

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

Dissertação de Mestrado

**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**

Autor: Lúcio Sávio Miranda
Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

Maio de 2010

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

Lúcio Sávio Miranda

**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**

**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. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

**Escola de Engenharia da UFMG
Belo Horizonte**

Para Telma, minha esposa querida,
e para minhas filhas Thaís, Bianca e Letícia,
razões maiores de minhas alegrias

*“Quando tudo nos parece dar errado
Acontecem coisas boas
Que não teriam acontecido
Se tudo tivesse dado certo.”*

Renato Russo

AGRADECIMENTOS

Neste momento de reflexão, agradeço a todos os entes que contribuíram de forma direta ou indireta para a conclusão deste trabalho, com destaque especial para:

minha esposa e minhas filhas, que souberam compreender meu afastamento temporário;

Eduardo Côrtes Sarmiento, Pedro Olindo Pimentel, Helber Luiz de O. Ribeiro e Glaucio Bortoli Rabelo, pelas demonstrações de apoio, confiança e estima, e pelo encorajamento necessário quando dificuldades maiores se opunham ao andamento do trabalho;

Gustavo Lourenço, do Controle Integrado de Produto, que atuou diretamente junto às equipes de programação, produção e amostragem dos produtos, a fim de serem cumpridas todas as etapas planejadas;

Luiz Claudio de Oliveira Meyer, por seus alertas, sua amizade e sua incansável disposição para corrigir textos mal redigidos;

Odair José dos Santos, do Centro de Tecnologia Usiminas, por sua valiosa atuação como co-orientador deste projeto de estudo;

Prof. Ronaldo Barbosa por sua confiança, paciência e recomendações como orientador deste humilde aprendiz;

meus antigos colegas do “grupo API”, Marcos, Gandra, Keiko e Waldir, e aos novos colegas de Assistência Técnica, Ricardo Alé e Arlindo Lopes, que compartilharam minhas ansiedades durante as diversas fases de elaboração deste estudo;

equipes dos laboratórios de Ensaio Mecânicos e Metalográficos e de Pesquisa e Desenvolvimento, pela disposição para a realização dos testes e análises propostos

meus pais, que me ensinaram a persistir na busca de meus objetivos;

Usiminas e UFMG por criarem e disponibilizarem os recursos necessários ao desenvolvimento deste trabalho e à minha evolução como profissional;

Deus, por sua onipresença, nos acompanhando por esta vida.

SUMÁRIO

FIGURAS	vii
TABELAS	ix
NOTAÇÕES	x
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 – Aços de alta e ultra-alta resistência para construção de dutos	4
3.2 – A atuação dos elementos microligantes	6
3.2.1 – O papel do nióbio nos aços microligados	7
3.2.2 – Os aços alto nióbio e baixo carbono para condicionamento da austenita em temperaturas elevadas	12
3.3 – O processamento termomecânico dos aços HTP	15
3.3.1 – Aquecimento da Placa	18
3.3.2 – Laminação de desbaste	24
3.3.3 – Laminação de acabamento	26
3.3.4 – Resfriamento e bobinamento da tira	31
4. METODOLOGIA	35
4.1 – Material utilizado	35
4.2 – Planejamento e execução do experimento	37
4.2.1 – Reaquecimento das placas	37
4.2.2 – Laminação de desbaste e laminação de acabamento	38
4.3 – Planejamento e execução dos testes e análises	43
4.3.1 – Amostragem dos produtos e preparação dos corpos-de-prova	43
4.3.2 – Análise metalográfica do material	44
4.3.3 – Teste de tração	44
4.3.4 – Teste de impacto Charpy	45
4.3.5 – Teste de dureza	45
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
5.2.1 – Análises metalográficas	46
5.2.2 – Testes de tração	54
5.2.3 – Testes de impacto Charpy	55
5.2.4 – Testes de dureza	57
5.2.5 – Discussão dos resultados	58

6. CONCLUSÕES	69
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	72

FIGURAS

Figura 3.1 – Tamanho de grão ferrítico obtido a partir de valores variados de S_v em austenita recristalizada e austenita deformada.....	7
Figura 3.2 – Efeito dos elementos microligantes na temperatura de recristalização da austenita em um aço com 0,07%C-1,40%Mn-0,25%Si.....	9
Figura 3.3 – Efeito da temperatura e da concentração de Nb em solução na mobilidade do contorno de grão da austenita	10
Figura 3.4 – Efeito do início da formação de precipitados na probabilidade de nucleação da recristalização e com o tempo para evolução do tamanho dos precipitados.....	12
Figura 3.5 – Aspecto microestrutural por MO de bobina de aço X65 (0,11%C-1,51%Mn-0,19%Si-0,036%Al-0,047%Nb-0,042%V-0,011%Ti)	14
Figura 3.6 – Ampliação de 500X no MO do aspecto microestrutural de bobina de aço X80 (0,08%C-1,59%Mn-0,35%Si-0,24%Cr-0,12%Mo-0,028%Al-0,070%Nb-0,046%V-0,015%Ti)	15
Figura 3.7 – Disposição esquemática de uma linha de laminação de tiras a quente convencional como a utilizada pela Usiminas, unidade de Ipatinga	16
Figura 3.8 - Disposição esquemática de uma linha de laminação de tiras a quente com laminador Steckel	17
Figura 3.9 - Disposição esquemática de uma linha do tipo <i>Compact Strip Processing</i> .	18
Figura 3.10 - Curva de solubilidade do carbonitreto de Nb(C,N) para várias temperaturas de reaquecimento dos aços ARBL	22
Figura 3.11 - Tamanho de grão austenítico médio em função da temperatura de reaquecimento para vários aços microligados	23
Figura 3.12 - TGA em função da relação Ti/N nos aços C-Mn com e sem adição de Ti e aquecidos a 1100 e 1300°C durante 10 minutos.....	24
Figura 3.13 – Representação esquemática do processo de restauração da austenita durante a laminação a quente.....	25
Figura 3.14 – Representação da evolução do tamanho do grão austenítico até sua transformação em ferrita em uma linha de laminação de tiras a quente convencional, como a utilizada pela usina da Usiminas, em Ipatinga (adaptada de Hulka e Gray).....	27
Figura 3.16 – Influência da temperatura de interrupção do resfriamento no limite de escoamento de uma aço HTP.....	33
Figura 3.17 – Diagrama CCT elaborado para bobina laminada a quente no grau X70. As fotomicrografias das microestruturas obtidas para seis taxas de resfriamento distintas são apresentadas. Estado de deformação da austenita não simulado.....	34
Figura 4.1 – Valores das temperaturas de acabamento (T_{acab}) e de bobinamento (T_{bobin}) obtidos em cada uma das bobinas.....	43

Figura 5.1 – Aspecto das inclusões não metálicas em amostra coletada da bobina M4 nas posições de $\frac{1}{4}$ (a) e centro (b) da espessura da tira, com ampliação de 200X, MO, sem ataque.....	47
Figura 5.2 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina M2 nas posições de $\frac{1}{4}$ da espessura, com ampliações de 500X (a) e 1000X (b), e no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (c) e 1000X (d), MO, ataque com Nital a 4%	49
Figura 5.3 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina L5 nas posições de $\frac{1}{4}$ da espessura, com ampliações de 500X (a) e 1000X (b), e no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (c) e 1000X (d), MO, ataque com Nital a 4%	50
Figura 5.4 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina M2 no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (a) e 1000X (b), MO, ataque com metabissulfito de sódio	50
Figura 5.5 – Evolução da microdureza ao longo de nove posições na espessura da amostra da bobina M2; posição 5 representando o centro da espessura da tira.....	51
Figura 5.6 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina M2, a $\frac{1}{4}$ da espessura (a), e no centro da espessura (b) da tira, com ampliações de 5000X, MEV, sendo indicados os constituintes ferrita (F), perlita (P) e carbonetos (C) em (a)	52
Figura 5.7 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina L5, a $\frac{1}{4}$ da espessura (a), e no centro da espessura (b) da tira, com ampliações de 5000X, MEV...	53
Figura 5.8 – Curvas de transição dos valores de energia absorvida e de fração de fratura dútil em relação à temperatura do teste de impacto Charpy na direção transversal	57
Figura 5.9 – Diagrama CCT elaborado sem aplicação de deformação no dilatômetro, a partir de uma amostra de uma bobina da corrida M	60
Figura 5.10 – Diagrama CCT elaborado para aço ARBL com 0,038% de Nb, sem deformação, e com deformação verdadeira de 0,693, à taxa de $5s^{-1}$, após encharque por 20 s a $900^{\circ}C$	61
Figura 5.11 – Evolução da TME de cada tira laminada, calculada pela equação de Sims, a partir dos dados de controle do processo industrial	63
Figura 5.12 – Variação do tamanho de grão médio em relação às temperaturas de acabamento (a) e de bobinamento (b) das tiras.....	64
Figura 5.13 – Dispersão de LE e LR em relação às temperaturas de acabamento (a) e de bobinamento (b) das tiras.....	65
Figura 5.14 – Curva de transição de energia absorvida no teste de impacto Charpy transversal em relação às condições de processamento termomecânico	67

TABELAS

Tabela 3.1 - Produto de solubilidade dos precipitados formados com Ti, Nb ou V.....	21
Tabela 3.2 – Composição química de aços microligado Nb-V e HTP (% em peso).....	26
Tabela 4.1 – Limites de aceitação para a composição química proposta e resultados obtidos na análise de panela das corridas utilizadas (% em peso).....	36
Tabela 4.2 – Identificação das bobinas utilizadas no estudo com sua rastreabilidade em relação à corrida e placa das quais foram laminadas	37
Tabela 4.3 – Temperaturas de desenformamento e tempos de permanência das placas .	38
Tabela 4.4- Temperaturas calculadas para solubilização dos precipitados de Nb.....	38
Tabela 4.5- Temperatura após término na fase de laminação de desbaste, espessuras inicial e final e quantidade de deformação no desbaste	39
Tabela 4.6- Temperaturas de entrada e final e deformação aplicada na fase de laminação de acabamento.....	40
Tabela 4.7- Temperatura de bobinamento, velocidade e taxa de resfriamento da tira ...	41
Tabela 4.8 – Distribuição das bobinas com as condições de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento originalmente planejadas para o experimento.....	42
Tabela 5.1 – Classificação das inclusões não metálicas conforme carta padrão I da ASTM E45.....	46
Tabela 5.2 – Resultados da avaliação do TGF e dos constituintes microestruturais	48
Tabela 5.3 – Resultados dos testes de tração transversal.....	54
Tabela 5.4 – Especificação para os resultados do teste de tração transversal para atendimento ao grau X70, em produto com 9,5 mm de espessura	55
Tabela 5.5 – Resultados dos testes de impacto Charpy, entalhe V-2 mm, transversal, em CPs de <i>subsize</i> 7,5 mm	56
Tabela 5.6 – Resultados dos testes dureza Vickers superficial (HV_{10}) e ao longo da espessura do produto (HV_{1kgf})	58
Tabela 5.7 – Abordagem tentativa do relacionamento das principais variáveis de processamento termomecânico na LTQ	66

NOTAÇÕES

4HI: cadeira de laminador quádruo

ALO: alongamento percentual

API: *American Petroleum Institute*

A_{c1} : temperatura de início de transformação da ferrita durante aquecimento

A_{c3} : temperatura de término de transformação da ferrita durante aquecimento

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

A_{r1} : temperatura de término de decomposição da austenita durante resfriamento

A_{r3} : temperatura de início de decomposição da austenita durante resfriamento

ARBL: aço de alta resistência e baixa liga

ASTM: *American Society for Testing and Materials*

BQ: bobina laminada a quente

C: carboneto

CAS-OB: *Chemical Adjustment System – Oxygen Blowing*

CCT: *Continuous Cooling Transformation*

Ceq: carbono equivalente

CSP: *Compact Strip Processing*

CP: corpo-de-prova

CTU: Centro de Tecnologia Usiminas

Dc: distância necessária à criação de um núcleo

DWTT: *Drop Weight Tear Test*

e: espessura

EA: energia absorvida

ERW: *Electric Resistance Welding*

F: ferrita

F(1 a 6): posição seqüencial da cadeira de laminação de acabamento

FGS: ferrite grain size

$h_{entrada}$: espessura do produto antes do passe de laminação

$h_{saída}$: espessura do produto depois do passe de laminação

HTP: *High Temperature Processing*

HV₁₀: dureza Vickers com carga de 10 kgf

HV_{1kgf}: dureza Vickers com carga de 1 kgf

I: porcentagem em peso de C ou N ou o efeito da presença de ambos
IIW: International Institute of Welding
J: Joule
JCO: tipo de formação tubular em uma prensa com vários estágios subseqüentes
kgf: kilograma-força
kN: kilo Newton
K: Kelvin
l: distância entre duas partículas
LD: conversor básico a oxigênio
LE: limite de escoamento
LE/LR: relação elástica
LR: limite de resistência máxima
LTQ: Linha de Laminação de Tiras a Quente
M: porcentagem em peso de elemento metálico
MA: martensita-austenita
MEV: microscopia eletrônica de varredura
MO: microscopia ótica
mm: milímetro
MPa: Mega Pascal
NbCN: carbonitreto de nióbio
P: perlita
Pcm: *Parameter cracking measurement*
ppm: partes por milhão
PSL2: *product specification level 2*
Qp: fator geométrico na carga do passe de laminação
R: medição de espessura por raios-X
R': raio deformado do cilindro durante o passe de laminação
R1: primeiro laminador desbastador
R2: segundo laminador desbastador
Rex.: recristalização
s: segundo
SAW: *Submerged Arc Welding*
S_v: parâmetro de relação da área de superfície pelo volume dos grãos
t: tempo

T: temperatura

T_{acab} : temperatura de acabamento na laminação a quente

T_{bobin} : temperatura de bobinamento da tira

T_{entrada} : temperatura de entrada do esboço no trem acabador

T_s : temperatura de solubilização

TGA: tamanho de grão austenítico

TGF: tamanho de grão ferrítico

TME: tensão média de escoamento

TR: taxa de resfriamento

T_{nr} : temperatura de não recristalização da austenita

T_{bobin} : temperatura de bobinamento da tira

T_{reaq} : temperatura de desenformamento da placa

$T_{\text{saída}}$: temperatura após etapa de desbaste da placa

UO: tipo de formação tubular em duas prensas três estágios subsequentes

UTS: ultimate tensile strength

W: largura da tira durante passe de laminação

x: relação atômica entre M e I

YS: yield strength

°C: grau centígrado

α : ferrita

γ : austenita

ε : quantidade de deformação

$\dot{\varepsilon}$: taxa de deformação

μm : micrometro

Ψ : função probabilidade de nucleação

RESUMO

A necessidade de utilização de aços de alta e ultra-alta resistências na fabricação de tubos para o setor de condução de hidrocarbonetos tem demandado o desenvolvimento continuado de alternativas de projetos de liga, que apresentem uma combinação com boa soldabilidade e elevada tenacidade à fratura em baixas temperaturas. A fim de ser alcançado o equilíbrio adequado entre tais propriedades, o uso de ligas com baixo carbono equivalente e microestrutura muito refinada tornou-se imperativo. Nesta direção, o desenvolvimento de aços contendo baixo carbono, alto manganês e alto nióbio recebeu maior atenção, durante os últimos 15 anos. A esta concepção de projeto de ligas deu-se o nome de *High Temperature Processing (HTP) Steel*, devido à possibilidade de supressão da recristalização estática da austenita mesmo com deformações em temperaturas mais elevadas que aquelas empregadas em aços ARBL comerciais em linhas de laminação a quente.

O presente estudo avaliou a influência de duas variáveis do processamento termomecânico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de bobinas de grau API 5L X70-PSL2 com composição química típica de aço HTP, fabricado na Linha de Tiras a Quente da Usina de Ipatinga, da Usiminas. Verificou-se que, para as condições de processamento empregadas, não houve alterações significativas na microestrutura resultante, que foi constituída por ferrita poligonal muito fina, somada a um pequena fração volumétrica de segunda-fase, constituída de perlita degenerada (entre 5 e 10%) e outros carbonetos. O TGF médio de cada amostra situou-se entre 3,9 e 5,3 μm . Os parâmetros de resistência mecânica (LE e LR) e o alongamento obtidos foram bem acima dos limites mínimos requeridos para a fabricação de tubos ERW do grau especificado. A dureza máxima, igual a 223 HV₁₀, não excedeu aos limites máximos normalmente especificados para a fabricação desta categoria de tubo. A tenacidade à fratura, medida pelo teste de impacto Charpy, mostrou uma temperatura aproximada para a transição do modo de fratura dútil-frágil igual a -60°C. Com a redução do teor de C e eliminação da adição de V, típicos de aço ARBL, houve uma redução de até 0,04% no valor de C_{eq} , conforme equação do IIW, evidenciando uma potencial melhoria na soldabilidade deste grau de aço. A formação de constituintes aciculares não foi possível em ser alcançada para a quantidade de deformação e taxas de resfriamento aplicadas no experimento.

ABSTRACT

The needs for high- and ultrahigh-strength steels utilization in pipe fabrication for energy pipeline construction has demanded for continuous development of alloy design alternatives, which present a good weldability and high toughness at low temperatures. In order to reach the desired balance between such properties, the use of alloys with low carbon equivalent and a refined microstructure has turned imperative. In this direction, the development of steels containing low carbon, high manganese and high niobium has received major attention during the past 15 years. This alloy design conception is called High Temperature Processing (HTP) Steel, since it turns possible to suppress static austenite recrystallization even when straining is made at higher temperatures than those employed to commercial HSLA steels in flat hot rolling lines.

This study has screened the influence of two thermomechanical processing variables over the microstructure and the mechanical properties of API 5L X70-PSL2 coils with chemical composition typical of a HTP steel, manufactured by Usiminas Ipatinga's Hot-Rolling Strip Mill. It has been verified that, for the processing conditions employed, there were not relevant changes on the resulting microstructure, which was constituted by a very fine polygonal ferrite added to a lower volumetric fraction of second phase, constituted by degenerated pearlite (between 5 to 10%) and other carbides. The average each sample FGS measured from 3.9 to 5.3 μm . Mechanical parameters (YS and UTS) and elongation stayed well above the minimum limits required for ERW pipe fabrication for the specified steel grade. Maximum encountered hardness, of 223 HV_{10} has not exceeded the maximum value specified for this pipe category. Fracture toughness, measured by impact Charpy test, has shown an approximated transition ductile-fragile temperature equal to -60°C . Reducing C content and not adding V, as typical in HSLA steels, a reduction up to 0.04% in the C_{eq} value, as calculated by IIW formula, turning evident a potential weldability improvement for this steel grade. Acicular constituents formation has not been possible to be reached for both, the deformation amount and the cooling rates applied in this experiment.

1. INTRODUÇÃO

A crescente demanda pelo uso de fontes de energia mais eficientes e menos poluentes tem requerido o desenvolvimento de meios de transporte que permitam a condução dessas fontes em enormes quantidades e com relação custo-benefício vantajosa para os empreendedores. O uso do gás natural tem se apresentado como uma das fontes energéticas com uma elevada taxa de crescimento nos últimos anos. Sua utilização implica em baixos impactos ambientais e sociais, já que sua extração do interior da terra e sua queima são menos prejudiciais ao clima e às populações vizinhas aos centros de produção e consumo. Para que a entrega do gás natural, entre esses dois pontos, satisfaça esses requisitos, o transporte por meio de dutos, instalados com tubos de aço de alta resistência mecânica, é a solução mais segura e econômica que tem se apresentado.

A fim de cumprir com as especificações de resistência mecânica e de tenacidade do tubo, cuja instalação demandará condições críticas de soldagem em campo, chapas e bobinas de aço laminadas a quente devem exibir composição química que resulte em uma microestrutura com grãos ferríticos muito finos e, também, em um baixo valor de carbono equivalente, para permitir a diminuição da suscetibilidade à ocorrência de trincas a frio nas juntas soldadas. Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), normalmente, microligados ao nióbio têm cumprido esse papel com eficácia. Mais recentemente, verificou-se haver benefícios com a utilização deste elemento microligante, além do limite usualmente imposto de cerca de 0,050%. A concepção de liga de aço com alto nióbio, originalmente denominada, em inglês, como *High Temperature Processing (HTP) Steel*, permite a redução do valor do carbono equivalente, devido à menor adição de carbono necessária para alcançar elevada resistência mecânica planejada. Como consequência, melhores resultados são alcançados na tenacidade à fratura e na soldabilidade dos produtos tubulares, notadamente, aqueles fabricados para atender a produtos com classe de resistência mecânica do grau API 5L X70, correspondendo a uma tensão de escoamento mínima igual a 485 MPa.

O processamento termomecânico dos aços com alto nióbio necessita ser bem compreendido para permitir o melhor aproveitamento do potencial que a liga apresenta em resultar em uma microestrutura adequada à obtenção de elevada resistência mecânica combinada com excelentes ductilidade e tenacidade. A microestrutura ideal, neste caso, deve ser constituída, predominantemente, por uma ferrita muito fina, até mesmo, com características aciculares, que deve ser a mais uniforme possível. Assim, a definição dos parâmetros de laminação a quente tem papel preponderante no projeto do produto: o reaquecimento da placa para o início da laminação, as temperaturas de início e de término da laminação de acabamento, a quantidade de deformação aplicada nas fases de desbaste e acabamento e a velocidade com que a austenita é transformada em ferrita.

Esta dissertação de mestrado tem a finalidade de avaliar as influências da temperatura final de laminação e da temperatura de bobinamento de tiras laminadas a quente na microestrutura e propriedades mecânicas resultantes em um aço de alta resistência com baixo carbono e alto nióbio, com tensão de escoamento superior a 485 MPa.

2. OBJETIVOS

1. avaliar a influência das temperaturas de acabamento e de bobinamento nas propriedades mecânicas de tração e na tenacidade Charpy de tiras laminadas a quente de um aço baixo carbono e alto nióbio com tensão de escoamento superior a 485 MPa;
2. correlacionar aspectos microestruturais com as propriedades mecânicas e com os parâmetros de laminação a quente selecionados.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Aços de alta e ultra-alta resistência para construção de dutos

A entrega de hidrocarbonetos com a finalidade de prover energia para os grandes centros urbanos e industriais tem demandado a construção de dutos com capacidade de transporte e distâncias cada vez maiores. A maior capacidade de condução do fluido é traduzida em aumento da pressão interna de trabalho associada a um maior diâmetro interno dos tubos. Para tanto, o aumento da resistência mecânica do aço utilizado tem sido a alternativa mais recorrente, em contraponto ao aumento da espessura de parede, uma vez, que esta última opção apresenta conseqüências indesejáveis, tais como, custos mais elevados com aquisição da matéria-prima e com o transporte dos produtos, até sua instalação, e maiores dificuldades para execução e inspeção de soldas, tanto na fabricação do tubo, quanto na sua união com outros, durante a construção dos dutos⁽¹⁾.

Os aços empregados, para a maioria dos projetos de construção terrestre de gasodutos e oleodutos, são, atualmente, das classes de resistência dos graus X70 e X80, da especificação API 5L, que correspondem a tensões de escoamento no ensaio de tração superiores a 485 e 555 MPa, respectivamente⁽²⁾. Em determinadas regiões, como o Canadá, onde as condições climáticas restringem as condições de soldagem, tubos do grau X100 (LE acima de 690 MPa) começam a ser empregados⁽³⁾. No Brasil, oleodutos, gasodutos e minerodutos são construídos, em sua grande maioria, com tubos de aço até o grau X70, sendo que, recentemente, a possibilidade de utilização do grau X80 foi considerada⁽⁴⁾.

Os tubos de aço de alta resistência com maior aplicação em dutos terrestres para transporte de hidrocarbonetos são, via de regra, soldados longitudinalmente pelo processo a arco submerso, denominado pela sigla SAW, em inglês, *Submerged Arc Welding*, ou pelo processo de resistência elétrica, denominado pela sigla ERW, em inglês, *Electric Resistance Welding*. O primeiro tipo é fabricado a partir de chapas grossas em comprimentos unitários com formação em uma calandra, ou em prensas dos tipos UOE ou JCOE, enquanto o segundo tipo é formado e soldado continuamente a partir de bobinas laminadas a quente, resultando em grande quantidade de tubos em cada tira laminada. Mais recentemente, a partir da década passada, com o aumento da

demanda de gás natural, em países com rápido crescimento econômico, como China e Rússia, tubos com formação helicoidal, a partir de bobinas, e soldados pelo processo SAW passaram a ser empregados em larga escala. Este tipo de tubo apresenta vantagens econômicas sobre o tubo UOE, ou JCO, porque permite a obtenção de diâmetros maiores e baixos custos de fabricação⁽⁵⁾.

A microestrutura predominante em tubos soldados até o grau X70 é, ainda hoje, basicamente, constituída por ferrita e perlita. Ainda que esta microestrutura resulte em valores de resistência mecânica elevados, ela pode não acarretar em tenacidade necessária a projetos de dutos para operarem a baixas temperaturas, notadamente abaixo de 0°C. Assim, certos projetos de aços para tubos de condução podem exigir a obtenção de uma microestrutura mais homogênea, e, preferencialmente, com a predominância de constituintes aciculares, sendo capaz de absorver elevada quantidade de energia de impacto, mesmo em temperaturas muito baixas, como as encontradas em grandes profundidades nos oceanos, em montanhas elevadas ou na região ártica.

Os aços de alta resistência mecânica, ainda que sejam constituídos, predominantemente, por ferrita, podem exibir outros constituintes, como bainita, martensita ou austenita retida, como um resultado das condições de fabricação do aço, ou de requisitos de fabricação e instalação do tubo. A combinação da composição química da liga com as condições de seu processamento termomecânico produzirá quantidades distintas dos constituintes mencionados, determinando que as várias características desejadas em importantes projetos de dutos: resistência mecânica, tenacidade, ductilidade e soldabilidade⁽⁵⁾.

O conhecimento dos mecanismos de endurecimento, envolvidos na obtenção da resistência mecânica dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), tornou-se imperativo para as siderúrgicas e para os fabricantes dos tubos, tendo em vista que a maioria dos mecanismos produz um efeito antagônico entre a resistência mecânica e a tenacidade mais elevada. De fato, o único mecanismo de endurecimento no aço que permite, simultaneamente, combinar ambas as propriedades em níveis continuamente mais elevados é o de refinamento dos grãos^(6,26).

A adição de determinados elementos químicos contribui para a obtenção de grão ferrítico fino. Os elementos com maiores potenciais para promover o refinamento do grão são aqueles capazes de formar uma segunda fase precipitada na matriz da microestrutura dos grãos em formação. Alumínio, nióbio, vanádio e titânio são elementos que, adicionados em proporções muito menores que outros elementos de liga nos aços comuns, impõem barreiras ao crescimento dos grãos, tornando os grãos ferríticos mais finos ao final do processamento termomecânico. Estes elementos, denominados como microligantes pela relação entre sua quantidade adicionada e o benefício do efeito endurecedor resultante nos aços, foram essenciais para o desenvolvimento dos aços ARBL⁽⁷⁾.

3.2 – A atuação dos elementos microligantes

Os elementos microligantes promovem, basicamente, o mesmo efeito final, que é o da obtenção de uma microestrutura final com grãos mais finos de ferrita, quando comparados com aqueles obtidos em aços sem sua presença. Entretanto, certas particularidades devem ser observadas, quando do planejamento da composição química e dos parâmetros de processamento termomecânico que serão empregados para a obtenção do produto laminado a quente.

Os elementos microligantes, via de regra, não são adicionados para combinar com o ferro. Eles, tampouco, provocam alterações em sua estrutura cristalina. Entretanto, eles possuem uma grande afinidade com o carbono e o nitrogênio presentes no aço. Os produtos dessa interação química formarão uma segunda fase, na forma de nitretos, carbonetos e carbonitretos, que, precipitada na matriz durante as várias etapas da deformação a quente, provoca mudanças significativas nas transformações microestruturais do aço, resultando na obtenção de resistência mecânica mais elevada e em maior tenacidade. Os três principais elementos que se enquadram perfeitamente nesta definição são: nióbio, vanádio e titânio.

O poder de um microligante encontra-se em sua capacidade de geração de forças para o impedimento da movimentação dos defeitos cristalinos que gerariam os fenômenos de recristalização e crescimento do grão austenítico. À habilidade em reter o deslocamento de contornos dos grãos, que ocorreria logo após cada etapa da deformação a quente,

sem a presença desses elementos, dá-se a denominação de “mecanismo de arraste do soluto” e, ao sucessivo controle do tamanho do grão austenítico através de deformações com a queda da temperatura, dá-se o nome de “condicionamento da austenita”.

O condicionamento da austenita pressupõe que, ao final de todo o processo de deformação e a uma temperatura próxima daquela para início de sua transformação, haja uma elevada relação entre o somatório da área e o somatório do volume total de contornos de grão, que é chamada de parâmetro S_v . Colocando de outra forma, S_v é a densidade de sítios disponíveis para a nucleação da ferrita por unidade de volume. A maximização deste parâmetro indica o grau de condicionamento da austenita, significando que quanto maior o seu valor, menor será o tamanho de grão ferrítico, como pode ser verificado na figura 3.1.

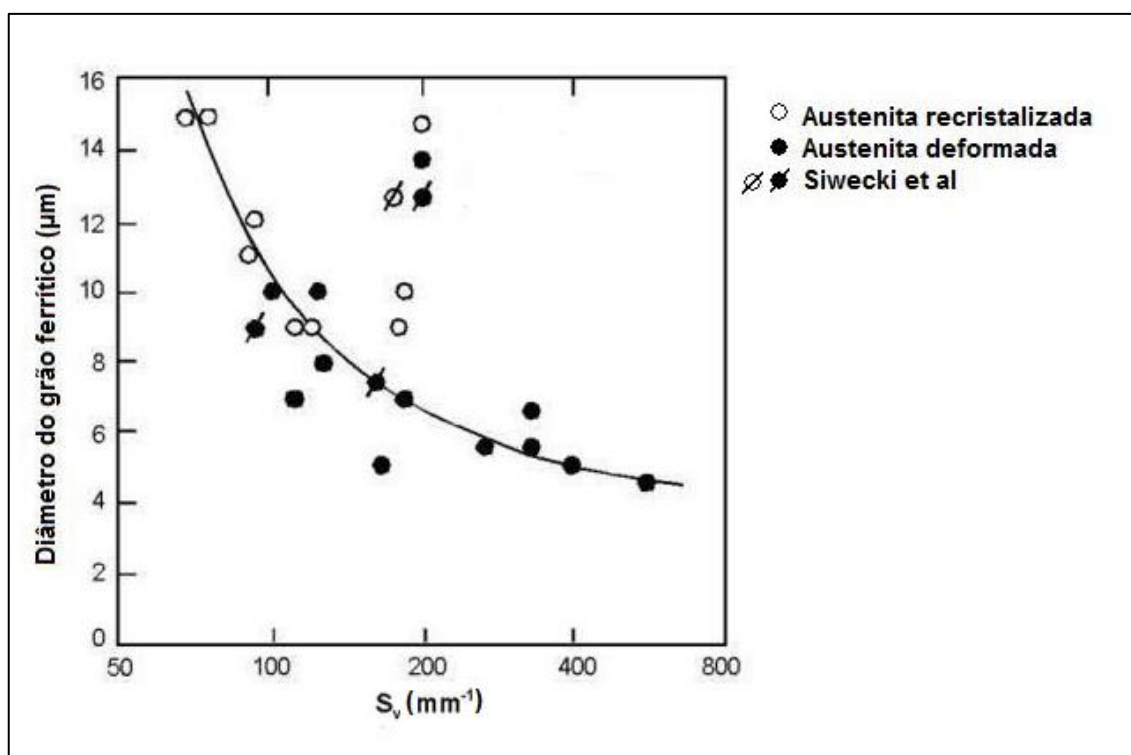


Figura 3.1 – Tamanho de grão ferrítico obtido a partir de valores variados de S_v em austenita recristalizada e austenita deformada ⁽⁸⁾

3.2.1 – O papel do nióbio nos aços microligados

O nióbio tornou-se o elemento de maior interesse no estudo e desenvolvimento de aços de alta resistência, a partir da segunda metade do século passado, devido a um perfil de

características particulares, capazes de promover elevados benefícios à liga na qual foi adicionado. Essas características do nióbio podem ser resumidas em:

- elevada afinidade com os elementos carbono e nitrogênio;
- necessária solubilidade na austenita;
- grande potencial para formação de precipitados na austenita e na ferrita;
- baixa afinidade com o oxigênio.

Estas características confirmam que o nióbio possui um perfil natural para cumprir com as “exigências” para um elemento microligante: obtenção de grandes mudanças nas propriedades do aço com adições em quantidades muito menores quando comparadas com aquelas necessárias com outros elementos de liga, como carbono, manganês, cromo e molibdênio, por exemplo.

As mais notáveis e desejáveis conseqüências finais da presença do nióbio sobre as características de um aço microligado podem ser assim discriminadas⁽⁹⁾:

- diminuição do tamanho do grão ferrítico;
- retardamento da recristalização da austenita;
- endurecimento por precipitação na matriz ferrítica.

Dentre os vários efeitos que o nióbio pode provocar em um aço ARBL, o mais pronunciado e de maior interesse, para o controle das propriedades mecânicas, via processamento termomecânico na laminação a quente, é o condicionamento da austenita. Um aço contendo nióbio, quando aquecido até a completa obtenção da fase austenítica, deverá apresentar este elemento tanto em solução sólida, quanto como precipitados de NbCN. Em ambas as condições, ele será capaz de provocar o retardamento da transformação desta fase em ferrita, durante resfriamento subsequente, devido sua atuação⁽⁸⁾.

O nióbio exerce seu efeito sobre a recristalização dos aços ARBL por três formas distintas de atuação, como descritas a seguir:

a) a presença de nióbio em solução sólida na austenita dificulta o processo de recristalização, devido ao efeito de arraste de soluto, que é traduzido na capacidade que os átomos deste elemento têm em diminuir a velocidade de avanço dos contornos de grão ao se recristalizarem. A figura 3.2 mostra como este efeito é pronunciadamente maior pela adição de Nb em comparação com os outros principais elementos microligantes, mesmo em temperaturas mais elevadas.

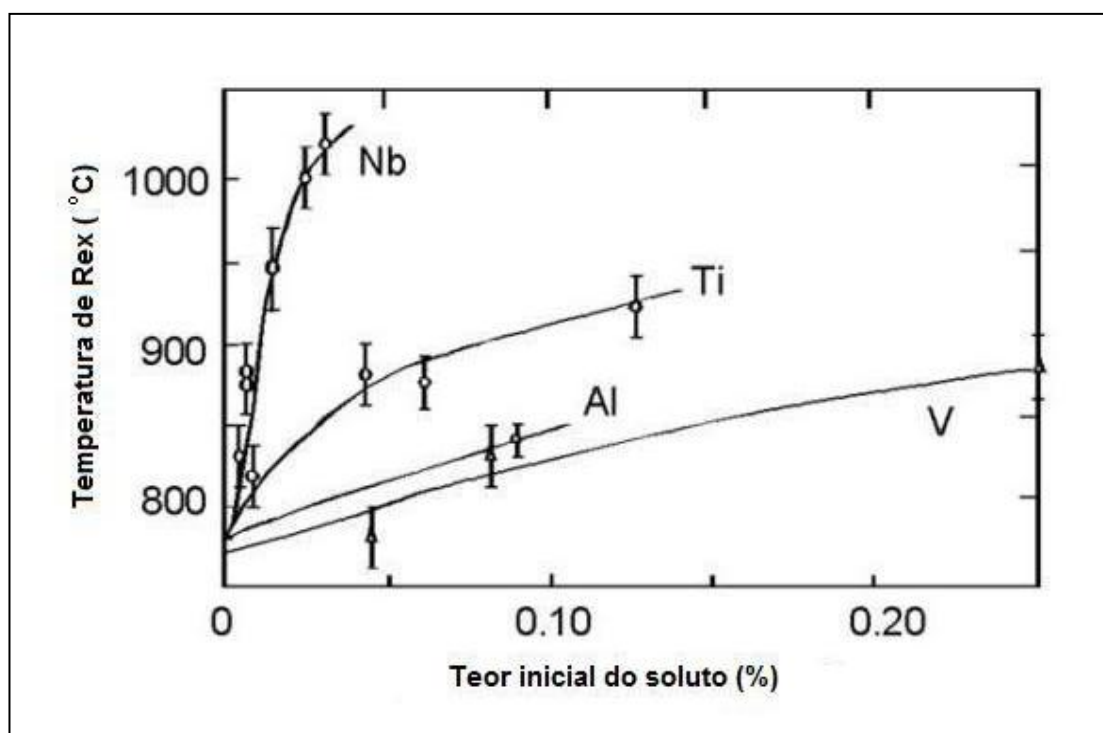


Figura 3.2 – Efeito dos elementos microligantes na temperatura de recristalização da austenita em um aço com 0,07% C-1,40% Mn-0,25% Si⁽⁸⁾

Com o aumento da quantidade de nióbio em solução, a força motriz para que ocorra a recristalização será reduzida. Entretanto, uma transição de baixa para alta força motriz pode ocorrer, se a quantidade de soluto se reduzir abaixo de uma determinada concentração, tornando maior a mobilidade dos contornos de grão, facilitando, assim, a recristalização do aço. Não existem estudos que puderam determinar, com exatidão, a que concentração crítica de nióbio em solução ele é capaz de exercer tal fenômeno⁽¹⁰⁾.

Com a diminuição da temperatura, a mobilidade dos contornos de grão da austenita diminui, para qualquer aço examinado. A presença de nióbio em solução faz com que essa mobilidade seja reduzida, ainda mais. Contudo, o efeito não evolui proporcionalmente com o aumento do teor de nióbio em solução, havendo grande efeito inicial para uma quantidade razoavelmente menor do elemento. Parece haver uma saturação deste efeito para um valor acima de 0,100% de concentração de Nb em solução. A figura 3.3 apresenta as curvas de mobilidade do contorno de grão da austenita em função da temperatura para várias concentrações de Nb em solução.

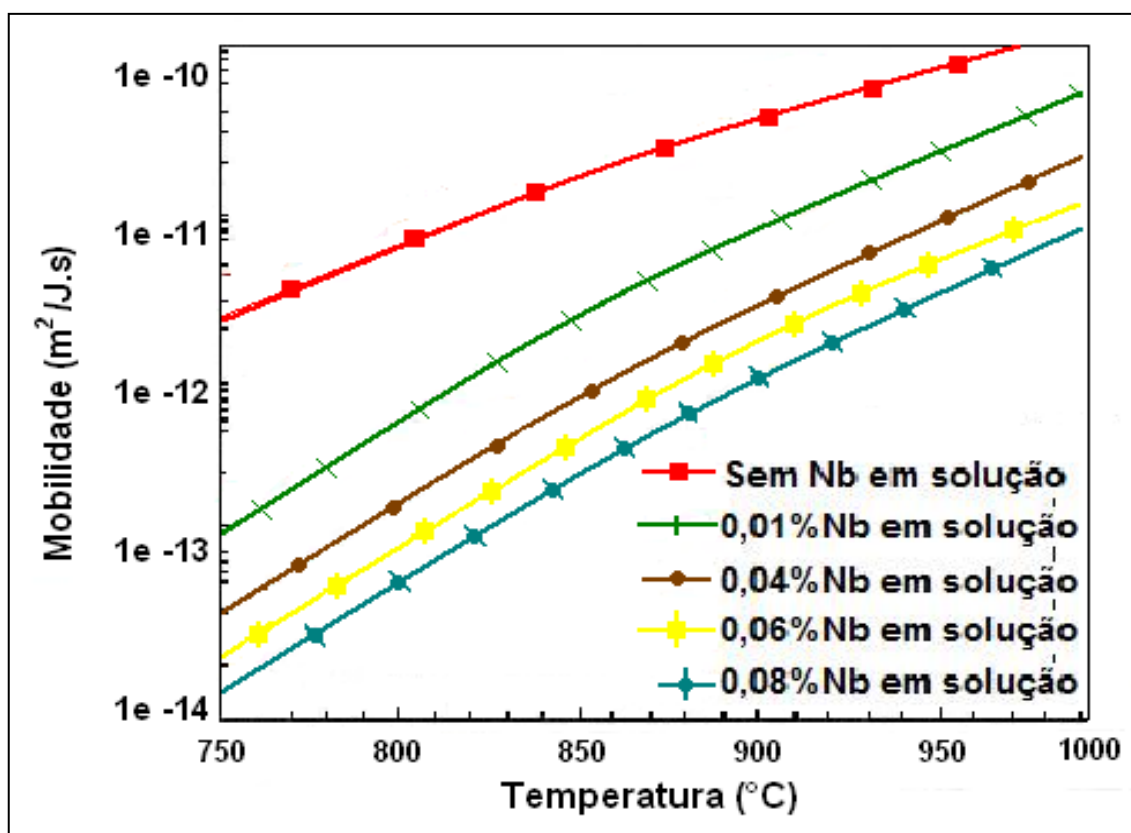


Figura 3.3 – Efeito da temperatura e da concentração de Nb em solução na mobilidade do contorno de grão da austenita⁽¹⁰⁾

b) a recristalização da microestrutura dos aços é fortemente dependente do movimento de deslocações através dos contornos de grãos. Por seu lado, o arranjo e a movimentação das deslocações podem ser restringidos pela presença de partículas precipitadas na matriz do aço, o que dificultará a ocorrência do fenômeno da recuperação, necessário para que ocorra a nucleação da recristalização. A restrição ao seu desenvolvimento, ou o efeito que o elemento microligante adicionado provoca

sobre a recristalização da austenita, tende a ser maior, quanto mais finos forem e melhor distribuídos estiverem os precipitados existentes.

A determinação da capacidade que os precipitados têm em bloquear a recristalização pode ser estimada através da função de probabilidade de nucleação (Ψ), calculada pela razão entre o espaço no qual uma deslocação é capaz de mover-se, que é o próprio espaço entre as partículas (l), e o comprimento necessário para criar um núcleo (Dc), durante o movimento dessa deslocação. Como o número de partículas determina a distância entre elas, a função probabilidade de nucleação será fortemente dependente da quantidade de precipitados por unidade de área, mas não do volume dos precipitados, o que é denominado número de densidade de precipitados. Com a formação dos precipitados de Nb começando a ocorrer, desde bem cedo no processo de deformação a quente, a probabilidade de formação de novos núcleos passa a ocorrer, mesmo para um volume inicial muito pequeno de precipitados, como pode ser visto na figura 3.4.

- c) as partículas dos precipitados são capazes de exercer um efeito no travamento da movimentação dos contornos de grão. A força com que elas exercem a função de desacelerar o crescimento dos grãos, ou até mesmo de barrá-los por completo, é denominada de Força de Arraste de Zener e depende do volume e do tamanho das partículas precipitadas. Como sua evolução é mais demorada, não se espera grande contribuição sua quando da deformação a quente com intervalos curtos entre os passes. Seu efeito será tanto maior quanto maior for o volume total de precipitados formados, o que ocorrerá após vários segundos depois da aplicação do passe de laminação. Assim, com um aumento significativo da fração volumétrica de precipitados, a força de travamento das deslocações torna-se efetiva, dificultando o crescimento dos grãos recristalizados.

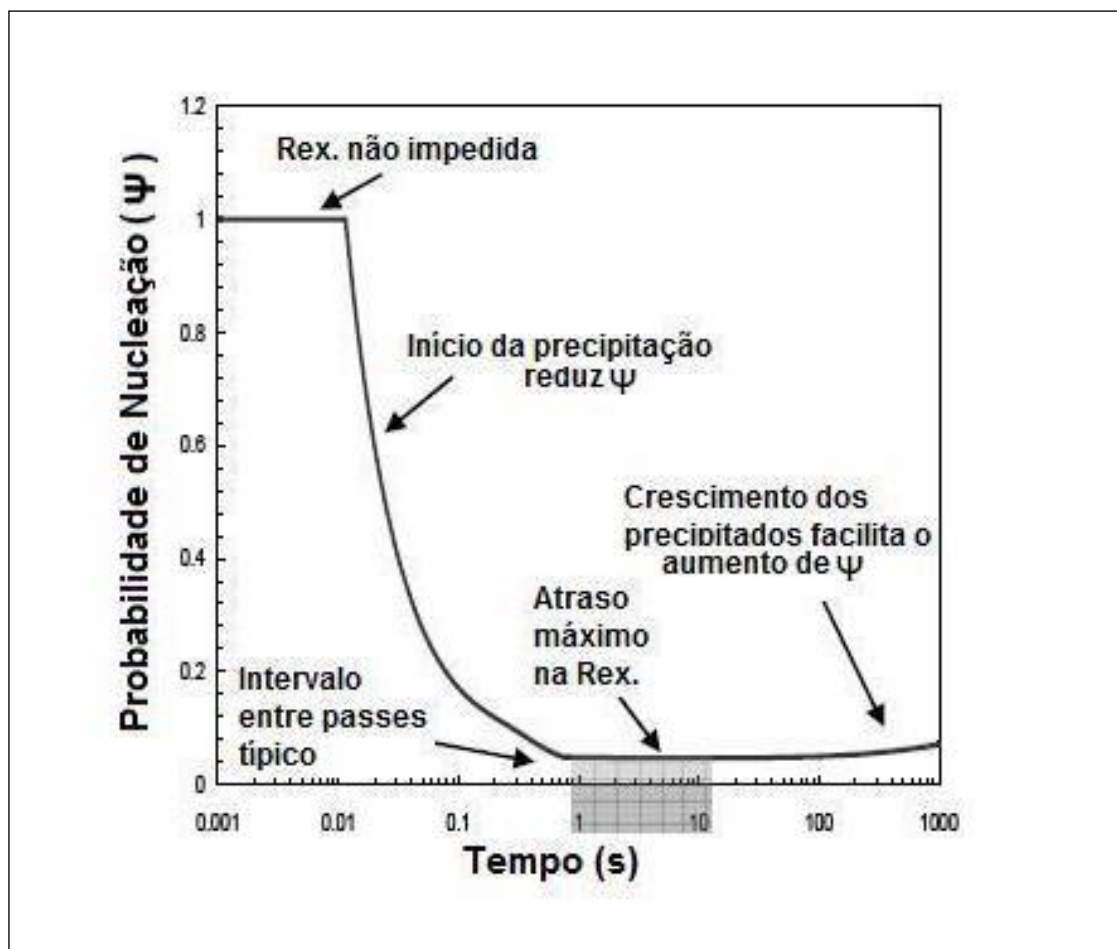


Figura 3.4 – Efeito do início da formação de precipitados na probabilidade de nucleação da recristalização e com o tempo para evolução do tamanho dos precipitados⁽¹⁰⁾

A formação de precipitados de nióbio fará com que haja uma redução da quantidade de soluto disponível capaz de exercer o efeito de arraste de soluto, enquanto a precipitação é seguida por uma maior migração dos contornos de grão, favorecendo a recristalização da austenita. Um balanço entre a quantidade de nióbio em solução e a densidade de deslocações é requerido para que se obtenha o máximo efeito de sua adição a um aço ARBL, com a pretensão de se obter um grão ferrítico final mais fino⁽¹⁰⁾.

3.2.2 – Os aços alto nióbio e baixo carbono para condicionamento da austenita em temperaturas elevadas

Os aços com teores de nióbio mais elevados que aqueles usualmente empregados nos aços ARBL podem congrega as duas possibilidades: manutenção do efeito pelo arraste de soluto e formação de considerável fração volumétrica de precipitados. Ao projeto de

ligas, onde este elemento é associado a um alto conteúdo de manganês e à baixa adição de carbono, deu-se a denominação de aço para processamento em alta temperatura, significando que, em temperaturas de laminação mais elevadas que aquelas recomendadas para suprimir a recristalização da austenita, uma grande quantidade de deformação pode ser feita, sendo obtido, mais facilmente o refinamento de grão necessário para serem alcançadas resistência mecânica e tenacidade mais elevadas. Esta concepção de aço é conhecida mais usualmente, por sua designação, em inglês, HTP (*High Temperature Processing*) Steel⁽¹¹⁾.

Os aços HTP foram concebidos, inicialmente, para a fabricação de chapas grossas destinadas à fabricação de tubos nos graus X70 e superiores, em laminadores com potência reduzida para realizar grande quantidade de deformação a baixas temperaturas. Com a possibilidade de deformações em temperaturas mais elevadas, estando a austenita impedida de recristalizar devido ao poderoso efeito inibidor do nióbio, esses laminadores puderam fornecer chapas com valores de limite de escoamento acima de 550 MPa, atendendo, assim, à necessidade de resistência mecânica para a fabricação de tubos do grau API 5L X80. Como os aços HTP possuem baixo teor de carbono, e pressupõe-se que tenham, também, baixíssimos níveis de impurezas, a tenacidade alcançada nos testes de impacto Charpy e no teste de DWTT (*Drop Weight Tear Test*) em temperaturas abaixo de 0°C é muito superior que aquela produzida pela microestrutura constituída por ferrita e perlita.

A microestrutura ferrita-perlita pode ser caracterizada pela existência de regiões ricas em perlita, alinhadas ao longo da direção de laminação do produto, que se alternam com bandas de ferrita por toda a espessura do produto. O aspecto típico da microestrutura de um aço para tubos da classe de 450 MPa de limite de escoamento mínimo pode ser visto na figura 3.5, com evidência clara do bandeamento microestrutural, provocado pelas condições do processamento na laminação a quente seguida por um resfriamento a uma velocidade não propriamente baixa. De fato, havendo condições suficientes para que ocorra um resfriamento rápido após a conclusão da laminação, poderá haver transformação da austenita em bainita ou uma proporção muito elevada de ferrita muito fina com pequena porção de bainita⁽¹²⁾.

A bainita ou a ferrita acicular são produtos de transformação da austenita com maior capacidade de desenvolver fratura dútil após a absorção de enorme quantidade de energia de impacto, porque apresentam maior uniformidade na distribuição dos grãos. Isto é, aços bainíticos ou com ferrita acicular tendem a exibir menor heterogeneidade no tamanho dos grãos e os carbonetos formados estão mais bem distribuídos nos contornos de grão, tornando a propagação da fratura frágil menos provável. A bainita é formada a partir de austenita devidamente refinada, deformada e resfriada a uma velocidade que evite a formação de ferrita alotriomórfica ou de martensita⁽¹³⁾.

Entretanto, a obtenção de uma microestrutura contendo somente bainita é muito difícil de ser alcançada em escala industrial, devido às dificuldades de serem mantidas condições idênticas de resfriamento em todas as regiões do produto laminado. Um aspecto microestrutural típico foi tomado de um aço da classe X80, exibindo cerca de 60% de bainita, é apresentado na figura 3.6, onde pode ser percebida a maior uniformidade de distribuição dos constituintes em comparação ao aço contendo ferrita e perlita da figura 3.5.

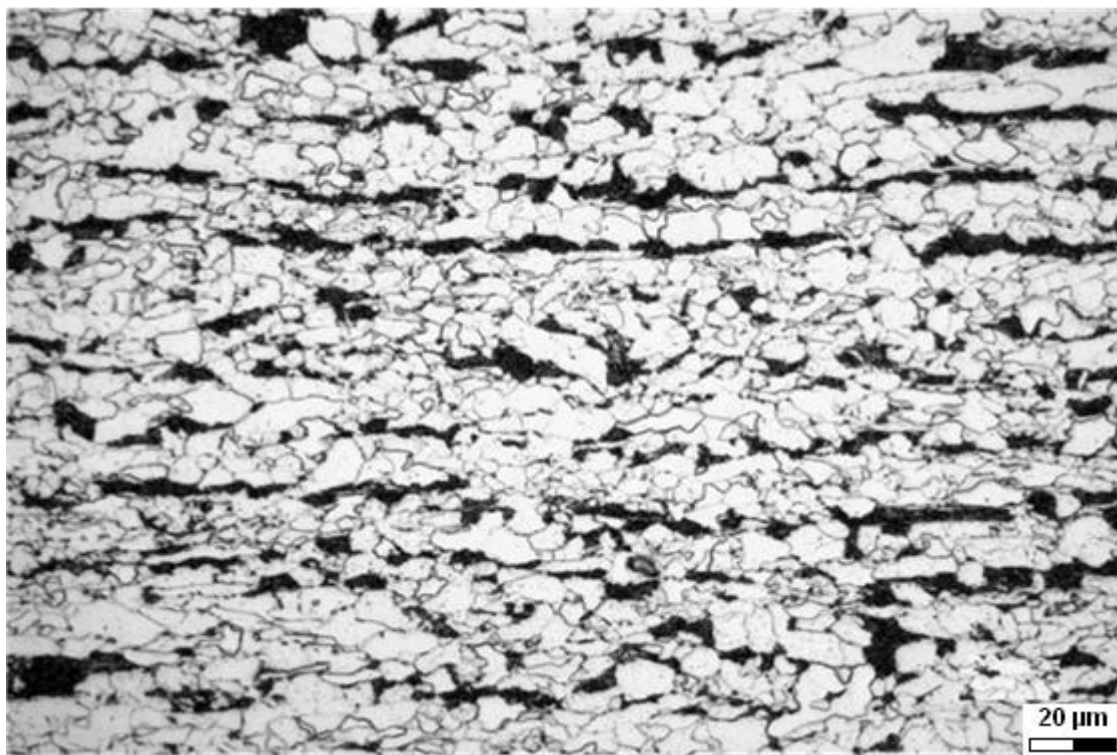


Figura 3.5 – Aspecto microestrutural por MO de bobina de aço X65 (0,11%C-1,51%Mn-0,19%Si-0,036%Al-0,047%Nb-0,042%V-0,011%Ti)⁽¹⁴⁾



Figura 3.6 – Ampliação de 500X no MO do aspecto microestrutural de bobina de aço X80 (0,08%C-1,59%Mn-0,35%Si-0,24%Cr-0,12%Mo-0,028%Al-0,070%Nb-0,046%V-0,015%Ti)⁽¹⁵⁾

3.3 – O processamento termomecânico dos aços HTP

Os aços HTP têm sido processados para a obtenção de bobinas laminadas a quente, tanto em linhas de laminação do tipo convencional, do tipo Steckel, ou de processamento compacto de tiras. O primeiro tipo é usualmente composto por um ou mais fornos de aquecimento da placa, um ou mais laminadores reversíveis de uma cadeira para redução da espessura da placa até a obtenção do esboço, um laminador contínuo com cinco a sete cadeiras, um sistema com vários bancos de resfriamento com água e duas ou mais bobinadeiras de tiras. Este tipo de linha de tiras a quente é a utilizada pela Usiminas e a que será empregada durante a realização dos experimentos propostos neste trabalho. Um esquema da distribuição dos principais equipamentos desta linha de laminação é mostrado na figura 3.7, que é de uso interno corrente pela Usiminas.

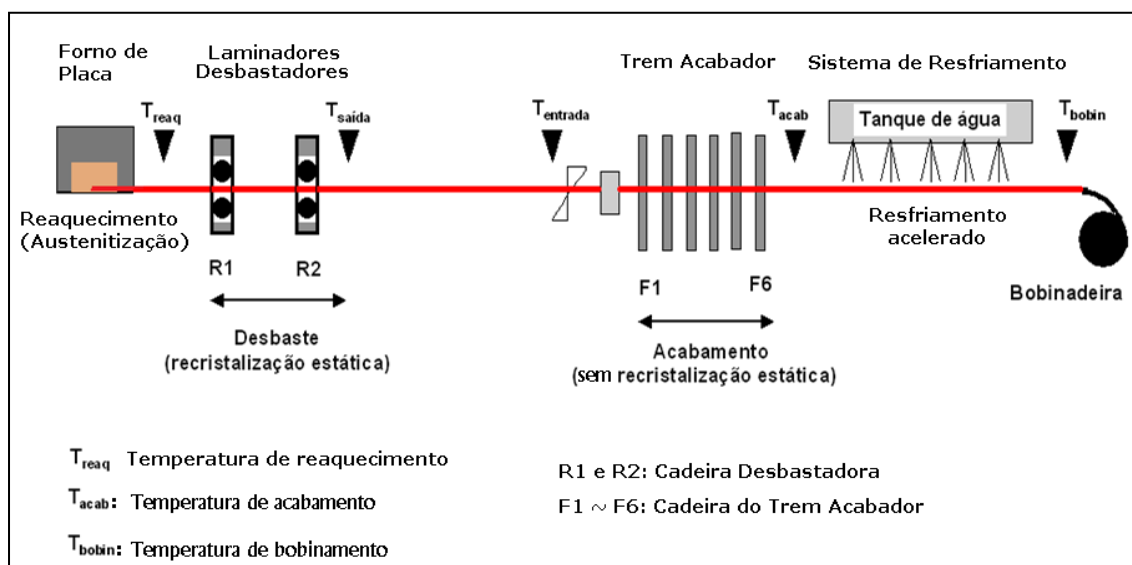


Figura 3.7 – Disposição esquemática de uma linha de laminação de tiras a quente convencional como a utilizada pela Usiminas, unidade de Ipatinga

Os laminadores Steckel, por seu lado, não possuem trem contínuo, sendo, então, a etapa de laminação de acabamento realizada em um laminador de uma cadeira com enrolamento do esboço avante e a ré desse laminador. A etapa de desbaste da placa pode ser realizada nesse mesmo laminador ou em uma cadeira anterior, em separado. O laminador, normalmente para larguras de produto elevadas, é capaz de produzir chapas grossas, com a retirada do produto na forma plana, antes dele atingir a bobinadeira. Os tempos decorridos entre a aplicação dos passes durante a fase de acabamento são muito maiores que aqueles empregados em linhas de laminação com trem contínuo, o que facilita a ocorrência de recristalização em aços comuns e com baixo teor de nióbio. Por esta razão, a concepção de aço HTP ter sido uma alternativa interessante, para este tipo de linha de laminação, principalmente, próximas de mercados com elevada demanda por tubos de grandes diâmetros na indústria de petróleo e gás natural. Uma configuração clássica de uma linha Steckel pode ser a da figura 3.8.

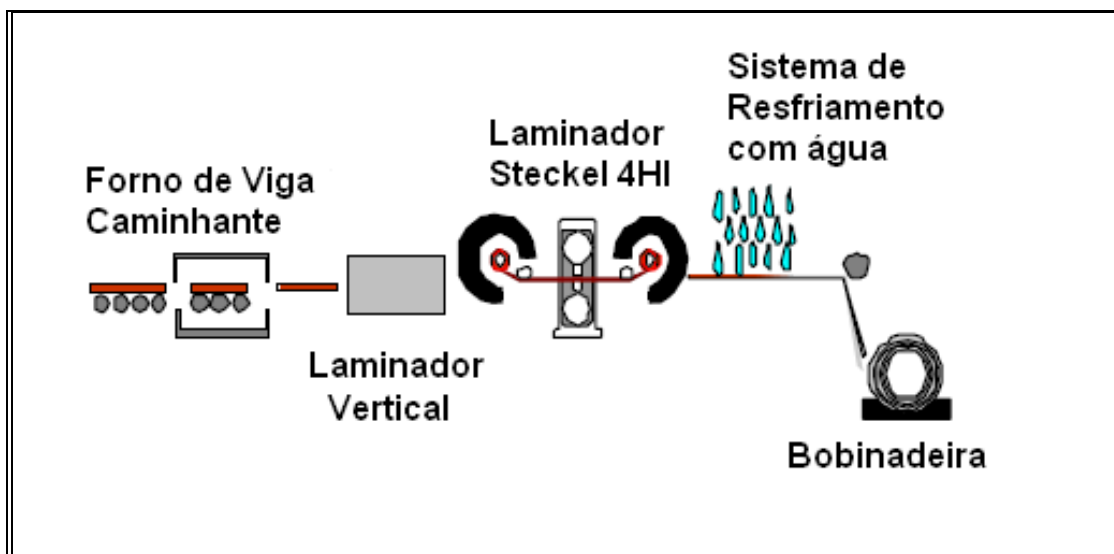


Figura 3.8 - Disposição esquemática de uma linha de laminação de tiras a quente com laminador Steckel⁽¹⁶⁾

As linhas de laminação de tiras a partir de placas lingotadas em baixas espessuras que podem ser alimentadas diretamente em um trem contínuo de laminação a quente são concepções mais recentes, como alternativas econômicas para empreendimentos com baixa oferta de combustíveis. Essas linhas recebem, geralmente, a denominação, em inglês, de *Compact Strip Processing* (CSP). A placa fina é normalmente, solidificada a partir de panela de aço obtida em fornos elétricos com refino secundário em uma estação de forno-panela. Imediatamente à frente da máquina de lingotamento contínuo, um longo forno eleva a temperatura da placa até a temperatura necessária à laminação que ocorre em um trem contínuo de 5 ou 6 cadeiras. Assim, a espessura final da tira é obtida a partir de uma placa com cerca de 50 mm de espessura inicial. Aqui, apesar de que a austenita apresenta um tamanho de grão muito maior que o obtido à entrada do trem acabador de uma linha convencional, as deformações são maiores e ocorrem em intervalos muito curtos, dificultando sua recristalização, o que facilita a obtenção de um grão mais fino. A figura 3.9 exhibe uma configuração típica deste tipo de linha de laminação em uso para a produção de bobinas usadas na fabricação de tubos de grandes diâmetros.

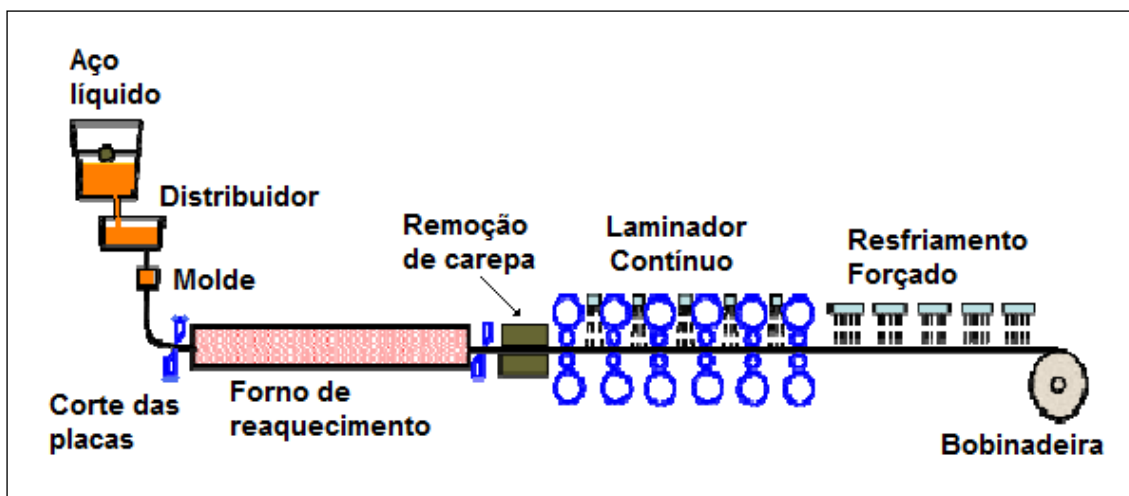


Figura 3.9 - Disposição esquemática de uma linha do tipo *Compact Strip Processing*⁽¹⁷⁾

Devido às maiores restrições ao controle do tamanho de grão, mesmo em aços ARBL tradicionais, as linhas Steckel e CSP tornaram-se, como os laminadores de chapas grossas, “laboratórios industriais” para o desenvolvimento de bobinas de alta resistência e alta tenacidade com a concepção HTP. Vários artigos demonstrando a maior capacidade de refinamento de grão alcançada com aços alto nióbio, nessas instalações, podem ser encontrados na literatura^(16,18).

Assim como os aços ARBL, os aços HTP necessitam ser processados durante a laminação a quente segundo esquemas particulares de combinações de temperaturas e deformações para que seja alcançada a microestrutura e a subestrutura desejadas. As principais etapas do processamento termomecânico usualmente aplicadas a esses aços, em linhas de laminação de tiras a quente convencionais, como a da Usiminas, podem ser discriminadas como se segue.

3.3.1 – Aquecimento da Placa

Normalmente, as placas de aço microligado, destinadas à fabricação de bobinas laminadas a quente e posterior manufatura de tubos soldados, necessitam ser resfriadas completamente até a temperatura ambiente, para que possam ser adequadamente acondicionadas e inspecionadas, a fim de serem evitados defeitos superficiais que possam resultar em tubos rejeitados por não cumprirem com as exigências de qualidade

superficial. Dessa maneira, para serem laminadas, as placas devem ser aquecidas até uma temperatura que resulte em: a) amaciamento do aço, a fim de facilitar a deformação com menor aplicação de força nos laminadores; b) austenitização completa da microestrutura ao longo de todas as direções, para que ocorra recristalização e conseqüente refino do grão; c) 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 ferríticos e no ancoramento das deslocações.

A completa austenitização de aços ARBL ocorre a uma temperatura abaixo de 900°C, normalmente. Entretanto, o aquecimento deve ser feito até que se atinja o amaciamento desejado e a dissolução dos precipitados formados durante a solidificação e o resfriamento da placa. Os aços microligados com nióbio e vanádio devem atingir uma temperatura que permita a dissolução dos carbonetos e carbonitretos formados por estes elementos e, assim, exercerem seu papel como bloqueadores do fenômeno de recristalização, quando em solução, ou bloquearem a movimentação das discordâncias, quando novamente precipitados em tamanhos menores e com melhor distribuição na matriz do aço.

A temperatura de dissolução dos precipitados depende de sua composição, que por sua vez, depende, basicamente, dos teores destes elementos na liga. Vários pesquisadores elaboraram estudos que permitiram estabelecer a temperatura em que ocorre a completa dissolução dos microligantes^(19,20,22). A solubilidade de um composto pode ser expressa pela equação geral 3.1.

$$\log\left(\frac{[M]}{[I]^x}\right) = A + \left(\frac{B}{T}\right) \quad (3.1)$$

onde “M” é a percentagem em peso dos elementos metálicos Nb, Ti, V, e “I” é a percentagem dos elementos de liga intersticiais, C e N, ou uma combinação equivalente de intersticiais, como C + ((12/14)N). A variável “x” expressa a relação atômica entre [I] e [M] no composto precipitado, sendo que, em geral, “x” varia entre 1 e 0,87⁽²¹⁾. A e B são constantes que correspondem à entropia e à entalpia de formação do composto e T é a temperatura absoluta na qual o material se encontra.

Os produtos de solubilidade de vários carbonetos e nitretos comumente encontrados nos aços microligados estão resumidos na tabela 3.1, em termos das constantes A e B. A maior parte dos compostos são solúveis na austenita dos aços microligados, nas suas composições químicas habituais e na faixa de temperatura entre 1100 e 1250°C. A exceção é o TiN, que é o mais estável de todos os compostos na γ , sendo virtualmente insolúvel na sua totalidade, na fase sólida. O VC é o composto menos estável na austenita, sendo colocado em solução tão logo o processo de austenitização se completa.

A placa deve ser reaquecida até uma temperatura na qual os elementos formadores de carbonetos e nitretos estejam em solução sólida antes do processo de laminação se iniciar, isto é:

$$T_s \geq \frac{B}{\{\log[M] [I]^x\} - A} \quad (3.2)$$

Portanto, T_s é a temperatura mínima de início de laminação de um aço ARBL. A figura 3.10 mostra a curva de solubilidade do Nb(C, N) em várias temperaturas. Para a maioria dos aços microligados ao Nb a temperatura mínima de reaquecimento é determinada pelos conteúdos de Nb e C. Assim, uma equação de uso corrente, para a determinação da temperatura de solubilização dos carbonetos de Nb, foi proposta por Irvine, o que resulta em valores ligeiramente inferiores aos obtidos pela equação 3.2:

$$T_s \geq \frac{6770}{2,26 - \{\log[\%Nb] \cdot [\%C]\}} \quad (3.3)$$

Durante o reaquecimento da placa, alguns precipitados não serão ressolubilizados, por não atingirem o estado termodinâmico necessário para tal. Esses precipitados, particularmente os de TiN e Nb(CN), quando finamente dispersos nos contornos de grão da fase γ , prevenirão o crescimento excessivo do grão austenítico. Este efeito pode ser constatado conforme observado na figura 3.11. No entanto, elevações na temperatura de reaquecimento de placas poderão ocasionar o coalescimento desses precipitados, que perdem a sua efetividade sobre a mobilidade do contorno de grão, facilitando o seu crescimento.

Outro aspecto relevante na capacidade do TiN em ser capaz de impedir a movimentação de contornos de grão está associado ao formato dos precipitados, que depende da proporção de titânio e nitrogênio presentes na liga. Menores tamanhos de grão da austenita são observados, normalmente, quando a relação Ti/N é hipoestequiométrica, isto é, abaixo de 3,42. Valores próximos a 2 resultam na maior eficácia em controlar o tamanho dos grãos, conforme indicado pela figura 3.12.

Tabela 3.1 - Produto de solubilidade dos precipitados formados com Ti, Nb ou V⁽²²⁾

Precipitados	Faixa de T (°C)	Log ([M].[I] ^x) = A+ (B/T) Temperatura (K)			Concentrações de Mn e Si (% em peso)	
		X	A	B	Mn	Si
TiC	950-1350	1	2,75	-7000	1,0	≈ 0,35
	900-1300	1	5,33	-10475	≈ 0	≈ 0
TiN	1000-1300	1	4,94	-14400	≈ 0	≈ 0
	1100-1350	1	5,19	-15490	≈ 0	≈ 0
	1200-1300	1	3,82	-15020	≈ 0	≈ 0
	1250-1450	1	0,32	-8000	1,54	0,31
NbC	1050-1150	1	3,31	-7970	≈ 0	≈ 0
	1000-1300	1	3,70	-9100	≈ 0	≈ 0
	950-1050	1	4,37	-9290	≈ 0	≈ 0
	900-1200	0,87	3,11	-7520	0 – 2,2	≈ 0
	1000-1250	0,87	3,40	-7920	≈ 0	≈ 0
	-	0,87	2,81	-7019	≈ 0	≈ 0
NbN	1190-1330	1	2,80	-8500	≈ 0	≈ 0
	1100-1300	1	2,89	-8500	≈ 0	≈ 0
	-	0,87	2,86	-7927	≈ 0	≈ 0
VC	-	1	6,72	-9500	≈ 0	≈ 0
VN	900-1100	1	3,46	-8330	> 0	> 0
Nb(C + 12/14N)	900-1300	1	2,26	-6770	0,6	0,41

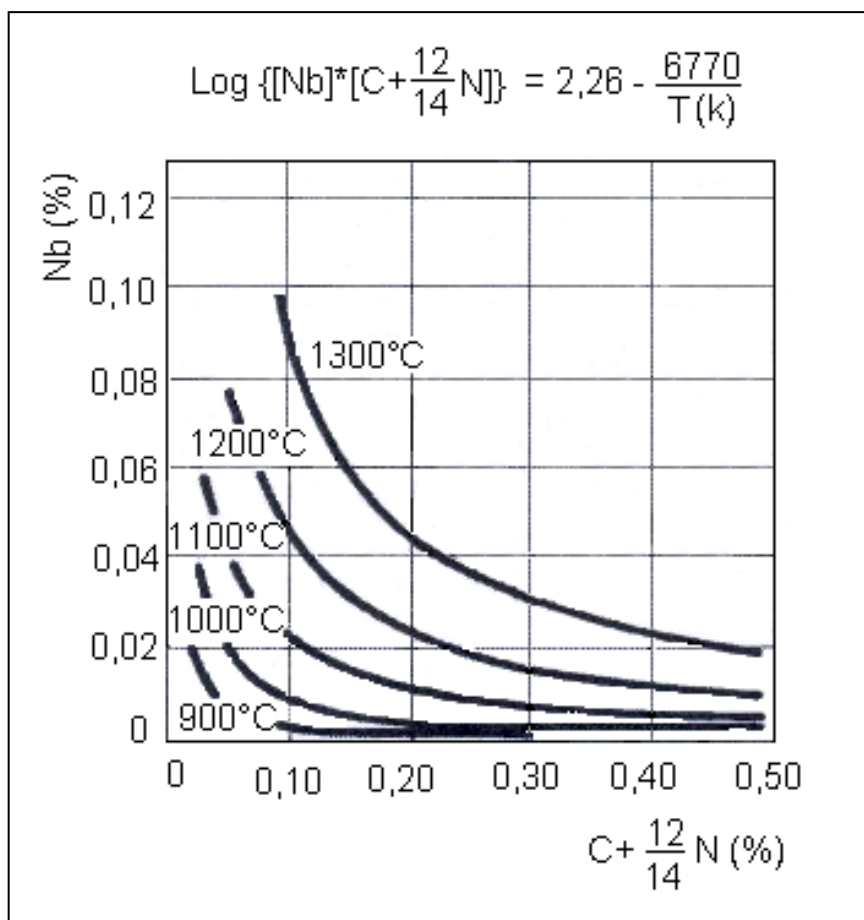


Figura 3.10 - Curva de solubilidade do carbonitreto de Nb(C,N) para várias temperaturas de reaquecimento dos aços ARBL⁽²³⁾

De uma maneira geral, a temperatura de encharque de placas de aços microligados, para a laminação de tiras a quente em linhas convencionais, situa-se entre 1100 e 1250°C. Devido ao ritmo de produção muito intenso nessas linhas, o estabelecimento de temperaturas diferentes para cada composição química é tido como impraticável, determinando o agrupamento de tipos de aço quimicamente similares em poucos grupos para aquecimento até a mesma temperatura de encharque. Isto pode trazer alguns problemas, seja a dissolução incompleta dos precipitados em algumas placas, seja o crescimento excessivo dos grãos austeníticos em outras.

A temperatura de encharque recomendada para as placas de aço HTP é da ordem de 1180°C, quando o último precipitado a ser dissolvido deve ser o carboneto de Nb, já que se espera haver maior quantidade de Nb em solução para os aços com teores mais

baixos de carbono, e uma maior associação do nitrogênio com Ti, diminuindo, assim, a formação de Nb(C,N). Adição de Ti entre 0,008% e 0,015% seriam suficientes para a obtenção do efeito desejado, considerando conteúdo de N entre 40 e 80 ppm. Acima de 0,020% o efeito do Ti se mantém com a mesma intensidade. Porém, acima da relação estequiométrica, pode haver formação de precipitados de TiN com formato cubóide que acarretam a deterioração da tenacidade dos aços, por operarem como concentradores de tensões internas na microestrutura do aço.

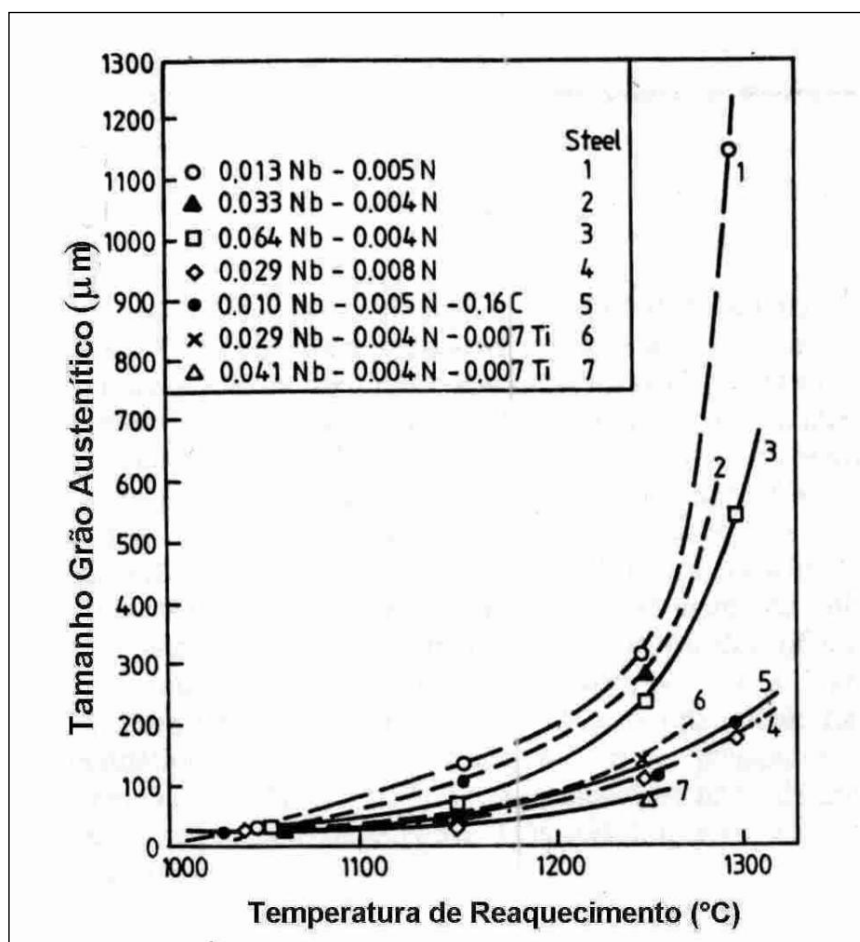


Figura 3.11 - Tamanho de grão austenítico médio em função da temperatura de reaquecimento para vários aços microligados⁽²⁴⁾

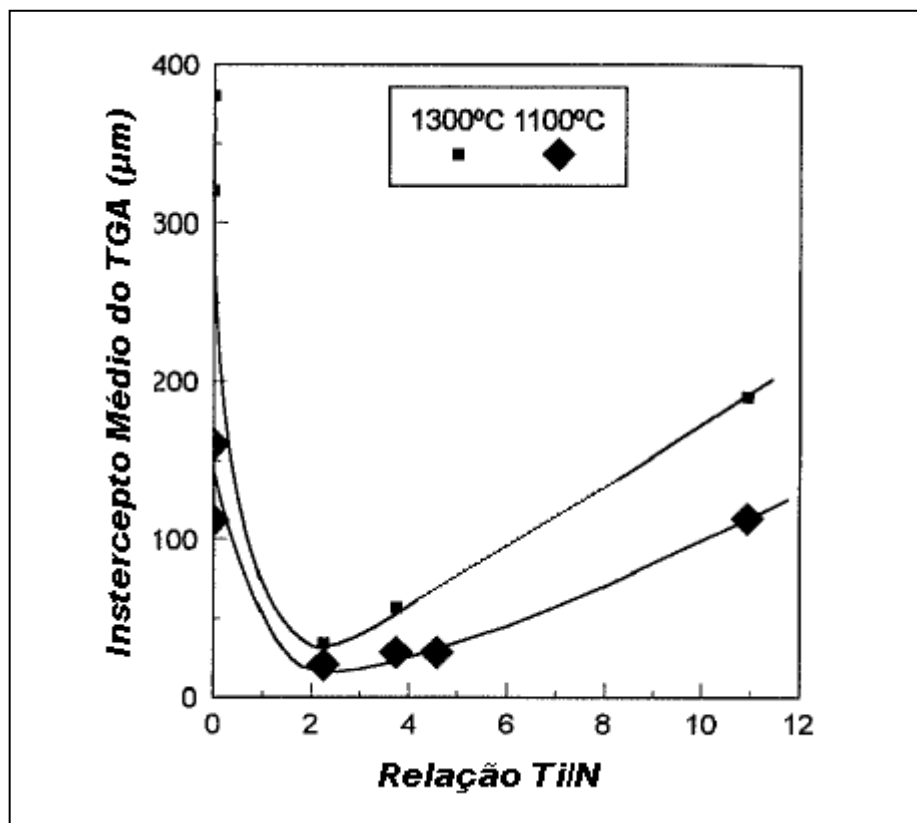


Figura 3.12 - TGA em função da relação Ti/N nos aços C-Mn com e sem adição de Ti e aquecidos a 1100 e 1300°C durante 10 minutos⁽²⁵⁾

3.3.2 – Laminação de desbaste

A laminação de desbaste ocorre logo após a remoção da carepa formada dentro do forno de aquecimento, em temperaturas entre 1000 e 1200°C. Os passes aplicados por um ou mais laminadores reversíveis permitem reduzir a placa até a 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, são realizadas maiores reduções de espessura nos primeiros passes, que vão sendo diminuídas à medida que a temperatura vai caindo.

Durante a laminação de desbaste, ao final de cada passe, ocorre a recristalização dos grãos austeníticos, devido não somente à temperatura, mas, também, devido haver tempo suficiente antes da próxima deformação. A recristalização faz com que novos grãos de austenita sejam nucleados e cresçam, assumindo formato equiaxial, o que reduz a energia livre desta fase. Inicialmente, a presença de elementos em solução

sólida atrasa o fenômeno de recristalização, pelo efeito de arraste de soluto. À medida que o tempo evolui e a temperatura diminui, o processo de precipitação de NbC nos contornos de grão é iniciado e passa a agir para diminuir a mobilidade desses contornos de grão, dificultando para que os grãos continuem a crescer, como explicado no item 3.2.1. Assim, a austenita a ser deformada no próximo passe exibirá um tamanho de grão menor que aquele que deu entrada no passe anterior. Este processo de deformação a quente e restauração pode ser mais bem entendido como esquematicamente representado na figura 3.13. Entretanto, durante o desbaste em uma linha de tiras a quente convencional, entende-se que os fenômenos de restauração atuantes serão os de recuperação dinâmica, recuperação e recristalização estáticas. A recristalização dinâmica é provável que ocorra somente depois de acentuado acúmulo de energia de deformação, como o que ocorre durante as últimas cadeiras do trem acabador.

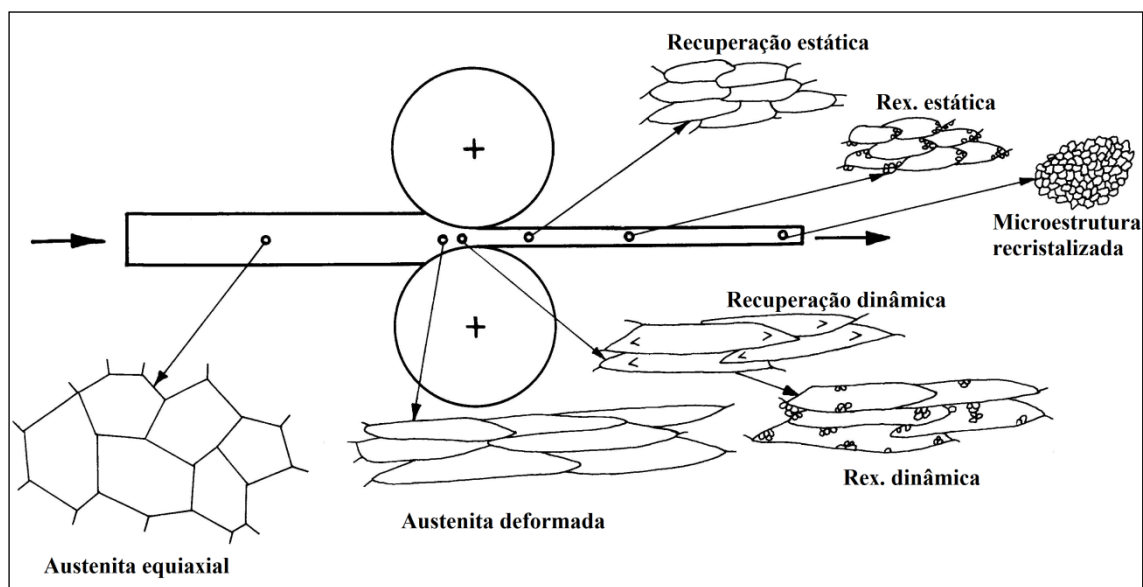


Figura 3.13 – Representação esquemática do processo de restauração da austenita durante a laminação a quente⁽²⁶⁾

O processo de recristalização estático é interrompido a uma dada temperatura, a que denomina-se de temperatura de não recristalização da austenita e recebe a notação T_{nr} . Abaixo dessa temperatura, a austenita deformada não recuperará o formato equiaxial existente antes do passe. Espera-se que todos os passes de desbaste sejam aplicados bem acima dessa temperatura, de forma a permitir que não ocorra microestrutura heterogênea

durante a laminação de acabamento, que ocorrerá no trem contínuo. A temperatura T_{nr} pode ser estimada, com certa aproximação, para cada composição química, em particular, dos aços ARBL. A equação 3.4, proposta por Boratto et al⁽¹⁴⁾, é usualmente aceita para uma estimativa da T_{nr} (em °C).

$$T_{nr} = 897 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (3.4)$$

Os valores calculados para os aços com composição química da tabela 3.2 resultariam em T_{nr} iguais a 1048 e 1252°C, respectivamente, para um aço ARBL típico para a fabricação de tubo do grau X65 (Nb-V) e para um aço HTP. Porém, medições realizadas em ensaios de torção a quente resultaram em temperaturas significativamente mais baixas, sendo iguais a 958 e 1060°C para estes aços, respectivamente⁽¹⁴⁾. A diferença entre os resultados pode ser explicada pelo efeito da deformação sobre a temperatura de não recristalização que a equação 3.4 não considera.

Tabela 3.2 – Composição química de aços microligado Nb-V e HTP (% em peso)

Aço	C	Mn	Si	Al	Nb	V	Ti	Cu	Cr	N
Nb-V ⁽¹⁵⁾	0,11	1,51	0,19	0,036	0,047	0,042	0,011	-	-	\leq 0,0079
HTP ⁽¹¹⁾	0,03	1,77	0,24	0,030	0,095	-	0,014	0,29	0,29	\leq 0,0035

3.3.3 – Laminação de acabamento

A última etapa da laminação de tiras a quente é realizada pelo trem acabador, composto por cadeiras agrupadas para laminação contínua, sem reversão. As configurações mais comuns de trem acabador possuem 6 ou 7 cadeiras e permitem obter tiras com espessuras tão finas quanto 1,00 mm. Para a laminação de espessuras elevadas, como as requeridas para a fabricação de tubos para condução de gás natural e de petróleo, algumas cadeiras podem não ser utilizadas, a fim de serem aumentadas as reduções nas demais, incrementando a quantidade de deformação por passe. O intervalo entre os passes é muito curto e vai sendo cada vez menor à medida que a tira avança até a última cadeira.

Nesta etapa é que ocorre, essencialmente, o processo de tratamento termomecânico da austenita, ou a laminação controlada, como preferem certos pesquisadores^(21,27,28). A austenita, na entrada do trem acabador, encontrando-se muito mais fina do que era ao sair do forno de reaquecimento, será acondicionada, de maneira tal a ser cada vez mais deformada, assumindo o formato de panqueca, isto é, achatada, tendo seu maior eixo aumentado na direção de laminação do material. A figura 3.14 exhibe, esquematicamente, a partir de estudos de evolução da austenita durante laminação a quente, como se processa a laminação a quente de uma tira de aço ARBL típico com espessura final igual a 9,50 mm, tendo partido de uma placa com 250 mm. Percebe-se que alguma recristalização estática pode ocorrer após a entrada do esboço no trem acabador (indicado pela temperatura de entrada na cadeira F1 acima de T_{nr}).

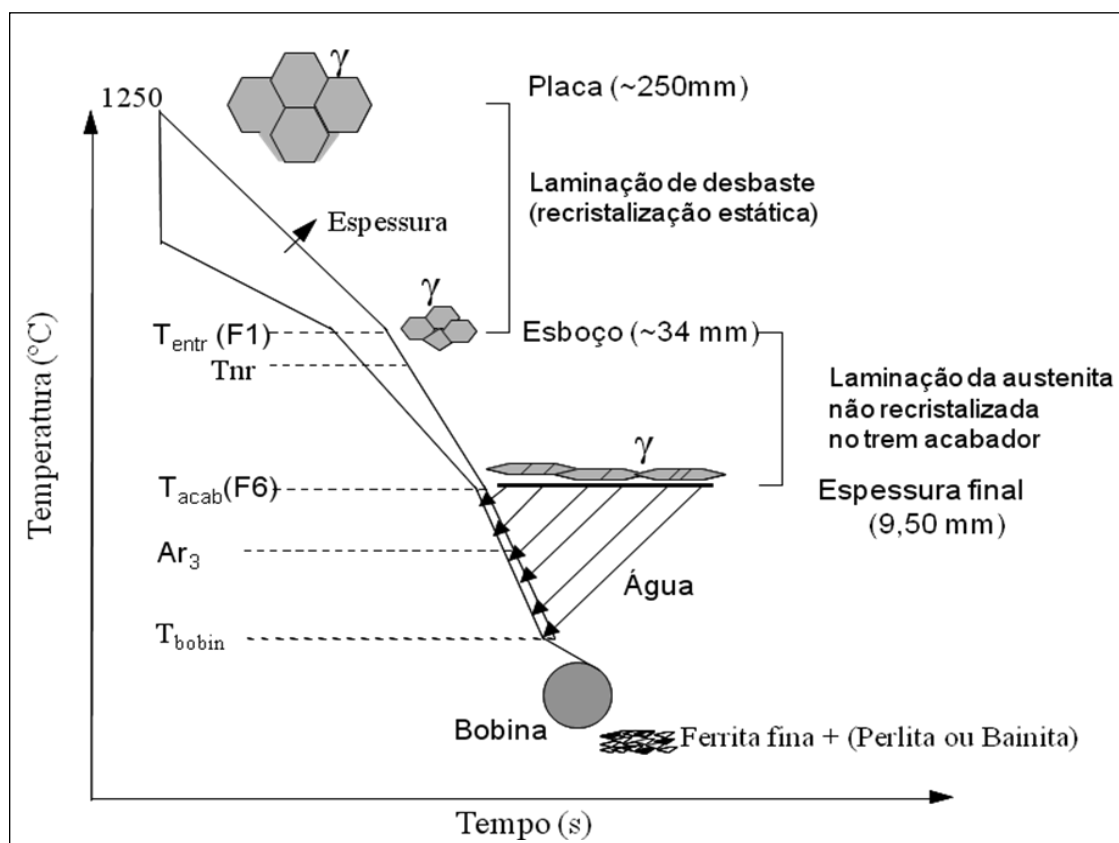


Figura 3.14 – Representação da evolução do tamanho do grão austenítico até sua transformação em ferrita em uma linha de laminação de tiras a quente convencional, como a utilizada pela usina da Usiminas, em Ipatinga (adaptada de Hulka e Gray⁽¹¹⁾)

A maior temperatura de interrupção da recristalização estática da austenita, que ocorre nos aços HTP, torna-o particularmente adequado às práticas usuais de laminação de tiras a quente, sem que sejam necessários outros artifícios para assegurar que, durante a laminação no trem contínuo, a austenita permaneça sempre deformada ao final de cada passe. Tais artifícios podem envolver o resfriamento do esboço com água antes de sua entrada no trem acabador^(16,29).

A temperatura logo após a última cadeira de laminação é uma importante medida do estado de deformação a que a austenita foi submetida. Quanto menor for a temperatura de final de laminação, menor deverá ser o tamanho da ferrita, como consequência do maior grau de deformação da austenita. Estando mais deformada, a estrutura desenvolve bandas de deformação, que funcionarão como locais preferenciais para nucleação de uma nova fase, quando a temperatura da austenita for reduzida a um valor crítico, denominada de temperatura de início de transformação da austenita (A_{r3}). Ela pode ser estimada levando-se em conta a composição química do aço e a espessura final da tira. Entretanto, sabe-se que outras variáveis afetam no aumento ou na diminuição da A_{r3} , a saber: temperatura de aquecimento da placa, temperatura final de laminação, quantidade de deformação aplicada na etapa de acabamento e velocidade de resfriamento após laminação. A equação 3.5, proposta por Ouchi⁽³⁰⁾, expressa a temperatura A_{r3} , em °C, a partir dos teores dos elementos considerados, em % de massa, e a espessura (e) da tira, em mm.

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(e - 8) \quad (3.5)$$

Como expresso nesta equação, a quantidade adicionada de microligantes não afetaria a temperatura de início de transformação da austenita, ainda que ela tenha sido obtida para aços ao Nb. Apenas os elementos que provocam endurecimento por solução sólida a modificam, significativamente. Em um aço HTP, o Mn seria o elemento com maior poder para alterar a A_{r3} de um aço ARBL, tendo em vista o baixo teor de C presente. De fato, um incremento no teor deste elemento, de 1,5 para 1,8%, em % de massa, produz uma diminuição de cerca de 25°C, como pode ser constatado pelos resultados verificados na figura 3.15 para vários teores de Mn em dois tipos de aço. Uma

desvantagem do uso desta equação para processamento termomecânico em linha de tiras a quente é que ela foi obtida para condições de resfriamento ao ar.

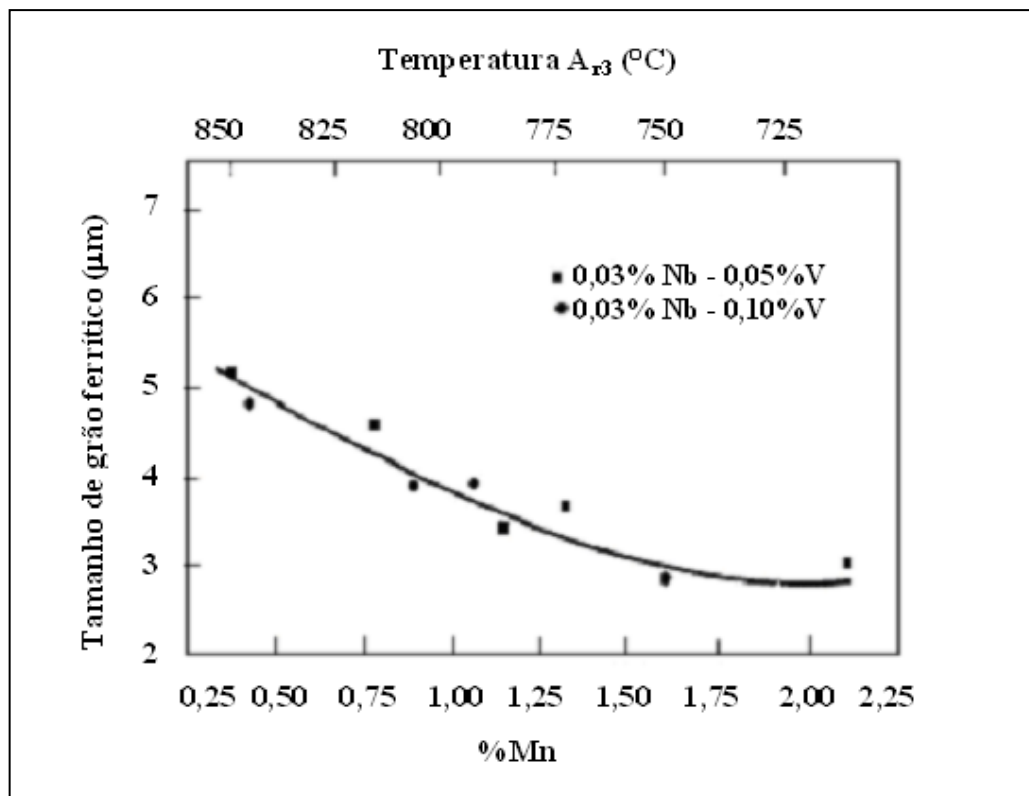


Figura 3.15 – Representação da evolução do tamanho do grão austenítico até sua transformação em ferrita em uma linha de laminação de tiras a quente convencional⁽²²⁾

O efeito do Nb sobre a temperatura A_{r3} é bastante controverso. Como discutido por Santos⁽¹⁴⁾, para condições não muito severas de deformação abaixo da T_{nr} e resfriamento forçado, o tal efeito não foi determinado. De fato, como apresentado por ele, alguns pesquisadores propuseram que haveria um aumento desta temperatura com o aumento do teor de Nb. Porém, a variação da temperatura encontrada indica que os resultados encontram-se dentro de limites de erro atribuído ao experimento. Outro aspecto relevante teria sido a não consideração da quantidade de deformação aplicada abaixo da T_{nr} sobre a A_{r3} , como proposto por outros pesquisadores⁽¹⁴⁾. Por outro lado, Hulka e Gray^(11,12) afirmam que, devido ao seu átomo de maior tamanho, o efeito do Nb sobre a A_{r3} seria exatamente o contrário, isto é, quanto maior o seu teor em solução sólida, ao

final da laminação de acabamento, a transformação austenita em ferrita seria retardada, facilitando a formação de bainita.

Tendo em vista os vários estudos para a proposição de um modelo para previsão de A_{r3} , para aços ARBL, Santos⁽¹⁴⁾ chegou à equação, apresentada em 3.6, que obtida por regressão múltipla, a partir das condições de processamento em seu experimento com um aço com porcentagem de massa igual a 0,047% de Nb adicionado, resulta em uma temperatura de início de transformação da austenita em ferrita, mais adequada a um aço ARBL processado em linha de laminação de tiras a quente.

$$A_{r3} = A_{e3} - a_0 TR^m (\varepsilon_2)^n (\varepsilon_1)^p \quad (3.6)$$

O termo A_{e3} é o valor da temperatura de equilíbrio termodinâmico entre a austenita e a ferrita e depende da composição química do aço. Elementos de liga, principalmente aqueles que endurecem o aço por solução sólida, provocam o abaixamento da A_{e3} . TR é a taxa de resfriamento da austenita no resfriamento forçado após término da laminação a quente, ε_1 e ε_2 são as deformações acima e abaixo da T_{nr} , respectivamente, enquanto a_0 , m , n e p são constantes ajustadas da regressão. Uma equação prática, a partir de regressão múltipla e tomando um valor de A_{e3} mais condizente com a composição química de um aço alto Nb seria como a apresentada pela equação 3.7.

$$A_{r3} = 822 - 69,80TR^{0,1712} (\varepsilon_2)^{-0,1054} (\varepsilon_1)^{-0,0291} \quad (3.7)$$

Uma conclusão do uso desta equação é que a taxa de resfriamento aplicada indica que ela provoca uma diminuição na A_{r3} , ao passo que a quantidade de deformação a que a austenita foi submetida provoca uma elevação desta temperatura⁽¹⁴⁾.

A aplicação de passe de laminação abaixo da temperatura A_{r3} provoca a deformação das duas fases, austenita e ferrita. A ferrita encruada fará com que o limite de escoamento final da liga seja ainda maior, devido ao endurecimento adicional provocado pelo mecanismo de aumento da densidade de deslocamentos no interior dos grãos ferríticos. Entretanto, uma microestrutura heterogênea é formada, que resultará na elevação da temperatura de transição do tipo de fratura nos ensaios de tenacidade. Quanto mais

deformada estiver a ferrita, maior será a temperatura de transição. Como, para a fabricação de tubos de alta resistência, a tenacidade é característica igualmente imprescindível, aplicar deformação abaixo da temperatura A_{r3} é uma prática não recomendável. Via de regra, esta não é uma necessidade premente em aços ARBL laminados em linhas de tiras a quente, tendo em vista que a microestrutura final pretendida será alcançada através de resfriamento acelerado, o que permitirá um refinamento acentuado da ferrita.

Como a quantidade de energia acumulada dentro dos grãos austeníticos será fundamental para o maior refinamento da microestrutura final, quanto maior for a deformação abaixo da T_{nr} maior será o efeito da laminação sobre o acondicionamento ideal da austenita. Estima-se que reduções de espessura superiores a 3,5 vezes a espessura final da tira sejam recomendadas para que seja alcançado o maior benefício do processamento termomecânico do aço ARBL para a obtenção de uma microestrutura ferrítica bastante fina⁽¹¹⁾. A determinação de uma espessura de esboço elevada é particularmente importante, quando o produto necessita atender a requisitos de fratura dútil a baixa temperatura no ensaio de DWTT^(16,31).

3.3.4 – Resfriamento e bobinamento da tira

As linhas de produção de bobinas laminadas a quente contam com uma seção de resfriamento forçado da tira, na mesa de saída após o trem acabador. Nos aços ARBL, a transformação da austenita deve ser iniciada, logo ao início do resfriamento e ser finalizado antes do bobinamento da tira. Para tanto, uma temperatura, que deve ser medida antes da admissão da tira pelo mandril da bobinadeira, definirá a taxa de resfriamento necessária para alcançar a totalidade da transformação da austenita em um dos seus produtos resultantes: ferrita e perlita, ferrita e bainita, ferrita acicular, ou uma variedade de constituintes metalúrgicos em uma estrutura denominada como de fase complexa, que inclui ilhas de martensita. A esta temperatura é dado o nome de temperatura de bobinamento (T_{bobin}).

A temperatura de bobinamento é atingida, então, através do ajuste da quantidade de água lançada sobre a tira e a velocidade com que a tira é conduzida entre o trem acabador e a bobinadeira. A vazão de água, por sua vez, depende da temperatura da tira à saída do trem acabador, da temperatura planejada para o bobinamento, da espessura e da largura da tira, e da velocidade de condução da tira. A combinação das duas variáveis resultará em uma terceira variável, que traz consigo a compreensão e quão rápida ocorrerá a transformação da austenita. Esta variável recebe a designação de taxa de resfriamento na mesa de saída da laminação (TR).

O efeito de T_{bobin} sobre as propriedades mecânicas dos aços HTP é bastante acentuado. Devido ao teor mais elevado de Mn, desta concepção, a temperatura A_{r3} é relativamente mais baixa que para os aços ARBL com baixo carbono. Assim, intenso resfriamento primário necessita ser aplicado logo nos primeiros bancos do sistema de resfriamento, a fim de impedir o crescimento dos grãos austeníticos, principalmente quando esse resfriamento for iniciado a partir de temperaturas mais elevadas.

Temperaturas de bobinamento mais baixas resultam em microestrutura mais refinada, ou até na obtenção de microestrutura composta por constituintes aciculares, como bainita ou ferrita acicular. Entretanto, o controle da temperatura de bobinamento deve prever que o maior benefício seja atingido, tanto com a obtenção de uma microestrutura com o máximo refinamento e homogeneidade possíveis, quanto o máximo aproveitamento da capacidade de precipitação de NbC. Este precipitado se forma, durante o resfriamento lento, a partir de temperaturas entre 500 e 600°C^(16,43). Assim, de fato, a faixa de temperatura de bobinamento ideal para maior endurecimento dos aços ARBL permite haver adequada combinação dos dois mecanismos de endurecimento envolvidos: refino de grão e endurecimento por precipitação. A figura 3.16 apresenta a variação do limite de escoamento de um aço HTP para várias temperaturas de interrupção do resfriamento forçado com água⁽¹¹⁾.

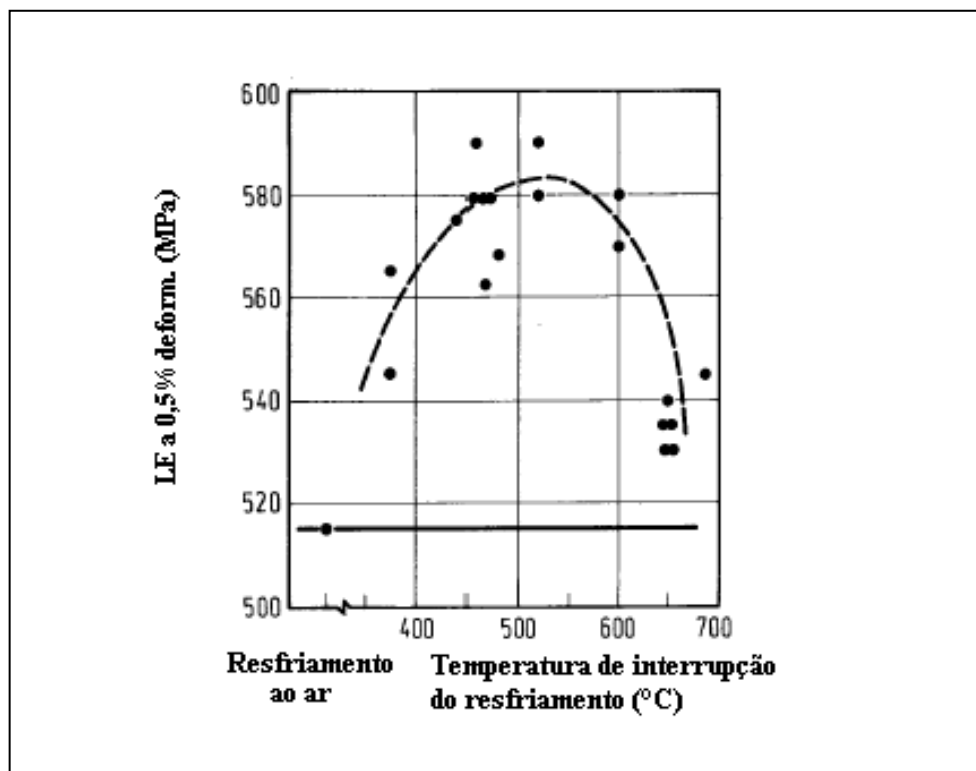


Figura 3.16 – Influência da temperatura de interrupção do resfriamento no limite de escoamento de um aço HTP⁽¹¹⁾

Os projetistas de produtos de aço laminados a quente podem utilizar uma ferramenta metalúrgica para auxiliar na definição das condições do resfriamento, com vistas a alcançar uma determinada fração volumétrica de um, ou mais de um, determinado constituinte. Os diagramas de transformação em resfriamento contínuo, denominados pela abreviação, em inglês, como diagramas CCT (*Continuous Cooling Transformation*), permitem conhecer os produtos da transformação da austenita em função da composição química do aço e do esquema de resfriamento aplicado, considerando a aplicação de diferentes curvas de resfriamento contínuo. Um exemplo de um diagrama CCT elaborado pelo Centro de Pesquisa da Usiminas para um aço X70 laminado a quente é exibido na figura 3.17⁽³²⁾.

Os diagramas CCT, usualmente, eram elaborados sem aplicação de deformação da austenita recristalizada. Com a necessidade de serem mais bem entendidos os efeitos dos fenômenos envolvidos na laminação sobre a microestrutura dos aços, diagramas CCT podem ser construídos considerando a aplicação de deformações na austenita, equivalentes àquelas aplicadas durante a etapa de laminação de acabamento.

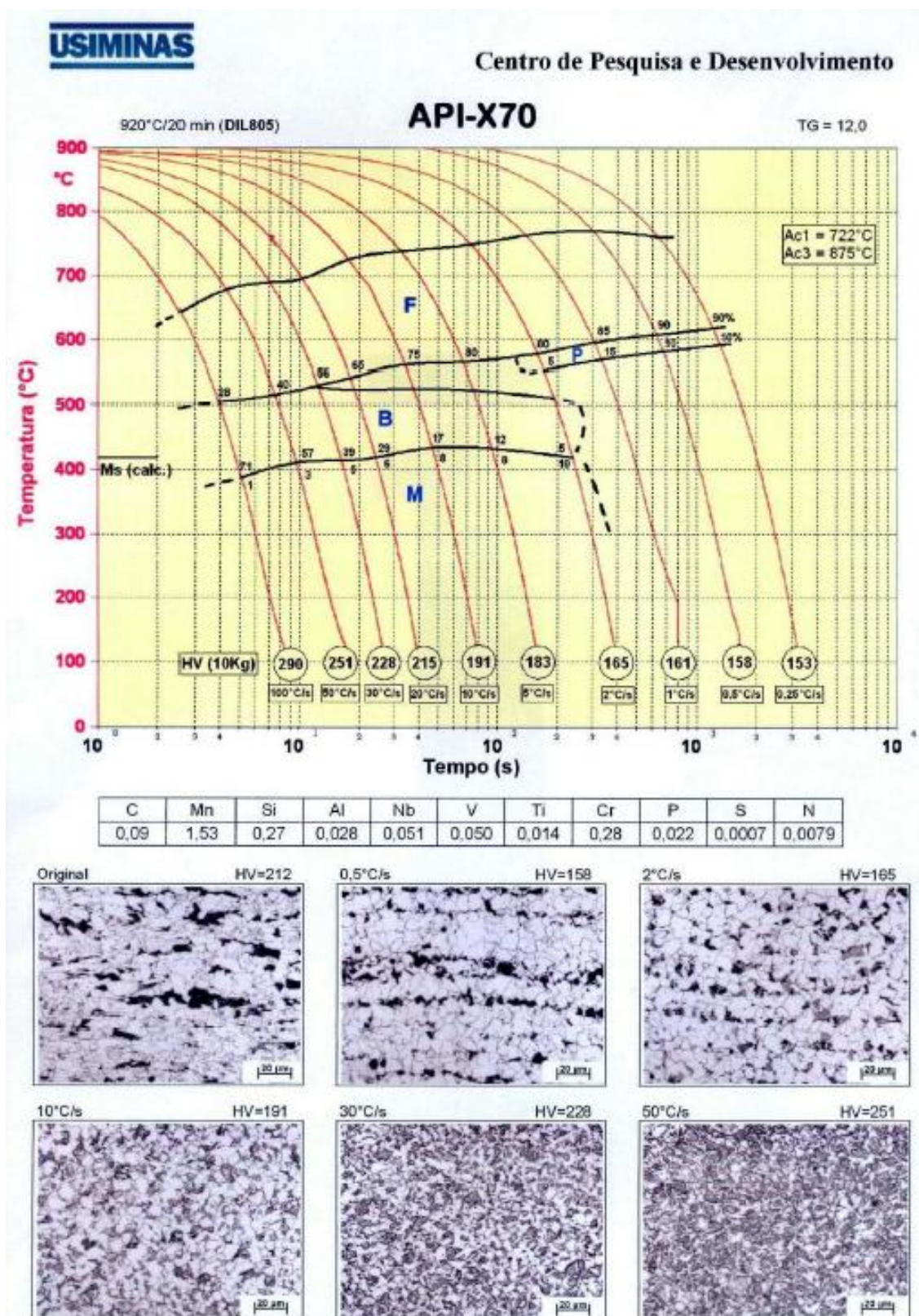


Figura 3.17 – Diagrama CCT elaborado para bobina laminada a quente no grau X70. As fotomicrografias das microestruturas obtidas para seis taxas de resfriamento distintas são apresentadas. Estado de deformação da austenita não simulado⁽³²⁾.

4. METODOLOGIA

4.1 – Material utilizado

O material utilizado no estudo foi um aço do tipo baixo carbono, alto manganês e alto nióbio, adequado à obtenção de Limite de escoamento (LE) acima de 485 MPa, correspondendo ao valor mínimo especificado para tubo do grau X70 da especificação API 5L.

Duas corridas de aço líquido foram produzidas em escala industrial, pela Usiminas, na Aciaria N° 2 da Usina de Ipatinga. O aço foi elaborado em fornos básicos a oxigênio (Convertedores LD). Após o refino primário e da desoxidação com silício e alumínio, o aço recebeu a adição dos ferro-ligas planejados e foi dessulfurado em uma instalação de forno-panela, com aquecimento por indução elétrica. Após terem sido concluídas as etapas de dessulfuração, e de terem sido feitas pequenas adições de ajuste nos teores dos elementos químicos planejados, as corridas receberam a adição de cálcio-silício, para que as inclusões remanescentes pudessem assumir um formato globular. As composições químicas resultantes das análises de panela das duas corridas utilizadas neste estudo e os limites propostos para o experimento são apresentadas na tabela 4.1.

O aço líquido foi solidificado na Máquina de Lingotamento Contínuo N° 1, que é constituída por dois veios do tipo vertical-curvo. As placas foram obtidas com espessura nominal igual a 252 mm. A largura obtida das placas foi igual a 1474 mm. As placas receberam corte primário, ainda, na máquina de lingotamento, para serem obtidos comprimentos máximos de 6100 mm. Para a composição do experimento foram tomadas, aleatoriamente, seis placas de cada uma das corridas, sendo laminada uma bobina a partir de cada placa cortada. A identificação dos produtos, objeto deste estudo, associadas às identificações das placas e corridas que lhe deram origem, são apresentadas na tabela 4.2.

Tabela 4.1 – Limites de aceitação para a composição química proposta e resultados obtidos na análise de panela das corridas utilizadas (% em peso)

Elemento	Teores visados	Corrida L	Corrida M
C	0,04 a 0,07	0,06	0,06
Mn	1,45 a 1,60	1,45	1,47
Si	0,20 a 0,30	0,25	0,26
P	≤ 0,022	0,018	0,018
S	≤ 0,004	0,002	0,002
Al	0,020 a 0,040	0,038	0,037
Nb	0,080 a 0,095	0,084	0,090
V	-	0,005	0,005
Ti	0,010 a 0,020	0,013	0,013
Nb + V + Ti	≤ 0,150	0,102	0,108
Cu	-	0,02	0,02
Ni	-	0,02	0,02
Cr	0,20 a 0,30	0,24	0,24
Mo	-	0,00	0,00
N	≤ 0,0080	0,0041	0,0039
B	≤ 0,0005	0,0002	0,0002
Ceq(IIW) ⁽¹⁾	≤ 0,40	0,35	0,36
Ceq(Pcm) ⁽¹⁾	≤ 0,20	0,16	0,16

(1) Fórmulas de Carbono Equivalente:

$$Ceq(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \left(\frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \left(\frac{Cu + Ni}{15} \right)$$

$$Ceq(Pcm) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

Tabela 4.2 – Identificação das bobinas utilizadas no estudo com sua rastreabilidade em relação à corrida e placa das quais foram laminadas

Placa	Corrida L	Corrida M
22	L1	M1
23	L2	M2
24	L3	M3
26	-	M4
27	L4	M5
28	-	M6
29	L5	-
30	L6	-
Total	6	6

4.2 Planejamento e execução do experimento

4.2.1 Reaquecimento das placas

As doze placas selecionadas para a realização do experimento, após terem sido aceitas pelo setor de inspeção superficial e dimensional, foram enviadas para a Linha de Laminação de Tiras a Quente, da Usina de Ipatinga, a fim de serem laminadas em tiras nas dimensões nominais de 9,50 mm de espessura e de 1464 mm de largura.

As placas foram enforadas a frio em fornos de reaquecimento com vigas caminhantes para serem aquecidas até uma temperatura superior 1200°C, por um tempo total superior a 180 minutos, conforme padrão industrial aplicado para aços ARBL. As temperaturas de desenformamento indicam a temperatura de completo encharque da austenita e foram obtidas por modelamento térmico de controle de processo dos fornos. O valor é válido como sendo a temperatura média ao longo de uma seção transversal, no centro da largura e ao longo da espessura da placa. As temperaturas de desenformamento variaram entre 1207 e 1236°C, enquanto os tempos de permanência das placas, dentro dos fornos, variaram entre 186 e 306 minutos, conforme valores apresentados na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Temperaturas de desenformamento e tempos de permanência das placas

Bobina	Temperatura (°C)	Tempo (min)
L1	1215	207
L2	1207	186
L3	1236	302
L4	1233	305
L5	1232	302
L6	1221	191
M1	1229	191
M2	1211	206
M3	1207	187
M4	1217	210
M5	1210	186
M6	1234	307

As temperaturas para que ocorra a solubilização dos precipitados de nióbio, conforme calculadas pelas equações 3.2 e 3.3, respectivamente, são apresentadas na tabela 4.4. Tais temperaturas consideram que cerca de 95% da quantidade adicionada do microligante tenha sido alcançada.

Tabela 4.4- Temperaturas calculadas para solubilização dos precipitados de Nb

Corrida	T _s (°C)	T _s (°C)
	Equação 3.2	Equação 3.3
L	1220	1212
M	1230	1222

4.2.2 Laminação de desbaste e laminação de acabamento

As placas foram laminadas em dois conjuntos de laminadores, sendo o primeiro conjunto composto pelos dois laminadores reversíveis e o segundo conjunto composto pelas seis cadeiras do trem acabador. A primeira etapa, designada como de “laminação

de desbaste” da placa, foi realizada até a obtenção do esboço do produto laminado, com espessura planejada de 34 mm. Nesta etapa, pretendia-se que o fenômeno de recristalização estática ocorresse, levando à obtenção de tamanho de grão austenítico menor que aquele existente ao início do processo de laminação. Os resultados relativos à laminação de desbaste são apresentados na tabela 4.5.

Tabela 4.5- Temperatura após término na fase de laminação de desbaste, espessuras inicial e final e quantidade de deformação no desbaste

Bobina	Temperatura final (°C)	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Redução (%)
L1	1032	240	33	86
L2	1010	240	33	86
L3	1088	238	34	86
L4	1051	240	34	86
L5	1043	252	34	87
L6	1039	248	33	87
M1	1057	238	33	86
M2	1050	252	33	87
M3	1036	247	33	87
M4	1055	242	33	86
M5	1024	238	33	86
M6	1064	235	34	86

A etapa final de laminação, denominada como de “acabamento” da tira, foi realizada com a utilização das cinco primeiras cadeiras do Trem Acabador, até ser alcançada a espessura final do produto, neste caso, 9,55 mm, medida ao meio da largura da tira, devido ao acréscimo decorrente do efeito do coroamento da tira. Como os esboços possuíam espessuras iguais a 33 e 34 mm, uma quantidade total de deformação igual a 72%, aproximadamente, foi alcançada. A laminação de acabamento foi realizada abaixo da temperatura de não recristalização estática da austenita, considerando o valor estimado igual a 1060°C, para um aço de concepção HTP^(9,12). A temperatura de entrada

no Trem Acabador é o valor médio da temperatura da placa nos últimos 6 metros de comprimento do esboço. Logo após a laminação, foram realizadas medições contínuas da temperatura e da espessura finais, ao longo do comprimento de cada tira. Os valores de temperaturas resultantes foram considerados como sendo a “temperatura de acabamento” e são apresentados na tabela 4.6.

Tabela 4.6- Temperaturas de entrada e final e deformação aplicada na fase de laminação de acabamento

Bobina	Temperatura de entrada (°C)	T _{acab} (°C)	Redução (%)
L1	1028	873	71
L2	1002	883	71
L3	1058	800	72
L4	1044	893	72
L5	1027	828	72
L6	1017	803	71
M1	1041	867	71
M2	1036	882	71
M3	1021	870	72
M4	1033	901	71
M5	1016	877	71
M6	1040	886	72

Logo após o término da laminação, as tiras foram resfriadas por um sistema de resfriamento com cortinas d’água, instalado na mesa de rolos situada entre o trem acabador e as duas bobinadeiras disponíveis na linha. O sistema de resfriamento é constituído por 14 bancos superiores e outros 14 inferiores em relação à superfície da tira. Terminado o resfriamento forçado com água, foi realizada a medição da temperatura por pirômetro situado após o último banco de resfriamento e a primeira bobinadeira. Este valor de temperatura é denominado como “temperatura de bobinamento” e permitiu inferir, comparativamente, que taxa de resfriamento foi

aplicada, conforme diagrama CCT da figura 3.17. A distância entre os pirômetros de medição das temperaturas de acabamento e de bobinamento é igual a 95,07 metros. As velocidades de passagem da tira pelo sistema de resfriamento variaram enormemente em decorrência das diferentes temperaturas de acabamento e bobinamento propostas para este estudo, conforme apresentadas na tabela 4.8. Os valores das temperaturas de bobinamento atribuídos para a posição de amostragem para ensaios mecânicos da tira encontram-se na tabela 4.7, assim como, os valores de velocidade de cada tira e as estimativas das taxas de resfriamento (TR) aplicadas em cada bobina. Os valores da velocidade angular foram obtidos do gráfico de velocidade da cadeira de laminação F5, exatamente no ponto correspondente à posição em que a amostra foi coletada, e convertidos para valores de velocidade linear da tira.

Tabela 4.7- Temperatura de bobinamento, velocidade e taxa de resfriamento da tira

Bobina	T_{bobin} (°C)	Velocidade da tira (m/s)	TR (°C/s)
L1	582	185,9	9,5
L2	547	198	11,7
L3	625	122,5	3,8
L4	622	186,8	8,9
L5	549	143,9	7,0
L6	590	98,9	3,7
M1	619	168,5	7,3
M2	580	183,7	9,7
M3	560	185,9	10,1
M4	582	194,9	10,9
M5	566	167,3	9,1
M6	619	204,3	9,6

As variáveis “temperatura de acabamento” (T_{acab}) e “temperatura de bobinamento” (T_{bobin}), medidas na tira laminada a quente foram escolhidas para este estudo, a fim se serem investigados seus efeitos sobre as propriedades de resistência mecânica e de tenacidade do produto, conforme medidas nos testes de tração e de

impacto Charpy, respectivamente. Estas variáveis permitem, então, estimar o condicionamento da austenita, respectivamente, ao término da deformação a quente e do resfriamento acelerado na mesa de saída da linha de laminação a quente, a partir das características da microestrutura decorrentes da transformação.

Inicialmente, havia sido planejada a fixação de cada uma destas variáveis em dois níveis distintos, conforme tabela 4.8. Entretanto, tal parametrização resultou em uma dispersão de valores ao longo de uma distribuição com baixa aderência aos níveis propostos. A figura 4.1 apresenta as distribuições das temperaturas de acabamento e de bobinamento obtidas em cada bobina. Os valores “ T_{acab} ” e “ T_{bobin} ” foram assinalados como sendo as temperaturas coletadas a partir dos registros gráficos gerados pelos pirômetros utilizados no controle do processo de laminação da linha de Tiras a Quente da Usiminas. Verifica-se que houve uma maior quantidade de bobinas cujos resultados de T_{acab} e T_{bobin} se aproximaram mais da condição C1, como consequência das dificuldades encontradas pelo sistema de controle da linha de laminação em satisfazer às condições propostas.

Tabela 4.8 – Distribuição das bobinas com as condições de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento originalmente planejadas para o experimento

Condição	T_{acab} (°C)	T_{bobin} (°C)	Bobinas
C1	880	600	L1, L4, M1, M2, M6
C2	880	550	L2, M3, M4, M5
C3	840	600	L3, L6
C4	840	550	L5

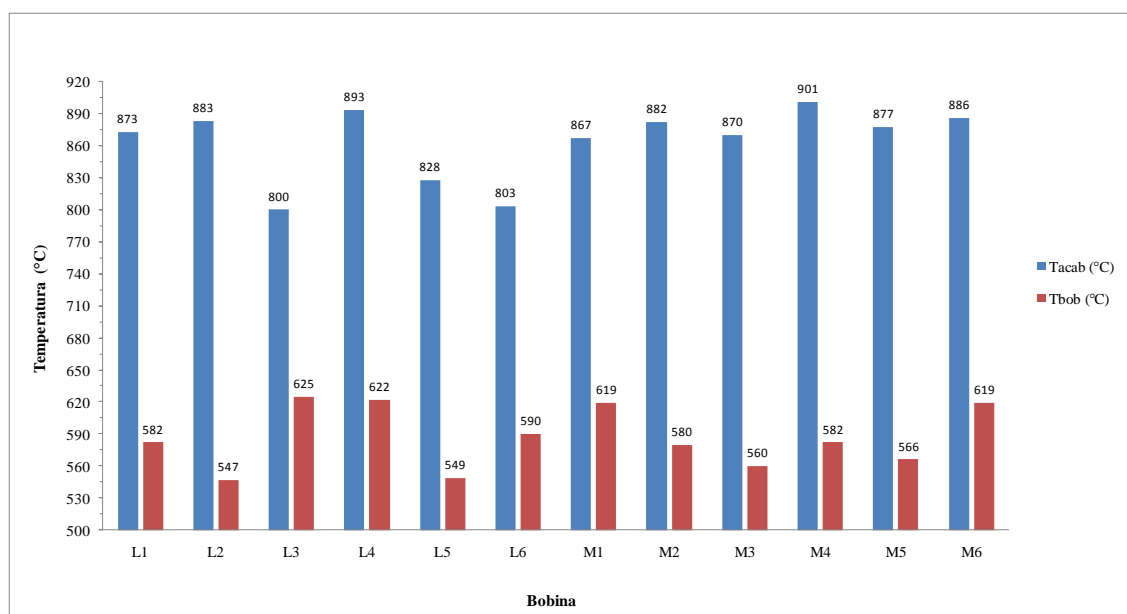


Figura 4.1 – Valores das temperaturas de acabamento (T_{acab}) e de bobinamento (T_{bobin}) obtidos em cada uma das bobinas

Dessa maneira, a influência da variação dos valores das temperaturas de acabamento e de bobinamento sobre os aspectos microestruturais do aço pode ser avaliada dentro de intervalos de variação comuns para o processamento de aços ARBL. As correlações possíveis com as propriedades mecânicas obtidas, medidas através dos valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência máxima (LR), alongamento (ALO) e relação elástica (LE/LR) obtidos por ensaios de tração em corpos de prova com eixo transversal à direção de laminação das tiras. Testes de Impacto Charpy foram realizados em corpos de prova usinados com o entalhe do tipo V-2 mm voltado para a direção transversal à de laminação, a fim de serem conhecidos os valores de energia absorvida a várias temperaturas estabelecidas, de forma a poder ser estimada uma temperatura de transição para valores de alta e baixa energias absorvidas.

4.3 Planejamento e execução dos testes e análises

4.3.1 Amostragem dos produtos e preparação dos corpos-de-prova

Uma amostra foi cortada na extremidade externa de cada uma das bobinas. Esta região corresponde à base da laminação da tira. A fim de serem bloqueadas as influências relativas às condições do resfriamento secundário da tira e aos desvios existentes em relação à temperatura de bobinamento nesta região, as amostras foram coletadas a uma

distância mínima de seis metros da ponta externa da tira. As dimensões das amostras foram iguais a um metro de comprimento pela largura da tira.

4.3.2 Análise metalográfica do material

A caracterização microestrutural do aço foi realizada por análises metalográficas, no Centro de Tecnologia Usiminas (CTU), em Ipatinga, em corpos-de-prova retirados da posição equivalente a $\frac{1}{4}$ da largura da tira. Os equipamentos utilizados foram o microscópio ótico (MO) Zeiss, modelo Axio Imager A1M, e o microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss, modelo EVO-50. Essa investigação permitiu:

- a) determinar tipo, classificação e distribuição das inclusões presentes nas amostras, conforme estabelecido pela carta-padrão I da norma ASTM E45⁽³³⁾;
- b) medir o tamanho de grão ferrítico das amostras. A medição foi realizada a $\frac{1}{4}$ da espessura das amostras, pelo método dos interceptos, conforme descrito pela prática recomendada pela ASTM E112⁽³⁴⁾;
- c) identificar os constituintes microestruturais presentes e sua fração volumétrica. Para a identificação dos constituintes, as amostras foram submetidas a ataque químico com nital 4% e metabissulfito de sódio. A determinação das frações volumétricas dos constituintes da amostras foi realizada utilizando o analisador de imagens Quantimet em 20 campos ao longo de sua espessura.

4.3.3 Teste de tração

A determinação da resistência mecânica do aço foi determinada pela realização de testes de tração, orientados na direção transversal à direção de laminação das tiras. Uma máquina de tração Zwick, modelo Z600E, com capacidade de 600 kN, foi utilizada. Foram utilizados corpos-de-prova (CP) retirados da posição correspondente ao meio da largura das bobinas, conforme requerimento da API 5L. Os CPs, com seção retangular, foram usinados com base de medida igual a 50,8 mm e largura da região de fratura igual a 38,1 mm. A tensão de escoamento foi determinada, com uso de um extensômetro automático, como sendo aquela correspondente à carga obtida para 0,5% de deformação do CP. As condições do ensaio cumpriram com as determinações da especificação ASTM A370⁽³⁵⁾. Os resultados de LE, LR, ALO e LE/LR foram obtidos pela média aritmética dos valores encontrados em 3 CPs testados em cada amostra.

4.3.4 Teste de impacto Charpy

Os testes de tenacidade na direção transversal à direção de laminação das tiras foram realizados, com a utilização de corpo-de-prova (CP) retirado na posição correspondente a $\frac{1}{4}$ da largura das bobinas, conforme requerimento da API 5L. Os CPs foram usinados para redução da espessura até 7,5 mm, conforme regra de obtenção do tamanho padrão de CP *subsize*. As condições de preparação dos CPs e de execução dos testes cumpriram com os requerimentos dados na especificação ASTM A370. Os testes foram realizados às temperaturas de -20, -40, -60 e -80°C, em uma máquina Zwick, modelo RPK450, com capacidade de 450 J. Os valores de energia absorvida foram calculados pela média aritmética dos valores encontrados em dois conjuntos de ensaio, sendo que cada conjunto foi composto por 3 CPs.

4.3.5 Teste de dureza

Testes de dureza Vickers foram realizados em CPs preparados conforme norma ASTM E92⁽³⁶⁾. As medições de dureza foram realizadas com carga de 10 kgf (HV₁₀) em três posições sobre a face da espessura do CP, a uma distância de cerca de 1 mm a partir da superfície da tira. O valor de dureza resultante para cada bobina foi calculado pela média dos valores médios de cada CP. O procedimento de medição da dureza foi realizado por um durômetro de marca Wilson-Wolpert, modelo S8-300, com capacidade de 50 kgf.

Uma verificação adicional da dureza foi realizada no CTU. Essa medição de dureza, em escala Vickers, foi realizada ao longo da espessura do produto, com a aplicação de carga igual a 1 kgf. Um durômetro LECO, modelo V-100-C2 foi utilizado. As impressões de dureza foram espaçadas de 1 mm entre si, aproximadamente, a uma distância maior que 1 mm das bordas das amostras, correspondentes às duas maiores superfícies da tira.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

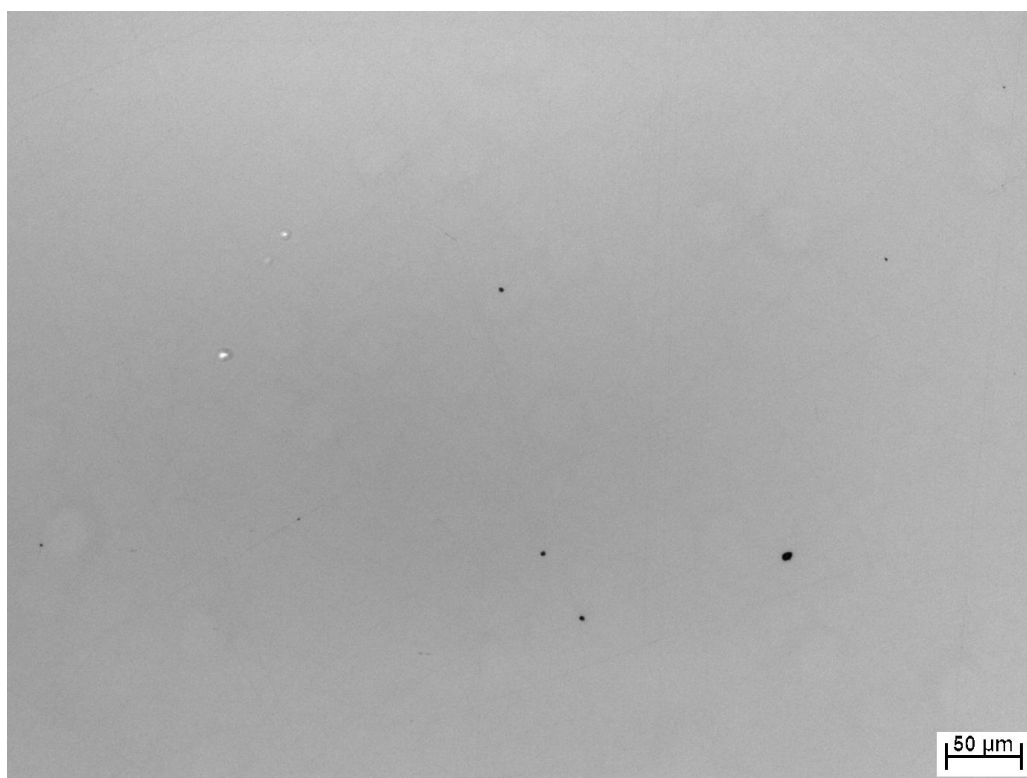
5.2.1 Análises metalográficas

a) Análise de inclusões não metálicas

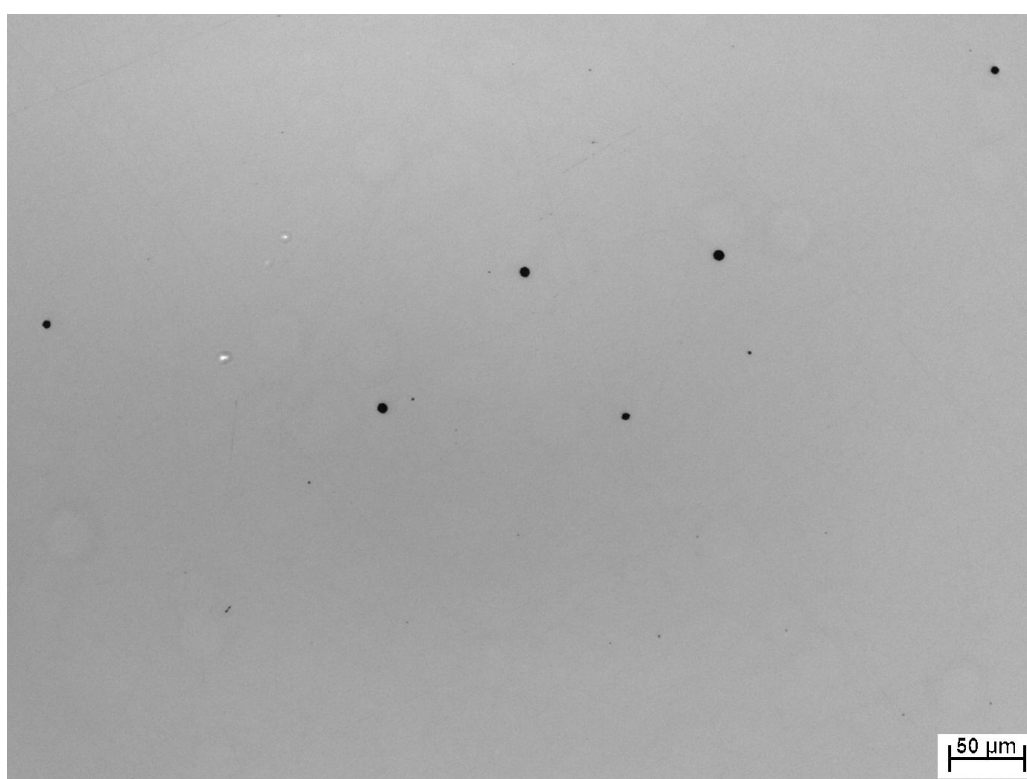
A classificação da intensidade e da distribuição dos diferentes tipos de inclusões não metálicas presentes no aço, segundo a carta-padrão I da norma ASTM E45, é apresentada na tabela 5.1. Verificou-se que o nível de limpidez foi considerado como apropriado para aços com requisitos de elevada tenacidade, tendo em vista que a pior classificação para a presença de inclusões de sulfetos alongados foi igual a 1,5. A predominância de óxidos globulares com classificação entre 1,5 e 2,0 reflete a condição de tratamento de globulização das inclusões mediante adição de cálcio, ao final do processo de refino secundário do aço. Os campos visuais típicos das inclusões percebidas ao microscópio ótico, com aumento de 200X, são mostrados na figura 5.1. Ainda que a classificação seja feita com ampliação de 100X, a fotografia não apresenta resolução suficiente para indicar a presença de sulfetos alongados.

Tabela 5.1 – Classificação das inclusões não metálicas conforme carta padrão I da ASTM E45

BQ	Sulfeto	Alumina	Silicato	Óxidos globulares
L1	1,0F	1,0F	-	1,5F
L2	1,0F	0,5F	-	1,5F
L3	0,5F	0,5F	-	1,0F
L4	1,0F	1,0F	-	1,5F
L5	0,5F	1,5F	-	1,5F
L6	0,5F	-	-	1,5F
M1	0,5F	0,5F	-	1,5F
M2	0,5F	1,0F	-	2,0F
M3	1,5F	-	-	1,5F
M4	0,5F	0,5F	-	1,5F
M5	-	-	-	1,5F
M6	0,5F	-	-	1,5F



(a)



(b)

Figura 5.1 – Aspecto das inclusões não metálicas em amostra coletada da bobina M4 nas posições de $\frac{1}{4}$ (a) e centro (b) da espessura da tira, com ampliação de 200X, MO, sem ataque

b) Tamanho de grão ferrítico e constituintes microestruturais

O tamanho médio do grão ferrítico (TGF) e as proporções dos constituintes microestruturais medidos pelos métodos de avaliação utilizados são apresentados na tabela 5.2. Os valores médios de TGF variaram entre 3,9 ($\pm 0,4$) μm a 5,3 ($\pm 0,6$) μm , medidos a uma profundidade de $\frac{1}{4}$ da espessura da tira. A microestrutura das amostras é constituída por uma matriz ferrítica, altamente predominante, com partículas de segunda fase, melhor caracterizadas como perlita com aspecto degenerado. A fração volumétrica de ferrita variou entre 90,52 ($\pm 0,68$)% a 95,32 ($\pm 0,75$)%. O baixo desvio padrão verificado nessa medição demonstra a elevada homogeneidade nos tamanhos dos grãos, como constatada pela pequena diferença entre o maior e menor valores de TGF. Metade das amostras exibiu martensita e/ou martensita-austenita (MA) no centro da espessura do produto, como resultado da maior segregação de solutos com capacidade para aumentar a temperabilidade do aço, nesta região, como C e Mn, por exemplo.

Tabela 5.2 – Resultados da avaliação do TGF e dos constituintes microestruturais

BQ	TGF (μm)	Ferrita (%)	Perlita (%)	Outros constituintes
L1	5,2 \pm 0,7	93,8 \pm 0,87	6,2 \pm 0,87	MA e/ou martensita no centro da espessura
L2	4,4 \pm 0,5	90,5 \pm 0,68	9,5 \pm 0,68	MA e/ou martensita no centro da espessura
L3	4,7 \pm 0,5	90,9 \pm 0,53	9,1 \pm 0,53	
L4	4,7 \pm 0,4	91,8 \pm 1,16	8,2 \pm 1,16	
L5	5,3 \pm 0,6	93,0 \pm 0,72	7,0 \pm 0,72	
L6	4,4 \pm 0,3	91,5 \pm 0,52	8,5 \pm 0,52	MA e/ou martensita no centro da espessura
M1	4,2 \pm 0,4	94,9 \pm 0,56	5,1 \pm 0,56	
M2	3,9 \pm 0,4	93,9 \pm 0,50	6,1 \pm 0,50	MA e/ou martensita no centro da espessura
M3	4,6 \pm 0,5	91,4 \pm 0,94	8,6 \pm 0,94	MA e/ou martensita no centro da espessura
M4	4,7 \pm 0,4	95,3 \pm 0,75	4,7 \pm 0,75	
M5	4,7 \pm 0,5	93,1 \pm 0,74	6,9 \pm 0,74	MA e/ou martensita no centro da espessura
M6	4,4 \pm 0,4	95,2 \pm 0,57	4,8 \pm 0,57	

As figuras 5.2 e 5.3 apresentam as microestruturas, vistas ao MO, com ampliações de 500X e 1000X, das amostras provenientes das bobinas M2 e L5. Estas bobinas são aquelas que exibiram o menor e o maior valor médio de TGF, respectivamente. As micrografias do centro da espessura da amostra da bobina M2 permitem constatar a existência de alinhamento de constituintes de segunda fase nesta região. Atacadas com metabissulfito de sódio, elas revelaram ser constituídas de martensita ou MA, conforme exibidas pela figura 5.4. Entretanto, medições de dureza, em nove posições ao longo da espessura desta amostra, não evidenciaram qualquer alteração como consequência da presença deste tipo de segunda fase, conforme mostrado na figura 5.5.

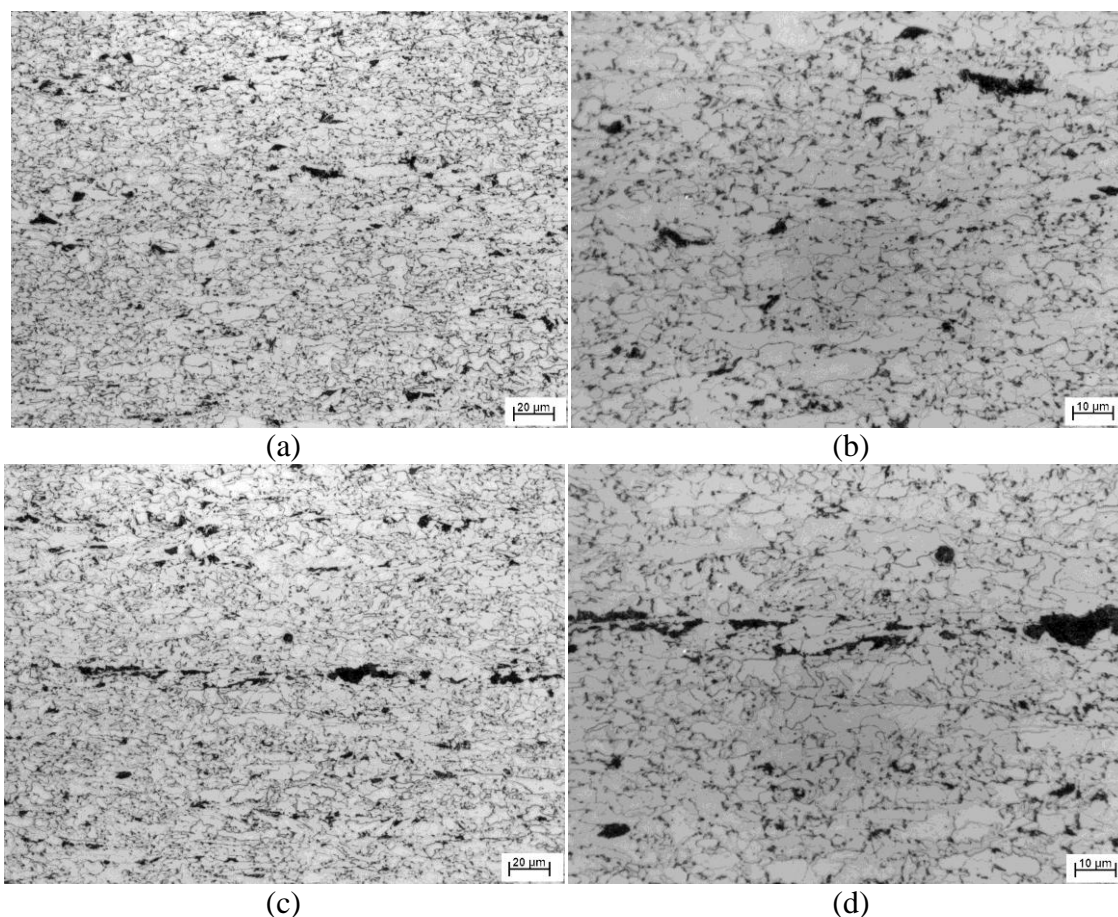


Figura 5.2 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina M2 nas posições de $\frac{1}{4}$ da espessura, com ampliações de 500X (a) e 1000X (b), e no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (c) e 1000X (d), MO, ataque com Nital a 4%

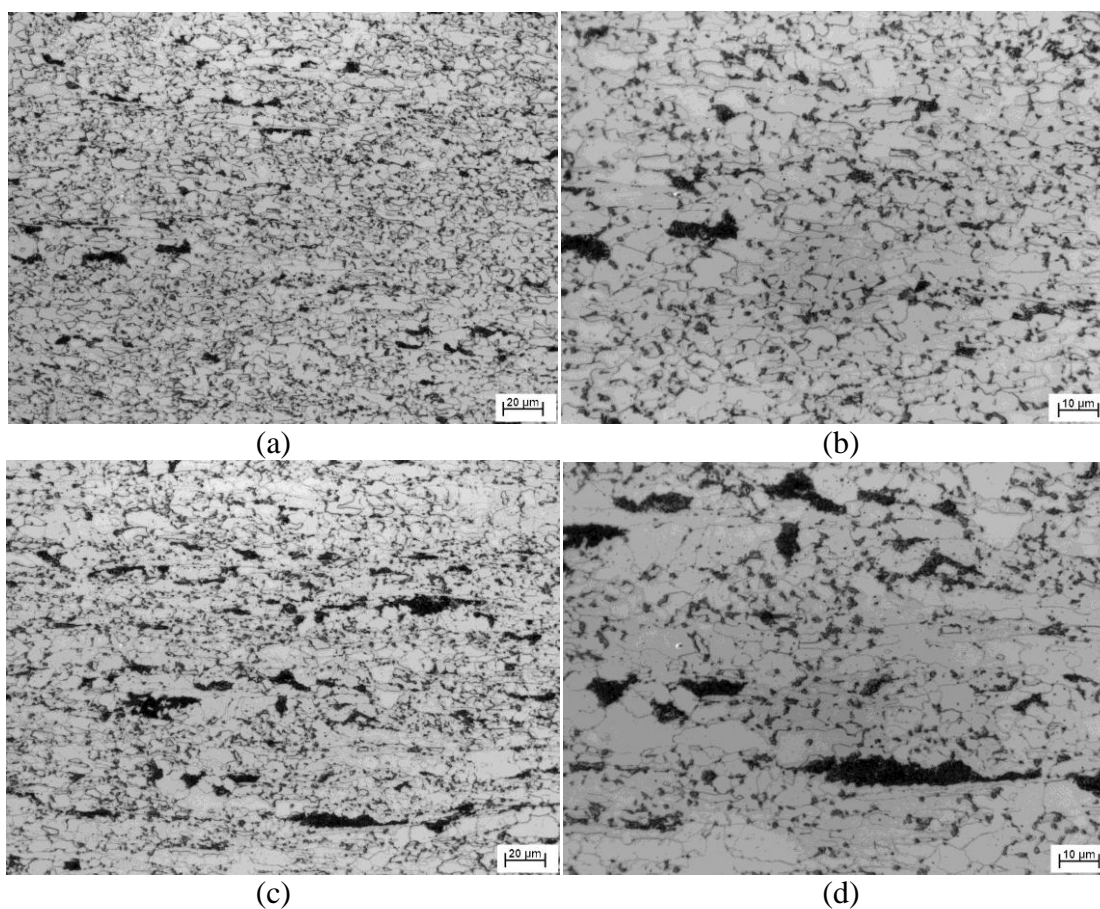


Figura 5.3 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina L5 nas posições de $\frac{1}{4}$ da espessura, com ampliações de 500X (a) e 1000X (b), e no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (c) e 1000X (d), MO, ataque com Nital a 4%

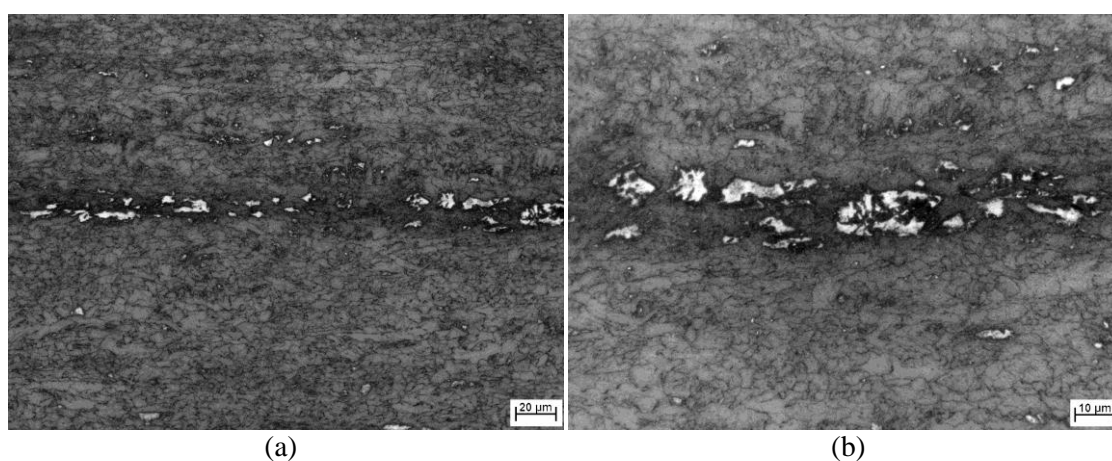


Figura 5.4 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina M2 no centro da espessura da tira, com ampliações de 500X (a) e 1000X (b), MO, ataque com metabissulfito de sódio

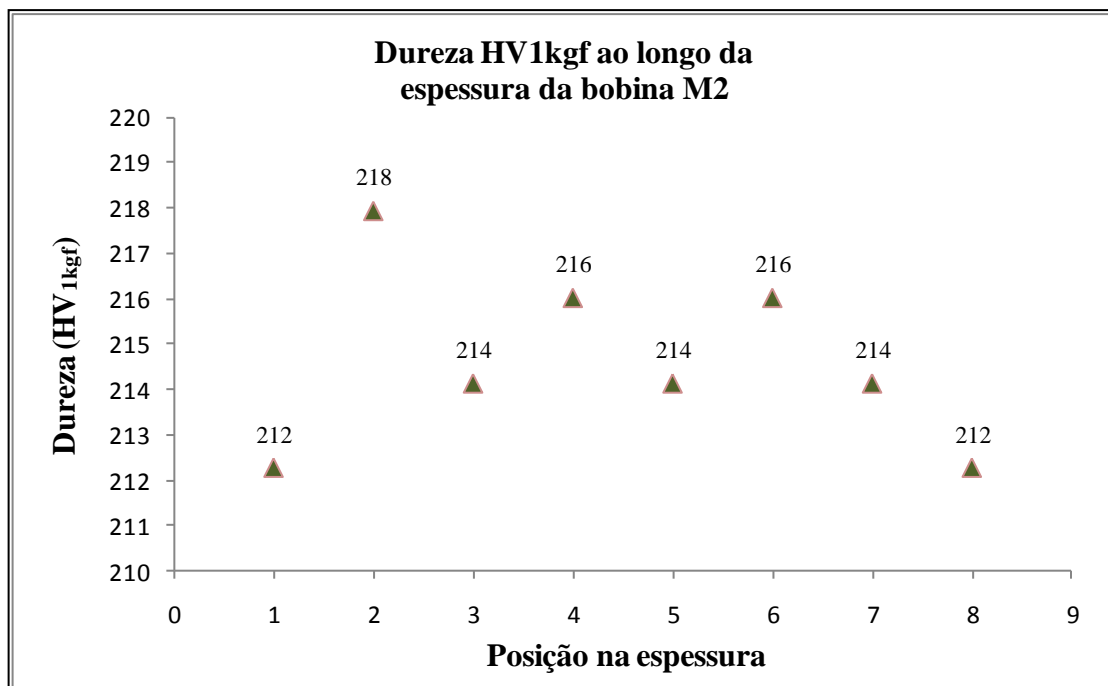
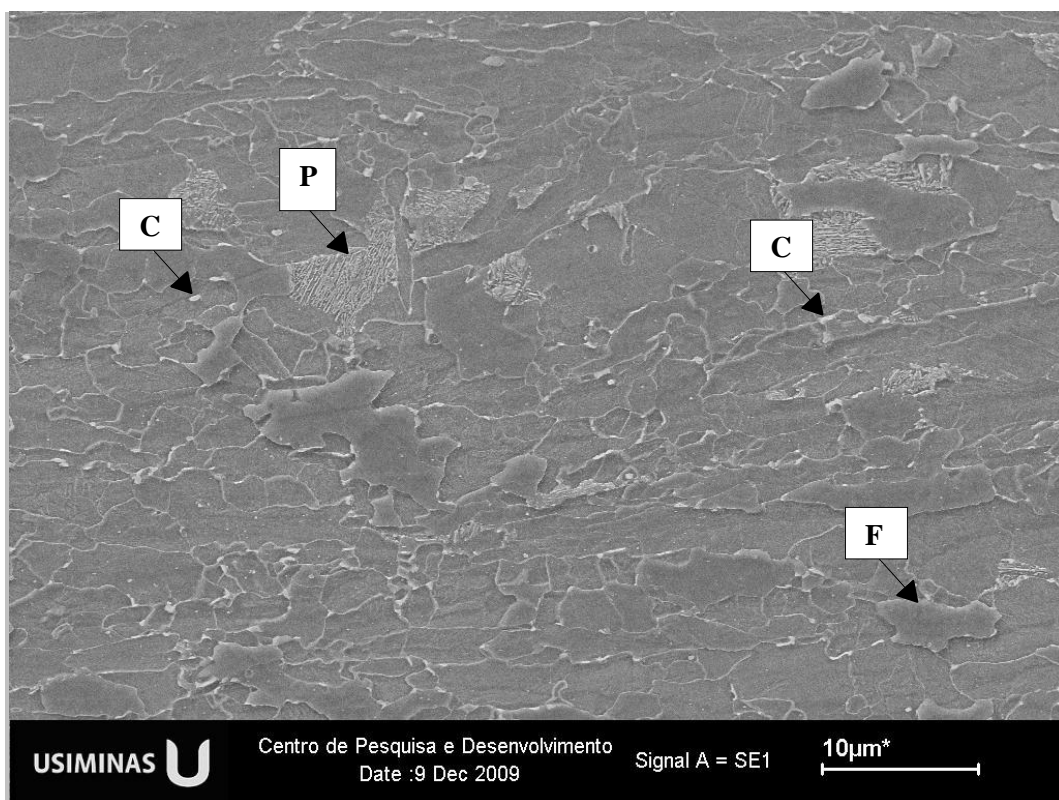
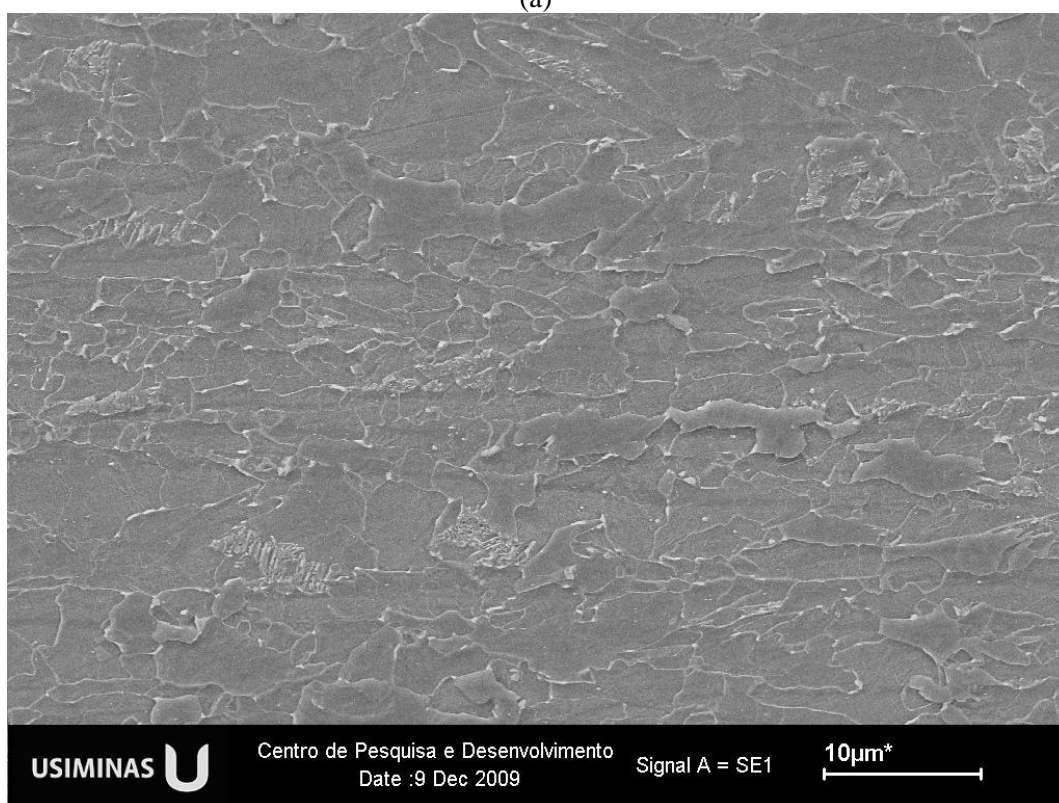


Figura 5.5 – Evolução da microdureza ao longo de nove posições na espessura da amostra da bobina M2; posição 5 representando o centro da espessura da tira

As figuras 5.6 e 5.7 apresentam detalhes dos constituintes identificados nas microestruturas das bobinas M2 e L5, como registrados a partir de microscopia eletrônica de varredura (MEV). São mostrados campos a $\frac{1}{4}$ da espessura e ao centro, com ampliações de 5000X, para melhor caracterização dos constituintes.

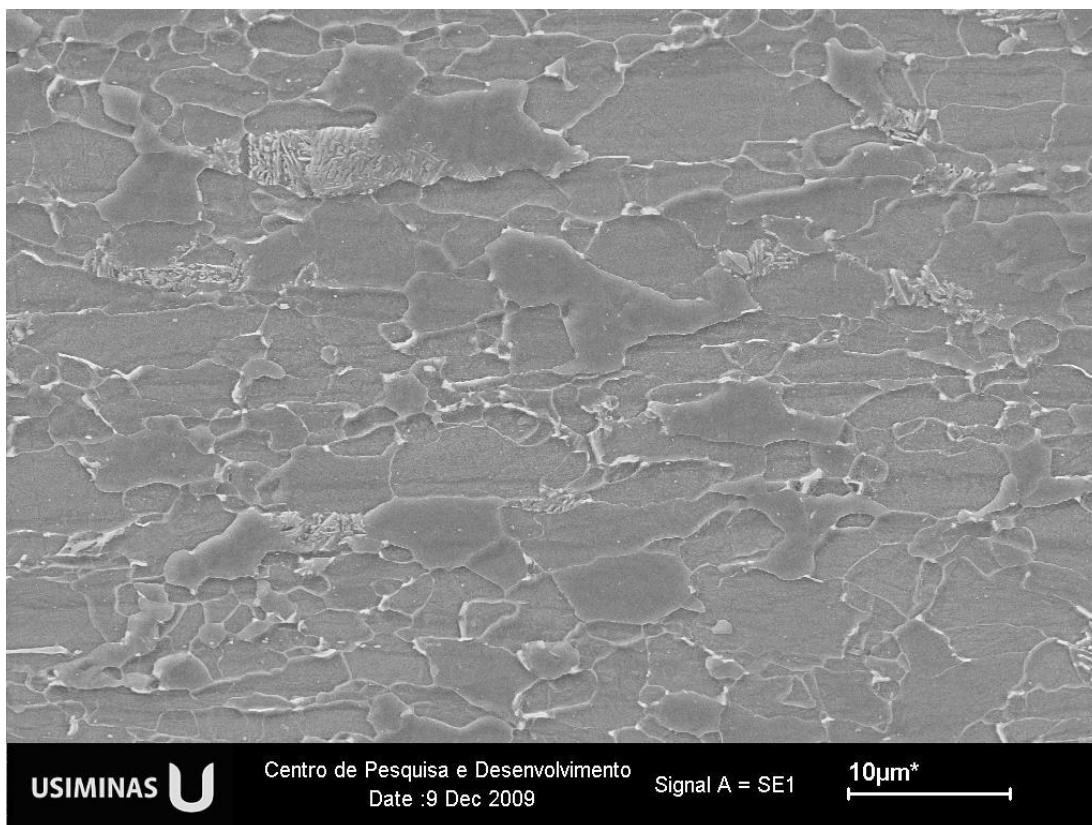


(a)

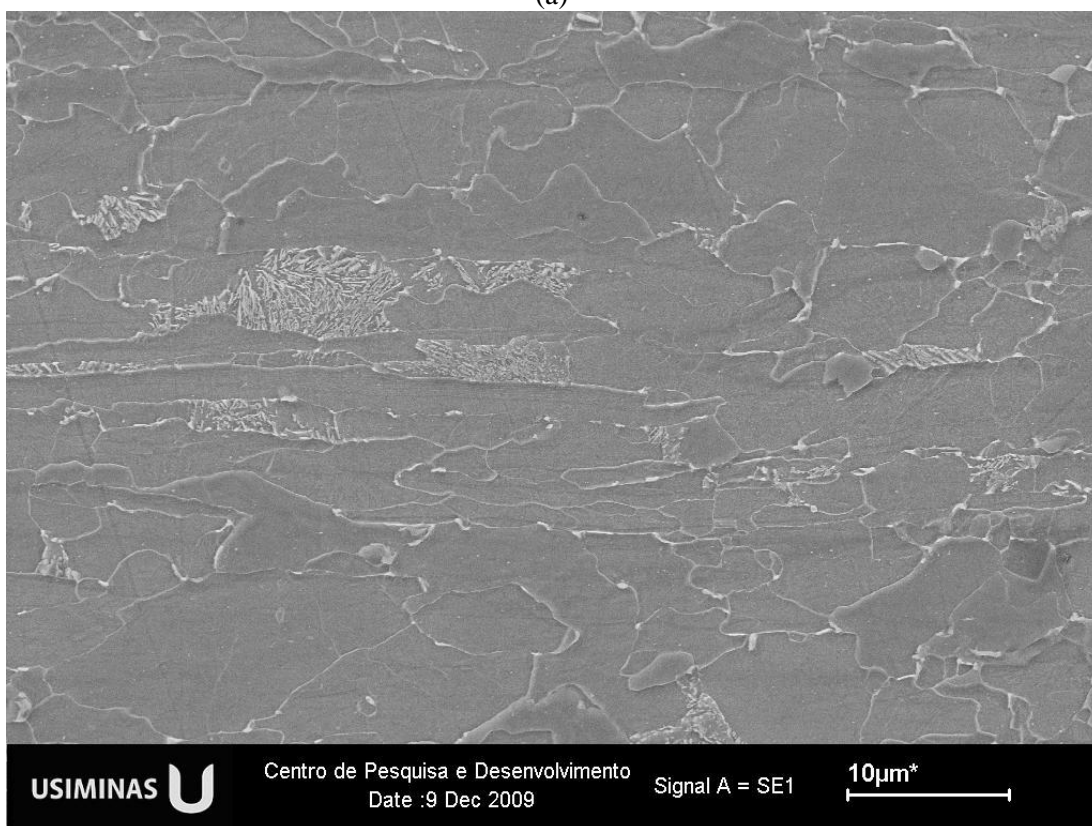


(b)

Figura 5.6 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina M2, a $\frac{1}{4}$ da espessura (a), e no centro da espessura (b) da tira, com ampliações de 5000X, MEV, sendo indicados os constituintes ferrita (F), perlita (P) e carbonetos (C) em (a)



(a)



(b)

Figura 5.7 – Aspecto da microestrutura da amostra coletada da bobina L5, a $\frac{1}{4}$ da espessura (a), e no centro da espessura (b) da tira, com ampliações de 5000X, MEV

5.2.2 Testes de tração

Os resultados dos testes de tração, realizados à temperatura ambiente, em CPs preparados com eixo na direção transversal à direção de laminação das tiras estão apresentados na tabela 5.3. Os resultados de LE, LR, ALO e LE/LR são os valores médios obtidos de três CPs testados de cada bobina. Os valores das temperaturas de acabamento e de bobinamento da região de amostragem são, também, apresentados.

Tabela 5.3 – Resultados dos testes de tração transversal

BQ	T _{acab} (°C)	T _{bobin} (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	ALO (%)	LE/LR (%)
L1	873	582	595	681	34	87
L2	883	547	595	683	34	87
L3	800	625	622	673	24	92
L4	893	622	608	673	35	90
L5	828	549	559	653	36	86
L6	803	590	558	606	37	92
M1	867	619	608	677	36	90
M2	882	580	597	684	37	87
M3	870	560	583	655	35	89
M4	901	582	580	670	35	87
M5	877	566	595	664	36	90
M6	886	619	578	661	36	87

Os resultados dos testes de tração podem ser considerados mais que satisfatórios para cumprimento aos requisitos da API 5L, para o produto de nível de especificação 2 (PSL2), em um tubo com espessura nominal de parede igual a 9,50 mm, conforme verifica-se na tabela 5.4. Os valores de LE e ALO na tira devem prover uma margem de segurança suficiente para que as propriedades mecânicas no tubo estejam acima dos valores mínimos especificados, considerando os efeitos Bauschinger, no valor de LE, e do encruamento, no valor do alongamento total⁽³⁸⁾. Dessa maneira, dependendo da microestrutura e do grau de resistência do aço, das dimensões do tubo e de aspectos relacionados ao processo de fabricação do tubo, é usual que se requeira um

acréscimo entre 15 e 40 MPa e de 5% nos valores mínimos especificados de LE e ALO, respectivamente. Os valores mínimos e máximos de LE variaram entre 558 e 622 MPa, enquanto os de ALO variaram entre 24 e 37%. Estes resultados foram obtidos nas bobinas L3 e L6, que são da mesma corrida e apresentaram as menores temperaturas de acabamento estudadas.

Tabela 5.4 – Especificação para os resultados do teste de tração transversal para atendimento ao grau X70, em produto com 9,5 mm de espessura⁽²⁾

Produto	LE (MPa)	LR (MPa)	ALO ₅₀ (%)	LE/LR (%)
Tubo	485 a 635	570 a 760	≥ 21	≤ 93

5.2.3 Testes de impacto Charpy

Os resultados dos testes de impacto Charpy realizados às temperaturas de -20°C, -40°C, -60°C e -80°C, em CPs *subsize* de 7,5 mm, usinados com o entalhe V-2 mm voltado para a direção transversal à direção de laminação das tiras estão apresentados na tabela 5.5. Os resultados de energia absorvida e de porção de área com fratura dútil são os valores médios obtidos de seis testados de cada bobina.

O requisito padrão especificado para o teste de impacto Charpy, conforme API 5L, determina que o teste seja feito a 0°C. Para o grau X70-PSL2, se requer que o resultado médio do conjunto de três CPs com dimensão 10 x 10 mm (“*fullsize*”), seja superior a 27 J, para tubos com diâmetro abaixo de 508 mm, que vem a ser a proposta de aplicação das bobinas deste estudo. Ao se utilizar CP *subsize*, o requerimento passa a ser 75% deste valor, que é igual a 20,25 J⁽²⁾. Usualmente, os fabricantes de tubo especificam uma temperatura entre 15°C e 20°C mais baixos, para o teste na tira, a fim de compensar a perda de tenacidade que ocorre com o encruamento do aço, durante a formação do tubo.

Tabela 5.5 – Resultados dos testes de impacto Charpy, entalhe V-2 mm, transversal, em CPs de *subsize* 7,5 mm

BQ	Energia absorvida (J)				Porção de área com fratura dútil (%)			
	-20°C	-40°C	-60°C	-80°C	-20°C	-40°C	-60°C	-80°C
L1	114,2	109,6	94,8	67,7	100	100	95	85
L2	129,7	122,7	97,1	79,6	100	100	95	65
L3	101,2	92,7	75,8	62,0	100	100	100	90
L4	102,8	94,6	83,3	55,9	100	100	100	30
L5	165,8	145,5	101,3	104,3	97	100	80	82
L6	149,6	142,5	137,4	147,2	100	100	100	90
M1	164,0	180,6	169,8	161,7	100	100	100	78
M2	153,5	149,1	136,0	35,0	100	100	100	22
M3	205,2	161,9	156,9	124,4	100	100	100	88
M4	98,2	101,4	83,3	50,8	100	100	85	50
M5	180,5	161,1	132,3	114,8	100	100	100	65
M6	137,1	103,1	76,8	35,3	100	100	95	40

Os resultados verificados à -20°C, neste estudo, foram, em sua grande maioria, superiores a 100 J. O que significa mais de 5 vezes o valor mínimo requerido pela API 5L. Os valores de energia absorvida (EA) variaram entre 98,2 e 205,2 J, com uma média 141,8 J. A dispersão entre os resultados pode ser facilmente explicada, como sendo inerente às características deste tipo de ensaio.

Entrementes, temperaturas abaixo de -20°C têm sido requeridas, seja devido às condições climáticas do terreno de instalação dos tubos, seja pela necessidade de prevenção contra fratura dútil em gasodutos, conforme Anexo G da API 5L. Nesses casos, a especificação de porção de área de fratura com aspecto dútil acima de 85% é requerida no ensaio de impacto Charpy. A figura 5.8 apresenta as curvas de transição dos valores de energia absorvida e da porção de fratura dútil em relação às temperaturas de teste. A temperatura em que menos de 85% da fratura apresenta-se dútil encontra-se abaixo de -60°C.

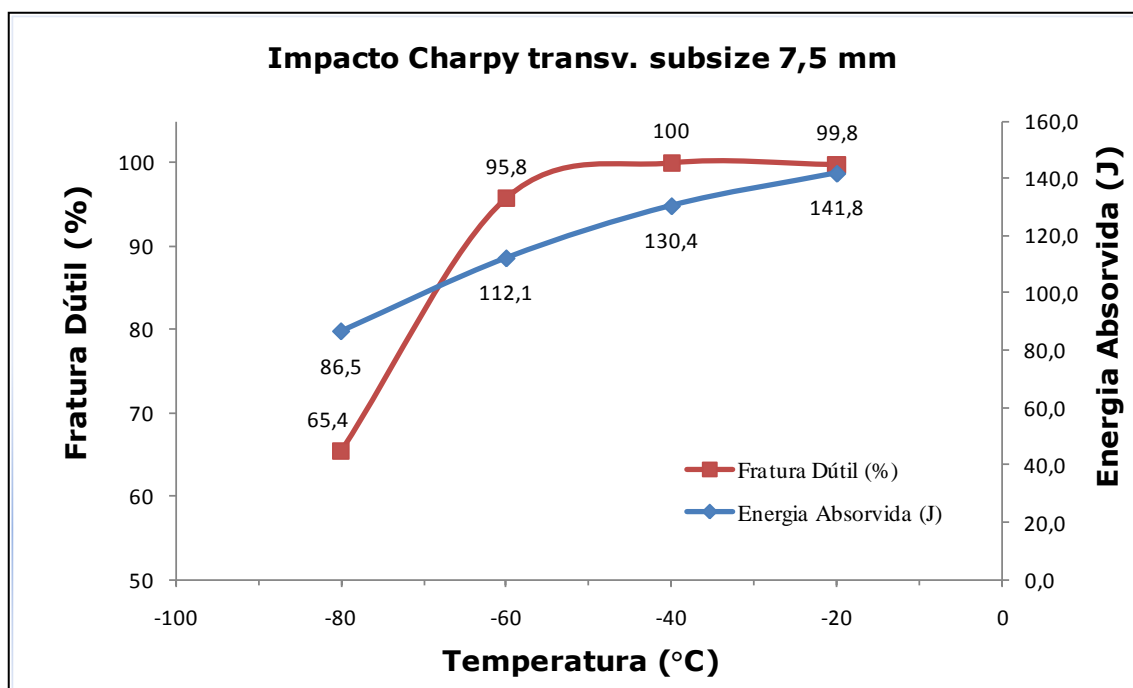


Figura 5.8 – Curvas de transição dos valores de energia absorvida e de fração de fratura dútil em relação à temperatura do teste de impacto Charpy na direção transversal

5.2.4 Testes de dureza

Os resultados dos testes de dureza Vickers medidos próximos à superfície, com carga de 10 kgf, e ao longo da espessura, com carga de 1 kgf, são apresentados na tabela 5.6. Os valores que representam a dureza superficial variaram entre 180 e 223 HV₁₀, com um valor médio de 206,9 HV₁₀ e um desvio padrão de 14,45 HV₁₀. A avaliação da dureza ao longo da espessura do produto resultou em valores mínimo e máximo, iguais a 193,5 e 217 HV_{1kgf}, respectivamente, enquanto os valores médio e de desvio padrão foram iguais a 210,4 e 6,43 HV_{1kgf}, respectivamente.

Tabela 5.6 – Resultados dos testes dureza Vickers superficial (HV_{10}) e ao longo da espessura do produto (HV_{1kgf})

BQ	Dureza (HV_{10})	Dureza (HV_{1kgf})
L1	180	213,2 ± 4,47
L2	223	212,1 ± 4,86
L3	202	217,0 ± 2,45
L4	200	214,8 ± 4,85
L5	218	208,7 ± 3,95
L6	181	193,5 ± 4,96
M1	213	209,0 ± 6,70
M2	213	215,2 ± 2,53
M3	216	205,6 ± 8,28
M4	223	215,2 ± 4,04
M5	203	207,4 ± 2,37
M6	211	213,7 ± 3,15

5.2.5 Discussão dos resultados

A composição química das duas corridas utilizadas neste estudo atendeu, plenamente, aos requisitos estabelecidos pela API 5L para o grau X70M-PSL2⁽²⁾. Os valores de carbono equivalente (Ceq) foram iguais a 0,35 e 0,36%, pela equação do IIW, e igual a 0,16%, pelo Pcm. Os teores de carbono mais baixos e a não adição de vanádio foram os responsáveis pela redução do Ceq, entre 0,03 e 0,04%, pela equação do IIW, e entre 0,01 e 0,02%, pela equação do Pcm, em relação a valores típicos encontrados nos aços do grau API 5L X70, microligados ao Nb, V e Ti^(29,37). Como o Nb não entra no cálculo do Ceq, por estas equações, sua adição tem um efeito ainda mais positivo, neste parâmetro, por permitir que seja alcançada a resistência mecânica especificada para o grau X70, com redução do teor de carbono e dispensando a adição de outros elementos

promovedores de endurecimento por solução sólida, como, por exemplo, o molibdênio. Com estes resultados, espera-se que ocorra uma melhoria na soldabilidade do produto, em termos de diminuição do trincamento a frio, trazendo benefícios para os diferentes processos de soldagem de campo dos tubos⁽³⁸⁾.

A análise das inclusões não metálicas, conforme ASTM E45, método D, não indicaram que o maior teor de Nb tenha provocado uma inadequação à limpidez interna do material, como já era esperado, tendo em vista, sua baixa afinidade com os elementos formadores de óxidos e sulfetos. A classificação das inclusões mostrou-se muito mais que suficiente para o atendimento de requisitos de elevada tenacidade em tubos fabricados pelo processo ERW. Como esperado, o aspecto visual das inclusões não indica que o Nb tenha alterado a morfologia, a distribuição ou a quantidade das inclusões presentes.

A microestrutura de todas as amostras, com a predominância de ferrita e com TGF variando entre 3,9 e 5,3 μm , e a não determinação da existência massiva de constituintes formados em temperaturas mais baixas de transformação da austenita, pode ser considerada como uma consequência da acentuada quantidade de deformação a que esta fase foi submetida, no trem acabador. Os resultados microestruturais e de propriedades mecânicas resultantes dessa microestrutura não apresentaram variação em relação aos diferentes níveis das variáveis de processo selecionadas para investigação. Uma explicação seria que o achatamento da austenita resultou em uma elevada densidade de contornos de grão (S_v), o que favoreceu às condições para que uma alta taxa de nucleação da ferrita fosse alcançada, devido aos inúmeros sítios possíveis para sua transformação. Acredita-se que o efeito do Nb no atraso da recuperação dos grãos austeníticos foi demasiado grande, de forma que as condições de laminação propostas não resultaram em microestruturas distintas e, por conseguinte, em valores de propriedades mecânicas distintas. A austenita, extremamente encruada, reduziu a temperabilidade do aço, para as taxas de resfriamento utilizadas, a ponto de impedir a formação de bainita, como originalmente esperada⁽¹⁴⁾. A figura 5.12 mostra a pequena dispersão do TGF em relação às temperaturas de acabamento e de bobinamento das tiras.

A fim de avaliar que taxas de resfriamento levariam à formação de bainita no aço deste experimento, um diagrama CCT foi levantado, no CTU, em Ipatinga. Uma amostra foi coletada de uma das bobinas da corrida M. Os CPs foram aquecidos até 900°C, por 10 min, sendo submetidos a várias taxas de resfriamento, entre 0,25°C/s a 100°C/s, para determinação das temperaturas de início e fim de decomposição da austenita. Nenhuma deformação a quente foi aplicada ao material. Medições de dureza Vickers com carga de 5 kgf foram realizadas nos produtos de cada TR, a exemplo daquela apresentada na figura 3.17. O equipamento utilizado nos dois estudos foi um dilatômetro DIL805. O diagrama resultante desta investigação no aço deste experimento é exibido na figura 5.9.

O diagrama CCT mostrou que, para a gama de TR próxima à praticada no experimento industrial, entre 2 e 10°C/s não haveria alterações significativas na proporção de ferrita resultante, que seria entre 89 e 84%. A formação de perlita poderia ser obtida para até 5°C/s. A diminuição dessa proporção de ferrita, em detrimento à formação de produtos de baixa temperatura de transformação (bainita e martensita) seria alcançada para TR acima de 20°C/s.

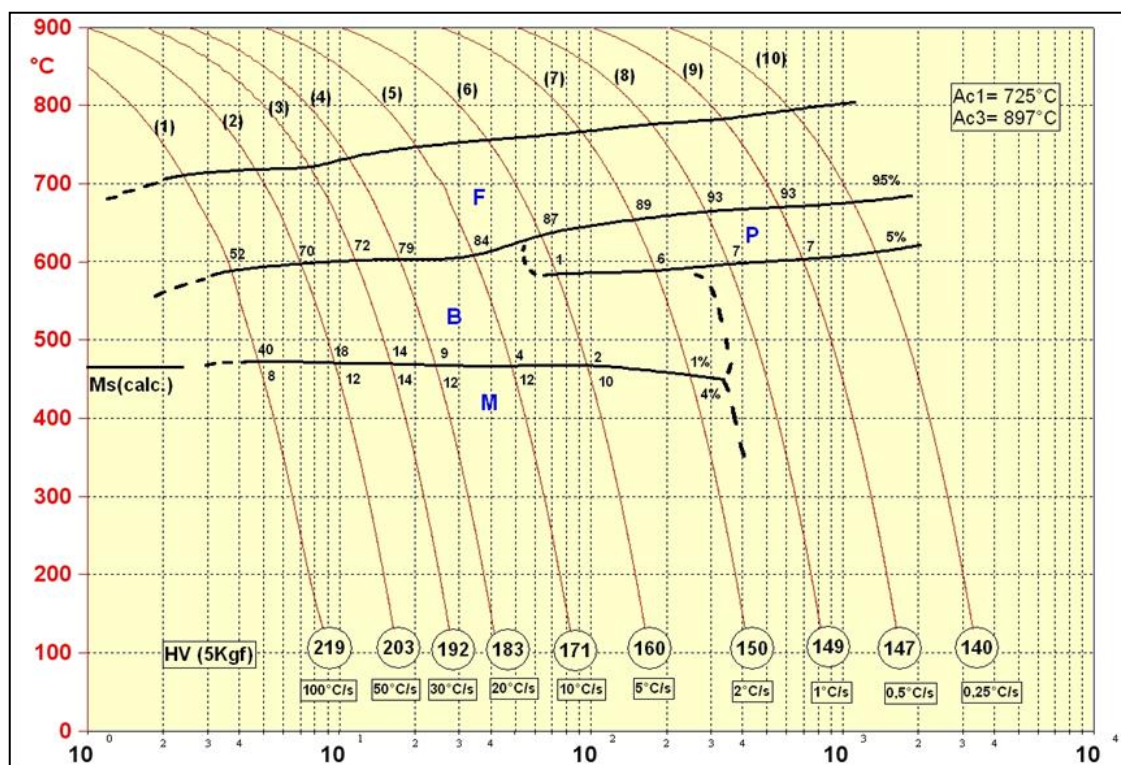


Figura 5.9 – Diagrama CCT elaborado sem aplicação de deformação no dilatômetro, a partir de uma amostra de uma bobina da corrida M

No entanto, sabe-se que a quantidade de deformação a quente aplicada abaixo da T_{nr} tem forte influência sobre a A_{r3} , como discutido por Santos⁽¹⁴⁾, e apresentado por Yuan et al⁽³⁹⁾ com diagramas CCT elaborados a partir de aços ARBL microligados com Nb, como o exibido na figura 5.10. A amostra utilizada neste caso possuía 0,038% de Nb e recebeu uma deformação verdadeira de 0,693, abaixo de 900°C, a uma taxa de deformação igual a $5s^{-1}$. A aplicação da deformação a quente, nestas condições, provocou um deslocamento das curvas de transformação de fase para cima e para esquerda, no diagrama CCT, confirmando a conclusão de seu efeito sobre a redução da temperabilidade do aço, determinando a necessidade de aplicação de taxas de resfriamento muito mais elevadas, para que alguma fração volumétrica notável de bainita fosse obtida.

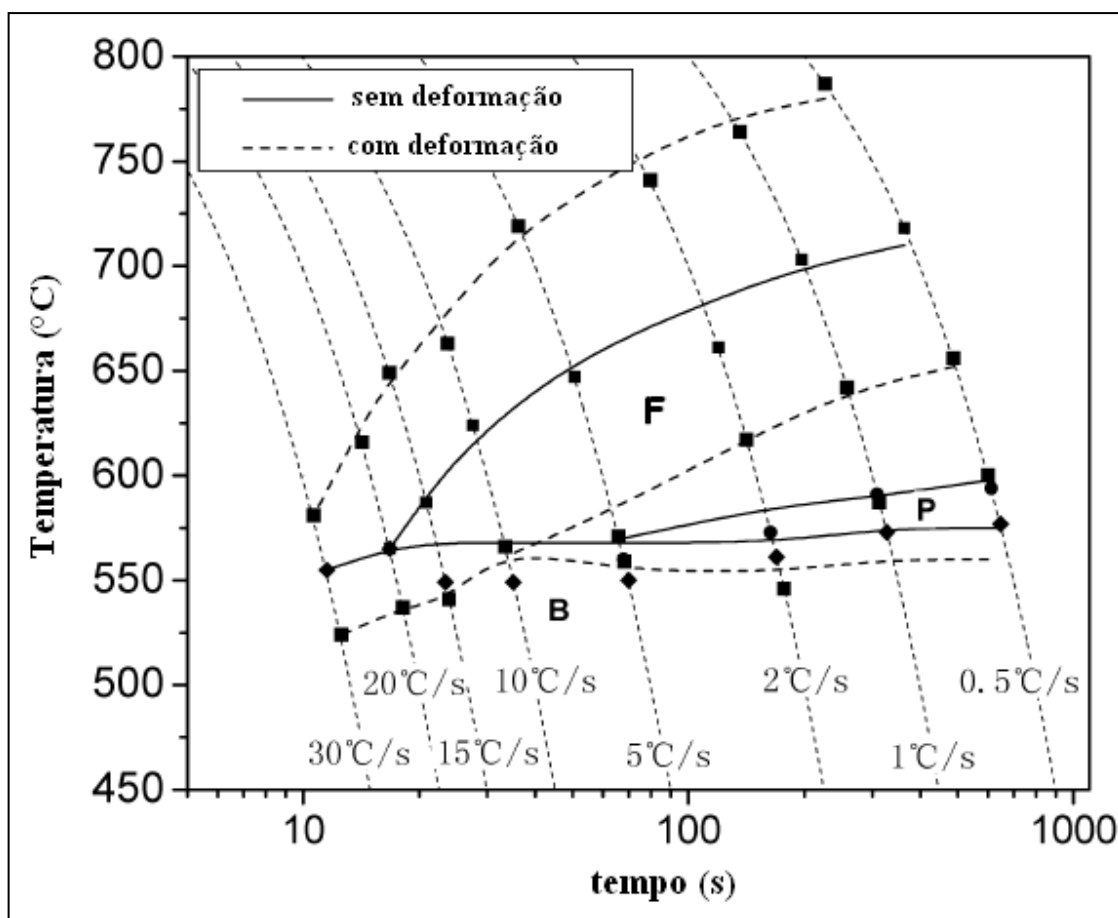


Figura 5.10 – Diagrama CCT elaborado para aço ARBL com 0,038% de Nb, sem deformação, e com deformação verdadeira de 0,693, à taxa de $5s^{-1}$, após encharque por 20 s a 900°C⁽³⁹⁾

É de se supor que, como a quantidade de deformação aplicada abaixo da T_{nr} , nas bobinas de aço alto Nb resultou em deformação verdadeira igual a 1,43, um deslocamento ainda maior deva ser percebido, sem considerar, é claro, o efeito da composição química sobre o estado da austenita e sobre a temperabilidade do aço.

A figura 5.11 apresenta a evolução da tensão média de escoamento (TME) do aço deste estudo calculada a partir dos dados do processo industrial, com uso da equação 5.1, proposta por Sims⁽⁴⁰⁾, e obtida a partir dos valores de força de laminação medidos durante o processamento do material em cada etapa de deformação de cada tira, sendo R1 a R8 os passes aplicados no desbaste e F1 a F5 os passes aplicados no trem acabador.

$$TME = P / \left\{ W \cdot Qp \cdot \sqrt{R' (h_{entrada} - h_{saída})} \right\} \quad (5.1)$$

onde, P é a força de laminação aplicada no passe, W é a largura da tira, Qp é um fator geométrico dependente da redução aplicada no passe, R' é o raio deformado do cilindro de laminação e h é a espessura do material sendo laminado.

Uma avaliação da figura 5.11 permite inferir que, de uma forma geral, durante praticamente todo o desbaste, ocorreu amaciamento da austenita, como resultado do fenômeno de recristalização estática, tendo a TME se mantido praticamente constante. O pequeno acréscimo nos valores de TME foi atribuído ao aumento da resistência do aço, como consequência da diminuição do tamanho de grão austenítico. Já, durante a etapa de acabamento, a TME elevou-se, acentuada e progressivamente, a partir do segundo passe, como consequência do acúmulo de deformação na austenita, a partir da precipitação induzida por deformação. Recristalização dinâmica ou metadinâmica podem ter ocorrido, favorecendo uma diminuição adicional do TGA.

As bobinas L3, L4, L5 e M6 apresentaram um comportamento diferente das demais. No último passe do desbaste, R8, ocorreu uma elevação mais acentuada da TME, em relação às demais bobinas. Entretanto, no segundo passe do acabamento, houve uma queda da TME, denunciando um amaciamento, que pode ser atribuído a recristalização estática, como resultado de elevação da T_{nr} , devido ao maior acúmulo de energia de deformação no último passe do desbaste. Porém, um maior tempo de permanência no

forno de reaquecimento, das placas que originaram estas bobinas, foi registrado. Elas permaneceram um pouco mais que 300 minutos, quando as demais permaneceram entre 186 e 210 minutos. Isto poderia ter provocado um maior tamanho de grão austenítico, antes do início da laminação, por um lado, e uma maior solubilização do Nb, alterando a evolução da austenita até que o segundo passe no trem acabador fosse aplicado. Contudo, como se verificará adiante, tais alterações não demonstraram ter resultado em aspectos microestruturais relevantes a fim de provocar modificações significativas nas propriedades mecânicas avaliadas neste estudo.

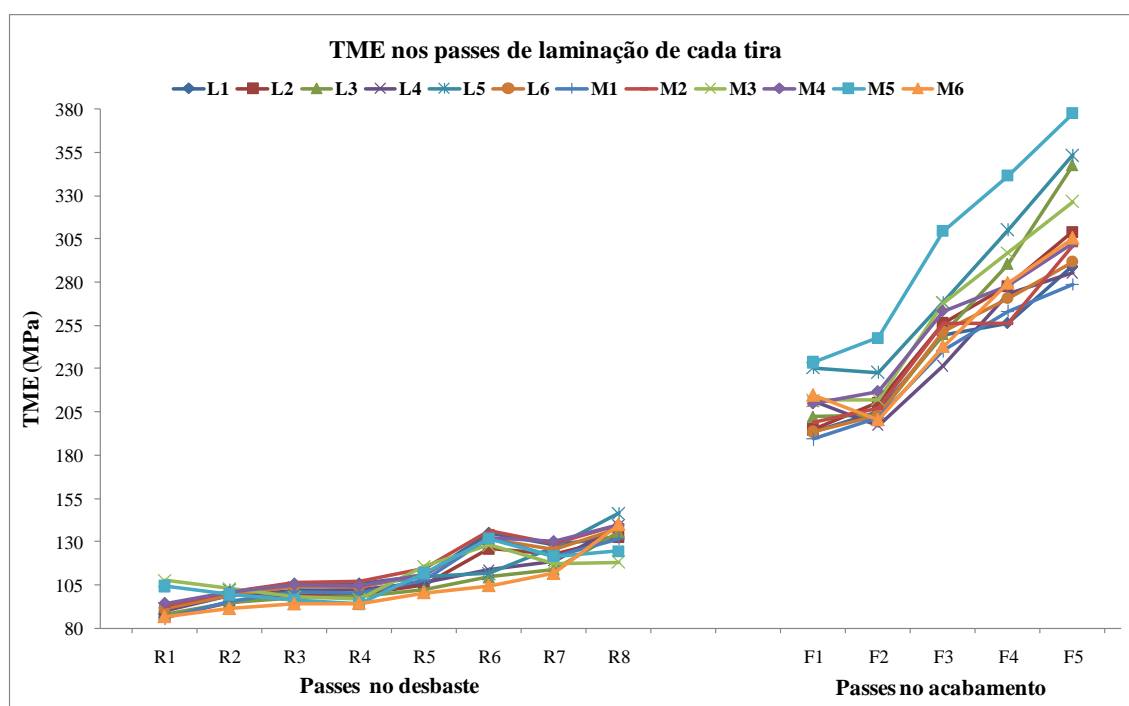
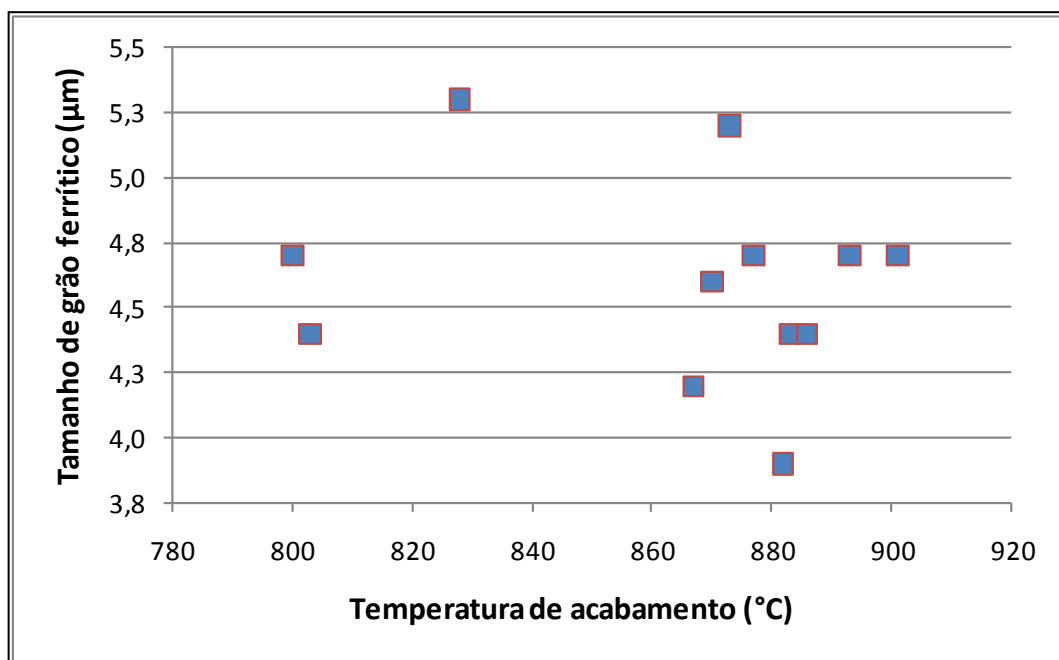


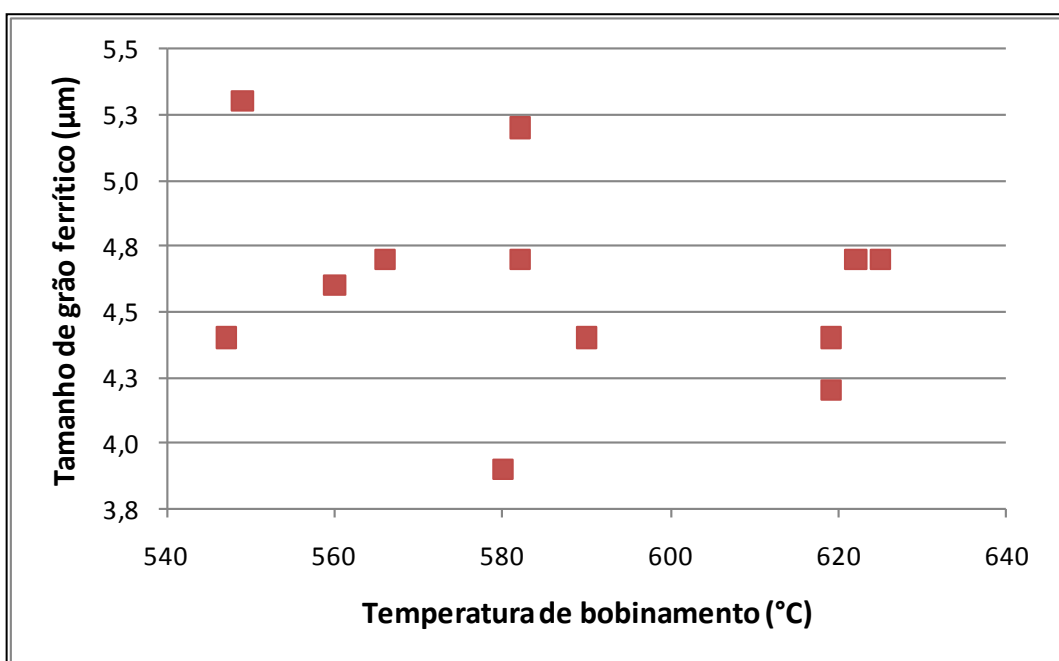
Figura 5.11 – Evolução da TME de cada tira laminada, calculada pela equação de Sims, a partir dos dados de controle do processo industrial

Melo⁽⁴¹⁾ estudou os fenômenos de amaciamentos estático e dinâmico em um aço ARBL contendo 0,082% de Nb e 0,028% de Ti e concluiu que a adição conjunta destes dois elementos faz com que o tamanho de grão austenítico recristalizado seja muito menor que o verificado nos aços C-Mn ou microligado somente com Ti, com rotas de processamento termomecânico iguais. Igualmente, o acúmulo de deformação no início da fase de laminação de acabamento, no primeiro tipo de aço, é muito elevado, o que torna possível disparar o processo de recristalização dinâmica, resultando em um TGA final muito mais fino que aqueles verificados nos dois últimos aços.

Como constatado pela figura 5.13, os valores médios de LE e de LR, em cada bobina, não se modificaram, significativamente, com a variação dos valores de temperatura de acabamento e de bobinamento, uma vez, que a proporção dos microconstituintes presentes e o TGF médio das amostras destas bobinas não foram suscetíveis a estas variáveis, conforme apresentado na figura 5.12.

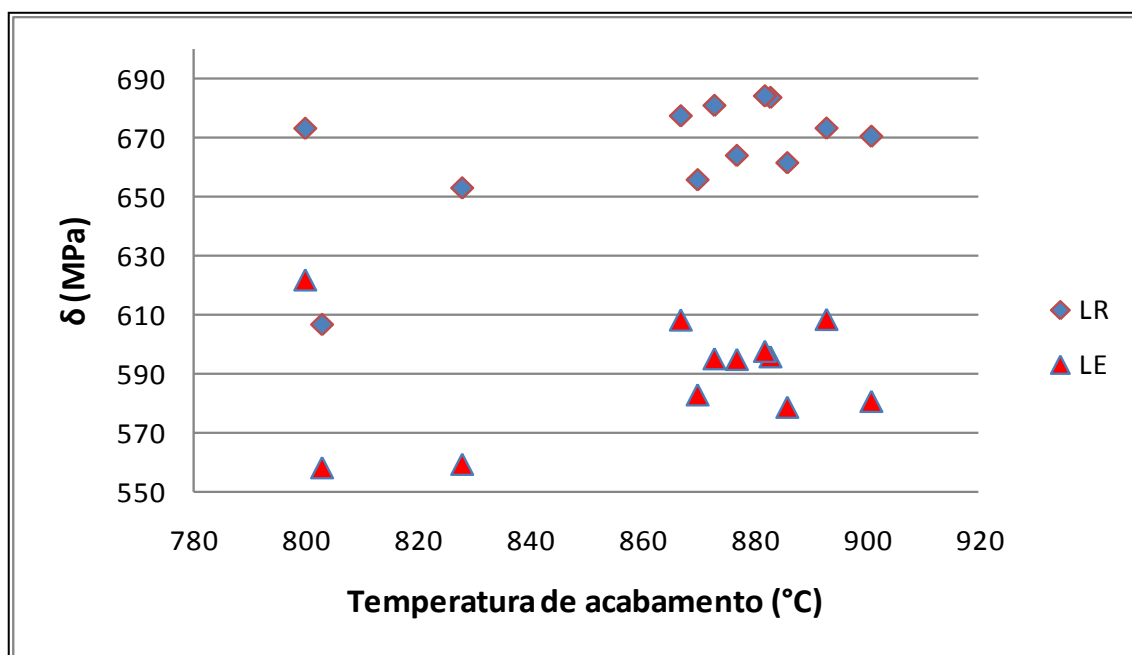


(a)

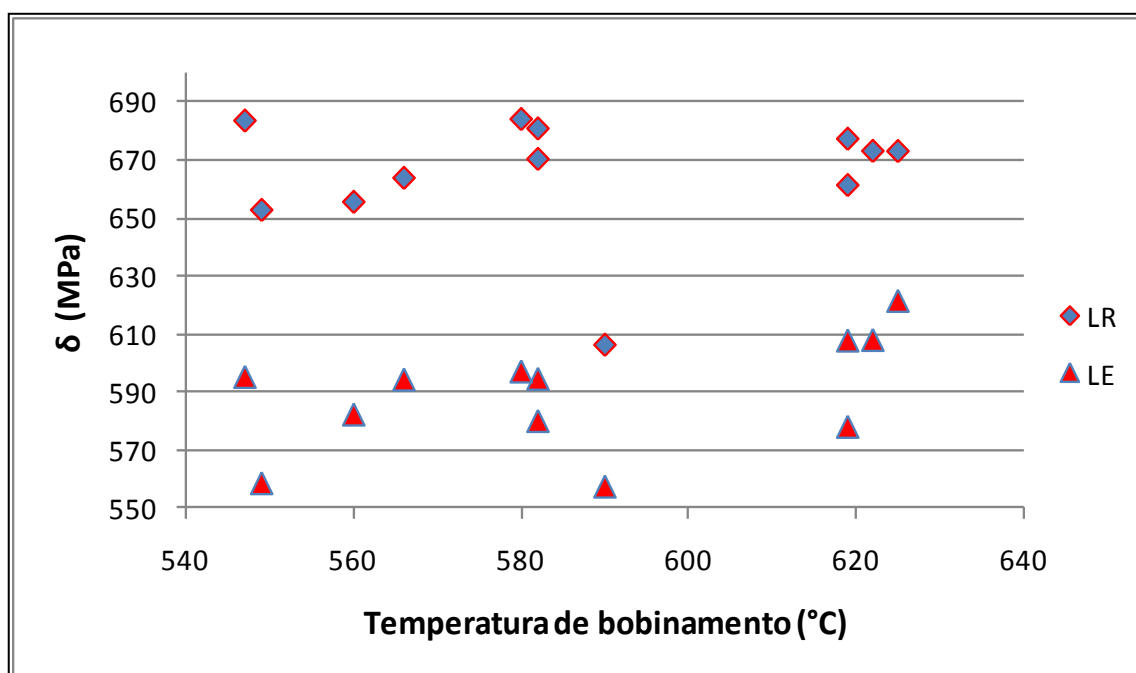


(b)

Figura 5.12 – Variação do tamanho de grão médio em relação às temperaturas de acabamento (a) e de bobinamento (b) das tiras



(a)



(b)

Figura 5.13 – Dispersão de LE e LR em relação às temperaturas de acabamento (a) e de bobinamento (b) das tiras

As dispersões dos valores de LE e LR verificadas, com faixas de variação entre mínimos e máximos, iguais a 64 e 78 MPa, respectivamente, podem ser consideradas como naturais, tendo em vista a influência de outros fatores externos, não bloqueados, e que, ao ser obtido um nível para uma variável, o efeito da outra era mascarado. Por

exemplo, ao ser utilizada uma temperatura de acabamento mais baixa, maior acúmulo de deformação poderia ocorrer. Porém, taxas de deformação e de resfriamento menores resultaram, quando a temperatura de acabamento foi mais baixa, devido à menor diferença entre as temperaturas de acabamento e bobinamento e à menor velocidade de condução da tira pela mesa de resfriamento. Para os casos em que a temperatura de acabamento era mais elevada, menor acúmulo de deformação ocorreu, mas, uma maior velocidade da tira foi percebida, elevando a taxa de resfriamento (TR) da tira. Os efeitos destas variáveis foram antagônicos, minimizando a diferença entre os valores de LE e LR medidos. Um esquema tentativo da combinação desses fenômenos é apresentado na tabela 5.7.

Tabela 5.7 – Abordagem tentativa do relacionamento das principais variáveis de processamento termomecânico na LTQ

T_{acab}	T_{bobin}	Diferença ($T_{acab}-T_{bobin}$)	ε	ε'	Velocidade	TR
Alta	Alta	Média	Menor	Maior	Alta	Baixa
Alta	Baixa	Alta	Menor	Maior	Alta	Alta
Baixa	Alta	Baixa	Maior	Menor	Baixa	Média
Baixa	Baixa	Média	Maior	Menor	Baixa	Baixa

Estudo⁽⁴²⁾ realizado com aço com composição química similar, para avaliação das propriedades mecânicas de aço alto Nb laminado em uma linha de tiras a quente, mostrou que a dispersão dos valores de LE da ordem de 100 MPa é usual em ser encontrada, sem que possam ser apontadas causas especiais para sua variação. Como demonstrado neste estudo, uma alteração nos valores de T_{acab} e T_{bobin} não provocaria alterações nos valores de LR e teria pequeno efeito nos valores de LE, como demonstração da robustez do projeto de ligas com alto Nb em relação a estas variáveis de processamento termomecânico. Outra conclusão deste estudo, que utilizou temperaturas de bobinamento entre 580 e 610°C, foi que, com a diminuição de T_{bobin} , havia aumento da fração volumétrica da bainita, enquanto um aumento desta variável produziria um aumento na precipitação de carbonetos de Nb, aumentando o endurecimento por precipitação, balanceando, assim, a resistência mecânica do aço⁽⁴³⁾.

Os resultados de impacto Charpy transversal, por sua vez, apresentaram alguma correlação notável com as variáveis de processamento termomecânico avaliadas, como apresentados na figura 5.14. Como, os valores de energia absorvida (EA) tendem a apresentar, por si, muita dispersão, os resultados são agrupados nas condições de processamento, como indicadas na tabela 4.8.

As condições C2 ($T_{\text{acab}} = 880^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{bobin}} = 550^{\circ}\text{C}$) e C4 ($T_{\text{acab}} = 840^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{bobin}} = 550^{\circ}\text{C}$), apresentaram maiores valores de EA à temperatura de -20°C . Considerando valores para CP *fullsize*, a EA média para estas condições resultariam iguais a 215 e 221 J, respectivamente. A condição C3 ($T_{\text{acab}} = 840^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{bobin}} = 600^{\circ}\text{C}$) foi aquela em que o patamar de EA se manteve praticamente inalterado, para todas as temperaturas de teste, indicando uma temperatura de transição mais baixa que as demais condições. A condição C1 ($T_{\text{acab}} = 880^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{bobin}} = 600^{\circ}\text{C}$), resultou no pior desempenho de tenacidade à fratura, do ponto de vista da energia absorvida, para todas as temperaturas de ensaio. O maior valor médio de EA para esta condição, em CP *fullsize*, seria igual a 140 J. Isto representa uma diferença aproximada de 75 J, abaixo dos valores encontrados para as condições C2 e C4.

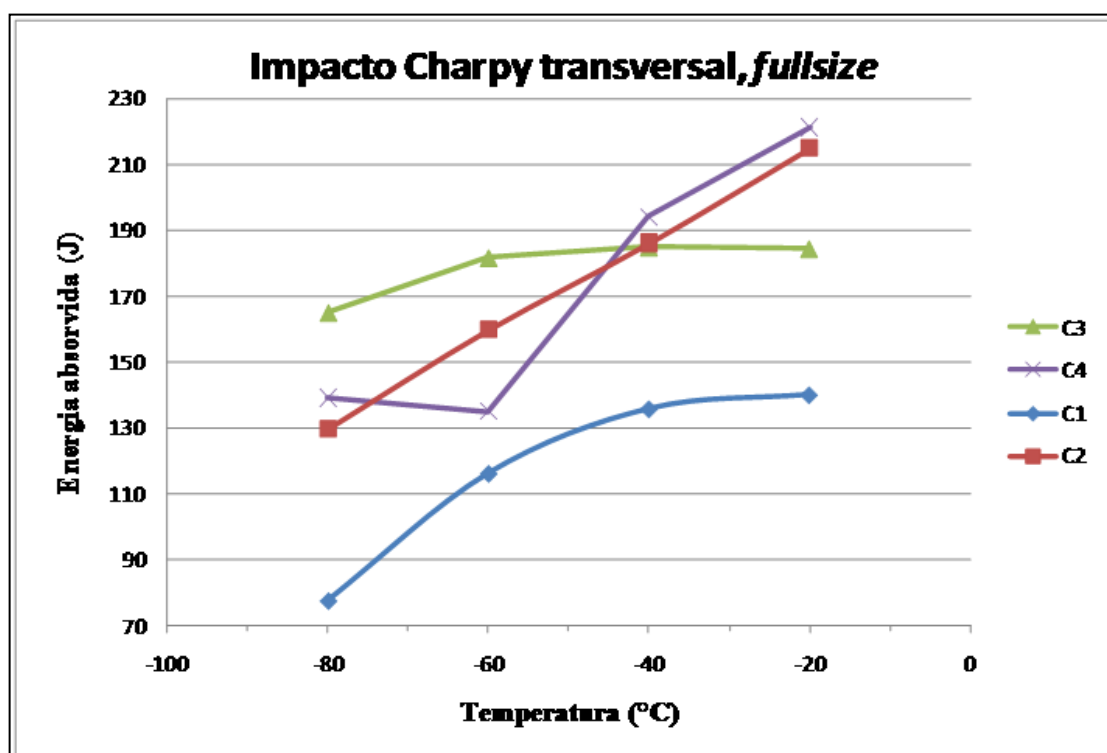


Figura 5.14 – Curva de transição de energia absorvida no teste de impacto Charpy transversal em relação às condições de processamento termomecânico

Ainda que as variáveis estudadas não tenham demonstrado ter influenciado os resultados do ensaio de tração, elas tiveram alguma influência no ensaio de impacto Charpy. A combinação C1 resultou nos valores de EA mais baixos. Isto pode ter sido consequência do maior efeito do endurecimento por precipitação, que ocorre em temperaturas de bobinamento mais altas, tipicamente acima de 600°C, que, sabidamente, são deletérias à tenacidade dos aços microligados ao Nb⁽²⁴⁾. A combinação C3 proporcionou patamar de energia até temperaturas mais baixas que as outras condições.

6. CONCLUSÕES

Um estudo da influência das temperaturas de acabamento e de bobinamento sobre as propriedades de resistência mecânica e tenacidade à fratura em um aço baixo carbono, alto manganês e alto nióbio foi realizado em amostras coletadas de um grupo de bobinas laminadas na Linha de Tiras a Quente da Usiminas, em sua Usina de Ipatinga. As principais conclusões alcançadas são descritas, a seguir:

1. as doze bobinas provenientes de duas corridas com composição química típica de aço com concepção de liga de alto Nb foram laminadas nas dimensões propostas de 9,50 mm de espessura e 1464 mm de largura;
2. foi alcançada uma quantidade total de deformação igual a 87% na fase de laminação de desbaste, promovendo uma sensível redução do TGA, na região de recristalização estática da austenita;
3. uma quantidade de deformação de cerca de 72% foi alcançada na fase de laminação de acabamento, que ocorreu, praticamente, abaixo da T_{nr} calculada, promovendo acentuada deformação da austenita, com acúmulo de energia de deformação nos grãos;
4. a temperatura de acabamento foi variada entre 800 e 901°C, enquanto a temperatura de bobinamento variou entre 547 e 625°C, com taxas de resfriamento que variaram entre 3,7 e 11,7°C; nestas condições, uma microestrutura constituída por mais que 90% de ferrita foi alcançada, tendo o TGF médio ficado entre 3,9 e 5,3 μm ; uma segunda fase composta por perlita degenerada e de carbonetos dispersos nos contornos de grãos ferríticos foi determinada por MO e MEV;
5. as propriedades de resistência mecânica do material cumpriram satisfatoriamente aos objetivos de sua utilização na fabricação de tubos ERW do grau API 5L X70-PSL2, com valores de LE e LR variando entre 558 e 622 MPa e 606 e 684 MPa, respectivamente; o alongamento mínimo, obtido em base de medida de 50,8 mm, foi igual a 24%; a máxima dureza das amostras mostra, igualmente, satisfazer a requerimentos comuns para tubos desta categoria, tendo sido igual a 223 HV₁₀;
6. as condições de processamento do material não mostraram ter influenciado de forma definitiva os resultados do teste de tração devido, talvez, a um balanceamento entre os efeitos do TGF com a fração volumétrica de precipitados formados na fase ferrítica;

7. a intensa quantidade de deformação, associada às taxas de resfriamento abaixo de uma taxa crítica para formação de bainita, promoveu uma elevação do início de transformação γ - α , favorecendo a formação de ferrita em detrimento da bainita, que requer temperatura de início de transformação mais baixa;

8. a tenacidade à fratura do material, medida pelo teste de impacto Charpy em CPs *subsize*, mostrou que as bobinas obtidas com os maiores valores de temperatura de acabamento e de bobinamento apresentaram valores de energia absorvida cerca de 75 J mais baixas que aquelas bobinas obtidas com temperaturas de bobinamento mais baixas, ainda que a temperatura de acabamento tenha sido mais alta; isto pode ter sido consequência de maior TGF associado a uma maior quantidade de precipitados existentes na matriz, que é tida como condição deletéria à tenacidade dos aços microligados ao Nb.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Avaliar a quantidade de precipitados formados e a quantidade de Nb que permaneceu em solução, através de microscopia eletrônica de transmissão, a fim de investigar seu efeito na tenacidade do aço alto Nb;
2. levantar diagramas CCT considerando a quantidade de deformação equivalente àquela aplicada no experimento industrial realizado, a fim de determinar a condição crítica para obtenção de constituintes aciculares no aço alto Nb estudado.
3. avaliar o efeito das condições da soldagem pelo processo ERW na resistência mecânica e na tenacidade à fratura da zona termicamente afetada pelo calor da solda e pelo tratamento térmico de normalização requerido para tubos API 5L;
4. avaliar a evolução das propriedades mecânicas ao longo do comprimento da tira e o comportamento dessas propriedades nos tubos fabricados pelo processo ERW, avaliando se há predominância do efeito Bauschinger sobre o encruamento, envolvidos no ciclo de formação dos tubos e subsequente preparação dos CPs para o ensaio de tração.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 TOBIN, M., LABRUJERE, J. **High pressure pipeline – maximizing throughput per unit of pipeline diameter**. Proceedings of the GTS-2005 Conference, VNIIGAZ, Moscow, 12-13 Apr.2005
- 2 AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Washington, DC. **Specification for line pipe API 5L**. 44.ed. October, 2007, 158p
- 3 GLOVER, A. et al. **The application of X100 to gas pipeline projects**. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.367-77
- 4 OLIVEIRA, A. C., RABELLO, J. M. B. **Construção e montagem de dutos terrestres utilizando tubos API 5L gr. X80**. Proceedings do Rio Pipeline 2005 Conference & Exposition. IBS. Rio de Janeiro, Brazil, 17-19 out. 2005
- 5 STALHEIM, D. G., BARNES, K. R., McCUTCHEON, D. B. **Alloy design for high strength oil and gas transmission linepipe steels**. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.73-108
- 6 SHANMUNGAM, S. et al. **Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel**. Materials Science and Engineering A 441, 2006, 215–29
- 7 CAMPOS, S. S. et al. **Efeitos da composição química sobre a resistência mecânica de aços microligados comerciais processados em laminador para tiras a quente**. In: SULMAT 2000 Congresso em Ciência de Materiais, 12-16, dez.2000, Joinville.
- 8 DeARDO, A. J. **Fundamental metallurgy of niobium in steel**. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.427-500
- 9 MEYER, L., **History of niobium as a microalloying element**. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.359-77
- 10 SUBRAMANIAN, S. V., ZUROB, H. S., ZHU, G. **Recrystallization control to obtain uniform fine grain size in hot rolling of HTP steel**. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.335-50

-
- 11 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
- 12 HULKA, K. **The role of niobium in low carbon bainitic HSLA steel.** Proceedings of 1st Conference on “*Super-High Strength Steels*”, 2-4 Nov.2005, Rome, Italy, Associazione Italiana di Metallurgia
- 13 BHADESHIA, H. K. D. H. **Alternatives to the ferrite-pearlite microstructures.** Microalloying in Steels. p. 39-50. Materials Science Forum. v.284-86, 1998. Trans Tech Publications, Switzerland
- 14 SANTOS, A. A. **Modelamento de transformação de fases de aços de alta resistência microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente.** Tese de doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas. UFMG: Belo Horizonte, 2007
- 15 ROZA, J. E. et al. **API 5L X80 ERW pipes: TenarisConfab & Usiminas development.** Proceedings of 2006 International Pipeline Conference. ASM: Calgary, Sep. 25-9, 2006
- 16 COLLINS, L. E. et al. **Processing of niobium-containing steels by Steckel Mill Rolling.** Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.527-42
- 17 DeARDO, A. J. et al. **Producing high quality niobium-bearing steels using the CSP process at Nucor Steel Berkeley.** Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.181-95
- 18 COLLINS, L.E. **Production of high strength lipe pipe steel by Steckel mill rolling and spiral pipe forming.** Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.221-37
- 19 BORATTO, F., BARBOSA, R., YUE, S., JONAS, J. J. **Efeito da composição química nas temperaturas críticas para laminação controlada de aços**

microligados. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 43, 1988, Belo Horizonte, 1988. p.183-196

20 RODRIGUES, P. C. M., COTA, A. B., SANTOS, D. B. **Evolução microestrutural de um aço bainítico submetido a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado.** In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 55, 2000, Rio de Janeiro. São Paulo: ABM. 2000. p.2083-2092. Em CD-ROM. Artigo

21 BARBOSA, R. A. N. M., BORATTO, F. J. M., SANTOS, D. B. **Fundamentos da laminação controlada.** Departamento de Engenharia Metalúrgica, EEUFMG, Belo Horizonte. 1989. 387p.

22 CUDDY, L. J. **Grain refinement of Nb steels by control of recrystallization during hot rolling.** In Metallurgical Transactions, v.15A, n.1, p.87-98, jan.1984

23 HULKA, K. **Fundamental aspects in hot rolling microalloyed plate steel.** In: 8th PTD Conference Proceedings. p. 13-21

24 HULKA, K.; HEISTERKAMP, F. **Physical metallurgy properties and weldability of pipe line steels with various niobium.** In: International Conference on Technology and Applications of HSLA Steels, 1983, Philadelphia. HSLA steels technology applications. Ohio: ASM. 1984. p.915-924

25 VEGA, M. I., MEDINA, S. F., CHAPA, M., QUISPE, A. **Determination of critical temperatures (T_{nr} , A_{r3} and A_{r1}) in hot rolling of structural steels with different Ti and N contents.** ISIJ International, v.39, n.12, p.1304-1310, 1999

26 PANIGRAHI, B. K. **Processing of low carbon steel plate and hot strip – an overview.** Indian Academy of Science: Bulletin of Materials Science. v.24. n.4. Aug.2001, p.361-71

27 TANAKA, T. **Controlled rolling of steel plate and strip.** International Metal Review, n.4, 1981. p. 185-212

28 COTA, A B. **Simulação da laminação controlada e resfriamento acelerado em um aço ARBL bainítico de baixo carbono através de ensaios de torção.** Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas - UFMG, Belo Horizonte, 1998

29 CALDEIRA, E. A. **Processamento de um aço ARBL no laminador de tiras a quente da CST visando atender a norma API 5L, grau X70.** Dissertação de mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas. UFMG: Belo Horizonte, 2007, p.50

30 OUCHI, C.; et al. **The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of γ - α transformation after hot rolling.** In: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, v.22, n.3, p.214-222, Mar. 1982. Artigo Eletrônico

31 KANG, K. B., RO, K. S. **Effects of processing parameters on mechanical properties of X65/X70 grade linepipe steel.** Proceedings of International Symposium on Steel for Fabricated Structures. ASM/AISI: Cincinatti, 1999, p.132-36

32 ARAÚJO, C. S. RODRIGUES, J. G. **Levantamento de diagrama CCT e caracterização microestrutural de aço API-5L-X70.** Relatório interno PAMG6987. Centro de Pesquisa da Usiminas: Ipatinga, 2008, 17p

33 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **ASTM Standard E45, 2005, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel.** ASTM International. West Conshohocken, PA: 2005, DOI:10.1520/E0045-05E03

34 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **ASTM Standard E112, 2004, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.** ASTM International. West Conshohocken, PA: 2004, DOI: 10.1520/E0112-96R04E02

35 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **ASTM Standard A370, 2009, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.** ASTM International. West Conshohocken, PA: 2009, DOI: 10.1520/A0370-09AE01

36 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. **ASTM Standard E92, 2003, Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.** ASTM International. West Conshohocken, PA: 2003, DOI: 10.1520/E0092-82R03E02

37 CORDEIRO, W. R. et al. **Desenvolvimento de tubos de alta resistência grau API 5L X70 PSL2 offshore pelo processo de soldagem HFIW (High Frequency**

Induction Welding). In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 64, 2009, Belo Horizonte. São Paulo: ABM. 2009. p2083-2092. Em CD-ROM. Artigo

38 FLETCHER, L. et al. **Small diameter X70 and X80 linepipe for high pressure gas transmission**. Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. TMS. Araxa, Brazil, 23-26 Jan. 2006, p.409-23

39 YUAN, X. Q. et al. **The onset temperatures of γ to α -phase transformation in hot deformed and non-deformed Nb micro-alloyed steels**. ISIJ Int., 2006, v.46, n.4, p.579-85

40 BARBOSA, G. C., MACHADO, M. L. P. **Implementação de um modelo matemático para correções na equação da tensão de escoamento média de Misaka em aços C-Mn na Laminação de Tiras a Quente**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62, 2007, Vitória. Anais. São Paulo. 2007, p.2883-2891

41 MELO, T. M. F. **Amaciamentos dinâmico e estático de um aço multifásico com adições de Nb e Ti deformado a quente por torção**. Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais. São Paulo: ABM, v.4, n.1, p.24-29, jul.-set. 2007

42 HAENSCH, W., KLINKENBERG, C. **Low carbon niobium alloyed high strength steel for automotive hot strip**. Ironmaking & Steelmaking, v.32. n.4. Aug.2005, p.342-46

43 HULKA, K., BORDIGNON, P., GRAY, J. M. **Experience with low carbon HSLA steel containing 0.06 to 0.10 percent niobium**. CBMM Niobium Technical Report. n.1/04, São Paulo, Aug.2004, p.18