUANTIMET com o Software Axiovision versão 4.8. O tamanho de grão ferrítico foi medido através do método de interceptos, conforme a norma ASTM E-112/96. ⁽²⁹⁾

4.2.3. Propriedades mecânicas

4.2.3.1. Propriedades mecânicas em tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma NBR ISO 6892 ⁽³⁰⁾, com base de medida (BM) proporcional ($BM = 5,65\sqrt{S_0}$, onde S_0 é a área transversal original dos CPs). Os cps foram retirados a $\frac{1}{4}$ da largura das tiras laminadas a quente, com o comprimento orientado transversalmente à direção de laminação.

As dimensões dos corpos de prova são mostradas na figura 4.2.

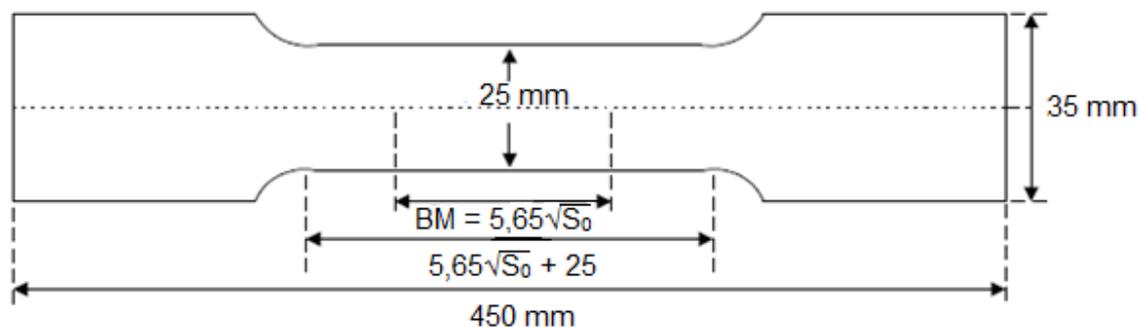


Figura 4.2 - Dimensões dos CPs de tração conforme a norma NBR ISO 6892. ⁽³⁰⁾

Os ensaios de tração foram realizados em máquina universal de ensaios mecânicos da marca TORSEE, de 100t de capacidade de carga.

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

4.2.3.2. Dobramento

Os ensaios de dobramento foram realizados conforme a norma NBR 6153 ⁽³¹⁾, com calço de diâmetro 0E e ângulo 180°. Foram utilizados corpos de prova retirados a ¼ da largura das tiras laminadas a quente e orientados transversalmente à direção de laminação.

Os ensaios foram realizados em máquina Maekawa, de 80t de capacidade.

4.2.3.3. Dureza

Os testes de dureza foram realizados conforme a norma NBR NM 6507 ⁽³²⁾, em escala Vickers, com carga de 10kgf (HV₁₀), em 5 posições sobre a face da espessura do CP.

Os ensaios foram realizados na máquina Future - Tech Corp, modelo FV - ARS 9000.

4.3. Análise estatística

Para a realização da análise estatística dos resultados obtidos, foi aplicada a análise de variância (ANOVA) ⁽³³⁾, que é uma metodologia utilizada em projetos de experimentos. Foi verificado se as variáveis respostas, LE, LR, Al e HV₁₀, são afetados pelos fatores TRP e TA. Alguns aspectos foram considerados para aplicação da ANOVA:

- Os testes são realizados com a estatística F de Snedecor, que neste caso é uma relação entre variâncias amostrais.

- A distribuição F é sempre assimétrica à direita.
- O objetivo é comparar médias populacionais através da análise das variâncias amostrais.
- As populações devem ser normais.
- A hipótese nula (H_0) é uma afirmativa de que os valores das médias são iguais.
- Sempre é considerado o erro e o grau de confiança do experimento.
- O erro é a probabilidade de rejeitar a hipótese nula verdadeira, sendo ela verdadeira.
- Deve se considerar o número de comparações independentes para calcular um parâmetro específico, os graus de liberdade (gl).
- O F crítico, é o valor que separa a região crítica (onde rejeitamos a hipótese nula) dos valores estatísticos de teste que não levam a rejeição da hipótese nula.
- Em softwares de computador, é usada a notação SQ (soma dos quadrados) e MQ (média dos quadrados) das populações para o cálculo dessa estatística.
- Pode-se avaliar a análise de variância de fatores separadamente e também da interação entre eles.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Caracterização do material

5.1.1. Composição Química

A composição química da corrida do aço ARBL produzida na aciaria, utilizada neste estudo, é mostrada na tabela V.1.

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

C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti	Cr	N
0,10	1,70	0,07	0,052	0,022	0,002	0,067	0,101	0,49	0,0047

Todos os valores de composição químicas obtidos ficaram dentro da especificação, como se vê comparando-se os valores das tabelas IV.1 e IV.1.

5.1.2. Microestrutura

O aspecto microestrutural típico das amostras retiradas das tiras do aço ARBL processadas com as temperaturas visadas de reaquecimento de placas (1200°C e 1240°C) e de acabamento (850°C, 880°C e 910°C), visto no microscópio óptico (MO), é apresentado nas figuras 5.1 e 5.2. Todas as microestruturas são constituídas basicamente de uma dispersão de segunda fase em matriz ferrítica.

Nas micrografias obtidas no MEV, figuras 5.3 e 5.4, verifica-se que a segunda fase é formada de perlita, bainita e carbonetos. Embora não se possa afirmar com segurança a partir das imagens obtidas, é provável que também existam partículas de constituinte MA (martensita e austenita retida) na microestrutura de algumas das amostras.

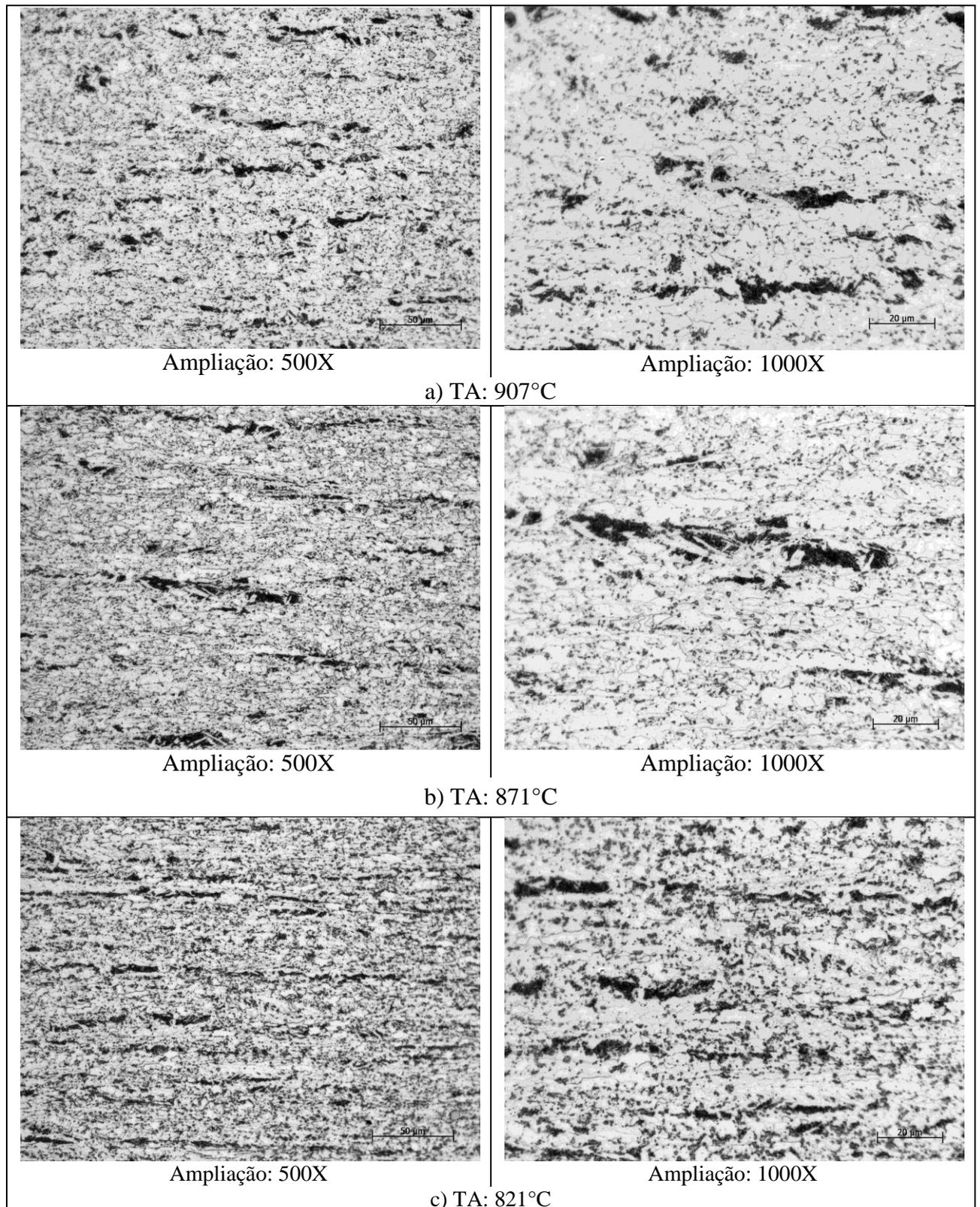


Figura 5.1 - Aspecto microestrutural (MO), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1200, b) 1200 e c) 1206°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.

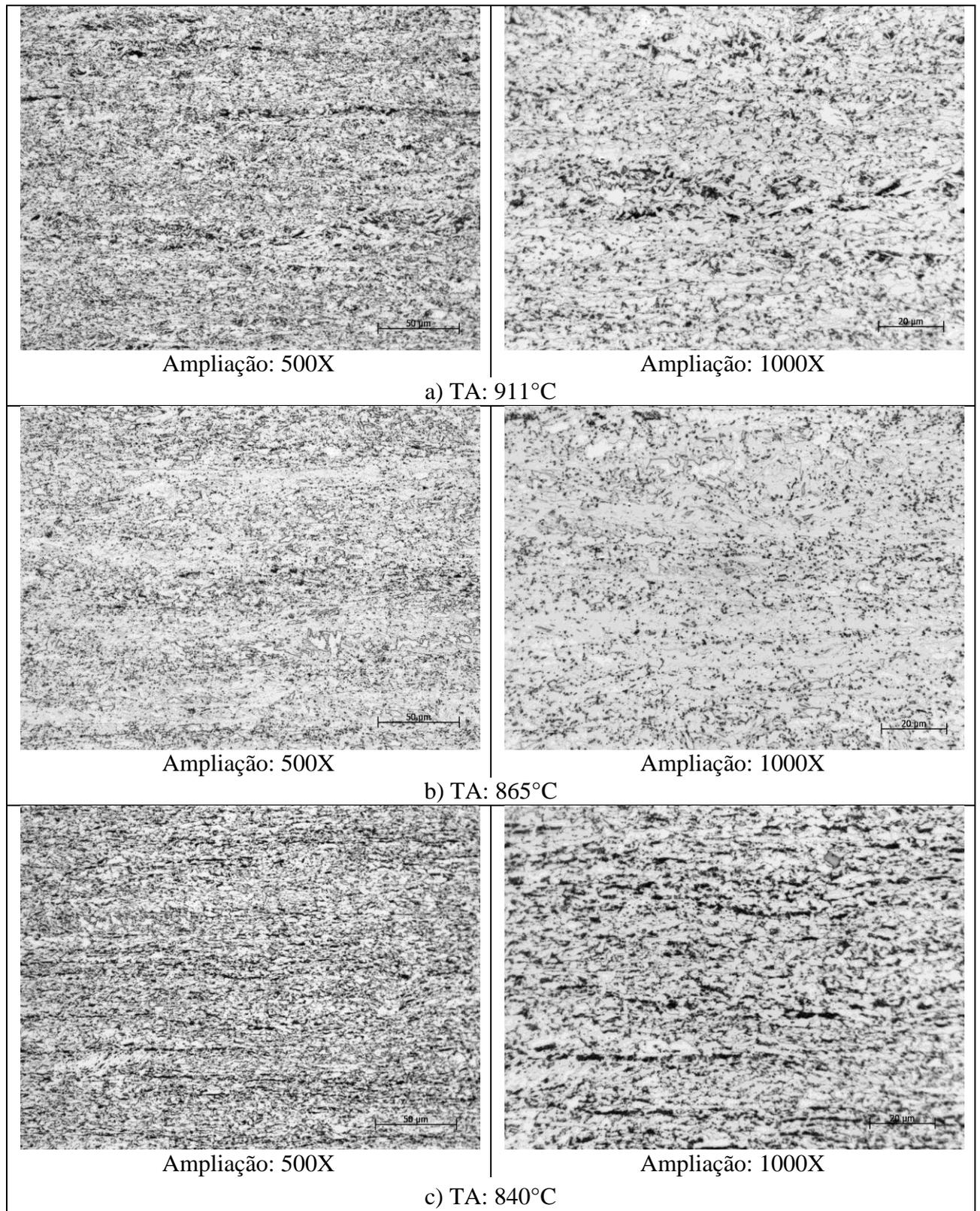


Figura 5.2 - Aspecto microestrutural (MO), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1237, b) 1239 e c) 1242°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.

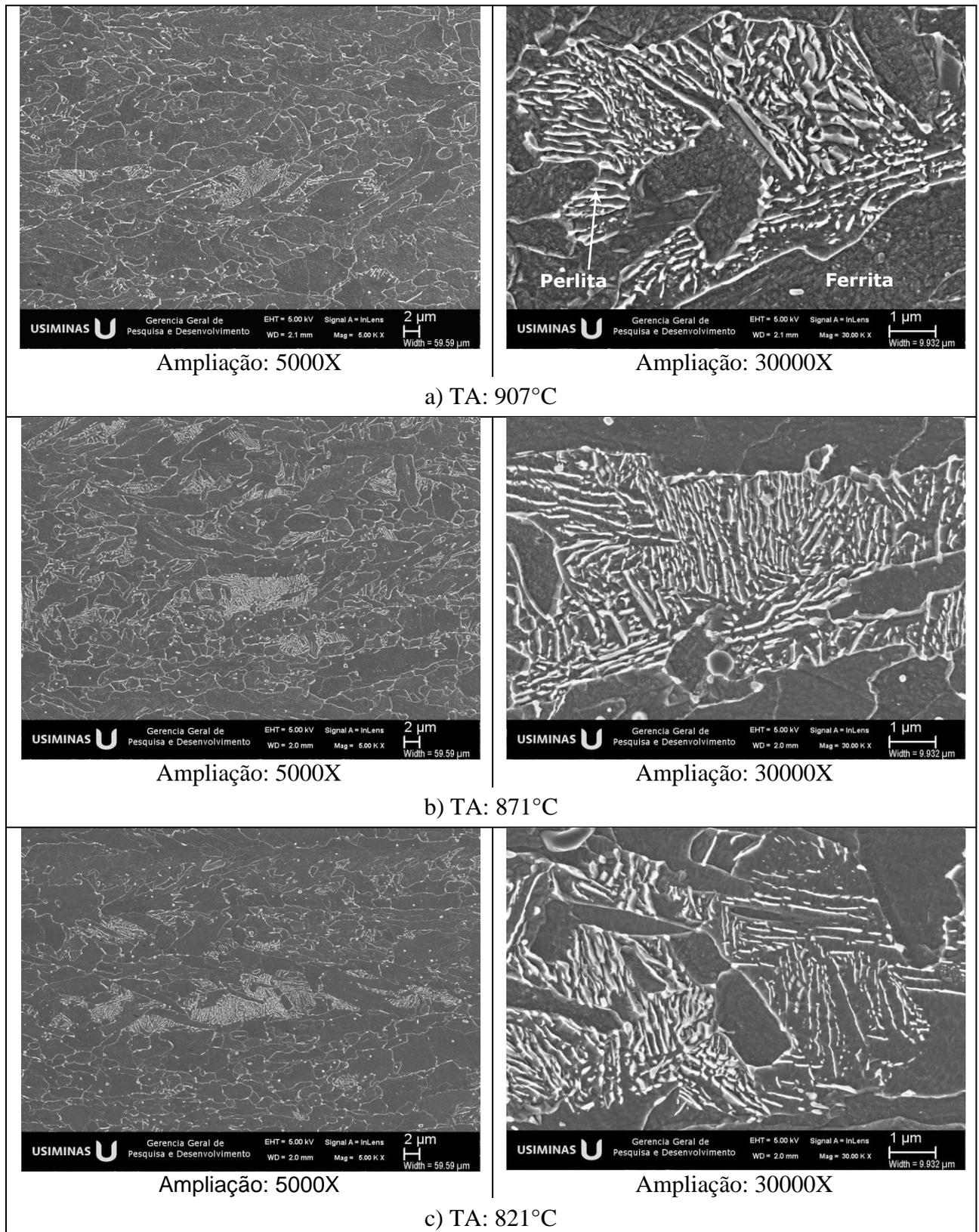


Figura 5.3 - Aspecto microestrutural (MEV), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1200, b) 1200 e c) 1206°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.

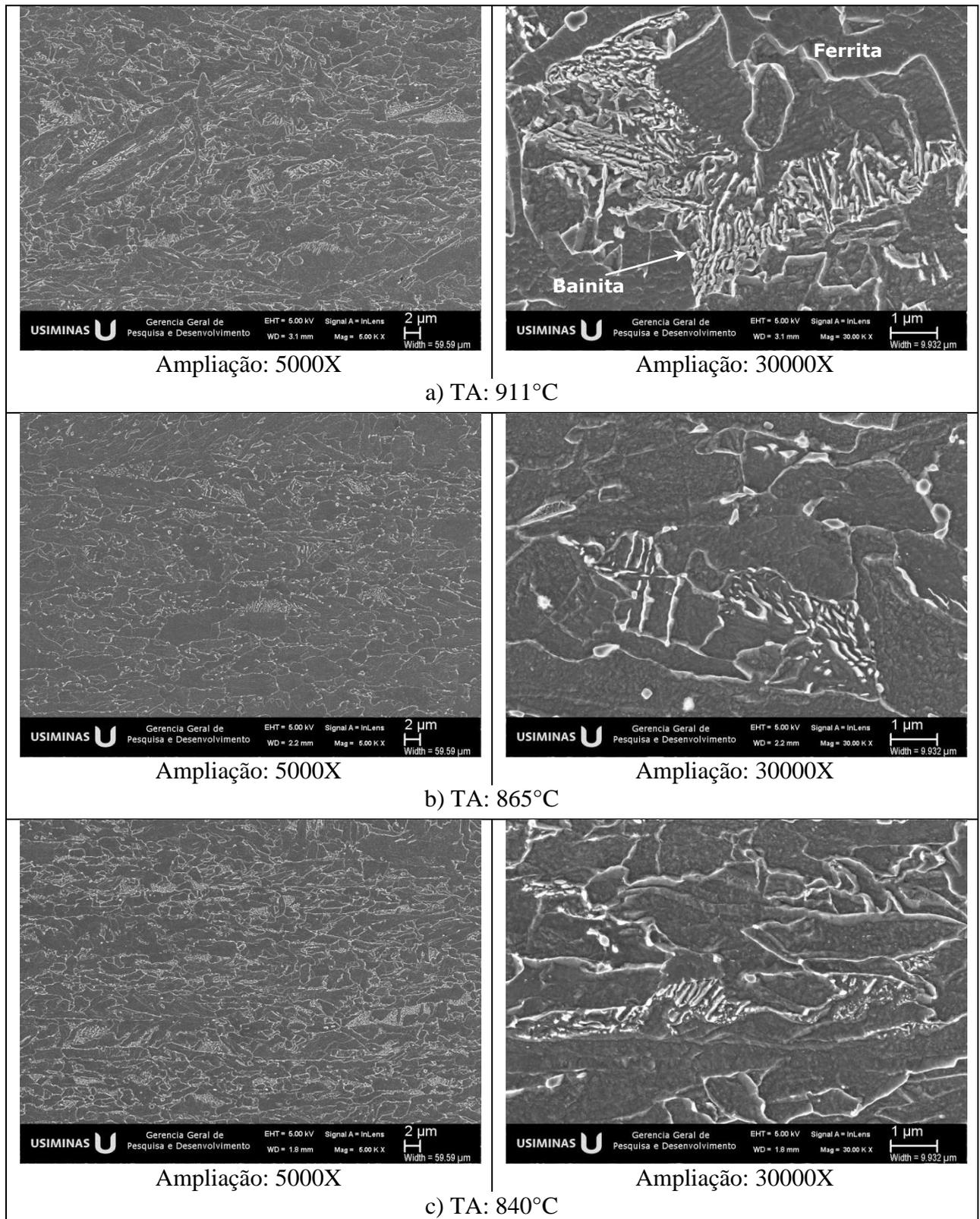


Figura 5.4 - Aspecto microestrutural (MEV), das amostras do aço estudado processadas com TRP a) 1237, b) 1239 e c) 1242°C. Ataque: Nital, ¼ espessura.

Uma análise comparativa das micrografias das figuras 5.3 e 5.4 indica que, para o reaquecimento em torno de 1200°C, a segunda fase é composta por ilhas maiores e com maior tendência a bandeamento. Além disso, os grãos ferríticos parecem um pouco maiores para essa temperatura de reaquecimento. Por outro lado, para o reaquecimento mais alto, próximo a 1240°C, os grãos ferríticos e a segunda fase são mais refinados e estão distribuídos de forma mais homogênea.

Sob maior aumento (30000X) verifica-se que, para uma determinada temperatura de reaquecimento de placas, a diminuição da temperatura de acabamento parece ter resultado em microestruturas mais equiaxiais e um pouco mais refinadas e o aumento da temperatura de acabamento em microestruturas mais aciculares, como se vê na seqüência de (a) a (c), tanto na figura 5.3 (TRP em torno de 1200°C), quanto na figura 5.4 (TRP próxima a 1240°C). Especificamente para a combinação de temperaturas de reaquecimento e de acabamento mais altas (1240°C e 910°C, respectivamente), observou-se a tendência de formação de bainita em substituição à perlita, figura 5.4(a).

As observações microestruturais discutidas acima foram confirmadas pelos resultados de tamanho de grão ferrítico e da fração de ferrita, apresentadas na tabela V.2.

Tabela V.2 - Temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento obtidas para a fração de ferrita presente e tamanho de grão ferrítico (d).

Condição	Amostra	TRP (°C)	TA (°C)	Fração de ferrita (%)		d (µm)	
				Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
1	M1	1206	821	93,8	1,8	2,60	0,14
2	M2	1200	871	91,8	1,0	2,68	0,18
3	M3	1200	907	88,4	3,8	2,71	0,11
4	M4	1242	840	91,0	0,8	2,34	0,16
5	M5	1239	865	94,8	1,2	2,54	0,07
6	M6	1237	911	86,4	2,6	1,91	0,14

A influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento na fração de ferrita e no tamanho de grão ferrítico não foi conclusiva, devido à obtenção de valores médios similares e de um elevado desvio padrão. Entretanto, foi observado um tamanho de grão ferrítico médio ligeiramente menor e uma quantidade maior de segunda fase com a utilização das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento mais altas. Isso pode ser explicado pela maior dissolução de precipitados e também pela maior quantidade de elementos em solução sólida e de grãos austeníticos maiores, que favorecem a temperabilidade.

5.1.3. Propriedades Mecânicas

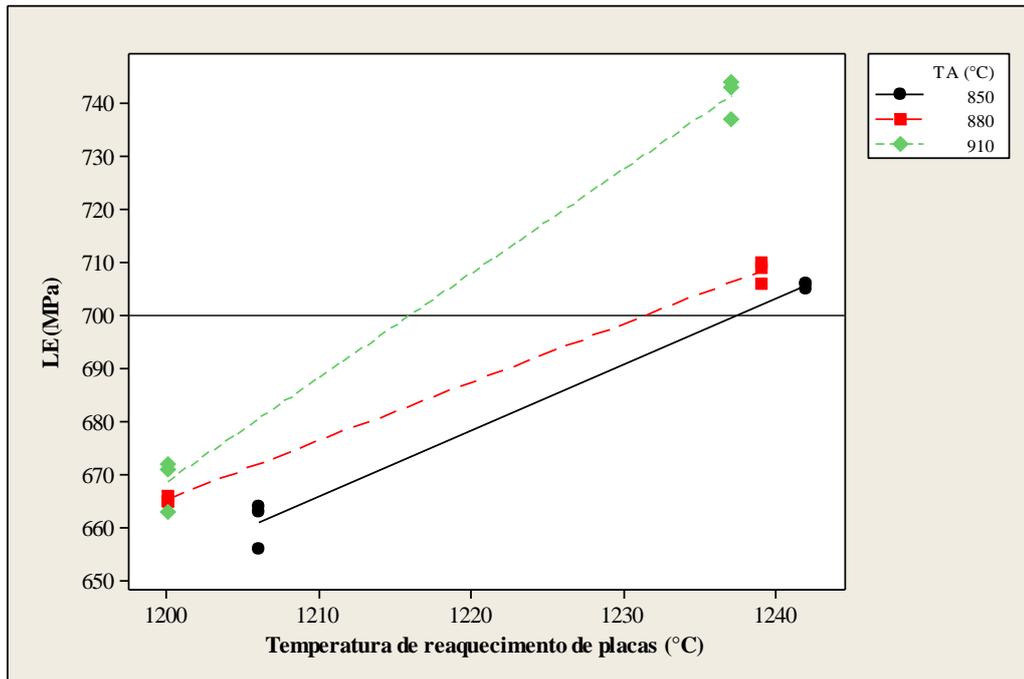
5.1.3.1. Propriedades Mecânicas em Tração

Os valores de propriedades mecânicas em tração obtidos para as condições avaliadas são mostrados na tabela V.3.

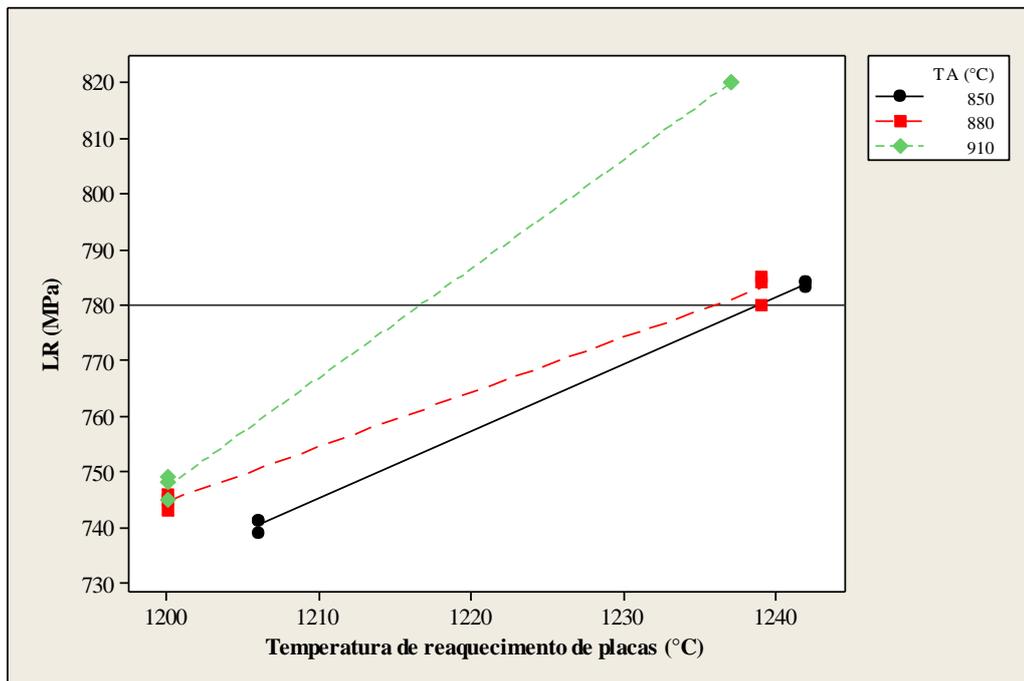
Tabela V.3 - Valores de propriedades mecânicas em tração obtidos.

Condição	Amostra	TRP (°C)	TA (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)
1	T11	1206	821	664	741	22
	T12	1206	821	656	741	21
	T13	1206	821	663	739	22
2	T21	1200	871	665	746	21
	T22	1200	871	666	745	21
	T23	1200	871	665	743	20
3	T31	1200	907	672	749	22
	T32	1200	907	671	748	21
	T33	1200	907	663	745	24
4	T41	1242	840	706	784	20
	T42	1242	840	705	783	20
	T43	1242	840	706	784	22
5	T51	1239	865	706	780	20
	T52	1239	865	710	784	20
	T53	1239	865	709	785	20
6	T61	1237	911	737	820	21
	T62	1237	911	743	820	21
	T63	1237	911	744	820	21

A influência da temperatura de reaquecimento de placas nas propriedades em tração do aço estudado, para as temperaturas de acabamento utilizadas, é mostrada nas figuras 5.5 e 5.6.



a)



b)

Figura 5.5 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas nos limites de a) escoamento e b) resistência do aço estudado, para cada temperatura de acabamento utilizada.

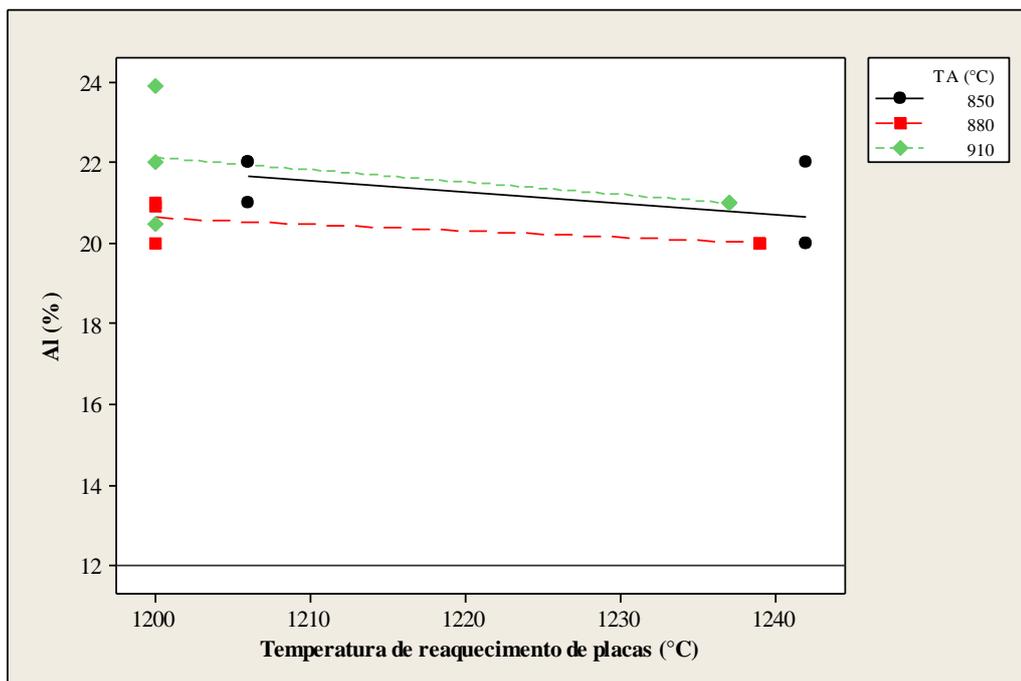


Figura 5.6 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas no alongamento total do aço estudado, para cada temperatura de acabamento utilizada.

A influência da temperatura de reaquecimento de placas nas propriedades mecânicas em tração deve ser avaliada levando em conta as condições de precipitação durante a laminação a quente. Conforme discutido a seguir, dois aspectos devem ser considerados.

Utilizando as equações do produto de solubilidade de alguns precipitados possíveis de serem encontrados no aço ARBL, apresentadas na tabela III.1, e a composição química do aço utilizado, tabela V.1, verifica-se que os precipitados de Nb(C,N) não devem estar totalmente dissolvidos nas temperaturas de reaquecimento utilizadas (aproximadamente 1200 e 1240°C), como se vê na tabela V.4. Os precipitados de TiN, por sua vez, não são dissolvidos no processo de reaquecimento de placas, mas somente no aço líquido. De acordo com os resultados mostrados na tabela V.4, todos os demais precipitados que poderiam estar presentes no aço avaliado devem ter se dissolvido nas temperaturas de reaquecimento utilizadas.

Tabela V.4 - Temperaturas de solubilização de alguns precipitados possíveis de serem encontrados no aço ARBL em função de sua composição química obtida.

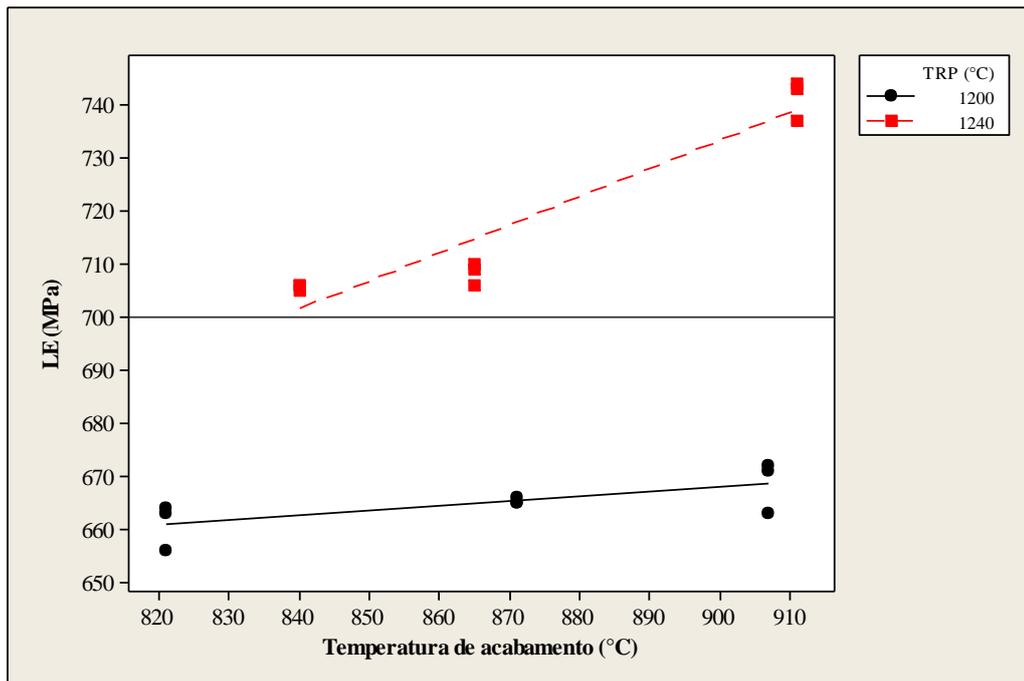
Precipitado	Temperatura de solubilização (°C)
NbC	1182
NbN	1076
Nb(C,N)	1260
TiN	1546
TiC	1157

Devido a variações normais do processo de laminação a quente em escala industrial, os tempos de reaquecimento de placas obtidos nas condições 1, 2 e 3 (TRP 1200°C) e 4, 5 e 6 (TRP 1240°C) foram em torno de 272 e 318 minutos, respectivamente. Com isso para as condições 4, 5 e 6, a utilização de tempos e temperaturas de reaquecimento de placas mais altos devem ter provocado maior dissolução dos precipitados presentes nas placas.

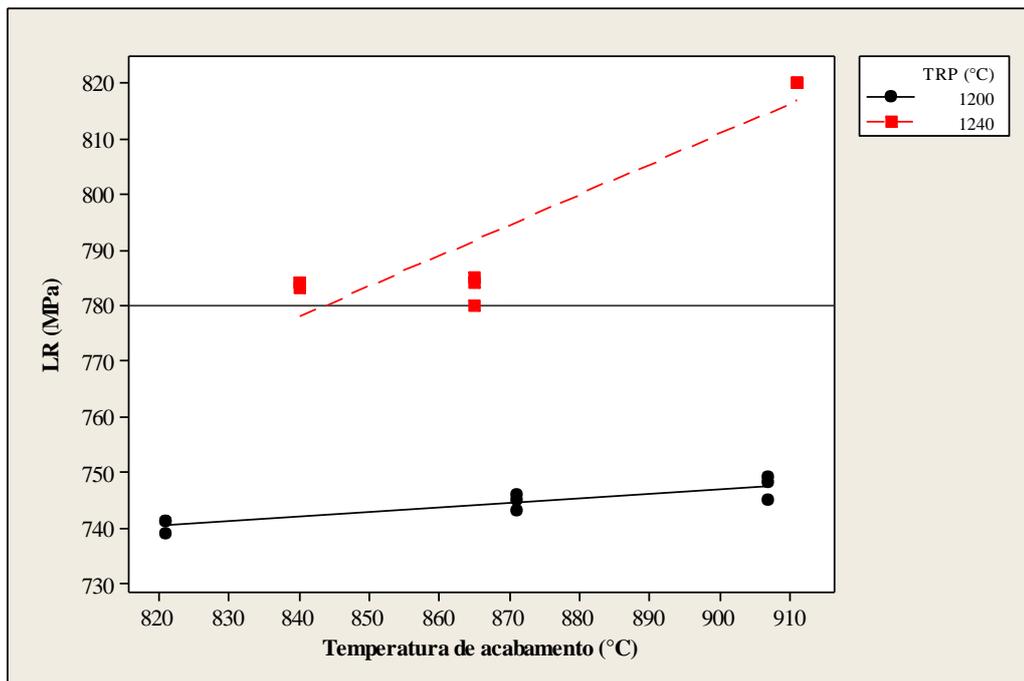
Em função disso, a condição com temperatura e tempo de reaquecimento mais altos acabou apresentando limites de escoamento e de resistência mais elevados, como se vê na figura 5.5, para qualquer temperatura de acabamento utilizada. Como a quantidade de precipitados dissolvidos foi mais elevada, para essa condição, o potencial de endurecimento por precipitação durante a laminação, e principalmente durante a transformação da austenita para a ferrita, também aumentou, resultando nos valores elevados de LE e LR.

Já o alongamento total, figura 5.6, apresentou uma pequena redução com o aumento da temperatura de reaquecimento de placas, fato atribuído à microestrutura mais refinada e conseqüentemente maiores valores de limites de escoamento e resistência.

A influência da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas em tração para cada temperatura de reaquecimento de placas é mostrada nas figuras 5.7 e 5.8.



a)



b)

Figura 5.7 - Efeito da temperatura de acabamento nos limites de a) escoamento e b) resistência do aço estudado para cada temperatura de reaquecimento de placas utilizada.

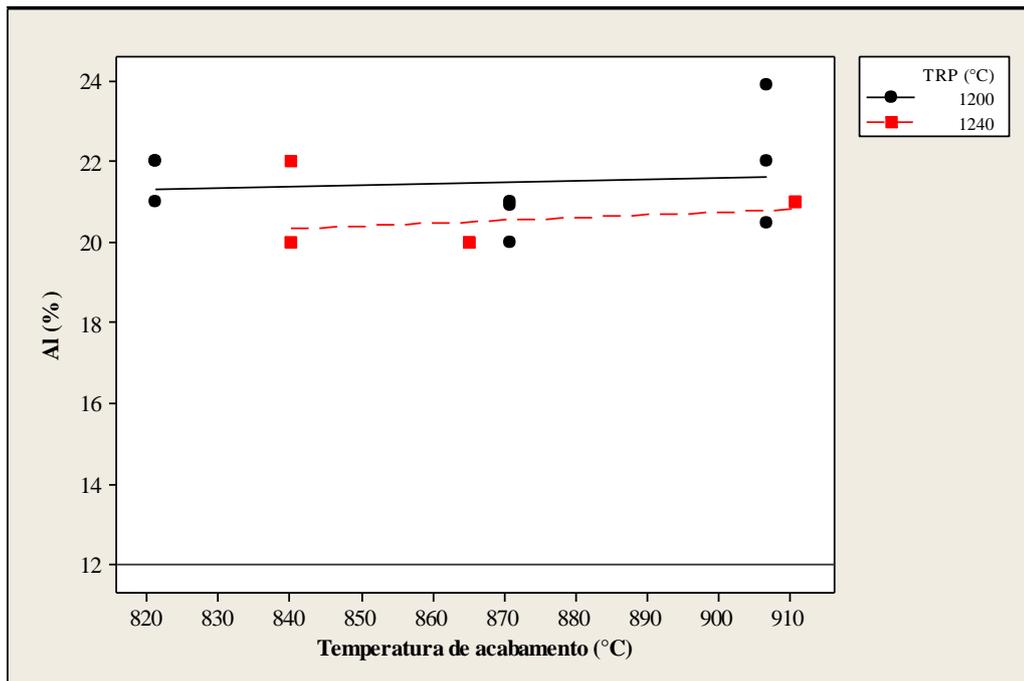


Figura 5.8 - Efeito da temperatura de acabamento no alongamento total do aço estudado para cada temperatura de reaquecimento de placas utilizada.

De maneira geral, houve um aumento dos limites de escoamento e de resistência com o aumento da temperatura de acabamento, independente da temperatura de reaquecimento de placas. Esse resultado já era esperado, pois o aumento da temperatura de acabamento leva à formação de grãos austeníticos maiores, com maior temperabilidade. Isto pode contribuir para o aumento da fração volumétrica de constituintes mais duros que a ferrita, tais como a bainita e a martensita. Já a utilização de temperaturas de acabamento mais baixas leva ao aumento da deformação residual após a laminação, que acelera o processo de nucleação da ferrita, pela presença acentuada de sítios favoráveis.

Nota-se na figura 5.7 que o efeito da temperatura de acabamento no aumento dos limites de escoamento e de resistência foi maior para a temperatura de reaquecimento de placas 1240°C. Esse fato pode ser explicado pela maior dissolução dos precipitados, associada à formação de uma microestrutura mais refinada e pela maior quantidade de elementos em solução sólida que também favorece a temperabilidade.

Não foi observado efeito da variação na temperatura de acabamento sobre o alongamento total, como se vê na figura 5.8.

Para comprovar estatisticamente os resultados de propriedades mecânicas em tração obtidos, foi aplicada a análise de variância (ANOVA).

Na tabela V.5 são mostrados os resultados da variável resposta LE obtidos para as temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento visadas, fatores 1 e 2, respectivamente.

Tabela V.5 - Resultados de LE (MPa) obtido nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.

	Fator 2	TA (°C)		
Fator 1		850	880	910
TRP (°C)	1200	664	665	672
	1200	656	666	671
	1200	663	665	663
	1240	706	706	737
	1240	705	710	743
	1240	706	709	744

Aplicando a ferramenta estatística ANOVA, são obtidos os resultados mostrados na tabela V.6. Avaliando esses resultados, para um grau de confiança de 95%, observa-se que para os fatores TRP, TA e sua interação, o valor F é muito maior do que o F crítico, ou seja, a hipótese nula (H_0) é rejeitada. Então, de acordo com essa análise, o LE é afetado pelas temperaturas de reaquecimento de placas, de acabamento e sua interação, considerando um risco de 5% de H_0 ser rejeitada, sendo ela verdadeira.

Tabela V.6 - ANOVA da variável resposta LE pelos fatores TRP e TA.

Fonte da variação	SQ	Gl	MQ	F	F crítico
TRP	12853,39	1	12853,40	1230,64	4,75
TA	1623,44	2	811,72	77,71	3,89
Interações	833,44	2	416,72	39,90	3,89
Erro	125,33	12	10,44		
Total	15435,61	17			

Na tabela V.7 são mostrados os resultados da variável resposta LR obtidos nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento, fatores 1 e 2, respectivamente. Aplicando a ferramenta estatística ANOVA, são obtidos os resultados mostrados na tabela V.8.

Tabela V.7 - Resultados de LR (MPa) obtido nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.

	Fator 2	TA (°C)		
Fator 1		850	880	910
TRP (°C)	1200	741	746	749
	1200	741	745	748
	1200	739	743	745
	1240	784	780	820
	1240	783	784	820
	1240	784	785	820

Tabela V.8 - ANOVA da variável resposta LR pelos fatores TRP e TA.

Fonte da variação	SQ	Gl	MQ	F	F crítico
TRP	11909,40	1	11909,40	4660,20	4,75
TA	1732,33	2	866,17	338,93	3,89
Interações	1032,11	2	516,06	201,93	3,89
Erro	30,67	12	2,56		
Total	14704,50	17			

Em relação à variável resposta LR é observado que para os fatores TRP, TA e sua interação, o valor F é muito maior do que o F crítico, ou seja, a hipótese nula (H_0) é rejeitada. Então o LR também é afetado pelas temperaturas de reaquecimento de placas, de acabamento e sua interação, considerando um risco de 5% de H_0 ser rejeitada, sendo ela verdadeira.

Na tabela V.9 são mostrados os resultados da variável resposta AI obtidos nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento, fatores 1 e 2, respectivamente. Aplicando a ferramenta estatística ANOVA, são obtidos os resultados mostrados na tabela V.10.

Tabela V.9 - Resultados de AI (%) obtido nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.

	Fator 2	TA (°C)		
Fator 1		850	880	910
TRP (°C)	1200	22	21	22
	1200	21	21	21
	1200	22	20	24
	1240	20	20	21
	1240	20	20	21
	1240	22	20	21

Tabela V.10 - ANOVA da variável resposta AI pelos fatores TRP e TA.

Fonte da variação	SQ	Gl	MQ	F	F crítico
TRP	4,50	1	4,50	6,23	4,75
TA	5,44	2	2,72	3,77	3,89
Interações	0,33	2	0,17	0,23	3,89
Erro	8,67	12	0,72		
Total	18,94	17			

Em relação ao AI, observa-se que para o fator TRP o valor F é maior do que o F crítico, ou seja, a hipótese nula (H_0) é rejeitada. Já para o fator TA e para a interação entre os fatores TRP e TA, os valores F são menores do que o F crítico, ou seja, a hipótese nula (H_0) não é rejeitada. Então, o AI é afetado pela temperatura de reaquecimento, mas não pela temperatura de acabamento e pela interação entre TRP e TA, considerando um risco de 5% de H_0 ser rejeitada, sendo ela verdadeira.

5.1.3.2. Dureza

Os valores de dureza obtidos para as condições avaliadas são mostrados na tabela V.11.

Tabela V.11 - Valores de dureza obtidos.

Condição	Amostra	TRP (°C)	TA (°C)	HV _{10 kgf}
1	M1	1206	821	255
		1206	821	252
		1206	821	249
		1206	821	250
		1206	821	253
2	M2	1200	871	252
		1200	871	247
		1200	871	251
		1200	871	248
		1200	871	257
3	M3	1200	907	241
		1200	907	239
		1200	907	243
		1200	907	245
		1200	907	247
4	M4	1242	840	262
		1242	840	261
		1242	840	262
		1242	840	263
		1242	840	266
5	M5	1239	865	275
		1239	865	259
		1239	865	262
		1239	865	265
		1239	865	259
6	M6	1237	911	273
		1237	911	261
		1237	911	265
		1237	911	267
		1237	911	273

A influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento sobre dureza do aço estudado, para todas as condições de laminação avaliadas, é mostrada na figura 5.9. Foram obtidos valores de dureza ligeiramente mais altos para a condição de reaquecimento de placa em torno de 1240°C, mostrando correlação com os valores de LE e LR, tabela V3.

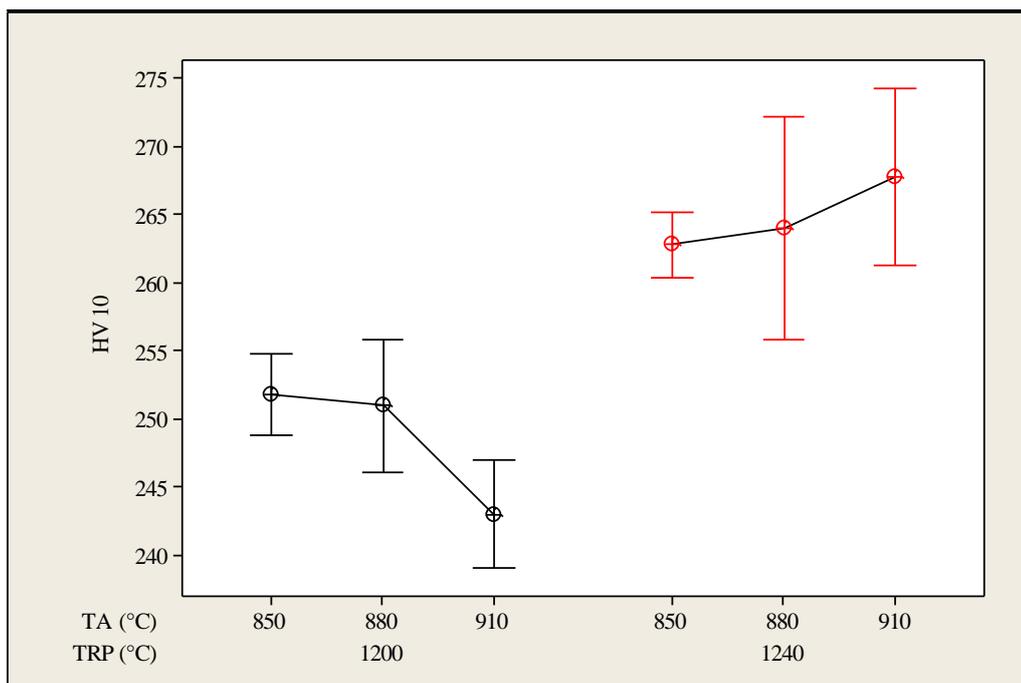


Figura 5.9 - Efeito das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento na dureza do aço estudado.

Houve uma queda de dureza com o aumento da temperatura de acabamento, para o reaquecimento de placas a 1200°C, e um comportamento inverso para a temperatura de reaquecimento de 1240°C, não sendo observada uma correlação.

Para comprovar estatisticamente os resultados de dureza obtidos, foi aplicada a análise de variância (ANOVA).

Na tabela V.12 são mostrados os valores de HV₁₀ obtidos nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento, fatores 1 e 2, respectivamente. Aplicando a ferramenta estatística ANOVA, são obtidos os resultados mostrados na tabela V.13.

Tabela V.12 - Resultados de $HV_{10 \text{ kgf}}$ obtidos nas temperaturas visadas de reaquecimento de placas e de acabamento.

	Fator 2	TA (°C)		
Fator 1		850	880	910
TRP (°C)	1200	255	252	241
	1200	252	247	239
	1200	249	251	243
	1200	250	248	245
	1200	253	257	247
	1240	262	275	273
	1240	261	259	261
	1240	262	262	265
	1240	263	265	267
	1240	266	259	273

Tabela V.13 - ANOVA da variável resposta HV_{10} pelos fatores TRP e TA.

Fonte da variação	SQ	Gl	MQ	F	F crítico
TRP (°C)	1.977,22	1	1977,22	114,21	4,26
TA (°C)	27,51	2	13,76	0,79	3,40
Interações	275,14	2	137,57	7,95	3,40
Erro	415,51	24	17,31		
Total	2.695,38	29			

Observa-se que, em relação à variável resposta HV_{10} , para o fator TRP e para a interação entre os fatores TRP e TA, os valores F são maiores do que o F crítico, ou seja, a hipótese nula (H_0) é rejeitada. Então a dureza do material é afetada pela temperatura de reaquecimento de placas e pela interação entre os dois fatores. Já para o fator TA, o valor F é menor do que o F crítico, ou seja, a hipótese nula (H_0) não é rejeitada, indicando que a dureza não é afetada pela temperatura de acabamento, considerando um risco de 5% de H_0 ser rejeitada, sendo ela verdadeira.

5.1.3.3. Dobramento

Os resultados dos ensaios de dobramento do aço estudado nas temperaturas obtidas de reaquecimento de placas e de acabamento são mostrados nas tabelas V.14. Para todas as condições avaliadas, os ensaios de dobramento foram aprovados.

Tabela V.14 - Resultados dos ensaios de dobramento do aço estudado nas temperaturas obtidas de reaquecimento de placas e de acabamento.

Condição	Amostra	TRP (°C)	TA (°C)	Resultado
1	D1	1206	821	Bom
2	D2	1200	871	Bom
3	D3	1200	907	Bom
4	D4	1242	840	Bom
5	D5	1239	865	Bom
6	D6	1237	911	Bom

Na figura 5.10 é mostrado o corpo de prova dobrado na condição 6, com valores de LE e LR mais altos, tabela V.3. Mesmo na condição considerada mais rigorosa, o ensaio de dobramento foi considerado satisfatório.

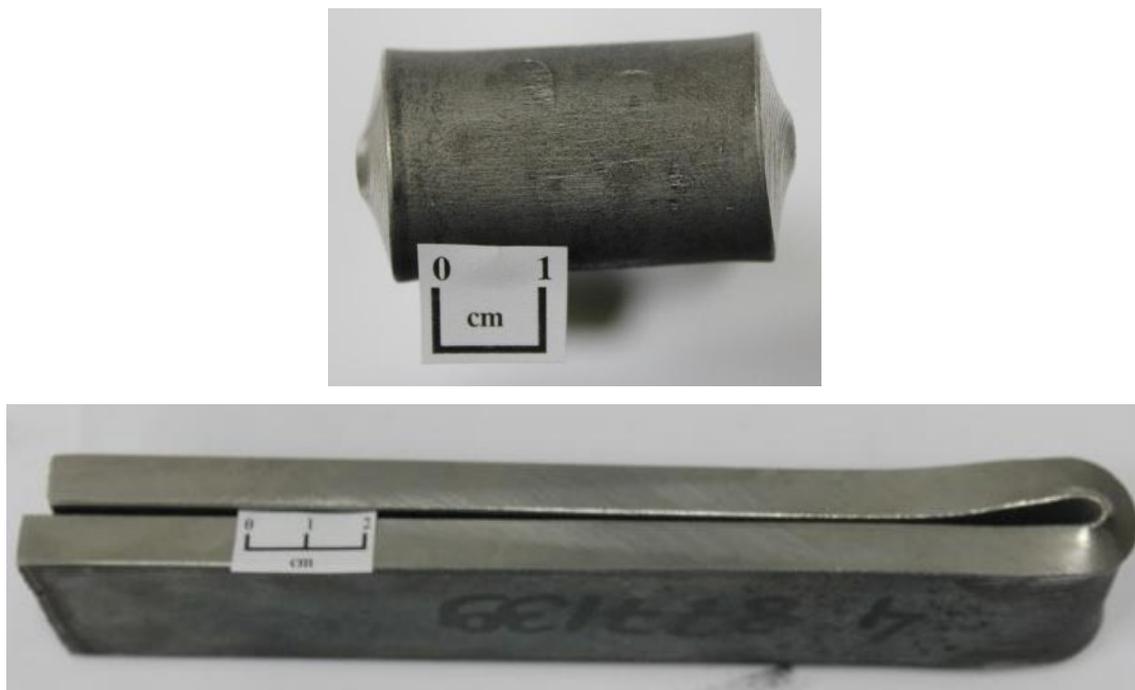


Figura 5.10 - Corpo de prova após o ensaio de dobramento.

5.2. Atendimento ao Grau LNE700 (Norma ABNT NBR 6656)

O grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656 ⁽³⁴⁾ especifica os requisitos de composição química, mostrados nas tabelas V.15. Comparando-se esses valores com aqueles obtidos para o material utilizado (tabela V.1), verifica-se que ele atende aos requisitos da norma.

Tabela V.15 - Especificação de composição química (% massa) do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656.

C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	V	Ti	Cr	Mo	B
≤	≤	≤	≥	≤	≤	≤	≤	≤	≤	≤	≤
0,15	2,10	0,55	0,015	0,030	0,015	0,12	0,12	0,20	0,50	0,50	0,005

Os requisitos de propriedades mecânicas em tração seguem apresentados na tabela V.16. Comparando com os valores obtidos no presente estudo (tabela V.3),

verifica-se que apenas as três amostras de tiras laminadas após reaquecimento de placa a cerca de 1240°C atenderam aos valores mínimos especificados de LE e LR.

Tabela V.16 - Especificação de propriedades mecânicas em tração do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656.

LE (MPa)	LR (MPa)	AI* (%)
700 a 820	780 a 920	≥ 12

* Base de medida: $5,65\sqrt{S_0}$

Já os ensaios de dobramento foram realizados neste estudo com maior rigor que a especificação do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656 (tabela V.17), utilizando um ângulo de 180°, porém sem calço. Apesar disso, para todas as condições de laminação testadas os resultados foram satisfatórios.

Tabela V.17 - Especificação do ensaio de dobramento do grau LNE700 da norma ABNT NBR 6656.

Ângulo	Calço
180°	2,0e

Quanto à dureza, a norma ABNT NBR 6656 não fornece nenhum requisito. Contudo, a condição correspondente às temperaturas de reaquecimento de placa 1240°C e de acabamento 910°C, conforme já dito anteriormente, resultou nos maiores valores.

6. CONCLUSÕES

A utilização da temperatura de reaquecimento de placas mais alta levou a formação de grãos ferríticos e segunda fase mais refinadas e distribuídos de forma mais homogênea, sem bandeamento.

Para a condição com maiores temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento, observou-se a tendência de formação de bainita em substituição à perlita.

A influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento na fração de ferrita e no tamanho de grão ferrítico não foi conclusiva. Entretanto, foi observado um tamanho médio de grão ferrítico ligeiramente menor e uma quantidade maior de segunda fase com a utilização das temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento mais altas.

Para qualquer temperatura de acabamento utilizada, houve um aumento do limite de escoamento e de resistência com a elevação da temperatura de reaquecimento de placas. Esse efeito é atribuído à maior quantidade de precipitados dissolvidos, que contribui para o endurecimento por precipitação durante a laminação e principalmente durante a transformação da austenita para a ferrita.

Houve um aumento do limite de escoamento e de resistência com a elevação da temperatura de acabamento, independente da temperatura de reaquecimento de placas visada. Esse resultado é devido à formação de grãos austeníticos maiores, que favorece a temperabilidade. Isto pode contribuir para o aumento da fração volumétrica de constituintes mais duros que a ferrita, tais como a bainita.

O efeito da temperatura de acabamento no aumento do limite de escoamento e de resistência foi maior na temperatura de reaquecimento visada 1240°C, isto devido à maior dissolução dos precipitados e conseqüentemente à formação de uma microestrutura mais refinada e também de uma quantidade maior de elementos em solução sólida, que também favorece a temperabilidade.

Utilizando a ANOVA, com um grau de confiança de 95%, há evidências estatísticas de que o LE e LR são afetados pela temperatura de reaquecimento de placas, de acabamento e sua interação, o AI é afetado apenas pela temperatura de reaquecimento de placas e a dureza é afetada pela temperatura de reaquecimento de placas e pela interação das duas temperaturas.

Para todas as condições testadas, os ensaios de dobramento foram aprovados.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliando as condições de laminação a quente testadas, temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento, notam-se que devido a restrições do processo em escala industrial, não houve diferenças consideráveis de temperaturas, 1200 a 1240°C para reaquecimento de placas e 850 a 910°C, para acabamento. Sugere-se então a realização de uma experiência, onde a faixa poderá ser aumentada e o efeito nas propriedades mecânicas em tração poderá ser melhor caracterizado.

Sugere-se em uma nova oportunidade, a análise dos constituintes microestruturais do aço através do microscópio eletrônico de transmissão. Dessa forma, poderão correlacionar o tamanho e a distribuição dos precipitados formados, nas diferentes condições de laminação a quente testadas.

Sugere-se também a avaliação da influência do tempo de reaquecimento de placas utilizando as temperaturas de reaquecimento de placas e de acabamento com os melhores resultados de propriedades mecânicas.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ¹ HAN, Y. et. al. TiC Precipitation Induced on Microstructure and Mechanical Properties in Low Carbon Medium Manganese Steel, *Materials Science and Engineering*, A530, 2011. P. 643-651.
- ² 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.
- ³ MELO, E. G. Efeito das Temperaturas de Reaquecimento de Placas e de Bobinamento nas Propriedades Mecânicas em Tração de um aço Microligado ao Nióbio Laminado a Frio. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2006. 59p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- ⁴ SCHIAVO, C. P. Estudo da Solubilização do Nb em Aços Microligados Durante o Reaquecimento de Placas. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2010. 130p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- ⁵ MAO, X. et. al. Strengthening Mechanisms of a New 700MPa Hot Rolled Ti-Microalloyed Steel Produced by Compact Strip Production, *Journal of Materials Processing Technology*, n. 210, 2010, P. 1660-1666.
- 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 PICKERING, F. B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, 1ª Ed. Essex: Applied Science Publishers, 1978. 275p.
- ⁸ MEYERS, M. A.; CAHWLA, K. K., *Princípios de Metalurgia Mecânica*. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. 505p.
- ⁹ WANG, S. C. The Effect of Titanium and Nitrogen Contents on the Microstructure and Mechanical Properties of Plain Carbon Steels, *Materials Science and Engineering*, A145, 1991. P. 87-94.
- ¹⁰ MIRANDA, L. S. Estudo da Influência de Variáveis de Laminação em uma Linha de Tiras a Quente Convencional nas Propriedades Mecânicas de um Aço Alto Nióbio da Classe API 5L X70 . Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2010. 76p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

- ¹¹ COHEN, M., HANSEN, S. S., On the Fundamentals of HSLA Steels. In: HSLA STEELS: METALLURGY AND APLICATIONS, 1985, Beijing. Proceedings of an International Conference on HSLA Steels `85, Ohio: ASM International, 1985, p. 61-71.
- ¹² OUCHI, C., Sampei, T., and Kozasu, I., Trans. Iron and Steel Inst. Japan 22, 214-222 (1982).
- ¹³ BARBOSA, R.; SANTOS, D.; BORATTO, F. Fundamentos da Laminação Controlada. Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni, 1989. 328p.
- ¹⁴ GORNI, A. A.; VIEIRA, R. R. Efeito da Temperatura e Velocidade de Resfriamento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico Laminado a Quente. In: Congresso Anual da ABM, 45º, 1990, Rio de Janeiro. P. 113-131.
- ¹⁵ SANTOS, A. A. Modelamento de Transformação de Fases de Aços de Alta Resistência Microligados ao Nb Durante Resfriamento após Laminação de Tiras a quente. Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas. UFMG: Belo Horizonte, 2007.
- ¹⁶ LAKSHAMANAN, V.K. e KIRKALDY, J.S.. Metall. Trans. 15A: 541,1984.
- ¹⁷ JOHANSEN, T. H.. Trans. AIME, 239: 1651, 1967.
- ¹⁸ IRVINE, K.J. et alii.. J. Iron and Steel Inst.. 205: 171, 1967.
- ¹⁹ KUNZE, J.. Metal Science. 16: 217, 1982.
- ²⁰ K. NARITA.. J. Chem Soc. Japan. 80: 266, 1959.
- ²¹ SILICIANO, F. JR. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Montreal: McGill University, 1999. 187p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)
- ²² 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.
- ²³ TITHER, G. The Development and Applications of Niobium-Containing HSLA Steels, In: HSLA STEELS PROCESSING, PROPERTIES AND APLICATIONS, 1990, Beijing. Proceedings of Second International Conference on HSLA Steels, Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. P.61-80.
- ²⁴ DOMINGUES, N. et. al. Estudo da Influência do Tempo de Reaquecimento de Placas sobre as Propriedades Mecânicas de Aço da Classe API-X70. Relatório Interno PPVP6498. Centro de Pesquisa da Usiminas: Ipatinga, 2008, 119p.

- ²⁵ NAKATA, N.; MILITZER, M. Microstructure Evolution of a State-of-the-Art Ti-Nb HSLA Steel. In: 42nd MWSP CONF. PROC., ISS, v. XXXVIII, 2000, p.813-824.
- ²⁶ 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.
- ²⁷ ZRNÍK. J. et. al. Effect of Thermomechanical Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of Nb-Ti Microalloyed Steel, Materials Science and Engineering, A319-321, 2001. P. 321-325.
- ²⁸ HULKA, K., GRAY, J. M. High Temperature Processing of Line-Pipe Steels. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p. 587-612.
- ²⁹ AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM E-112-96; Standard Test and Methods for Determining Average Grain Size, 2004. 26p.
- ³⁰ ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. NBR ISO 6892, Materiais Metálicos - Ensaio de tração à temperatura ambiente, 2002. 34p.
- ³¹ ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. NBR 6153, Produtos Metálicos - Ensaio de Dobramento Semi-Guiado, 1988. 11p.
- ³² ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. NBR NM ISO 6507-1, Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Vickers Parte 1: Método de Ensaio, 2008. 22p.
- ³³ TRIOLA, M. F. Introdução à Estatística, 9ª Ed. LTC, 2005. 656p.
- ³⁴ ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. ABNT NBR 6656, Bobinas e Chapas Laminadas a Quente de Aço Acalmado com Características Especiais de Propriedades Mecânicas, Conformabilidade e Soldabilidade - Especificação, 2008. 4p.