

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

Dissertação de Mestrado

“Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a
Quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70”

Autor: Everaldo Antônio Caldeira
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin
Co-orientador: Julio Cezar Bellon

Fevereiro/2006

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

Everaldo Antônio Caldeira

**PROCESSAMENTO DE UM AÇO ARBL NO LAMINADOR DE TIRAS A
QUENTE DA CST VISANDO ATENDER A NORMA API 5L, GRAU 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 de Transformação

Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Co-orientador: Júlio Cezar Bellon

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2006

À minha esposa, Cynthia, e aos meus pais,
Francisco e Margarida.

AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos aqueles que, de maneira direta ou indireta, participaram da realização deste trabalho, especialmente:

- Ao professor Paulo Roberto Cetlin, pela colaboração e orientação prestadas.
- À Companhia Siderúrgica de Tubarão, pelo apoio e pela oportunidade de desenvolvimento profissional.
- Aos companheiros do Departamento de Metalurgia e Planejamento da Produção da CST, em particular aos Engenheiros Cláudio Borges da Costa Neto e Jardel Prata Ferreira, pela colaboração e incentivo, Paulo de Tarso Lourenço, Wilson Guilherme Barcelos de Aquino Ney e Ricardo Porto, pela ajuda e discussões.
- Ao Engenheiro Julio Cezar Bellon, do Departamento de Laminação a Quente da CST, pelo auxílio e orientação.
- Aos Engenheiros Renato Diniz Carvalho, do Departamento de Vendas da CST, e Roberto de Oliveira Costa, do Departamento de Laminação a Quente da CST, pelo apoio, sugestões e discussões.
- Ao Engenheiro Yukio Nishida e à Técnica Sueli Bazoni dos Santos, do Laboratório de Metalurgia Física do Departamento de Metalurgia e Planejamento da Produção da CST, pela ajuda na realização das análises metalográficas e confecção das micrografias.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VII
LISTA DE TABELAS.....	XI
LISTA DE NOTAÇÕES	XII
RESUMO.....	XIV
ABSTRACT.....	XV
1) INTRODUÇÃO.....	1
2) OBJETIVOS.....	2
3) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1) A FABRICAÇÃO DE TUBOS PETROLÍFEROS.....	3
3.2) PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	4
3.3) METALURGIA FÍSICA DE AÇOS PARA TUBOS PETROLÍFEROS	6
3.3.1) Composições Químicas Usuais dos Aços API 5L - X70.....	6
3.3.2) Microestruturas Típicas dos Aços API 5L - X70	13
3.3.2.1) Microestrutura Ferrita-Perlita.....	13
3.3.2.1) Microestrutura Acicular.....	13
3.3.3) Mecanismos de Endurecimento nos Aços ARBL.....	16
3.3.3.1) Endurecimento por Solução Sólida.	18
3.3.3.2) Endurecimento pelo Contorno de Grão.....	20
3.3.3.2.1) Controle do Tamanho de Grão Durante a Recristalização de γ	20
3.3.3.2.2) Controle do Tamanho de Grão pela Deformação dos Grãos de γ	22
3.3.3.2.3) Controle do Tamanho de Grão pelo Abaixamento da Temperatura de Transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	24
3.3.3.3) Endurecimento por Precipitação.....	25
3.3.3.4) Endurecimento pelo Aumento da Densidade de Deslocações	27
3.3.3.5) Outros Mecanismos de Endurecimento.....	27

3.4) ESTRATÉGIAS DE LAMINAÇÃO.....	28
3.5) PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO CONTROLADO.....	30
3.5.1) Reaquecimento da Placa	30
3.5.2) Laminação de Desbaste	33
3.5.3) Intervalo entre a Laminação de Desbaste e a Laminação de Acabamento	34
3.5.4) Laminação de Acabamento.....	34
3.5.5) Resfriamento Acelerado	39
3.6) LAMINADOR DE TIRAS A QUENTE DA CST	42
4) METODOLOGIA.....	48
4.1) DEFINIÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO.	48
4.2) PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO CONTROLADO.....	48
4.2.1) Reaquecimento das Placas	49
4.2.2) Laminação de Desbaste	50
4.2.3) Bobinadeira de Esboço	50
4.2.4) Sistema de Resfriamento de Esboço	50
4.2.5) Laminação de Acabamento.....	51
4.2.6) Resfriamento Acelerado	51
4.2.7) Temperatura de Bobinamento.....	51
4.3) ENSAIOS MECÂNICOS	52
4.4) ENSAIOS METALOGRÁFICOS.....	54
5) RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
5.1) PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO CONTROLADO.....	55
5.2) MICROESTRUTURAS FINAIS	57
5.3) PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS.....	68
6) CONCLUSÕES.....	79
7) SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	80
8) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	81

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Efeito do teor de carbono na tenacidade de aços.....	8
Figura 3.2 – Efeito do teor de titânio na tenacidade de aços.....	10
Figura 3.3 – Contribuição da adição de boro e nióbio ao balanço entre resistência mecânica e tenacidade - Aço base 0,05%C, 1,5%Mn, 0,02%Ti.....	12
Figura 3.4 – Microscopia ótica da microestrutura ferrita-perlita bandeada de um aço carbono (a) e de um aço microligado ao nióbio (b).....	13
Figura 3.5 – Curvas CCT para um aço ARBL com adição de Nb, V e Ti (B - bainita; FA - ferrita acicular; PF - ferrita poligonal; P - perlita). (A) Austenitizado a 1100°C por 10min, mantido por 3min a 905°C e resfriado sem deformação. (B) Austenitizado a 1150°C por 3min, deformado de 40% a 850°C e resfriado.....	15
Figura 3.6 – Mudança da microestrutura de bainita (A) para ferrita acicular (B) pela presença de um filme de ferrita poligonal nos contornos de γ . As duas microestruturas foram obtidas para o mesmo aço com as mesmas condições de transformação isotérmica.....	15
Figura 3.7 – Relação Ductilidade-resistência mecânica para vários aços laminados a quente.....	18
Figura 3.8 – Aumento do limite de escoamento da ferrita devido à presença de solutos substitucionais.....	19
Figura 3.9 – Produto solubilidade versus Temperatura para os precipitados nitretos e carbonetos na austenita.....	21
Figura 3.10 – Efeito do teor de nióbio na temperatura de crescimento do grão austenítico – Aço base 1,4%Mn – 0,01%P – 0,01%S – 0,25%Si.....	22
Figura 3.11 – Efeito da adição dos elementos microligantes na T_{nr}	23
Figura 3.12 – Variação da temperatura de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ com a adição de elementos microligantes.....	25
Figura 3.13 – Efeito da fração volumétrica e do tamanho dos precipitados de NbC no aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação.....	26
Figura 3.14 – Aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação para teores de carbono entre 0,01 e 0,50%.....	27

Figura 3.15 – Estratégias de laminação: (A) Laminação Controlada com Recristalização; (B) Laminação Controlada; (C) Processamento Termomecânico Controlado; (D) Processamento Termomecânico Controlado de Alta-Temperatura.....	28
Figura 3.16 – Efeito da temperatura de aquecimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,07%C, 0,33%Si, 1,50%Mn, 0,23%Ni, 0,12%Mo, 0,04%Nb e 0,07%V.....	31
Figura 3.17 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Tempo de encharque igual a 15 minutos a 1100°C (A), 1200°C (B) e 1250°C (C).....	32
Figura 3.18 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Encharque a 1200°C durante 60 minutos (A), 90 minutos (B) e 120 minutos (C).....	33
Figura 3.19 – Tamanho de grão ferrítico produzido a partir da austenita recristalizada e austenita deformada abaixo de T_{nr} para vários valores de S_v	35
Figura 3.20 – Efeito da redução na laminação e do tamanho de grão austenítico prévio no valor de S_v	36
Figura 3.21 – Curva tensão de fluxo média versus 1000/Temperatura – Intervalo entre passes de laminação igual a 30segundos.....	37
Figura 3.22 – Curvas de fluxo versus deformação acumulada do aço 0,06%C – 0,57%Mn – 0,027%Nb, para as faixas de temperatura 1110~1010°C e 915~855°C – Intervalo entre passes de 1segundo.....	38
Figura 3.23 – Efeito da deformação total no acabamento nas propriedades mecânicas de um aço Nb-Ti-B - temperatura de reaquecimento 1200°C.....	39
Figura 3.24 – Efeito do tamanho do grão austenítico e da taxa de resfriamento no tamanho do grão ferrítico.....	40
Figura 3.25 – Efeito da taxa de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti).....	41
Figura 3.26 – Efeito da temperatura de fim de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti).....	42

Figura 3.27 – Forno de reaquecimento de placas do laminador de tiras a quente da CST.....	43
Figura 3.28 – Laminador de desbaste de esboço do laminador de tiras a quente da CST.....	43
Figura 3.29 – Bobinadeira de esboço do laminador de tiras a quente da CST.....	44
Figura 3.30 – Laminador de acabamento do laminador de tiras a quente da CST.....	45
Figura 3.31 – Mesa de resfriamento do laminador de tiras a quente da CST.....	45
Figura 3.32 – Representação esquemática das estratégias de resfriamento previstas para o laminador de tiras a quente da CST.....	46
Figura 3.33 – Bobinadeiras Hidráulicas do laminador de tiras a quente da CST.....	46
Figura 3.34 – Layout do laminador de tiras a quente da CST.....	47
Figura 4.1 – Representação esquemática do processamento termomecânico controlado utilizado na produção de bobinas a quente do aço API 5L - X70 na CST.....	49
Figura 4.2 – Representação esquemática do perfil em “L” de temperatura de bobinamento.....	52
Figura 4.3 – Dimensões dos CP para os ensaios de tração.....	53
Figura 4.4 – Orientação do entalhe dos CPs para a realização do ensaio Charpy na direção transversal.....	53
Figura 4.5 – Dimensões dos CPs do ensaio Charpy (A) e detalhe do entalhe (B).....	54
Figura 5.1 - Condições de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento das bobinas selecionadas para análises das microestruturas.....	57
Figura 5.2 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 4. Ataque: Nital 4%....	58
Figura 5.3 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 7. Ataque: Nital 4%....	59
Figura 5.4 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 8. Ataque: Nital 4%....	60
Figura 5.5 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 11. Ataque: Nital 4%..	61
Figura 5.6 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 18. Ataque: Nital 4%..	62
Figura 5.7 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 19. Ataque: Nital 4%..	63
Figura 5.8 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 22. Ataque: Nital 4%..	64
Figura 5.9 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Bobina 23. Ataque: Nital 4%..	65
Figura 5.10 – Efeito da temperatura de acabamento no tamanho de grão ferrítico.....	66

Figura 5.11 – Efeito da temperatura de bobinamento no tamanho de grão ferrítico.....	67
Figura 5.12 – Efeito da taxa de resfriamento média no tamanho de grão ferrítico.....	68
Figura 5.13 – Efeito da temperatura de acabamento na resistência mecânica.....	69
Figura 5.14 – Efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica.....	71
Figura 5.15 – Efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento para temperatura de acabamento entre 802~846°C e 861~886°C.....	72
Figura 5.16 – Efeito da temperatura de bobinamento no limite de resistência para temperatura de acabamento entre 802~846°C e 861~886°C.....	72
Figura 5.17 – Efeito da temperatura de acabamento na razão elástica.....	73
Figura 5.18 – Efeito da temperatura de bobinamento na razão elástica.....	73
Figura 5.19 – Efeito da temperatura de acabamento na energia absorvida no ensaio Charpy, com entalhe em V, a -20°C.....	74
Figura 5.20 – Efeito da temperatura de bobinamento na energia absorvida no ensaio Charpy com entalhe em V, a -20°C.....	75
Figura 5.21 – Efeito da relação Ti/N na energia absorvida no ensaio Charpy com entalhe em V, a -20°C.....	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Valores mínimos de $LE_{0,5\%}$, LR e $Ap\%$ especificados na norma API 5L para a qualidade X70 – PSL1.....	4
Tabela 3.2 – Valores de $LE_{0,5\%}$, LR e $Ap\%$ no teste de tração e os valores de energia absorvida e área dúctil no ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V”, a 0°C, especificados na norma API 5L para a qualidade X70 – PSL2.....	5
Tabela 3.3 – Composições químicas dos Aços API 5L - X70.....	7
Tabela 4.1 – Composição química das corridas produzidas.....	48
Tabela 4.2 – Escala de passes da laminação de desbaste.....	50
Tabela 4.3 – Escala de passes da laminação de acabamento.....	51
Tabela 5.1 – Variáveis das etapas Forno de Reaquecimento e Laminação de Desbaste.....	76
Tabela 5.2 – Variáveis das etapas Bobinamento do Esboço, Laminação de Acabamento, Mesa de Resfriamento e Bobinamento.....	77
Tabela 5.3 – Variáveis do teste de hipóteses da igualdade de médias, com desvio padrões desconhecidos e diferentes.....	69
Tabela 5.4 – Parâmetros de processamento e mecanismos de endurecimento nas bobinas 8 e 23.....	70

LISTA DE NOTAÇÕES

A	- área do corpo de prova aplicável no teste de tração
Ap	- alongamento
API	- <i>American Petroleum Institute</i>
API 5L	- Norma do <i>American Petroleum Institute</i> com as especificações para aços destinados a aplicações em gasodutos e oleodutos
X70	- Grau para aplicações em gasodutos e oleodutos com limite de escoamento mínimo de 70 ksi (482 MPa), segundo a norma API 5L
Ar ₁	- temperatura de fim de transformação ferrítica durante o resfriamento da austenita
Ar ₃	- temperatura de início de transformação ferrítica durante o resfriamento da austenita
ARBL	- alta resistência e baixa liga (<i>HSLA - high strength low alloy</i>)
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
B	- bainita
Ceq	- carbono equivalente
CP	- corpo de prova
CST	- Companhia Siderúrgica de Tubarão
DWTT	- <i>drop weight tearing test</i> (ensaio de rasgamento por queda de peso)
FATT	- <i>fracture appearance transition temperature</i> (temperatura de transição determinada com base na aparência da superfície fraturada)
FP	- ferrita poligonal
ITT	- <i>impact transition temperature</i> (temperatura de transição dúctil-frágil determinada com base na energia absorvida)
LC	- laminação controlada
LE _{0,5%}	- limite de escoamento a 0,5%
LR	- limite de resistência
Ltq	- laminador de tiras a quente
P	- perlita
PSL	- Product Specification Level (nível de especificação do produto definido pela norma API 5L)

RA	- resfriamento acelerado
RE	- razão elástica
RH	- Ruhrstahl-Heraeus
S _v	- área interfacial de austenita por unidade de volume
TA	- temperatura de acabamento
TB	- temperatura de bobinamento
TG	- tamanho de grão
TMCP	- <i>thermo-mechanical controlled process</i> (processamento termomecânico controlado)
T _{nr}	- temperatura de não-recristalização
α	- ferrita
γ	- austenita

RESUMO

Com o comissionamento do seu laminador de tiras a quente, a CST iniciou o desenvolvimento de bobinas a quente para aplicação em tubos para gasodutos e oleodutos. Em atendimento à demanda por aços de alta resistência, que possibilitam a redução da espessura da parede dos tubos sem a redução da pressão de operação dos dutos, foi dado início ao desenvolvimento de bobinas a quente do aço API 5L - X70 na CST.

Visando o desenvolvimento do aço API 5L - X70, tomou-se como base um aço ARBL, microligado com Nb-V-Ti, e produzidas 900 toneladas de placas deste aço na aciaria da CST. Na etapa de laminação das placas no laminador de tiras a quente da CST, foi definida uma estratégia de processamento termomecânico controlado, visando maximizar os mecanismos de refino de grão, endurecimento por precipitação e transformações de fase e obter uma microestrutura adequada aos requisitos da aplicação. Também estudaram-se, os efeitos da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço.

A utilização das técnicas acima descritas permitiu desenvolver o aço API 5L - X70 com espessura de 9,47mm. Os resultados dos experimentos mostraram um aumento da resistência mecânica do material com o abaixamento da temperatura de acabamento. Apesar do aumento da fração de ferrita acicular no material, provocado pelo abaixamento da temperatura de bobinamento, observado nas amostras selecionadas para as análises metalográficas, não se mediu um aumento na resistência mecânica do aço com o abaixamento da temperatura de bobinamento.

ABSTRACT

Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST) decided to start the production of hot rolled coils for gas and oil pipelines, after the commissioning of its hot strip mill. There is a demand for the application of high strength steels in these pipelines, allowing a decrease in pipe wall thickness without affecting the pipeline operation pressures. Considering this situation, CST started the development of hot rolled coils for API 5L - X70 grade.

The development of the API 5L - X70 steel was based on HSLA steel, microalloyed with Nb, V and Ti. Nine hundred tons of this material were hot rolled under controlled thermomechanical conditions, involving the control of the finishing and coiling temperatures. This allowed the use of grain refinement, precipitation hardening and phase transformations in order to obtain the required microstructures and mechanical properties.

The use of the above conditions led to the development of API 5L - X70 hot rolled steel plates 9,47mm thick. There was an increase in the mechanical strength of the steel as the finishing temperature was lowered. No increase in the mechanical strength of the material was caused by the lowering of the coiling temperature, despite the observed increase in the volume fraction of acicular ferrite in the material as the coiling temperature was lowered.

1) INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de aços de alta resistência com elevada tenacidade é uma alternativa para a redução dos custos de construção dos gasodutos e oleodutos, devido à possibilidade de redução da espessura dos tubos, sem necessidade de redução das pressões de operação.

Nas últimas décadas, devido ao desenvolvimento tecnológico na siderurgia mundial e ao maior conhecimento dos fundamentos metalúrgicos dos aços ARBL, vários avanços na fabricação e tratamento do aço líquido e no lingotamento contínuo resultaram no maior controle da composição química, com baixos teores dos elementos residuais P e S, e baixos níveis de segregação e defeitos internos no material solidificado. Além disso, o desenvolvimento do processamento termomecânico controlado se revelou uma alternativa para se maximizar os efeitos dos microligantes Nb, V e Ti no controle do tamanho de grão, endurecimento por precipitação e nas transformações de fase, e, desta forma, obter uma microestrutura que atenda os requisitos de cada aplicação.

Particularmente no campo das aplicações em gasodutos e oleodutos, o sucesso dos aços ARBL se deve basicamente às melhores características de tenacidade e boa soldabilidade desses materiais para níveis relativamente altos de resistência mecânica. Para as aplicações petrolíferas onde é necessária alta resistência mecânica, aliada à boa tenacidade, ductilidade e soldabilidade, como nos aços API 5L - X70, são objetivadas microestruturas aciculares com Bainita ou Ferrita Acicular.

Neste contexto, foi adotado o processamento termomecânico controlado de um aço ARBL, no laminador de tiras a quente da CST, visando a obtenção de microestruturas e propriedades mecânicas compatíveis com a norma API 5L - X70.

2) OBJETIVOS

Desenvolver uma prática de processamento termomecânico controlado de um aço baixo carbono, alto manganês, microligado com nióbio, vanádio e titânio, para a produção do aço API 5L - X70 no laminador de tiras a quente da Companhia Siderúrgica de Tubarão.

Estudar o efeito da temperatura final da laminação de acabamento e da temperatura de bobinamento nas microestruturas e propriedades mecânicas do aço API 5L - X70.

3) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

3.1) A Fabricação de Tubos Petrolíferos

Os tubos para transporte de óleo e gás do grau API 5L X70 são fabricados com aços de baixos teores de carbono, teores de manganês até 2% e teores de nióbio, vanádio e titânio menores que 0,1%. Estes aços apresentam valores de limite de escoamento maiores que 483MPa, sendo assim classificados como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Com a adoção do processamento termomecânico controlado (TMCP – Thermo-Mechanical Controlled Process), que consiste da laminação controlada e resfriamento acelerado, é possível obter uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, aliadas a uma boa soldabilidade.

Na fabricação do aço líquido, os aspectos mais importantes estão relacionados ao atendimento das faixas de composição química e à limpidez interna, sendo que esta última está ligada aos baixos níveis dos elementos residuais, como enxofre, fósforo, hidrogênio e oxigênio. Dependendo das especificações dos tubos, tratamentos utilizando escória sintética, controle da morfologia das inclusões e desgaseificação podem ser necessários.

No lingotamento contínuo da placa de aço, cuidados com as condições mecânicas da máquina de lingotamento contínuo, ajuste da velocidade de lingotamento, superaquecimento do aço líquido e resfriamento secundário devem ser tomados para reduzir os níveis de segregação e evitar a ocorrência de trincas internas e superficiais.

No processamento termomecânico controlado, o ciclo térmico da placa no forno, a temperatura de desenformamento da placa, as taxas de redução em cada passe de laminação, as temperaturas na laminação de desbaste e de acabamento, a taxa de resfriamento da tira a quente após a laminação e a temperatura de bobinamento da tira a quente vão determinar a microestrutura do material laminado e suas propriedades mecânicas. A definição dos parâmetros de laminação, que é função da composição

química do aço e da microestrutura visada, deve garantir o atendimento das propriedades mecânicas adequadas no tubo.

A fabricação dos tubos ainda envolve a conformação das chapas, no diâmetro especificado para o tubo, e a soldagem. O processo de soldagem pode ser por arco-submerso ou resistência elétrica.

3.2) Propriedades Mecânicas

As características dos tubos para oleodutos são definidas pela norma API especificação 5L⁽¹⁾, do “American Petroleum Institute”. Esta especificação estabelece dois níveis de especificações de produto (PSL1 e PSL2) e estabelece os requisitos de propriedades mecânicas, composição química, ensaios mecânicos, dimensões, defeitos aceitáveis, para as qualidades A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80.

A tabela 3.1 abaixo apresenta os valores mínimos do limite de escoamento a 0,5% ($LE_{0,5\%}$), limite de resistência (LR) e do alongamento percentual ($Ap\%$) definidos na norma API 5L para a qualidade X70, nível PSL1.

Tabela 3.1 – Valores mínimos de $LE_{0,5\%}$, LR, $Ap\%$ e Razão elástica especificados na norma API 5L para a qualidade X70 – PSL1.

Ensaio de Tração Transversal						
Grau	$LE_{0,5\%}$ mínimo		LR mínimo		$Ap\%$ ^a mínimo	Razão Elástica máxima
	ksi	MPa	ksi	MPa		
X70	70	483	82	565	Equação 3.1	0,93

Segundo a norma, as qualidades nível PSL2 têm, obrigatoriamente, requisitos de carbono equivalente, tenacidade no ensaio de Charpy com entalhe em V, valores máximos de limite de escoamento a 0,5% e limite de resistência. A tabela 3.2 mostra as

propriedades mecânicas definidas pela norma API 5L para a qualidade X70, nível PSL2.

Tabela 3.2 – Valores de $LE_{0,5\%}$, LR, $Ap\%$ e Razão Elástica no teste de tração e os valores de energia absorvida e área dúctil no ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V”, a 0°C, especificados na norma API 5L para a qualidade X70 – PSL2.

Ensaio de Tração Transversal										
Grau	$LE_{0,5\%}$				LR				$Ap\%$ (Nota 1)	Razão Elástica
	mínimo		máximo		mínimo		máximo			
	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	mínimo	máxima
X70	70	483	90	621	82	565	110	758	Equação 3.1	0,93
Ensaio Charpy a 0°C										
Grau	Transversal				Longitudinal					
	Energia Absorvida Mínima (J/mm^2)		Área Dúctil Média (%)		Energia Absorvida Mínima (J/mm^2)		Área Dúctil Média (%)			
X70	27		-		41		-			

Nota 1: O alongamento percentual mínimo ($Ap\%$), no sistema internacional de unidades, para um corpo de prova de 50,8mm, é calculado pela seguinte equação:

$$Ap\% = 1944 \times \left(\frac{A^{0,2}}{LR^{0,9}} \right) \quad (3.1)$$

Onde;

A = “Área do corpo de prova aplicável no teste de tração”, como se segue:

- a) Para corpos de prova cilíndricos:
 - $130mm^2$ para diâmetros entre 12,7mm e 8,9mm.
 - $65mm^2$ para um diâmetro de 6,4mm.
- b) Para corpos de prova de toda a seção da espessura do tubo, o menor valor entre $485mm^2$ e a área da seção transversal do corpo de prova, calculada usando o diâmetro externo e a espessura especificada do tubo.

- c) Para corpos de prova da chapa, o menor valor entre 485mm^2 e a área da seção transversal do corpo de prova, calculada usando a largura do corpo de prova e a espessura especificada da parede do tubo.

LR = Limite de resistência especificado mínimo, em MPa.

3.3) Metalurgia Física de Aços para Tubos Petrolíferos

É sabido que a composição química, o processamento termomecânico e a microestrutura dos aços ARBL determinam as suas propriedades mecânicas. Assim, os principais pontos referentes a estes três fatores, na produção de tubos petrolíferos API 5L - X70, serão abordados nesta seção.

3.3.1) Composições Químicas Usuais dos Aços API 5L - X70

Os aços API 5L - X70 apresentam baixos teores de carbono, teores de manganês acima de 1,20% em peso e adições de nióbio, vanádio e titânio, que somadas não ultrapassam a 0,15% em peso. Dependendo da microestrutura objetivada e da prática de laminação adotada, outros elementos podem ser adicionados. A tabela 3.3 mostra as composições químicas típicas dos aços API 5L - X70. Estas composições foram fornecidas à Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST) para estudo da viabilidade de produção de placas destes aços.

Tabela 3.3 – Composições químicas dos Aços API 5L - X70

Faixas de Composição Químicas de Aços API 5L - X70 (% em peso)											
Nº	C	Si	Mn	Al	Nb	V	Ti	N	Ni	Cr	Mo
1	0,040	0,10	1,45	0,020	0,045		0,010		0,10	0,10	
	~	~	~	~	~	--	~	máx. 0,0050	~	~	--
	0,060	0,20	1,55	0,040	0,060		0,015		0,20	0,20	
2	0,040	0,25	1,50	0,020	0,050	0,045	0,005				
	~	~	~	~	~	~	~	máx. 0,0080	--	--	--
	0,080	0,35	1,60	0,050	0,065	0,065	0,020				
3	0,040	0,25	1,45	0,020	0,057	0,045	0,008				
	~	~	~	~	~	~	~	máx. 0,0080	--	--	--
	0,080	0,35	1,60	0,050	0,072	0,065	0,020				
4	0,080	0,20	1,50	0,020	0,030	0,050					
	~	~	~	~	~	~	--	máx. 0,0100	--	--	--
	0,100	0,35	1,60	0,050	0,040	0,070					
5	0,080	0,30	1,60	0,020	0,050	0,070			0,20		
	~	~	~	~	~	~	--	máx. 0,0050	~	--	--
	0,090	0,40	1,65	0,050	0,060	0,080			0,25		
6	0,050	0,19	1,35	0,020	0,040	0,015	0,008				
	~	~	~	~	~	~	~	máx. 0,0090	--	--	--
	0,080	0,29	1,55	0,050	0,050	0,025	0,018				
7	0,040	0,15	1,50	0,020	0,038	0,048	0,012		0,15		0,15
	~	~	~	~	~	~	~	máx. 0,0060	~	--	~
	0,080	0,25	1,60	0,050	0,052	0,060	0,022		0,20		0,20

Teor de carbono

O carbono é o elemento que apresenta a melhor relação custo/benefício para a melhora da resistência mecânica dos aços estruturais. Entretanto, o carbono tem efeito negativo na tenacidade e soldabilidade dos aços. Como mostrado na figura 3.1, com o aumento do teor de carbono há um aumento na temperatura de transição dúctil-fragil no ensaio de charpy (ITT – “Impact Transition Temperature”) e uma redução na máxima energia absorvida⁽²⁾.

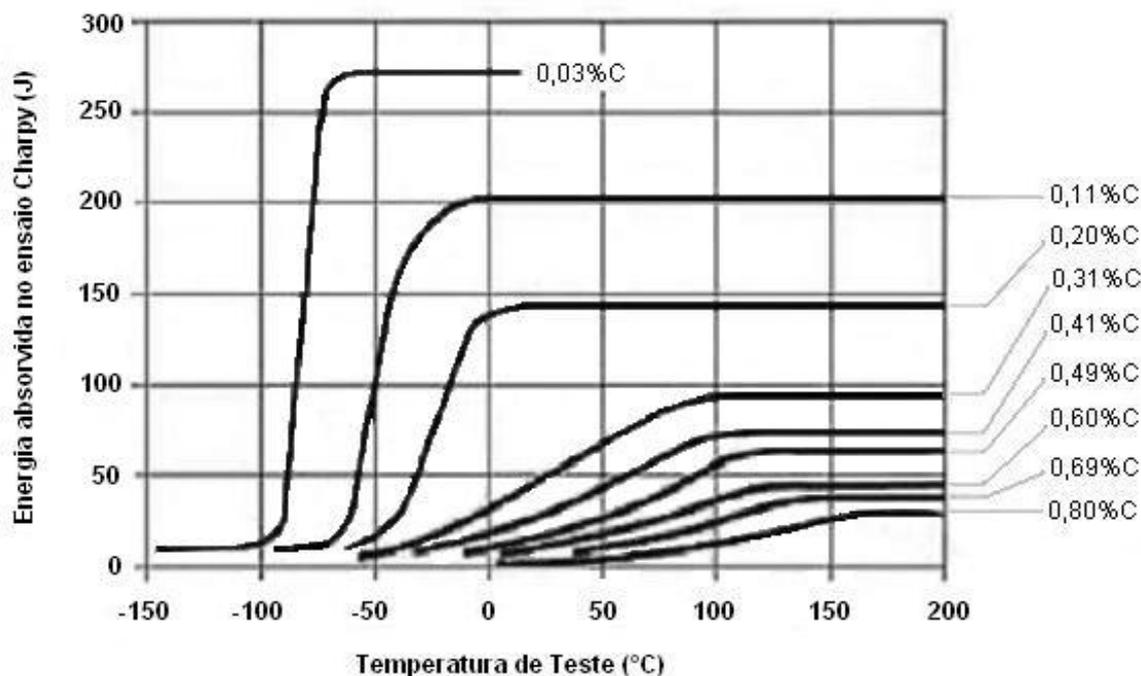


Figura 3.1 – Efeito do teor de carbono na tenacidade de aços⁽²⁾.

O efeito do carbono na soldabilidade dos aços é descrito quantitativamente em termos do carbono equivalente, que também considera os efeitos de outros elementos (equação 3.2 e 3.3). Com exceção do boro, que apresenta teores na ordem de ppm, o carbono é o elemento mais prejudicial à soldabilidade. Em aços microligados ao nióbio expostos a ambientes ricos em H_2S , teores de carbono menores de 0,01% podem causar fratura intergranular nas zonas termicamente afetadas nas soldas de aços⁽²⁾.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} \quad (3.2)$$

$$PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \times B \quad (3.3)$$

Nos aços ARBL com estrutura acicular, teores de carbono acima de 0,10% diminuem sensivelmente o limite de escoamento e as propriedades de impacto. O efeito negativo nas propriedades de impacto destes aços estaria relacionado à formação de ilhas de

martensita ou de carbonetos grosseiros entre as ripas de ferrita acicular⁽³⁾. Atualmente, os aços API 5L - X70 apresentam concentrações de carbono entre 0,04% e 0,10%.

Teor de manganês

O manganês é utilizado em substituição ao carbono para aumento da tenacidade sem prejudicar a resistência mecânica dos aços. Pelo abaixamento da temperatura da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, o manganês atua como refinador do grão de α e, conseqüentemente, melhora a resistência mecânica e tenacidade dos aços. Nos aços com estrutura bainítica, teores de manganês acima de 1,05% melhoram a resistência mecânica devido ao aumento da fração de bainita^(2,4).

Para concentrações de manganês próximas a 2,00%, pode haver a formação de ilhas de martensita que prejudicam a tenacidade. Este efeito é agravado pela segregação do manganês, durante o lingotamento da placa, que causa o aparecimento de estruturas bandeadas. Assim, os teores de manganês nos aços API 5L - X70 estão normalmente entre 1,40% e 1,70%.

Teor de nitrogênio

O nitrogênio forma precipitados TiN, AlN e Nb(CN) na faixa de temperaturas de recristalização da austenita e assim reduz o crescimento do grão austenítico. Na faixa de temperatura da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, o nitrogênio pode formar precipitados de VN que têm efeito no endurecimento por precipitação. Caso o nitrogênio não esteja na forma de precipitados, apesar da contribuição na resistência mecânica pelo endurecimento por solução sólida, é prejudicial à tenacidade do aço.

Teor de titânio

O titânio combina com o nitrogênio e forma precipitados de nitreto de titânio (TiN), estáveis em altas temperaturas, que atuam como inibidores do crescimento do grão austenítico. Como mostrado na figura 3.2-a, através do controle do crescimento do grão e da redução da quantidade de nitrogênio em solução sólida, a adição de 0,02% de titânio melhora a tenacidade dos aços. Entretanto, como apresentado na figura 3.2-b, concentrações de titânio acima da relação estequiométrica com o nitrogênio ($\%Ti/\%N = 3,42$) têm um efeito deletério na tenacidade do aço⁽²⁻⁴⁾.

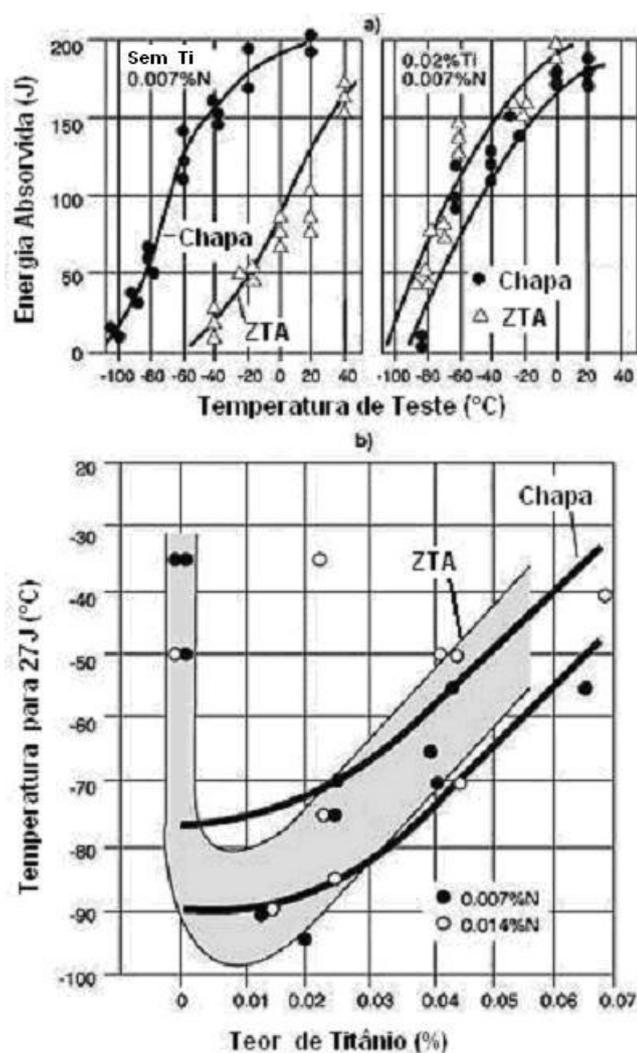


Figura 3.2 – Efeito do teor de titânio na tenacidade de aços⁽²⁾.

Teor de vanádio

Nos aços ARBL, o vanádio forma precipitados de V(CN), induzidos pela deformação na região austenítica durante e após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Devido às baixas temperaturas de precipitação, estes precipitados são bastante finos e tem efeito pronunciado no endurecimento dos aços ARBL⁽⁷⁾. Entretanto, nos aços API 5L - X70, devido à adição de titânio, que reage com o nitrogênio e forma TiN em altas temperaturas, não ocorre formação de VN e o efeito do vanádio no endurecimento por precipitação é causado pelo VC^(2, 4).

Teor de nióbio

No processamento termomecânico dos aços ARBL, o nióbio pode contribuir de várias maneiras para o aumento resistência mecânica^(2, 6, 19, 20):

1. Controle do grão austenítico pelos precipitados de Nb(CN) na faixa de temperatura de recristalização de γ ;
2. Aumento da temperatura de não recristalização de γ , pelo mecanismo de “arraste de soluto”, que reduz a mobilidade das deslocações, e pela formação de precipitados de Nb(CN) induzidos pela deformação no campo austenítico, que tem efeito de travamento dos contornos de grão;
3. Abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, pelo mecanismo de “arraste de soluto” e pela formação de precipitados de Nb(CN) na austenita;
4. Endurecimento pela precipitação de Nb(CN) no campo austenítico, induzidos pela deformação de γ , e na interface γ/α .
5. Endurecimento por precipitação, através da precipitação de Nb(CN) finos e dispersos na matriz, após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$;

Teor de boro

Devido ao seu raio atômico (63% menor que o raio atômico do ferro), o boro segrega para os contornos de grão da autenita, inibindo a nucleação da ferrita poligonal e, conseqüentemente, favorecendo a formação de estruturas aciculares. Como o efeito do

boro está relacionado à sua permanência em solução sólida, é importante evitar a precipitação de nitretos de boro (BN) e de ferrocarbonetos de boro ($\text{Fe}_{23}(\text{CB}_6)$). Desta forma, a adição de titânio para a fixação do nitrogênio, na forma de TiN, é importante. Quanto à redução da formação do $\text{Fe}_{23}(\text{CB}_6)$, o nióbio parece ser efetivo pela redução da difusão do carbono e pela precipitação do NbC, que reduz a quantidade de carbono em solução^(3, 4).

O efeito da adição de boro e nióbio no balanço entre a resistência mecânica e a tenacidade de um aço com 0,05%C, 1,5%Mn e 0,02%Ti, após a laminação controlada, é mostrado na figura 3.3. A adição de nióbio (sem boro) leva a uma melhora tanto na resistência quanto na tenacidade do aço. Com a adição de boro (sem nióbio) foi observada uma piora na tenacidade do aço. Para a adição de boro e nióbio houve um significativo aumento no limite de resistência e a temperatura de transição se manteve praticamente inalterada, devido ao aumento da fração volumétrica de bainita e menor tamanho de grão, respectivamente⁽⁴⁾.

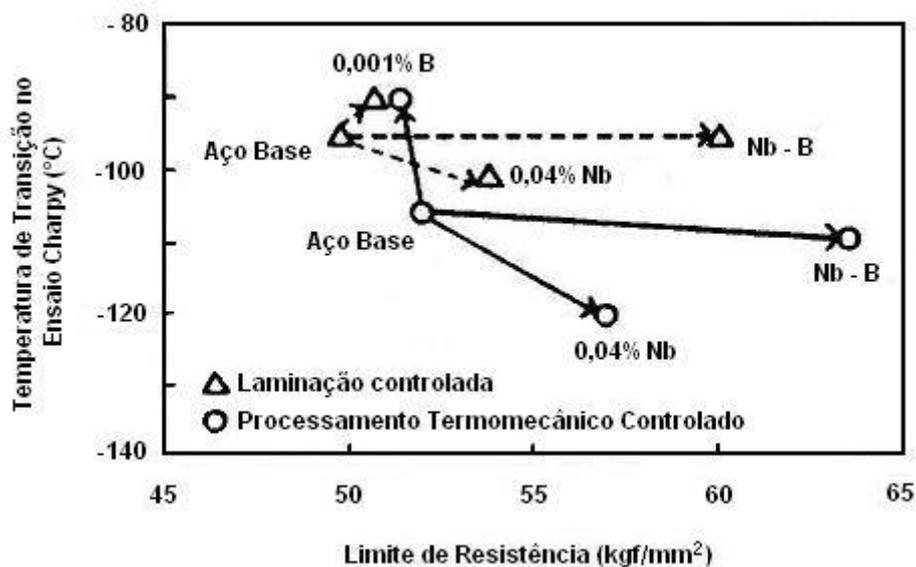


Figura 3.3 – Contribuição da adição de boro e nióbio ao balanço entre resistência mecânica e tenacidade - Aço base 0,05%C, 1,5%Mn, 0,02%Ti⁽⁴⁾.

3.3.2) Microestruturas Típicas dos Aços API 5L - X70

3.3.2.1) Microestrutura Ferrita-Perlita

A microestrutura ferrita-perlita é obtida nos aços ARBL quando não é adotado o resfriamento acelerado após a laminação controlada. Neste caso, as condições cinéticas (tempo e temperatura elevadas) favorecem a nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grão de γ e seu crescimento por difusão. Nestes aços, a principal contribuição dos elementos microligantes e do processamento termomecânico é o refino de grão, como mostrado na figura 3.4. Os precipitados de nióbio e vanádio, formados durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ou induzidos pela deformação, também aumentam a resistência mecânica do aço⁽¹³⁾.

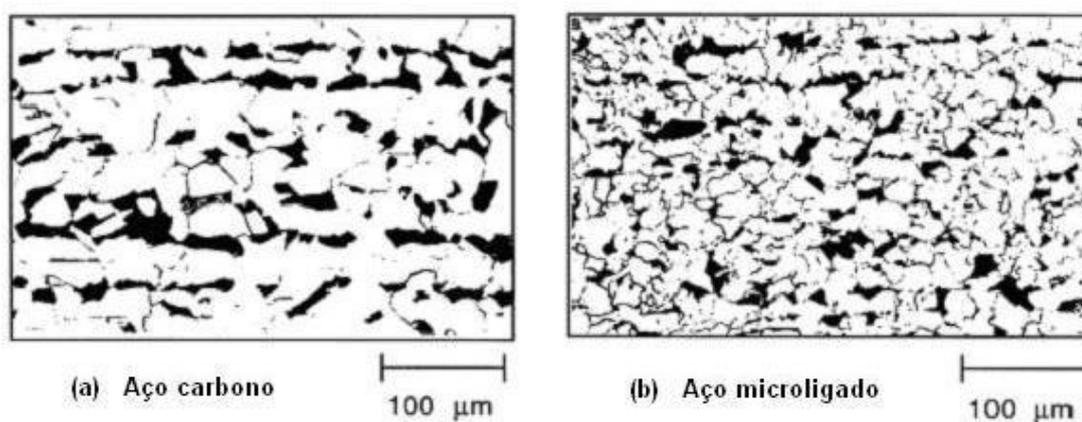


Figura 3.4- Microscopia ótica da microestrutura ferrita-perlita bandada de um aço carbono (a) e de um aço microligado ao nióbio (b)⁽¹³⁾.

3.3.2.1) Microestrutura Acicular

Após o processamento termomecânico dos aços ARBL, o resfriamento acelerado das tiras em taxas entre 10 e 40°C/s na faixa de temperatura entre 800 e 500°C, resulta em grãos refinados de ferrita poligonal e ferrita acicular ou bainita, com alta densidade de deslocamentos. Esta microestrutura apresenta uma boa combinação de resistência

mecânica e tenacidade dos aços. A fração de ferrita acicular ou bainita depende da taxa de resfriamento e da composição química do aço⁽¹³⁾.

A bainita é uma mistura de ferrita e cementita, que cresce na forma de colônias paralelas nucleadas nos contornos da austenita e envolve o mecanismo de cisalhamento no crescimento da ferrita da bainita, e difusão do carbono para a formação dos carbonetos⁽¹³⁾. Quando a bainita se forma em temperaturas pouco abaixo da temperatura de formação da perlita, é denominada bainita superior e apresenta a ferrita na forma de agulhas e os carbonetos alongados localizados entre as agulhas. Para temperaturas de formação pouco acima da martensita, é classificada como bainita inferior e apresenta a ferrita na forma de placas e os carbonetos são finos e localizados no interior das placas.

A ferrita acicular, como a bainita, também apresenta o mecanismo de cisalhamento do reticulado e difusão do carbono. Entretanto, a ferrita acicular nucleia-se heterogeneamente no interior dos grãos de γ e cresce em direções aleatórias⁽¹³⁾. Devido à sua orientação caótica, alta densidade de deslocações e estrutura refinada, a microestrutura contendo ferrita acicular e ferrita poligonal apresenta uma combinação ótima de alta resistência e boa tenacidade⁽¹³⁾.

A figura 3.5 mostra as curvas CCT para um aço contendo 0,077%C, 1,28%Mn, 0,045%Nb, 0,053%V e 0,027%Ti, para a condição não deformada e deformada de aproximadamente 40% a 850°C. Para a condição de deformação realizada na região de não recristalização de γ , a formação de células e o aumento da densidade de deslocações aumenta os sítios para a nucleação da ferrita acicular, impede o crescimento da interface coerente ou semicoerente γ/α e aumenta a difusão do carbono⁽¹⁴⁾. De fato, as condições de nucleação definem qual a microestrutura irá se formar; para as condições onde a nucleação no contorno de grão de γ é favorável, haverá a formação de bainita; para a nucleação no interior do grão de γ haverá a formação de ferrita acicular, como mostrado na figura 3.6⁽¹³⁾.

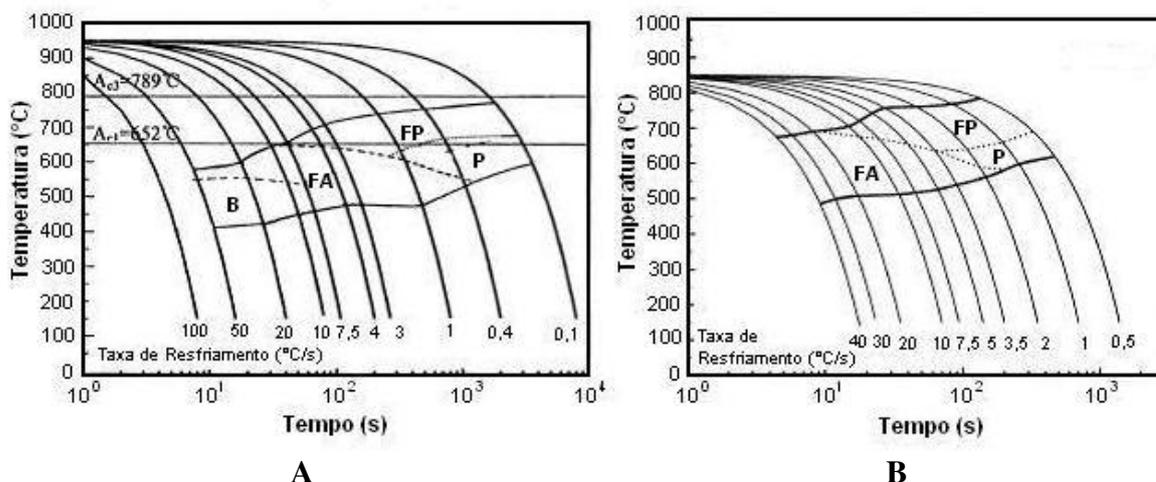


Figura 3.5 – Curvas CCT para um aço ARBL com adição de Nb, V e Ti (B - bainita; FA - ferrita acicular; PF - ferrita poligonal; P - perlita). (A) Austenitizado a 1100°C por 10min, mantido por 3min a 905°C e resfriado sem deformação. (B) Austenitizado a 1150°C por 3min, deformado de 40% a 850°C e resfriado⁽¹⁴⁾.

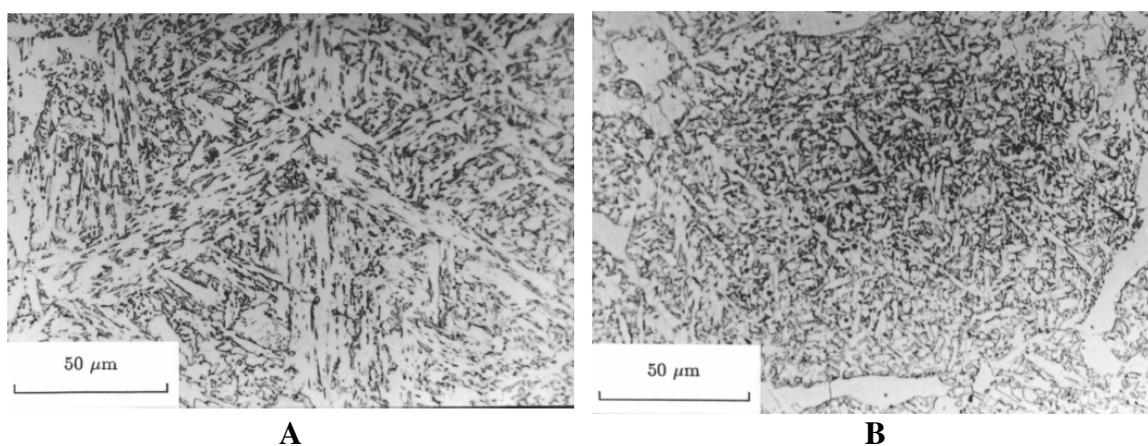


Figura 3.6 – Mudança da microestrutura de bainita (A) para ferrita acicular (B) pela presença de um filme de ferrita poligonal nos contornos de γ . As duas microestruturas foram obtidas para o mesmo aço com as mesmas condições de transformação isotérmica⁽¹³⁾.

Devido à partição do carbono próxima à interface γ/α durante o crescimento da bainita e/ou ferrita acicular, ocorre o aumento da estabilidade da austenita que pode se transformar em martensita no resfriamento. Como resultado, pode haver a formação de

ilhas de martensita e austenita entre as agulhas ou placas de bainita e/ou ferrita acicular^(3, 14).

3.3.3) Mecanismos de Endurecimento nos Aços ARBL

Nos aços ARBL, as propriedades de maior interesse são em geral a resistência mecânica, tenacidade e ductilidade. O conhecimento do efeito dos mecanismos de endurecimento sobre estas propriedades é importante para a definição da composição química e do processamento termomecânico a ser aplicado.

A equação 3.4, que é uma modificação da equação de Hall-Petch, descreve o efeito qualitativo dos vários mecanismos de endurecimento na resistência mecânica (limite de escoamento e/ou limite de resistência) dos aços baixo carbono⁽¹⁰⁾.

$$\sigma = \sigma_o + \sigma_{sss} + \sigma_{ssi} + \sigma_{dsl} + \sigma_{sub} + \sigma_{sf} + \sigma_{ppt} + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (3.4)$$

Onde:

σ = limite de escoamento (ou resistência) do aço;

σ_{sss} = endurecimento por solução sólida substitucional;

σ_{ssi} = endurecimento por solução sólida intersticial;

σ_{dsl} = endurecimento pelo aumento da densidade de deslocamentos;

σ_{sub} = endurecimento pela formação de subestruturas;

σ_{sf} = endurecimento pela presença de segunda fase;

σ_{ppt} = endurecimento por precipitação;

d = diâmetro médio do grão;

$k = 17,4\text{MPa mm}^{-1}$ (ferrita poligonal) e $12,2\text{MPa mm}^{-1}$ (estrutura acicular)^(3, 11) ;

σ_o = Constante.

De forma análoga à adotada para a resistência mecânica, a equação 3.5 descreve o efeito dos mecanismos de endurecimento na temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de impacto (ITT).

$$ITT = T_o + \Delta T_{sss} + \Delta T_{ssi} + \Delta T_{dsl} + \Delta T_{sf} + \Delta T_{ppt} - k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (3.5)$$

Onde:

ITT = Temperatura de transição dúctil frágil no ensaio de impacto;

ΔT_{sss} = efeito do endurecimento por solução sólida substitucional;

ΔT_{ssi} = efeito do endurecimento por solução sólida intersticial;

ΔT_{dsl} = efeito do endurecimento pelo aumento da densidade de deslocamentos;

ΔT_{sf} = efeito do endurecimento pela presença de segunda fase;

ΔT_{ppt} = efeito do endurecimento por precipitação;

d = diâmetro médio do grão (mm);

k = 11,5MPa mm⁻¹ (3, 11);

T_o = Constante.

O termo ductilidade para os aços API 5L – X70 se refere ao alongamento total (Ap%) e, como mostrado na figura 3.7, existe uma tendência de redução do alongamento total com o aumento da resistência mecânica. Dependendo dos mecanismos de endurecimento, pode-se obter diferentes níveis de ductilidade para uma dada resistência mecânica⁽¹⁰⁾.

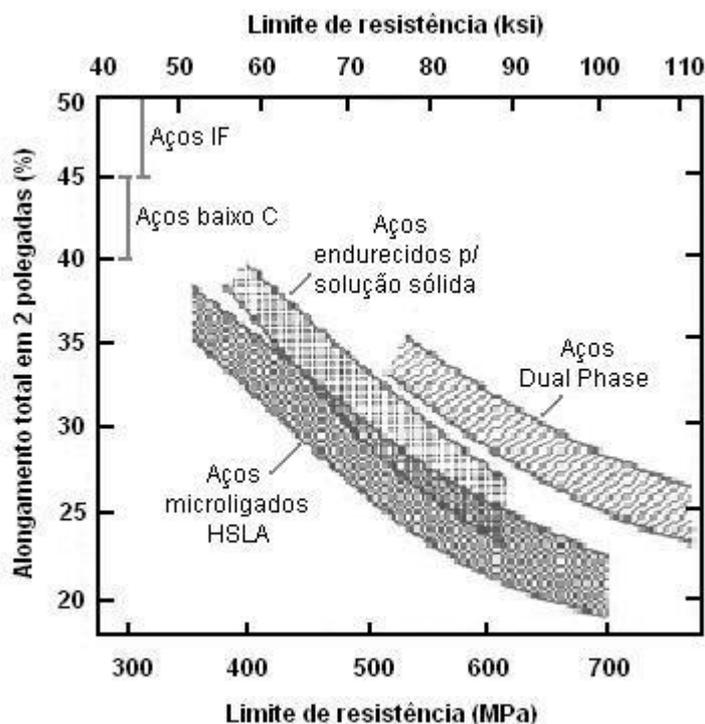


Figura 3.7 – Relação Ductilidade-resistência mecânica para vários aços laminados a quente ⁽¹⁰⁾.

3.3.3.1) Endurecimento por Solução Sólida.

O endurecimento por solução sólida intersticial (σ_{ssi}) e solução sólida substitucional (σ_{sss}) é causado pela distorção na rede da ferrita. Para as soluções diluídas, como os aços ARBL, o limite de escoamento aumenta linearmente com a quantidade de cada elemento em solução sólida⁽¹⁰⁾. A equação 3.6⁽¹¹⁾, proposta por Irvine et al. (1967), mostra o efeito das adições de nitrogênio, manganês e silício no aumento do limite de escoamento de um aço baixo carbono com microestrutura ferrita-perlita. Como a presença de átomos em solução sólida não interfere na densidade de deslocamentos, este mecanismo de endurecimento não tem efeito sobre o limite de resistência do aço.

$$LE \text{ (MPa)} = 53,9 + 32,3 \times \%Mn + 83,2 \times \%Si + 354 \times \%N_{\text{Solução}} + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \quad (3.6)$$

A presença de átomos em solução sólida tem efeito deletério na tenacidade através do aumento da temperatura de transição dúctil-frágil do ensaio de impacto. Segundo a equação 3.7, proposta por Irvine et al. (1967), a presença de 50ppm de nitrogênio em solução sólida resulta em um aumento de aproximadamente 50°C na ITT^(2, 11).

$$ITT (^{\circ}C) = -19 + 44 \times \%Si + 700 \times \sqrt{\%N_{\text{solução}}} + 2,2 \times \%Perlita - \frac{11,5}{\sqrt{d}} \quad (3.7)$$

Nos aços API 5L - X70, devido às adições de titânio, vanádio e nióbio e ao processamento termomecânico, a quantidade de carbono e nitrogênio em solução sólida é bastante reduzida, e o efeito do endurecimento por solução sólida intersticial (σ_{ssi}) nas propriedades é secundário. O efeito do endurecimento por solução sólida substitucional (σ_{sss}) é independente do processamento termomecânico, dependendo apenas da quantidade e do efeito relativo de cada elemento em solução sólida. Como apresentado na equação 3.7, para o manganês, o nitrogênio e o silício, e na figura 3.8, para vários elementos substitucionais, o aumento no limite de escoamento do aço varia linearmente com o teor do soluto substitucional⁽¹⁰⁾.

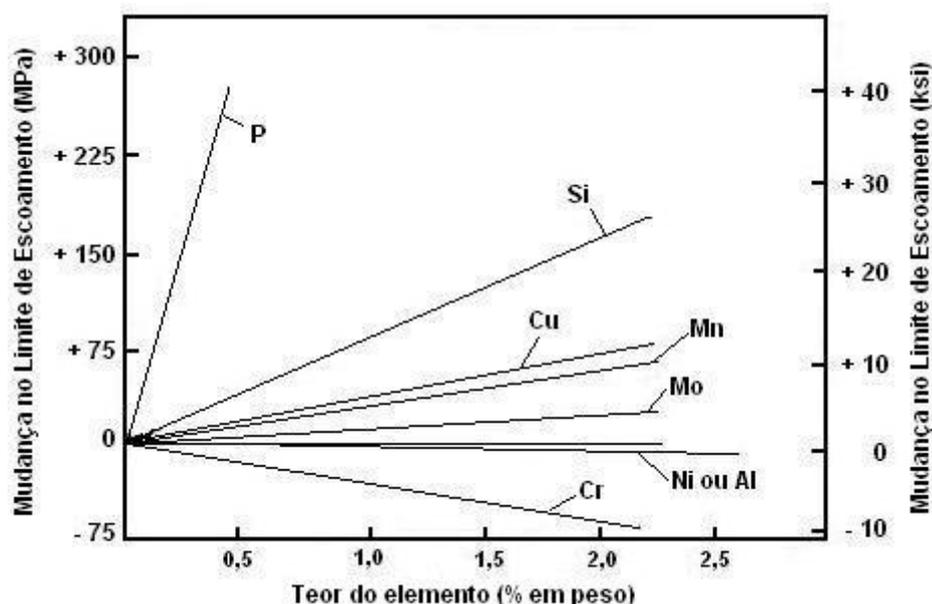


Figura 3.8 - Aumento do limite de escoamento da ferrita devido à presença de solutos substitucionais⁽¹⁰⁾.

3.3.3.2) Endurecimento pelo Contorno de Grão

O endurecimento através do refino de grão é o único mecanismo de aumento da resistência mecânica que melhora a tenacidade, sendo que todos os outros mecanismos de endurecimento têm efeito negativo sobre a tenacidade dos metais. O controle do tamanho de grão dos aços ARBL pode ser dividido em três fases:

- 1) Controle do tamanho de grão austenítico na faixa de temperatura de recristalização de γ ;
- 2) Deformação dos grãos austeníticos, através da deformação plástica entre a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e a temperatura de não recristalização de γ ;
- 3) Abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

3.3.3.2.1) Controle do Tamanho de Grão Durante a Recristalização de γ

Na faixa de temperatura de recristalização da γ , que corresponde às etapas de aquecimento da placa e laminação de desbaste, a presença de precipitados finos e dispersos de carbonetos e nitretos atua no ancoramento dos contornos e prevenção do crescimento do grão austenítico. Caso ocorra o coalescimento e/ou dissolução dos precipitados, estes perdem o efeito de controladores do crescimento do grão austenítico. Desta forma, quanto mais estáveis em altas temperaturas, mais eficientes os precipitados no controle do grão austenítico^(10, 12).

Como pode ser visto na figura 3.9, o TiN é estável mesmo em temperaturas na ordem de 1250°C, sendo bastante efetivo no controle do tamanho de grão austenítico⁽¹⁰⁻¹²⁾. Nos aços API 5L - X70, os teores de titânio estão entre 0,01% e 0,02% e o teor máximo de nitrogênio igual a 60ppm. Nestas concentrações os precipitados de TiN são finos e bem distribuídos na matriz, sendo mais eficientes no controle do crescimento do grão⁽²⁻⁴⁾.

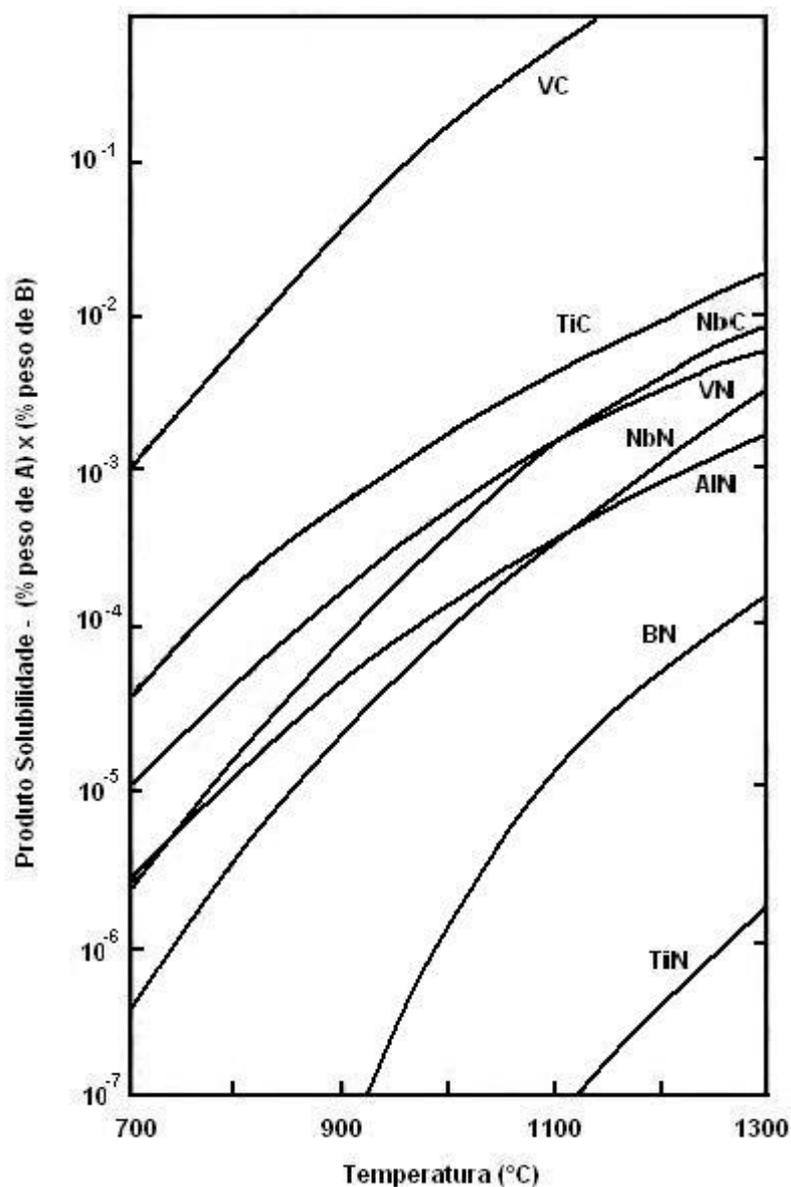


Figura 3.9 – Produto solubilidade versus Temperatura para os precipitados nitretos e carbonetos na austenita⁽¹⁰⁾.

Os precipitados de Nb(CN) controlam o crescimento do grão austenítico na faixa de temperatura entre 1000°C e 1200°C, dependendo do teor de carbono, nitrogênio e níbio e do processamento termomecânico do aço, como mostrado na figura 3.10^(10, 12). Entretanto, na faixa de temperatura em que ocorre o coalescimento destes precipitados, é observado o crescimento anormal dos grãos austeníticos⁽¹²⁾. Por este motivo, nos aços

API 5L - X70, o controle do tamanho de grão austenítico é feito preferencialmente pelos precipitados de TiN ^(6, 8, 10, 12).

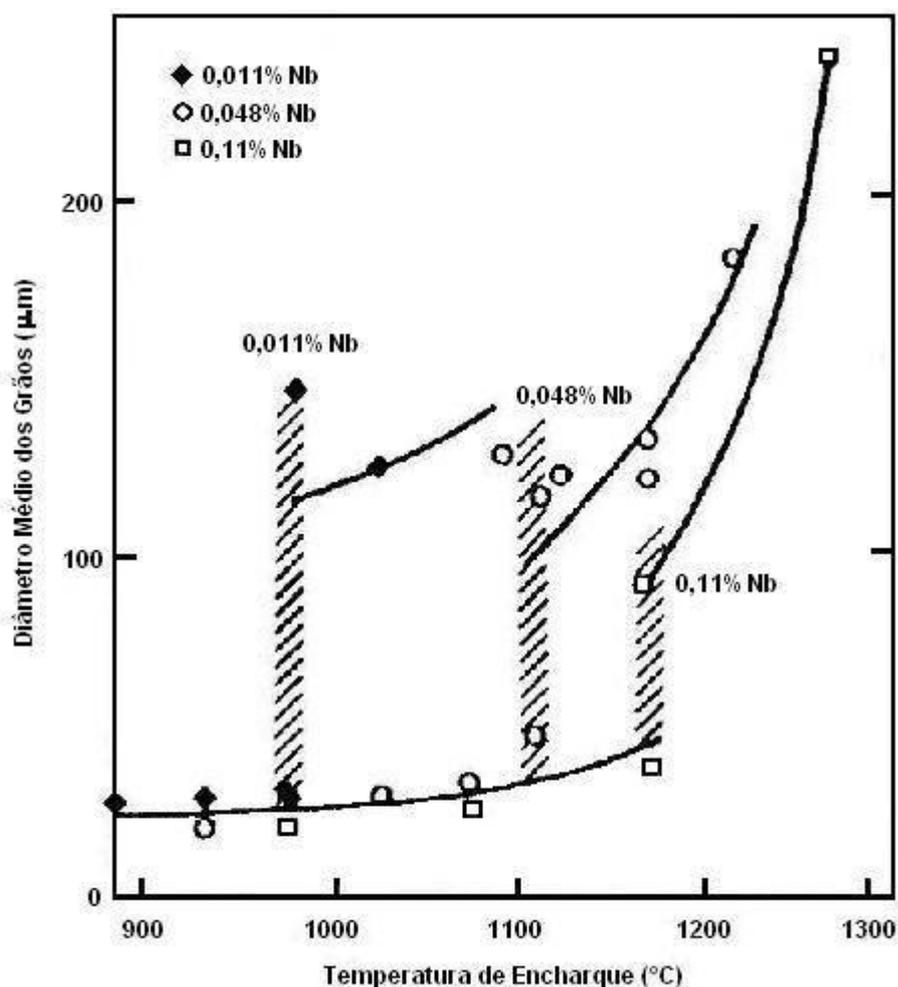


Figura 3.10 – Efeito do teor de nióbio na temperatura de crescimento do grão austenítico – Aço base 1,4%Mn – 0,01%P – 0,01%S – 0,25%Si⁽¹²⁾.

3.3.3.2.2) Controle do Tamanho de Grão pela Deformação dos Grãos de γ

Na laminação dos aços API 5L - X70, parte da deformação total é realizada na faixa de temperaturas entre a temperatura de não recristalização de γ (T_{nr}) e a temperatura de início da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (A_{r3}). Nesta faixa de temperatura, a recristalização de γ é retardada pelo “arraste de soluto” e, principalmente, pelo ancoramento dos contornos de grão por precipitados finos induzidos pela deformação plástica, resultando em grãos

austeníticos alongados que levam a um refino adicional do grão ferrítico transformado^(6, 10, 11). A equação 3.8, proposta por Boratto et al. (1988), apresenta a variação da T_{nr} em função do teor dos elementos de liga (% em peso)⁽⁶⁾.

$$T_{nr} (^{\circ}\text{C}) = 877 + 464C + (6645\text{Nb} - 664\sqrt{\text{Nb}}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890\text{Ti} + 363\text{Al} - 357\text{Si} \quad (3.8)$$

A figura 3.11 mostra o efeito da adição dos microligantes no aumento da T_{nr} , para um intervalo entre os passes de laminação de 10 segundos^(2, 10). O nióbio, devido ao seu raio atômico 15,3% maior que o ferro e à formação de precipitados induzidos pela deformação plástica, é o elemento mais efetivo no aumento da T_{nr} . A adição titânio nos aços ARBL inibe a formação de Nb(CN) na faixa de temperatura de recristalização da austenita, devido à fixação do nitrogênio no TiN. Assim, a quantidade de nióbio em solução sólida é maior e seu efeito no aumento da T_{nr} é mais pronunciado⁽⁶⁾.

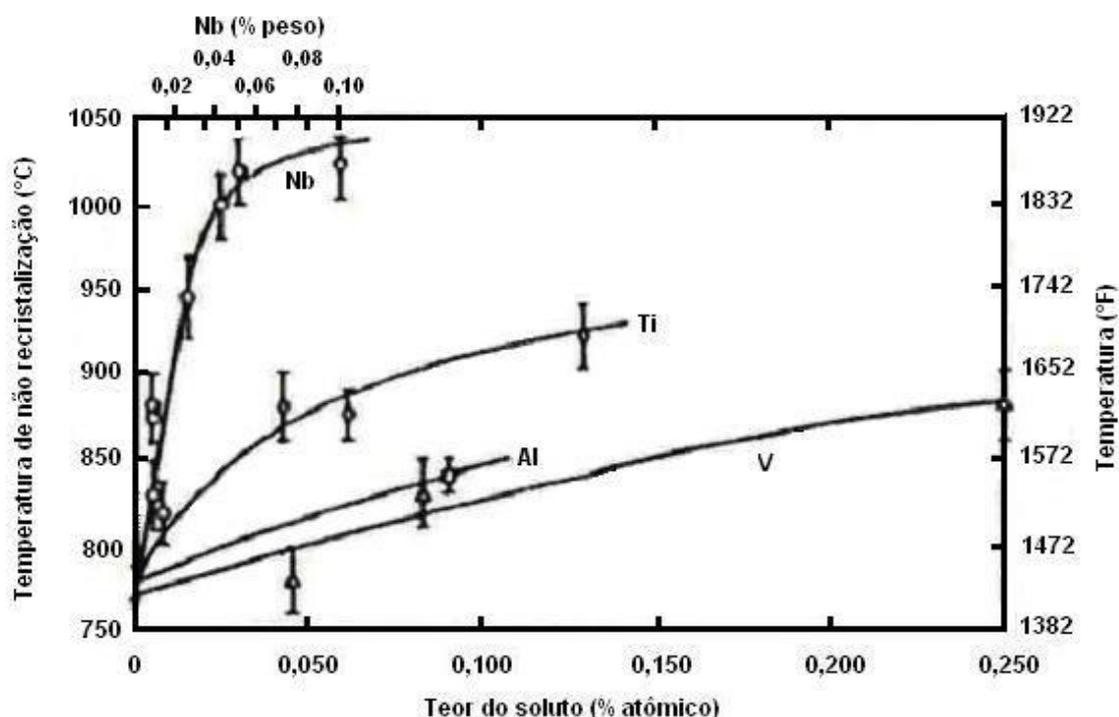


Figura 3.11 – Efeito da adição dos elementos microligantes na T_{nr} ⁽¹⁰⁾.

3.3.3.2.3) Controle do Tamanho de Grão pelo Abaixamento da Temperatura de Transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

Devido ao aumento da taxa de nucleação e à redução da taxa de crescimento de α , o abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ auxilia no refinamento dos grãos ferríticos transformados. Baixas temperaturas de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ são favorecidas pela presença de elementos em solução sólida e pela formação de precipitados finos na interface γ/α . Em oposição ao efeito dos elementos de liga, o refino do grão austenítico e a deformação abaixo de T_{nr} tendem a aumentar a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Outro fator importante é a taxa de resfriamento, pois a adoção do resfriamento acelerado resulta em refinamento adicional dos grãos e, para taxas de resfriamento mais elevadas, pode haver a formação de estruturas aciculares que vão apresentar menor tamanho de grão que as estruturas poligonais.

O nióbio, apesar do efeito de refinamento de γ , tem um efeito bastante pronunciado no abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ pelo mecanismo de “arraste de soluto” e pela formação de precipitados finos de NbC na interface γ/α . A figura 3.12 mostra o efeito do nióbio, titânio e vanádio na temperatura de início de transformação de um aço com 0,10%C e 1,50%Mn e tamanho de grão austenítico de 100 μ m, para duas taxas de resfriamento, 0,5°C/s e 10°C/s ⁽⁸⁾.

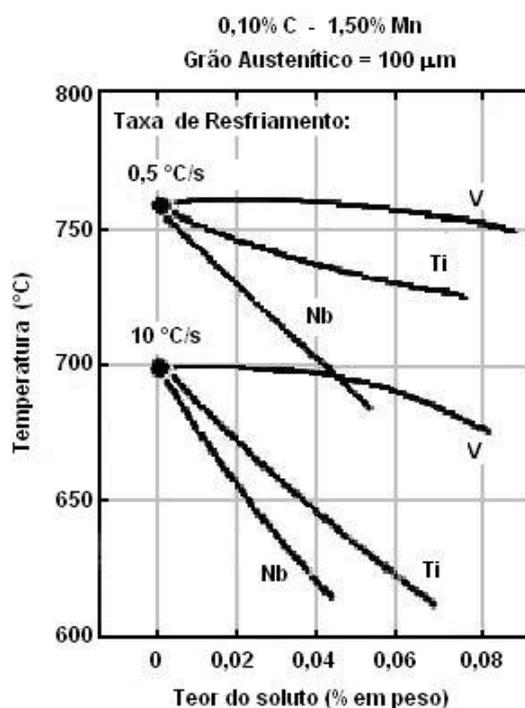


Figura 3.12 – Variação da temperatura de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ com a adição de elementos microligantes⁽¹⁰⁾.

3.3.3.3) Endurecimento por Precipitação

O endurecimento por precipitação (σ_{ppt}), ao lado do endurecimento pelo tamanho de grão, é o principal mecanismo de aumento da resistência mecânica dos aços ARBL. O efeito de endurecimento por precipitação é proporcional à fração volumétrica dos precipitados e inversamente proporcional ao raio dos precipitados.

Os precipitados coerentes e semi-coerentes com diâmetro entre 1 e 2nm, formados durante ou após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, são muito efetivos no aumento do limite de escoamento, como apresentado na figura 3.13. Outro fator importante é o parâmetro de rede dos precipitados, quanto maior a diferença entre o parâmetro de rede dos precipitados coerentes e o parâmetro de rede do ferro- α (0,286nm), maior a distorção na rede e, conseqüentemente, maior o endurecimento por precipitação. Neste contexto, os precipitados de níbio são mais efetivos que os precipitados de titânio e vanádio, como apresentado na figura 3.14⁽⁷⁾. Gray (1973) observou um aumento de 100MPa na

resistência mecânica devido à formação de precipitados entre 1,5 e 2,0nm, a partir de 0,03% de nióbio em solução sólida na temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ⁽⁶⁾.

Estudos de caracterização, via microscopia eletrônica de transmissão, mostram que a precipitação de carbonitreto no campo de não-recristalização de γ também são efetivos no aumento da resistência mecânica, apesar da sua natureza incoerente e de seu tamanho. Sobral et al (2003) observou um aumento de 94MPa devido à precipitação de carbonitreto de Nb e V no campo austenítico^(19, 20).

Os precipitados de TiN se formam a altas temperaturas e, devido à sua natureza incoerente, não têm efeito no endurecimento por precipitação. Entretanto, o titânio fixa o nitrogênio livre e favorece a formação do NbC, mais efetivo que o Nb(CN) no endurecimento por precipitação⁽²⁾.

Com a precipitação de TiN em altas temperaturas, o vanádio precipita como VC durante ou após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Apesar do seu parâmetro de rede menor que do NbC, os precipitados de vanádio (VN e VC) são finos e bem distribuídos na ferrita, sendo bastante efetivos^(2, 7).

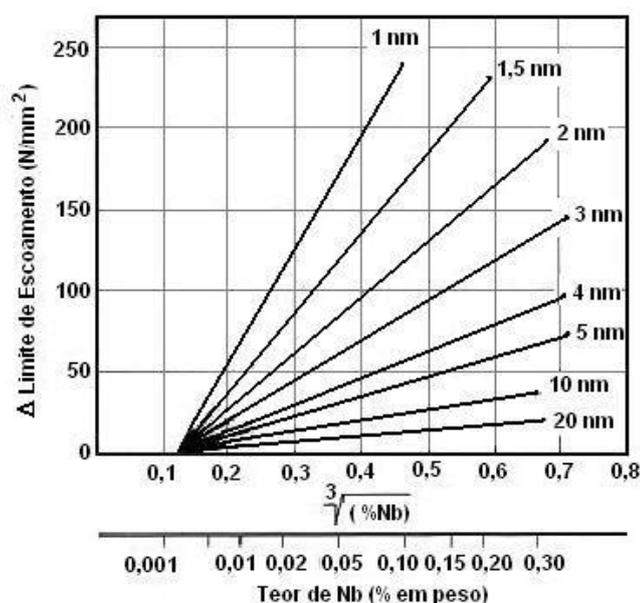


Figura 3.13- Efeito da fração volumétrica e do tamanho dos precipitados de NbC no aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação⁽⁷⁾.

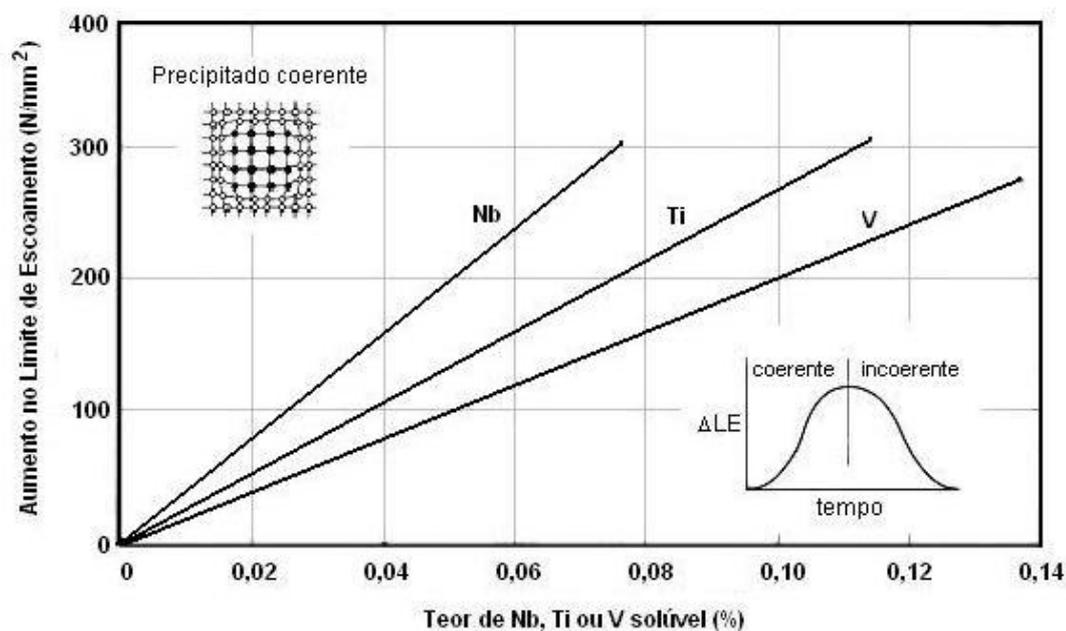


Figura 3.14 – Aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação para teores de carbono entre 0,01 e 0,50%⁽⁷⁾.

3.3.3.4) Endurecimento pelo Aumento da Densidade de Deslocações

Este mecanismo de endurecimento é importante nos aços com microestruturas aciculares, onde a densidade de deslocações da bainita e ferrita acicular é da ordem de 10^{14} m^{-2} . Nestes aços, a densidade de deslocações da ferrita poligonal é cerca de quatro vezes maior que na ferrita poligonal dos aços ferrita-perlita, provavelmente devido à deformação plástica causada pela formação da bainita⁽¹³⁾.

3.3.3.5) Outros Mecanismos de Endurecimento

A formação de subestruturas (σ_{sub}) pode contribuir para o aumento da resistência mecânica dos aços ARBL nos casos em que for adotada a laminação controlada no campo bifásico ($\gamma + \alpha$). Entretanto, esta prática não é adotada quando há resfriamento acelerado após a laminação, onde toda a deformação é aplicada no campo austenítico⁽¹⁰⁾.

O endurecimento pela presença de segunda fase (σ_{sf}), depende da fração volumétrica das fases e das fases presentes. Nos aços com estrutura ferrita-perlita, a perlita não contribui para o aumento do limite de escoamento, mas aumenta significativamente o limite de resistência do aço⁽¹⁰⁾.

3.4) Estratégias de Laminação

A estratégia de laminação depende das características do laminador, da composição química e propriedades mecânicas objetivadas. A figura 3.15 apresenta as várias estratégias de laminação que podem ser utilizadas em aços microligados.

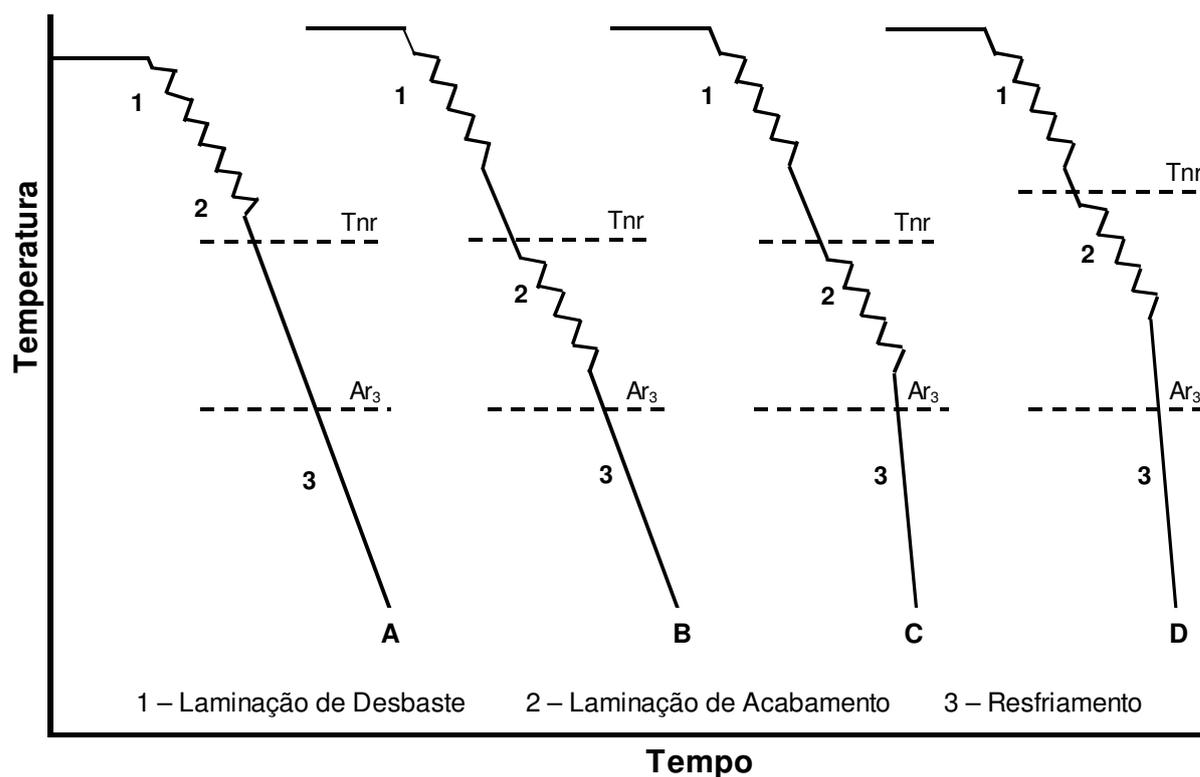


Figura 3.15 – Estratégias de laminação: (A) Laminação Controlada com Recristalização; (B) Laminação Controlada; (C) Processamento Termomecânico Controlado; (D) Processamento Termomecânico Controlado de Alta-Temperatura.

Na estratégia de Laminação Controlada com Recristalização, são adotadas baixas temperaturas de desenformamento e temperaturas de acabamento acima de 1050°C. Com o controle do crescimento dos grãos austeníticos na etapa de reaquecimento, os sucessivos passes de deformação no campo de recristalização da austenita e a inibição do crescimento de grão entre os passes de laminação, pode-se obter um bom refinamento dos grãos ferríticos. Esta estratégia pode ser adotada em aços microligados com V ou V-Ti, com teores de N entre 150 e 200ppm, que apresentam um refinamento do grão austenítico em altas temperaturas e um pronunciado endurecimento pelos precipitados de VN, sendo indicada para laminadores com baixa potência⁽²¹⁾.

A estratégia de Laminação Controlada envolve a deformação na região de recristalização da austenita, com refinamento dos grãos pela recristalização entre os passes de laminação, e a deformação na região de não recristalização da austenita, resultando em uma alta área interfacial de austenita por unidade de volume. Durante o resfriamento ao ar, a alta taxa de nucleação de α , nos contornos de grão e nas bandas de deformação, vai produzir grãos ferríticos muito finos. Esta prática é utilizada em laminadores com alta potência, devido às altas cargas na laminação de acabamento^(21, 22).

O Processamento Termomecânico Controlado compreende as etapas de deformação na região de recristalização da austenita, deformação na região de não recristalização da austenita, seguida do resfriamento acelerado do aço, resultando em grãos ferríticos mais refinados que na Laminação Controlada. Dependendo das taxas de resfriamento e das temperaturas de início e final de resfriamento, podem-se obter estruturas aciculares⁽²²⁾.

Outra alternativa para a laminação de aços microligados é o Processamento Termomecânico Controlado de Alta-Temperatura. Neste caso, graças a teores de Nb da ordem de 0,09 a 0,10%, a temperatura de não-recristalização da austenita fica acima de 1.060°C e a laminação de acabamento pode ser realizada em temperaturas bastante elevadas, o que proporciona uma redução sensível nas cargas de laminação e/ou aumento nas deformações aplicadas⁽²²⁾.

3.5) Processamento Termomecânico Controlado

O desenvolvimento dos aços ARBL está embasado na adição de microligantes que, nas várias etapas do processamento termomecânico controlado, atuam no refino da microestrutura, endurecimento por precipitação e nas transformações de fase. Desta forma, as condições de reaquecimento da placa, deformação da austenita, nas regiões de recristalização e não recristalização, e de resfriamento da tira após a laminação vão determinar a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço ARBL.

Nesta seção, são apresentadas as etapas do processamento termomecânico controlado, aplicado no desenvolvimento dos aços API 5L - X70.

3.5.1) Reaquecimento da Placa

A etapa de reaquecimento da placa determina o tamanho e dispersão inicial do grão austenítico e a disposição dos elementos microligantes. Desta forma, tem forte influência na microestrutura, resistência mecânica e tenacidade do aço ARBL. A figura 3.16⁽¹⁷⁾ mostra o efeito da temperatura de aquecimento nos propriedades mecânicas finais de um aço ARBL, sem adição de titânio.

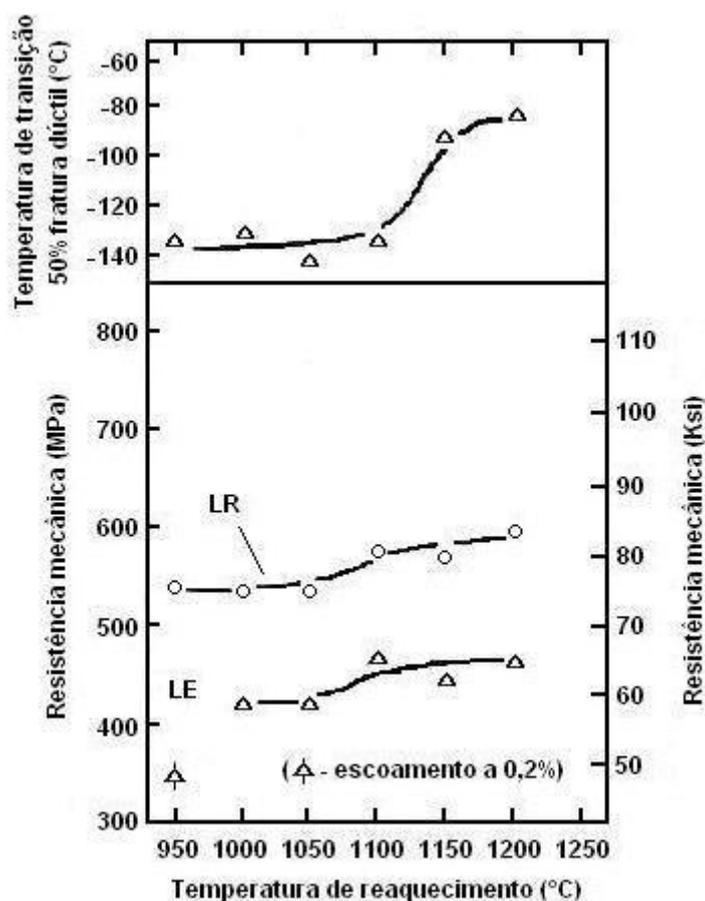


Figura 3.16 – Efeito da temperatura de aquecimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,07%C, 0,33%Si, 1,50%Mn, 0,23%Ni, 0,12%Mo, 0,04%Nb e 0,07%V⁽¹⁷⁾.

Quanto mais baixa a temperatura de aquecimento, mais fino o grão austenítico e mais refinada a microestrutura final, o que melhora a tenacidade do aço. Este refinamento da microestrutura é atribuído à grande quantidade de precipitados remanescentes, que controlam o crescimento do grão austenítico. Entretanto, para temperaturas de aquecimento muito baixas pode haver uma piora do limite de escoamento e limite de resistência do aço, devido à redução da quantidade de nióbio e vanádio em solução sólida na austenita, que vai limitar o efeito destes elementos no endurecimento por precipitação e na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ⁽¹⁵⁾.

Para temperaturas e/ou tempos de reaquecimento muito elevados, ocorre a dissolução dos precipitados de nióbio e vanádio e o coalescimento dos precipitados de titânio (TiN) seguido pelo crescimento anormal dos grãos de austeníticos. As figuras 3.17 e 3.18⁽¹²⁾ mostram o efeito da temperatura e do tempo de reaquecimento no crescimento anormal dos grãos austeníticos de um aço com 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti. Para o tempo de encharque igual a 15 minutos e uma temperatura de 1250°C, foi observado crescimento anormal dos grãos austeníticos deste aço – figura 3.17-B. Da mesma forma, para a temperatura de encharque igual a 1200°C o crescimento anormal da austenita só ocorre para tempos na ordem de 120 minutos – figura 3.18-C.

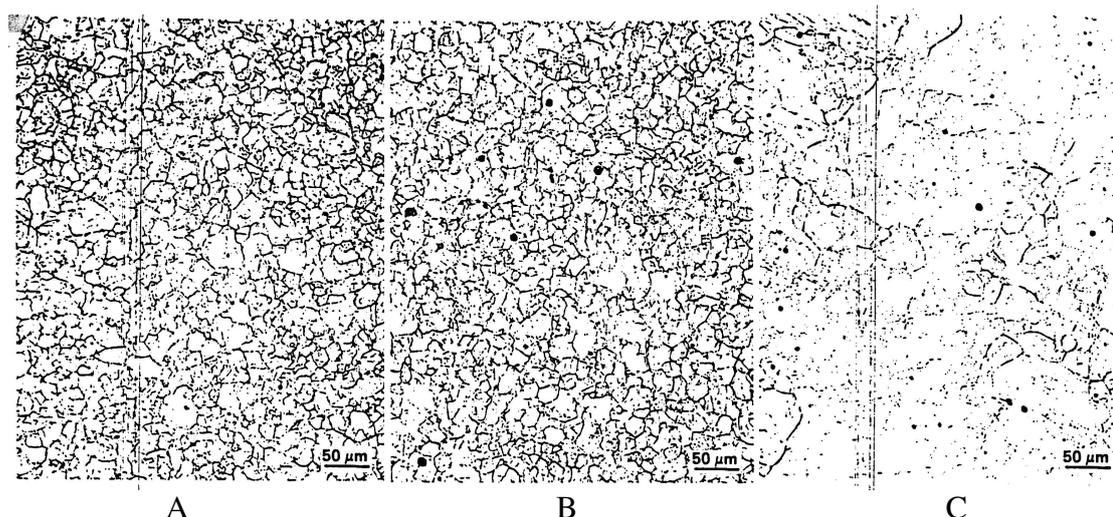


Figura 3.17 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Tempo de encharque igual a 15 minutos a 1100°C (A), 1200°C (B) e 1250°C (C)⁽¹²⁾.

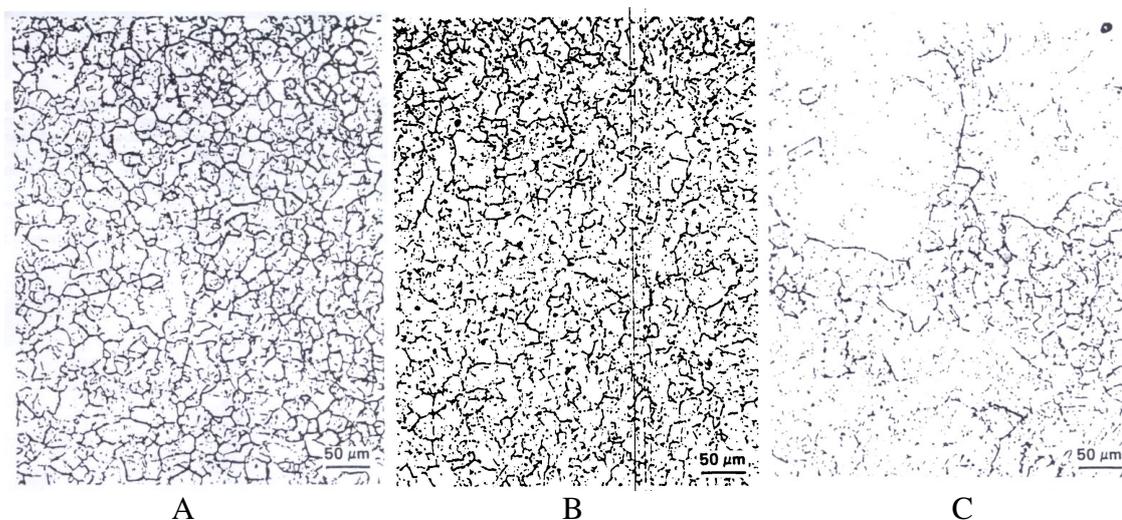


Figura 3.18 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Encharque a 1200°C durante 60 minutos (A), 90 minutos (B) e 120 minutos (C)⁽¹²⁾.

Para o processamento termomecânico controlado dos aços API 5L - X70, onde o controle do crescimento dos grãos austeníticos é feito principalmente pelos precipitados de TiN, são adotadas temperaturas de reaquecimento na faixa de 1150 a 1200°C.

3.5.2) Laminação de Desbaste

A laminação de desbaste dos aços API 5L - X70 é realizada na região de recristalização da austenita, acima de 1050°C. Nestas temperaturas, o refino dos grãos é feito por sucessivos passes de laminação seguidos da recristalização da austenita e do controle do crescimento dos grãos recristalizados pelos precipitados de TiN. Durante a laminação de desbaste, com a redução da temperatura, pode haver a precipitação de Nb(CN) que também controla o crescimento do grão austenítico.

O tamanho dos grãos austeníticos recristalizados depende da composição química, do tamanho de grão austenítico no final do reaquecimento, das temperaturas de laminação, da quantidade de deformação e taxa de deformação em cada passe de laminação.

3.5.3) Intervalo entre a Laminação de Desbaste e a Laminação de Acabamento

Como a laminação de desbaste é realizada em uma faixa de temperaturas onde ocorre a recristalização completa da austenita entre os passes, e a laminação de acabamento é realizada em temperaturas onde não ocorre a recristalização da austenita, o esboço deve aguardar a queda da temperatura antes de iniciar a laminação de acabamento. O tempo de espera é definido em função das dimensões do esboço e das temperaturas do último passe da laminação de desbaste e do primeiro passe da laminação de acabamento.

3.5.4) Laminação de Acabamento

A laminação de acabamento é realizada abaixo da temperatura de recristalização da austenita com o objetivo de produzir grãos austeníticos alongados. Com o aumento da deformação, os grãos apresentarão elevada área interfacial de austenita por unidade de volume (S_v), que corresponde à relação da área de defeitos cristalinos planares (contornos de grão, células de deslocações e contornos de pequeno ângulo) por unidade de volume. Como mostrado na figura 3.19, o tamanho de grão ferrítico decresce continuamente com o aumento de S_v , devido à maior quantidade de sítios para nucleação de $\alpha^{(17)}$.

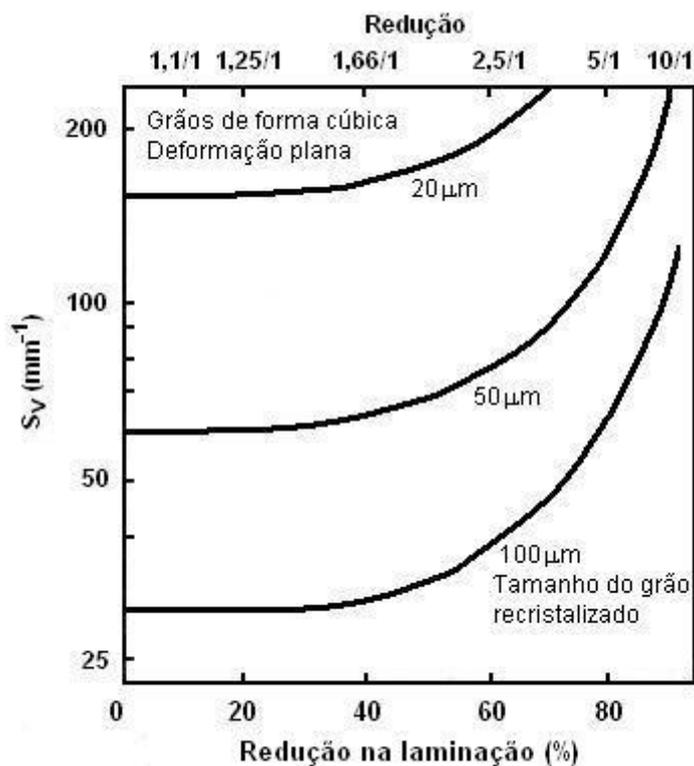


Figura 3.20 – Efeito da redução na laminação e do tamanho de grão austenítico prévio no valor de S_v ⁽¹⁷⁾.

O efeito da adição de 0,027% de nióbio sobre as temperaturas T_{nr} e A_{r3} de um aço com 0,06%C – 0,57%Mn, para um intervalo entre os passes de laminação igual a 30 segundos, pode ser visto na figura 3.21⁽¹⁶⁾. A determinação de T_{nr} é possível devido ao aumento na inclinação da curva de tensão de fluxo na região de não recristalização estática da austenita⁽¹⁶⁾.

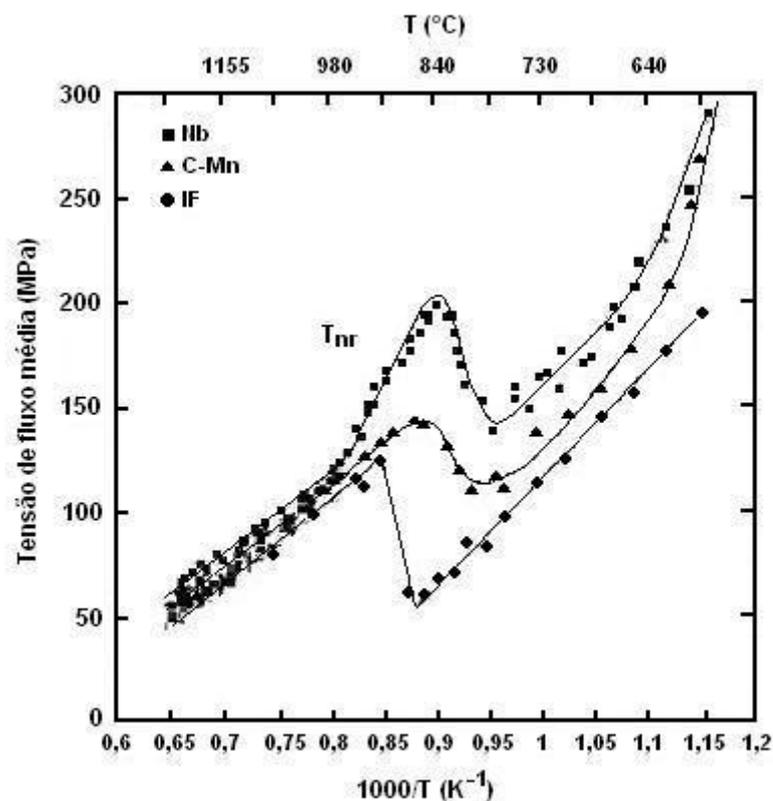


Figura 3.21 – Curva tensão de fluxo média versus 1000/Temperatura – Intervalo entre passes de laminação igual a 30 segundos⁽¹⁶⁾.

A figura 3.22⁽¹⁶⁾ apresenta as curvas de tensão de fluxo versus deformação acumulada para a simulação da laminação de acabamento do aço 0,06%C – 0,57%Mn – 0,027%Nb, com intervalo entre passes de 1 segundo. Para as temperaturas acima de 1010°C, ocorre recristalização entre os passes. Já para temperaturas abaixo de 955°C (abaixo de T_{nr}) a recristalização estática é eliminada e ocorre o acúmulo de deformação. A partir do terceiro passe, devido ao aumento da deformação acumulada, é observada a recristalização dinâmica.

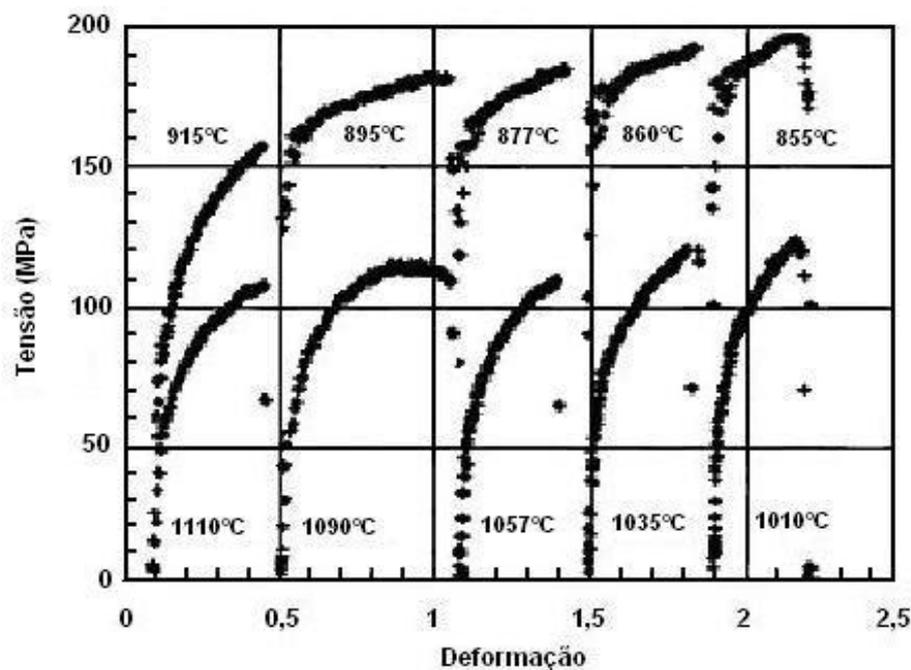


Figura 3.22 – Curvas de fluxo versus deformação acumulada do aço 0,06%C – 0,57%Mn – 0,027%Nb, para as faixas de temperatura 1110~1010°C e 915~855°C – Intervalo entre passes de 1 segundo⁽¹⁶⁾.

A figura 3.23 mostra o efeito da deformação total, abaixo de T_{nr} , nas propriedades mecânicas de um aço Nb-Ti-B. O aumento da deformação abaixo de T_{nr} reduz a temperatura de transição dúctil-frágil devido ao refinamento da microestrutura. Entretanto, pode haver a formação de precipitados de Nb e V induzidos pela deformação que reduzem a quantidade destes microligantes para o endurecimento por precipitação e podem servir de sítios para a nucleação de α durante o resfriamento, reduzindo a fração de bainita e ferrita acicular. Desta forma, acima de um determinado limite, a deformação total é prejudicial para a resistência mecânica e energia absorvida no ensaio de impacto^(3, 17).

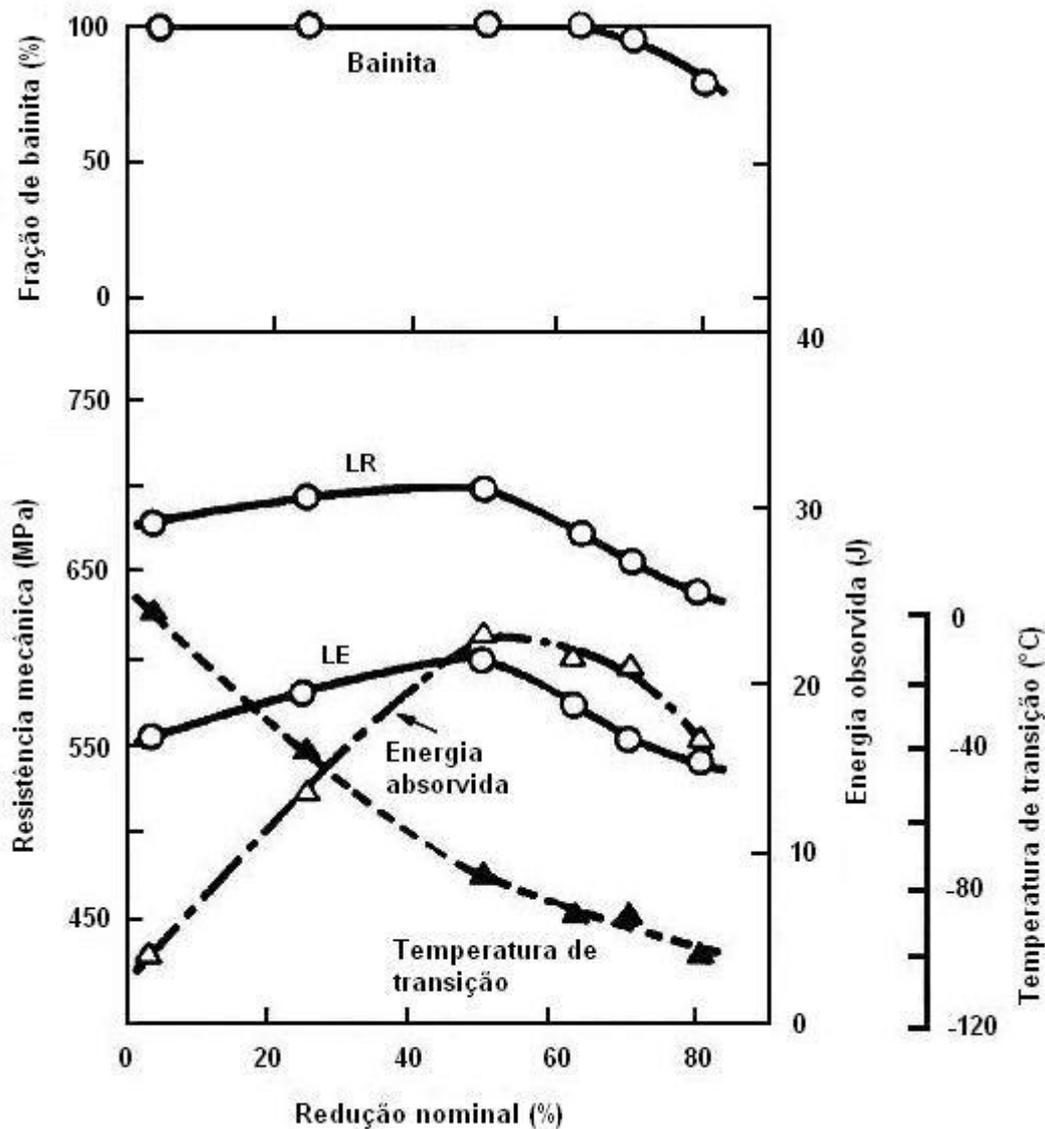


Figura 3.23 – Efeito da deformação total no acabamento nas propriedades mecânicas de um aço Nb-Ti-B - temperatura de reaquecimento 1200°C⁽³⁾.

3.5.5) Resfriamento Acelerado

O resfriamento acelerado durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ é extremamente importante para o desenvolvimento da microestrutura final do aço. Altas taxas de resfriamento abaixam a temperatura de transformação, favorecendo a nucleação em relação ao crescimento de α , resultando em um refino da microestrutura. Como mostrado na figura

3.24, a condição do grão austenítico (tamanho de grão ou S_V) e a taxa de resfriamento durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ têm forte influência no tamanho do grão ferrítico⁽¹⁰⁾.

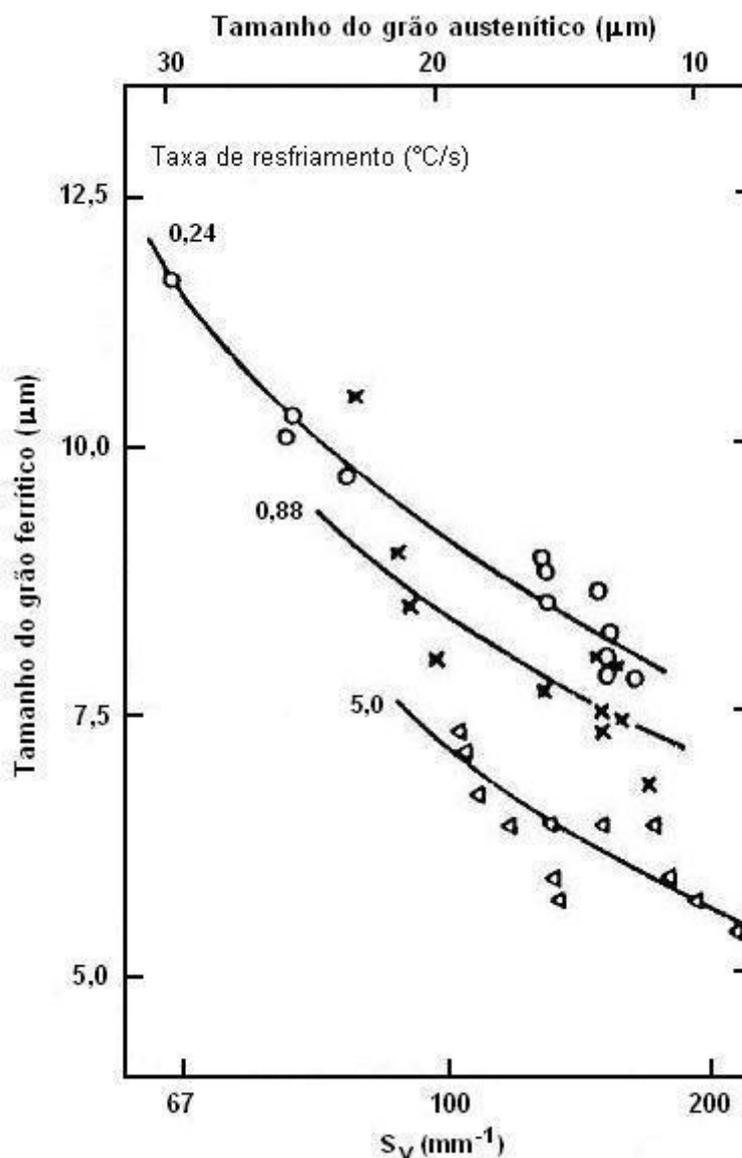


Figura 3.24 – Efeito do tamanho do grão austenítico e da taxa de resfriamento no tamanho do grão ferrítico⁽¹⁰⁾.

Altas taxas de resfriamento e baixas temperaturas de final de resfriamento acelerado favorecem a formação de estruturas aciculares, que apresentam alta densidade de deslocações e tamanho de grão da ordem de $1\mu\text{m}$. O resfriamento acelerado também melhora o endurecimento por precipitação pela formação de precipitados de $(V, Nb)(C,$

N) mais finos e dispersos na matriz. Desta forma, como mostrado na figura 3.25, o uso do resfriamento acelerado propicia uma melhora na resistência para o mesmo nível de tenacidade^(4, 10, 15).

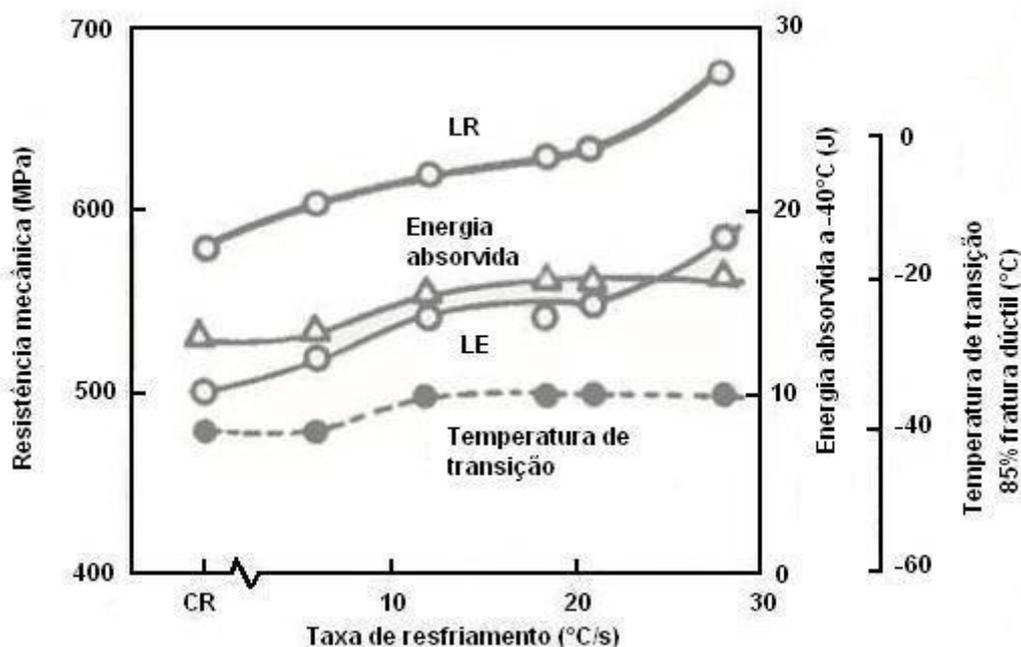


Figura 3.25 – Efeito da taxa de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti)⁽⁴⁾.

O efeito da temperatura de final de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas é mostrado na figura 3.26. O aumento pronunciado na resistência mecânica e uma melhora na tenacidade é observada para temperaturas na faixa de 520 a 400°C. Abaixo de 400°C, ocorre a formação de ilhas de martensita com impacto negativo sobre a tenacidade. A temperatura de transição dúctil-frágil é pouco influenciada pelas condições de resfriamento acelerado⁽⁴⁾.

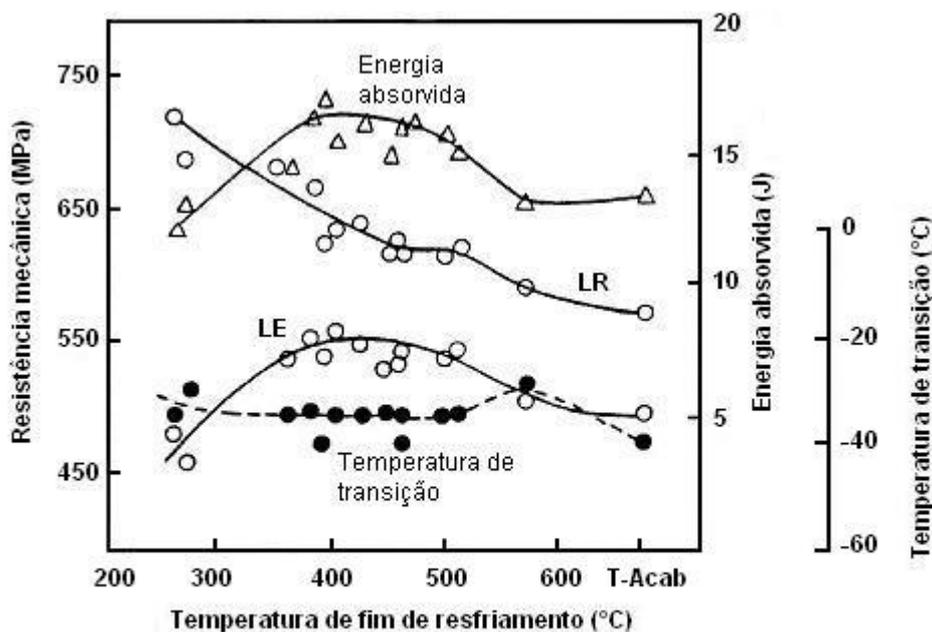


Figura 3.26 – Efeito da temperatura de fim de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti) ⁽⁴⁾.

3.6) Laminador de Tiras a Quente da CST

O laminador de tiras a quente da CST, construído pelo consórcio SMS-VAI, entrou em operação em Junho de 2002 e tem uma capacidade de produção anual de 2 milhões de toneladas. As bobinas podem ser produzidas com espessuras entre 1,2 e 16mm e largura de 700 a 1880mm. Os principais equipamentos e características deste laminador são apresentados a seguir.

- Forno de reaquecimento de placas tipo vigas caminhantes (*walking beam*) com queimadores laterais e de teto e capacidade de produção de 400 toneladas/hora. As placas enforadas podem apresentar espessura igual a 200, 225 ou 250mm, largura variando de 750 a 1.955mm e comprimento entre 4.500 e 11.500mm.

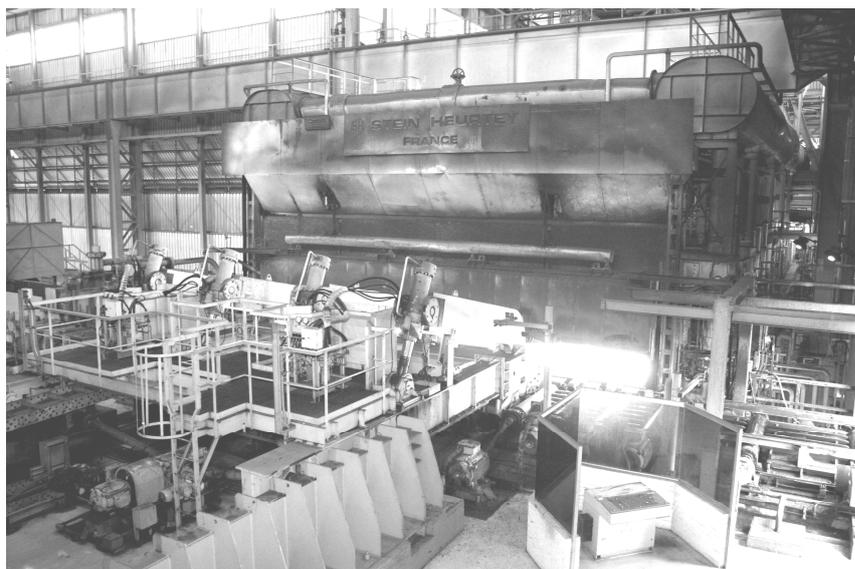


Figura 3.27 – Forno de reaquecimento de placas do laminador de tiras a quente da CST.

- Laminador de desbaste tipo quádruo reversível com dois motores com potência de 7.500KW, diâmetro dos cilindros de trabalho 1.200mm, diâmetro dos cilindros de encosto de 1.500mm. Também apresenta um laminador de bordas com dois motores de 1.500KW, ajuste de largura hidráulico e capacidade de redução total na largura de 75mm. A espessura do esboço após a laminação de desbaste pode variar de 20 a 40mm.



Figura 3.28 – Laminador de desbaste de esboço do laminador de tiras a quente da CST.

- Bobinadeira de Esboço (*Coilbox*) sem mandril, com dois estágios e proteção térmica. O bobinado do esboço resulta em uma menor perda de calor devido à radiação e na inversão das regiões de topo e cauda do esboço – a última porção do esboço no Laminador de Desbaste é a primeira porção no Laminador de Acabamento. Isto proporciona maior homogeneidade da temperatura, microestrutura e propriedades mecânicas ao longo do comprimento da tira.

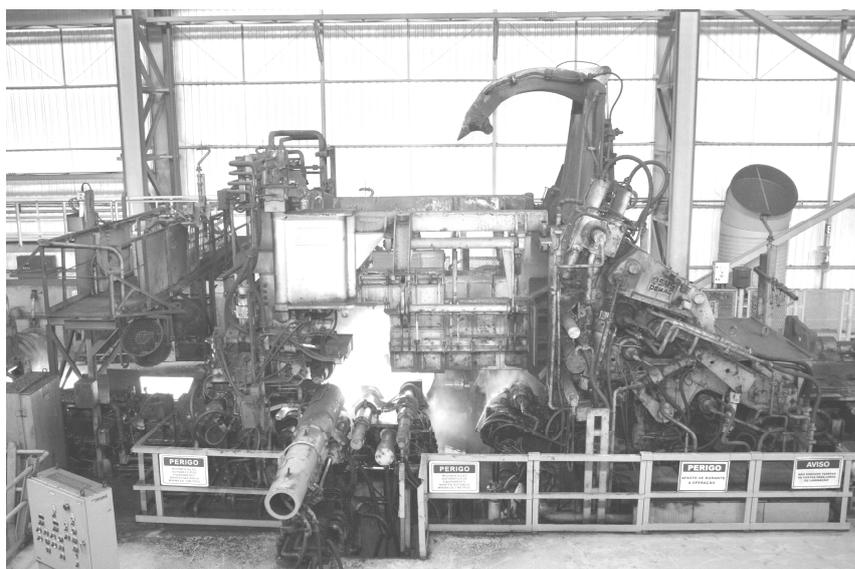


Figura 3.29 – Bobinadeira de esboço do laminador de tiras a quente da CST.

- Sistema de Resfriamento de Esboço, localizado entre a bobinadeira de esboço e o laminador de acabamento. Este equipamento proporciona o resfriamento do esboço, antes do início da laminação de acabamento, e garante que a temperatura do esboço esteja abaixo de T_{nr} .
- Laminador de acabamento com seis cadeiras acabadoras quádruplo e seis motores de 8.000KW. Sistemas *Work Roll Shift* (WRS) e *Work Roll Bending* (WRB) em todas as cadeiras e sistema *Continuously Variable Crown* (CVC) nas cadeiras F1 a F3. O diâmetro dos cilindros de trabalho das cadeiras F1 a F3 pode variar de 820 a 720mm e das cadeiras F4 a F6 de 720 a 620mm.



Figura 3.30 – Laminador de acabamento do laminador de tiras a quente da CST.

- Mesa de resfriamento da tira com comprimento total de 105m. Sistema de resfriamento forçado *Laminar flow* tipo sífão com 71,44m de comprimento, com quinze bancos de resfriamento e alta densidade de resfriamento (vazão máxima de $12.500\text{m}^3/\text{h}$). O sistema de resfriamento da tira no laminador de tiras a quente da CST permite a definição da estratégia de resfriamento mais adequada para cada tipo de material, com sete estratégias diferentes, como apresentado na figura 3.32.



Figura 3.31 – Mesa de resfriamento do laminador de tiras a quente da CST.

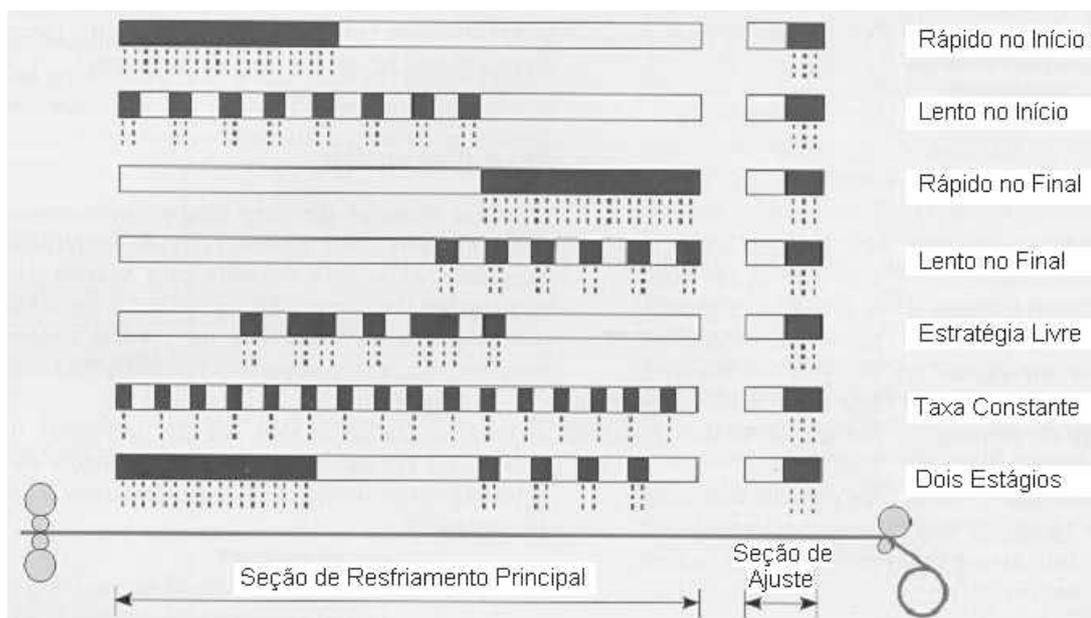


Figura 3.32 – Representação esquemática das estratégias de resfriamento previstas para o laminador de tiras a quente da CST

- Duas bobinadeiras hidráulicas com peso máximo de bobina igual a 40 toneladas, sistema de ajuste de abertura de acordo com a largura medida da tira e abraçadores com ajuste hidráulico. O diâmetro interno das bobinas é 762mm e o diâmetro externo máximo igual a 2.100mm.

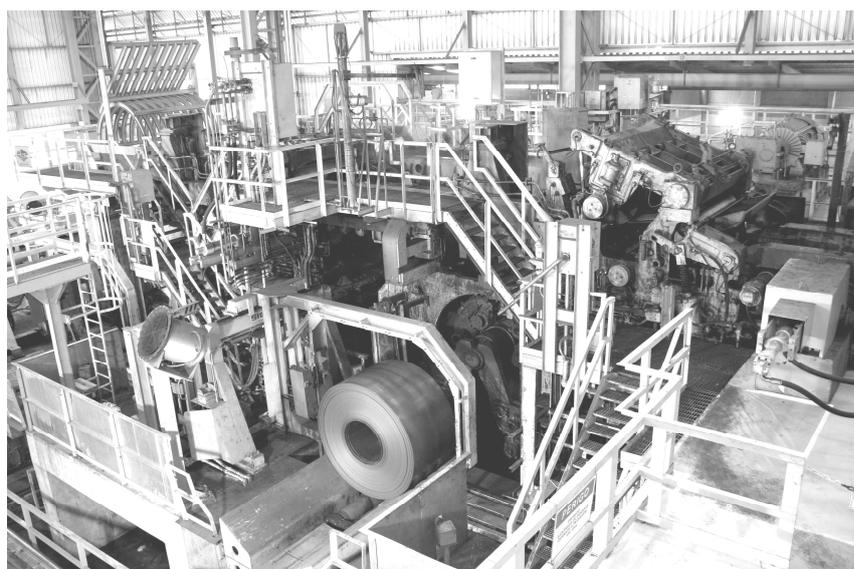


Figura 3.33 – Bobinadeiras Hidráulicas do laminador de tiras a quente da CST.

A figura 3.34 apresenta o layout do laminador de tiras a quente da CST, com a indicação da distribuição dos pirômetros para medição de temperatura.

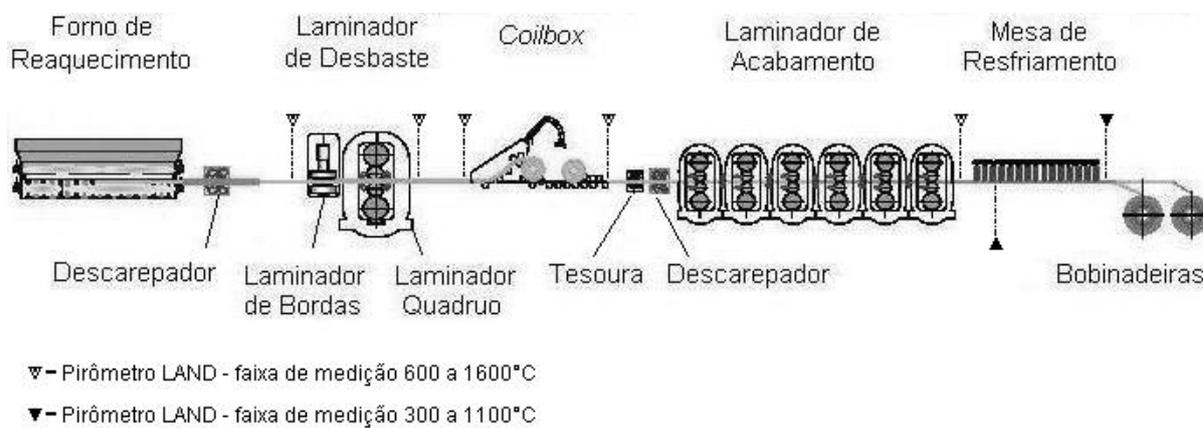


Figura 3.34 – Layout do laminador de tiras a quente da CST.

4) METODOLOGIA

4.1) Definição da Composição Química do Aço.

A etapa experimental foi realizada com um aço baixo C - alto Mn, microligado com Nb-V-Ti, cuja especificação se enquadra na classe dos aços utilizados atualmente para a produção de bobinas a quente atendendo os requisitos da norma API 5L, grau X70.

Foram produzidas três corridas em escala industrial na Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST), totalizando 900t de aço. As composições químicas das corridas são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química das corridas produzidas

Corrida	Elemento (% em peso)										Ceq (%)	Pcm (%)	Tnr (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	V	Nb	N	Ti			
A	0,071	0,300	1,56	0,019	0,004	0,041	0,022	0,060	0,0042	0,027	0,51	0,17	1060
B	0,069	0,307	1,51	0,017	0,003	0,037	0,021	0,055	0,0045	0,023	0,49	0,16	1025
C	0,072	0,309	1,53	0,017	0,003	0,039	0,021	0,057	0,0043	0,025	0,50	0,17	1039

4.2) Processamento Termomecânico Controlado

O processamento termomecânico controlado utilizado está de acordo com o processamento de aços microligados usualmente adotado em laminadores de tiras a quente. A figura 4.1 apresenta, esquematicamente, a estratégia adotada para a produção das bobinas do aço API 5L - X70 na CST.

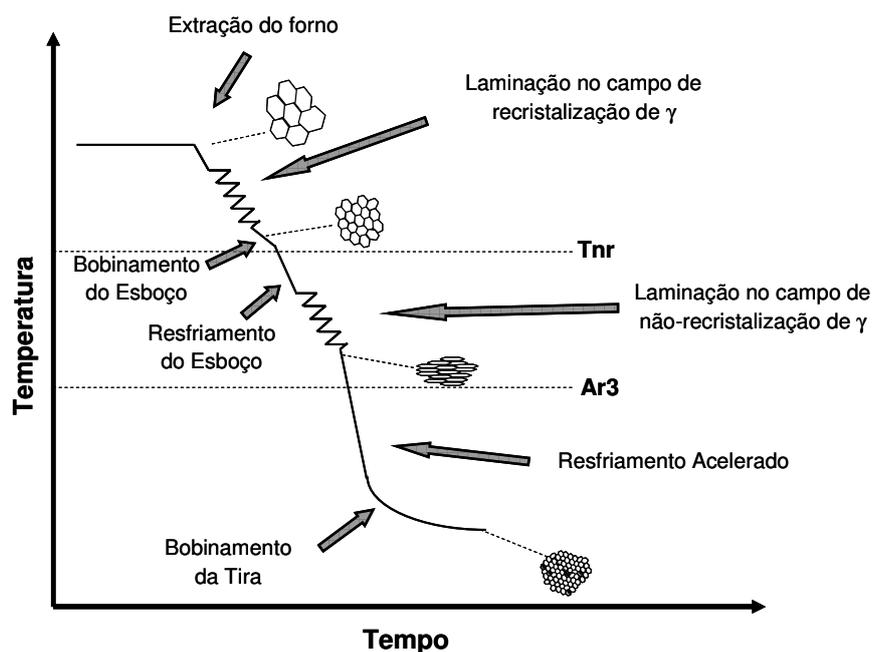


Figura 4.1 – Representação esquemática do processamento termomecânico controlado utilizado na produção de bobinas a quente do aço API 5L - X70 na CST.

Nos experimentos, foram utilizadas placas com espessura de 225mm e largura de 1650mm, para a produção de bobinas a quente com espessura a frio visada de 9,47mm e largura visada de 1.625mm. As variáveis de processo estudadas foram a temperatura final na laminação de acabamento e a temperatura de bobinamento da tira. A seguir, será descrita cada etapa da laminação a quente.

4.2.1) Reaquecimento das Placas

Na etapa experimental, foi visada a temperatura de desenformamento das placas entre 1200 a 1250°C. Em função da temperatura de desenformamento visada e das condições operacionais do laminador de tiras a quente, o modelo de controle do forno de reaquecimento definiu o tempo total e a curva de reaquecimento das placas.

4.2.2) Laminação de Desbaste

A laminação de desbaste foi realizada na região de recristalização da austenita, com temperatura superficial do esboço visada, no final de laminação, igual a 1060°C e deformação total na espessura de 82,2%. Foram realizados sete passes de laminação e a espessura visada do esboço foi 40mm, como indicado na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Escala de passes da laminação de desbaste

Nº do Passe	Espessura (mm)		Redução (%)	
	Inicial	Final	No Passe	Total
1	225	193	14,22	14,22
2	193	159	17,62	29,33
3	159	129	18,87	42,67
4	129	102	20,93	54,67
5	102	78	23,53	65,33
6	78	57	26,92	74,67
7	57	40	29,82	82,22

4.2.3) Bobinadeira de Esboço

Entre as etapas de laminação de desbaste e laminação de acabamento, todos os esboços foram bobinados.

4.2.4) Sistema de Resfriamento de Esboço

Foi utilizado o sistema de resfriamento de esboço, entre a bobinadeira de esboço e a primeira cadeira do trem acabador, para garantir que a laminação de acabamento fosse totalmente realizada na faixa de temperatura de não recristalização da austenita. A temperatura máxima visada na superfície do esboço foi 950°C.

4.2.5) Laminação de Acabamento

A laminação de acabamento foi realizada entre as temperaturas T_{nr} e Ar_3 , objetivando promover o refino adicional do grão pela deformação da austenita. A temperatura máxima objetivada, na superfície do esboço, no início da laminação de acabamento foi 950°C. Foram visadas duas temperaturas, na superfície da tira, no último passe da laminação de acabamento, 850 e 830°C.

A espessura a quente visada da tira foi 9,6mm (a frio 9,47mm), o que representa uma redução nominal de 76,05%, na laminação de acabamento. A tabela 4.3 apresenta a escala de passe proposta para a laminação de acabamento.

Tabela 4.3 – Escala de passes da laminação de acabamento

N° da Cadeira	Espessura (mm)		Redução (%)	
	Inicial	Final	No Passe	Total
F1	40,0	26,1	34,81	34,81
F2	26,1	19,5	25,35	51,33
F3	19,5	14,8	23,79	62,91
F4	14,8	12,6	15,21	68,55
F5	12,6	10,8	14,47	73,10
F6	10,8	9,6	10,96	76,05

4.2.6) Resfriamento Acelerado

Objetivando favorecer o refinamento dos grãos ferríticos e a formação de estruturas aciculares, foi adotada a estratégia de resfriamento “Rápido no Início”.

4.2.7) Temperatura de Bobinamento

Foi adotado o perfil em “L” de temperatura ao longo da bobina, como mostrado na figura 4.2, onde a temperatura de bobinamento visada nos 20 m iniciais foi 30°C acima

da temperatura visada no corpo da bobina. A utilização do perfil em “L” teve como objetivo facilitar o início do bobinamento.

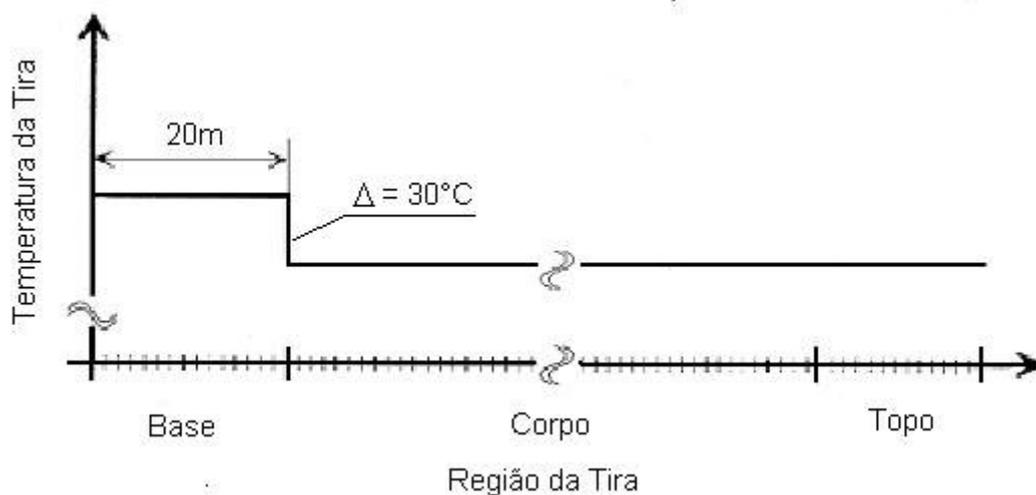


Figura 4.2 – Representação esquemática do perfil em “L” de temperatura de bobinamento.

Para avaliar o efeito da temperatura de bobinamento na microestrutura, as tiras foram bobinadas em duas temperaturas visadas no corpo (550 e 595°C). Na região referente aos 20m iniciais da bobina, com a utilização do Perfil em “L”, a temperatura de bobinamento foi 580°C, nas bobinas com temperatura visada no corpo de 550°C, e 625°C, nas bobinas com temperatura visada no corpo de 595°C.

4.3) Ensaios Mecânicos

As propriedades mecânicas do material produzido nos experimentos foram levantadas nos ensaios de tração, dureza e impacto Charpy, de acordo com a norma ASTM A370⁽¹⁸⁾, realizados no Laboratório de Testes Mecânicos da CST. As amostras foram retiradas da região do topo da bobina, a ¼ da largura.

Os ensaios de tração foram realizados na Máquina Universal de Ensaios modelo UH-F500kNI com capacidade de 500kN, fabricante Shimadzu. Conforme especificado na norma API 5L, para tubos com diâmetro maior ou igual a 8⁵/₈”, os ensaios foram

realizados na direção transversal à direção de laminação, com frequência de um teste por bobina. Foi determinado o limite de escoamento ($LE_{0,5\%}$), limite de resistência (LR), alongamento total ($Ap\%$) e redução de área total ($RA\%$). Adicionalmente foi calculada a razão elástica do material (RE). A figura 4.3 apresenta as dimensões dos corpos de prova (CP) para os ensaios de tração.

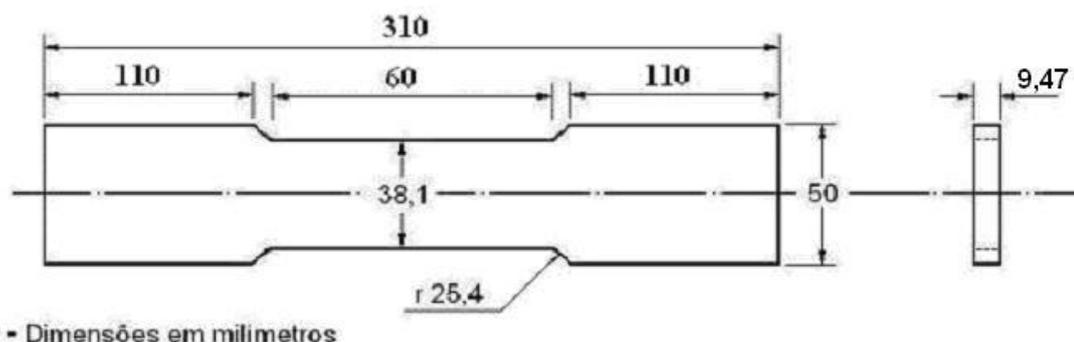


Figura 4.3 – Dimensões dos CPs para os ensaios de tração.

O ensaio de impacto Charpy foi realizado na Máquina de Ensaio de Impacto modelo Amsler RKP 450, fabricante Zwick/Roell com capacidade de 450J, na temperatura de -20°C . Foram realizados três ensaios por bobina e os valores da energia absorvida e o percentual de área dúctil informado foram médias de três ensaios. A figura 4.4 mostra a orientação do entalhe dos corpos de prova em relação à espessura do material laminado e a figura 4.5 apresenta as dimensões dos corpos de prova do ensaio Charpy.

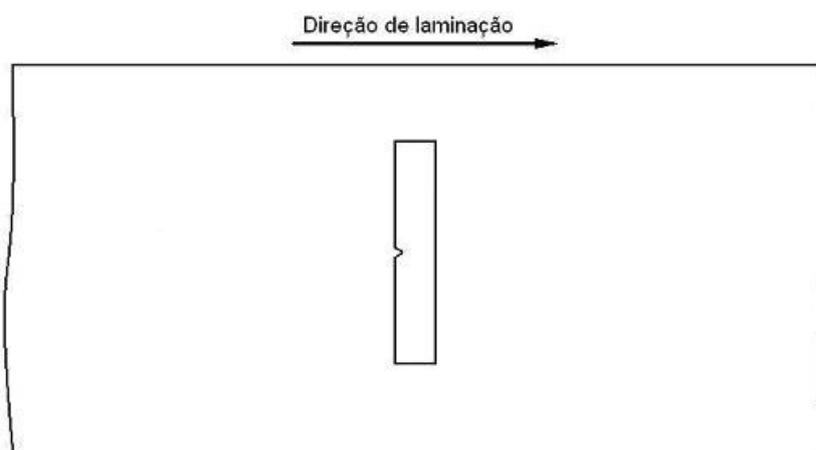


Figura 4.4 – Orientação do entalhe dos CPs para a realização do ensaio Charpy na direção transversal.

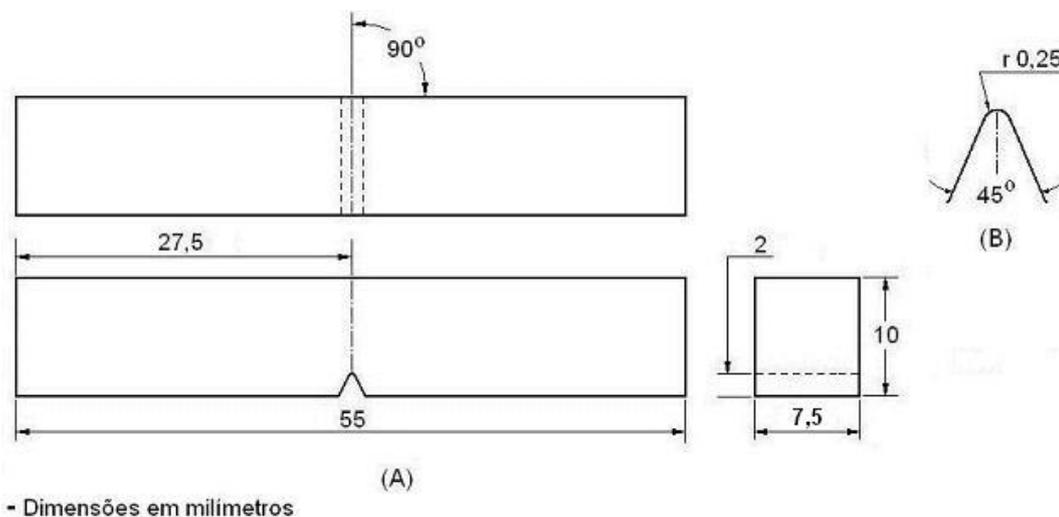


Figura 4.5 – Dimensões dos CPs do ensaio Charpy (A) e detalhe do entalhe (B).

4.4) Ensaios Metalográficos

A caracterização da microestrutura foi realizada por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura no laboratório de ensaios metalográficos da CST. As análises metalográficas foram realizadas a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina, na direção paralela à direção de laminação, e as microestruturas foram reveladas aplicando-se o reagente Nital 4%. O tamanho de grão ferrítico foi medido pelo método de contagem dos interceptos, com aumento de 500X e circunferência de 25cm.

5) RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1) Processamento Termomecânico Controlado

Foram produzidas 30 bobinas a quente do aço API 5L - X70 no laminador de tiras a quente da CST, segundo as condições definidas para o processamento termomecânico controlado, para a realização da parte experimental. As tabelas 5.1 e 5.2 mostram os valores dos principais parâmetros de processo das etapas de reaquecimento das placas, laminação de desbaste, laminação de acabamento, resfriamento acelerado e bobinamento.

Na etapa de reaquecimento das placas, os valores de temperatura de extração das placas variaram entre 1.201 e 1.247°C e o tempo total de reaquecimento variou de 138 a 250 minutos. As temperaturas de extração das placas observadas estão de acordo com os valores praticados na laminação, em escala industrial, de aços microligados com Nb-V-Ti. O tempo total de reaquecimento das placas variou devido às condições operacionais do laminador. Considera-se que as condições de reaquecimento adotadas foram suficientes para garantir a completa solubilização dos precipitados de Nb e V.

Na laminação de desbaste foi objetivado o refino dos grãos austeníticos em sete passes de deformação, seguidos da recristalização da austenita, com deformação total de 82,2%. Os valores de temperatura superficial do esboço, medida com pirômetro ótico após o último passe da laminação de desbaste, variou de 1.003 a 1.070°C. Apesar de alguns esboços terem apresentado valores de temperatura superficial, após a laminação de desbaste, abaixo do valor de T_{nr} calculada, devido à variação de temperatura ao longo da espessura do esboço, considera-se que a laminação de desbaste foi realizada inteiramente na região de recristalização da austenita.

A bobinadeira de esboço foi utilizada em todos os experimentos, com o objetivo de melhorar a homogeneidade de temperatura ao longo do comprimento do esboço. A variação máxima de temperatura superficial ao longo do comprimento do esboço, após a saída da bobinadeira de esboço, foi de 42°C.

Em todos os experimentos, foi utilizado o sistema de resfriamento do esboço antes do início da laminação de acabamento. Este equipamento é importante para garantir que a temperatura do aço esteja na região de não-recristalização da austenita, desde o início da etapa de laminação de acabamento.

A etapa de laminação de acabamento foi realizada em seis passes de deformação, com deformação total de 76,05%. Os tempos médios entre os passes de laminação no trem acabador foram calculados considerando a velocidade da tira e a distância entre cadeiras. Estes tempos variaram de 4,4s, entre os dois primeiros passes, a 1,7s, entre os dois últimos passes. A temperatura de entrada na primeira cadeira do trem acabador, medida com pirômetro ótico, foi sempre abaixo do 950°C. O valor de temperatura de acabamento, medida com pirômetro ótico após o último passe de deformação, variou entre 802 e 886°C. Em todos os experimentos, a laminação de acabamento foi integralmente realizada na região de não-recristalização da austenita.

Na etapa de resfriamento da tira, foi utilizada a estratégia de resfriamento “Rápido no Início”, que proporciona maior refino da microestrutura e, dependendo da taxa de resfriamento aplicada e da temperatura de bobinamento, pode induzir à formação de ferrita acicular, no aço em questão. A taxa média de resfriamento da tira foi calculada considerando a temperatura de acabamento, a temperatura de bobinamento, a velocidade de saída da tira na última cadeira do trem acabador e o comprimento do sistema de resfriamento forçado (71,44m) e variou entre 9,6 e 18,4°C/s.

O bobinamento foi realizado entre 513 e 615°C. Após o bobinamento, as bobinas foram transportadas para o pátio de resfriamento, onde permaneceram até atingir a temperatura ambiente. Posteriormente, foram retiradas amostras para testes mecânicos e metalográficos na região do topo de todas as bobinas produzidas.

5.2) Microestruturas Finais

Para estudar o efeito da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento, foram selecionadas oito bobinas para as análises das microestruturas obtidas, em função dos valores destas variáveis. A figura 5.1 mostra as condições de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento das oito bobinas escolhidas.

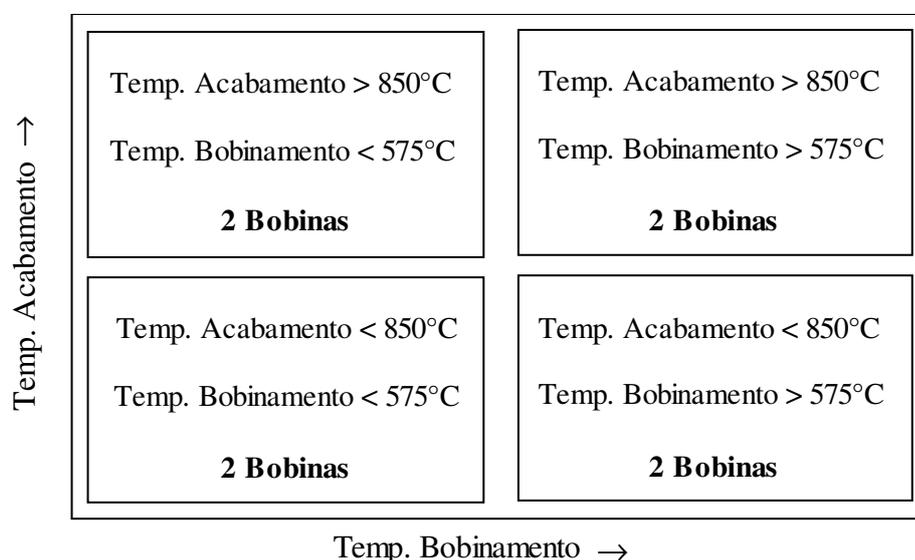
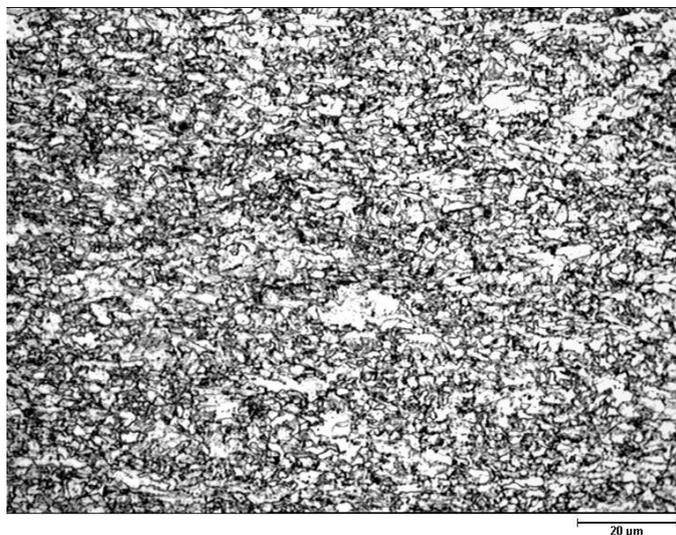
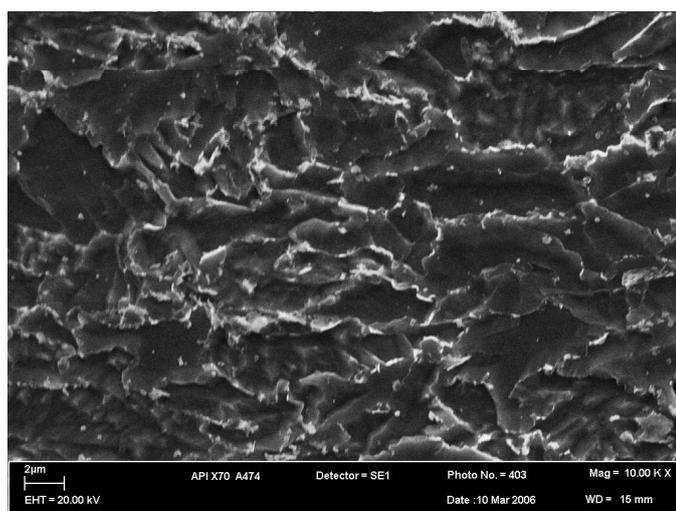


Figura 5.1 - Condições de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento das bobinas selecionadas para análises das microestruturas.

As figuras 5.2 a 5.9 apresentam as microestruturas obtidas, na longitudinal a $\frac{1}{4}$ da espessura das bobinas, das amostras selecionadas. Todas as amostras apresentaram microestruturas bastante refinadas, com tamanho de grão ferrítico variando entre 3,8 e 5,1 μm .



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

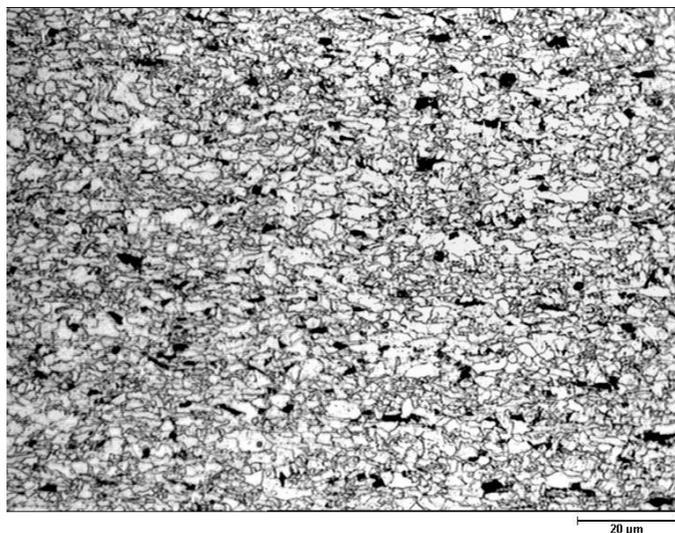
Temperatura de acabamento: 863°C

Temperatura de bobinamento: 539°C

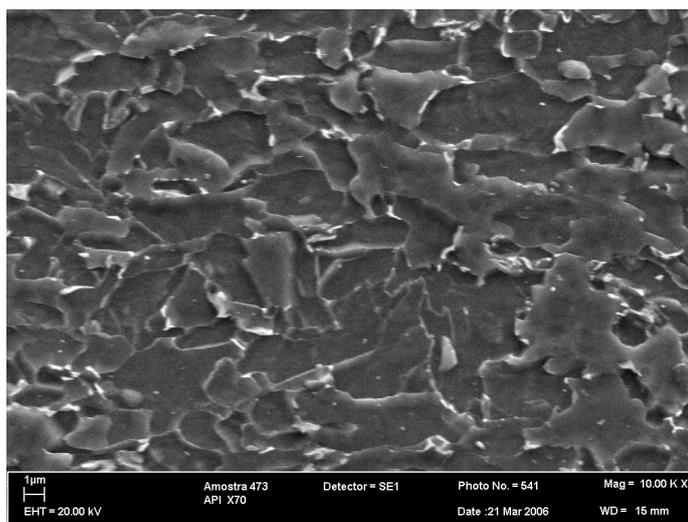
Taxa de resfriamento média: 18,4°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 4,8 µm

Figura 5.2 –Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 4. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

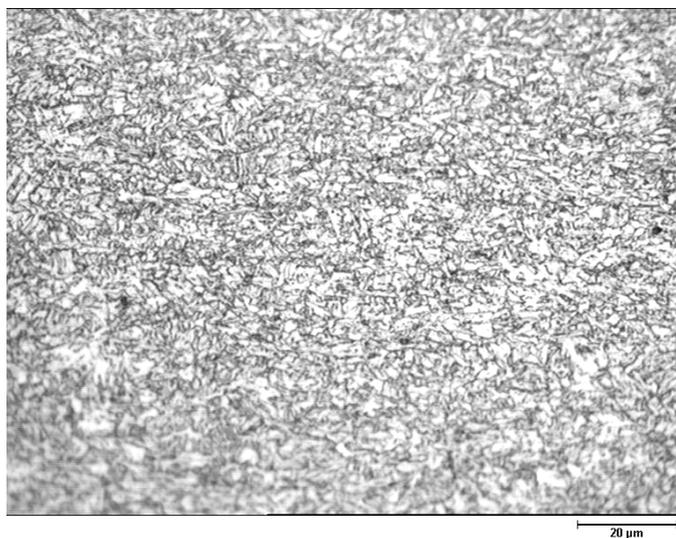
Temperatura de acabamento: 862°C

Temperatura de bobinamento: 613°C

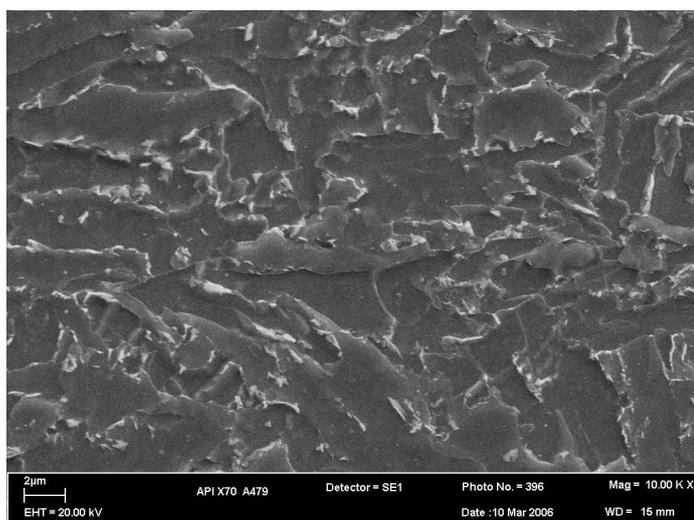
Taxa de resfriamento média: 13,4°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 5,1µm

Figura 5.3 –Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 7. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

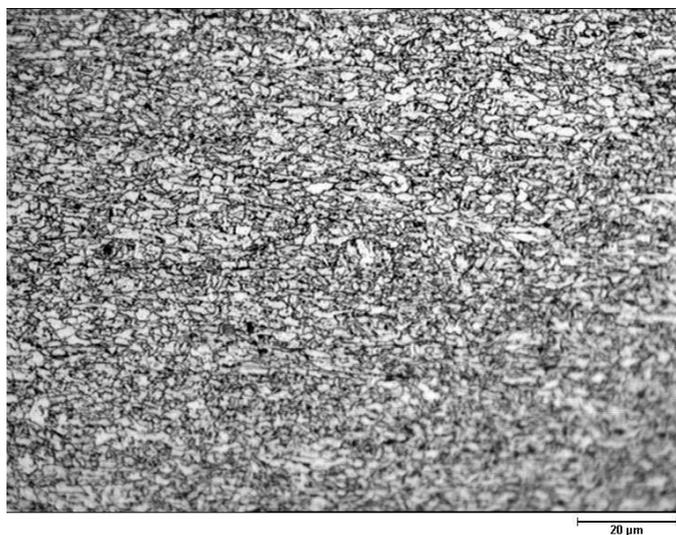
Temperatura de acabamento: 873°C

Temperatura de bobinamento: 528°C

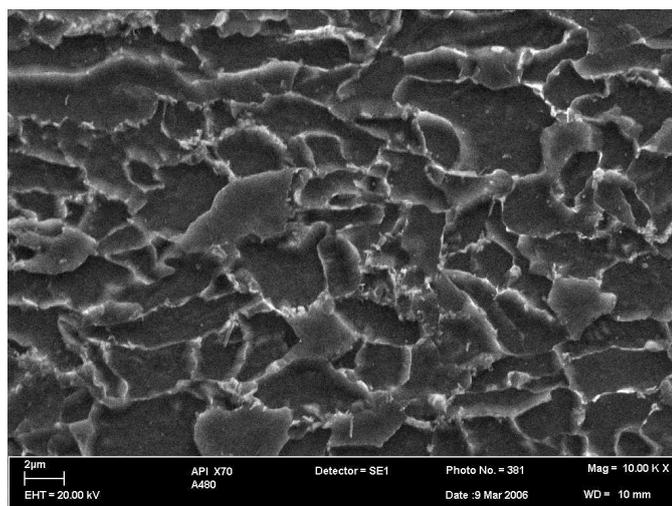
Taxa de resfriamento média: 16,7°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 4,9μm

Figura 5.4 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 8. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

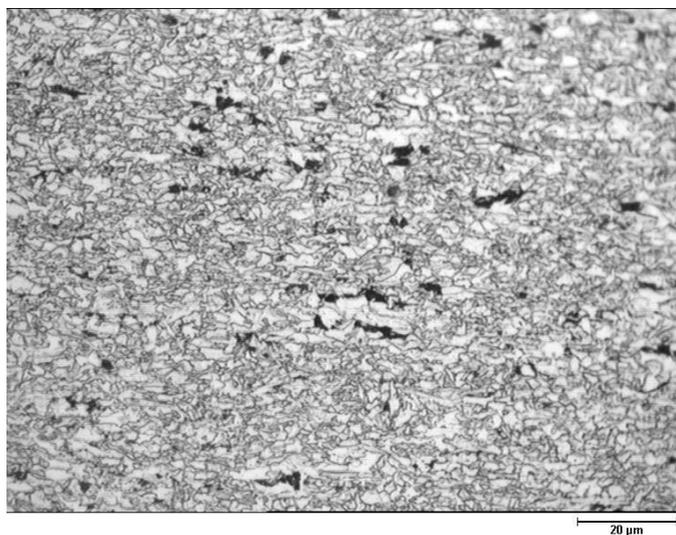
Temperatura de acabamento: 871°C

Temperatura de bobinamento: 581°C

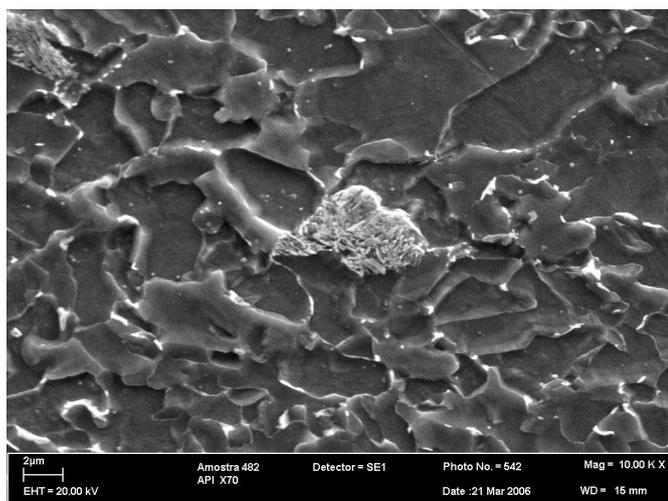
Taxa de resfriamento média: 13,7°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 4,6µm

Figura 5.5 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 11. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

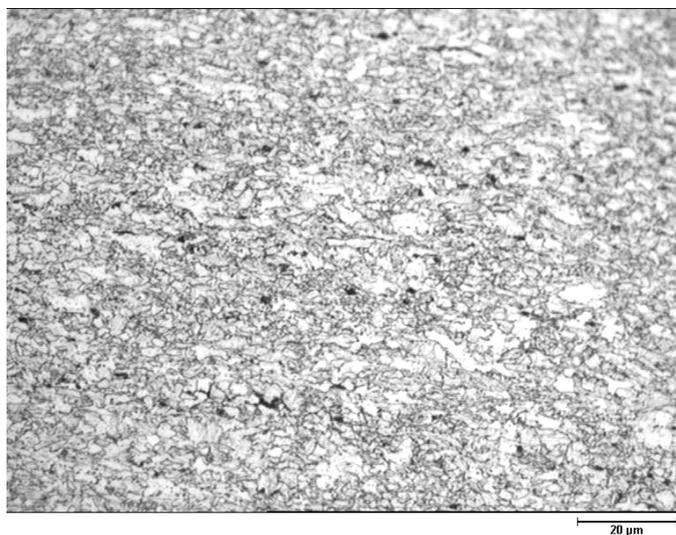
Temperatura de acabamento: 836°C

Temperatura de bobinamento: 601°C

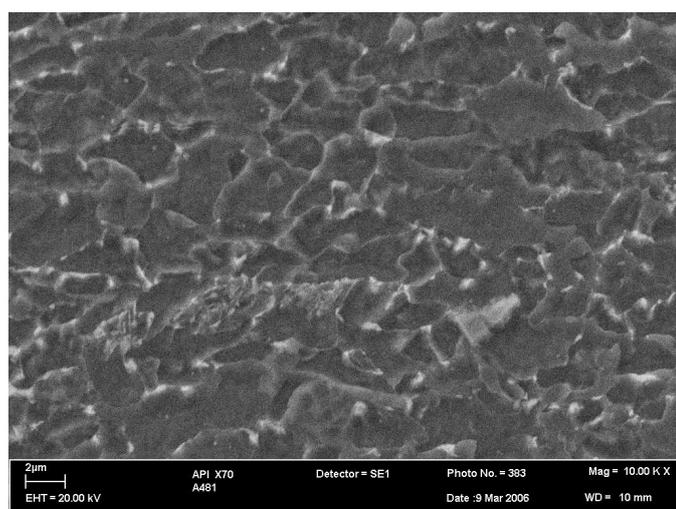
Taxa de resfriamento média: 9,6°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 5,0μm

Figura 5.6 –Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 18. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

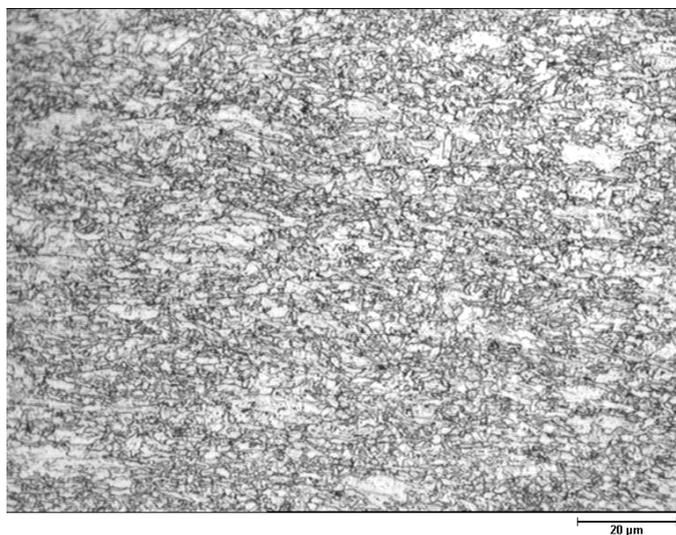
Temperatura de acabamento: 845°C

Temperatura de bobinamento: 589°C

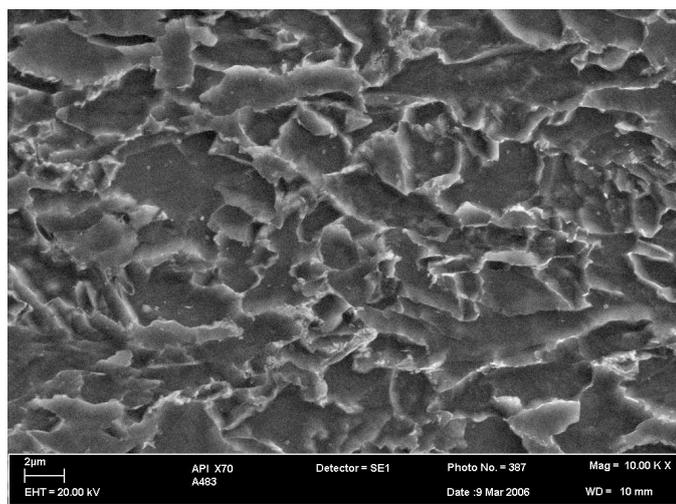
Taxa de resfriamento média: 9,9°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 4,3µm

Figura 5.7 –Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 19. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

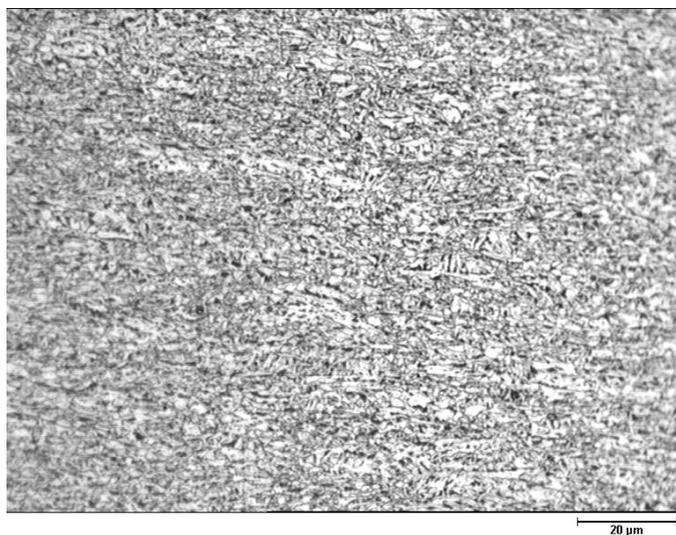
Temperatura de acabamento: 838°C

Temperatura de bobinamento: 574°C

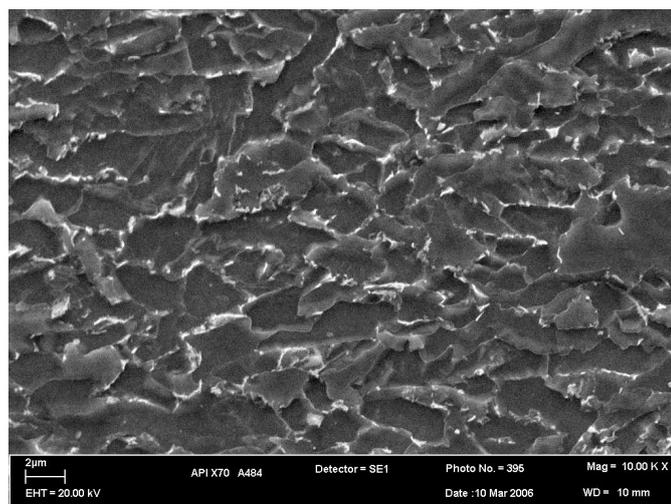
Taxa de resfriamento média: 13,6°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 4,1μm

Figura 5.8 –Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 22. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Microscopia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

Temperatura de acabamento: 802°C

Temperatura de bobinamento: 513°C

Taxa de resfriamento média: 10,6°C/s

Tamanho de grão ferrítico: 3,8µm

Figura 5.9 –Microestrutura obtida a ¼ da espessura - Bobina 23. Ataque: Nital 4%

Foi observada a tendência de redução do tamanho de grão ferrítico com o abaixamento da temperatura de acabamento e com o abaixamento da temperatura de bobinamento das amostras, como mostrado nas figuras 5.10 e 5.11, respectivamente. A redução da temperatura de acabamento tem o efeito de aumentar o grau de deformação da austenita na laminação de acabamento, que, pelo aumento da área interfacial por unidade de volume de γ , aumenta os sítios para nucleação da ferrita poligonal durante a transformação. O abaixamento da temperatura de bobinamento, tem o efeito de aumentar a taxa de nucleação da ferrita e favorece a formação de estruturas aciculares.

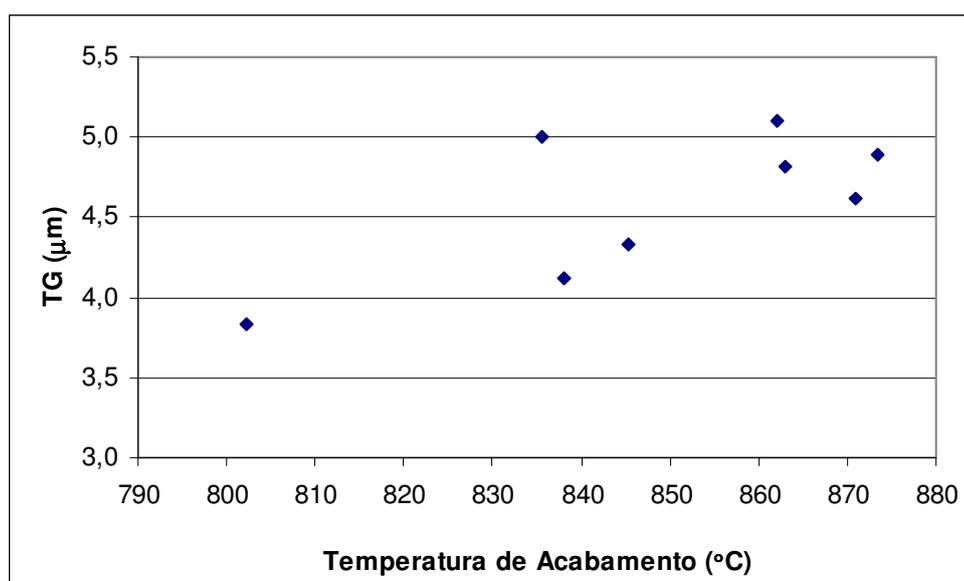


Figura 5.10 – Efeito da temperatura de acabamento no tamanho de grão ferrítico.

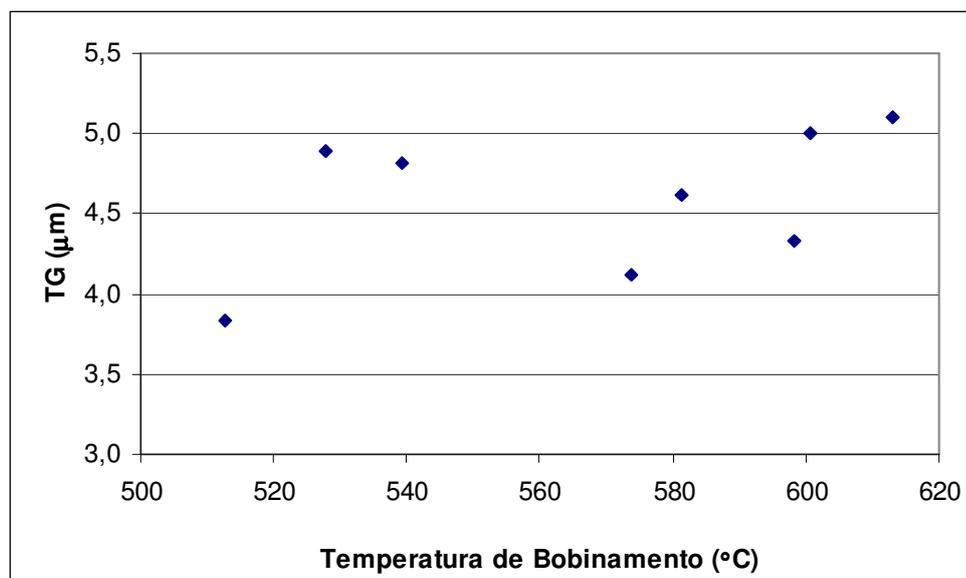


Figura 5.11 – Efeito da temperatura de bobinamento no tamanho de grão ferrítico.

O efeito da temperatura de bobinamento na formação de estruturas aciculares, foi observado comparando as microestruturas das figuras 5.3 e 5.6 com as 5.4 e 5.9. Nas amostras das figuras 5.3 e 5.6, com temperatura de bobinamento de 613 e 601°C, respectivamente, a microestrutura é constituída de uma matriz de ferrita poligonal e ilhas de perlita. Nas amostras das figuras 5.4 e 5.9, com temperatura de bobinamento igual a 528 e 513°C, respectivamente, houve a formação de estruturas aciculares e não são observadas ilhas de perlita.

Não foi constatado o efeito da taxa de resfriamento no refino de grão ferrítico e na formação de estruturas aciculares nas amostras analisadas, como mostrado nas figuras 5.2 a 5.9 e 5.12. Este resultado pode estar relacionado à faixa de variação da taxa de resfriamento e ao maior efeito das temperaturas de acabamento e bobinamento, para a composição química utilizada.

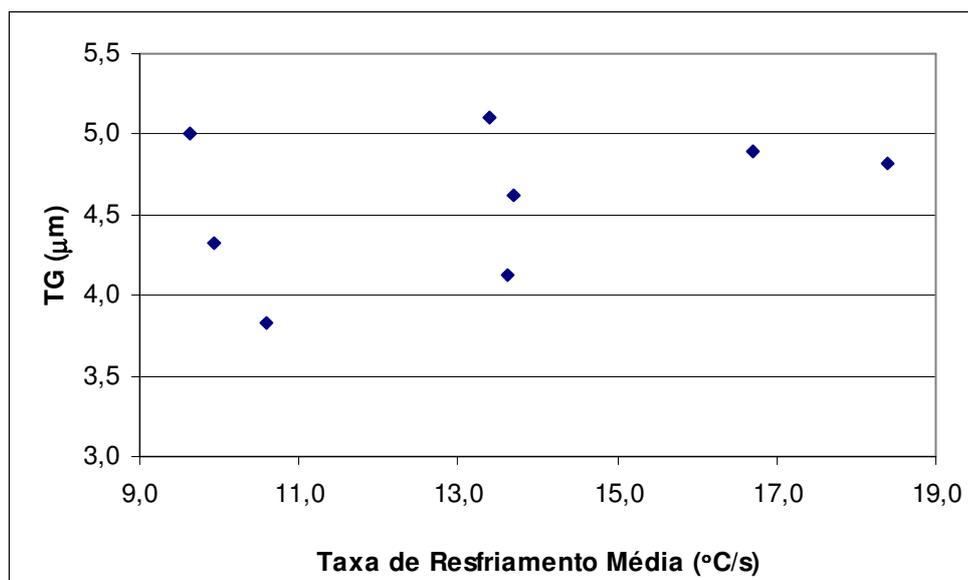


Figura 5.12 – Efeito da taxa de resfriamento média no tamanho de grão ferrítico.

A condição de processamento termomecânico controlado da bobina 23 (figura 5.9), com temperatura de acabamento de 802°C e temperatura de bobinamento de 513°C, resultou na microestrutura mais refinada, com tamanho de grão ferrítico 3,8μm, e maior fração de ferrita acicular, entre as amostras analisadas.

5.3) Propriedades Mecânicas Obtidas

O estudo do efeito das variáveis do processamento termomecânico controlado na resistência mecânica e tenacidade do aço, foi realizado para as trinta bobinas produzidas na etapa experimental.

A figura 5.13 mostra o efeito da temperatura de acabamento na resistência mecânica do aço API 5L - X70. Nos experimentos, a temperatura de acabamento variou entre 802 e 886°C e observou-se um aumento do limite de escoamento e do limite de resistência das bobinas com o abaixamento da temperatura de acabamento. Para uma redução de 71°C na temperatura de acabamento, foi medido um aumento de 73MPa no limite de escoamento do aço, comparando-se as amostras das bobinas 8 e 23.

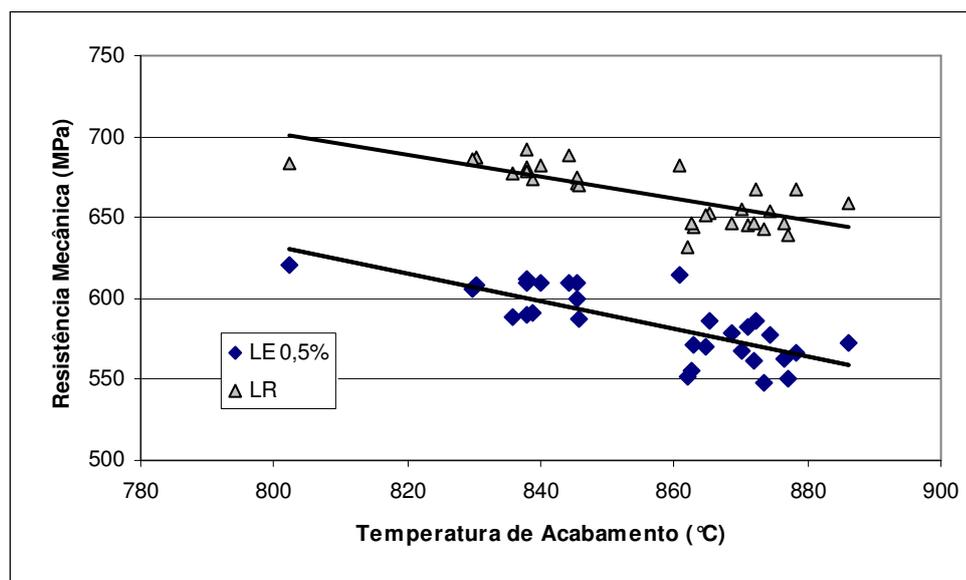


Figura 5.13 – Efeito da temperatura de acabamento na resistência mecânica.

A tabela 5.3 apresenta os valores das variáveis do teste de hipóteses da igualdade de médias, considerando os desvio padrões desconhecidos e diferentes, do limite de escoamento e limite de resistência, para as condições de temperatura de acabamento nas faixas entre 861~886°C (Condição 1) e 802~846°C (Condição 2). O resultado do teste hipóteses concluiu que as médias de $LE_{0,5\%}$ e LR são diferentes para as duas condições, comprovando que o abaixamento da temperatura de acabamento resultou no aumento da resistência mecânica do aço.

Tabela 5.3 – Variáveis do teste de hipóteses da igualdade de médias, com desvio padrões desconhecidos e diferentes.

Variável	Condição 1			Condição 2			Graus de Liberdade	$t_{(0,025)}$	t
	Média	Desvio Padrão	N	Media	Desvio Padrão	N			
$LE_{0,5\%}$	572,0	16,48	18	604,4	10,28	12	28	$\pm 2,048$	-24,35
LR	653,2	13,17	18	680,6	7,06	12	28	$\pm 2,048$	-23,85

A tabela 5.4 mostra os valores de temperatura de acabamento e bobinamento, limite de escoamento, tamanho de grão ferrítico e as contribuições dos mecanismos de endurecimento, calculadas a partir da equação 3.6, para as bobinas 8 e 23. O aumento de

73MPa no limite de escoamento da bobina 23, em relação à bobina 8, pode ser atribuído aos diversos mecanismos de endurecimento. Entretanto, como as bobinas têm composições químicas muito próximas, o endurecimento por solução sólida pode ser considerado igual. Da mesma forma, como as análises metalográficas indicaram uma fração de ferrita acicular semelhante nestas amostras, o endurecimento pelo aumento da densidade de discordância (σ_{dls}) pode ser considerado similar. O endurecimento pela redução tamanho de grão (σ_{TG}), de 4,9 μm para 3,8 μm , representou um aumento 32MPa no limite de escoamento da bobina 23, considerando a equação 3.6. Assim, o aumento de $\sim 40\text{MPa}$ no limite de escoamento da bobina 23, pode ser atribuído ao maior endurecimento por precipitação (σ_{ppt}).

Tabela 5.4 – Parâmetros de processamento e mecanismos de endurecimento nas bobinas 8 e 23.

Bobina	TA	TB	LE	TG	$\sigma_{(SS + TG)}$ equação 3.6	σ_{TG} equação 3.6	$\Delta\sigma_{(ppt + dls)}$
8	873°C	528°C	548MPa	4,9 μm	377MPa	249MPa	171MPa
23	802°C	513°C	621MPa	3,8 μm	410MPa	281MPa	211MPa

O efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica, é apresentado na figura 5.14. Para a faixa de 513 a 615°C, a resistência mecânica do aço mostrou-se constante com a variação da temperatura de bobinamento. Este comportamento pode estar relacionado ao endurecimento pela precipitação durante e após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, que, sendo um mecanismo difusional, pode ter sido prejudicado pelo abaixamento da temperatura de bobinamento. Desta forma, apesar do maior refino de grão e formação de estruturas aciculares, conforme observado nas análises metalográficas, não foi observado um efeito isolado do abaixamento da temperatura de bobinamento no aumento da resistência mecânica do aço.

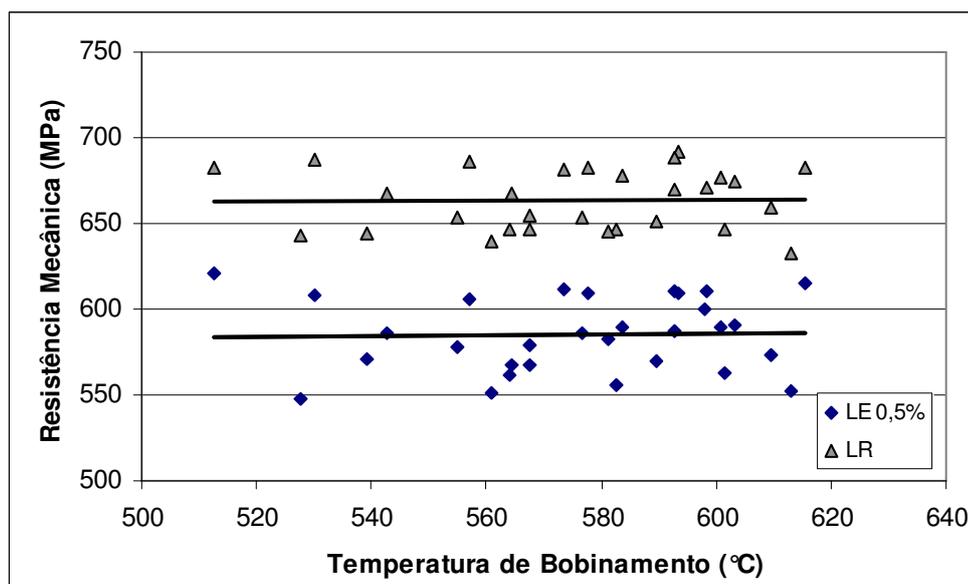


Figura 5.14 – Efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica.

As figuras 5.15 e 5.16 mostram a variação do limite de escoamento e de limite de resistência, respectivamente, com a temperatura de bobinamento, para duas faixas de temperatura de acabamento. Para a faixa de temperatura de acabamento entre 802 e 846°C, foi observado o aumento do limite de escoamento e do limite de resistência com o abaixamento da temperatura de bobinamento. Para a faixa de temperatura de acabamento entre 861 e 886°C, houve uma tendência de redução da resistência mecânica com o abaixamento da temperatura de bobinamento. Este comportamento, pode estar relacionado à maior precipitação induzida pela deformação no campo austenítico, com o abaixamento da temperatura de acabamento. Desta forma, para baixas temperaturas de acabamento, o abaixamento da temperatura de bobinamento contribuiu com o maior refino de grão e no aumento da fração de estruturas aciculares, sem comprometer o mecanismo de endurecimento por precipitação. Já para altas temperaturas de acabamento, a precipitação induzida pela deformação na austenita é reduzida e este mecanismo de endurecimento dependerá das condições de precipitação durante ou após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Assim, para altas temperaturas de acabamento, o abaixamento da temperatura de bobinamento pode ter inibido o endurecimento por precipitação e, mesmo com o menor tamanho de grão ferrítico e o aumento da fração de ferrita acicular, reduzido o limite de escoamento e o limite de resistência.

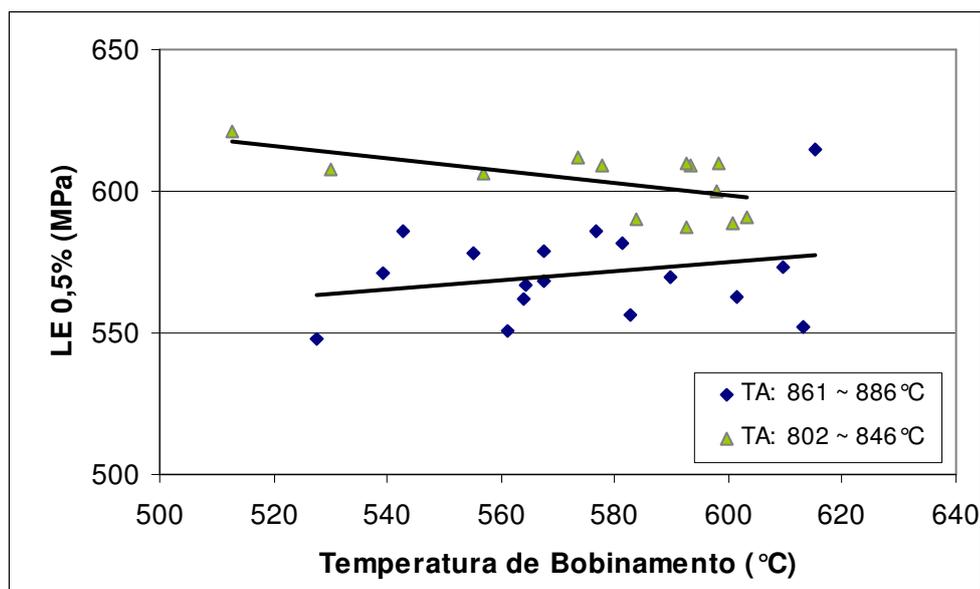


Figura 5.15 – Efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento para temperatura de acabamento entre 802~846°C e 861~886°C.

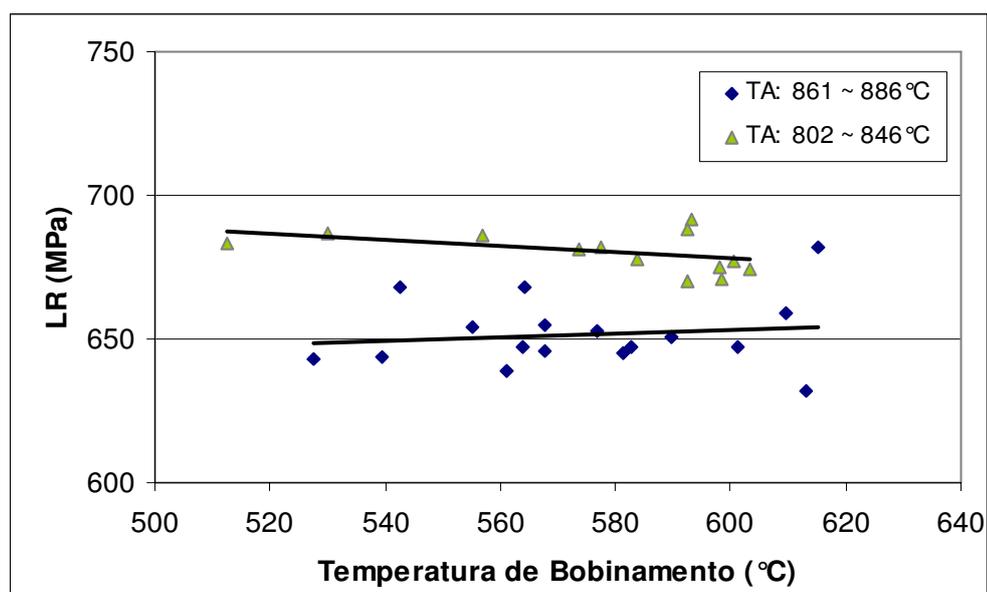


Figura 5.16 – Efeito da temperatura de bobinamento no limite de resistência para temperatura de acabamento entre 802~846°C e 861~886°C.

A figura 5.17 mostra o efeito da temperatura de acabamento na razão elástica do aço. Os resultados obtidos revelam um aumento da razão elástica com o abaixamento da temperatura de acabamento. Este efeito está ligado ao maior refino de grão e à precipitação observada com o abaixamento da temperatura de acabamento⁽²³⁾.

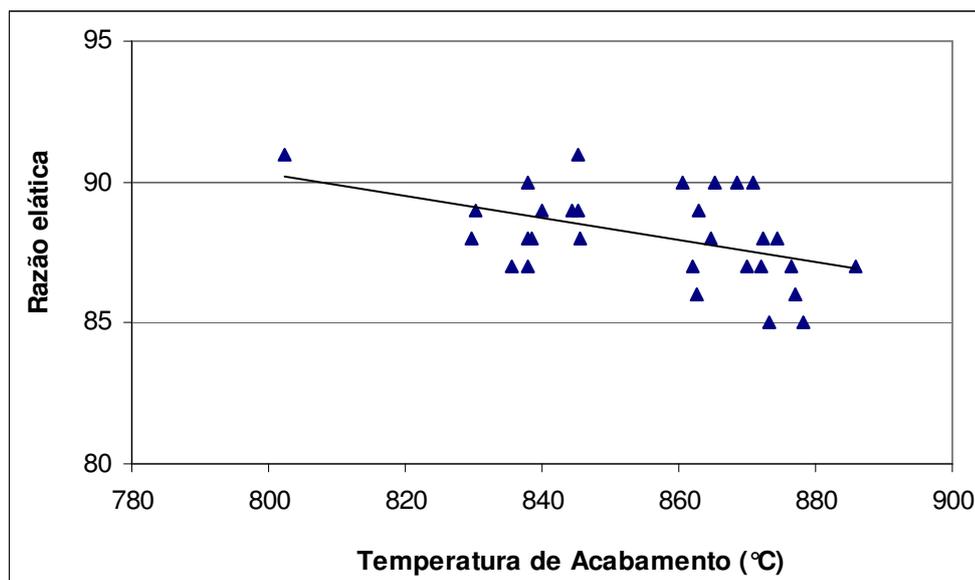


Figura 5.17 – Efeito da temperatura de acabamento na razão elástica.

A figura 5.18 mostra que a temperatura de bobinamento não teve efeito na razão elástica do aço, embora, conforme observado nas análises metalográficas, tenha havido um maior refino de grão com o abaixamento da temperatura de bobinamento. Este resultado pode, como observado na resistência mecânica, estar relacionado a um menor grau de endurecimento por precipitação das bobinas com baixa temperatura de bobinamento.

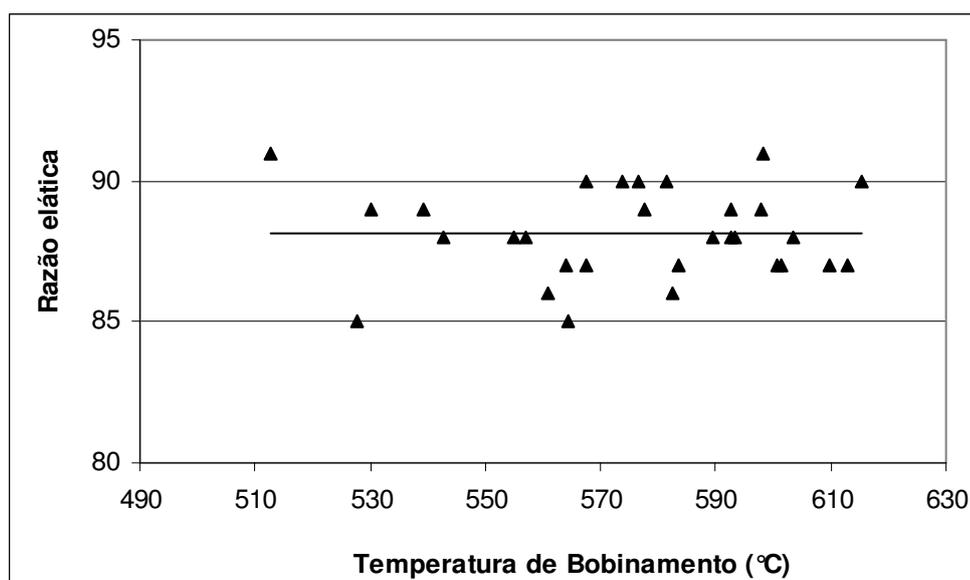


Figura 5.18 – Efeito da temperatura de bobinamento na razão elástica.

Não foi observada uma correlação entre a energia absorvida no ensaio Charpy com a temperatura de acabamento ou com a temperatura de bobinamento, como apresentado nas figuras 5.19 e 5.20, respectivamente. Os valores de percentual de fratura dúctil medidos a -20°C , também não apresentaram qualquer correlação com as variáveis estudadas, sendo sempre igual a 100%. Isto pode ser explicado pelo alto grau de refinamento do grão para todas as condições de processamento termomecânico controlado do aço, que resultou numa elevada tenacidade.

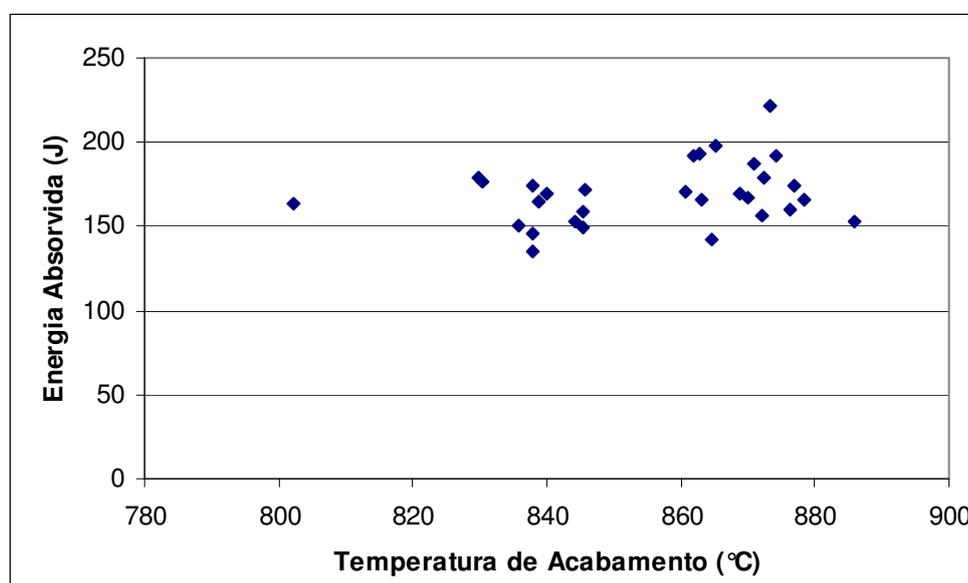


Figura 5.19 – Efeito da temperatura de acabamento na energia absorvida no ensaio Charpy, com entalhe em V, a -20°C .

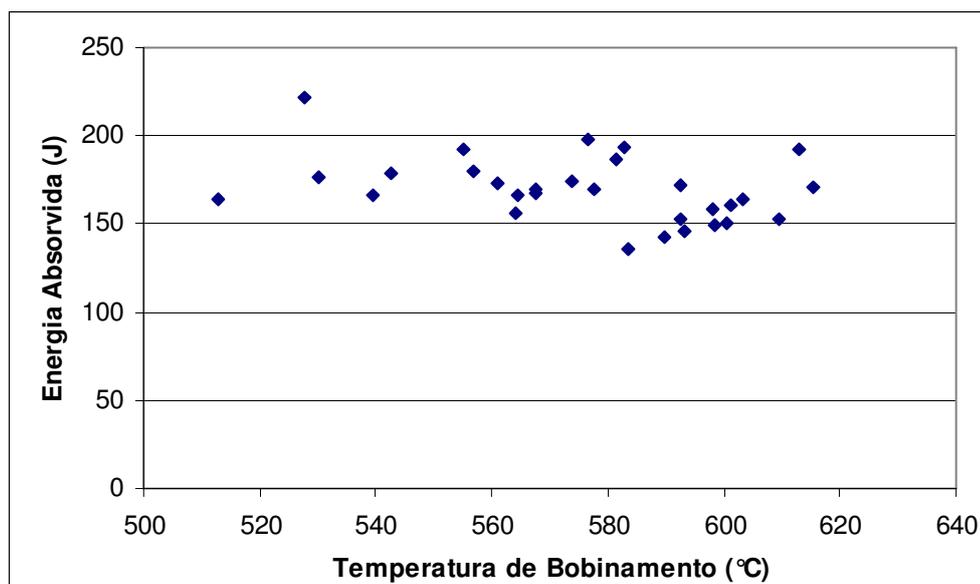


Figura 5.20 – Efeito da temperatura de bobinamento na energia absorvida no ensaio Charpy com entalhe em V, a -20°C .

A figura 5.21 mostra que houve uma tendência de redução da tenacidade com o aumento da relação Ti/N. As três corridas produzidas apresentaram valores da relação Ti/N entre 5,1 e 6,4, acima da razão estequiométrica ($\% \text{Ti}/\% \text{N} = 3,42$), e os maiores valores de energia absorvida a -20°C foram obtidos em bobinas com menor valor desta relação. Este comportamento pode ser devido à oxidação do Ti, para teores de Ti acima da razão estequiométrica com o N, que tem efeito deletério na tenacidade. Embora se tenha observado o efeito da relação Ti/N na tenacidade, devido à microestrutura bastante refinada os valores de energia absorvida foram muito acima do especificado pela norma API 5L.

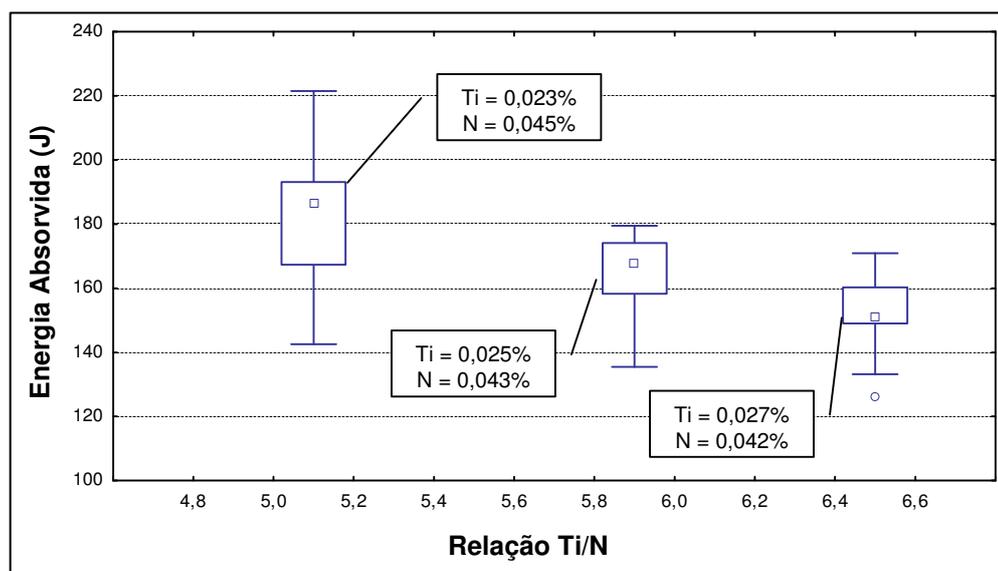


Figura 5.21 – Efeito da relação Ti/N na energia absorvida no ensaio Charpy com entalhe em V, a -20°C .

Tabela 5.1 – Variáveis das etapas Forno de Reaquecimento e Laminação de Desbaste

Bobina	Corrida	Forno de Reaquecimento		Laminação de Desbaste			
		Temperatura Extração (°C)	Tempo Total (min)	Esp. Placa (mm)	Esp. Esboço (mm)	Temperatura Início (°C)	Temperatura Final (°C)
1	A	1242	139	225	40,05	1224	1018
2	A	1247	140	225	39,81	1228	1034
3	C	1244	138	225	40,09	1226	1012
4	A	1239	139	225	40,01	1219	1011
5	B	1214	168	225	40,08	1199	1036
6	B	1218	165	225	40,03	1199	1019
7	B	1218	164	225	40,18	1199	1003
8	B	1221	164	225	39,92	1202	1020
9	B	1222	165	225	39,97	1206	1052
10	B	1224	162	225	39,91	1205	1043
11	B	1214	151	225	40,07	1197	1042
12	B	1218	151	225	40,03	1200	1020
13	B	1211	147	225	39,98	1193	1017
14	B	1211	147	225	40,04	1194	1041
15	B	1220	148	225	40,04	1203	1050
16	B	1214	147	225	40,01	1197	1043
17	A	1219	159	225	39,95	1204	1039
18	A	1221	174	225	39,73	1201	1029
19	A	1221	160	225	39,86	1202	1034
20	C	1233	250	225	39,79	1215	1063
21	C	1229	250	225	39,78	1212	1065
22	C	1229	250	225	39,79	1212	1057
23	C	1232	250	225	39,86	1214	1043
24	C	1227	247	225	39,81	1209	1062
25	C	1231	248	225	39,67	1213	1070
26	C	1221	249	225	39,49	1204	1055
27	C	1211	223	225	39,63	1194	1055
28	C	1204	190	225	39,82	1187	1048
29	C	1203	190	225	40,05	1186	1041
30	C	1201	160	225	39,77	1184	1050

Tabela 5.2 – Variáveis das etapas Bobinamento do Esboço, Laminação de Acabamento, Mesa de Resfriamento e Bobinamento

Bobina	Corrida	Bobinadeira De Esboço	Laminação de Acabamento			Mesa de Resfriamento	Bobinamento
		Temperatura Saída (°C)	Esp. Esboço (mm)	Esp. a Frio Tira (mm)	Temperatura Final (°C)	Taxa de Resfriamento (°C/s)	Temperatura (°C)
1	A	1010	40,05	9,45	886	16,0	610
2	A	1011	39,81	9,47	876	15,0	601
3	C	998	40,09	9,46	872	18,3	543
4	A	992	40,01	9,46	863	18,4	539
5	B	1029	40,08	9,47	870	14,3	568
6	B	1037	40,03	9,47	863	13,3	583
7	B	995	40,18	9,47	862	13,4	613
8	B	1037	39,92	9,47	873	16,7	528
9	B	1040	39,97	9,47	878	14,9	564
10	B	1054	39,91	9,47	877	14,4	561
11	B	1009	40,07	9,47	871	13,7	581
12	B	1036	40,03	9,47	865	13,3	577
13	B	1009	39,98	9,47	865	13,0	590
14	B	1033	40,04	9,47	874	14,3	555
15	B	1032	40,04	9,47	872	13,8	564
16	B	1039	40,01	9,47	869	13,3	568
17	A	1048	39,95	9,46	861	9,9	615
18	A	1056	39,73	9,46	836	9,6	601
19	A	1041	39,86	9,46	845	9,9	598
20	C	1045	39,79	9,47	830	14,4	530
21	C	1046	39,78	9,47	830	13,4	557
22	C	1044	39,79	9,47	838	13,6	574
23	C	1034	39,86	9,47	802	10,6	513
24	C	1038	39,81	9,47	840	13,0	578
25	C	1046	39,67	9,47	838	11,8	593
26	C	1037	39,49	9,47	844	12,8	593
27	C	1035	39,63	9,46	839	12,1	603
28	C	1031	39,82	9,47	838	13,4	584
29	C	1027	40,05	9,46	846	13,6	593
30	C	1034	39,77	9,47	845	13,3	598

6) CONCLUSÕES

Com a adoção do processamento termomecânico controlado de um aço ARBL, microligado com Nb-V-Ti, foi possível desenvolver a qualidade API 5L - X70 no laminador de tiras a quente da CST. Todos os requisitos definidos na norma API 5L foram atendidos.

Foi comprovado o efeito do abaixamento da temperatura de acabamento no refino de grão ferrítico e no aumento da resistência mecânica das bobinas a quente do aço ARBL, microligado com Nb-V-Ti. O aumento da resistência mecânica, com o abaixamento da temperatura de acabamento, foi atribuído ao maior refino do grão ferrítico e à precipitação induzida pela deformação na região austenítica.

Foi possível observar o efeito da temperatura de bobinamento no aumento da fração de ferrita acicular do aço. Entretanto, o aumento da resistência mecânica com o abaixamento da temperatura de bobinamento só foi observado nas bobinas com temperaturas de acabamento entre 802 e 846°C. Para as bobinas com valores de temperatura de acabamento entre 861 e 886°C, foi observado uma redução na resistência mecânica do aço com a redução da temperatura de bobinamento.

Os valores de energia absorvida e área dúctil no ensaio Charpy, a -20°C, das bobinas a quente ficaram muito acima dos valores especificados para a aplicação X70. Para as condições de processamento adotadas, não foi possível observar o efeito da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento na tenacidade do aço. Entretanto, conforme já relatado na bibliografia, foi observada uma redução da energia absorvida com o aumento da relação Ti/N do aço.

7) SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar o efeito da temperatura de acabamento na precipitação de Nb e V no campo austenítico, induzida pela deformação, e o efeito da temperatura de bobinamento na precipitação após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, nos aços microligados com Nb-V-Ti, através da caracterização via microscopia eletrônica de transmissão.

8) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, Washington, DC. *API SPECIFICATION 5L*; Specification for Line Pipe, 4.ed., Março 2004. 155p.
- 2 – HEISTERKAMP, F., HULKA, K., GRAY, J. M. Metallurgical Concept And Full-Scale Testing of High Toughness, H₂S Resistant 0.03%C - 0.10%Nb Steel. *Niobium Technical Report*, CBMM, São Paulo, February 1993.
- 3 – BELLON, J. C. Aplicação de Tratamento Termomecânico a um Aço Bainítico Microligado com Nióbio, Titânio e Boro. Campinas: UNICAMP, 1995. 117p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica).
- 4 – TAMEHIRO, H., YAMADA, N., MATSUDA, H. Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-Strength Low Alloy Steel. *Transactions ISIJ*, v. 25, p. 54-61, 1985.
- 5 – DAVIS, J. R. High-Strength Low-Alloy Steels. In: DAVIS, J. R. *Alloying: Understanding the Basics*. Materials Park: ASM International, 2001. p.193-209.
- 6 – PANIGRAHI, B. K. Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – an Overview. *Bull. Mater. Sci.*, v. 24, n. 4, p. 361-371, August 2001.
- 7 - HULKA, K. Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel. *Niobium Information 17/98*, CBMM, São Paulo, 1998.
- 8 – GRÄF, M. et. al. Production of Large Diameter Pipes Grade X 70 with High Toughness Using Acicular Ferrite Microstructures. *Niobium Technical Report*, www.cbmm.com.br.

- 9 – GRAY, J. M. Offshore Plate and High Strength Linepipe - A Unified Metallurgical Analysis of Manufacturing Options. In: ABM ANNUAL MEETING 2000, 2000, Rio de Janeiro.
- 10 – REPAS, P. E. Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels. USS Technical Center, Monroeville (USA), p. 3-14.
- 11 – Llewellyn, D. T. Nitrogen in Steels, *Iromaking and Steelmaking*, v. 20, n. 1, p. 35-41, 1993.
- 12 – CUDDY, L. J., RALEY, J. C. Austenite Grain Coarsening in Microalloyed Steels, *Metallurgical Transactions*, v. 14A, p. 1983-1995, October 1983.
- 13 – BHADSHIA, H. K. D. H. *Bainite in Steels*. 2.ed. Londres: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.
- 14 – ZHAO, M. et al. Continuous Cooling transformation of Undeformed and Deformed Low Carbon Pipelines Steels, *Materials Science & Engineering*, p.126-136, 2003.
- 15 – SIWECKI, T., ENGBERG, G., HANSSON, P. Practical and Theoretical Aspects of Hot Rolling of Flat Products, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, p.342-352, 2002.
- 16 – SAMUEL, F. H. Recrystallization Behavior of a C-Mn Steel, a Titanium-Interstitial-Free Steel and a Niobium-Microalloyed Steel During Strip Rolling, *Materials Science & Engineering*, p.95-106, 1991.
- 17 – DEARDO, A. J. An Overview of Microalloyed Steels. In: 8TH PTD CONFERENCE, *Proceedings*, 1988, p.67-77.
- 18 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM), Conshohocken Ocidental. *ASTM A370-96*; Standard Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. Junho 1996, p. 98-143.

- 19 – KESTENBACH, H.-J., GALLEGRO, J. On Dispersion Hardening of Microalloyed Hot Strip Steels by Carbonitride Precipitation in Austenite, *Scripta Materialia*, p. 791-796, vol. 44, 2001.
- 20 – SOBRAL, M. D. C., MEI, P. R., KESTENBACH, H.-J. Effect of Carbonitride Particles Formed in Austenite on the Strength of Microalloyed Steels, *Materials Science & Engineering A*, p. 317-321, 2004.
- 21 – PAULES, J. R. Developments in HSLA Steel Products, *JOM*, p. 41-44, January 1991.
- 22 – HULKA, K. et al. High Temperature Thermomechanical Processing Background and application, *Microalloying '95 Conference Proceedings*, p. 235-248, 1995.
- 23 – GORNI, A. A. et al. Fatores que Afetam a Razão Elástica de Chapas Grossas de Aço Microligado, In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 39, 2002, Ouro Preto.