

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS(DEMA)

**APLICAÇÃO DE TRATAMENTO TERMOMECÂNICO A UM AÇO BAINÍTICO
MICROLIGADO COM NIÓBIO, TITÂNIO E BORO**

AUTOR: JÚLIO CEZAR BELLON

ORIENTADOR: PROF. Dr. PAULO ROBERTO MEI

CO-ORIENTADOR: PROF. Dr. HANS JÜRGEN KESTENBACH (DEMA-UFSCar)

Dissertação apresentada ao Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, junho de 1995

UNIDADE	PC
N.º CHAMADA:	
V.	Ex.
T. 103	26836
PROC.	433195
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	18/11/95
N.º CPD	00079022-A

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

B417a Bellon, Júlio Cezar
Aplicação de tratamento termomecânico a um aço bainítico microligado com nióbio, titânio e boro / Júlio Cezar Bellon--Campinas, SP: [s.n], 1995.

Orientador: Paulo Roberto Mei, Hans Jürgen Kestenbach.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Laminação. 2. Aço de alta resistência. 3. Aço-metalurgia. 4. *Aços microligados. I. Mei, Paulo Roberto. II. Kestenbach, Hans Jürgen. III. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. IV. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de : Mestrado

Título da Tese : Aplicação de Tratamento Termomecânico a um Aço Bainítico Microligado
com Nióbio, Titânio e Boro

Autor : Júlio Cezar Bellon

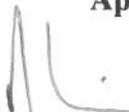
Orientador : Paulo Roberto Mei

Co-orientador : Hans Jurgen Kestenbach

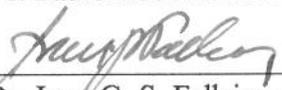
ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA POR JULIO CEZAR
BELLON E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 30.06.95.

ORIENTADOR

Aprovado por



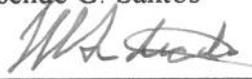
Prof. Dr. Paulo Roberto Mei ,Presidente



Prof. Dr. Ivan G. S. Falleiros



Prof. Dr. Resende G. Santos



M.Eng. Heraldo Leite de Andrade



Prof. Dr. Hans Jurgen Kestenbach

Campinas, 30 de junho de 1995

**À minha esposa, Cláudia e
ao meu filho, Lucas.**

AGRADECIMENTOS

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

- Aos professores Paulo Roberto Mei e Hans Jürgen Kestenbach pela colaboração e orientação prestadas.
- À Companhia Siderúrgica de Tubarão pelo suporte financeiro dado ao trabalho e pela oportunidade de desenvolvimento profissional.
- À Aços Villares pelo fornecimento de dois dos lingotes utilizados neste trabalho bem como dos cilindros para laminação a quente.
- À empresa Union Carbide pelo fornecimento do polímero aplicado na simulação da etapa de resfriamento controlado.
- À Universidade Federal de São Carlos(UFSCar), particularmente ao Departamento de Materiais, por permitir a realização de parte dos experimentos em seu Laboratório de Tratamento Termomecânico.
- Aos professores, alunos, técnicos e funcionários do Departamento de Materiais da UFSCar pela colaboração na realização dos experimentos preliminares.
- Aos professores, alunos, técnicos e funcionários do Departamento de Materiais da UNICAMP pela inestimável ajuda prestada durante o desenvolvimento deste trabalho.
- Aos meus companheiros de trabalho do núcleo de P&D, em particular aos Engenheiros Emílio Antônio J. Chaparro e Geraldo Iran de S. L. Cardoso pela colaboração e incentivo.
- Ao Técnico Yukio Nishida, do Laboratório de Metalurgia Física do Núcleo de P&D, pela ajuda na realização das análises metalográficas e confecção das micrografias.
- Ao Engenheiro Heraldo Leite de Andrade, coordenador do Núcleo de P&D, pelo acompanhamento, revisão desta dissertação e sugestões apresentadas.

RESUMO

Realizou-se um estudo sobre a influência de diferentes condições de laminação e resfriamento controlados, simulativos de laminação de tiras a quente, na formação de microestrutura e, por implicação, nas propriedades mecânicas de um aço bainítico de baixo carbono microligado com nióbio, titânio e boro. Adicionalmente ao estudo dos efeitos dos parâmetros de processo, verificou-se também a influência do boro nas propriedades do material.

O tratamento termomecânico foi conduzido em escala de laboratório, utilizando-se um laminador FENN duo-reversível de 25 HP. As amostras foram inicialmente reaquecidas a 1200°C, mantidas nesta temperatura por uma hora, e então laminadas na região de rápida recristalização da austenita (1150-1050°C), com 50% de redução total em três passes, seguido por uma etapa de deformação em baixas temperaturas, correspondentes a região de não recristalização da austenita. Neste último estágio, foram aplicadas diferentes quantidades totais de redução e faixas de temperaturas de laminação. Após a deformação, as amostras foram submetidas a resfriamento ao ar ou acelerado, seguido de resfriamento lento simulando o processo de bobinamento. Neste último estágio, foram utilizadas três temperaturas iniciais.

Os resultados obtidos mostraram que, para as condições experimentais aplicadas, o aumento da quantidade total de deformação e o abaixamento das temperaturas de laminação de acabamento, melhoraram a tenacidade provocando contudo uma pequena queda na resistência mecânica. O resfriamento acelerado, seguido de baixas temperaturas de bobinamento, resultou em um ganho de resistência mecânica, sem prejuízo significativo às propriedades de impacto. Finalmente, foi possível comprovar a importância do boro no desenvolvimento de aços bainíticos.

**Application of Thermomechanical Treatment to a
Nb-Ti-B Microalloyed Bainitic Steel**

ABSTRACT

The influence of different conditions of controlled rolling and cooling was studied, simulating the industrial process of hot strip mill. This simulation aimed the investigation of microstructure formation and mechanical properties of a low carbon bainitic steel microalloyed with niobium, titanium and boron. In addition to the analysis of process parameters, the influence of boron on the material properties was evaluated.

The experiments were performed in a thermomechanical processing laboratory, using a 25 HP FENN reversible rolling mill. The samples were initially reheated to 1200°C, kept at this temperature for one hour, and then rolled in the region of high temperature austenite (1150-1050°C) with 50% of total reduction in three passes, followed by one step of deformation at low temperatures, corresponding to the region of non-recrystallization of austenite. In this stage, three rolling temperature ranges and cumulative reductions were used. After rolling, the samples were submitted to either air or accelerated cooling and then slow cooled, simulating the coiling process. For the latter step, three initial temperatures were applied.

The experimental results indicated that increasing the cumulative reduction and lowering the finishing pass temperatures improve the material toughness, with a slight decrease on the Yield Stress and Tensile Strength. Increasing the cooling rate and reducing the coiling temperature, improved the mechanical strength with no significant deterioration on the impact properties. Finally, the importance of boron addition was confirmed for the development of bainitic steels.

VII

SUMÁRIO

Dedicatória.....	III
Agradecimentos.....	IV
Resumo.....	V
Abstract.....	VI
Sumário.....	VII
Lista de figuras.....	IX
Lista de tabelas.....	XIII
Capítulo 1: Introdução.....	1
Capítulo 2: Objetivo.....	4
Capítulo 3: Revisão Bibliográfica.....	5
<i>3.1 - Microestrutura e Propriedades Mecânicas.....</i>	<i>5</i>
<i>3.1.1 - Microestrutura.....</i>	<i>5</i>
<i>3.1.2 - Propriedades Mecânicas.....</i>	<i>10</i>
<i>3.2 - Composição Química dos Aços Bainíticos de Baixo Teor de Carbono.....</i>	<i>18</i>
<i>3.3 - Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado.....</i>	<i>34</i>
Capítulo 4: Procedimento Experimental.....	49
<i>4.1 - Material Utilizado.....</i>	<i>49</i>
<i>4.2 - Equipamentos Experimentais.....</i>	<i>50</i>
<i>4.3 - Processamento Experimental de Laminação e Resfriamento.....</i>	<i>53</i>
<i>4.4 - Ensaio Mecânicos.....</i>	<i>61</i>
<i>4.5 - Análise Metalográfica.....</i>	<i>65</i>
Capítulo 5: Resultados Obtidos e Discussões.....	66
<i>5.1 - Simulação da Prática de Laminação e Resfriamento Acelerado.....</i>	<i>66</i>
<i>5.2 - Análise Metalográfica.....</i>	<i>73</i>
<i>5.2.1 - Estado Austenítico.....</i>	<i>73</i>
<i>5.2.2 - Microestruturas Finais.....</i>	<i>74</i>

VIII

<i>5.3 - Propriedades Mecânicas</i>	78
<i>5.3.1 - Efeitos do Boro</i>	78
<i>5.3.2 - Efeitos dos Parâmetros de Tratamento Termomecânico</i>	79
Capítulo 6: Conclusões	111
Sugestões Para Trabalhos Futuros.....	113
Referências Bibliográficas.....	114

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1- Representação esquemática de diagramas de transformação de fases para a condição isotérmica e sob resfriamento contínuo para um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V indicando os campos de estabilidade da bainita I, II e III.....	8
Figura 3.2- Sistemas para classificação morfológica das microestruturas bainíticas proposto por Bramfitt e Speer.....	9
Figura 3.3- Efeito do tamanho das colônias de bainita na tenacidade dos aços aciculares.....	15
Figura 3.4- Efeito do tipo de microestrutura bainítica na temperatura de transição e no limite de resistência de aços bainíticos de baixo carbono.....	16
Figura 3.5- Efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas de um aço C-1,50%Mn-0,04%Nb-0,02%Ti-0,0015%B.....	20
Figura 3.6- Efeito do teor de manganês nas propriedades mecânicas de um aço 0,03%C-0,04%Nb-0,02%Ti-0,0014%B.....	22
Figura 3.7- Efeito do boro na temperabilidade de um aço baixo carbono.....	24
Figura 3.8- Efeito do teor de boro nas propriedades mecânicas de um aço 0,05%C-1,50%Mn-Nb-Ti.....	25
Figura 3.9- Efeito das adições de nióbio e boro nas propriedades mecânicas de um aço 0,05%C-1,50%Mn-0,02%Ti.....	26
Figura 3.10- Efeito da adição de nióbio nas propriedades mecânicas de um aço 0,029%C-1,50%Mn-0,02%Ti-0,0012%B.....	27
Figura 3.11- Efeito do balanceamento entre teores de titânio e nitrogênio nas propriedades mecânicas de um aço 0,05%C-1,50%Mn-Nb-Ti-B.....	29
Figura 3.12- Efeito da adição conjunta de nióbio e boro na recristalização da austenita.....	31
Figura 3.13- Efeito da adição conjunta de nióbio e boro na temperatura de início de transformação da austenita.....	32

Figura 3.14- Influência da quantidade de redução em um só passe e da temperatura no passe, no tamanho de grão da austenita recristalizada.....	37
Figura 3.15- Redução crítica no passe para recristalização da austenita.....	38
Figura 3.16- Efeito da quantidade total de deformação no acabamento nas propriedades mecânicas de um aço Nb-Ti-B.....	41
Figura 3.17- Efeito das condições de laminação a quente na resistência mecânica e tenacidade de um aço Nb-Ti-B e Nb-Ti-B-Mo.....	42
Figura 3.18- Efeito da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas de um aço 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-Ti-B).....	43
Figura 3.19- Efeito da taxa de resfriamento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço 0,10%C-1,50%Mn-0,04%Nb-0,09%V.....	45
Figura 3.20- Relação entre carbono equivalente e propriedades mecânicas para diferentes condições de resfriamento.....	47
Figura 3.21- Efeito da temperatura de fim de resfriamento nas propriedades mecânicas de um aço 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-Ti-V).....	48
Figura 4.1- Corpo de prova para os experimentos de laminação.....	51
Figura 4.2- Forno mufla, para reaquecimento dos corpos de prova de laminação.....	52
Figura 4.3- Laminador FENN-051, para simulação da laminação controlada.....	52
Figura 4.4- Aparato para simulação do resfriamento acelerado.....	54
Figura 4.5- Forno de cuba, para simulação do resfriamento natural de bobinas.....	54
Figura 4.6- Fluxograma do processamento experimental.....	55
Figura 4.7- Esquema de retirada dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e metalográficos.....	62
Figura 4.8- Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.....	63

Figura 4.9- Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy.....	63
Figura 5.1a- Resultados reais do processamento experimental para o aço Nb-Ti-B _{10ppm} bobinado a 505°C.....	67
Figura 5.1b- Resultados reais do processamento experimental para o aço Nb-Ti-B _{10ppm} bobinado a 585°C.....	68
Figura 5.1c- Resultados reais do processamento experimental para o aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido a 50% de deformação total no acabamento.....	69
Figura 5.2- Granulação austenítica após as etapas de reaquecimento, desbaste e acabamento. Aço Nb-Ti-B _{10ppm}	87
Figura 5.3- Microestrutura do aço Nb-Ti submetido ao resfriamento ao ar.....	88
Figura 5.4- Microestrutura do aço Nb-Ti submetido ao resfriamento forçado.....	89
Figura 5.5- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{7ppm} submetido ao resfriamento ao ar.....	90
Figura 5.6- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{7ppm} submetido ao resfriamento forçado	91
Figura 5.7- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido ao resfriamento forçado até 500°C	92
Figura 5.8- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido ao acabamento na faixa de temperatura de 905 a 780°C.....	93
Figura 5.9- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido ao acabamento na faixa de temperatura de 1000 a 880°C.....	94
Figura 5.10- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido a 41,3% de deformação no acabamento.....	95
Figura 5.11- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido a 49,3% de deformação no acabamento.....	96
Figura 5.12- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} submetido ao resfriamento ao ar.....	97
Figura 5.13- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} bobinado a 425°C	98

Figura 5.14- Microestrutura do aço Nb-Ti-B _{10ppm} bobinado a 585°C.....	99
Figura 5.15- Exemplos de aplicação do reagente de LePera a amostras dos aços Nb-Ti e Nb-Ti-B _{7ppm}	100
Figura 5.16- Micrografias das amostras do aço Nb-Ti-B _{10ppm} atacadas com o reagente de LePera.....	101
Figura 5.17- Efeito da adição de boro nas propriedades mecânicas.....	102
Figura 5.18- Efeito da faixa de temperatura de laminação da etapa de acabamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B _{10ppm}	103
Figura 5.19- Efeito da quantidade total de deformação aplicada na etapa de acabamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B _{10ppm}	104
Figura 5.20- Efeito da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B _{10ppm}	105
Figura 5.21- Efeito da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B _{10ppm}	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.I- Composições Químicas Típicas da Classe do Aços Bainíticos de Baixo Carbono.....	18
Tabela 4.I- Composição Química dos aços estudados.....	49
Tabela 4.II- Escalas de passes aplicadas na etapa de desbaste para 50% de deformação total nominal.....	58
Tabela 4.III- Escalas de passes aplicadas na etapa de acabamento para as deformações totais nominais de 40%, 50% e 60%.....	59
Tabela 4.IV- Temperatura e concentração da solução aquosa do polímero "UCON QUENCHING E" da UNION CARBIDE em função da espessura da chapa de aço, para se obter uma taxa média de resfriamento de 15°C/s.....	60
Tabela 5.I- Condições Efetivas de Processamento Experimental nas Etapas de Reaquecimento e Desbaste.....	107
Tabela 5.II- Condições Efetivas de Processamento Experimental na Etapa de Acabamento.....	108
Tabela 5.III- Condições Efetivas de Processamento Experimental nas Etapas de Resfriamento e Bobinamento.....	109
Tabela 5.IV- Resultados Efetivos dos Ensaios Mecânicos de Tração e Impacto Charpy.....	110

1. INTRODUÇÃO

Os requisitos de qualidade cada vez mais rigorosos para os produtos planos de aço, especialmente para aqueles destinados a fabricação de tubos de alta resistência com aplicação em oleodutos e gasodutos, impulsionaram nos últimos anos o desenvolvimento e produção de aços microligados de baixo carbono, contendo estruturas bainíticas, em substituição aos ferríticos-perlíticos convencionais. Estes aços bainíticos caracterizam-se fundamentalmente pelos seus baixos ou extra-baixos teores de carbono (0,02 a 0,06%) e uma microestrutura final na qual estão presentes microconstituintes aciculares com alta densidade de discordâncias, que possibilitam que elevados valores de resistência mecânica, balanceados com tenacidade e soldabilidade, possam ser obtidos em produtos na condição de como laminados a quente, isto é, sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores.

A importância dos aços bainíticos de baixo carbono já foi reconhecida há pelo menos 4 décadas e meia, quando do trabalho realizado por Bardgett e Reeve, no final de 1949, em aços com teores de carbono até 0,18%, microligados com molibdênio e boro[1]. Irvine, Pickering e colaboradores[2,3,4,5], a partir de 1957, explicaram definitivamente aspectos fundamentais da metalurgia física destes aços, o que contribuiu significativamente para o seu desenvolvimento. Até meados da década de 60, os aços bainíticos comercialmente produzidos apresentavam teores de carbono na faixa de 0,10 a 0,15%, resistência mecânica superior a dos aços ferrita-perlita, porém com baixa tenacidade, o que fez reduzir o interesse comercial por estes aços[6]. Seguem-se aos estudos de Irvine e Pickering, inúmeros outros trabalhos[7,8,9,10], a maioria em caráter experimental, em aços com concentrações de carbono inferiores a 0,08%, que objetivavam melhorias na tenacidade e soldabilidade. A partir do início dos anos 70, em função dos avanços tecnológicos nas áreas de fusão e refino de aços, que favoreceram a obtenção de teores de carbono baixos, resfriamento acelerado de tiras e chapas grossas e

práticas de laminação controlada, os aços bainíticos de extra-baixo e baixo teores de carbono passaram a ser produzidos efetivamente em escala industrial nos Estados Unidos, Europa e Japão[11,12,13]. No Brasil, o seu desenvolvimento é mais recente, porém já foram obtidos bons resultados industrialmente[14,15].

Atualmente, como regra geral, para produção de aços bainíticos com características superiores de propriedades mecânicas e soldabilidade, em linhas tradicionais de chapas grossas e tiras a quentes, são importantes as seguintes condições: Aplicação de tratamentos termomecânicos de laminação controlada, composição química com teores de carbono não superiores a 0,06% , adição de elementos de liga formadores de carbonetos e nitretos e, adição de elementos de liga que aumentem a temperabilidade do aço.

Com a laminação controlada objetiva-se produzir uma microestrutura final altamente refinada a partir de grãos austeníticos finos, severamente deformados e não recristalizados. O resfriamento acelerado promove, além de um refino adicional na microestrutura, a formação de bainita em lugar da ferrita poligonal. Com a adição de microligantes, objetiva-se inibir o crescimento dos grãos austeníticos em altas temperaturas e a sua recristalização em baixas temperaturas. Finalmente, com a adição de elementos que aumentam a temperabilidade, especialmente boro e/ou molibdênio, procura-se inibir a formação da ferrita poligonal.

No desenvolvimento dos aços bainíticos, tanto em linhas de laminação de tiras a quente como de chapas grossas, especial atenção tem sido dada à prática de resfriamento acelerado até baixas temperaturas de fim de resfriamento($<600^{\circ}\text{C}$). Esta prática possibilita uma redução nas adições de elementos de liga e nos teores de carbono, favorecendo não somente a otimização dos custos de produção, mas também as características de soldabilidade do aço.

Desde o início do desenvolvimento dos aços bainíticos, os esforços têm-se concentrado na produção destes aços em linhas de chapas grossas, com pouca atenção na sua produção em linhas de laminação de tiras a quente, entretanto, a fabricação de tubos de elevada resistência mecânica a partir de bobinas a quente e pelo processo de soldagem por resistência elétrica de alta frequência, parece ser um caminho bastante promissor em função dos menores custos envolvidos.

Apesar dos progressos já alcançados, a literatura apresenta um reduzido número de trabalhos onde são abordadas as condições de processamento dos aços bainíticos sobretudo em linhas de tiras a quente.

Dentro deste contexto, portanto, procurou-se estudar no presente trabalho, os efeitos de diferentes condições de laminação e resfriamento controlados, na formação da microestrutura e por implicação, nas propriedades mecânicas de um aço de baixo teor de carbono, microligado com nióbio, titânio e boro, com uma composição química representativa da tecnologia atual de produção de aços bainíticos para aplicação em tubos estruturais de alta resistência.

Os experimentos foram conduzidos em escala de laboratório e procurou-se, dentro das limitações de um laminador piloto, adotar condições de processamento compatíveis com aquelas aplicadas no processo industrial de laminação de tiras a quente.

2. OBJETIVO

Estudar os efeitos de diferentes condições de processamento termomecânico nas propriedades de um aço bainítico de baixo carbono, microligado ao nióbio, titânio e boro, de modo a fornecer subsídios à Companhia Siderúrgica de Tubarão tendo em vista o atendimento futuro ao crescente mercado de aços para fabricação de tubos de alta resistência para aplicação em oleodutos e gasodutos.

.3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta revisão abordar-se-á de forma sucinta os principais aspectos relacionados a microestrutura, propriedades mecânicas, composição química e laminação dos aços bainíticos, com ênfase nos microligados ao nióbio, titânio e boro.

3.1 - Microestrutura e Propriedades Mecânicas

As vantagens dos aços bainíticos de baixo carbono estão nos excelentes resultados de tenacidade e soldabilidade balanceados com elevados valores de limite de escoamento e resistência. Além disto, as estruturas aciculares não são susceptíveis ao efeito "Bauschinger", comum nos aços ferrita-perlita.

As propriedades mecânicas destes aços dependem fundamentalmente da sua microestrutura e, por conseguinte, da composição química e tratamentos termomecânicos aplicados.

Neste item apresentam-se as características microestruturais principais dos aços bainíticos e suas relações com as propriedades mecânicas.

3.1.1 - Microestrutura

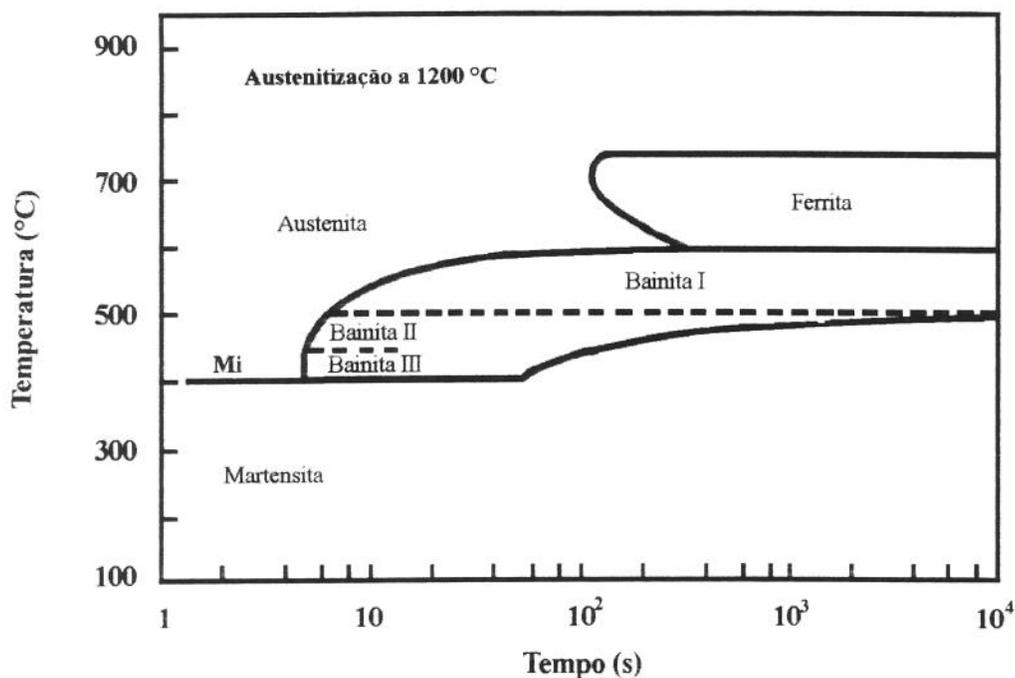
A microestrutura dos aços bainíticos de baixo carbono, produzidos industrialmente, é composta por uma mistura de produtos de transformação da austenita, podendo conter bainita com diversas morfologias, ferrita poligonal, martensita(M) e austenita retida(A), usualmente

denominados de constituintes MA e perlita. Apresenta-se freqüentemente muito fina e portanto difícil de ser resolvida por microscopia ótica.

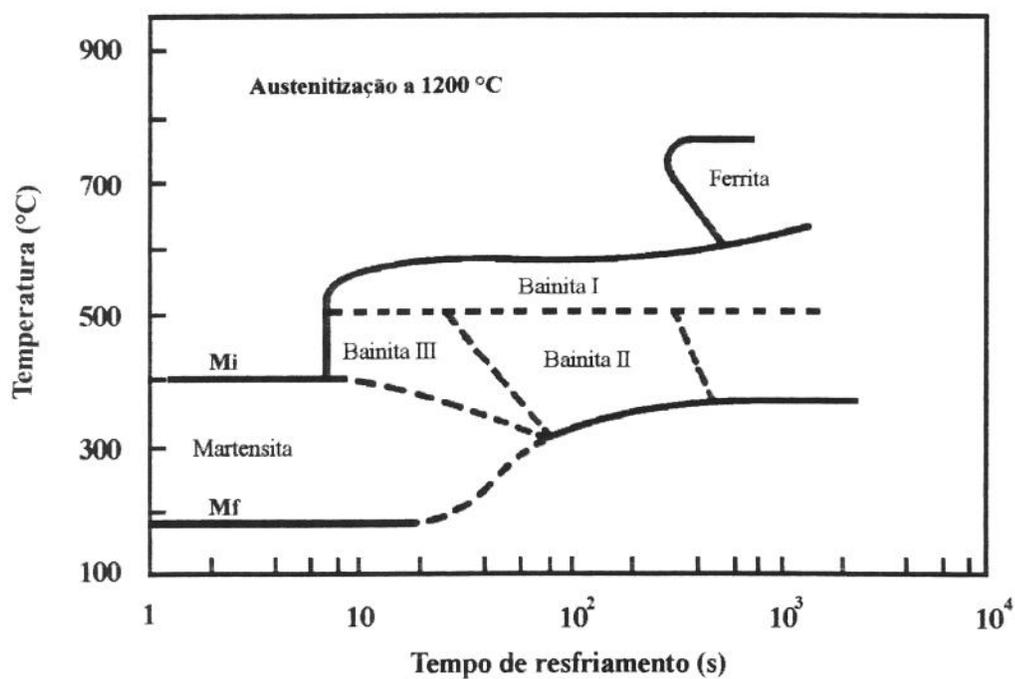
A bainita clássica é definida como agregados finos de ferrita e cementita, estando a ferrita na forma de ripas ou plaquetas. Sob condições isotérmicas de transformação da austenita, a bainita é usualmente classificada em dois tipos: bainita superior e bainita inferior. A bainita superior forma-se em temperaturas ligeiramente abaixo da formação da perlita e caracteriza-se por ripas de ferrita com filmes de carbonetos entre elas. A bainita inferior, a sua temperatura de formação é pouco acima da martensita, a ferrita apresenta-se como ripas ou plaquetas com carbonetos, com aspecto de bastonetes, no interior delas. A ferrita da bainita inferior tem a sua acicularidade mais definida e os carbonetos são mais refinados do que da bainita superior. Em ambos os tipos de bainita descritos acima os contornos de ripas e plaquetas são de baixo ângulo.

Sob a condição de resfriamento contínuo da austenita, como praticado normalmente na produção industrial de chapas e tiras, alguns aços, especialmente os microligados de baixo carbono, apresentam nas suas microestruturas além das formas clássicas de bainita (superior e inferior) outros tipos de bainita com morfologias substancialmente diferentes destas. Bramfitt e Speer[16], reportam com base nos trabalhos de diversos outros autores, a presença de microestruturas bainíticas compostas de aglomerados de ferrita com morfologia acicular porém sem carbonetos, ferrita fina também isenta de carbonetos entretanto associada a ilhas de martensita e austenita retida(MA) e com aspecto não acicular, chamada de bainita granular e ferrita fina contendo carbonetos tanto no interior das ripas e plaquetas como entre elas. Os dois primeiros tipos de bainita ocorrendo para a condição de baixas taxas de resfriamento.

Em função dos diversos tipos de bainita que se formam principalmente no resfriamento contínuo da austenita, alguns autores propõem uma classificação morfológica para estas estruturas. Ohmori, Ohtani e Kunitake[17] examinaram várias microestruturas resultantes da transformação isotérmica e sob resfriamento contínuo da austenita, em aços com teores de carbono variando de 0,12 a 0,22% contendo adições de Cobre, Níquel, Cromo, Molibdênio e Vanádio e classificaram-nas em três classes distintas, denominadas de bainita I, bainita II e bainita III, conforme os diagramas de transformação esquemáticos mostrados na figura 3.1. A bainita I caracterizando-se por aglomerados de ferrita na forma de finas ripas isentas de carbonetos contendo filmes de austenita e/ou martensita bem definidos nos contornos destas ripas. A bainita II, com morfologia similar a bainita superior clássica e a bainita III similar a bainita inferior. Bramfitt e Speer[16] propõem uma classificação na qual os diferentes tipos de bainita são divididos em três grupos principais (B_1 , B_2 e B_3) que dependem essencialmente da localização dos precipitados nos aglomerados de ferrita ou da presença de ilhas de constituintes tipo martensita ou austenita retida e recomendam também a utilização de sobrescritos para identificação destes precipitados e constituintes. A figura 3.2 ilustra a proposta destes autores para classificação morfológica da bainita. Por este sistema de classificação, a bainita superior clássica é representada por (B_2^c), a bainita inferior por (B_1^c), a bainita granular por (B_3^{ma}) e a bainita mista que apresenta precipitados tanto no interior quanto entre as ripas de ferrita por ($B_{1,2}^c$). Este sistema proposto por Bramfitt e Speer é suficientemente completo para descrever os diversos tipos de bainita que se formam tanto na condição de resfriamento contínuo como transformação isotérmica da austenita para uma ampla gama de aços de interesse. Em um outro trabalho recente[18], sobre aços bainíticos de baixo carbono, os autores incluem também um tipo de ferrita, denominada ferrita quasi-poligonal, como uma fase distinta presente na microestrutura destes aços. O termo quasi-poligonal deve-se ao aspecto irregular dos seus contornos de grão e esta estrutura



3.1a - Transformação sob condições isotérmicas



3.1b - Transformação sob resfriamento contínuo

Figura 3.1 - Representação esquemática de diagramas de transformação de fases para a condição isotérmica(3.1a) e sob resfriamento contínuo(3.1b) para um aço Cu-Ni-Cr-Mo-V indicando os campos de estabilidade da bainita I, II e III [17]

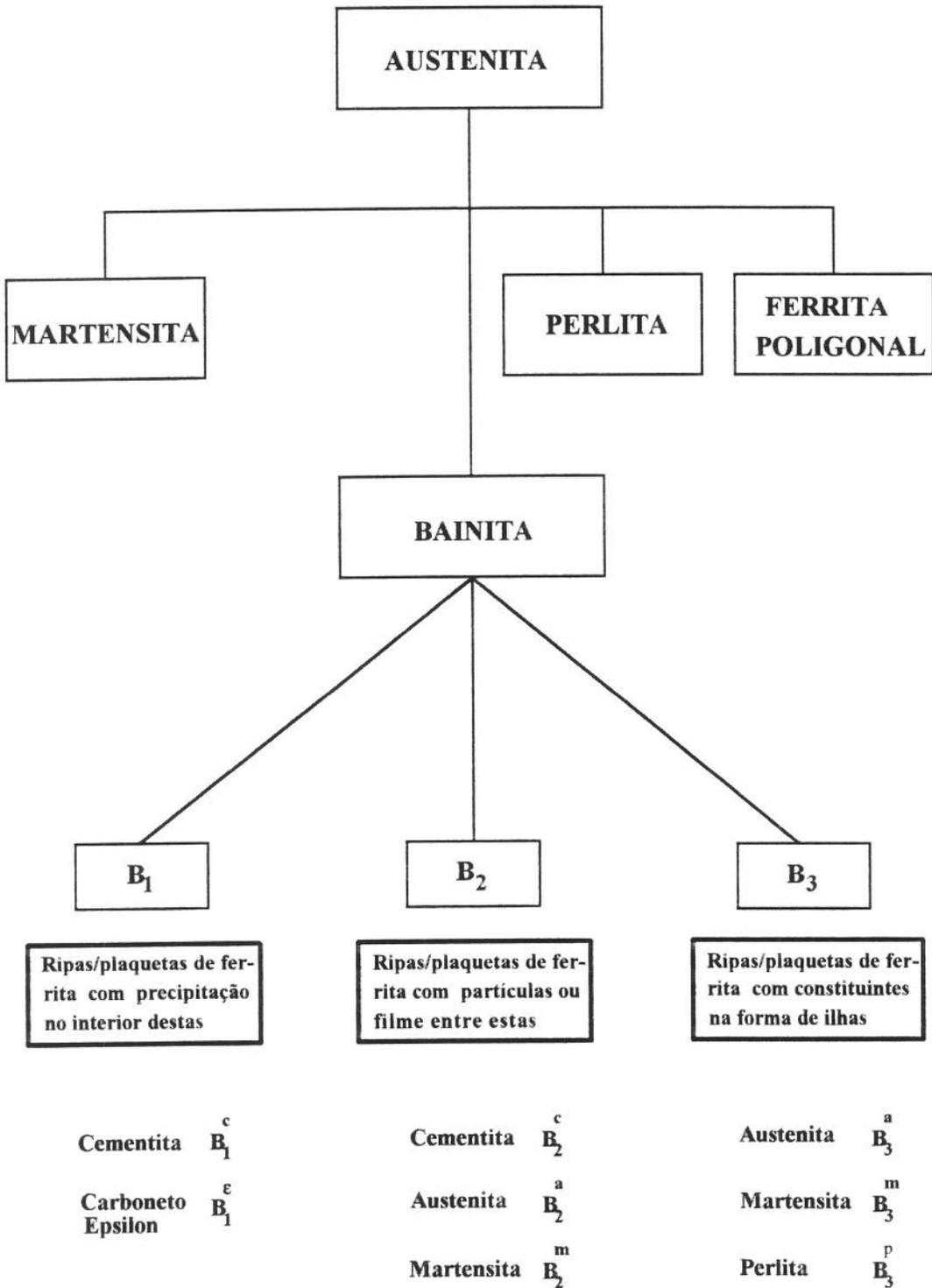


Figura 3.2 - Sistema para classificação morfológica das microestruturas bainíticas proposto por Bramfitt e Speer [16]

apresenta uma característica particular que a distingue das acima descritas, que é a de não preservar os antigos contornos de grão da austenita após a transformação[19].

Krauss e Thompson[19], resumem as estruturas bainíticas isentas de carbonetos em dois tipos fundamentais: a ferrita acicular e a ferrita granular. Em ambas, a estrutura é definida como aglomerados de ferrita fina, sem carbonetos, associados à martensita e/ou austenita retida. Para a ferrita com morfologia não acicular o termo ferrita granular.

Finalmente é importante ressaltar que a reação de formação da bainita é um mecanismo misto de difusão e cisalhamento, sendo que a presença ou não de carbonetos, bem como a sua localização nos aglomerados de ferrita, dependem da efetividade da difusão do carbono e portanto da temperatura/taxa de resfriamento aplicadas na transformação da austenita. Para temperaturas de transformação mais altas, ligeiramente inferiores à formação da perlita, ou taxas de resfriamento baixas, a difusão do carbono ainda é efetiva, favorecendo então a precipitação de carbonetos entre os contornos das ripas ou plaquetas de ferrita. Por outro lado, para temperaturas mais baixas, próximas à formação da martensita ou para taxas de resfriamento elevadas, a ferrita tende a ficar supersaturada de carbono em função da baixa difusão deste elemento, resultando por conseguinte na precipitação de carbonetos no interior das ripas ou plaquetas de ferrita.

3.1.2 - Propriedades Mecânicas

Conforme mencionado acima, a transformação da austenita que resulta na formação da bainita é um mecanismo misto de difusão e cisalhamento. O fato de envolver cisalhamento produz elevada densidade de discordâncias($\sim 10^9 \text{ mm}^{-2}$), conferindo a esta estrutura resistência

mecânica superior a ferrita poligonal[20]. Entretanto, conforme já mencionado no item anterior, as microestruturas dos aços bainíticos, especialmente aqueles de baixos teores de carbono, podem conter, dependendo da composição química e do tratamento termomecânico aplicado, outros constituintes, além dos diferentes tipos de bainita, tais como: ferrita poligonal, martensita e austenita residual supersaturada de carbono(MA) e perlita. Desta forma, as propriedades mecânicas destes aços dependem das proporções relativas de cada um dos constituintes presentes na microestrutura final do produto. Como regra geral, quanto maior a fração volumétrica de bainita, maior é a resistência mecânica do aço, no entanto, há uma tendência de piorar a tenacidade. A ferrita poligonal, por outro lado, melhora as propriedades de impacto porém provoca queda da resistência mecânica. Assim sendo, para um bom balanço entre resistência mecânica e tenacidade no produto, o controle sobre a proporção de cada um dos constituintes que compõem a microestrutura final é fundamental. Tanaka[21] reporta que, em um aço 0,07%C-2,0%Mn-0,06%Nb-0,5%Mo, submetido a laminação controlada com um estágio de deformação na região de não recristalização da austenita, o melhor balanço entre resistência mecânica e tenacidade foi obtido para uma microestrutura contendo 15% de ferrita poligonal em uma matriz de ferrita acicular.

Resistência mecânica

Pickering[6] define, com base em inúmeros estudos realizados em aços de baixo carbono com microestruturas essencialmente bainíticas, que os fatores que controlam a resistência mecânica seriam:

- O tamanho das ripas/plaquetas da ferrita da bainita

- A densidade de discordâncias
- A dispersão dos carbonetos
- O carbono dissolvido na ferrita da bainita e mais,
- A resistência própria da matriz e o endurecimento por solução sólida por outros elementos tais como manganês, silício e nitrogênio.

Conforme mencionado anteriormente, as ripas/plaquetas individuais de ferrita da bainita formam contornos de baixo ângulo, que parecem ser obstáculos à movimentação de discordâncias. Desta forma, quanto mais refinada for a microestrutura do produto, maior é a densidade destes contornos de baixo ângulo e portanto maior é a resistência mecânica do material. O aumento da densidade de discordâncias, bem como, a maior dispersão e o menor tamanho dos carbonetos precipitados na bainita, também resultam na melhoria da resistência mecânica do aço. No caso específico dos carbonetos, Pickering[6] observou que a sua influência na resistência mecânica é efetiva quando estão precipitados no interior das ripas/plaquetas de ferrita, condição esta associada à formação da bainita inferior. O efeito do carbono, como também de outros elementos dissolvidos na bainita, deve-se a sua interação com as discordâncias estando, por implicação, relacionado com densidade destes defeitos cristalinos na microestrutura. A resistência própria da matriz refere-se a força de Peierls-Nabarro[22], isto é, a força necessária para movimentar as discordâncias na rede cristalina.

Com base nos mecanismos de endurecimento acima apresentados, pode-se afirmar que o abaixamento da temperatura de formação da bainita conduz a uma melhoria da resistência mecânica do produto, pois resultaria no aumento da densidade de discordâncias, na diminuição do tamanho das ripas/plaquetas de ferrita como também no aumento da dispersão e refino dos carbonetos precipitados.

Pickering[6] verificou a seguinte relação entre microestrutura e limite de escoamento para aços bainíticos de baixo carbono.

$$LE = -191 + 17,2(d^{-1/2}) + 14,9(n^{1/4}) \quad (1) \text{ onde,}$$

LE = Limite de escoamento a 0,2% em (MPa)

d = Largura das ripas/plaquetas da ferrita da bainita em (mm)

n = Número de carbonetos por mm^2

Gladman et al.[23] relacionaram a resistência mecânica de aço bainíticos com parâmetros de microestrutura conforme equação (2) abaixo, incluindo também o efeito do endurecimento por solução sólida para alguns elementos.

$$LE = 88 + 37(\%Mn) + 83(\%Si) + 2900(\%N_{livre}) + 15,1(d^{-1/2}) + \sigma_D + \Delta P \quad (2) \text{ onde,}$$

LE e d = mesmas definições da expressão (1) acima e

σ_D = Efeito do endurecimento por precipitação de carbonetos no interior das ripas de ferrita

ΔP = Efeito da densidade de discordâncias

Pizzimenti e colaboradores[20], com base no trabalho de outros autores, reportam também a seguinte expressão para o limite de escoamento de aços bainíticos de baixo carbono.

$$LE = 30 + 1900\{\%(C + N)_{livres}\}^{1/2} + Kd^{-1} \quad (3) \text{ onde,}$$

LE e d = mesmas definições nas equações anteriores

K = $1,70 \times 10^{-1} \text{ mm}^{-1}$ para a ferrita na forma de estruturas celulares e $1,22 \times 10^{-1} \text{ mm}^{-1}$

para a ferrita na forma de ripas.

Conforme pode-se observar nas expressões acima, os maiores resultados de resistência mecânica são obtidos para microestruturas finas contendo bainita formada a baixas temperaturas que apresenta maior densidade de discordâncias e maior dispersão e refinamento dos carbonetos.

Tenacidade

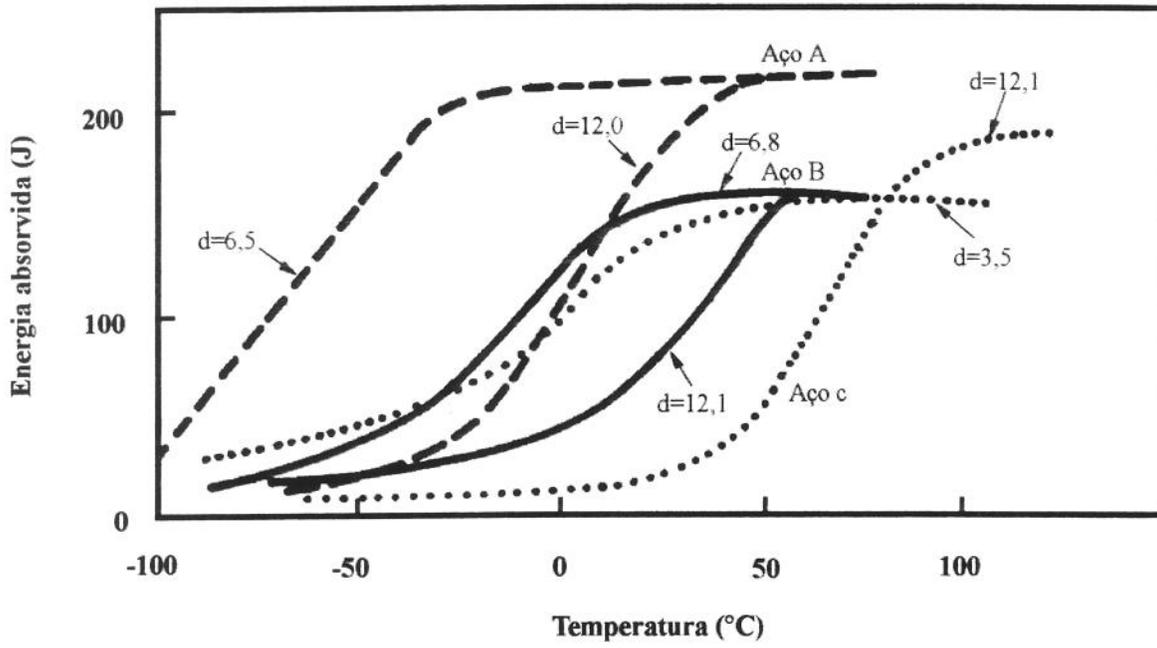
Enquanto a resistência mecânica das estruturas bainíticas é função do tamanho das ripas/plaquetas individuais da ferrita, a tenacidade depende fundamentalmente das colônias de bainita que formam entre si, ou com os antigos grãos austeníticos, contornos de alto ângulo, que parecem ser obstáculos à propagação de trincas. A figura 3.3 mostra o efeito do tamanho das colônias de bainita na tenacidade do produto para três diferentes tipos de aços. Observa-se que quanto menor o tamanho das colônias, mais a esquerda estão as curvas de transição, representando menores temperaturas de transição e portanto melhor tenacidade.

O fator principal que controla o tamanho das colônias de bainita é o estado austenítico prévio à transformação. Quanto mais refinada estiver a austenita menores são as colônias formadas, conforme mostra a equação 4 abaixo[20].

$$d_{pB} = 1,4(d_{gA})^{0,55} \quad (4) \text{ onde,}$$

d_{pB} e d_{gA} referem-se aos tamanhos médios das colônias de bainita e dos grãos austeníticos equiaxiais, respectivamente.

Pickering[6] verificou também, conforme pode ser visto figura 3.4, que a bainita inferior, em aços baixo carbono, apresenta maior tenacidade do que a bainita superior, devido ao fato de



d= Tamanho das colônias de bainita em μm

Figura 3.3 - Efeito do tamanho das colônias de bainita na tenacidade dos aços [20]

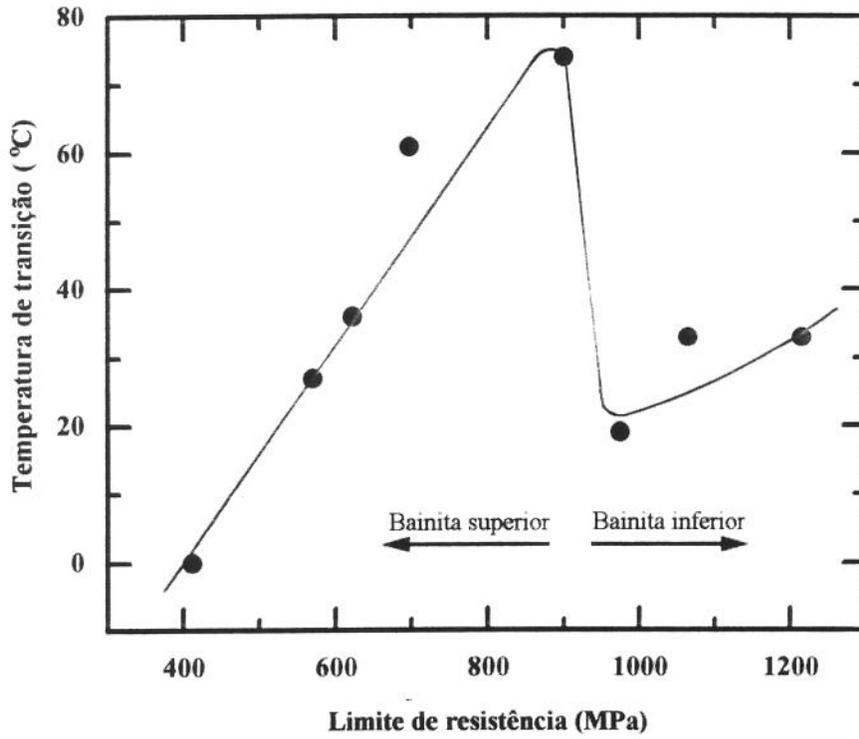


Figura 3.4 - Efeito do tipo de microestrutura bainítica na temperatura de transição e no limite de resistência de aços bainíticos de baixo carbono [6]

que nesta última os carbonetos grosseiros, localizados entre as ripas/plaquetas de ferrita, são áreas potenciais para geração de defeitos(trincas) supercríticos que se propagam facilmente na estrutura, enquanto que na bainita inferior, os carbonetos finos e dispersos na ferrita, quando geram defeitos, estes não têm tamanho crítico para evolução.

A tenacidade das estruturas bainíticas, baseada na temperatura de transição, pode ser representada, segundo Gladman e colaboradores[23], pela seguinte expressão:

$$ITT = -19 + 44(\%Si) + 700(\%N_{livre})^{1/2} + 0,26(\sigma_D + \Delta P + \Delta) - 11,5(d^{-1/2}) \quad (5) \quad \text{onde,}$$

ITT= Temperatura de transição em °C

d= Tamanho médio das colônias de bainita

σ_D e ΔP = Mesmas definições da equação 2

Δ = Representa a contribuição, para a resistência mecânica, das discordâncias associadas aos contornos de baixo ângulo da bainita

Pela equação 5 acima verifica-se que o menor tamanho das colônias de bainita favorece a tenacidade ao mesmo tempo em que o nitrogênio em solução, o silício, os carbonetos precipitados bem como as discordâncias têm efeito contrário. Além destes, as partículas de martensita também são prejudiciais às propriedades de impacto[6]. Pode-se considerar então, que a obtenção de uma microestrutura bainítica a partir de uma matriz austenítica altamente refinada e contendo baixa concentração de carbono em solução, conduz a resultados superiores de tenacidade.

3.2 - Composição Química dos Aços Bainíticos de baixo Teor de carbono

A tabela 3.I abaixo mostra exemplos de composições químicas típicas de aços baixo carbono com estruturas bainíticas para aplicações diversas tais como fabricação de tubos de alta resistência para oleodutos e gasodutos, indústria automobilística e indústrias de petróleo e gases[12,13,24].

Tabela 3.I-Composições Químicas Típicas dos Aços Bainíticos de Baixo Carbono

Nº	Composição Química (% em peso)										
	C	Si	Mn	Ni	Mo	Nb	Ti	B	Al	N	outros
1	0,100	0,25	0,50	--	0,55	--	--	0,0030	*	*	
2	0,081	0,25	1,86	0,20	0,09	0,045	0,016		0,025	0,0028	
3	0,039	0,20	1,55	0,20	--	0,042	0,015	0,0013	0,024	0,0030	
4	0,110	0,34	1,51	--	--	0,029	--	--	*	*	
5	0,100	0,25	1,00	--	--	--	--	--	*	*	
6	0,080	0,20	1,40	--	--	--	0,012	--	0,002	0,0020	
7	0,020	0,14	1,59	--	--	0,040	0,017	0,0010	*	*	
8	0,030	0,16	1,61	0,17	--	0,050	0,016	0,0010	*	*	
9	0,030	0,14	1,91	--	--	0,050	0,018	0,0010	*	*	
10	0,020	0,26	1,95	0,38	0,31	0,040	0,019	0,0010	*	*	
11	0,030	0,20	1,60	*	--	0,045	--	--	0,025	*	Cu,Ca *
12	0,030	0,25	1,91	--	--	0,048	*	*	0,022	*	Ca *
13	0,040	0,14	2,00	--	*	0,054	*	*	0,022	*	Ca *

* - Concentração do elemento não informada

Na tabela 3.I, a composição química 1 refere-se a um dos primeiros aços bainíticos desenvolvidos nos quais molibdênio e boro eram adicionados para favorecer a formação de bainita em lugar da ferrita poligonal. Estes aços apresentaram um razoável balanço entre resistência mecânica e tenacidade, na condição de normalizados, mas foram considerados menos interessantes que os aços martensíticos temperados e revenidos da época[24]. As

composições 2,3, e 4 foram desenvolvidas para aplicação em tubos para oleoduto e gasodutos na condição de como laminados a quente, isto é, sem serem submetidos a tratamentos térmicos posteriores. Eram normalmente processados em linhas de laminação de chapas grossas através de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado até temperaturas finais da ordem de 450°C[24]. A composição 5 é representativa da classe dos aços bifásicos bainíticos que vem sendo desenvolvida para a indústria automobilísticas em substituição aos aços bifásicos martensíticos convencionais. A composição química 6 diz respeito a um desenvolvimento recente de aços para indústria petrolífera e de gases. A sua característica principal é a inoculação de partículas de óxidos no aço líquido para induzir a formação de ferrita acicular em lugar da bainita visando melhoria de tenacidade nas juntas soldadas[24]. Finalmente, as composições 7 a 13 referem-se aos aços bainíticos/ferríticos aciculares de extra-baixo carbono desenvolvidos recentemente para fabricação de tubos de alta resistência para aplicação em oleodutos e gasodutos. Estes aços são processados por laminação controlada seguida ou não, dependendo da composição química, de resfriamento acelerado. São normalmente microligados com nióbio, titânio e boro e a concentração de carbono é preferivelmente mantida abaixo de 0,04%. A seguir discute-se os efeitos dos principais elementos químicos presentes na composição destes aços bainíticos de extra-baixo carbono, com ênfase nos microligados com nióbio, titânio e boro, pois esta é a abordagem principal deste trabalho.

Carbono

A figura 3.5 mostra o efeito da concentração de carbono nas propriedades mecânicas dos aços acima referidos. Teores de carbono maiores que 0,04% diminuem sensivelmente o limite de escoamento e as propriedades de impacto. O prejuízo às propriedades de impacto a partir de

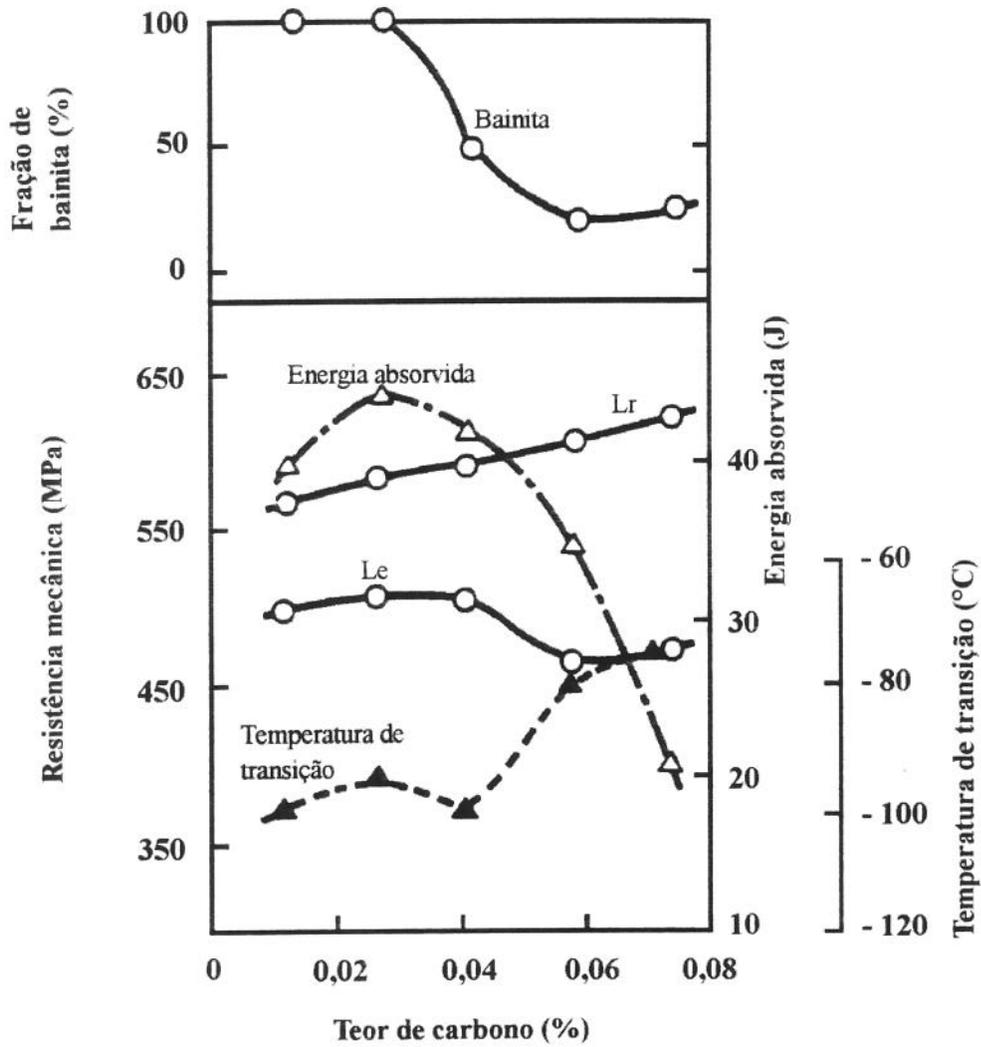


Figura 3.5 - Efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas de um aço C-1,50%Mn-0,04%Nb-0,02%Ti-0,0015%B [25]

um certo valor de carbono, estaria relacionado com a formação de ilhas de martensita ou de carbonetos grosseiros entre as ripas de ferrita acicular[6,24,25]. Por outro lado, concentrações de carbono menores que 0,01% parecem provocar fratura intergranular em juntas soldadas, nas zonas termicamente afetadas[13]. Portanto, a concentração ótima de carbono estaria entre 0,01 e 0,04%.

Manganês

Relativo ao manganês, a figura 3.6 mostra que a resistência mecânica melhora continuamente com o teor de manganês, enquanto que a temperatura de transição cresce para concentrações deste elemento até 1,05% reduzindo significativamente a partir deste valor. A melhoria da resistência mecânica deve-se ao aumento da fração de bainita[25]. A temperatura de transição deteriora para valores de manganês até 1,05% como consequência da redução da fração de ferrita poligonal[25]. O refino adicional da microestrutura, resultante do abaixamento da temperatura de transformação da austenita, foi considerada a causa da redução significativa da temperatura de transição para teores de manganês superiores a 1,05%[25]. Pickering[6] observou no entanto que concentrações deste elemento acima de 2% prejudicariam a tenacidade devido a formação de ilhas de martensita.

Boro

O raio atômico do boro é cerca de 24% do raio atômico do ferro e portanto, o seu comportamento relativo à difusão na austenita é completamente diferente do comportamento dos elementos microligantes tradicionais, cujos raios atômicos são superiores ao do ferro.

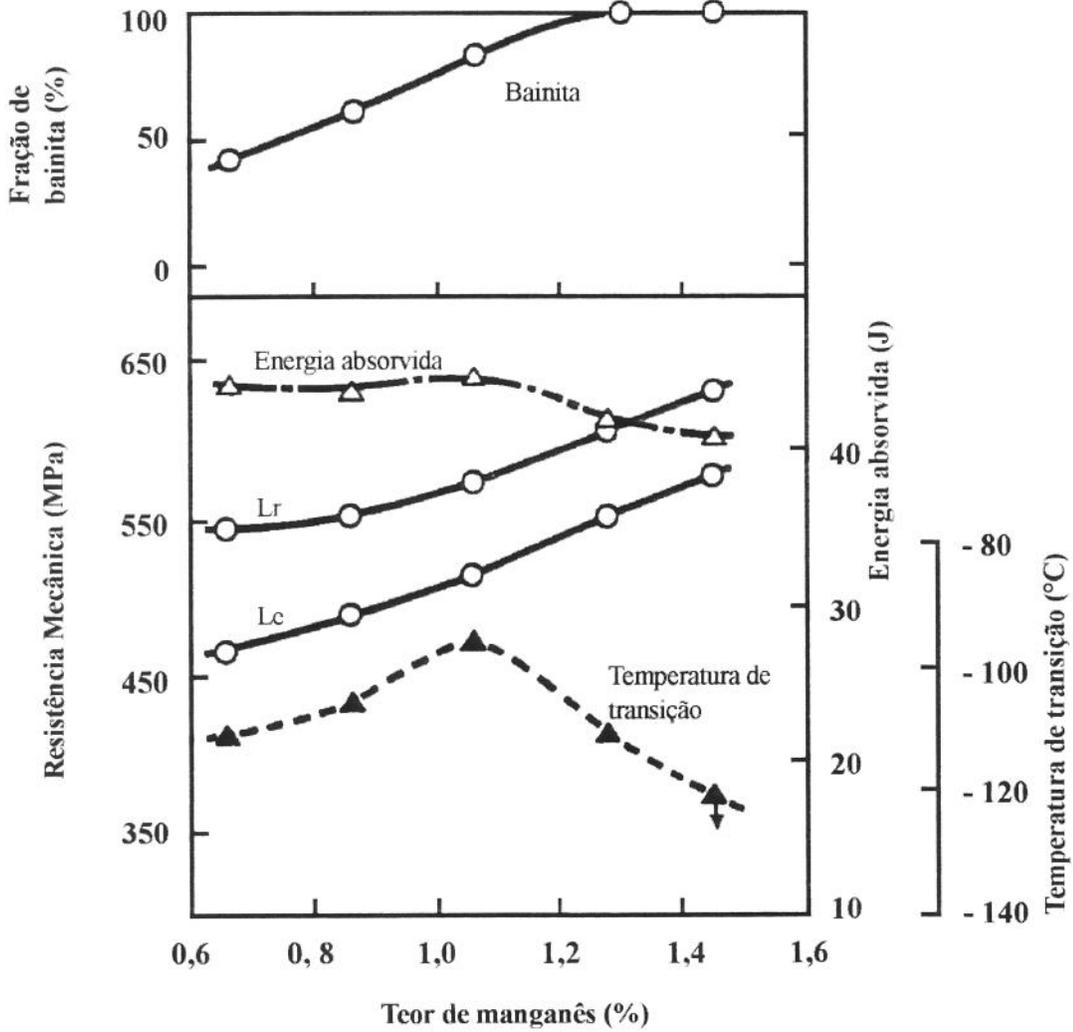


Figura 3.6 - Efeito do teor de manganês nas propriedades mecânicas de um aço 0,03%C-0,04%Nb-0,02%Ti-0,0014%B [25]

Em uma austenita severamente deformada e não recristalizada, características dos aços submetidos a laminação controlada, o boro em solução sólida tende a segregar para os contornos de grão, bandas de deformação e contornos de sub-grão, inibindo desta forma a nucleação da ferrita poligonal e conseqüentemente favorecendo a formação das estruturas aciculares. Este efeito do boro na temperabilidade dos aços é mostrado na figura 3.7.

Em aços bainíticos de extra baixo carbono, a concentração ótima de boro para obtenção de um adequado balanço entre resistência mecânica e tenacidade, está em torno de 10ppm, como pode ser visto na figura 3.8. A melhoria contínua da resistência mecânica com a adição de boro decorre do aumento da fração volumétrica de bainita enquanto que a perda da tenacidade observada para teores de boro acima de 10ppm é atribuída a fragilização dos contornos de grão pela formação de precipitados grosseiros de ferrocarboneto de boro[26].

Nióbio

Em aços bainíticos de baixo carbono contendo boro, a adição de nióbio é de fundamental importância. A figura 3.9 mostra o aumento significativo do limite de resistência, sem prejuízo à tenacidade, quando o nióbio e boro são adicionados conjuntamente. Mostra também que a adição isolada destes elementos é pouco efetiva nas propriedades mecânicas. O teor de nióbio ótimo está em torno de 0,04%, conforme mostra a figura 3.10.

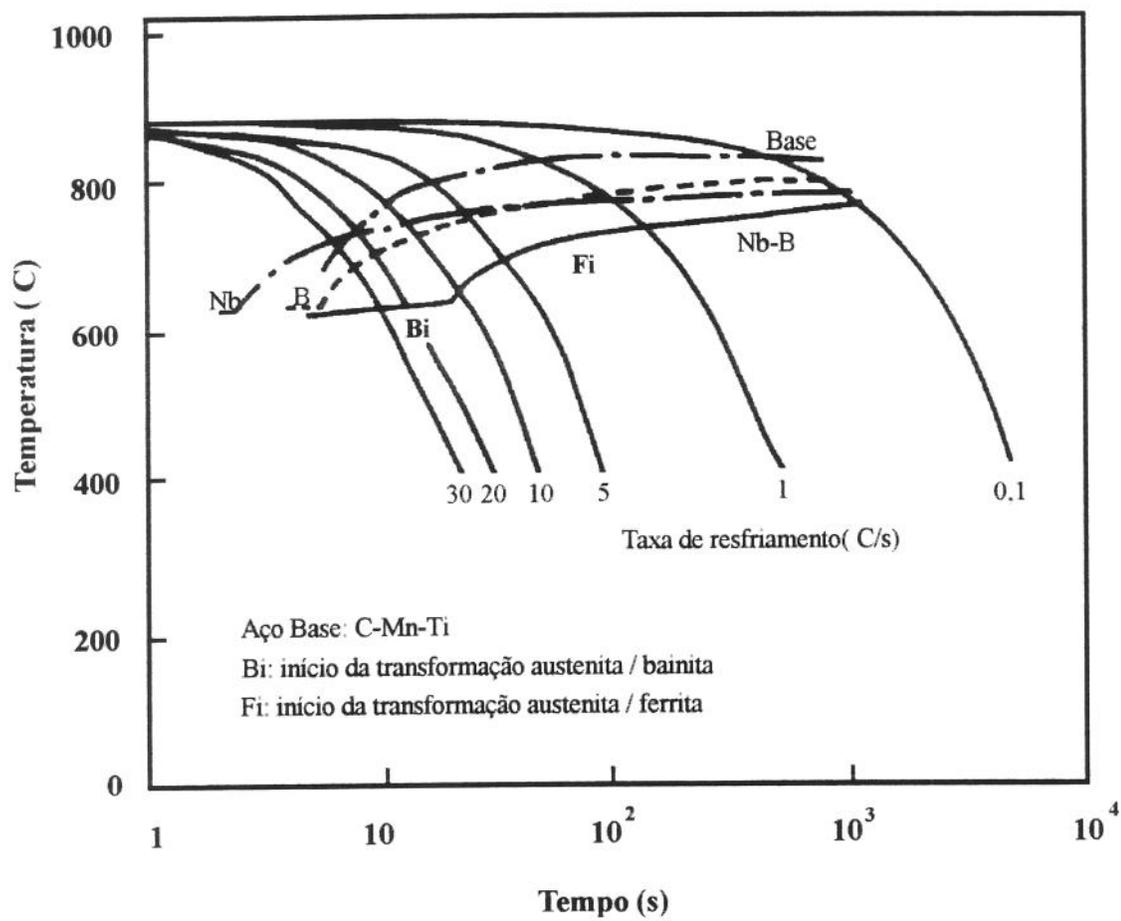


Figura 3.7 - Efeito do boro na temperabilidade de um aço baixo carbono [26]

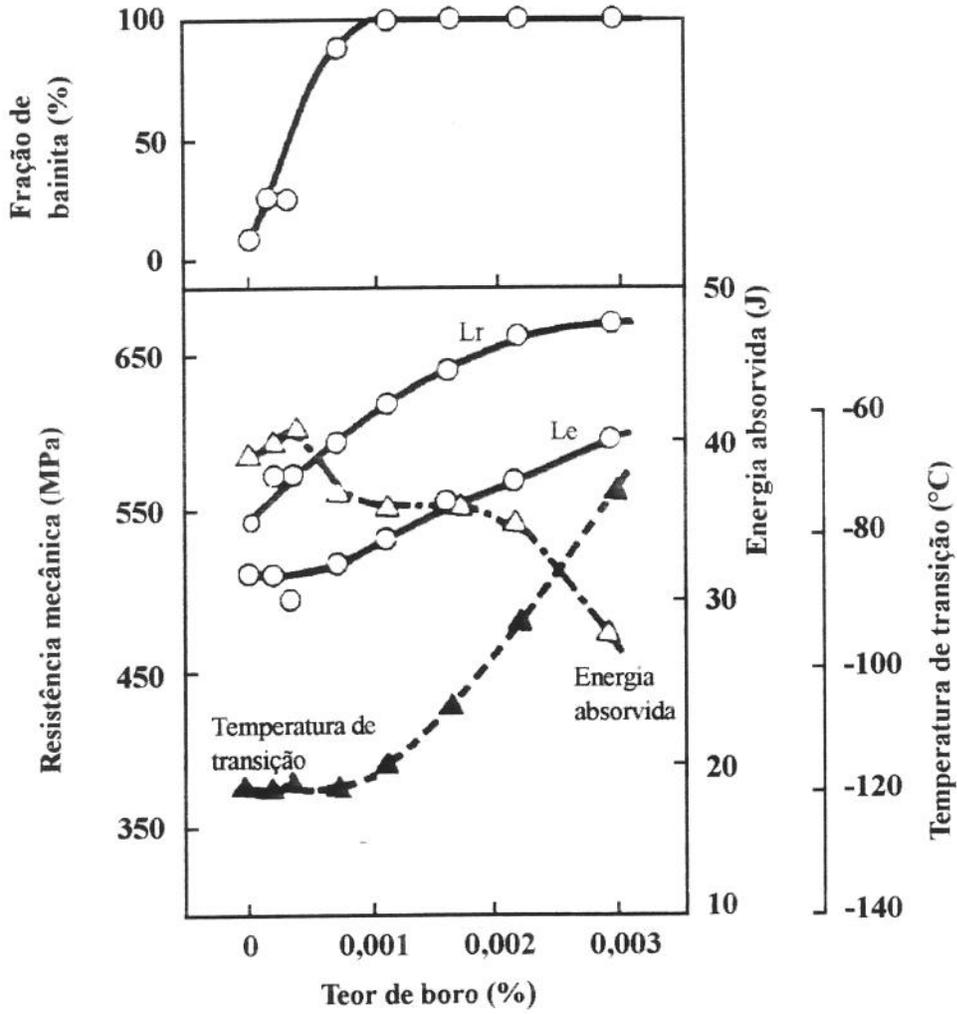


Figura 3.8 - Efeito do teor de boro nas propriedades de um aço 0,05%C-1,50%Mn-Nb-Ti [26]

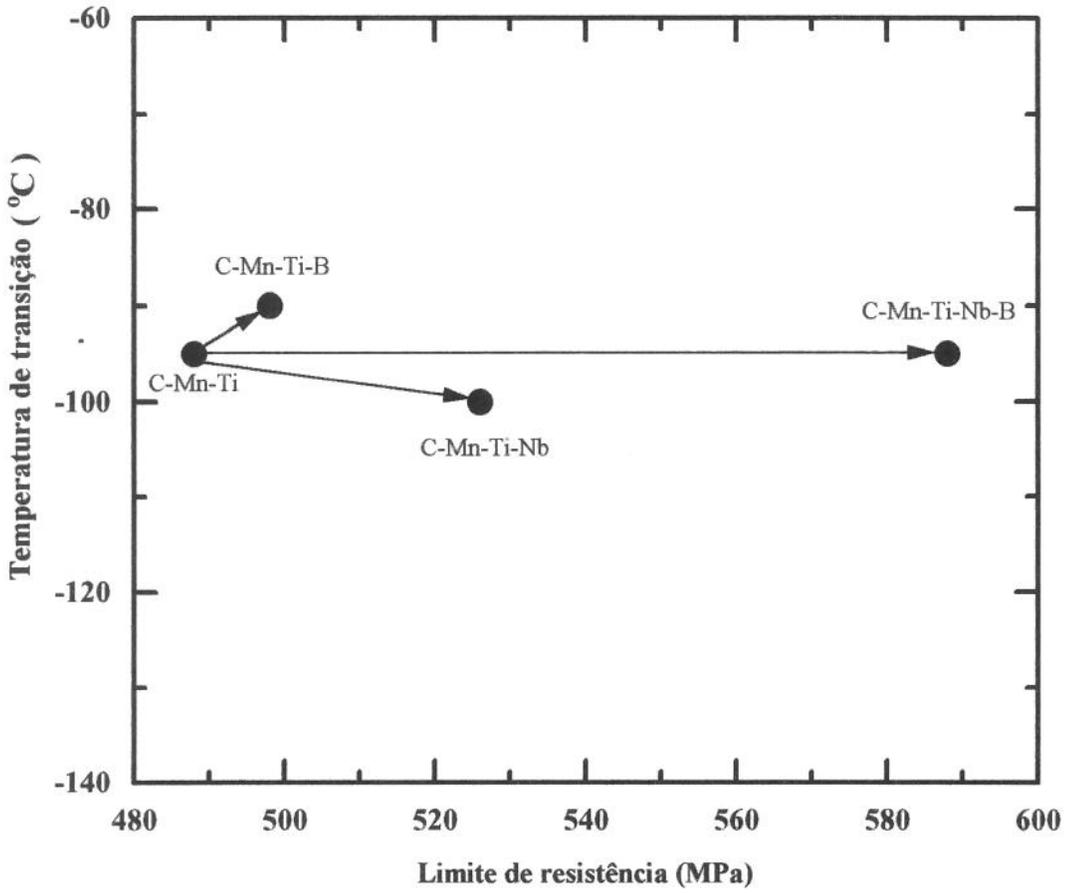


Figura 3.9 - Efeito das adições de nióbio e boro nas propriedades mecânicas de um aço 0,05%C-1,50%Mn-0,02%Ti [26]

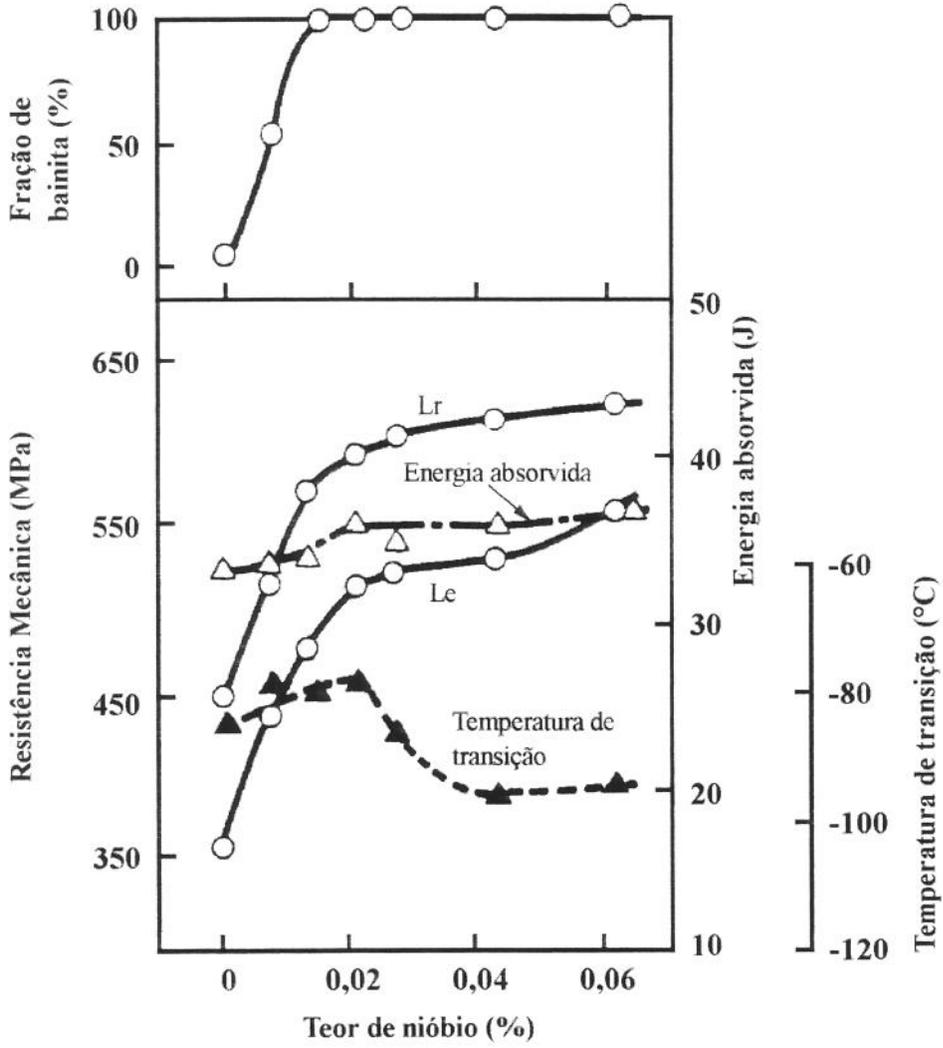


Figura 3.10 - Efeito da adição de nióbio nas propriedades mecânicas de um aço 0,029%C-1,50%Mn-0,02%Ti-0,0012%B [26]

Nitrogênio e Titânio

Os efeitos benéficos do boro dependem da sua permanência em solução sólida na austenita. Por outro lado, o boro tem forte afinidade pelo nitrogênio e tende a formar precipitados (BN) nos contornos de grão de γ , favorecendo a nucleação de ferrita poligonal. Por esta razão, a presença de elementos com os quais o nitrogênio tenha maior afinidade do que pelo boro se faz necessária. Neste caso, a adição de titânio apresenta uma série de vantagens, uma vez que o nitreto de titânio formado não somente preserva o boro em solução, como também inibe o crescimento dos grãos austeníticos em altas temperaturas e a formação de grãos grosseiros em juntas soldadas. As concentrações de titânio e nitrogênio no entanto, devem estar balanceadas e conforme mostra a figura 3.11, quando a condição $(\%Ti) - 3,4(\%N) > 0$ é satisfeita, a melhoria da resistência mecânica é expressiva sem prejuízo significativo à tenacidade.

Para a obtenção de precipitados finos de $TiN (< 0,1\mu m)$, condição para que sejam efetivos no controle do tamanho de grão austenítico, o teor de titânio ótimo está em torno de 0,02% [27] e portanto, a concentração de nitrogênio não deve exceder a 50 ppm.

Alumínio, Silício, Fósforo e Enxofre

O alumínio e silício, são em geral, adicionados nas concentrações típicas de aços acalmados ao Al/Si (Al=0,03% e Si=0,20%). O alumínio é especialmente importante por preservar o titânio da oxidação. Quanto ao fósforo e enxofre, seus valores devem ser os mais baixos possíveis, sendo que usualmente especifica-se um teor máximo de 0,015% para o fósforo e 0,005% para o enxofre. Especialmente nos aços microligados com boro, parece que as inclusões não

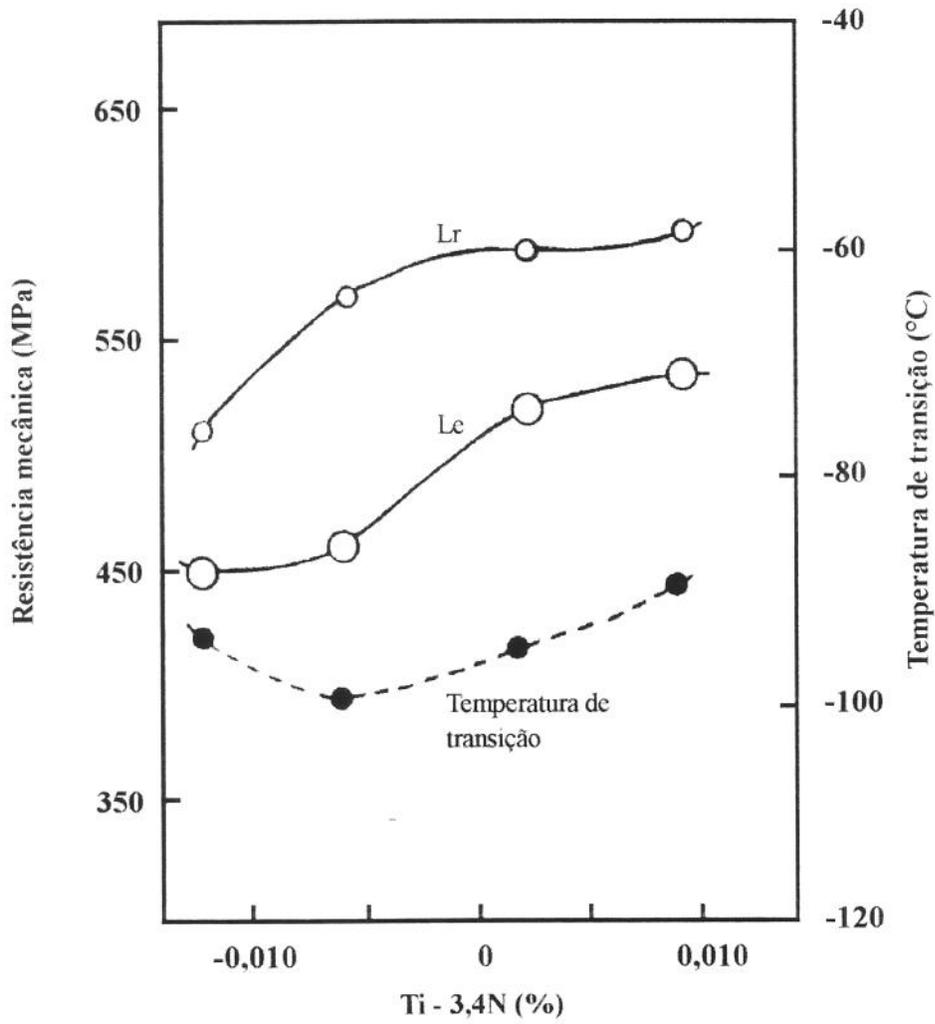


Figura 3.11 - Efeito do balançamento entre os teores de titânio e nitrogênio nas Propriedades mecânicas de um aço 0,05%C-1,50%Mn-Nb-Ti-B [28]

metálicas têm um efeito prejudicial adicional, visto que transformam-se em ancoradouros de átomos de boro, reduzindo assim a disponibilidade deste elemento para promover a inibição da formação da ferrita poligonal[29].

Efeitos do Nióbio e Boro na Recristalização e Transformação da Austenita

As figuras 3.12 e 3.13 mostram, respectivamente, os efeitos da adição de nióbio e titânio na recristalização e transformação da austenita, em aços baixo carbono.

Na determinação das temperaturas de fim de recristalização e início de transformação $\gamma \Rightarrow \alpha$, as amostras foram austenitizadas a 1200°C por 1 hora, laminadas na região de rápida recristalização com uma deformação acumulada de 70% e, finalmente, submetidas a 3 passes contínuos de laminação, de 10% cada, em temperaturas na faixa de 850 a 1000°C[26].

Na figura 3.12, verifica-se a influência significativa da adição conjunta de nióbio e boro no aumento da temperatura de fim de recristalização da austenita, que se situou na faixa de 950 a 1000°C. Atribuiu-se este efeito a 2 mecanismos: o primeiro refere-se ao efeito dos átomos de nióbio e boro em solução sólida que dificultariam a mobilidade das discordâncias e contornos de grão e sub-grãos pelo efeito de arraste de soluto("solute drag effect"). O segundo está relacionado com a precipitação de carbonetos de nióbio(NbC) e ferrocarbonetos de boro $Fe_{23}(CB_6)$ que ancorariam as discordâncias e contornos de grão e sub-grão[26]. Especialmente sobre o boro ainda existem dúvidas sobre os mecanismos acima citados.

Na figura 3.13, observa-se uma redução acentuada da temperatura de transformação $\gamma \Rightarrow \alpha$

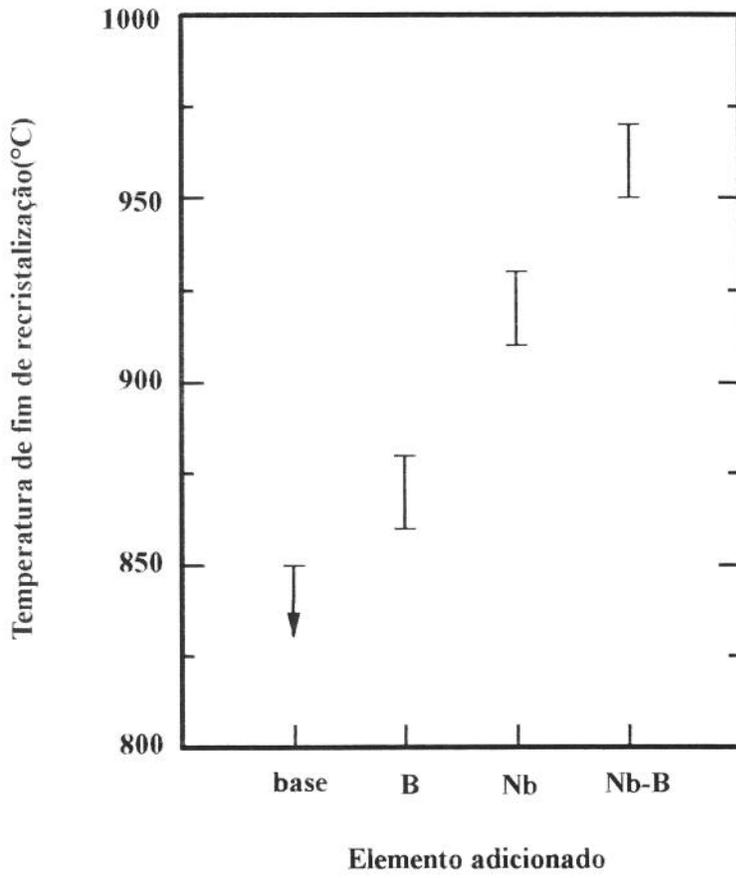


Figura 3.12 - Efeito da adição conjunta de nióbio e boro na recristalização da austenita [26]

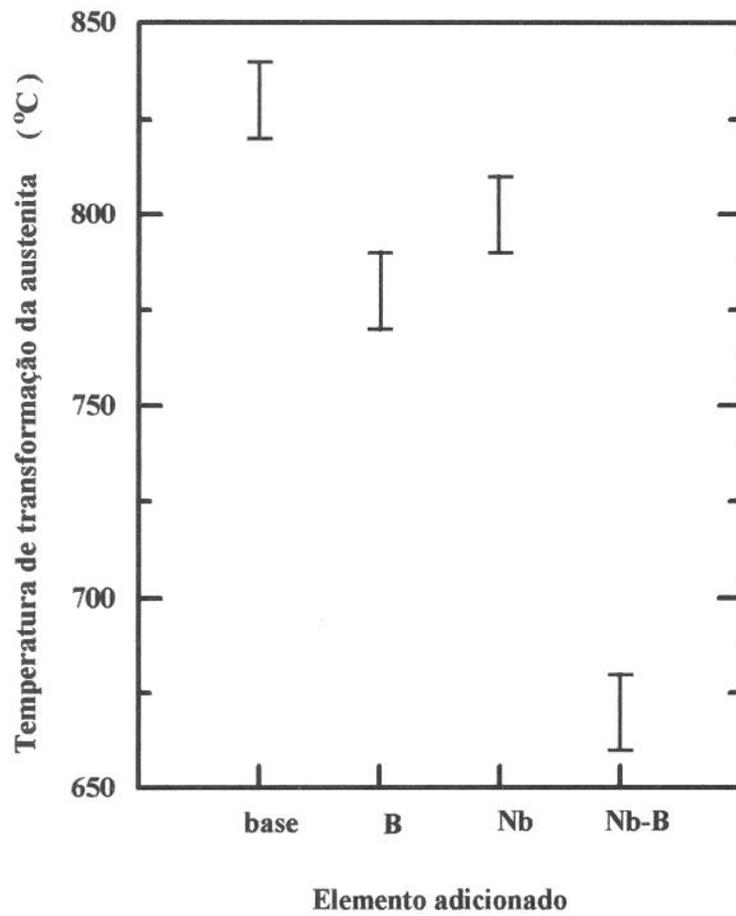


Figura 3.13 - Efeito da adição conjunta de nióbio e boro na temperatura de início de transformação da austenita [26]

para valores em torno de 670°C, com a adição de nióbio e boro. Este efeito é causado pela difusão dos átomos de boro para os contornos de grão da austenita e bandas de deformação dificultando a nucleação da ferrita poligonal. A contribuição do nióbio parece estar principalmente em impedir a precipitação de ferrocarbonetos de boro, pela desaceleração da difusão do carbono na austenita e pela redução do conteúdo deste elemento em solução via precipitação de NbC. A precipitação de $Fe_{23}(CB_6)$ nos contornos e no interior dos grãos de γ não somente reduziria o conteúdo de boro em solução, como também atuaria como sítios para nucleação da ferrita poligonal.

Um outro efeito importante da adição destes dois elementos em aços de extra-baixo carbono, refere-se a influência da laminação controlada na redução da temperabilidade. A laminação controlada, por refinar e encruar os grãos de austenita, favorece a nucleação da ferrita poligonal, reduzindo, por conseguinte, a temperabilidade do aço e dificultando a formação das estruturas aciculares. Em aços microligados com nióbio e boro esta redução da temperabilidade não é acentuada, sendo possível, portanto, a obtenção de estruturas aciculares altamente refinadas[26].

Pelo exposto acima, verifica-se que pequenas adições de nióbio e boro em aços com baixos teores de carbono contribuem de maneira efetiva para o retardo da recristalização da austenita e para o aumento da temperabilidade e, neste último caso, mesmo para uma austenita severamente deformada e não recristalizada. Como consequência, para o desenvolvimento de aço aciculares de elevada resistência, tenacidade e soldabilidade, nos quais um carbono equivalente baixo e uma estrutura altamente refinada são fundamentais, a utilização de nióbio e boro parece ser um caminho promissor.

3.3 - Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado

Da mesma forma que nos aços ferrita-perlita , a obtenção de um balanço adequado entre resistência mecânica e tenacidade nos aços aciculares , depende do refino da microestrutura final. Assim sendo, as práticas de laminação controlada e resfriamento acelerado são importantes na produção destes aços. Na laminação controlada, visa-se obter um austenita refinada, severamente deformada e não recristalizada, antes de sua transformação. Com o resfriamento acelerado , objetiva-se inibir a formação da ferrita poligonal e promover um refino adicional na microestrutura pelo abaixamento da temperatura de transformação. Associado aos processos acima , a adição de elementos microligantes, inibidores do crescimento de grão, da recristalização e da transformação da austenita, é fundamental.

No seu sentido mais completo, os tratamentos termomecânicos aplicados no desenvolvimento de aços aciculares envolvem:

- Seleção criteriosa da composição química ;
- Especificação da temperatura de reaquecimento visando a obtenção de grãos finos e uniformes;
- Refino do grão austenítico em altas temperaturas por sucessivos ciclos de deformação e recristalização;
- Tempo de espera suficiente para completar o processo de recristalização;
- Estágio de deformação em baixas temperaturas, na região de não recristalização da austenita;
- Seleção da taxa de resfriamento e da temperatura de fim de resfriamento visando a formação das estruturas aciculares.

Reaquecimento

O processo de reaquecimento tem implicações operacionais e metalúrgicas muito importantes na laminação controlada, sobretudo pelo efeito da temperatura de reaquecimento na dissolução dos carbonetos e nitretos dos elementos microligantes presentes nos aços.

Temperaturas elevadas tendem a dissolver os precipitados na matriz, facilitando o crescimento dos grãos de austenita. Por outro lado, temperaturas muito baixas podem reduzir acentuadamente o teor dos microligantes em solução, que pode comprometer as etapas seguintes do processamento quanto a inibição da recristalização e transformação da austenita. Operacionalmente, a redução da temperatura de reaquecimento diminui a faixa de temperaturas de processamento no desbaste e o tempo de espera para entrada no acabamento. A escolha de uma temperatura de reaquecimento adequada, considerando os aspectos metalúrgicos e operacionais, é fundamental na laminação controlada.

Em aços aciculares microligados com nióbio, titânio e boro a adoção de uma temperatura de reaquecimento alta o suficiente para manter em solução, na etapa de acabamento, uma quantidade significativa de nióbio (>0,02%), parece ser a prática adequada[26]. Nestes aços, o controle do grão austenítico inicial é feito principalmente pela precipitação de finas partículas de TiN[12], preservando-se o nióbio em solução, para que possa agir sinergeticamente com o boro no retardo efetivo da recristalização e transformação da austenita.

As temperaturas de reaquecimento normalmente praticadas estão na faixa de 1100 a 1200°C, portanto menores que aquelas utilizadas nos aços ferrita-perlita. Temperaturas superiores são prejudiciais à tenacidade devido ao crescimento excessivo dos grãos de austenita e

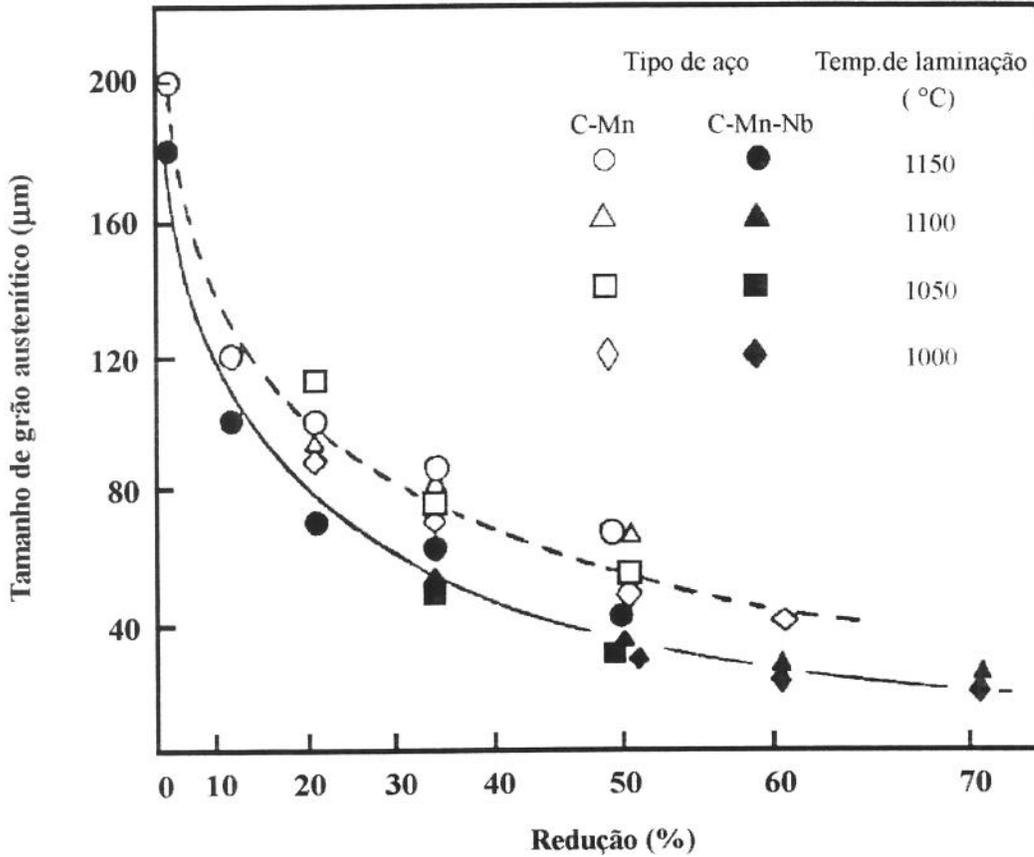


Figura 3.14 - Influência da quantidade de redução em um só passe e da temperatura no passe, no tamanho de grão da austenita recristalizada [31]

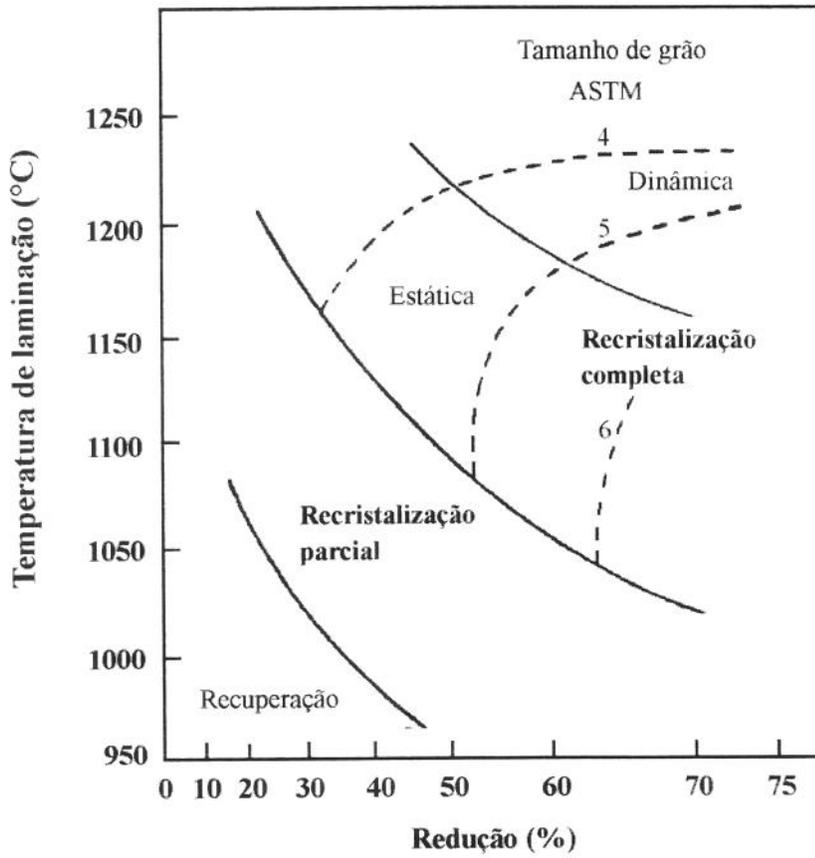


Figura 3.15 - Redução crítica no passe para recrystalização da austenita [31]

Laminação de Acabamento

Enquanto na laminação convencional todo o processamento se situa na região de recristalização, na laminação controlada o desbaste é realizado na região de recristalização da austenita e o acabamento se processa na região de não recristalização da austenita entre passes. A fronteira entre essas regiões não é fixa, dependendo sobretudo da composição química do aço, sendo essencial na prática de laminação controlada, que se definam as temperaturas limites correspondentes.

A temperatura mais baixa que ainda permite a recristalização completa entre passes é a temperatura mínima para desbaste e a temperatura mais alta abaixo da qual ocorre apenas alongamento dos grãos austeníticos é a temperatura máxima de entrada no acabamento. Estas duas temperaturas definem a faixa de espera. A utilização de temperaturas de entrada no acabamento pertencentes a faixa de espera, pode conduzir a formação de uma granulação austenítica mista e conseqüentemente a uma microestrutura final heterogênea.

Para aços aciculares de extra-baixo teor de carbono, microligados com nióbio, titânio e boro, parece que esta faixa de espera está compreendida entre as temperaturas de 975°C e 950°C, conforme pode ser visto na figura 3.12.

Com a laminação de acabamento objetiva-se alcançar um refino adicional na granulação austenítica produzida na etapa de desbaste. No acabamento, uma vez que não ocorre recristalização, as severas deformações aplicadas acumulam-se na matriz, produzindo grãos austeníticos alongados e introduzindo bandas de deformação, que são capazes de conduzir a uma microestrutura acicular final mais refinada.

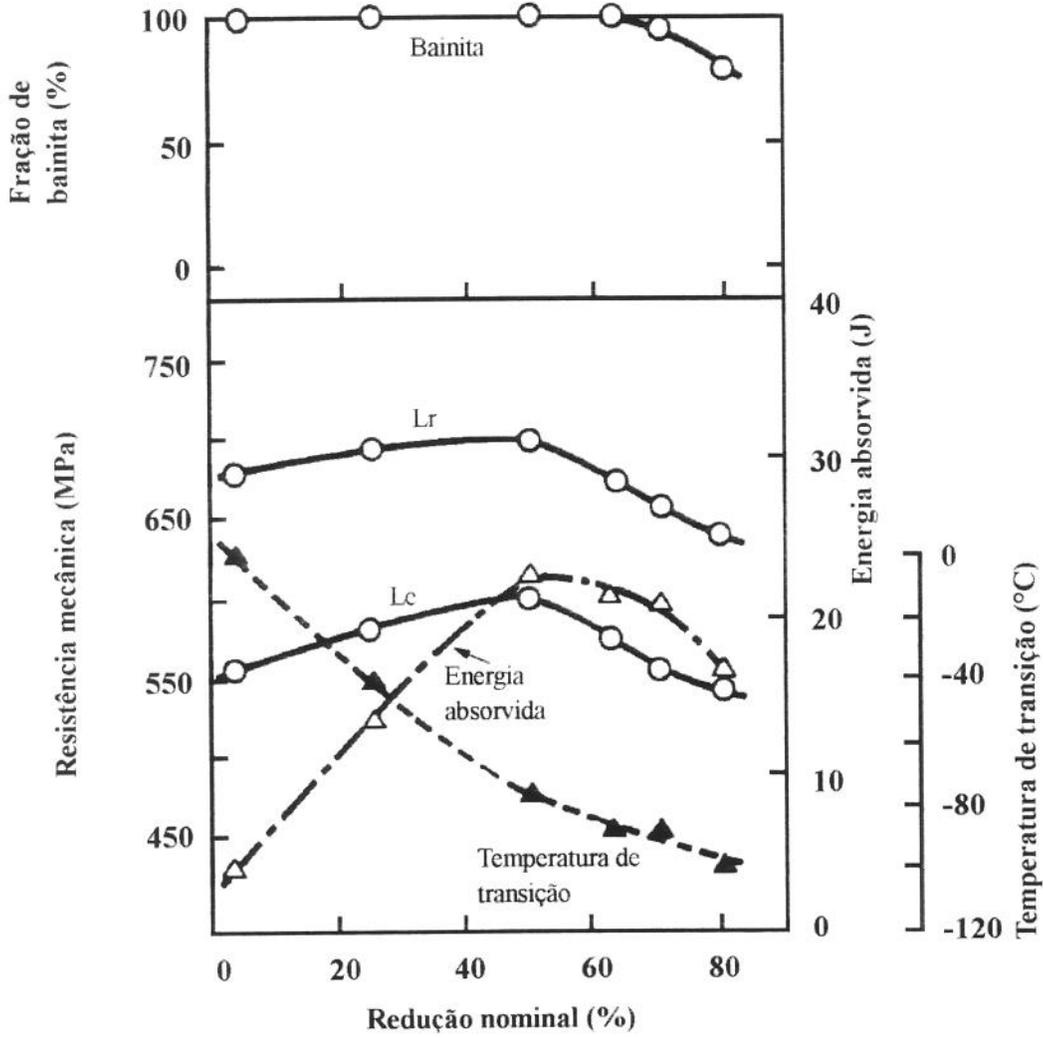
As variáveis de processo mais importantes a serem controladas na laminação de acabamento são: a quantidade de deformação acumulada e a temperatura.

Tamehiro e colaboradores mostraram em um trabalho recente[26] que um aumento na quantidade de deformação acumulada conduz a uma melhoria na tenacidade pelo refino da microestrutura, enquanto que a resistência mecânica diminui devido a menor proporção de bainita formada (ver figura 3.16).

Relativo à temperatura de laminação, Kwon e Chang[30] verificaram que, quando o acabamento se processa na região de não recristalização e transformação da austenita, a diminuição da temperatura de acabamento pouco afeta a resistência e melhora levemente a tenacidade, conforme mostra a figura 3.17. Tamehiro, Yamada e Matsuda[32] obtiveram um ligeiro ganho de resistência mecânica, acompanhado de uma pequena queda na tenacidade, com o aumento de temperatura de acabamento, atribuindo estes resultados ao aumento da fração volumétrica de bainita (ver figura 3.18).

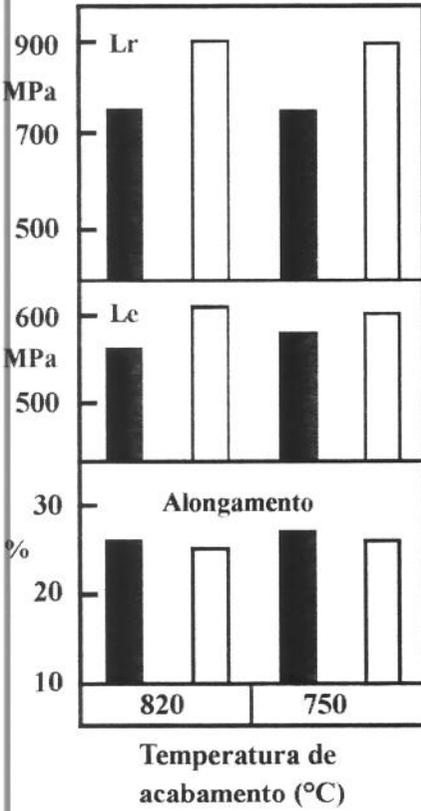
Ultimamente a laminação controlada não está confinada apenas à região de estabilidade da austenita prolongando-se também para o campo bifásico $\gamma + \alpha$. Em aços ferrita-perlita, a laminação no campo bifásico produz um ganho de resistência mecânica que é atribuído a formação de subestruturas nos grãos ferríticos deformados.

A prática da laminação em três estágios para aços aciculares parece não ser interessante, pois reduziria a quantidade de estruturas aciculares além de ser de difícil execução devido as baixas temperaturas de transformação de fase da austenita.



Material reaquecido a 1200 (°C)

Figura 3.16 - Efeito da quantidade de total deformação no acabamento nas propriedades mecânicas de um aço Nb-Ti-B [25]

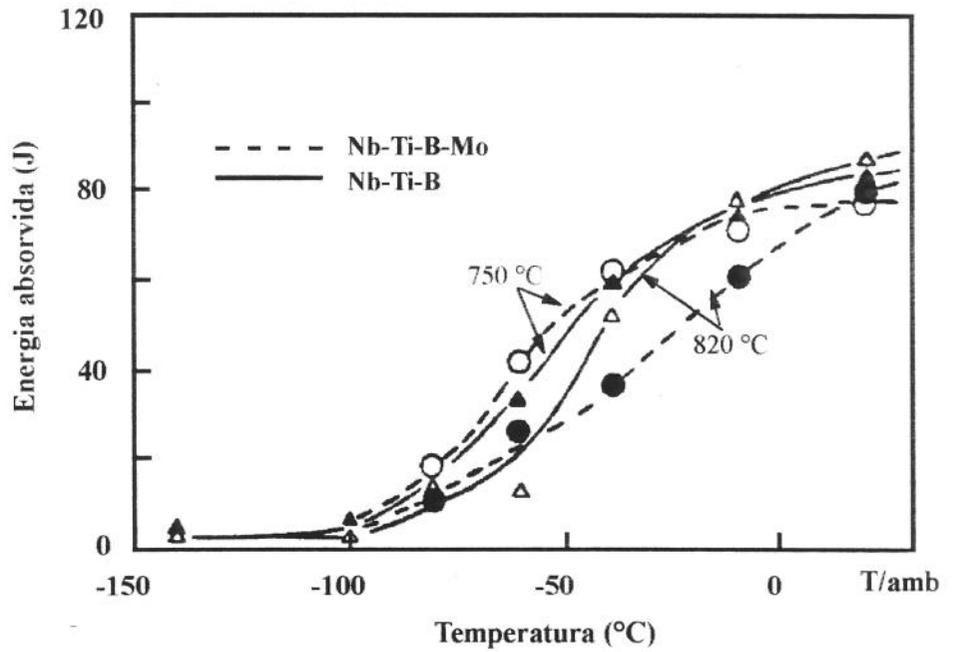


17a

□ : Aço Nb-Ti-B-Mo

■ : Aço Nb-Ti-B

Reaquecimento a 1200°C e bobinamento a 600°C



17b

Figura 3.17 - Efeito das condições de laminação a quente na resistência mecânica (17a) e na tenacidade (17b) de um aço Nb-Ti-B e Nb-Ti-B-Mo [30]

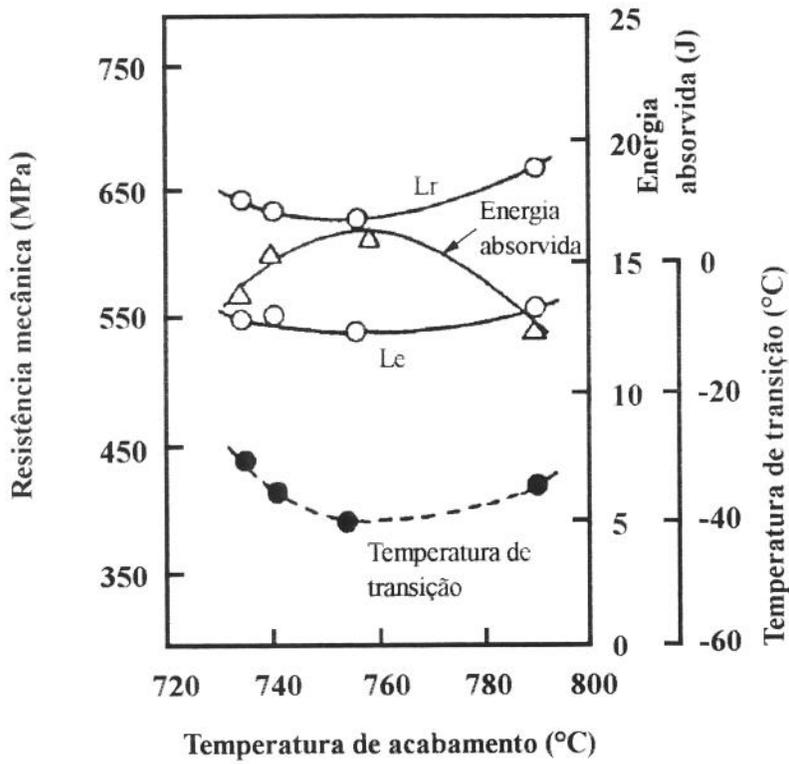


Figura 3.18 - Efeito da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas de um aço 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti) [32]

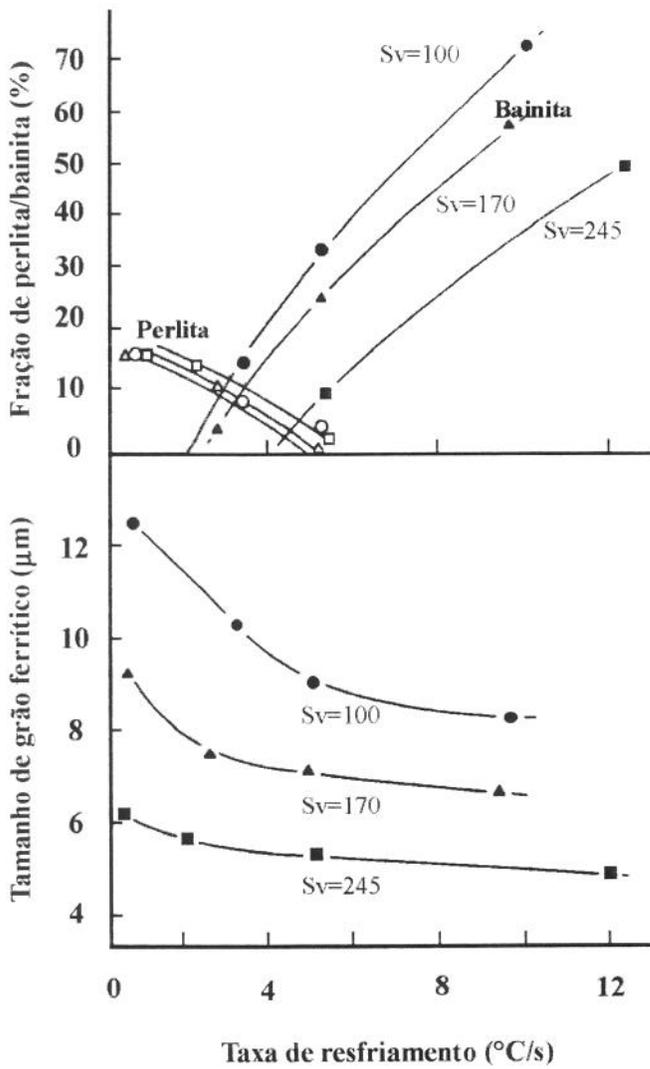
Resfriamento Acelerado

A utilização de resfriamento acelerado em linhas de laminação de tiras a quente vem sendo empregada industrialmente desde 1960 e a partir de 1980 em linhas de chapas grossas.

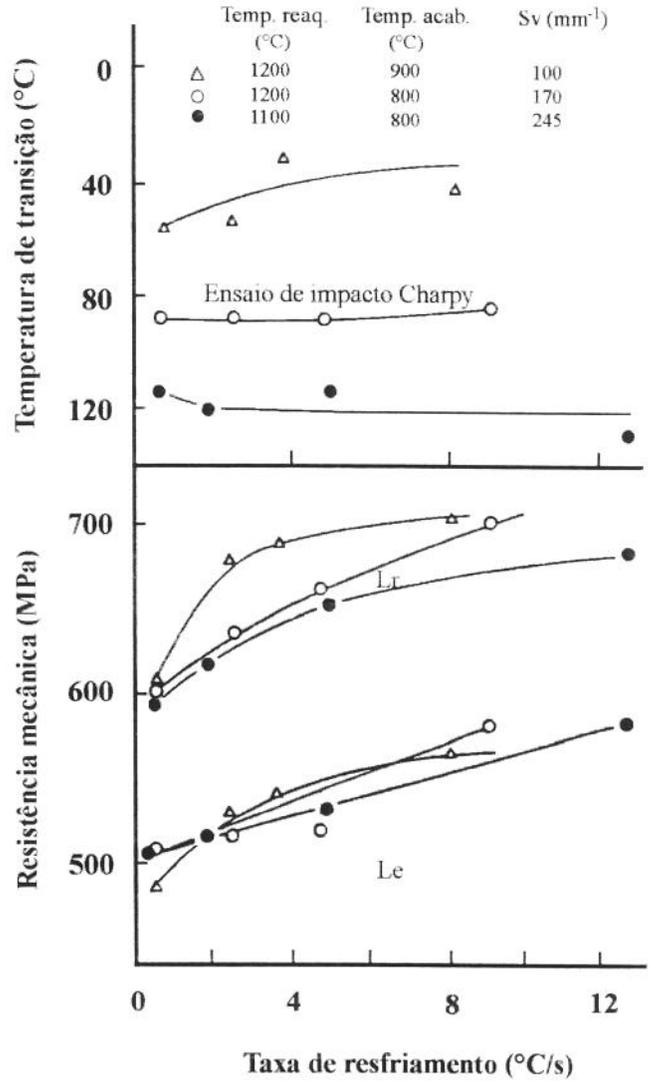
Na produção de aços aciculares, a prática de resfriamento acelerado é fundamental, uma vez que não somente inibe a formação da ferrita poligonal como também reduz a temperatura de transformação da austenita, conduzindo a um refino adicional na microestrutura (ver figura 3.19a). Esta redução na temperatura de transformação produz também um ganho adicional no endurecimento por precipitação, pois tende a formar precipitados mais finos e dispersos na matriz [20,33]. Como conseqüências destas alterações microestruturais, há um aumento da resistência mecânica sem detrimento da tenacidade, conforme pode ser visto na figura 3.19b. Este aumento na resistência mecânica é atribuído aos seguintes fatores principais:

- Formação de uma estrutura acicular altamente refinada e de elevada densidade de discordâncias.
- Endurecimento por precipitação mais efetivo, devido a formação de precipitados mais finos e dispersos na matriz.
- Refino e aumento da densidade de discordâncias da ferrita poligonal, quando a composição química e as condições de resfriamento ainda permitem a formação deste constituinte.

A substituição da perlita por estruturas aciculares altamente refinadas e o refino adicional da ferrita poligonal, quando presente, parecem ser as justificativas para a manutenção das elevadas propriedades de impacto nestes aços [33].



19 a



19 b

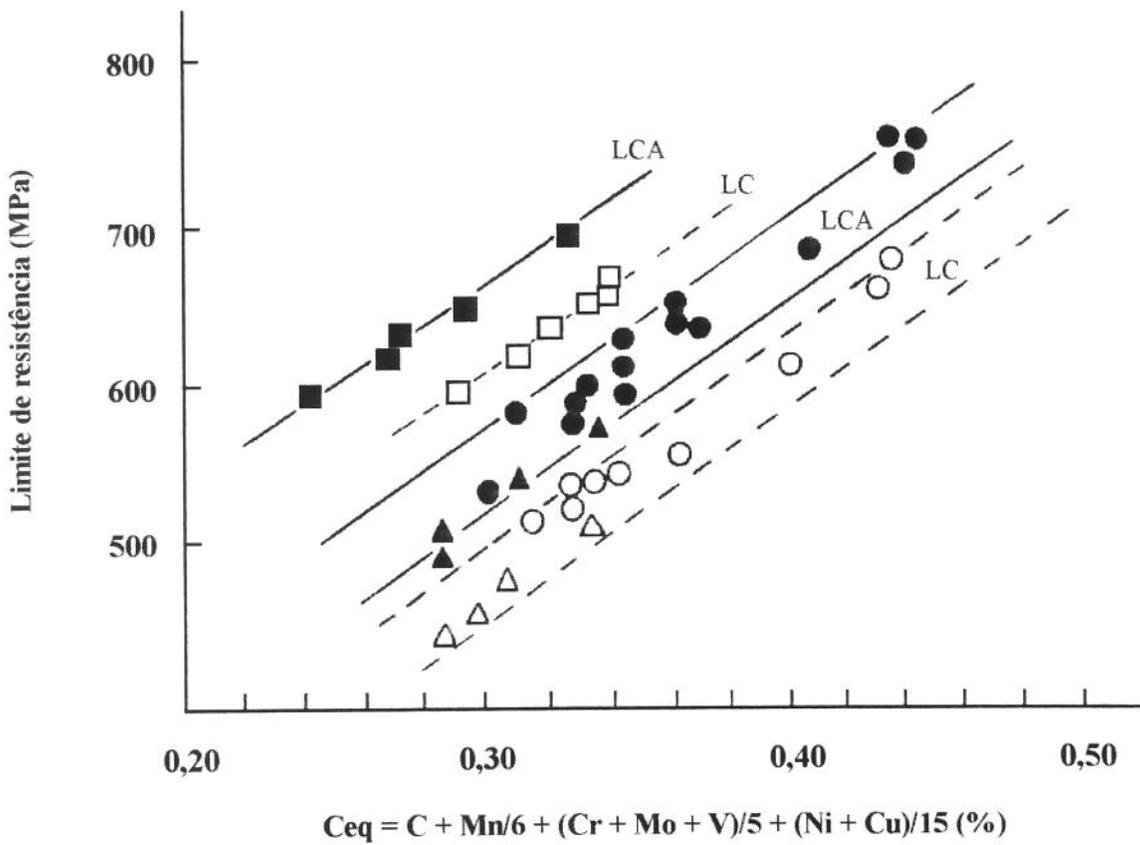
Sv=Área interfacial de austenita por unidade de volume (mm⁻¹)

Figura 3.19 - Efeito da taxa de resfriamento na microestrutura(19a) e propriedades mecânicas(19b) em um aço 0,10%C-1,50%Mn-0,04%Nb-0,09%V [33]

É importante ressaltar, que a prática de resfriamento acelerado permite a obtenção de elevados valores de resistência mecânica em aços de menor carbono equivalente, o que representa vantagens não somente de custos mas também de soldabilidade, conforme mostra a figura 3.20.

Relativo às temperaturas de fim de resfriamento, sabe-se que temperaturas mais baixas promovem alterações na morfologia das fases transformadas, tornando-as mais refinadas e com maior densidade de discordâncias, resultando conseqüentemente em um aumento da resistência mecânica. Quanto ao seu efeito nas propriedades de impacto, parece depender principalmente do tipo das estruturas formadas (ferrita acicular, bainita superior., bainita inferior.) [20,6].

Tamehiro, Yamada e Matsuda [32], observaram em um aço 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti), um aumento significativo da resistência mecânica sem prejuízo à tenacidade, com o abaixamento da temperatura de fim de resfriamento até 400°C, conforme pode ser visto na figura 3.21.

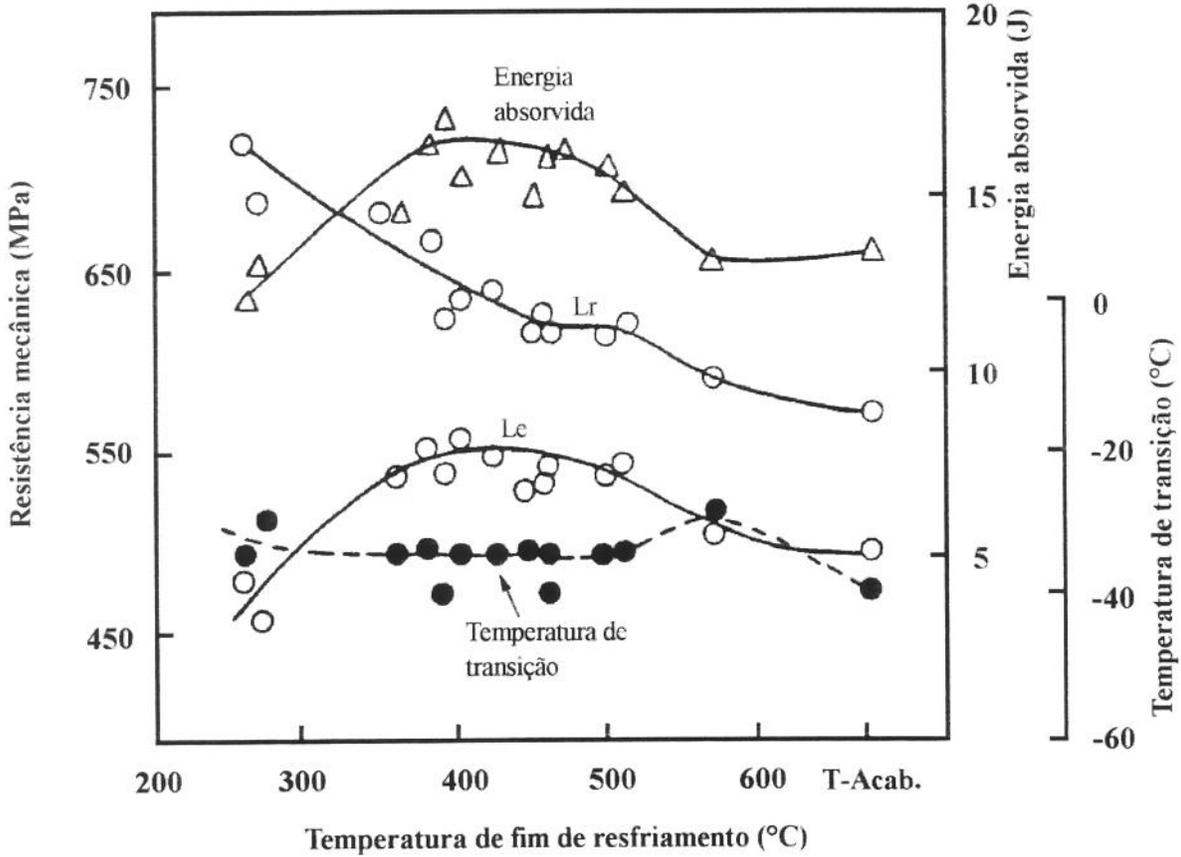


LC LCA
 ○ ● : Aço C-Mn
 △ △ : Aço Nb-V-Mo-Ni
 □ ■ : Aço Nb-B-Ni

LC : Laminação controlada seguida de resfriamento ao ar

LCA : Laminação controlada seguida de resfriamento acelerado

Figura 3.20 - Relação entre carbono equivalente x propriedade mecânica para diferentes condições de resfriamento [33]



T.Acab.: Temperatura de acabamento

Figura 3.21 -Efeito da temperatura de fim de resfriamento nas propriedades mecânicas de um aço 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti) [32]

4 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 - Material Utilizado

O estudo experimental foi desenvolvido em três aços, dois microligados com nióbio, titânio e boro e um terceiro de mesma composição química base, porém microligado apenas com nióbio e titânio. As suas composições químicas nominais estão indicadas na tabela 4-I abaixo e foram determinadas por espectroscopia ótica, com exceção do teor de boro solúvel que foi obtido através de análise química por via úmida.

Tabela 4.I - Composição química dos aços utilizados

Tipo de aço	Composição Química (% em peso)										
	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	Ti	B ¹	N	PCM ²
Nb-Ti-B _{10ppm}	0,038	1,510	0,007	0,003	0,210	0,034	0,040	0,021	0,0010	0,0020	12,510
Nb-Ti-B _{7ppm}	0,040	1,510	0,002	0,003	0,200	0,030	0,040	0,020	0,0007	0,0036	12,570
Nb-Ti	0,036	1,530	0,006	0,003	0,210	0,031	0,040	0,021	-----	0,0033	11,950

¹ Teor de boro solúvel, determinado por análise por via úmida

$$^2 \text{PCM} = C + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B(\%) [34]$$

A composição química escolhida para os aços contendo boro é representativa da classe dos aços bainíticos de baixo carbono que têm sido correntemente especificados para aplicação em tubos que atendam aos requisitos da norma API 5LX-X70. Quanto ao aço Nb-Ti, a sua composição química não é comercial, e ele foi empregado neste estudo apenas como aço de referência para verificação do efeito da adição de boro nas propriedades do material.

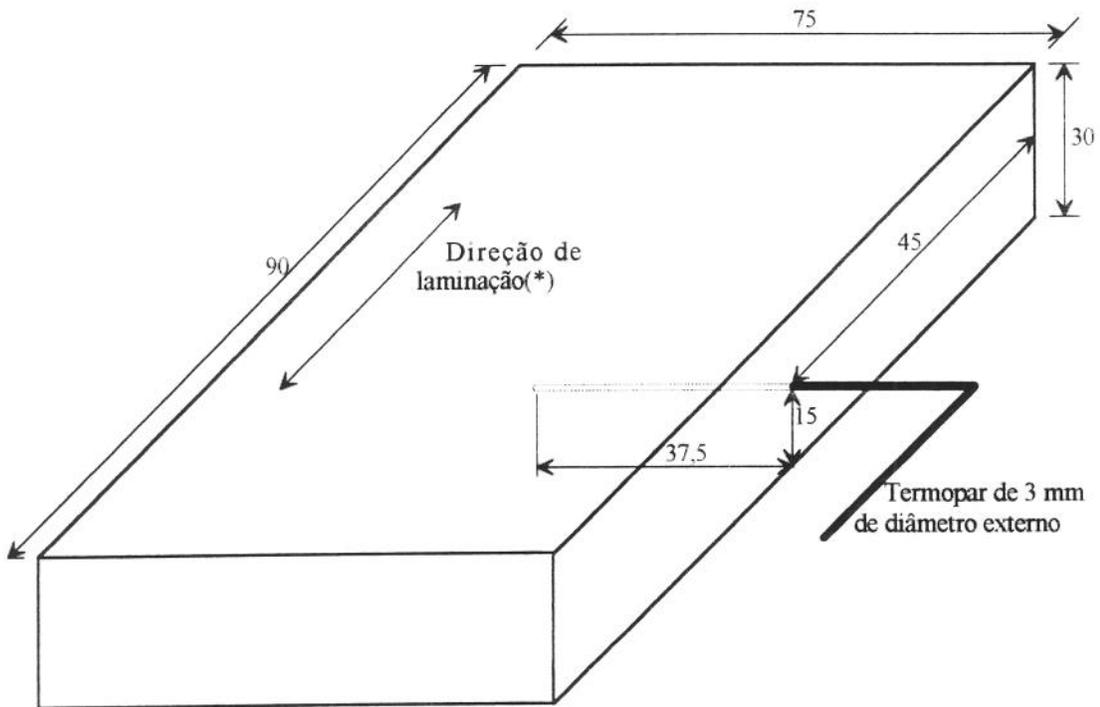
Os lingotes de aproximadamente 50kg, um para cada tipo de aço, foram fabricados em um forno de fusão a vácuo e posteriormente conformados em barras de 32x155x1300mm e de cada uma destas barras foram obtidos 26 corpos de prova para a laminação experimental nas dimensões 30x75x90mm.

Para possibilitar o monitoramento da temperatura durante todo o tratamento termomecânico, foi feito um furo de 3mm de diâmetro por 37,5mm de profundidade em uma das laterais de cada corpo de prova. A figura 4.1 mostra um desenho esquemático destes corpos de prova.

4.2 - Equipamentos Experimentais

Os experimentos tiveram início no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais(DEMA) da UFSCar(São Carlos-SP), e foram concluídos no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais(DEMA) da UNICAMP. Uma descrição sucinta dos principais equipamentos utilizados nos experimentos finais na UNICAMP é apresentada a seguir.

- Um forno tipo mufla, com aquecimento resistivo, atmosfera não controlada e temperatura máxima da câmara de 1300°C, utilizado para reaquecimento dos corpos de prova de laminação(fig. 4.2).
- Um laminador de marca FENN-051, de 50t de carga máxima, 25Hp, diâmetro dos cilindros de 133mm e velocidade máxima de 100 rpm(fig. 4.3).



. Unidades em milímetros

(*) - Mesma direção de conformação das barras originais

Figura 4.1 - Corpo de prova para os experimentos de laminação

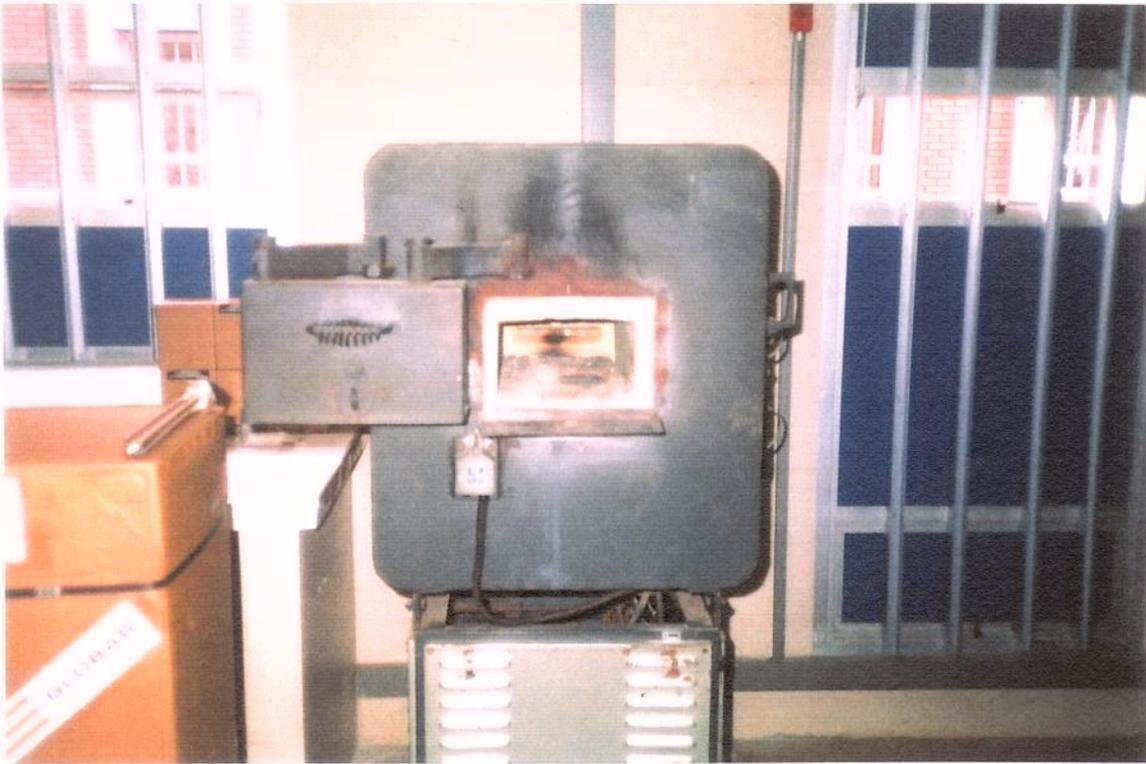


Figura 4.2 - Forno mufla, para reaquecimento dos corpos de prova de laminação



Figura 4.3 - Laminador FENN-051, para simulação da laminação controlada

- Um aparato, construído no DEMA/UNICAMP, para simulação do resfriamento acelerado, composto fundamentalmente de um recipiente de 150 litros e um sistema para aquecimento e controle da temperatura do meio refrigerante(fig. 4.4).
- Um forno de cuba, a resistência elétrica, com temperatura máxima de 700°C, construído no DEMA/UNICAMP, para simular o resfriamento de bobinas(fig. 4.5).
- Registradores x-t de dois canais para monitoramento da temperatura do material durante o tratamento termomecânico.

4.3 - Processamento Experimental de Laminação e Resfriamento

Inicialmente foram realizados numerosos testes no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA/UFSCar empregando-se amostras de aço C-Mn e do aço Nb-Ti-B_{7ppm}. Com base nos resultados destes testes foram então definidas a metodologia e os diversos esquemas do tratamento termomecânico a serem aplicados nos experimentos. Estes esquemas são mostrados na figura 4.6.

A prática de laminação controlada escolhida foi aquela mais empregada no processamento de aços microligados em linhas de laminação de tiras a quente e consistiu fundamentalmente das seguintes etapas:

- Reaquecimento em temperatura elevada;
- Deformações em altas temperaturas(etapa de desbaste), dentro da região de fácil recristalização da austenita;
- Tempo de espera para queda da temperatura do material;



Figura 4.4 - Aparato para simulação do resfriamento acelerado



Figura 4.5 - Forno de cuba, para simulação do resfriamento natural de bobinas

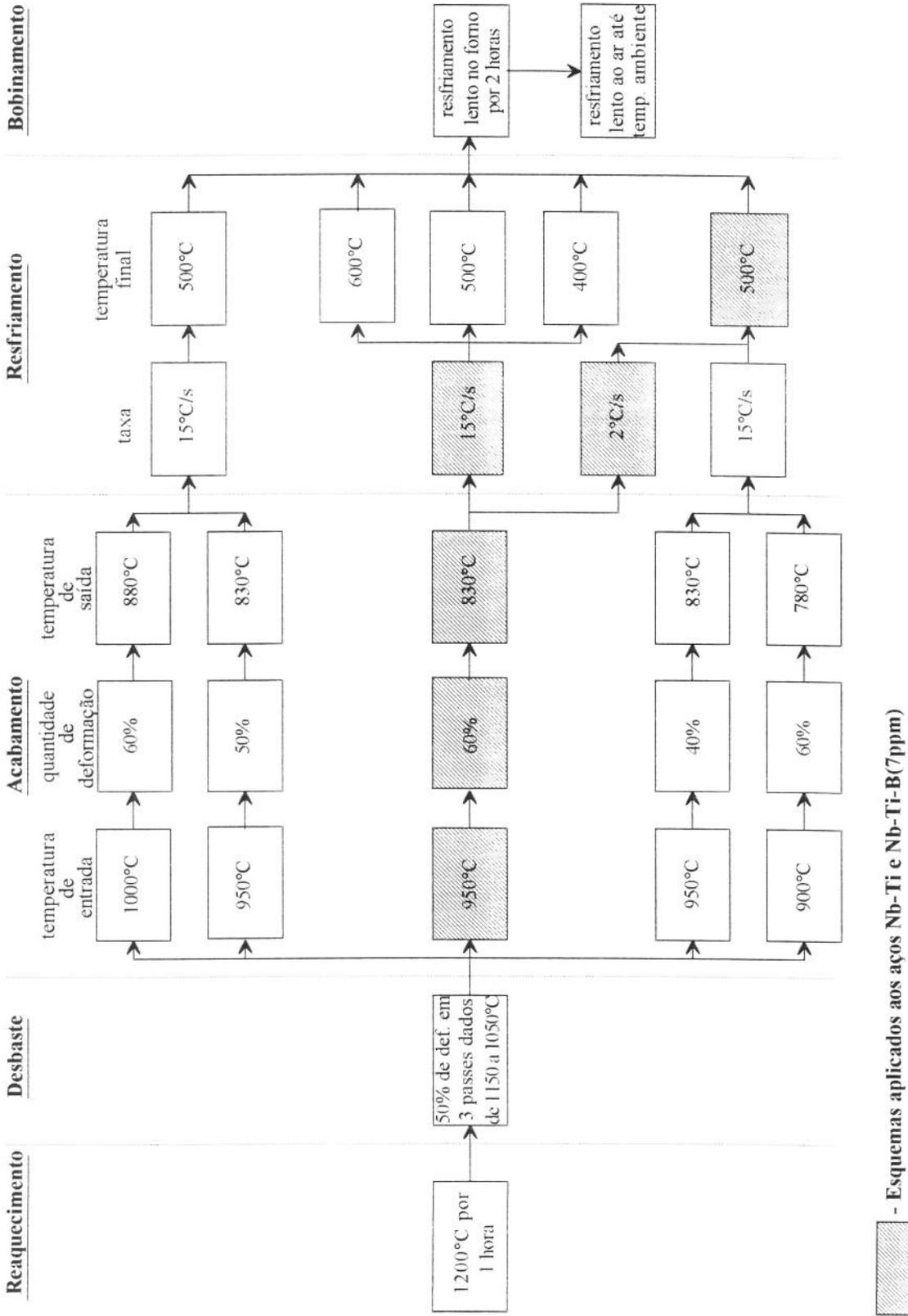


Figura 4.6 - Fluxograma do processamento experimental

- Esquemas aplicados aos aços Nb-Ti e Nb-Ti-B(7ppm)

- Deformações em baixas temperaturas(etapa de acabamento), dentro da região de não recristalização da austenita, porém limitadas a seu campo de estabilidade;
- Resfriamento controlado interrompido seguido de resfriamento lento final(bobinamento).

Conforme pode visto na figura 4.6, todas as amostras foram submetidas às mesmas condições de reaquecimento, desbaste e resfriamento lento final. Como variáveis de processo a serem estudadas foram selecionadas a quantidade de deformação e a faixa de temperaturas aplicadas na etapa de acabamento, a taxa de resfriamento após laminação e a temperatura de bobinamento, empregando-se preferencialmente amostras do aço Nb-Ti-B_{10ppm}. O efeito do boro foi avaliado nos experimentos com os aços Nb-Ti e Nb-Ti-B_{7ppm} e neste caso as amostras foram submetidas a um único esquema de laminação, variando-se apenas a taxa de resfriamento. Especificamente para o aço Nb-Ti-B_{10ppm}, foram feitas, também, têmperas em água após o reaquecimento, desbaste e acabamento, objetivando-se conhecer o estado austenítico após cada uma destas etapas. O processamento experimental completo foi conduzido conforme seqüência a seguir.

i) Preparação das Amostras para o Reaquecimento

- Antes do enformamento, o furo para embutimento do termopar feito nas laterais das amostras, era protegido contra a oxidação utilizando-se um pino metálico e completando-se a vedação com uma massa refratária resistente a altas temperaturas. A oxidação do furo poderia mascarar os registros de temperatura e também dificultar o embutimento posterior do termopar.

ii) Pre-aquecimento para Laminação

- Antes do desenformamento, era feito um pré-aquecimento dos cilindros e das mesas do laminador, processando-se uma ou mais amostras de aço C-Mn previamente reaquecidas no forno. Este procedimento era fundamental para evitar perda acentuada de temperatura do material durante a laminação.

iii) Reaquecimento das Amostras

- O reaquecimento foi feito a 1200°C por 1 hora. No máximo três amostras eram colocadas no forno e com tempos de enformamento defasados em 10 minutos.

iv) Preparação das Amostras para Laminação

- Logo após o desenformamento as amostras eram submetidas a um processo rápido de retirada da carepa por sucessivos golpes com martelo, além de retirada do pino protetor e imediato embutimento do termopar acoplado ao registrador x-t. O termopar utilizado era de cromel-alumel revestido com capa de inonel de 3mm de diâmetro externo.

v) Laminação de Desbaste

- Após estabilização do sinal do termopar e queda da temperatura para 1150°C, procedia-se a laminação de desbaste com três passes reversíveis, totalizando 50% de deformação nominal. A temperatura objetivada no primeiro passe era de 1150°C e no último era de 1050°C. A velocidade de rotação dos cilindros era pré-fixada em 45rpm(313,4mm/s). A escala de passes aplicada está indicada na tabela 4-II.

Tabela 4.II - Escala de passes aplicada na etapa de desbaste para 50% de deformação total

Nº do passe	Espessura nominal (mm)		Redução nominal		Taxa de deformação (s ⁻¹)	Temperatura visada (°C)
	inicial	final	(mm)	(%)		
1	30	23,24	6,76	22,53	3,52	1150
2	23,24	18,56	4,68	20,14	3,76	1100
3	18,56	14,92	3,64	19,61	4,15	1050

$$\epsilon = \frac{V}{\sqrt{R+H}} \times \sqrt{F} \times \left(1 + \frac{r}{4}\right) \quad \text{sendo; } r = \frac{H-h}{H} \quad \text{e onde;} \quad [36]$$

ϵ -Taxa de deformação média no passe(s⁻¹)

V-Velocidade tangencial dos cilindros(313,4 mm/s)

R-Raio dos cilindros(66,5 mm)

r-Redução no passe

H-Espessura inicial no passe(mm)

h-Espessura final no passe(mm)

vi) Tempo de Espera

- Antes de dar início a laminação de acabamento, aguardava-se um tempo suficiente para queda da temperatura das amostras para 1000°C, 950°C e 900°C.

vii) Laminação de Acabamento

- A laminação de acabamento era realizada sempre com cinco passes de forma reversível. As deformações totais nominais objetivadas eram de 40%, 50% e 60%. As escalas de passes utilizadas estão indicadas na tabela 4-III. Procurou-se durante esta etapa de laminação

obter tempos entre passes os mais reduzidos possíveis. Da mesma forma que na etapa de desbaste, a velocidade de rotação dos cilindros era pré-fixada em 45rpm.

Tabela 4.III - Escalas de passes aplicadas na etapa de acabamento para as deformações totais nominais de 40%, 50% e 60%.

Deformação total (%)	N° do passe	Espessura nominal (mm)		Redução nominal		Taxa de ¹ deformação (s ⁻¹)	Temperatura visada (°C)
		inicial	final	(mm)	(%)		
40%	1	14,92	12,84	2,08	13,94	3,85	950
	2	12,84	11,31	1,53	11,92	3,82	
	3	11,31	10,29	1,02	9,02	3,51	
	4	10,29	9,51	0,78	7,58	3,36	
	5	9,51	8,99	0,52	5,47	2,96	830
50%	1	14,92	12,32	2,6	17,43	4,34	950
	2	12,32	10,54	1,78	14,45	4,32	
	3	10,54	9,26	1,28	12,14	4,25	
	4	9,26	8,22	1,04	11,23	4,36	
	5	8,22	7,44	0,78	9,49	4,23	830
60%	1	14,92	11,8	3,12	20,91	4,79	1000,950,900
	2	11,8	9,76	2,04	17,29	4,86	
	3	9,76	8,23	1,53	15,67	5,07	
	4	8,23	6,93	1,3	15,79	5,54	
	5	6,93	5,89	1,04	15	5,87	880,830,780

¹ Calculada pela fórmula apresentada na tabela 4.II

viii) Resfriamento Controlado

- Após o último passe de acabamento, as chapas eram resfriadas ao ar calmo, a uma taxa média aproximada de 2°C/s, ou imediatamente imersas no sistema de resfriamento, contendo uma solução de água e polímero cuja concentração e temperatura dependiam da espessura final da chapa. Para a taxa de resfriamento média objetivada de 15°C/s, as condições do meio refrigerante, definidas em experimentos prévios, estão indicadas na tabela 4.IV.

Tabela 4.IV - Temperatura e concentração da solução aquosa do polímero "UCON QUECHING E" da UNION CARBIDE em função da espessura da chapa de aço, para se obter uma taxa média de resfriamento de 15°C/s

Espessura da chapa (mm)	6	7,5	9
Temperatura da solução (°C)	75	65	55
Concentração da solução (%)	20	15	10

ix) Bobinamento

- Alguns instantes antes da temperatura do núcleo das chapas atingir, durante o resfriamento, as temperaturas finais objetivadas (400°C, 500°C ou 600°C), estas eram inseridas no forno de cuba contendo vermiculita mantida nas temperaturas acima referidas. Para simular o resfriamento natural de bobinas, optou-se por manter as amostras no forno por duas horas seguido de resfriamento lento ao ar até a temperatura ambiente.

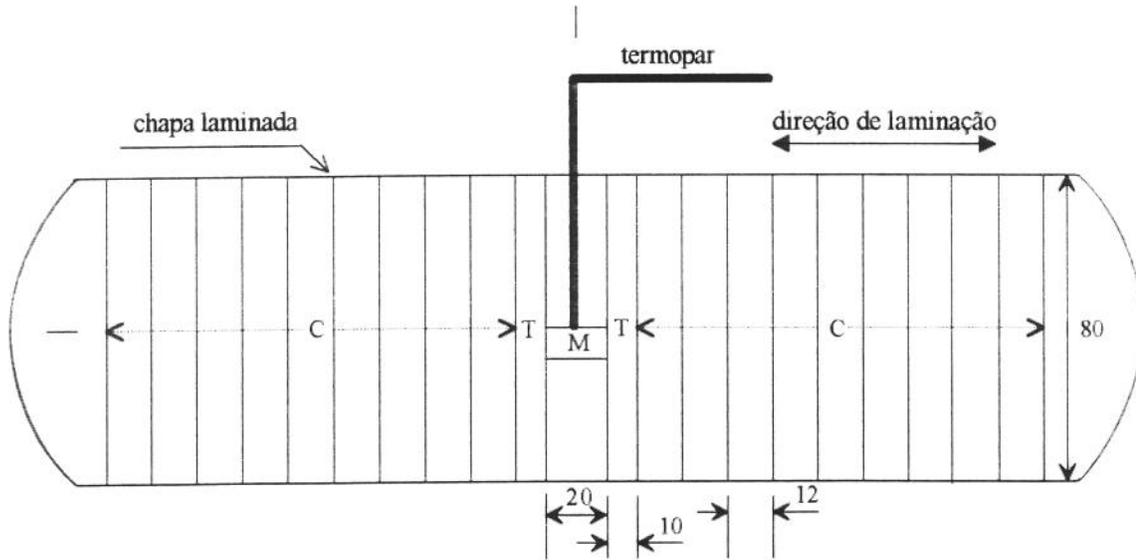
4.4 - Ensaios Mecânicos

As propriedades mecânicas das amostras submetidas aos experimentos de laminação e resfriamento controlados, foram caracterizadas através de ensaios de tração e impacto Charpy com levantamento de curvas de transição.

Todas as tiras para confecção dos corpos de prova foram retiradas da região útil do material laminado e de tal forma que o eixo longitudinal coincidissem com a direção transversal à direção de laminação, como mostrado na figura 4.7. Estas tiras foram posteriormente usinadas para as dimensões finais especificadas na figura 4.8 para os CP's de tração e na figura 4.9 para os CP's de impacto. As dimensões escolhidas tanto para os CP's de tração, quanto para os de impacto estavam em conformidade com a norma ASTM A 370[35] para corpos de prova de dimensões reduzidas.

Os ensaios de tração foram feitos em uma máquina MTS 810, servo-hidráulica, equipada com célula de carga de 10t, com velocidade de deslocamento de cabeçote de 0,5cm/min. Os resultados obtidos e considerados no presente estudo foram: limite superior de escoamento, para as curvas que apresentaram um patamar definido de escoamento, limite de escoamento a 0,2%, para as curvas que apresentaram escoamento contínuo e limite de resistência .

Os ensaios de impacto Charpy foram conduzidos em uma máquina de impacto convencional com energia inicial de 150 J. Para levantamento das curvas de transição foram feitos testes na temperatura ambiente, 0°C, -50°C, -80°C, -100°C, -125°C, -150°C. O controle da temperatura dos ensaios foi feito através de uma curva representativa da evolução ao ar da



. Unidades em milímetros

C- corpo de prova para ensaio de impacto Charpy

T- corpo de prova para ensaio de tração

M- amostra para análise metalográfica

Figura 4.7 - Esquema de retirada dos corpos de prova para ensaios mecânicos e análise metalográfica

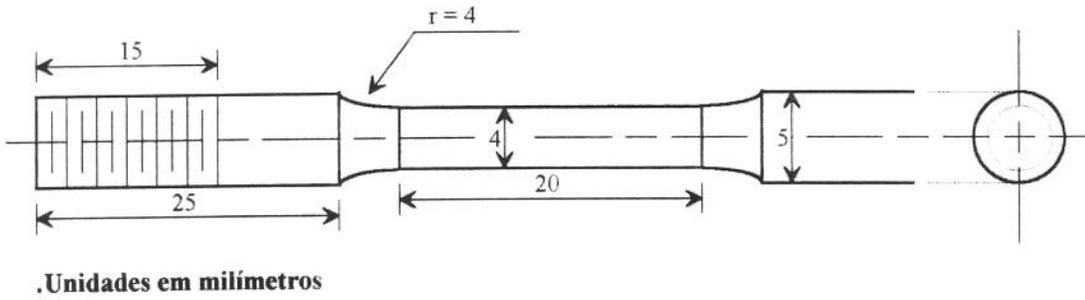


Figura 4.8 - Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração

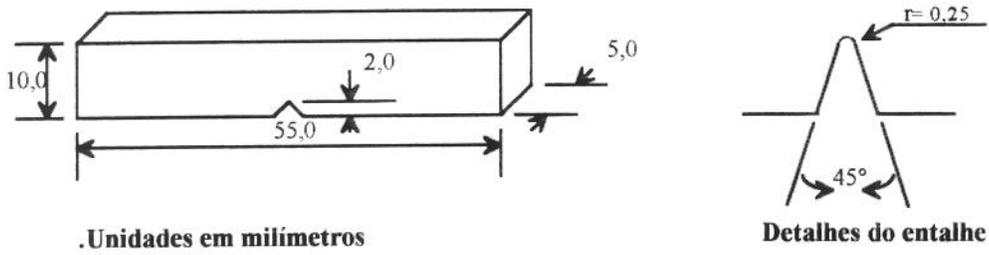


Figura 4.9-Dimensões dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy

temperatura do corpo de prova com o tempo, após imersão em nitrogênio líquido. A avaliação da temperatura de transição foi feita baseada somente nas energias absorvidas. Adotou-se como critério, a temperatura correspondente, na curva, à média entre as energias absorvidas nos patamares dúctil e frágil.

4.5 - Análise Metalográfica

Os aspectos microestruturais tanto da fase austenítica prévia à transformação, quanto da fase ferrítica transformada, foram analisados somente por microscopia ótica.

A análise metalográfica foi realizada na região de meia espessura, na seção perpendicular ao plano de rolamento que continha a direção de laminação.

Para delinear os grãos austeníticos nas amostras temperadas, foi utilizado um reativo a base de anidrido crômico e hidróxido de sódio, adaptado de informações da literatura[37]. Nas amostras não temperadas, utilizou-se o reagente de Marshall(peróxido de hidrogênio + ácido oxálico + ácido sulfúrico)[38] e o reagente de LePera(metabisulfito de sódio + picral)[39] para analisar as microestruturas resultantes.

O tamanho dos grãos austeníticos foi determinado pelo método de intercepto linear[40] em um mínimo de 15 campos sempre na região de meia espessura.

5. RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES

5.1 - Simulação da prática de laminação e resfriamento controlado

As figuras 5.1a, 1b e 1c mostram a evolução da temperatura do núcleo das amostras com o tempo de processamento para três diferentes esquemas experimentais aplicados ao aço Nb-Ti-B_{10ppm}. Nestas figuras estão indicadas também as quatro principais etapas da laminação controlada, ou seja, etapas de desbaste, tempo de espera, acabamento e resfriamento acelerado seguido de bobinamento. O reaquecimento inicial a 1200°C durante 60 minutos não está registrado pois os termopares eram inseridos nas amostras somente após o desenformamento.

O acompanhamento do processo de reaquecimento, feito previamente em algumas amostras, demonstrou que o núcleo destas atingia os 1200°C em cerca de 15 minutos, portanto os 45 minutos restantes foram aplicados para encharque do material.

Os baixos teores de carbono, nióbio e nitrogênio dos aços experimentais, permitia que se adotasse uma temperatura de reaquecimento inferior a 1200°C, caso fosse considerado para sua definição apenas a condição suficiente para completa solubilização dos carbonitreto de nióbio. No entanto, a potência do laminador juntamente com as condições de desbaste e acabamento definidas prioritariamente, impuseram a adoção da temperatura mínima de reaquecimento de 1200°C. Por outro lado, esta temperatura está dentro da faixa de temperaturas comumente aplicadas para reaquecimento de aços microligados de baixo carbono nas linhas de tiras a quente tradicionais. Quanto ao tempo de encharque de 45 minutos, a grande maioria dos trabalhos experimentais que envolvem reaquecimentos de aços

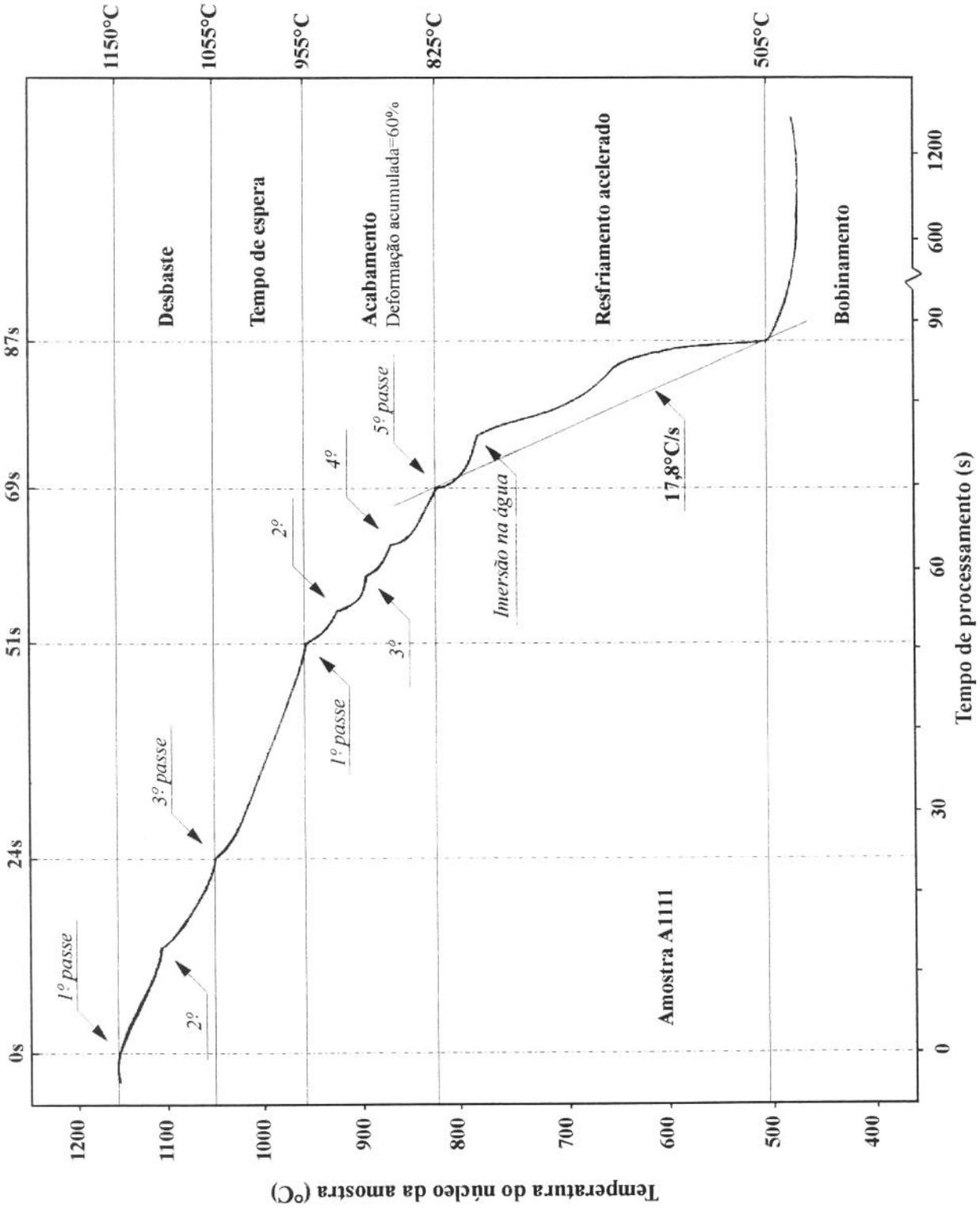


Figura 5.1a - Resultados reais do processamento experimental para o aço Nb-Ti-B_{10ppm} bobinado a 505°C

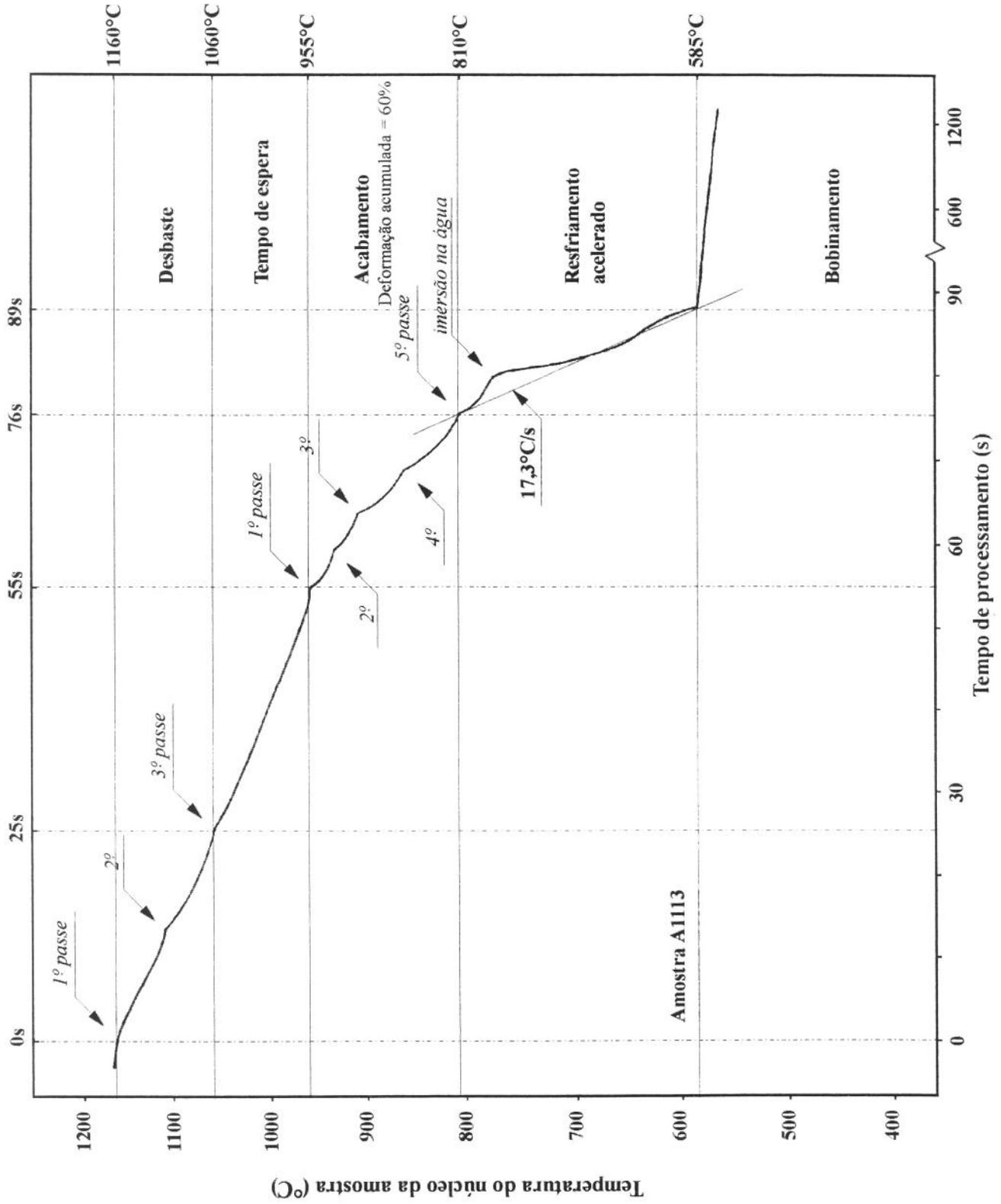


Figura 5.1b - Resultados reais do processamento experimental para o aço Nb-Ti-B_{10ppm} bobinado a 585°C

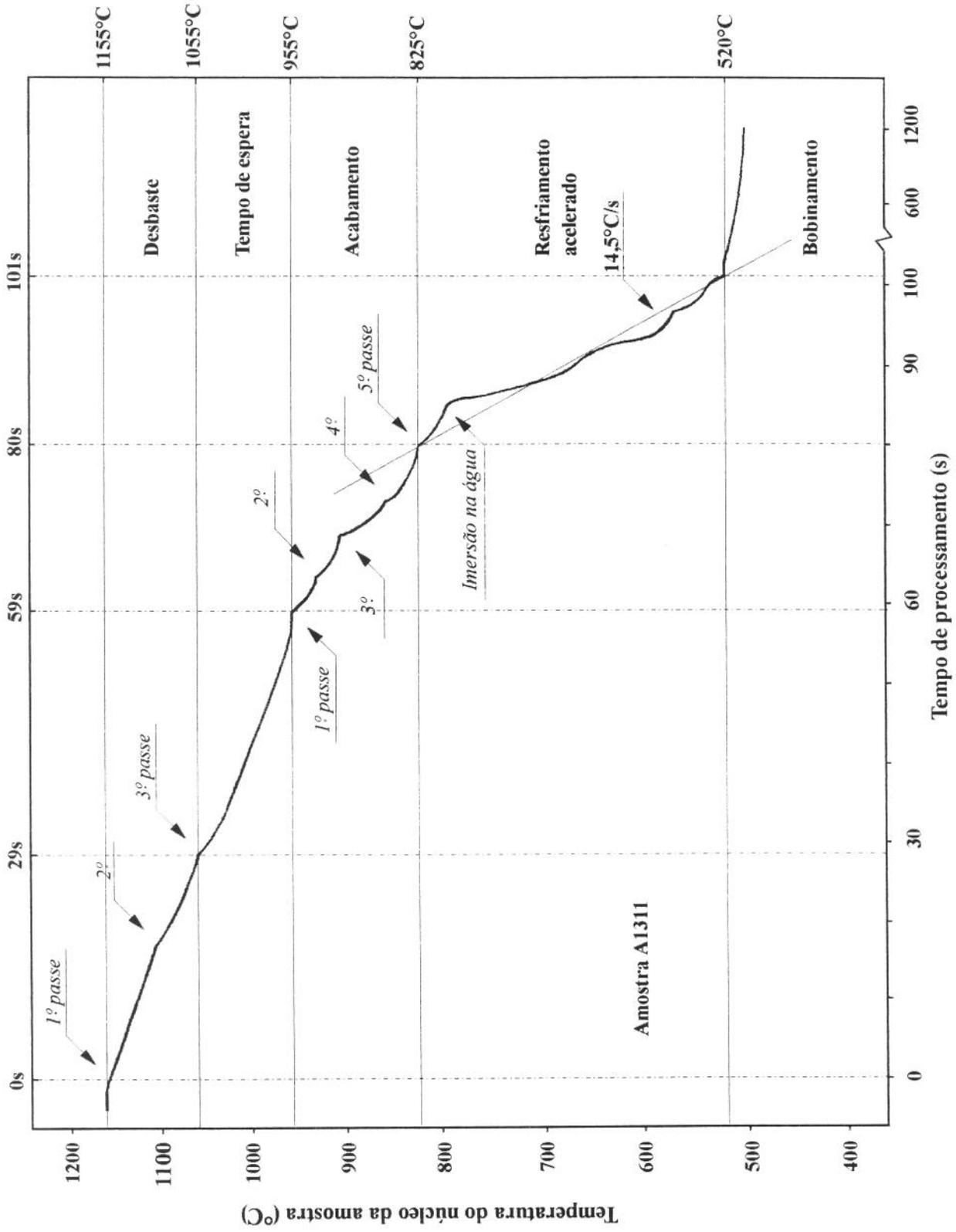


Figura 5.1c - Resultados reais do processamento experimental para o aço Nb-Ti-B_{10ppm} com 50% de deformação total no acabamento

microligados ao nióbio, adotam tempos na faixa de 30 a 45 minutos, assumindo-se que com estes valores estaria garantida a condição para completa solubilização dos precipitados de nióbio.

A etapa de desbaste, cujo o objetivo era o refino inicial dos grãos austeníticos produzidos no reaquecimento através de sucessivos ciclos de deformação-recristalização, foi realizada em apenas três passes e dentro da faixa de temperatura visada de 1160 a 1050°C. A condição de redução no passe x temperatura foi escolhida de tal forma que possibilitasse pelo menos uma recristalização estática parcial da austenita entre passes.

Todo o desbaste foi realizado em menos de 30 segundos com tempos entre passes na faixa de 12 a 17 segundos. A preparação do laminador para os passes, levava no máximo 6 segundos, por isto foi possível aplicar cada passe sempre próximo as temperaturas estabelecidas de 1150°C(1° passe), 1100°C(2° passe) e 1050°C(3° passe). A operação de preparação do laminador mencionada acima, consistia de parada do giro dos cilindros, inversão do sentido de rotação e abaixamento dos cilindros e, finalmente, reacionamento dos motores. Não havia necessidade de aguardar que a velocidade dos cilindros atingisse a velocidade de trabalho pré-definida(45rpm) pois o laminador foi regulado para que isto ocorresse quase que instantaneamente.

A faixa de temperatura em que foi realizada a laminação de desbaste foi bem próxima da aplicada na laminação de aços microligados em laminadores de tiras a quente, no entanto, e como era esperado, as reduções no passe e a deformação total estiveram muito abaixo das praticadas industrialmente.

Na etapa de espera aplicaram-se diferentes tempos para possibilitar que a laminação de acabamento tivesse início nas temperaturas de entrada visadas de 1000°C, 950°C e 900°C. Como o objetivo da etapa de acabamento era promover um refino adicional da microestrutura através de ciclos de deformação sem recristalização da austenita, a temperatura máxima de entrada adotada foi de 1000°C, pois conforme indicava a literatura[26], para os aços microligados com nióbio, titânio e boro, com temperaturas de entrada no acabamento superiores a esta, não seria possível evitar a recristalização para os tempos entre passes passíveis de serem praticados nos experimentos.

A laminação de acabamento foi realizada sempre dentro do campo de estabilidade da austenita e a condição visada mais severa aplicada nesta etapa do processamento foi de 60% de deformação total nominal em cinco passes. Os tempos entre passes situaram-se, com poucas exceções, entre 4s e 7s e portanto muito próximos daqueles obtidos entre as duas primeiras cadeiras de um trem acabador industrial[41]. Por outro lado, a quantidade de deformação total, a redução no passe e a taxa de deformação estiveram muito abaixo daquelas praticadas em laminadores industriais[41].

Na etapa do resfriamento, a taxa média de resfriamento foi calculada no intervalo de temperaturas que compreende a temperatura de fim de acabamento e a temperatura de início de bobinamento, isto é, da mesma forma como é controlada em linhas industriais.

Apesar de ter sido possível a obtenção de taxas médias de resfriamento próximas àquela objetivada(15°C/s), o sistema desenvolvido para simulação do resfriamento acelerado apresentou sérias limitações técnicas e operacionais que resultaram numa baixa reprodutibilidade dos ensaios. Por esta razão, o efeito do resfriamento nas propriedades do

material foi limitado a comparação de uma condição apenas de resfriamento acelerado com resfriamento lento ao ar.

Em todos os experimentos selecionados, o início do resfriamento ocorreu sempre dentro do campo de estabilidade da austenita, mesmo para a condição de temperatura de entrada visada no acabamento de 900°C. Além disso, verificou-se que o início da transformação da austenita aconteceu ainda durante a etapa de resfriamento, conforme sugere o perfil das curvas de resfriamento mostradas nas figuras 5.1a, b e c. De fato, nestas curvas de resfriamento, observa-se, entre 700°C e 600°C, uma mudança súbita do perfil, indicativa de redução da velocidade de resfriamento, cuja causa é atribuída ao calor gerado pela decomposição da austenita.

Na simulação do resfriamento natural de bobinas, a opção neste trabalho pelo resfriamento lento no forno por duas horas na temperatura de bobinamento, seguido de resfriamento lento ao ar até a temperatura ambiente, tem sido praticada normalmente em trabalhos experimentais. O objetivo principal de se adotar este procedimento foi apenas para otimizar os experimentos pois a simulação real do resfriamento natural de bobinas poderia levar a tempos de processamento de 10 a 20h.

A prática operacional escolhida para simular o bobinamento, isto é, a imersão das tiras no forno contendo vermiculita previamente estabilizada nas temperaturas de bobinamento estabelecidas, mostrou-se muito eficiente principalmente por que possibilitou a interrupção quase instantânea do resfriamento acelerado das chapas, conforme pode ser visto nas figuras 5.1a, 1b e 1c.

Finalmente, cumpre ressaltar, que as condições experimentais adotadas neste trabalho foram

foram obtidas após numerosos testes preliminares realizados inicialmente em aços C-Mn e posteriormente nos aços microligados. Procurou-se durante a definição dos parâmetros de processo utilizar ao máximo os recursos disponíveis no laminador piloto e nos equipamentos periféricos de tal forma a se aproximar o mais que possível das condições de processamento em escala industrial. No entanto, principalmente na simulação das etapas de laminação de desbaste e acabamento, a potência do laminador impossibilitou a adoção de uma prática de laminação mais severa.

As tabelas 5.I, II e III, ao final deste capítulo 5, apresentam os resultados efetivos dos principais parâmetros do processamento experimental realizado.

5.2 - Análise Metalográfica

5.2.1 - Estado Austenítico

A figura 5.2 mostra, para o aço Nb-Ti-B_{10ppm}, os contornos dos antigos grãos austeníticos prévios à transformação, após as etapas de reaquecimento(fig. 5.2a), desbaste(fig. 5.2b) e acabamento(fig. 5.2c). Após o reaquecimento a 1200°C por 60 minutos, os grãos austeníticos mostravam-se grosseiros, apresentando um tamanho médio de 85µm. O desbaste com apenas 50% de deformação total em 3 passes foi efetivo no refino da granulação austenítica para um tamanho médio de 45µm. Após a laminação de acabamento, com 61,3% de deformação total na faixa de temperatura de 945 a 820°C, observam-se grãos austeníticos muito alongados que apresentam pequena espessura na direção perpendicular à direção de laminação, indicando que as reduções no acabamento se acumularam. Este resultado evidencia

que não houve recristalização entre passes e também que a austenita não se transformou durante a operação de acabamento.

Apesar do apreciável refino dos grãos austeníticos após os três passes da etapa de desbaste, o valor médio de $45\mu\text{m}$ ainda é muito superior aos normalmente obtidos na laminação industrial de aços microligados. Usualmente cita-se, como resultado industrial, um tamanho de grão austenítico médio de 10 a $20\mu\text{m}$ para aços microligados contendo adições de titânio[42]. Esta significativa diferença deve-se a condição de laminação de desbaste pouco severa aplicada nos experimentos.

5.2.2 - Microestruturas Finais

As figuras 5.3 a 5.14 apresentam as microestruturas finais representativas de cada amostra obtidas por microscopia ótica e reveladas aplicando-se o reagente de Marshall.

Com exceção apenas do aço sem boro submetido ao resfriamento lento ao ar(fig.5.3), que apresenta uma estrutura típica de ferrita poligonal e perlita, observa-se a presença de microconstituintes aciculares, não resolvidos por microscopia ótica, em todas as outras amostras e em proporções variáveis dependendo do esquema de tratamento termomecânico aplicado. De uma maneira geral, as microestruturas mostram-se altamente refinadas, porém com alguma heterogeneidade decorrente principalmente das condições de laminação de desbaste pouco severas. Para os aços contendo boro e submetidos ao resfriamento acelerado, é possível verificar nas suas microestruturas, traços dos antigos contornos de grão alongados da austenita. Tamehiro e colaboradores[26], em experimentos de laminação controlada com aço Nb-Ti-B, observaram, via microscopia eletrônica de transmissão, a presença de finas

plaquetas de bainita associadas a estes traços de grãos alongados de austenita. De fato, um dos aspectos característicos das estruturas bainíticas é a preservação dos antigos contornos de grão de austenita após sua transformação[20]. Inúmeros estudos desenvolvidos em aços Nb-Ti-B para chapas grossas e tiras a quente[26,30,43], identificaram a presença também de partículas de martensita na microestrutura final. No presente estudo, estas partículas não foram observadas nem mesmo na amostra bobinada na temperatura de 425°C, indicando que toda a austenita, mesmo nas regiões com elevada concentração de carbono difundido, se transformou completamente durante as etapas de resfriamento após laminação e/ou bobinamento.

O efeito do boro na microestrutura final dos produtos laminados pode ser verificado comparando-se as micrografias da figura 5.3 com as da figura 5.5, para a condição de resfriamento lento ao ar após a laminação, e também comparando-se as micrografias da figura 5.4 com as da figura 5.6 que referem-se às amostras submetidas ao resfriamento acelerado. Em ambos os casos é visível as alterações microestruturais provocadas pela presença de apenas 7ppm de boro na composição química do aço. Para a condição de resfriamento ao ar, a microestrutura do aço Nb-Ti é composta de uma matriz tipicamente de ferrita poligonal com ilhas de perlita(fig. 5.3), enquanto que a do aço Nb-Ti-B_{7ppm}(fig. 5.5) não é óbvia a presença de perlita, sendo a microestrutura composta de microconstituintes aciculares em uma matriz de ferrita com contornos degenerados. Esta ferrita de contornos irregulares tem sido denominada por alguns autores de ferrita quasi-poligonal[18]. Nas amostras submetidas ao resfriamento forçado, figura 5.4 para o aço Nb-Ti e figura 5.6 para o aço Nb-Ti-B_{7ppm}, observa-se claramente uma maior proporção de estruturas aciculares no aço com boro. Estes resultados comprovam o efeito deste elemento no aumento da temperabilidade dos aços.

O comportamento da microestrutura em função das temperaturas aplicadas na etapa de acabamento pode ser observado nas figuras 5.7, 5.8 e 5.9, que referem-se às micrografias das amostras do aço Nb-Ti-B_{10ppm} laminadas nas faixas de temperaturas de acabamento de 955 a 825°C, 905 a 780°C e 1000 a 880°C, respectivamente. Para a condição de laminação de acabamento realizada a partir de 905°C, a microestrutura apresenta-se mais poligonalizada e levemente mais refinada. De fato, a laminação em temperaturas mais baixas provoca um maior encruamento da austenita aumentando conseqüentemente a densidade de sítios para nucleação da ferrita poligonal e favorecendo, por implicação, a formação deste constituinte em detrimento das estruturas aciculares. O maior refino da microestrutura está relacionado também com o estado de encruamento da austenita antes da sua transformação. Este mesmo raciocínio pode ser aplicado para explicar o efeito da quantidade total de deformação no acabamento. As figuras 5.7, 5.10 e 5.11 mostram que a amostra laminada com 60% de deformação no acabamento apresenta uma microestrutura menos acicular e mais refinada.

As alterações microestruturais resultantes da aplicação do resfriamento acelerado podem ser observadas comparando-se as figuras 5.3 com 5.4, 5.5 com 5.6 e 5.7 com 5.12. É visível que com o aumento da taxa de resfriamento a microestrutura torna-se mais refinada e mais acicular. No caso específico do aço sem boro(fig. 5.3 e 5.4), o resfriamento forçado inibiu completamente a formação da perlita. Estes resultados demonstram a influência do resfriamento acelerado no retardo da formação da ferrita poligonal.

O efeito da temperatura de bobinamento é mostrado nas figuras 5.7, 5.13 e 5.14. Para a amostra bobinada próximo a 600°C(fig. 5.14), a microestrutura apresenta-se menos acicular e com maior proporção da ferrita quasi-poligonal.

A aplicação do reagente de Marshall[38] permitiu uma análise das microestruturas finais com base na morfologia dos grãos, possibilitando que se observasse, de forma qualitativa, os efeitos do boro e de parâmetros do tratamento termomecânico, no refino e na acicularidade da microestrutura dos produtos. Como complementação às observações feitas com o reagente de Marshall, as amostras do aço Nb-Ti-B_{10ppm} foram atacadas com o reagente de LePera, objetivando-se correlacionar os efeitos de parâmetros de processo na ocorrência de partículas de martensita e bainita. O reagente de LePera resolve a martensita na forma de partículas brancas e brilhantes e a bainita como partículas escuras(marrom a preta). Exemplos da utilização deste reagente são ilustrados na figura 5.15 que se refere a amostras dos aços Nb-Ti e Nb-Ti-B_{7ppm} submetidos a resfriamentos forçados até a temperatura ambiente. Observa-se claramente a presença de finas partículas de martensita e bainita em uma matriz de ferrita poligonal na figura 5.15a e martensita em uma matriz de ferrita com contornos não resolvidos na figura 5.15b. A aplicação do reagente de LePera aos aços objeto deste estudo(ver micrografias na figura 5.16), não indicou a ocorrência de martensita, verificando-se apenas a presença de partículas finas de bainita normalmente associadas aos contornos de grão austeníticos. pode-se verificar também na figura 5.16 que é maior a proporção de partículas de bainita para as condições de laminação de acabamento menos severa , isto é, menor quantidade total de deformação(ver figuras 5.16a e 5.16b), bem como para menor temperatura de bobinamento(figuras 5.16f e 5.16g) e maior temperatura de laminação no acabamento(comparar figura 5.16c com 5.16d). O efeito da taxa de resfriamento não é óbvio.

Os diversos ataques realizados com o reagente de LePera, mostraram que ele é eficiente para revelar partículas de martensita, por outro lado, parece não o ser para as estruturas que apresentam bainita isenta de carbonetos, tais como, ferrita acicular e ferrita granular.

5.3 - Propriedades Mecânicas

As alterações microestruturais provocadas pelo boro e pelos parâmetros do tratamento termomecânico aplicado, discutidas no item anterior, resultaram, por implicação, em variações nas propriedades mecânicas do material. Estes resultados são apresentados nos gráficos das figuras 5.17 a 5.21 e mais detalhadamente na tabela 5.IV e serão discutidos a seguir.

5.3.1-Efeitos do boro

A adição de apenas 7ppm de boro ao aço C-Nb-Ti melhorou significativamente a resistência mecânica do material sem prejuízo apreciável a sua tenacidade, conforme pode ser visto na figura 5.17. Quando comparado com o aço sem boro, o aço Nb-Ti-B_{7ppm} apresentou em média 48,0 MPa a mais no limite de escoamento e 73,5 MPa a mais no limite de resistência para a condição de resfriamento lento ao ar após a laminação. Para a condição de resfriamento forçado, estes valores foram de 30,0 MPa tanto para σ_{Le} como para σ_{Lr} . Quanto a tenacidade, observa-se apenas um ligeiro deslocamento para a direita nas curvas de transição do aço com 7ppm de boro. Uma avaliação feita diretamente nas curvas de transição da figura 5.17b sugerem temperaturas de transição para o aço Nb-Ti-B_{7ppm} não superiores em 15°C em relação às do aço Nb-Ti para ambas as condições de resfriamento após laminação. Resultados similares do comportamento das propriedades mecânicas também foram obtidos nos experimentos preliminares deste trabalho realizados na Universidade Federal de São Carlos[44]. Nestes experimentos, o aço com 7ppm de boro apresentou, em média, 52,9 MPa a mais no limite de escoamento e 59,8 MPa a mais no limite de resistência para a condição de resfriamento lento ao ar. Na condição de resfriamento forçado, taxa média de 10°C/s, obteve-se no aço Nb-Ti-B_{7ppm}, 42,1 MPa a mais no σ_{Le} e 51,0 MPa a mais no σ_{Lr} . Quanto a

tenacidade, nas amostras resfriadas de forma acelerada, o aço com 7ppm de boro apresentou uma temperatura de transição superior em 20°C à do aço sem boro. Os resultados acima estão em concordância com os obtidos por Tamehiro et al.[26] em seu trabalho experimental clássico com estes aços. Tamehiro obteve em um aço baixo carbono microligado com nióbio e titânio e 10ppm de boro, um ganho de 88,5 MPa no limite de resistência e um aumento de apenas 20°C na temperatura de transição em relação a um aço de mesma composição química base sem adição de boro. Neste trabalho as amostras foram submetidas a laminação controlada e resfriamento acelerado, a uma taxa média de 25°C/s até 520°C, seguido de resfriamento lento ao ar até a temperatura ambiente.

Os resultados superiores de resistência mecânica obtidos no aço Nb-Ti-B_{7ppm} quando comparados com os do aço Nb-Ti, deveram-se, fundamentalmente, a maior proporção dos microconstituintes aciculares presentes na sua estrutura final, enquanto que a preservação da tenacidade está relacionada com o refino destes microconstituintes e com o fato também deles apresentarem baixa densidade de carbonetos em função do reduzido teor de carbono do aço. A maior proporção de estruturas aciculares do tipo ferrita acicular e/ou bainita nas amostras do aço Nb-Ti-B_{7ppm} foi claramente observada nas micrografias apresentadas no item 5.2.2.

5.3.2 - Efeito dos parâmetros de tratamento termomecânico

A figura 5.18 mostra o efeito das temperaturas de laminação aplicadas na etapa de acabamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B_{10ppm}. Observa-se uma perda de resistência mecânica na medida em que a laminação de acabamento é realizada em temperaturas mais baixas(fig. 5.18a), com ganho porém na tenacidade para o caso específico da faixa de temperaturas de 905 a 780°C(fig. 5.18b). Comparando-se os resultados de limite de

escoamento e resistência da amostra laminada a partir 1000°C com os da amostra laminada a partir de 905°C observa-se, para a temperatura menor, um decréscimo de 31,5 MPa no Le e 18 MPa no Lr em média, por outro lado, a temperatura de transição estimada reduziu em cerca de 20°C. A literatura apresenta poucos trabalhos nos quais são avaliados os efeitos das temperaturas de laminação aplicadas na etapa de acabamento nas propriedades mecânicas de aços de elevada temperabilidade. Meyer e colaboradores[43], obtiveram em um aço 0,06%C-0,03%Nb-0,02%Ti-0,0018%B, processado em um laminador de tiras a quente industrial, temperaturas de transição menores para as condições de laminação de acabamento efetuadas em temperaturas mais baixas. Quanto ao efeito na resistência mecânica, apesar dos resultados do trabalho indicar uma tendência de melhores valores de Le e Lr para temperaturas de acabamento maiores, os autores nada comentam a este respeito. A melhoria da tenacidade com abaixamento da temperatura de acabamento foi atribuída pelos autores ao maior refino dos grãos austeníticos prévios à transformação. Tamehiro, Yamada e Matsuda[32], observaram um aumento de cerca de 20 MPa no limite de escoamento e 30 MPa no limite de resistência, acompanhado de um aumento também na temperatura de transição de aproximadamente 10°C, quando a temperatura de acabamento variou de 760°C para 790°C. Neste trabalho, os autores simularam, em um aço com 0,07%C-1,50%Mn-0,04%Nb-0,08%V-0,01%Ti, a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado para linhas de chapas grossas, com temperaturas de fim de resfriamento muito baixas(410 a 470°C). O aumento na resistência mecânica foi atribuído ao aumento na fração volumétrica de bainita, quanto ao comportamento da tenacidade para temperaturas de acabamento citadas, não foram feitos comentários neste trabalho. Nos experimentos preliminares com o aço Nb-Ti-B_{7ppm} realizados na UFSCar, não foram observadas mudanças consideráveis das propriedades mecânicas com a temperatura de acabamento. Deve-se ressaltar, no entanto, que na ocasião variou-se a temperatura de acabamento em apenas 40°C atuando-se para isto no tempo entre

passes ao final do processo, o que provavelmente não resultou em alterações significativas no estado austenítico, além disso as amostras foram resfriadas ao ar após a laminação.

A presença de ferrita poligonal em maior quantidade na amostra do aço Nb-Ti-B_{10ppm} laminada no acabamento a partir de 905°C, conforme mostrado nas micrografias da figura 5.8, explica o comportamento das propriedades mecânicas em função da temperatura de acabamento obtido no presente experimento com este aço. De fato, a ferrita poligonal por apresentar menor densidade de discordâncias leva a uma queda na resistência mecânica e naturalmente a uma melhoria na tenacidade.

Relativo a quantidade total de deformação aplicada na etapa de acabamento, o seu efeito nas propriedades mecânicas do aço estudado está mostrado nos gráficos da figura 5.19. Observa-se nesta figura uma ligeira queda da resistência mecânica acompanhada porém de uma melhoria na tenacidade a baixa temperatura para maiores valores de deformação acumulada. A amostra que sofreu 41,3% de deformação acumulada apresentou na média 587 MPa de limite de escoamento e 653 MPa de limite de resistência enquanto que a amostra submetida a 60% de deformação estes valores foram de 569 MPa e 643 MPa para Le e Lr respectivamente. Por outro lado a figura 5.19b indica que a -100°C a energia absorvida pela amostra menos deformada foi de apenas 4 Joules enquanto que para aquela mais deformada foi de 30 Joules, indicando uma diferença significativa da tenacidade a baixa temperatura. Apesar da variação observada na resistência mecânica ter sido muito pequena, este comportamento era esperado, sendo atribuído a diferença no estado de encruamento da austenita. Tamehiro et al.[25] também obtiveram um pequeno decréscimo na resistência mecânica seguido de uma melhoria na tenacidade em função do aumento da quantidade total de deformação acumulada na austenita. Ao variarem a deformação aplicada de 40% para 60%,

tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência, reduziram em cerca de 16 MPa, enquanto que a temperatura de transição foi de aproximadamente 20°C menor para a deformação de 60%. A redução na fração de bainita e o refino dos grãos austeníticos que acompanham o aumento da quantidade de deformação foram consideradas as causas para o decréscimo na resistência mecânica e melhoria da tenacidade, respectivamente, segundo os autores do estudo. Nos experimentos preliminares realizados com o aço Nb-Ti-B_{7ppm} [44] não foi observado qualquer diferença na resistência mecânica entre as amostras nas quais foram aplicadas diferentes quantidades de deformação no acabamento, no entanto, a temperatura de transição reduziu em 25°C com o aumento da quantidade de deformação de 45% para 60%.

No presente estudo com o aço Nb-Ti-B_{10ppm}, o maior refino da granulação austenítica para a amostra com 60% de deformação acumulada, observado nas micrografias apresentadas no item 5.2 anterior, explicaria o resultado superior de tenacidade para esta condição de laminação. Quanto a resistência mecânica, a amostra com 41,3% de deformação parece, de fato, apresentar uma microestrutura com tendência a maior acicularidade, justificando portanto os seus melhores resultados de limite de escoamento e limite de resistência.

Quanto ao efeito da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas, a figura 5.20 mostra, para os três tipos de aços empregados no presente trabalho, que a aplicação do resfriamento acelerado resultou em melhoria da resistência mecânica sem prejudicar a tenacidade. Para o caso específico do aço com 10ppm de boro, obteve-se, na amostra submetida ao resfriamento acelerado, um ganho médio de 39,5 MPa no limite de escoamento e de 30,5 no limite de resistência sem praticamente qualquer alteração na temperatura de transição, em relação a amostra resfriada lentamente ao ar. Resultados mais expressivos de acréscimo na resistência mecânica com o aumento da taxa de resfriamento, foram obtidos nas amostras dos aços Nb-Ti

e Nb-Ti-B_{7ppm}, conforme pode ser visto na tabela IV. Além desses, nos experimentos preliminares com as amostras do aço com 7ppm de boro[44] também foi verificado um aumento na resistência mecânica com preservação da tenacidade com aumento da taxa de resfriamento. Estes resultados estão em concordância com aqueles obtidos por Tamehiro, Yamada e Matsuda[32], em cujo experimento obtiveram, com a aplicação do resfriamento acelerado a uma taxa de 10°C/s, um acréscimo de aproximadamente 35MPa, tanto no limite de escoamento quanto no limite de resistência, sem aumento apreciável da temperatura de transição, em relação ao mesmo aço resfriado ao ar após laminação controlada. Deve-se ressaltar, entretanto, que a composição química do aço e o tratamento termomecânico aplicado foram muito diferentes daqueles utilizados no presente estudo. Os autores atribuíram ao aumento da proporção de bainita com a taxa de resfriamento, a melhoria da resistência mecânica obtida e o comportamento da tenacidade, que pouco variou com a condição de resfriamento, ao fato de que esta propriedade estaria mais relacionada com o tamanho de grão austenítico prévio à transformação. Meyer[43] também observou um aumento da resistência mecânica com a taxa de resfriamento, no entanto, em seu trabalho, que foi desenvolvido em um aço microligado com nióbio, titânio e boro, o aumento da taxa de resfriamento implicava também em uma redução na temperatura de bobinamento. Quanto a tenacidade, o autor não encontrou correlação entre as variáveis de resfriamento(taxa e temperatura final) e esta propriedade e conclui que o seu comportamento estaria relacionado fundamentalmente com o estado austenítico antes do resfriamento.

O aumento da proporção de estruturas aciculares, acompanhado de um refino global da microestrutura, com o aumento da taxa de resfriamento, observados nas micrografias apresentadas no item 5.2 deste trabalho, para os três tipos de aços laminados, podem ser considerados como os fatores responsáveis pelos resultados superiores de resistência

mecânica sem prejuízo da tenacidade para a condição de resfriamento acelerado.

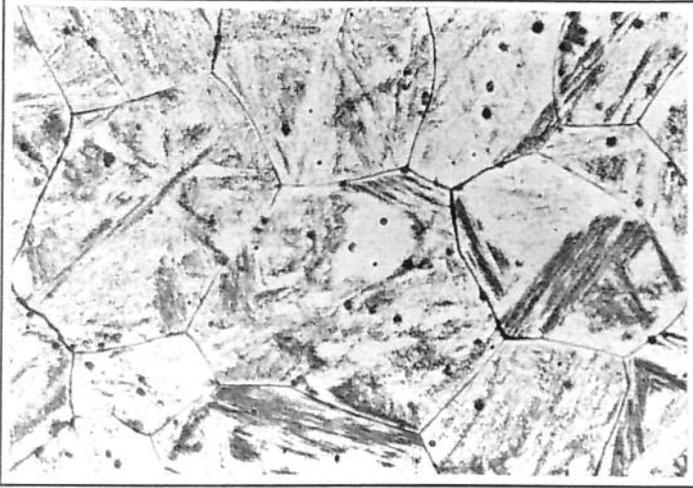
A figura 5.21 mostra, para as amostras do aço Nb-Ti-B_{10ppm}, o comportamento da resistência mecânica(fig. 5.21a) e da tenacidade(fig. 5.21b) em função da temperatura de bobinamento. A diminuição da temperatura de bobinamento de 590°C para 505°C resultou em um pequeno ganho de 11 MPa no limite de escoamento e de 13 MPa no limite de resistência em média. A 425°C não se observa qualquer variação considerável de resistência mecânica em relação a 505°C. Quanto ao comportamento da tenacidade, pode-se considerar que esta propriedade praticamente não variou com a temperatura de bobinamento. Nos experimentos preliminares com o aço Nb-Ti-B_{7ppm}[44], também obteve-se um pequeno acréscimo da resistência mecânica sem perda da tenacidade com o abaixamento da temperatura de bobinamento de 600°C para 500°C. Tanto o limite de escoamento como o limite de resistência foram superiores, em média, em 30 MPa para a temperatura mais baixa.

As micrografias apresentadas no item 5.2 do presente trabalho, de fato indicam uma tendência a maior poligonalidade para a amostra bobinada a 585°C, o que explicaria os resultados inferiores de resistência mecânica. Quanto ao comportamento da resistência mecânica, que não variou entre as temperaturas de bobinamento de 505°C e 425°C, é provável que toda a austenita tenha se transformada, durante o processo de resfriamento acelerado, próxima a 505°C, inibindo desse modo o efeito do fim do resfriamento em temperaturas mais baixas. A preservação da tenacidade para as duas temperaturas de bobinamento acima, mesmo com as amostras apresentando microestruturas mais aciculares, pode-se considerar que estaria associada ao alto grau de refinamento da estrutura como também ao fato do aço conter baixo teor de carbono.

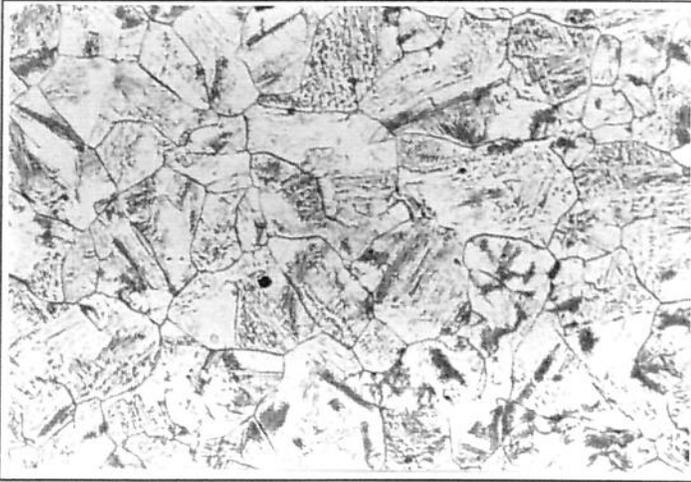
Meyer[43] obteve em seu trabalho com aços bainíticos, um aumento contínuo e significativo da resistência mecânica com o abaixamento da temperatura de bobinamento dentro de uma ampla faixa de temperaturas(650 a 400°C). No entanto, deve-se considerar que nos seus experimentos, conduzidos em escala industrial, o abaixamento da temperatura de bobinamento esteve sempre associado ao aumento da taxa resfriamento. Quanto ao comportamento da tenacidade, o autor não fez comentários sobre o efeito, nesta propriedade, das condições de resfriamento e bobinamento aplicadas. Debray, Teracher e J.J. Jonas[42], verificaram em seus experimentos com um aço ferrita-bainita para tiras a quente, que o limite de escoamento do material não variou com o abaixamento da temperatura de bobinamento de 500°C para 400°C e que o limite de resistência aumentou entre 15 MPa e 25 MPa dependendo do estado austenítico prévio à transformação. O resultados acima apresentados referem-se, neste trabalho, à condição de resfriamento de 55°C/s a partir de uma austenita com tamanho de grão médio de 13µm e 20µm. Os autores verificaram, através de uma análise termodinâmica do processo de resfriamento aplicado, que o reduzido efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica do aço estudado resultou do fato de que, nas condições do experimento, cerca de 95% da austenita estaria já transformada na temperatura de 500°C e que portanto o abaixamento da temperatura de bobinamento pouco afetaria a microestrutura do material e, por implicação, a sua resistência mecânica. Outros autores[45,46] também obtiveram um pequeno acréscimo de resistência mecânica sem perda de tenacidade com abaixamento da temperatura de bobinamento, estando este comportamento, como regra geral, associado ao refino e à proporção de microconstituintes aciculares presentes na microestrutura final.

Finalmente cumpre ressaltar, que na maioria dos trabalhos acima referidos , os procedimentos experimentais, bem como as composições químicas dos aços foram rigorosamente diferentes dos procedimentos e composições utilizados no presente estudo com o aço Nb-Ti-B_{10ppm} , o

que naturalmente impossibilitou uma comparação absoluta entre os resultados obtidos. Uma outra observação importante a fazer, é que, apesar de ter sido possível compreender o comportamento das propriedades mecânicas com base nas variações das microestruturas obtidas, naturalmente, devido à técnica para análise microestrutural empregada ter-se limitado a microscopia ótica, os outros mecanismos que influenciam as propriedades mecânicas deste aço e que são afetados também pelo tratamento termomecânico, não puderam ser avaliados. Dentre estes, pode-se citar como mais importantes, o efeito da quantidade, tamanho e distribuição dos precipitados na ferrita e o efeito da morfologia das estruturas aciculares formadas.



(a) Amostra: A1000

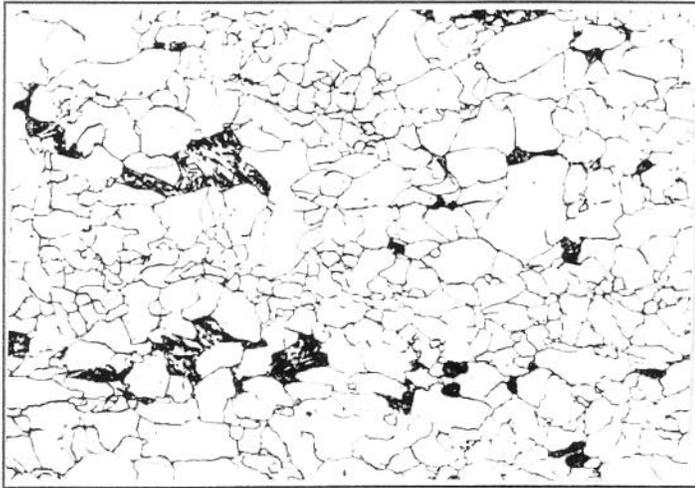


(b) Amostra: A1100

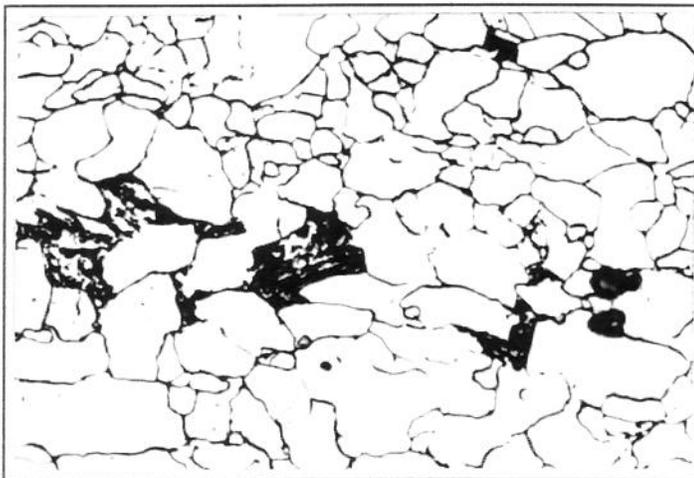


(c) Amostra : A1110

Figura 5.2-Granulação austenítica após as etapas de aquecimento(a), desbaste(b) e acabamento(c). Aço : Nb-Ti-B_{10ppm}. Ataque : CrO₃-NaOH. Aumento : 250X



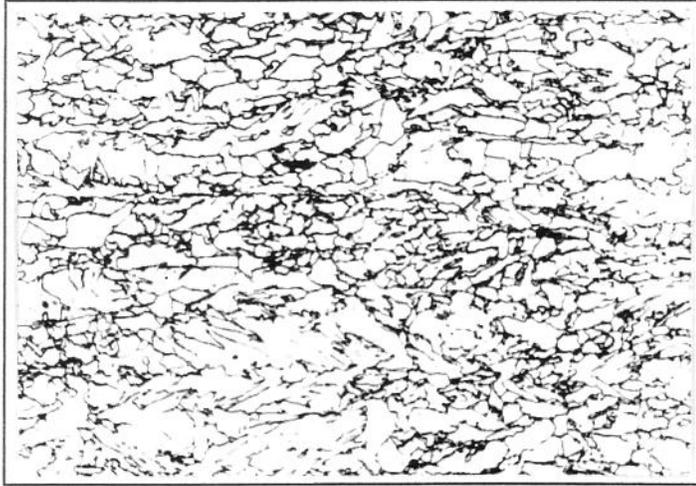
(a) 500X



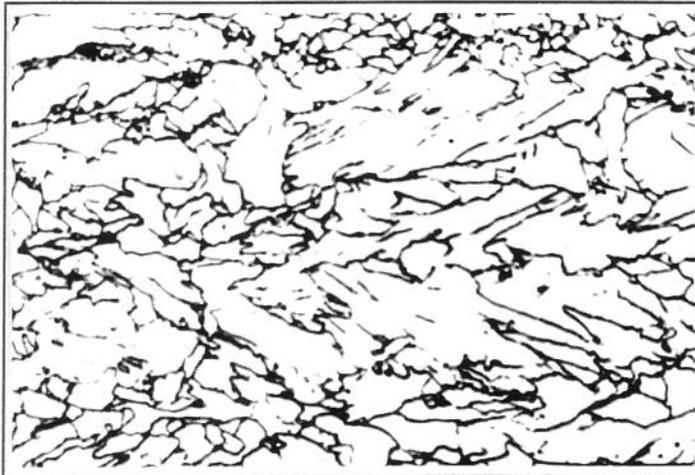
(b) 1000X

**Figura 5.3-Microestrutura do aço Nb-Ti submetido ao resfriamento ao ar.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : B1121**

-Acabamento : 60,0% - de 950°C a 835°C
-Bobinamento : 502°C



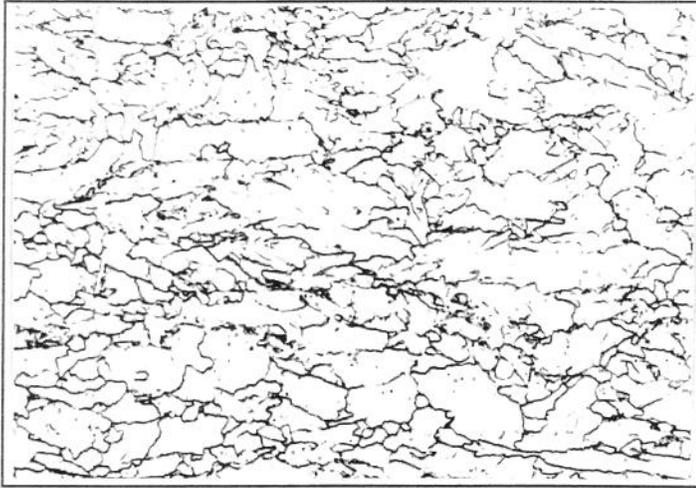
(a) 500X



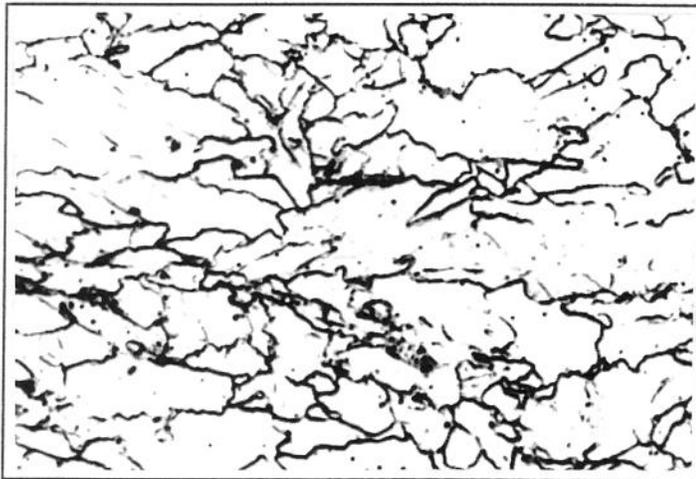
(b) 1000X

**Figura 5.4-Microestrutura do aço Nb-Ti submetido ao resfriamento forçado.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : B1111**

-Acabamento : 58,7% - de 930°C a 815°C
-Resfriamento : 17,4°C/s
-Bobinamento : 475°C



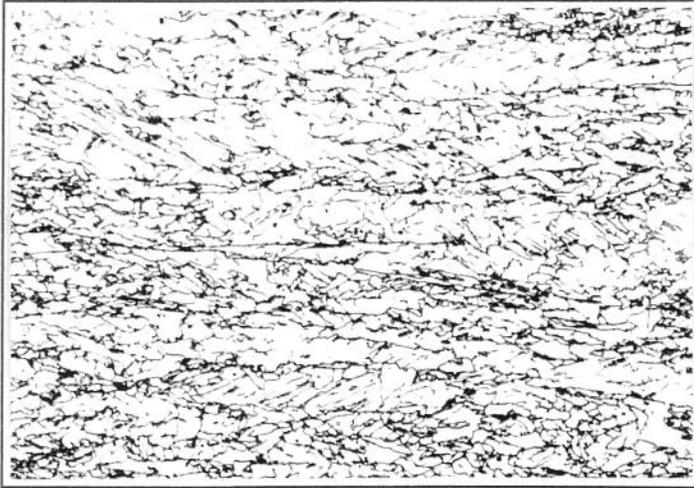
(a) 500X



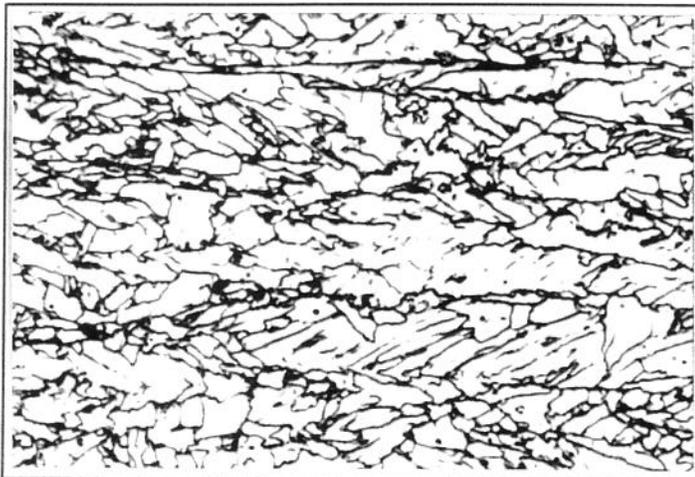
(b) 1000X

**Figura 5.5-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{7ppm} submetido ao resfriamento ao ar.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : C1121**

-Acabamento : 60,1% - de 950°C a 835°C
-Bobinamento : 500°C



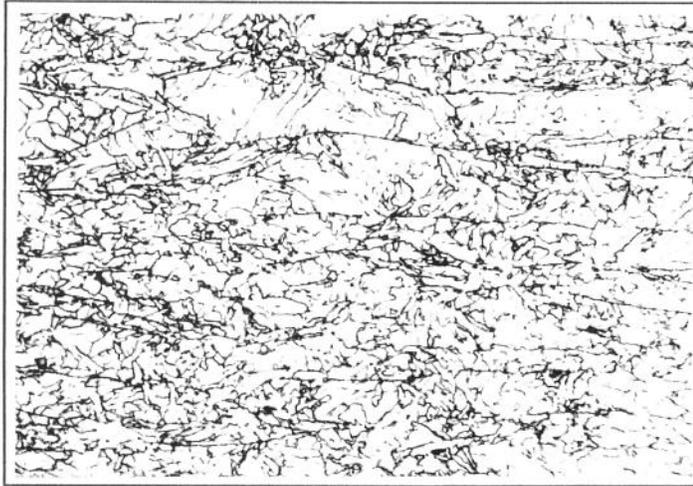
(a) 500X



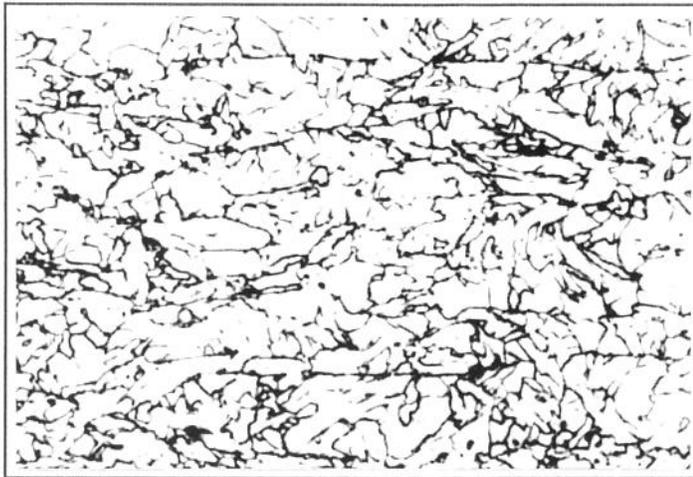
(b) 1000X

**Figura 5.6-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{7ppm} submetido ao resfriamento forçado.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : C1111**

-Acabamento : 59,3% - de 950°C a 805°C
-Resfriamento : 16,1°C/s
-Bobinamento : 475°C



(a) 500X



(b) 1000X

Figura 5.7-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} submetido ao resfriamento forçado até 505°C.

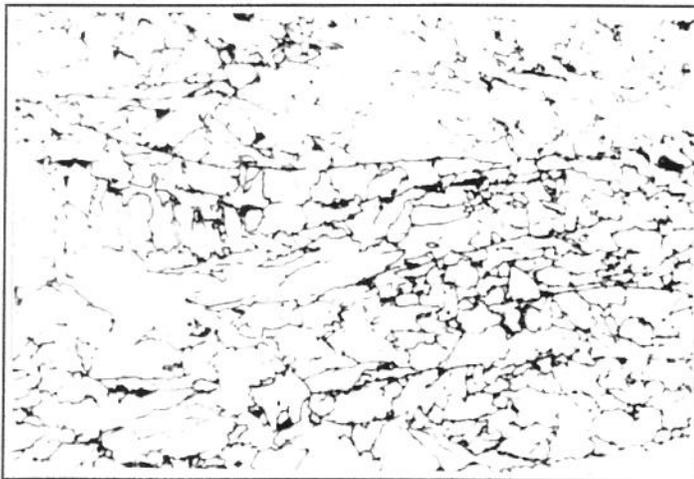
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A1111

-Acabamento : 60,0% - de 955°C a 825°C

-Resfriamento : 17,8°C/s



(a) 500X



(b) 1000X

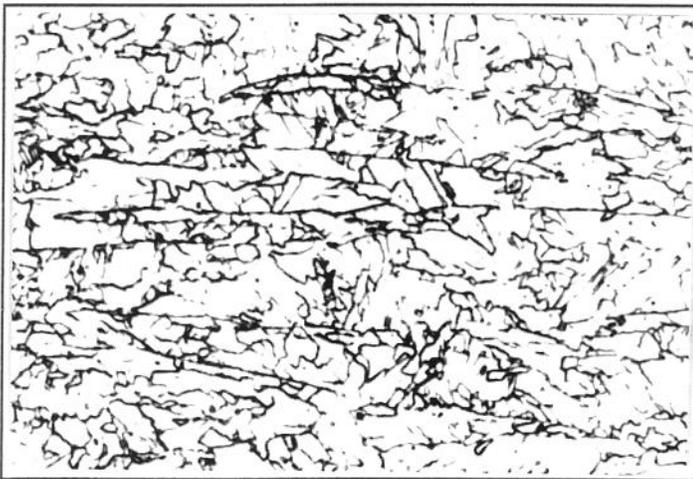
Figura 5.8-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} submetido ao acabamento na faixa de temperaturas de 905°C a 780°C.

Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A2111

- Acabamento : 58,7%
- Resfriamento : 16,3°C/s
- Bobinamento : 497°C



(a) 500X



(b) 1000X

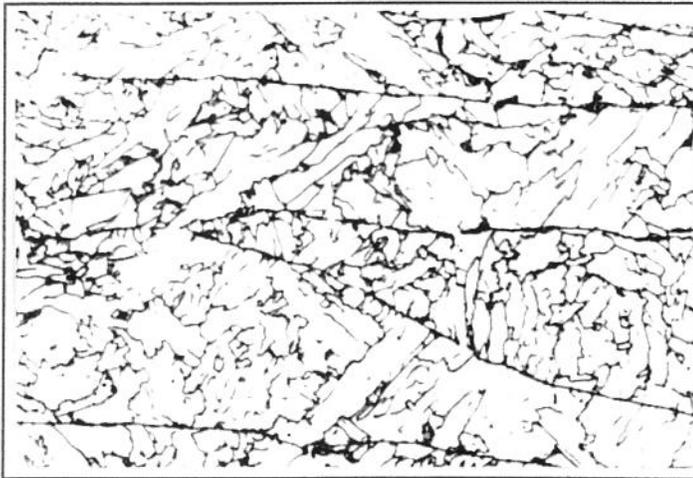
Figura 5.9-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} submetido ao acabamento na faixa de temperaturas de 1000°C a 880°C.

Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A3111

- Acabamento : 58,7%
- Resfriamento : 14,1°C/s
- Bobinamento : 490°C



(a) 500X



(b) 1000X

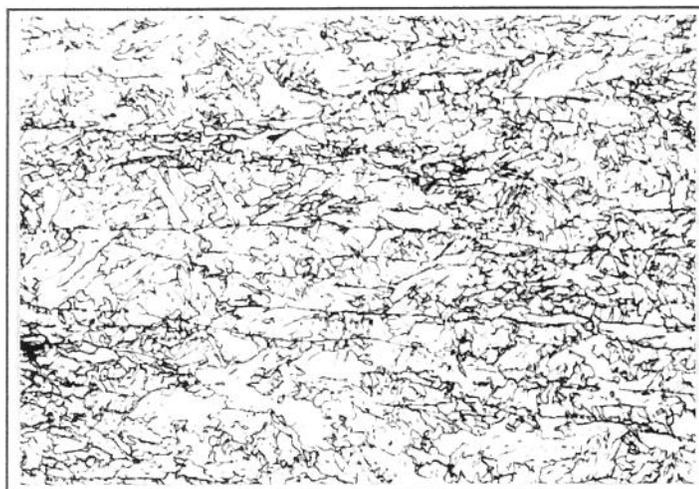
Figura 5.10-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} submetido a 41,3% de deformação no acabamento.

Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A1211

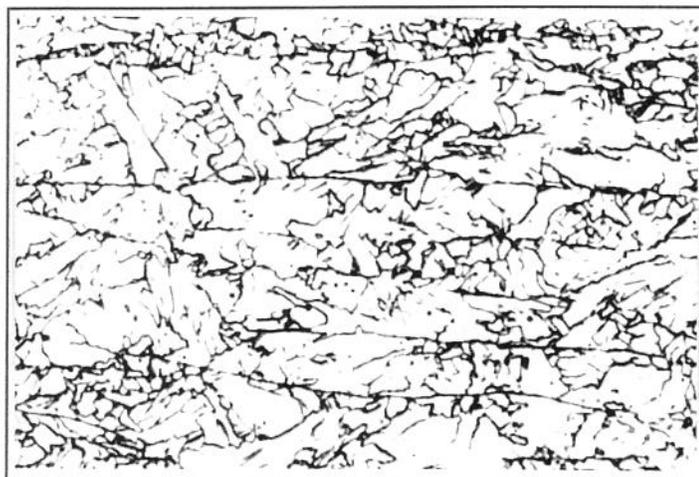
-Acabamento : de 950°C a 825°C

-Resfriamento : 15,1°C/s

-Bobinamento : 494°C



(a) 500X



(b) 1000X

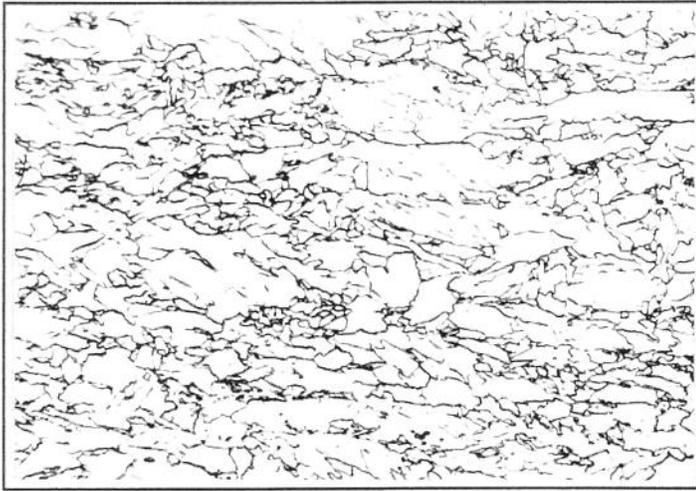
Figura 5.11-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} submetido a 49,3% de deformação no acabamento.

Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A1311

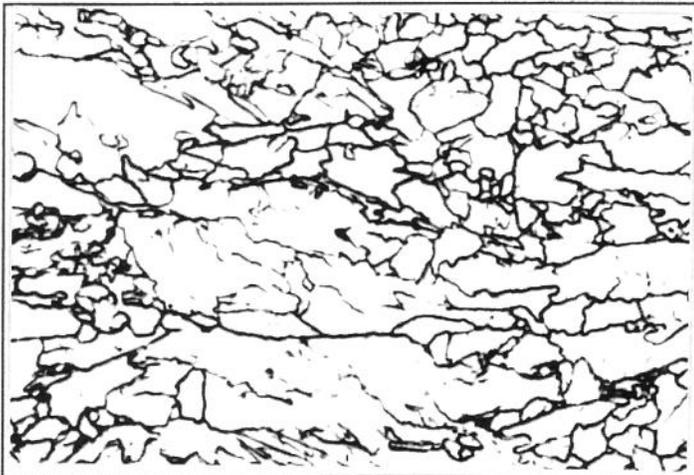
-Acabamento : de 955°C a 825°C

-Resfriamento : 14,5°C/s

-Bobinamento : 520°C



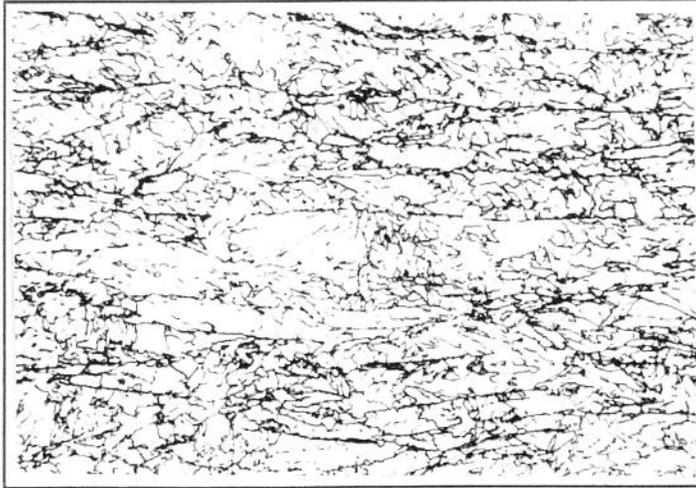
(a) 500X



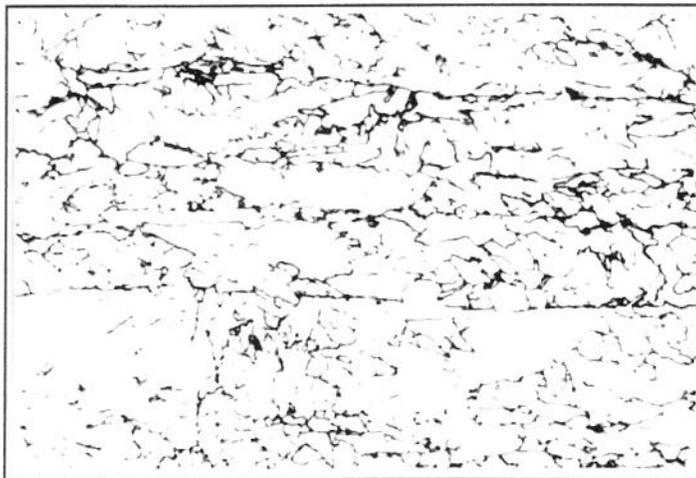
(b) 1000X

**Figura 5.12-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} submetido ao resfriamento ao ar.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A1121**

-Acabamento : 60,1% - de 950°C a 820°C
-Bobinamento : 508°C



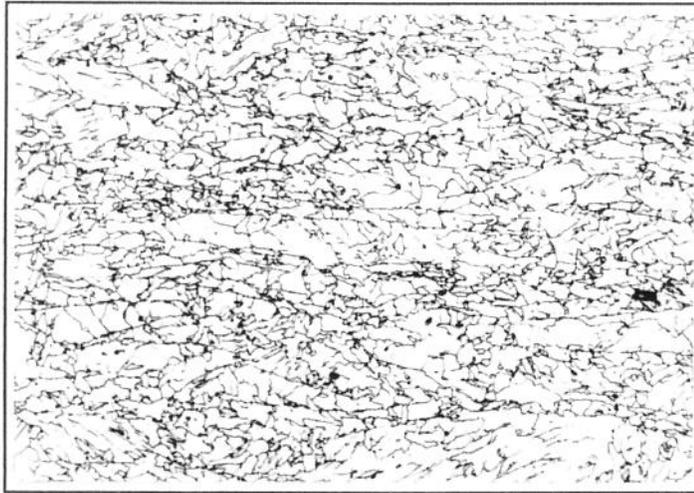
(a) 500X



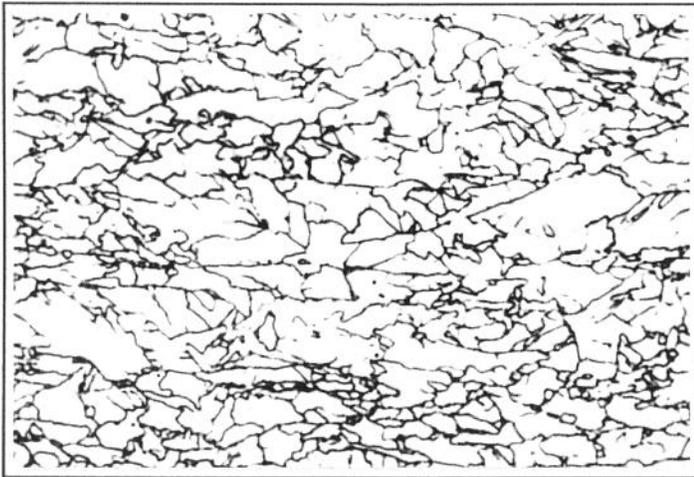
(b) 1000X

**Figura 5.13-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} bobinado a 425°C.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A1112**

-Acabamento : 59,3% - de 950°C a 825°C
-Resfriamento : 14,2°C/s



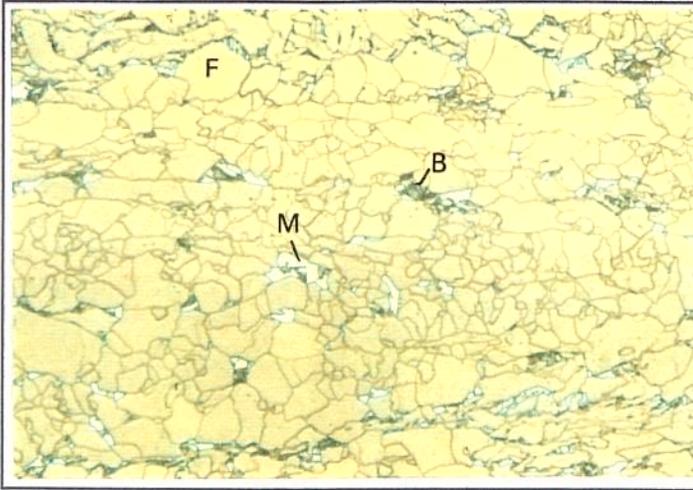
(a) 500X



(b) 1000X

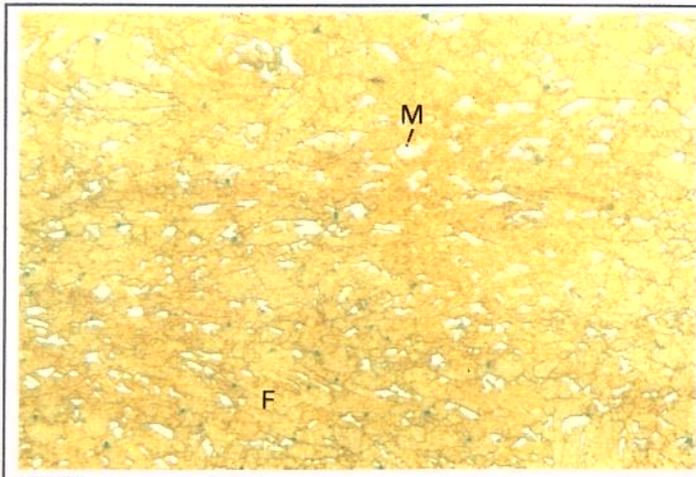
**Figura 5.14-Microestrutura do aço Nb-Ti-B_{10ppm} bobinado a 585°C.
Ataque : Reagente de Marshall. Amostra : A1113.**

-Acabamento : 60,0% - de 955°C a 810°C
-Resfriamento : 17,3°C/s



(a)-Aço Nb-Ti 400X

Temperatura de acabamento : 780°C
Resfriamento : 15°C/s até temperatura ambiente



(b)-Aço Nb-Ti-B_{7ppm} 400X

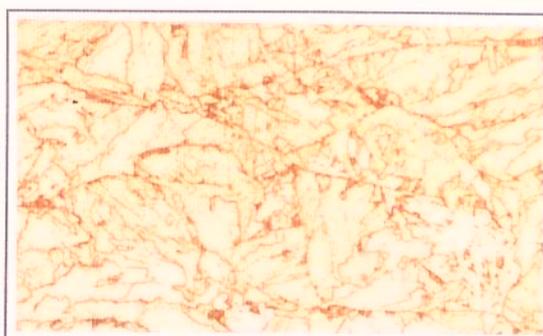
Temperatura de acabamento : 760°C
Resfriamento : Têmpera até temperatura ambiente

Figura 5.15-Exemplos da aplicação do reagente de LePera em amostras dos aços Nb-Ti(a) e Nb-Ti-B_{7ppm}(b)

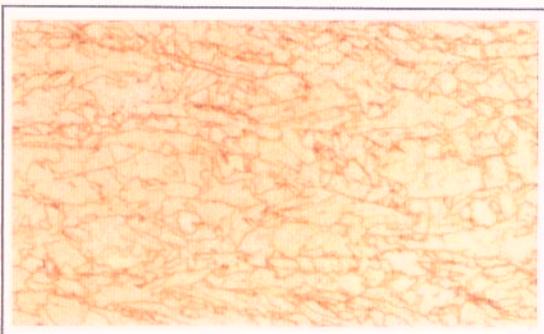
M-Martensita B-Bainita F-Ferrita

**(a)-Amostra A1111**Acabamento : 60,0% - de 955°C a 825°C

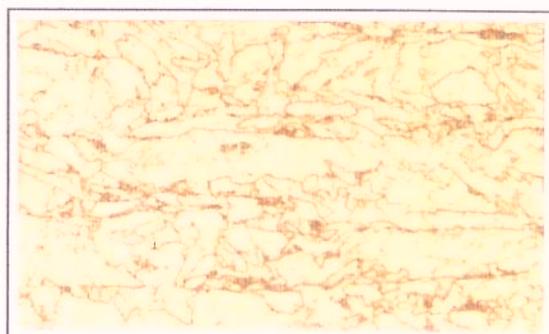
Resfriamento : 17,8°C/s até 505°C

**(b)-Amostra A1211**Acabamento : 41,3% - de 950°C a 825°C

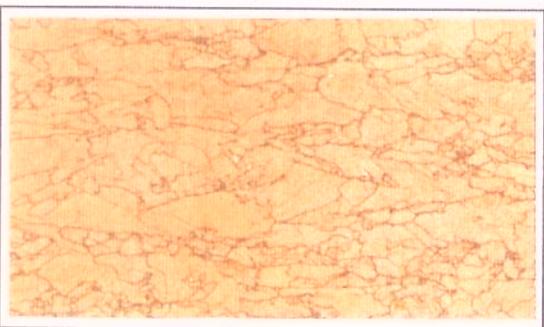
Resfriamento : 15,1°C/s até 494°C

**(c)-Amostra A2111**Acabamento : 58,7% - de 905°C a 780°C

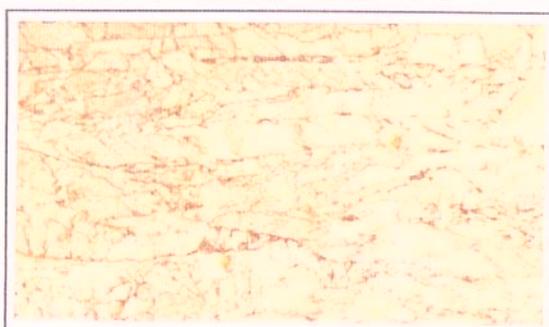
Resfriamento : 16,3°C/s até 497°C

**(d)-Amostra A3111**Acabamento : 58,7% - de 1000°C a 880°C

Resfriamento : 14,1°C/s até 490°C

**(e)-Amostra A1121**

Acabamento : 60,1% - de 950°C a 820°C

Resfriamento : ao ar até 508°C**(f)-Amostra A1112**

Acabamento : 59,3% - de 950°C a 825°C

Resfriamento : 14,2°C/s até 425°C**(g)-Amostra A1113**

Acabamento : 60,0% - de 955°C a 810°C

Resfriamento : 17,3°C até 585°C

Figura 5.16-Micrografias das amostras do aço Nb-Ti-B_{10ppm} atacadas com o reagente de LePera. Aumento 600X

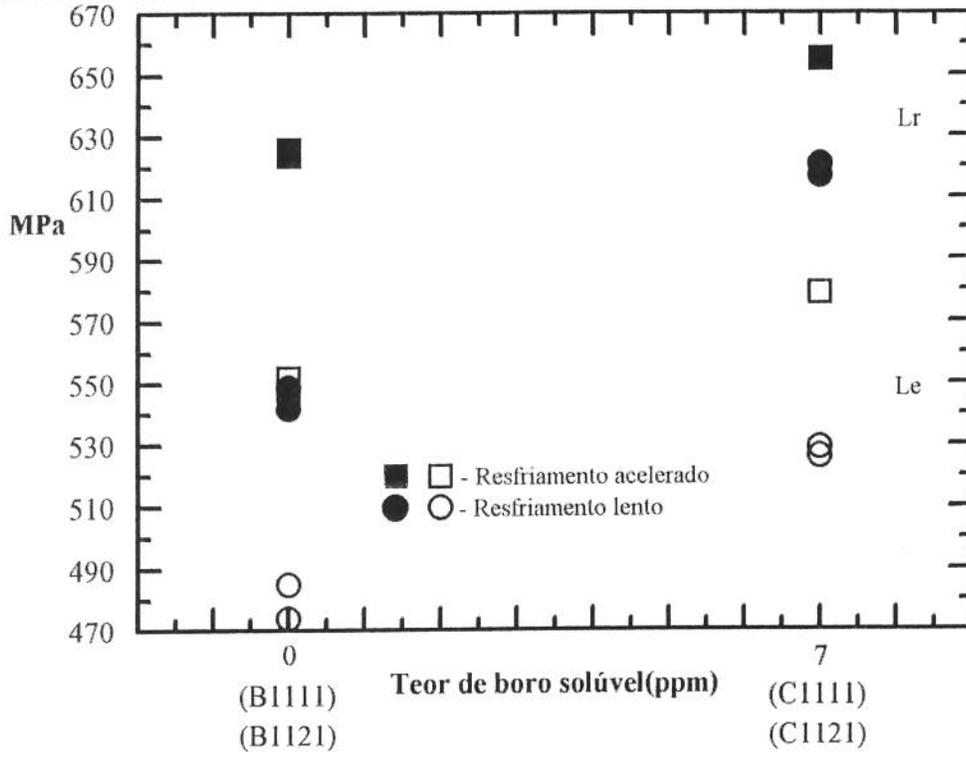


Figura 5.17a - Efeito da adição de boro na resistência mecânica

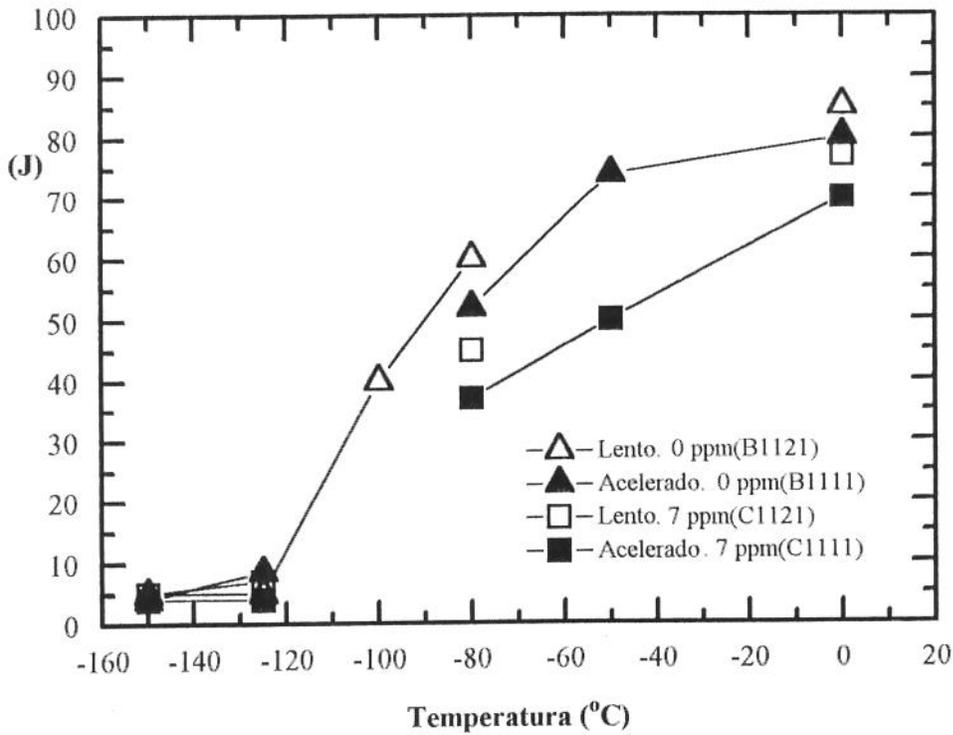


Figura 5.17b - Efeito da adição de boro na tenacidade

Figura 5.17 - Efeito da adição de boro nas propriedades mecânicas(5.17a-resistência mecânica; 5.17b-tenacidade)

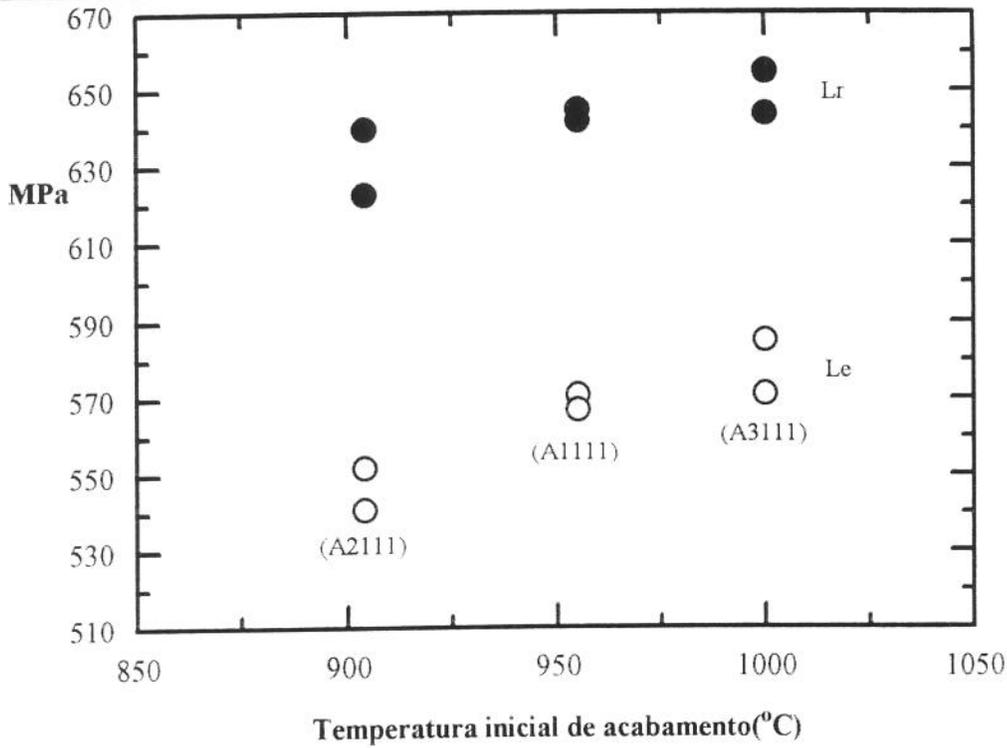


Figura 518.a - Resistência mecânica

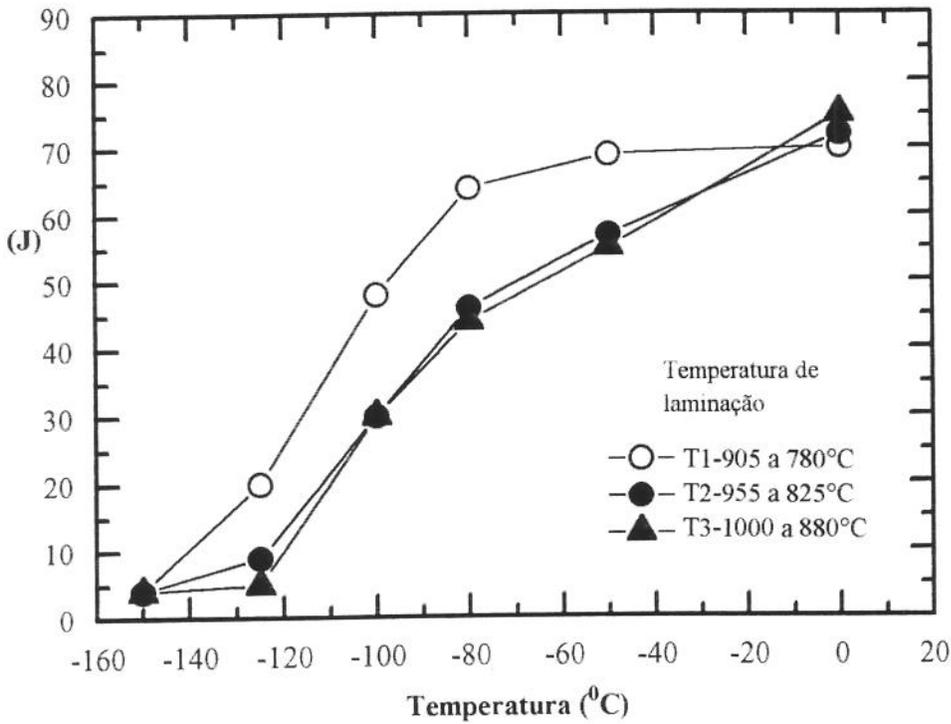


Figura 518.b - Tenacidade

Figura 5.18 - Efeito da faixa de temperatura de laminação da etapa de acabamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B_{10ppm} (5.18a-resistência mecânica; 5.18b-tenacidade)

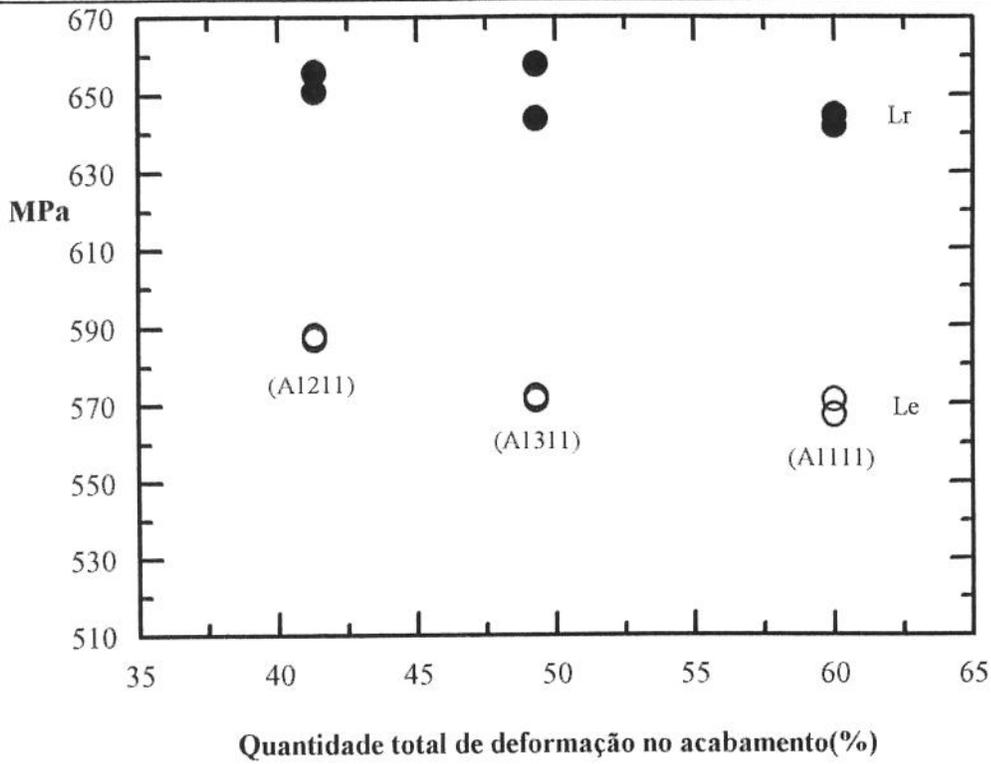


Figura 5.19a - Resistência mecânica

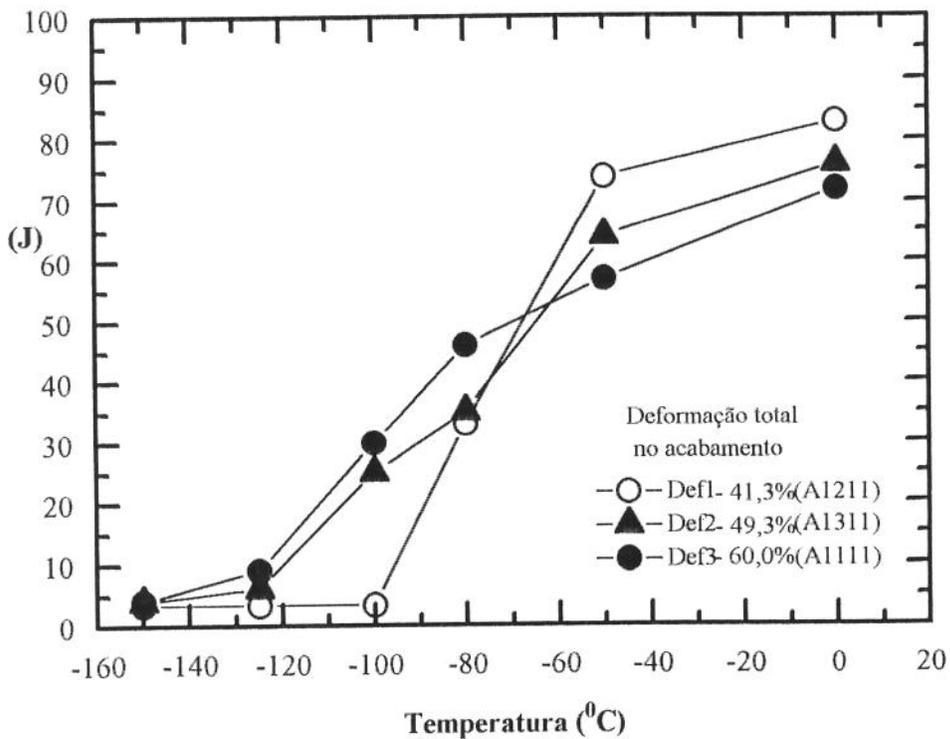


Figura 5.19b - Tenacidade

Figura 5.19 - Efeito da quantidade total de deformação aplicada na etapa de acabamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B_{10ppm} (5.19a-resistência mecânica; 5.19b-tenacidade)

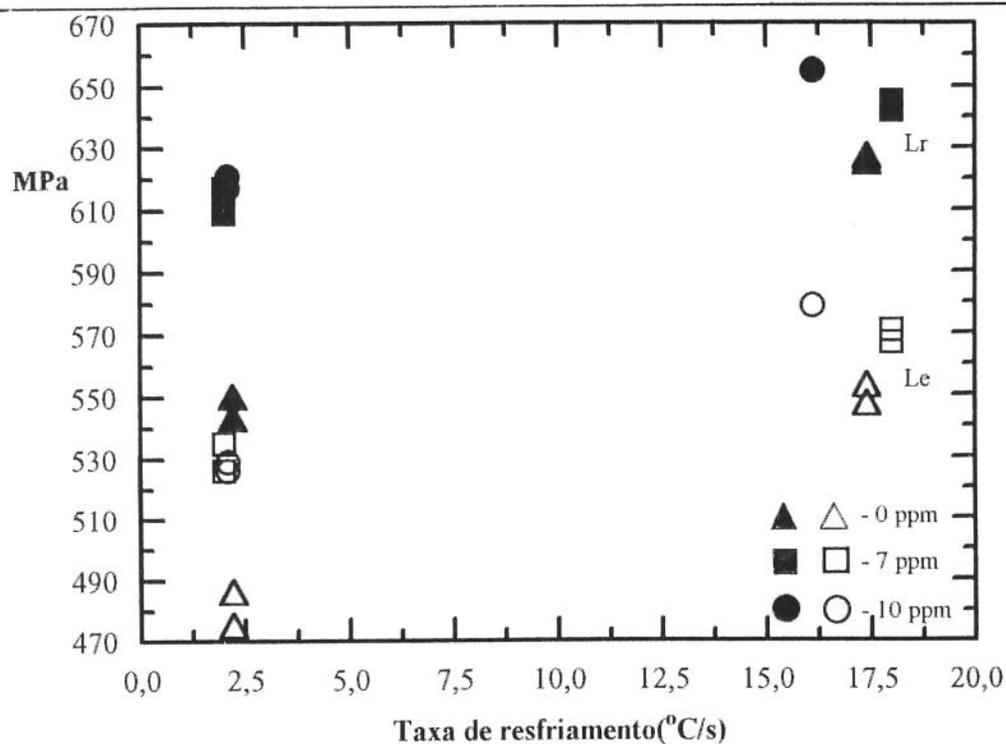


Figura 5.20a - Resistência mecânica

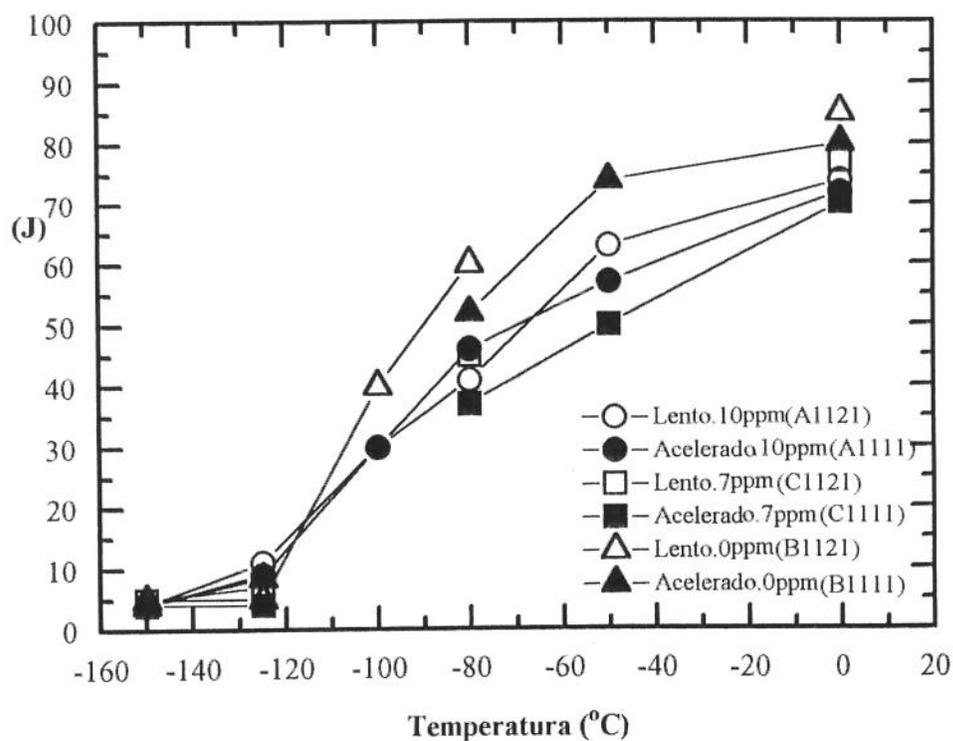


Figura 5.20b - Tenacidade

Figura 5.20 - Efeito da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas dos aços estudados (5.20a-resistência mecânica; 5.20b-tenacidade)

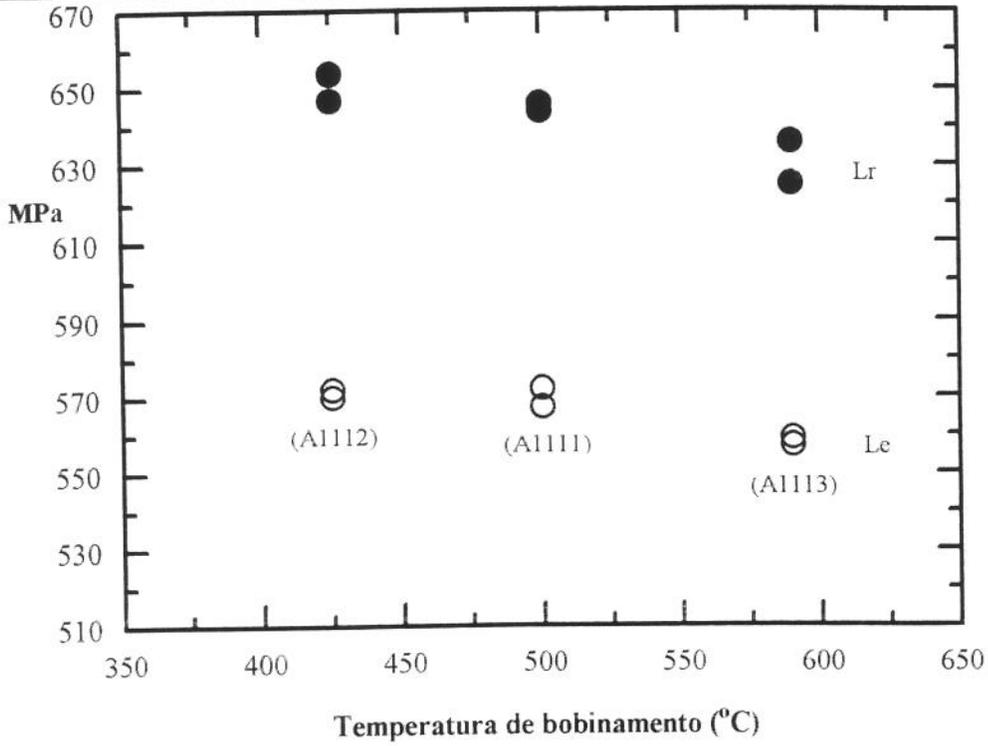


Figura 5.21a - Resistência mecânica

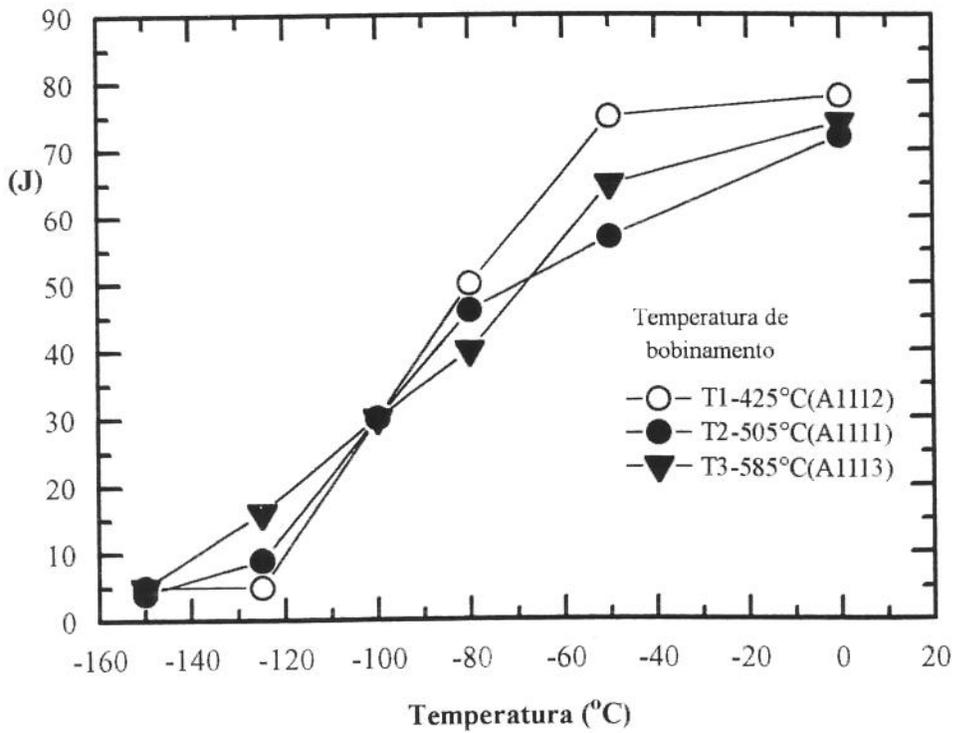


Figura 5.21b - Tenacidade

Figura 5.21 - Efeito da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti-B_{10ppm} (5.21a-resistência mecânica; 5.21b-tenacidade)

TABELA 5.1 - Condições Efetivas de Processamento Experimental nas Etapas de Reaquecimento e Desbaste

N° da amostra	Tipo de aço	Espessura inicial (mm)	Reaquecimento	Desbaste										
				Temperaturas no passe(°C)			Tempos entre passes(s)			Deformação total (%)	Tempo de espera (s)			
				P1	P2	P3	P1---P2	P2---P3	Total					
A1000	Nb-Ti-B _{10ppm}	30	1200 °C por 1 h	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
A1100	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1150	1104	1050	13	17	30	50	31			
A1110	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1150	1100	1050	17	12	29	"	22			
B1121	Nb-Ti	"	"	1150	1110	1057	12	13	25	"	16			
B1111	Nb-Ti	"	"	1155	1105	1050	15	15	30	"	29			
C1121	Nb-Ti-B _{7ppm}	"	"	1142	1104	1052	12	12	24	"	24			
C1111	Nb-Ti-B _{7ppm}	"	"	1155	1105	1050	14	16	30	"	19			
A1111	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1155	1110	1050	13	11	24	"	27			
A2111	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1160	1110	1055	13	12	25	"	43			
A3111	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1160	1110	1055	12	13	25	"	14			
A1211	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1160	1107	1050	16	13	29	"	30			
A1311	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1155	1105	1055	17	12	29	"	30			
A1121	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1160	1100	1050	--	--	--	"	--			
A1112	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1155	1105	1055	13	12	25	"	30			
A1113	Nb-Ti-B _{10ppm}	"	"	1160	1110	1060	14	12	26	"	30			

TABELA 5.II - Condições Efetivas de Processamento Experimental na Etapa de Acabamento

N° da amostra	Tipo de aço	Acabamento															Deformação total (%)	
		Temperaturas no passe(°C)						Tempos entre passes(s)					Espessura final (mm)					
		P1	P2	P3	P4	P5	P1---P2	P2---P3	P3---P4	P4---P5	Total							
A1000	Nb-Ti-B _{10ppm}	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	
A1100	Nb-Ti-B _{10ppm}	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	15,0	50,0
A1110	Nb-Ti-B _{10ppm}	945	925	900	875	820	5	5	5	7	22	5,8	61,3					
B1121	Nb-Ti	950	930	905	875	835	4	5	5	5	19	6,0	60,0					
B1111	Nb-Ti	930	900	880	860	815	5	5	5	9	24	6,2	58,7					
C1121	Nb-Ti-B _{7ppm}	950	910	890	865	835	7	4	5	3	19	5,9	60,1					
C1111	Nb-Ti-B _{7ppm}	950	905	860	830	805	10	6	5	3	24	6,1	59,3					
A1111	Nb-Ti-B _{10ppm}	955	920	890	870	825	4	4	4	6	18	6,0	60,0					
A2111	Nb-Ti-B _{10ppm}	905	855	833	800	780	10	5	5	4	24	6,2	58,7					
A3111	Nb-Ti-B _{10ppm}	1000	975	950	920	880	4	5	4	4	17	6,2	58,7					
A1211	Nb-Ti-B _{10ppm}	950	935	910	880	825	4	5	4	10	23	8,8	41,3					
A1311	Nb-Ti-B _{10ppm}	955	930	906	854	825	4	5	5	7	21	7,6	49,3					
A1121	Nb-Ti-B _{10ppm}	950	905	875	840	820	--	--	--	--	--	5,9	60,1					
A1112	Nb-Ti-B _{10ppm}	950	900	875	850	825	9	4	4	4	21	6,1	59,3					
A1113	Nb-Ti-B _{10ppm}	955	935	910	870	810	4	4	6	7	21	6,0	60,0					

TABELA 5.III - Condições Efetivas de Processamento Experimental nas Etapas de Resfriamento e Bobinamento

Nº da amostra	Tipo de aço	Tipo de resfriamento	Taxa média de resfriamento (°C/s)	Temperatura de bobinamento (°C)	Observação
A1000	Nb-Ti-B _{10ppm}	--	--	--	Têmpera após desenformamento
A1100	Nb-Ti-B _{10ppm}	--	--	--	Têmpera após tempo de espera
A1110	Nb-Ti-B _{10ppm}	--	--	--	Têmpera após acabamento
B1121	Nb-Ti	lento	2,2	502	
B1111	Nb-Ti	acelerado	17,4	475	
C1121	Nb-Ti-B _{7ppm}	lento	2,1	500	
C1111	Nb-Ti-B _{7ppm}	acelerado	16,1	475	
A1111	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	17,8	505	
A2111	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	16,3	497	
A3111	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	14,1	490	
A1211	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	15,1	494	
A1311	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	14,5	520	
A1121	Nb-Ti-B _{10ppm}	lento	2,1	508	
A1112	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	14,2	425	
A1113	Nb-Ti-B _{10ppm}	acelerado	17,3	585	

Tabela 5.IV - Resultados Efetivos dos Ensaios Mecânicos de Tração e Impacto Charpy

Número da amostra	Ensaio de tração		Ensaio de impacto charpy(energia absorvida-J) ¹							
	Le(MPa)	Lr(MPa)	0°C	-50°C	-80°C	-100°C	-125°C	-150°C		
B1121	474	542	85	85	55	48	5	--		
B1111	552	626	80	74	52	--	8,5	4		
C1121	526	617	77	--	45	--	7	5		
C1111	579	--	70	70	50	37	4	4		
A1111	571	645	72	57	46	30	9	4		
A2111	552	640	70	69	64	48	20	4		
A3111	571	644	75	55	44	30	5	4		
A1211	587	651	83	74	33	4	4	4		
A1311	571	658	76	64	35	25	6	4		
A1121	526	609	74	63	41	30	11	4		
A1112	570	654	78	75	50	30	5	5		
A1113	558	636	74	65	40	30	16	5		

¹ A energia absorvida refere-se na maioria dos casos à média de 03 ensaios

6. CONCLUSÕES

O estudo realizado em escala de laboratório investigou o efeito de parâmetros de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado na resistência mecânica e tenacidade de um aço baixo carbono microligado com nióbio, titânio e boro. Adicionalmente, verificou também a importância da adição de boro para obtenção de resultados superiores de propriedades mecânicas neste aço. Os resultados dos experimentos permitiram concluir:

Relativas ao efeito do boro nas propriedades mecânicas

- Foi comprovado o efeito benéfico do boro nas propriedades mecânicas do material. A presença de apenas 7ppm de boro solúvel em um aço baixo carbono microligado com nióbio e titânio e submetido a laminação controlada, aumentou o limite de escoamento e o limite de resistência com uma pequena queda na tenacidade a baixa temperatura. A temperatura de transição aumentou em aproximadamente 20°C, no entanto este valor pode ser minimizado pela aplicação de uma condição de laminação mais severa. O ganho de resistência mecânica foi resultado da formação de estruturas aciculares, contendo elevada densidade de discordâncias, em função do aumento da temperabilidade do aço pela adição de boro. A preservação, de certa forma, da tenacidade foi atribuída ao refino da estrutura em função da prática da laminação controlada e também pelo baixo teor de carbono do aço.

Relativas aos efeitos de parâmetros de laminação e resfriamento

- Para as condições de resfriamento acelerado aplicadas nos experimentos, o aumento da quantidade total de deformação e o abaixamento das temperaturas dos passes de laminação da etapa de acabamento, mostraram-se importantes para preservar a tenacidade, no entanto, resultaram numa pequena queda da resistência mecânica. As razões para isto estão no fato de que as condições acima contribuíram para a formação da ferrita poligonal. Para as condições de laminação controlada realizadas, o aumento da taxa de resfriamento e o abaixamento da temperatura de bobinamento melhoraram a resistência mecânica sem prejuízo à tenacidade, pois favoreceram a transformação da austenita em estruturas aciculares refinadas. A aplicação de elevadas taxas de resfriamento até baixas temperaturas de bobinamento a partir de uma austenita severamente deformada e não recristalizada parece ser um caminho correto para obtenção de um balanço ótimo entre resistência mecânica e tenacidade.

Relativas ao procedimento experimental

- Foi possível, apesar das limitações impostas pelas características dos equipamentos disponíveis para os experimentos, simular a prática de laminação controlada em dois estágios seguida de resfriamento acelerado e resfriamento lento final representativos do processo de laminação de tiras a quente, obtendo-se produtos com características microestruturais e mecânicas típicas dos aços bainíticos de baixo carbono. No entanto, não se pode deixar de reconhecer a necessidade do desenvolvimento de um aparato mais apropriado para a simulação da etapa de resfriamento acelerado.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Investigar a soldabilidade de aços bainíticos de baixo carbono pelo processo de soldagem por resistência elétrica de alta frequência, para fabricação de tubos de alta resistência, pois parece ser uma aplicação promissora para este tipo de aço.
- Estudar o efeito, nestes aços, da aplicação de diferentes taxas de resfriamento para uma ampla faixa de valores, bem como de diferentes rotas de resfriamento. Para isto parece ser fundamental o desenvolvimento de um aparato experimental que permita a simulação da prática de resfriamento acelerado, com interrupção, de maneira precisa e reproduzível.
- Avaliar o efeito das precipitações na ferrita e na austenita nas propriedades mecânicas destes aços.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- BARDGETT, W. E., REEVE, L. Mechanical Properties of Low-Carbon, Low-Alloy Steels Containing Boron. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 277-294, nov. 1949.
- 2- IRVINE, K. J., PICKERING, F. B., HESELWOOD, W. C., ATKINS, M. The Physical Metallurgy of Low-Carbon, Low-Alloy Steels containing Boron. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 54-67, may 1957.
- 3- IRVINE, K. J., PICKERING, F. B. Low-Carbon Bainitic Steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 292-309, dec. 1957.
- 4- IRVINE, K. J., PICKERING, F. B. The Metallography of Low-Carbon Bainitic Steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 101-112, feb. 1958.
- 5- IRVINE, K. J., PICKERING, F. B. The Impact Properties of Low Carbon Bainitic Steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, p. 518-531, jun. 1963.
- 6- PICKERING, F. B. High-Strength, Low-Alloy Steels-A Decade of Progress. In: **Proceedings of Microalloying'75**, 1975, New York, Union Carbide Corporation, session 1, p. 3-24.
- 7- McEVILY, A. J., DAVIES, R. G., MAGEE, C. L., JOHNSTON, T. L. Structure, Hardenability and Toughness of Low-Carbon High-Strength Steels. In: **Transformation and Hardenability in Steels**, 1967, Ann Arbor, Climax Molybdenum Company Symposium, p.179-191.
- 8- LANDER, H. N., SMITH, Y. E., MIHELICH, J. L. Observations on the Versatility of Mn-Mo-Nb Controlled-Transformation Steels. **Transactions ISIJ**, v. 14, p. 419-424, 1974.
- 9- TITHER, G., LAVITE, M. Beneficial Stress-Strain Behavior of Moly-Columbium Steel Line Pipe. **Journal of Metals**, p. 15-23, sept. 1975.
- 10-TITHER, G., COLDREN, A. P., MIHELICH, J. L. Molybdenum Steels for Pipelines. **Canadian Metallurgical Quarterly**, vol. 14, n. 4, p. 345-353, 1975.
- 11-CIVALLERO, M. A., PARRINI, C., PIZZIMENTI, N. Production of Large-Diameter High-Strength, Low-Alloy Pipe in Italy. In: **Proceedings of Microalloying'75**, Union Carbide Corporation, 1975, New York, session 1, 1977, p. 451-469.
- 12-NAKASUGI, H., MATSUDA, H., TAMEHIRO, H. Ultra-Low Carbon Bainitic Steel for Line Pipes. In: **Conference on Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings**, 1981, London, paper 9, 16p.

- 13-TAIRA, T., MATSUMOTO, K., KOBAYASHI, Y., TAKESHIGE, K., KOZASU I. Development of Super Tough Acicular Ferrite Steel For Line Pipe-Optimization of Carbon and Niobium Content in Low-Carbon Steel. In: **HSLA Steels Technology & Applications Conference Proceedings**, ASM, 1983, Philadelphia, p. 723-731.
- 14-MEYER, L. C. O., RATNAPULI, R. C., MURTA, A. I. P., SANTOS, D. B. Análise da Fabricação de Aços Bainíticos de Baixo Carbono em Linhas de Tiras a Quente. In: **49º Congresso Internacional de tecnologia Metalúrgica e de Materiais**, ABM, 1994, São Paulo, v. 8, p. 13-32.
- 15-LAZZARI, V., MACHADO, S., SILVA, C., NETO, O., MOREIRA, J. Industrial Data on the First API X80 Line Pipe Produced in Latin America. In: **Proceedings of Microalloying'88**, ASM, 1988, Chicago, p. 87-94.
- 16-BRAMFITT, B. L., SPEER, J. G. A Perspective on the Morphology of Bainite. **Metallurgical Transactions A**, vol. 21, n. 4, p. 817-829, apr. 1990.
- 17-OHMORI, Y., OHTANI, H., KUNITAKE, T. The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels. **Transactions ISIJ**, vol. 11, p. 251-259, 1971.
- 18-BAINITE COMMITTEE OF IRON & STEEL INSTITUTE OF JAPAN. Continuous Cooled ZW Microstructure of Low Carbon Steels. Atlas for Bainitic microstructure, **ISIJ**, v. 1, 1992, 169p.
- 19-KRAUSS, G., THOMPSON, S. W. Overview of Low Carbon Steel Microstructures. In: **International Symposium of New Aspects of Microstructure in Modern Low Carbon High Strength Steels**, ISIJ, 1994, Tokyo, p. 1-5.
- 20-PIZZIMENTI, N., DeVITO, A.; BUFALINI, P., PONTREMOLI, M. Production and Properties on Pipeline Steels With Non - Polygonal Ferrite Microstructure. In: **Niobium proceedings of the International Symposium**, 1981, San Francisco, p. 803-833.
- 21-TANAKA, T. Properties of controlled-rolled steels. In: TAMURA, I., SEKINE, H., TANAKA, T., OUCHI, C. **Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels**. London: Butter Worths, 1988, Chap. 10.2.3, p. 182-186.
- 22-DIETER, G. E. Fundamentos de Metalurgia-Deformação plastica de Monocristais. In: DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 2. ed. London : McGraw-Hill, 1976 Chap. 4.6, p. 124-127.
- 23-GLADMAN, T., DULIEU, D., McIVOR, I. Structure-Property Relationships in High-Strength Microalloyed Steels. In: **Proceedings of Microalloying'75**, Union Carbide Corporation 1975, New York, session 1, p. 32-59.
- 24-BHADESHIA, H. K. D. H. Production and Metallurgy of Advanced Bainitic Steels. **Steel Technology International**, p. 289-294, 1989.

- 25-TAMEHIRO, H., MURATA, M., HABU, R., NAGUNO, M. Optimum Chemical Composition and Thermomechanical Processing Condition for Niobium-Boron Steel. **Transactions ISIJ**, v. 27, n. 2, p.130-138, 1987.
- 26-TAMEHIRO, H., MURATA, M., HABU, R., NAGUMO, M. Optimun Microalloying of Niobium and Boron in HSLA Steel for Thermomechanical Processings. **Transactions ISIJ**, v. 27, n. 2, p. 120-129, 1987.
- 27-ROBERTS, W. Recent Innovations in Alloy Design and Processing of Microalloyed Steels. In: **HSLA Steels Technology and Applications Conference Proceeding**, ASM, 1983, p. 33-63.
- 28-NIPPON STEEL CORPORATION. **On the Use of Boron in NSC'S LCB Line Pipe Steel**, Oct. 1982, 26p. (Relatório).
- 29-COLLINS, L. E., BOYD, J. D., JACKMAN, J. A., BAILEY, D., KRISHNADEV, M. R., DIONE, S. Effects of Thermomechanical Processing on Microstructure and Properties of Ultra Low Carbon Bainitic Steels. in: **Proceedings of Microalloying'88**, ASM, 1988, Chicago, p. 607-615.
- 30-KWON, O., CHANG, R. W., RO, K. S., LEE, W. S. Effects of Compositon and Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Low Carbon Bainitic Steels. In: **Proceedings of Microalloying'88**, ASM, 1988, Chicago, p. 463-470.
- 31-TANAKA, T. Controlled Rolling of Steel Plate and Strip. **International Metals Reviews**, n. 4, p. 185-212, apr. 1981.
- 32-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.
- 33-DeARDO, A. J. Accelerated Cooling: A Physical Metallurgy Perspective. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 27, n. 2, p. 141-154, 1988.
- 34-INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE. **High Strength Low Alloy Steels**. Linepipe Steels, Chapter 3, p 1-15, 1987.
- 35-ASTM A 370-94, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. In: **Annual Book of ASTM Standards**, Iron and Steel Products, Steel-Structural, Reinforcing, Pressure Vessel, Railway, Philadelphia, v. 01.04, Section 1, p. 161-206, 1995.
- 36- SEREDYNSK, F., TAROKH, M. Roll Force Estimation in Plate Rolling. **JISI**, p. 695-697, jul. 1970.
- 37-WIEDERMANN, J., WOJTAS, J., STEPIEN, J. Etchant for Revealing Prior Austenite Grain in Alloy Steel. **Pract. Met.**, v. 25, p. 449-455, 1988.
- 38-HAWKINS, D. N. An Etchant for Revealing the Substructure in Low-Carbon Steels. **Metallography**, v. 14, p. 61-68, 1981.

- 39-LEPERA, F. S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. **Journal of Metals**, p. 38-39, mar. 1980.
- 40-ASTM E112-88. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. In: **Annual Book of ASTM Standards**, Metals Test Methods and Analytical Procedures, Metals-Mechanical Testing; Elevated and Low-Temperature Tests; Metallography, Philadelphia, v. 03.01, Section 3, p. 228-253, 1995.
- 41-SARMENTO, E. C., EVANS, J. F. Efeito da Deformação Acumulada e da Recristalização Dinâmica na Resistência à Deformação de Aços Alta Resistência Baixa Liga Durante a Laminação de Tiras a Quente. **Metalurgia**, ABM, v. 47, n. 400, p. 492-498, dez. 1991.
- 42-DEBRAY, B. TERACHER, P., JONAS, J. J. Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of an As-Hot Rolled Ferrite-Bainite Sheet Steel. In: **35th Mechanical Working Steel Processing Conference**, AIME-ISS, Pittsburgh, 1993, 11p.
- 43-MEYER, L., C., O., **Análise de Fabricação de Aços Bainíticos de Baixo Carbono em Linha de Tiras a Quente**. Belo Horizonte: UFMG, jun. 1994. 220p. Dissertação (Mestrado em Metalurgia Física) - Escola de Engenharia. Universidade Federal de Minas Gerais, 1994. 254p.
- 44-BELLON, J. C., MEI, P. R., KESTENBACH, H. J. Efeito das Condições de Tratamento Termomecânico nas Propriedades de um Aço Baixo Carbono Microligado ao Nióbio, Titânio e Boro. In: **47º Congresso Anual da ABM**, Belo Horizonte, 1992, v. 4, p. 11-29.
- 45-RUDDLE, G. E., VOYZELLE, B., BOWKER, J. T., COLLINS, E. Effects of Accelerated Cooling Parameters on Hot-Rolled Steel Plate Properties. In: **34th Mechanical Working Steel Processing Conference**, AIME-ISS, Pittsburgh, 1993, v. xxx, p. 19-29.
- 46-HULKA, K., GRAY, J. M., HEISTERKAMP, F. Metallurgical Concept and Full-Scale Testing of a High Toughness, H₂S Resistant 0.03%C-0.10%Nb Steel. **Niobium Technical Report**, CBMM, NbTR 16/90, aug. 1990, 83p.