

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

Dissertação de Mestrado

“Processamento de Aço Ferrita-Bainita de Alta Resistência
no Laminador de Tiras a Quente da ARCELORMITTAL
TUBARÃO”

Autor: Gleyson Marcos Barbosa

Orientador: Dagoberto Brandão Santos

Co-orientadores: Gladstone de Souza Guerra

Julio Cezar Bellon

Maio - 2008

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

Gleyson Marcos Barbosa

PROCESSAMENTO DE AÇO FERRITA-BAINITA DE ALTA RESISTÊNCIA NO
LAMINADOR DE TIRAS A QUENTE DA ARCELORMITTAL TUBARÃO

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

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Co-orientadores: Gladistone de Souza Guerra

Júlio Cezar Bellon

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

Maio - 2008



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



Dissertação intitulada "Processamento de aço ferrita-bainita de alta resistência no laminador de tiras a quente da ArcelorMittal Tubarão", área de concentração: Metalurgia Física, apresentada pelo candidato Gleyson Marcos Barbosa, para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas, aprovada pela comissão examinadora constituída pelos seguintes membros:

Prof. Dagoberto Brandão Santos
Orientador - Dr. (UFMG)

Prof. Paulo José Modenesi
PH.D. (UFMG)

Prof. Paulo César de Matos Rodrigues
Dr. (UFMG)

Júlio Cezar Bellon
M.Sc. (ArcelorMittal)

Prof. Vicente Tadeu Lopes Bueno
Coordenador do Curso de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Minas - CPGEM

Belo Horizonte, 29 de maio de 2008

A Deus, por tudo.

À minha esposa pelo apoio e companheirismo.

Aos meus pais pela educação, pelos bons exemplos e pela dedicação.

Aos meus familiares e amigos, pelo farto apoio dado em toda minha vida.

AGRADECIMENTOS

A ArcelorMittal Tubarão, nas pessoas de Luiz Antônio Ribeiro do Valle e Francisco Coutinho Dornelas, pela oportunidade de realizar este trabalho.

A Universidade Federal de Minas Gerais pelos recursos acadêmicos e ao professor Dagoberto Brandão Santos pela orientação.

Aos colegas Julio Cezar Bellon e Gladistone de Souza Guerra pela co-orientação e apoio dado principalmente na parte experimental.

Aos colegas de trabalho da Gerência de Controle Técnico de Produção de Placas e Bobinas pelo apoio e discussões.

Aos colegas da Gerência de Produção de Bobinas pelo apoio durante a produção dos lotes experimentais.

Ao CIT, Centro de Informações Técnicas da ArcelorMittal Tubarão, nas pessoas de Ieda Lucia de Souza e Ruslana F. de C. Avelar, pelo apoio na etapa de revisão bibliográfica.

Aos colegas Yukio Nishida, Sueli Bazoni dos Santos, Rogério Dias Paim, Marco Antônio Barcelos e Elcy Nogueira de Souza Filho, todos do Laboratório de Metalurgia Física da ArcelorMittal Tubarão, pela ajuda na realização das análises metalográficas e confecção das micrografias.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS.....	III
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE NOTAÇÕES.....	X
RESUMO.....	XII
ABSTRACT.....	XIII
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS.....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS.....	4
3.1.1. Microestruturas Presentes em aços ARBL.....	4
3.1.2. Transformação Bainítica.....	9
3.1.3. Mecanismos de Endurecimento nos Aços ARBL.....	22
3.2. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA COM ESTRUTURA FERRITA-BAINITA	31
3.2.1 Características	31
3.3. PROCESSAMENTO DOS AÇOS ARBL.....	34
3.3.1. Reaquecimento da Placa	34
3.3.2. Laminação de Desbaste.....	36
3.3.4. Laminação de Acabamento	36
3.3.5. Resfriamento Acelerado.....	38
3.4. LAMINADOR DE TIRAS A QUENTE DA ARCELORMITTAL TUBARÃO	41
4. METODOLOGIA.....	47
4.1.MATERIAL UTILIZADO.....	47
4.2. PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO	47
4.2.1. Reaquecimento das Placas	48
4.2.2. Laminação de Desbaste.....	48
4.2.3. Bobinadeira de Esboço (“Coil Box”).....	48
4.2.4. Laminação de Acabamento	49
4.2.5. Resfriamento Acelerado.....	49
4.2.6. Bobinamento	49
4.3. ENSAIOS MECÂNICOS	50
4.4. ENSAIOS METALOGRAFICOS.....	51
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	52
5.1. PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO	52
5.2. MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS	53
6. CONCLUSOES.....	75
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	76
8) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77

Figura 3.17 - Efeito do teor de nióbio na temperatura de crescimento do grão austenítico – Aço base 1,4%Mn – 0,01%P – 0,01%S – 0,25%Si.	26
Figura 3.18 – Efeito da adição dos elementos microligantes na T_{nr} .	27
Figura 3.19 – Variação da temperatura de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ com a adição de elementos microligantes.	29
Figura 3.20 – Efeito da fração volumétrica e do tamanho dos precipitados de NbC no aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação.	30
Figura 3.21 – Aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação para teores de carbono entre 0,01 e 0,50%.	30
Figura 3.22 - Exemplos de aplicações de aço com estrutura ferrita-bainita em veículos automotores.	32
Figura 3.23 – TRC do aço com 0,08%C; 1,10%Mn e 0,033%Nb.	33
Figura 3.24 – TRC do aço com 0,07% C, 1,32 %Mn e 0,036%Nb.	33
Figura 3.25 – Aumento do limite de escoamento e limite de resistência relacionado ao aumento da fração bainítica.	34
Figura 3.26 - Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Tempo de encharque igual a 15 min a 1100°C (A), 1200°C (B) e 1250°C (C).	35
Figura 3.27 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Encharque a 1200°C durante 60 min (A), 90 min (B) e 120 min (C).	36
Figura 3.28 – Tamanho de grão ferrítico produzido a partir da austenita recristalizada e austenita deformada abaixo de T_{nr} para vários valores de S_v .	37
Figura 3.29 – Efeito da redução na laminação e do tamanho de grão austenítico prévio no valor de S_v .	38
Figura 3.30– Efeito do tamanho do grão austenítico e da taxa de resfriamento no tamanho do grão ferrítico.	39
Figura 3.31 – Efeito da taxa de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti).	40
Figura 3.32 –Efeito da temperatura de fim de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti).	41
Figura 3.33 – Forno de reaquecimento de placas.	42
Figura 3.34– Laminador de desbaste de esboço.	42
Figura 3.35 – Bobinadeira de esboço	43
Figura 3.36 – Laminador de acabamento.	44
Figura 3.37 – Mesa de resfriamento.	44

Figura 3.38 – Representação esquemática das EF's previstas para o laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO.	45
Figura 3.39 – Bobinadeiras Hidráulicas do laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO.	45
Figura 3.40 – Layout do laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO.	46
Figura 4.1 – Representação esquemática do processamento termomecânico controlado realizado.	48
Figura 4.2 – TRC do aço com 0,07% C, 1,32 %Mn e 0,036%Nb (Gorni, 2007) e pontos visados no processamento termomecânico em escala industrial.	50
Figura 4.3 – Dimensões dos CPs para os ensaios de tração.	51
Figura 5.1 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 1. Ataque: Nital 4%.	54
Figura 5.2 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 2. Ataque: Nital 4%.	55
Figura 5.3 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 3. Ataque: Nital 4%.	56
Figura 5.4 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 4. Ataque: Nital 4%.	57
Figura 5.5 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 5. Ataque: Nital 4%.	58
Figura 5.6 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 6. Ataque: Nital 4%.	59
Figura 5.7 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 7. Ataque: Nital 4%.	60
Figura 5.8 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 8. Ataque: Nital 4%.	61
Figura 5.9 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 9. Ataque: Nital 4%.	62
Figura 5.10 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 10. Ataque: Nital 4%.	63
Figura 5.11 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 11. Ataque: Nital 4%.	64
Figura 5.12 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 12. Ataque: Nital 4%.	65
Figura 5.13 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura apresentando pequenas porções de consituíntes “MA” – Condição 03. Ataque: LePera.	66
Figura 5.14 - Efeito da temperatura de acabamento na resistência mecânica.	67
Figura 5.15 - Efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica.	68
Figura 5.16 - Efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento em grupos com diferentes faixas de temperatura de acabamento.	69
Figura 5.17 - Comparação do LR observado e calculado conforme equação 5.1.	70
Figura 5.18 - Comparação do LE observado e calculado conforme equação 5.1.	70

Figura 5.19 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de escoamento.	71 ^d
Figura 5.20 - Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência.	71
Figura 5.21 - Efeito da temperatura de acabamento no alongamento total	72
Figura 5.22 - Efeito da temperatura de bobinamento no alongamento total.	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1	Composição química da corrida produzida e temperaturas de transformações calculadas.	47
Tabela 5.1	Temperaturas obtidas durante experimento industrial.	53
Tabela 5.2	Resultados obtidos através das análises realizadas.	74

LISTA DE NOTAÇÕES

A_p	- alongamento total
A_{e1}	- temperatura que separa os campos das fases ferrita e ferrita-austenita de uma liga específica
A_{e3}	- temperatura que separa os campos das fases ferrita-austenita e austenita de uma liga específica
A_{r1}	- temperatura de fim de transformação ferrítica durante o resfriamento da austenita
A_{r3}	- temperatura de início de transformação ferrítica durante o resfriamento da austenita
ARBL	- alta resistência e baixa liga (<i>HSLA - high strength low alloy</i>)
B	- bainita
B_i	- Temperatura de início de transformação bainítica
C_{eq}	- carbono equivalente
ϵ	- carboneto épsilon
EF	- Estratégia de Resfriamento do <i>Laminar Flow</i>
FP	- ferrita poligonal
FB 590	- Aço Ferrita Bainita com 590 Mpa de Limite de Resistência
$LE_{0,5\%}$	- limite de escoamento a 0,5%
LR	- limite de resistência
LTD	- laminador de tiras a quente
P	- perlita
R	- coeficiente de correlação de Pearson
RA	- Redução de área total
RE	- Razão elástica
S_v	- área interfacial de austenita por unidade de volume
TA	- temperatura de acabamento
TB	- temperatura de bobinamento
TG	- tamanho de grão
T_o	- Temperatura de equilíbrio
T_{nr}	- temperatura de não-recristalização

ZTA - Zona Termicamente Afetada
 α - ferrita
 γ - austenita

RESUMO

Aços laminados a quente com estrutura ferrítica bainítica tendem a apresentar alta resistência e alongamento, características favoráveis para emprego em várias aplicações da indústria automobilística. Visado atender as necessidades do referido setor, a ARCELORMITTAL TUBARÃO iniciou desenvolvimento da produção dessa família de aços em sua linha de laminação a quente.

Neste trabalho buscou-se avaliar, em escala industrial, o efeito da temperatura de acabamento (TA) e temperatura de bobinamento (TB) na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço laminado a quente com estrutura ferrítica bainítica. Constatou-se que, nas faixas avaliadas, o abaixamento da TA e TB resultaram em aumento do limite de resistência devido refinamento de grão e presença de microestruturas aciculares. Tendência de queda do LE foi observada na condição de TB estava que 440°C e TA maior que 860°C, sendo que este fato pode estar associado à geração de discordâncias móveis devido formação das ilhas de bainita/martensita entre a matriz macia de ferrita e/ou devido a precipitação insuficiente de Nb(CN). O alongamento apresentou uma correlação forte com a TB, apresentando uma tendência de queda com o abaixamento deste parâmetro.

ABSTRACT

Hot rolled ferrite bainite steels are able to balance high strength and elongation, characteristic which match requirements of many applications on the automobilist industry. In order to support this sector, ARCELORMITTAL TUBARÃO started a project to develop such steel family on its hot strip mill line.

This project was developed to evaluate, within an industrial experiment, the effect of finishing delivery temperature (FDT) and coiling temperature (CT) on the microstructure and mechanical properties of hot rolled ferrite bainite steel. It was observed that the lowering of FDT and CT increases the UTS due the grain refinement and presence of acicular constituents. The YS was diminished when the CT was lower than 440°C and FDT higher than 860°C. This probably is due the formation of martensite/bainite islands within the soft ferrite grains or due the incomplete NbCN precipitation. Elongation has presented a strong relationship with CT, getting lower when this parameter was decreased.

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas a sociedade tem experimentado uma série de pressões para promover o desenvolvimento tecnológico de produtos e processos. Aspectos econômicos, ambientais, estratégicos e culturais têm traçado o destino deste cenário, criando novas oportunidades, desafios e exigências.

Visto o cenário de aquecimento global e aumentos do preço do petróleo bruto, espera-se um crescimento na utilização de aços de alta resistência na indústria automobilística, na busca de diminuição do peso veicular para redução do consumo de combustível e viabilização da implementação de novos itens de segurança. Aço laminado a quente tem sido vastamente usado em chassis e partes internas, que juntos perfazem até 25% do peso do corpo veicular, e em alguns componentes estruturais onde a capacidade de proteger os ocupantes é altamente demandada (Takahashi, 2003). A redução do peso de veículos tem sido alcançada com a diminuição da espessura e uso de aço de alta resistência em partes estruturais. Dessa forma, aliando classes de aços ultra resistentes, técnicas avançadas de montagem e design inovadores, a indústria automobilística persegue uma meta arrojada de diminuir o peso do corpo veicular em 25 a 30% (Yoshitake, 2007). Alinhada às mesmas diretrizes, a siderurgia global têm criado programas de desenvolvimento e cooperação técnica tais como o projeto ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body). Como fruto, no meio industrial tem se tornado cada vez mais freqüente a inclusão de temas inovadores, tais como desenvolvimento de aços *Dual Phase*, *Multi Phase*, *Trip*, *Twip*, com efeito *Bake Hardening*, etc.

Impulsionado por pressões econômicas e ambientais, o desenvolvimento de aços de Alta Resistência e Baixa Liga tem ganhado espaço visto a oportunidade de, com o aumento de resistência mecânica, diminuir o peso de partes de veículos automotores. Neste contexto, os aços com estrutura ferrítica-bainítica têm mostrado um seguimento promissor visto conciliar alta resistência e alongamento, combinação adequada para peças que solicitam boa conformabilidade.

Com este trabalho, é buscado o conhecimento da influência da temperatura de acabamento e bobinamento, parâmetros do processo de laminação a quente, na

microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço com estrutura ferrítica bainítica. Dessa forma, pretende-se desenvolver prática de processamento industrial no laminador de tiras a quente da ArcelorMittal Tubarão.

2. OBJETIVOS

- Estudar o efeito da temperatura de acabamento e de bobinamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas em um aço com microestrutura ferrita-bainita microligado ao Nb contendo $C_{\text{máx}}$ de 0,10%, $Mn_{\text{máx}}$ de 1,60% e $Si_{\text{máx}}$ de 0,15%;
- Desenvolver, para o aço estudado, uma prática de processamento industrial no laminador de tiras a quente da ArcelorMittal Tubarão.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Considerações gerais

O entendimento pleno de aspectos importantes de aços ARBL requer conhecimento de suas microestruturas típicas, como as mesmas se formam, como contribuem na definição das propriedades mecânicas, etc. Assim, nesta revisão bibliográfica buscou-se relatar conhecimentos gerais relativos aos aços que se encaixam na categoria de ARBL.

3.1.1. Microestruturas Presentes em aços ARBL

3.1.1.1. Ferrita

Ferrita (Ferro alfa) apresenta uma estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado), é um material de baixa dureza e alta ductilidade. Apresenta uma solubilidade máxima de carbono igual a 0,02% a 727°C e diminui para 0,008% à temperatura ambiente. É ferro magnética até 768°C (Temperatura Curie).

Átomos de carbono provocam uma deformação anisotrópica na estrutura CCC da ferrita. Isto se deve ao fato dos átomos de ferro da rede cristalina não serem equidistantes em relação aos interstícios ocupados pelo carbono (Fig. 3.1a), que por isto provoca distorções diferentes em cada direção. Esta distorção na rede dificulta a movimentação de deslocações e, por isto, provoca aumento na resistência mecânica. No caso da estrutura CFC (cúbica de face centrada) o carbono provoca uma expansão isotrópica devido a ocupação de sítios octaédricos (equidistante de todos os átomos de ferro), daí causam menor impacto no aumento da resistência.

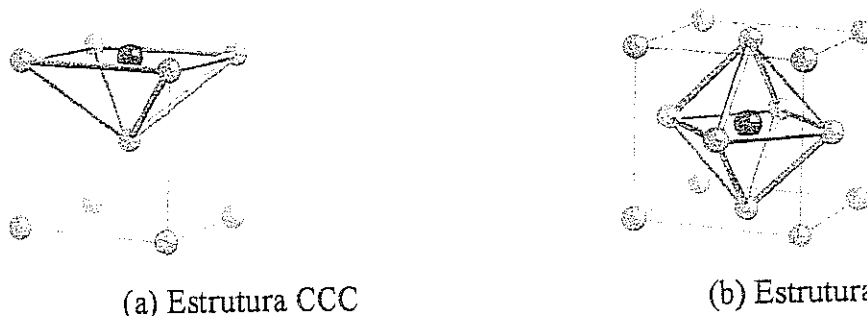


Figura 3.1- Representação esquemática da estrutura da CCC e CFC e interstícios ocupados por átomos de Carbono (Bhadeshia, 2007).

A ferrita pode ser nucleada e crescer por mecanismo difusional no contorno de grão ou no interior dos grãos austeníticos. Dependendo da origem pode ser classificada como Alotriomorfa (contorno de grão) ou Idiomorfa (interior), conforme representado na figura 3.2. Comumente o nome Ferrita Poligonal é atribuído a essas duas classes de ferrita.

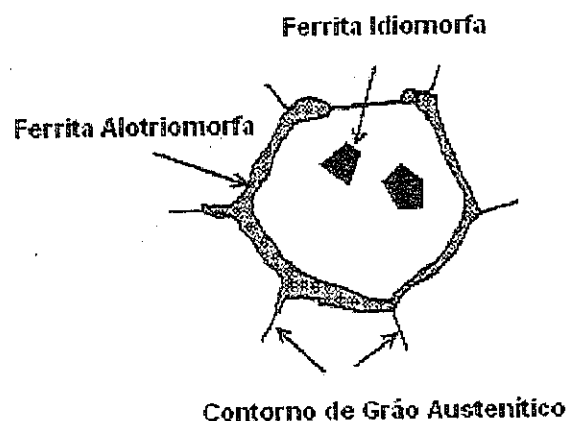


Figura 3.2- Representação esquemática da Ferrita Alotriomorfa e Idiomorfa (Bhadeshia, 2007).

3.1.1.2. Perlita

A perlita é constituída de lamelas alternadas de ferrita (macia e dúctil) e cementita (dura e frágil). A transformação alotrópica de austenita para ferrita promove a segregação de carbono, resultando na formação de carbonetos. A formação da microestrutura ferrita-perlita requer condições cinéticas (tempo e temperatura elevadas) que favorecem a nucleação da ferrita e da perlita nos contornos de grão de austenita e seu crescimento por difusão. Isto pode ser obtido quando não é adotado o resfriamento acelerado após a laminação.

Em várias publicações a perlita têm sido descrita como camadas alternadas de ferrita e cementita. Segundo Bhadeshia (Bhadeshia, 2007), a perlita deve ser vista como uma colônia formada por um bi-cristal de cementita e ferrita interpenetrados entre si. Segundo ele, a análise de orientação cristalográfica da perlita (Fig. 3.3) evidencia que em toda colônia têm-se a mesma orientação cristalográfica. Assim, torna-se mais razoável definir como parâmetro de avaliação da perlita o tamanho da colônia em si, e

não somente a distância entre lamelas. Devido ao fato de existir na forma de colônia a diminuição da espessura das lamelas da perlita não aumenta significamente a tenacidade, pois, sendo um bi-cristal, sempre haverá um caminho preferencial para eventuais trincas atravessar todo cristal. Entretanto, a diminuição das lamelas implica no aumento da resistência.

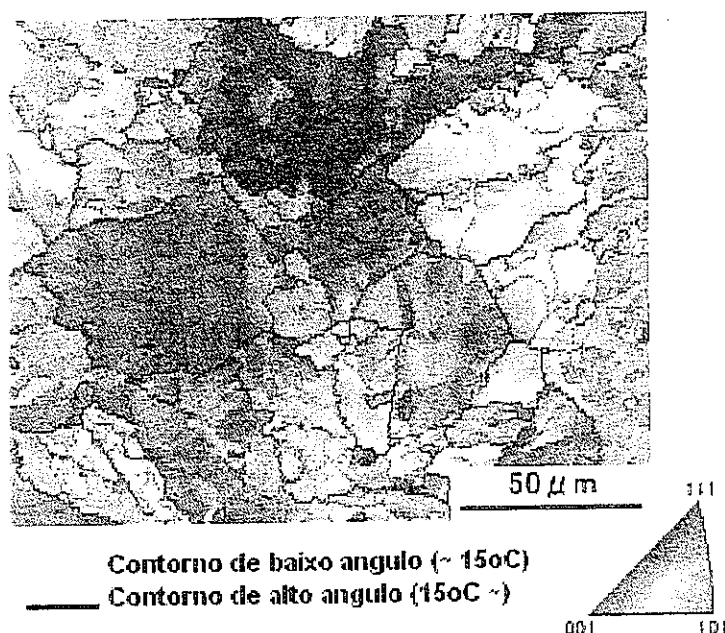


Figura 3.3- Mapa de orientação de uma estrutura perlítica: em toda colônia de perlita existe somente uma orientação cristalográfica, evidenciando a existência de um único cristal de ferrita (Bhadeshia, 2007)

Aços com a estrutura ferrítica-perlítica podem ter suas propriedades mecânicas melhoradas com a utilização de microligantes. A principal contribuição dos elementos microligantes, aliada ao processamento termomecânico é o refino de grão, como mostrado na figura 3.4. Os precipitados de nióbio formados durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, ou induzidos pela deformação, também aumentam a resistência mecânica do aço (Bhadeshia, 2001).

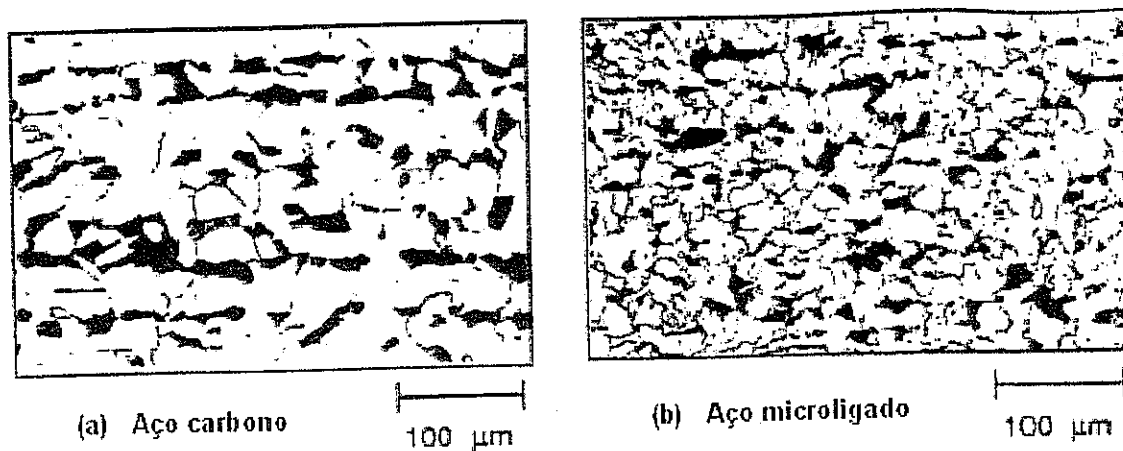


Figura 3.4- Microscopia óptica da microestrutura ferrita-perlita bandeada de um aço carbono (a) e de um aço microaligado ao nióbio (b) (BHADESHIA, 2001).

3.1.1.4. Bainita

A bainita é uma mistura de ferrita e cementita formada numa faixa de temperatura entre a de transformação de perlita e de martensita. Envolve o mecanismo de cisalhamento (característica da martensita) no crescimento da ferrita bainítica, e difusão do carbono (característica da perlita) para a formação dos carbonetos (Bhadeshia, 2001).

A faixa de temperatura adequada para transformação bainítica não é favorável para difusão de outros elementos químicos além do carbono. Através da análise da distribuição atômica na interface austenita – ferrita bainítica (Fig. 3.5) é possível evidenciar que não há difusão dos átomos substitucionais (silício), somente a partição de carbono.

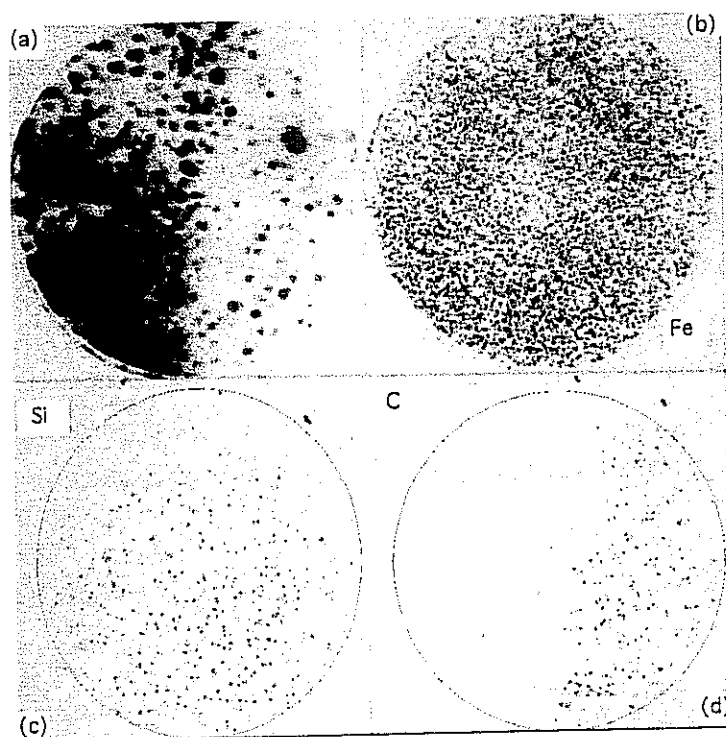


Figura 3.5- Imagem de microsonda atômica de uma interface austenita – ferrita bainítica de uma liga Fe-C-Si-Mn. A imagem confirma a ausência de difusão de átomos substitucionais durante a transformação bainítica. (a) Imagem de campo, mostrando interface entre bainita e austenita; (b) mapeamento do Fe; (c) mapeamento do Si; (d) mapeamento do C. (Bhadeshia, 2007)

Bainita obtida em tratamentos isotérmicos é distinguida entre superior ou inferior, dependendo de como os carbonetos estão distribuídos (Bramfitt, 1990). A diferença da distribuição dos carbonetos se deve à maior ou menor mobilidade de carbono na temperatura formação da bainita. Quando a bainita se forma em temperaturas pouco abaixo da temperatura de formação da perlita, é denominada bainita superior e apresenta a ferrita na forma de agulhas e os carbonetos alongados localizados entre as agulhas. Para temperaturas de formação pouco acima da de formação da martensita, é classificada como bainita inferior e apresenta a ferrita na forma de placas e os carbonetos são finos e localizados no interior das placas. Um desenho esquemático é apresentado na figura 3.6.

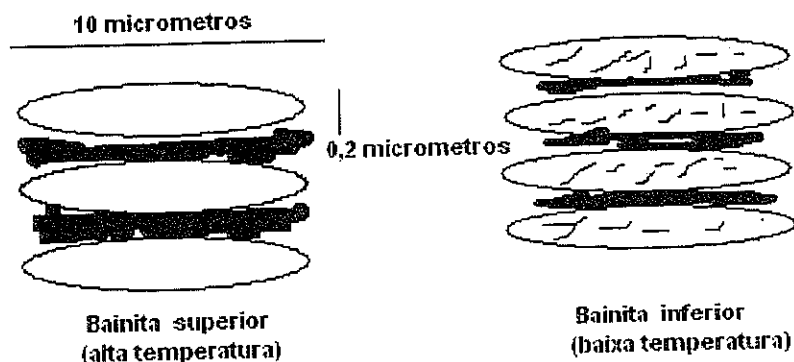


Figura 3.6 – Ilustração esquemática da bainita superior e inferior (Bhadeshia, 2001).

Após o processamento termomecânico dos aços ARBL, o resfriamento acelerado das tiras em taxas entre 10 e 40°C/s na faixa de temperatura entre 800 e 500°C, resulta em grãos refinados de ferrita poligonal e ferrita acicular ou bainita, com alta densidade de deslocações. Esta microestrutura apresenta uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade para os aços. A fração de ferrita acicular ou bainita depende da taxa de resfriamento e da composição química do aço (Bhadeshia, 2001). Para formação da ferrita bainítica a austenita é cisalhada, daí o formato de ripas. Com a deformação a austenita vizinha também é deformada plasticamente, tendo por isto um aumento da quantidade de deslocações. Devido à sua orientação caótica, alta densidade de deslocações e estrutura refinada, a microestrutura contendo ferrita acicular e ferrita poligonal apresenta uma combinação ótima de alta resistência e boa tenacidade (Bhadeshia, 2001).

Visto a importância da contribuição a bainita confere aos aços, sua complexidade e variedade de formas e nomenclatura, a transformação bainítica merece ser abordada com maior ênfase, daí o item seguinte desta dissertação.

3.1.2. Transformação Bainítica

Na transformação bainítica o carbono, que estava homogeneamente distribuído na austenita, se concentra em locais de alto teor de carbono (as partículas de carboneto), originando uma matriz ferrítica com menos carbono (Reed-Hill, 1992; Bhadeshia, 2001; Ohmori, 1995). Já se concluiu a algum tempo que em bainita formada a temperaturas

mais baixas (inferiores a 300°C) tem-se o carboneto ϵ . O carboneto ϵ possui estrutura cristalográfica hexagonal, ao invés da estrutura ortorrômbica da cementita. Seu teor de carbono é de 8,4%, diferente da cementita que contém 6,7% (Reed-Hill, 1992).

Conforme exemplificado na figura 3.7, a formação das placas e/ou ripas de bainita é também acompanhada por distorções de superfície, o que é característica de transformações por cisalhamento (Reed-Hill, 1992; Ohmori, 1995; Aaronson, 1990; Bhadeshia, 2001).

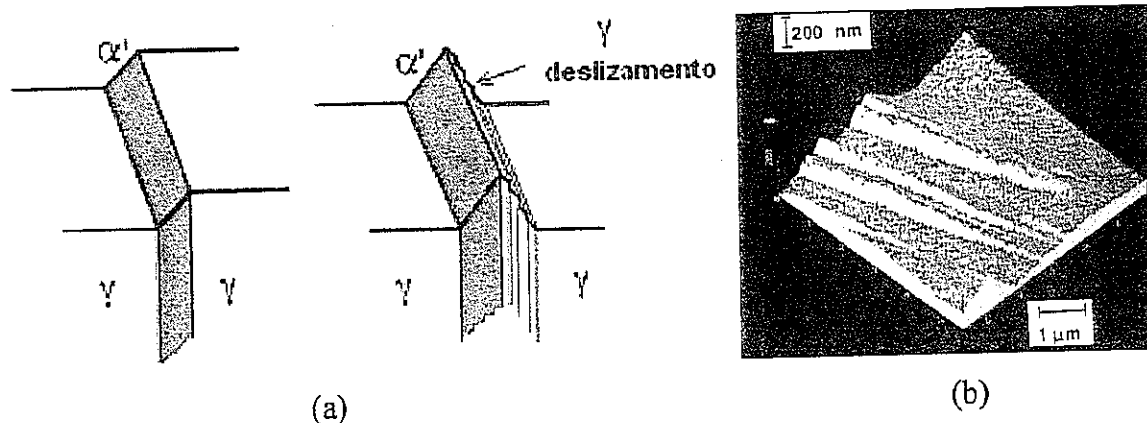


Figura 3.7 – (a) Distorções provocadas na transformação bainítica comprovada através de micrografia microscopia de força atômica (b) onde se observa os relevos na superfície da austenita deformada (Bhadeshia, 2001).

De acordo com Bhadeshia (Bhadeshia, 2001), a quantidade de bainita formada isotermicamente depende mais da temperatura do que tempo. Uma explicação termodinâmica pode ser obtida considerando a interseção das curvas de energia livre da ferrita (α) e da austenita (γ) para uma dada temperatura T_1 , esquematizadas na figura 3.10, onde se tem um ponto verde que representa a ferrita e austenita de mesma composição química e energia livre. Vale destacar que o ponto mais baixo da curva de energia livre da ferrita para T_1 tem um ponto correspondente na curva A_{e1} , assim como o ponto mais baixo da curva de energia livre da austenita tem um ponto correspondente na curva A_{e3} . Varrendo toda a faixa de temperatura de transformação de austenita para ferrita, têm-se vários pontos de equilíbrio energético que resultaria na curva T_0 . Termodinamicamente, para a temperatura T_1 , a transformação da austenita para ferrita só é possível na região compreendida entre a A_{e1} e T_0 , onde a austenita tem uma

composição química tal que a transformação de fase implicará numa redução de energia livre do sistema. À medida que a ferrita é formada, o carbono é incorporado na austenita. A transformação bainítica então é interrompida, termodinamicamente, quando a austenita atinge uma concentração de carbono igual a representada pelo ponto verde na curva T_0 . Assim, a fração de austenita passível de transformar em bainita é proporcional ao tamanho do braço formado entre as curvas A_{e1} e T_0 e, por isto, aumenta com a diminuição da temperatura.

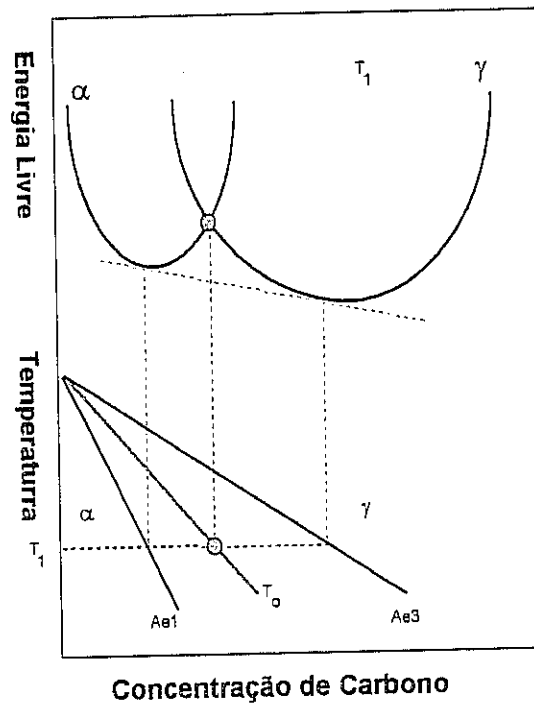


Figura 3.8 – Representação esquemática da origem da curva T_0 no diagrama de fase (Bhadeshia, 2001).

Conforme exemplificado na figura 3.9, a fração de bainita máxima transformada isotermicamente não irá alterar por maior que seja o tempo de transformação. O percentual de transformação é dependente da temperatura.

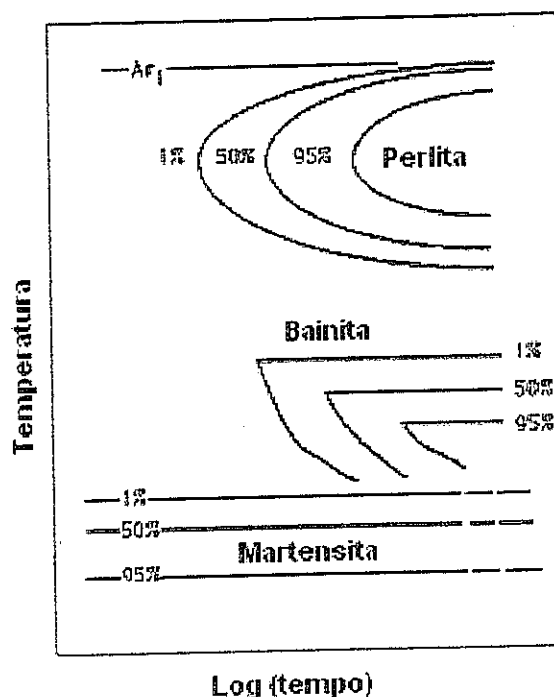


Figura 3.9 – Diagrama esquemático de transformação isotérmica da austenita. Observa-se que o aumento da fração bainítica se dá com a diminuição da temperatura, sem influência do tempo. De forma diferente, a fração perlítica é dependente do tempo (Bhadeshia, 2001).

3.1.2.1. Morfologia e Microestruturas Bainíticas

Existe muita discussão a respeito da definição correta da morfologia da bainita no contexto de mecanismos de transformação de fases e isso é devido aos aspectos microestruturais e cinéticos da reação. Enquanto essas definições são importantes para testes de vários modelos de transformação da bainita, elas podem ter pouco uso prático na identificação de produtos com objetivos de estudar a relação entre a microestrutura e propriedades mecânicas. A questão da definição é mais crítica quando a bainita forma-se como parte da microestrutura mista, contendo também martensita, diversas morfologias de ferrita, perlita e mesmo austenita retida (Edmonds, 1990A; Edmonds, 1990B) são obtidas.

Uma classificação da bainita largamente aceita descreve os grãos ferríticos na forma de ripas ou placas, associados à partículas de carbonetos, distinguindo-se a forma e tamanho das ripas e também a distribuição e tamanho das partículas de carbonetos

(Reed-Hill, 1992; Bhadeshia, 2001). Nesta definição clássica, ilustrada na figura 3.6, a bainita superior forma-se em temperaturas mais altas de transformação isotérmica, com carbonetos entre as ripas de ferrita, enquanto a bainita inferior forma-se em temperaturas mais baixas, apresentando carbonetos muito finos (carboneto ϵ) dentro das placas de ferrita, alinhados em uma direção específica mantida entre eles e fazendo, aproximadamente, 55° com o eixo da placa. A ferrita da bainita superior apresenta-se na forma de ripas paralelas entre si, e na inferior em forma de placas, principalmente em aços alto carbono (Edmonds, 1990b). A largura das ripas de ferrita é da ordem de alguns micrometros (1 a $4\mu\text{m}$) e uma alta densidade de deslocamentos, sob a forma de subestrutura, pode estar presente (Edmonds, 1990a; Edmonds, 1990b; Reed-Hill, 1992).

As diferentes formas de bainita podem se enquadrar na descrição acima, porém, várias anomalias aparecem e uma classificação tão simples não consegue conciliar tantas estruturas observadas em aços comerciais (Edmonds, 1990a). As anomalias observadas na morfologia da bainita parecem tornar-se maiores com o aumento do teor de elementos de liga e em transformações no resfriamento contínuo (Edmonds, 1990a). Parece ser este o caso da denominada “bainita granular”, que consiste na mistura da bainita clássica com a presença de martensita e/ou austenita retida (constituente MA), causada pela combinação de elementos de liga e transformação no resfriamento contínuo (Edmonds, 1990a; Thompson, 1990; Krauss, 1995). Existem diversos tipos de aços bainíticos de baixo carbono e microligados (diferentes composições químicas), que podem se transformar isotermicamente ou no resfriamento contínuo (Bhadeshia, 2001), sob diversas condições de processamento termomecânico. Diante desses fatos, vários esquemas de classificação morfológica e microestrutural foram relatados e/ou propostos na literatura (Reed-Hill, 1992; Ohmori, 1971; Ohtani, 1990; Bramfitt, 1990; Thompson, 1990; Krauss, 1995), porém não houve ainda um consenso a respeito do melhor sistema e uma enorme variedade de termos são empregados para descrever a nomenclatura da morfologia e microestruturas bainíticas.

Ohmori e colaboradores (Ohmori, 1971; Ohtani, 1990) compararam microestruturas de três aços baixo carbono ARBL, através de observações por microscopia óptica e eletrônica de transmissão. As características morfológicas observadas levaram os

autores à elaboração de um sistema de classificação da bainita, em aços baixo carbono, tanto para transformações no resfriamento contínuo como isotérmicas ocorridas abaixo de 600°C, onde se distinguiu três tipos de microestruturas. A bainita I (BI) é a ferrita bainítica, que consiste de ripas de ferrita isentas de carbonetos entre elas, formada entre 600 e 500°C. Martensita pode estar presente entre as ripas. A bainita II (BII) é formada de ripas de ferrita com filmes contínuos de cementita entre elas. Na transformação isotérmica ela é formada entre 500 e 450°C, enquanto no resfriamento contínuo forma-se após a bainita I (BI), em taxas de resfriamento intermediárias. A bainita III (BIII) tem uma morfologia da cementita similar àquela da bainita inferior de alto carbono, isto é, placas de cementita formadas em um plano de hábito específico da ferrita, e a ferrita exibe morfologia de ripas. Na transformação isotérmica, esta se forma entre 450°C e M_s , enquanto no resfriamento contínuo é formada em taxas próximas àquelas de transformação martensítica.

Um terceiro sistema de classificação da morfologia e microestrutura bainítica foi desenvolvido por Bramfitt e colaboradores (Bramfitt, 1990). Neste caso, a bainita B_1 consiste de ferrita acicular associada com carbonetos (cementita) dentro das ripas (ou placas), de forma semelhante à bainita inferior (clássica); a bainita B_2 consiste de ferrita acicular associada a partículas ou filmes de cementita e/ou austenita e/ou martensita entre as ripas (placas), similar à bainita superior (clássica); e na bainita B_3 a ferrita acicular estaria associada a um constituinte como "ilhas discretas" formadas de austenita retida e/ou martensita ou perlita. A figura 3.10 mostra o sistema proposto, válido para transformações isotérmicas e no resfriamento contínuo.

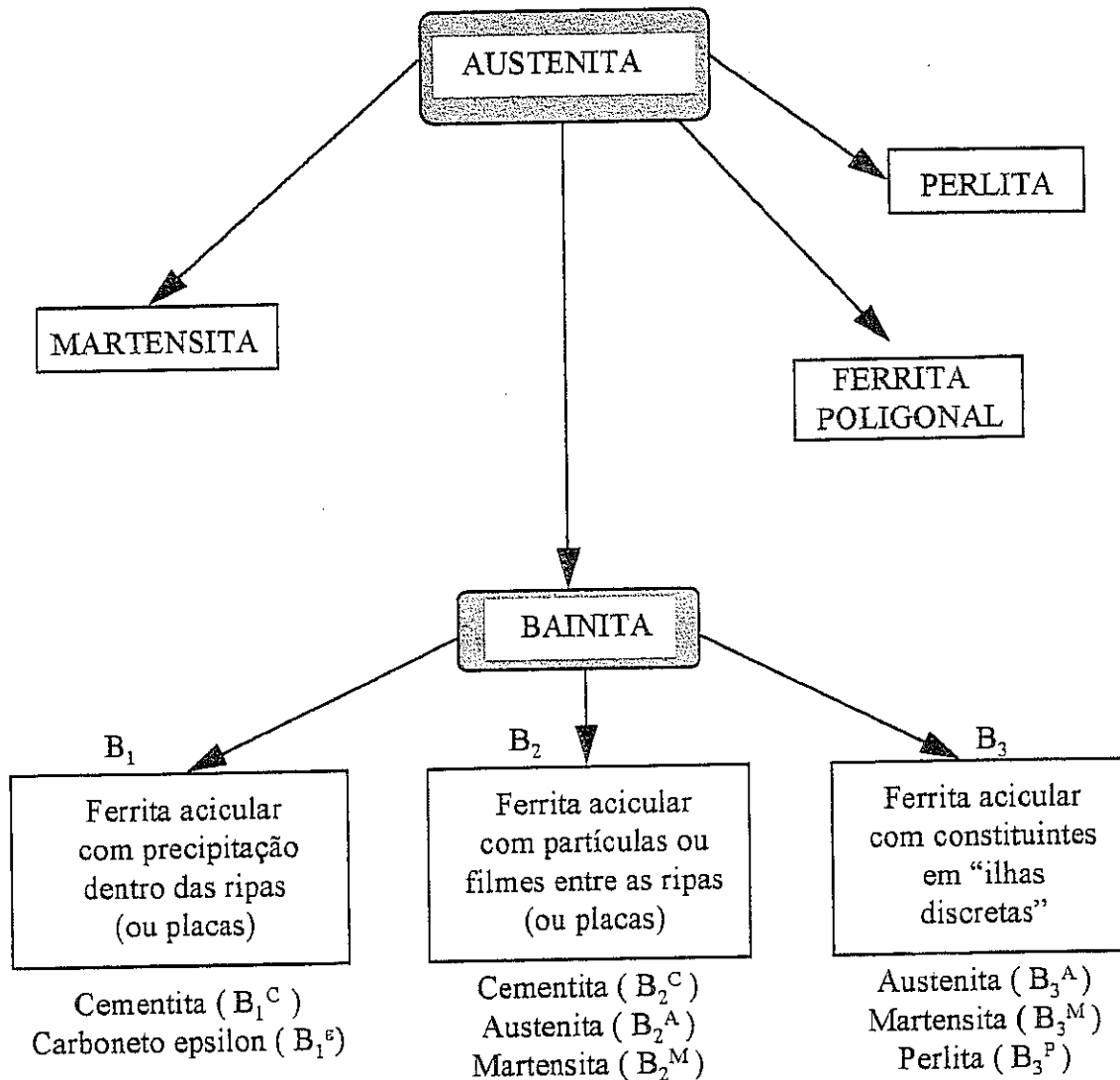


Figura 3.10 - Sistema proposto para a classificação morfológica e microestrutural da bainita em aços comerciais (Bramfitt, 1990).

Uma revisão bastante extensa das diversas morfologias e microestruturas ferríticas, em aços baixo carbono resfriados continuamente, foi realizada por Krauss e Thompson (Krauss, 1995). Foram reconhecidas cinco morfologias para a ferrita produzida pela decomposição da austenita, o que esclarece bastante as diversas nomenclaturas usadas na literatura. São elas:

- Ferrita poligonal (equiaxial) - formada em baixas taxas de resfriamento, é nucleada como alotriomorfa de contornos de grãos, e cresce na forma de grãos equiaxiais. Possui baixa densidade de deslocações e ausência de subestrutura de deslocações;

- Ferrita de Widmanstätten - os cristais são grossos e alongados sem evidências de subestrutura de deslocações dentro dos grãos. Pode ser formada em taxas mais rápidas e em temperaturas menores, em relação à ferrita poligonal, contendo baixa densidade de deslocações;
- Ferrita massiva (quasi-poligonal) - a microestrutura resultante ao se passar diretamente do campo austenítico para o ferrítico, com taxas de resfriamento muito elevadas, consiste de grãos relativamente grossos, cujos contornos têm aspectos irregulares e podem conter subestruturas de deslocações;
- Ferrita acicular (bainítica) - com o aumento da taxa de resfriamento, a austenita dos aços de baixo e ultra-baixo carbono transforma-se em cristais ferríticos mais finos do que os descritos acima. As temperaturas de transformação, neste caso, são intermediárias em relação àquelas para a transformação difusional (perlita) e por cisalhamento (martensita). A ferrita acicular pode conter alguma austenita retida ou mesmo constituinte MA, porém apresenta-se como um grupo de ripas de ferrita paralelas entre si. A austenita retida ou constituinte MA podem ser retidos entre as ripas de ferrita. Os cristais de ferrita acicular são alongados, muito finos e possuem uma alta densidade de deslocações. Os contornos das ripas (grãos) são de baixo ângulo, e não respondem ao ataque químico, o que dificulta a resolução por microscopia óptica;
- Ferrita granular (bainita granular) - neste caso, a microestrutura é parecida àquela da ferrita acicular. Embora as ferrita acicular e granular se formem em temperaturas intermediárias no diagrama de transformação no resfriamento contínuo, a taxa para formar a ferrita granular pode ser menor que aquela necessária para formar a ferrita acicular. A microestrutura da ferrita granular contém partículas de austenita retida ou de constituinte MA dispersas na matriz. Estas partículas podem ter morfologia equiaxial, diferentemente daquela na ferrita acicular. A matriz ferrítica é de grãos finos, com alta densidade de deslocações, separados por contornos de baixo ângulo. Esta ferrita granular é a mesma microestrutura citada na literatura (Bramfitt, 1990; Edmonds, 1990a; Edmonds, 1990b; Ohmori, 1971; Thompson, 1990; Ohtani, 1990) como bainita granular, e no sistema proposto por Bramfitt *et al.* (Bramfitt, 1990) ela é incorporada como uma categoria de bainita contendo ferrita acicular com "ilhas discretas" de outros constituintes.

3.1.2.2. Diagramas de Transformação no Resfriamento Contínuo

Para se prever a microestrutura formada durante a transformação no resfriamento contínuo dos aços de baixo carbono, diagramas de transformação no resfriamento contínuo são largamente empregados por diversos autores (Bramfitt, 1990; Edmonds, 1990a; Edmonds, 1990b; Reed-Hill, 1992; Ohmori, 1971 ; Thompson, 1990 ; Krauss, 1995; Ohtani, 1990; Bhadeshia, 2001)

Os aços com microestrutura bainítica não clássica têm diagramas TRC caracterizados por regiões bainíticas largas e amplas, cujo limite superior, (B_i), muitas vezes, apresenta-se plano, com poucas variações, conforme mostra a figura 3.11 (Ohmori, 1971; Thompson, 1990; Ohtani, 1990). A variação na taxa de resfriamento pode provocar mudanças significativas na microestrutura do aço. Sabe-se (Reed-Hill, 1992; Ohmori, 1971; Thompson, 1990; Bhadeshia, 2001) que B_i depende, também, da composição química do aço.

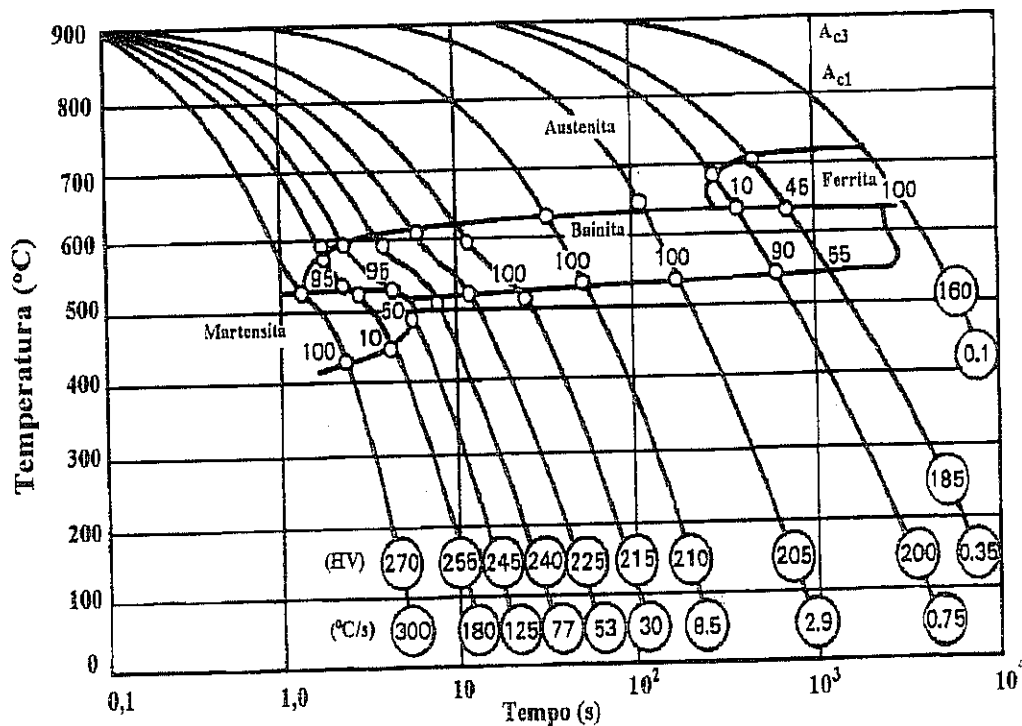


Figura 3.11 - Diagrama TRC do aço Nb-Ti-Ni de baixo carbono (Hulka, 1987).

3.1.2.3. Influência da Deformação Plástica e Taxa de Resfriamento na Transformação Bainítica

A quantidade de deformação retida na austenita, resultante da laminação a quente, pode ser descrita pelo parâmetro S_v (área interfacial austenítica efetiva por volume) e o diâmetro médio de grão austenítico para uma estrutura totalmente equiaxial (Repas). Quanto maior o valor de S_v , melhor foi o condicionamento da austenita durante a laminação. Existem três fatores que contribuem para aumentar S_v :

- área de contorno de grão inicial por volume dos grãos equiaxiais antes do panqueamento da austenita;
- aumento da área de contorno de grão inicial devido à mudança de forma do grão durante o panqueamento;
- formação de defeitos cristalinos intragranulares durante a laminação a quente.

A influência da deformação na região de não recristalização sobre a temperatura B_i pode ser explicada pela cinética da transformação adifusional da bainita. O crescimento das ripas de ferrita é controlado pela repetida nucleação de subunidades (as ripas ou placas de ferrita bainítica são frequentemente chamadas de subunidades da bainita). A taxa de nucleação das subunidades depende, fortemente, da diferença de energia livre entre a fase austenítica e ferrítica (força motriz da deformação). Assim, quando a austenita é deformada na região de não recristalização, ocorre um aumento da energia armazenada nos contornos de grão e bandas de deformação, isto é, um aumento na força motriz para a nucleação. Esse aumento na força motriz acarreta um aumento no número de sítios para a nucleação e, conseqüentemente, um aumento na temperatura B_i com o aumento do grau de deformação na região de não recristalização. O aumento da taxa de resfriamento implica na necessidade do aumento da força motriz requerida para iniciar a transformação bainítica, daí a diminuição da temperatura B_i (Cota *et al.*, 2005). A figura 3.12 mostra os resultados observado por Cota *et al.*

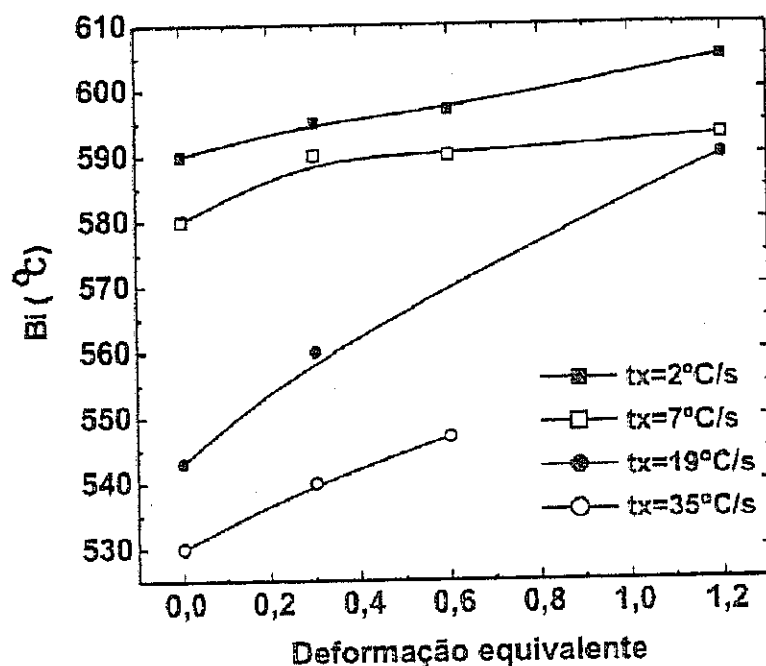


Figura 3.12 – Efeito da deformação na austenita na região de não recristalização sobre a temperatura B_i , para diferentes taxas de resfriamento. Aço ARBL microligado ao Nb, Ti, V (Cota, 2005)

A deformação na região de não recristalização também implica no aumento da temperatura de transformação gama-alfa (A_{r3}). Cota *et al.* (Cota, 2005) observaram que a A_{r3} mudou de 712°C para 731°C, 736°C e 750°C após a deformação equivalente de 0,3; 0,6 e 1,2. Com a deformação, aumenta-se o número de sítios para nucleação da ferrita e, conseqüentemente, tem-se um aumento na temperatura A_{r3} .

Segundo Bhadeshia (Bhadeshia, 2001), a deformação plástica nem sempre acelera a transformação. A estabilização mecânica da austenita é devida ao próprio encruamento da austenita, à medida que ocorre o aumento na densidade de defeitos cristalinos. Os defeitos interferem no movimento das interfaces de transformação por cisalhamento. Durante a transformação no resfriamento contínuo de aços baixa liga com microestrutura mista, a decomposição da austenita em bainita é atrasada quando a austenita foi deformada antes da transformação. Isto poderia ser interpretado como uma estabilização mecânica da austenita, porém o autor (Bhadeshia, 2001) acha uma explicação alternativa para o fenômeno. Segundo ele, a deformação acelera a formação

de ferrita alotriomorfa (equiaxial) causando um enriquecimento de carbono na austenita residual, e assim, um atraso em ambas as transformações, bainítica e martensítica.

O trabalho de Fujiwara *et al.* (Fujiwara, 1995) em aços de baixo carbono e baixa liga, os quais foram laminados a quente e transformados isotermicamente para estruturas bainíticas, mostrou que a morfologia da bainita muda intensamente com a deformação. Com o aumento da quantidade de deformação, na região de não recristalização da austenita, as ripas de ferrita vão tornando-se curvas e suas interfaces bastante irregulares. Deformações menores que 30% não são efetivas na redução do comprimento das ripas, porém deformações maiores que 50% reduzem bastante o comprimento, de acordo com a figura 3.13. Este refinamento das ripas, no caso de grandes deformações, é relacionado à formação de uma subestrutura celular de deslocamentos dentro dos grãos austeníticos deformados. Observou-se (Fujiwara, 1995) também que as ripas de ferrita, transformadas a partir da austenita deformada em 50%, apresentaram aspectos cristalográficos semelhantes às ripas transformadas a partir da austenita não deformada, ou seja, todas apresentaram plano de hábito próximo de $\{451\}$ da ferrita. Por outro lado, as amostras não deformadas mostraram ripas, dentro do mesmo “pacote”, com a mesma orientação cristalográfica entre si (paralelas), o que foi sugerido como a maior causa da baixa tenacidade da bainita não deformada (Fujiwara, 1995). Entretanto, aquelas amostras deformadas em 50%, apresentaram ripas de ferrita com diferentes orientações cristalográficas entre si, e poucas com a mesma orientação das ripas adjacentes. Assim, grandes deformações aumentam a nucleação das ripas de ferrita dentro dos grãos austeníticos não recristalizados e previne o crescimento contínuo delas (Fujiwara, 1995). Então, o “pacote” de bainita consiste de poucas ripas de ferrita com a mesma orientação cristalográfica. O decréscimo em ambos, comprimento e número de ripas com a mesma orientação cristalográfica reduz o tamanho dos “pacotes” de bainita, o que faz a morfologia tornar-se mais complexa. Assim, destacam-se os três casos estudados por Fujiwara *et al.* (Fujiwara, 1995):

- em amostras não deformadas, as ripas de ferrita bainítica nucleiam nos contornos de grãos austeníticos e crescem linearmente até encontrar outro contorno. São paralelas entre si e com maior comprimento;

- no caso de amostras pouco deformadas (30%), as ripas crescem em forma de curvas, e o decréscimo no comprimento, devido à deformação, é pequeno;
- as grandes deformações (igual ou maior que 50%) são capazes de reduzir o comprimento das ripas, além de deixá-las com diferentes orientações cristalográficas.

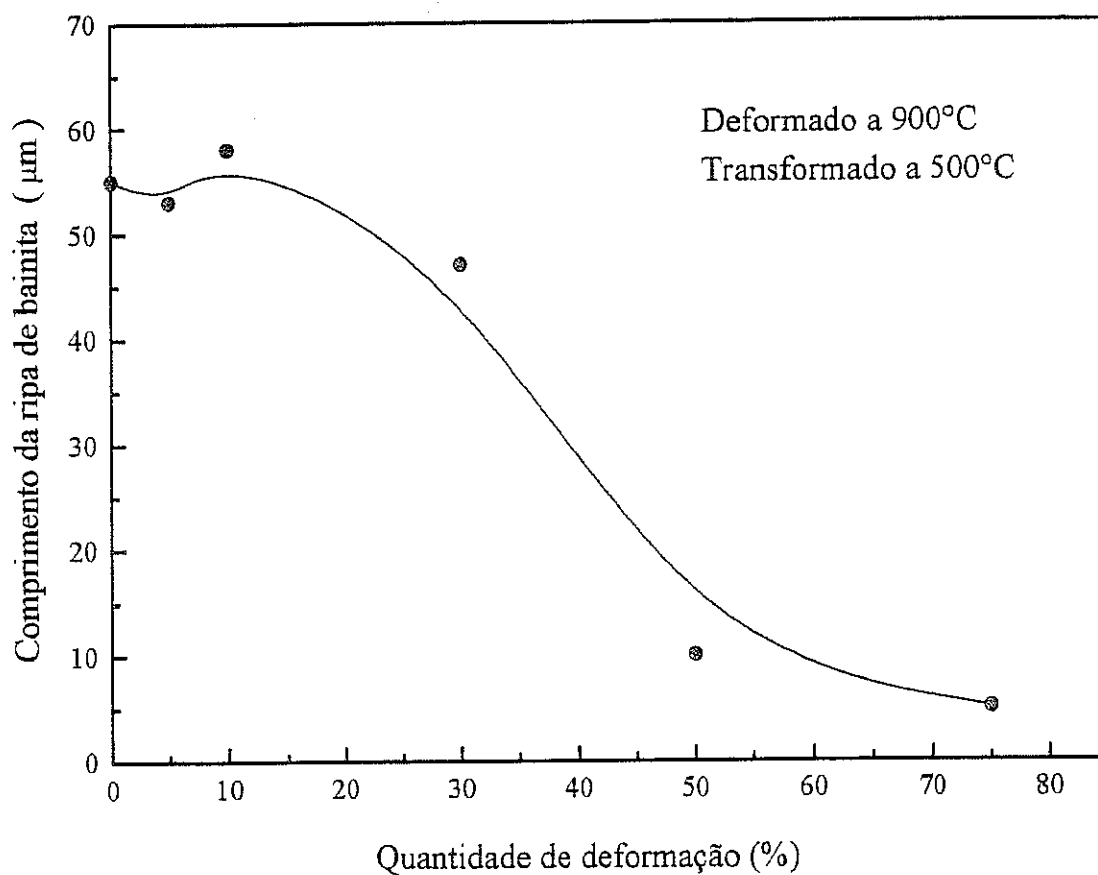


Figura 3.13 - Efeito da deformação no comprimento da ripa de bainita transformada isotermicamente a 500°C. Aço ARBL deformado a 900°C com 0,10C-0,20Si-1,34Mn-0,62Ni-0,015Nb-0,012Ti-0,0013B-0,034Al-0,0004N (Fujiwara, 1995).

3.1.3. Mecanismos de Endurecimento nos Aços ARBL

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

A equação 3.1, que é uma modificação da equação de Hall-Petch, descreve o efeito qualitativo dos vários mecanismos de endurecimento na resistência mecânica (limite de escoamento e/ou limite de resistência) dos aços baixo carbono (Repas).

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{sss} + \sigma_{ssi} + \sigma_{dsl} + \sigma_{sub} + \sigma_{sf} + \sigma_{ppt} + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (3.1)$$

Onde:

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

σ_{sss} = endurecimento por solução sólida substitucional;

σ_{ssi} = endurecimento por solução sólida intersticial;

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

σ_{sub} = endurecimento pela formação de subestruturas;

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

σ_{ppt} = endurecimento por precipitação;

d = diâmetro médio do grão;

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

σ_0 = Constante.

Como mostrado na figura 3.14, existe uma tendência de redução do alongamento total com o aumento da resistência mecânica. Dependendo dos mecanismos de endurecimento, podem-se obter diferentes níveis de ductilidade para uma dada resistência mecânica (Repas).

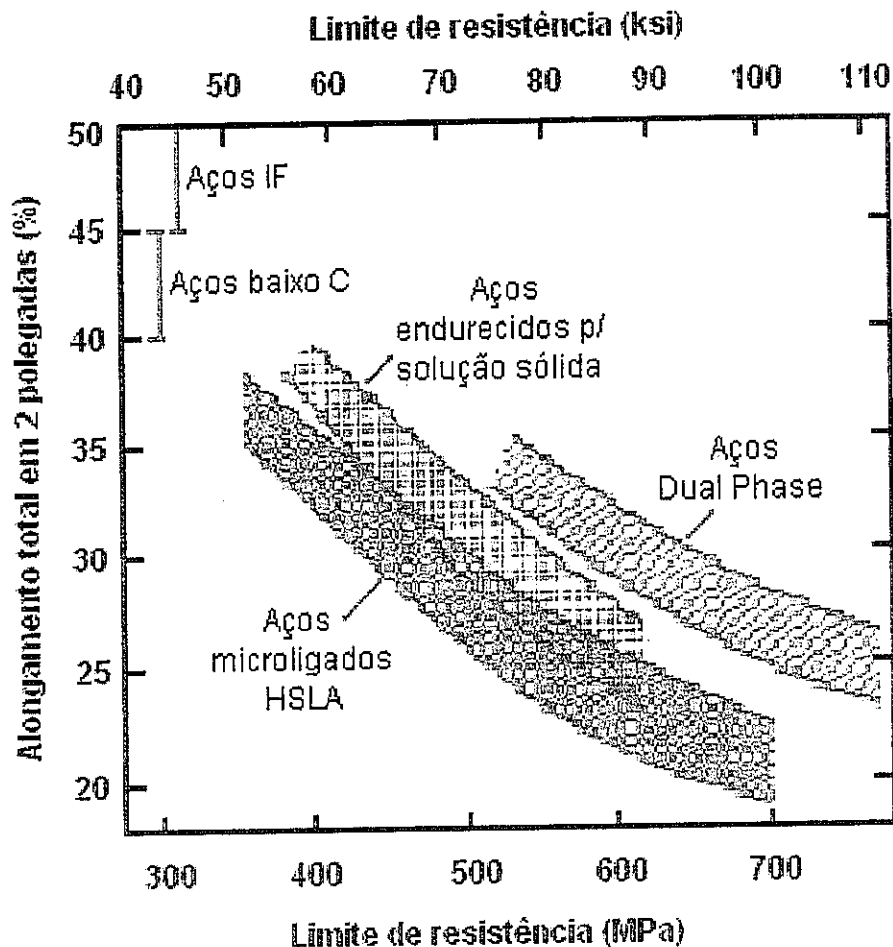


Figura 3.14 – Relação Ductilidade-resistência mecânica para vários aços laminados a quente (Repas).

3.1.3.1. Endurecimento por Solução Sólida.

O endurecimento por solução sólida intersticial (σ_{ssi}) e solução sólida substitucional (σ_{sss}) é causado pela distorção na rede da ferrita. Para as soluções diluídas, como os aços ARBL, o limite de escoamento aumenta linearmente com a quantidade de cada elemento em solução sólida (Repas). Como a presença de átomos em solução sólida não interfere na densidade de deslocamentos, este mecanismo de endurecimento não tem efeito sobre o limite de resistência do aço.

O efeito do endurecimento por solução sólida substitucional (σ_{SSS}) é independente do processamento termomecânico, dependendo apenas da quantidade e do efeito relativo de cada elemento em solução sólida. Como apresentado na figura 3.15, para vários elementos substitucionais, o aumento no limite de escoamento do aço varia linearmente com o teor do soluto substitucional (Repas).

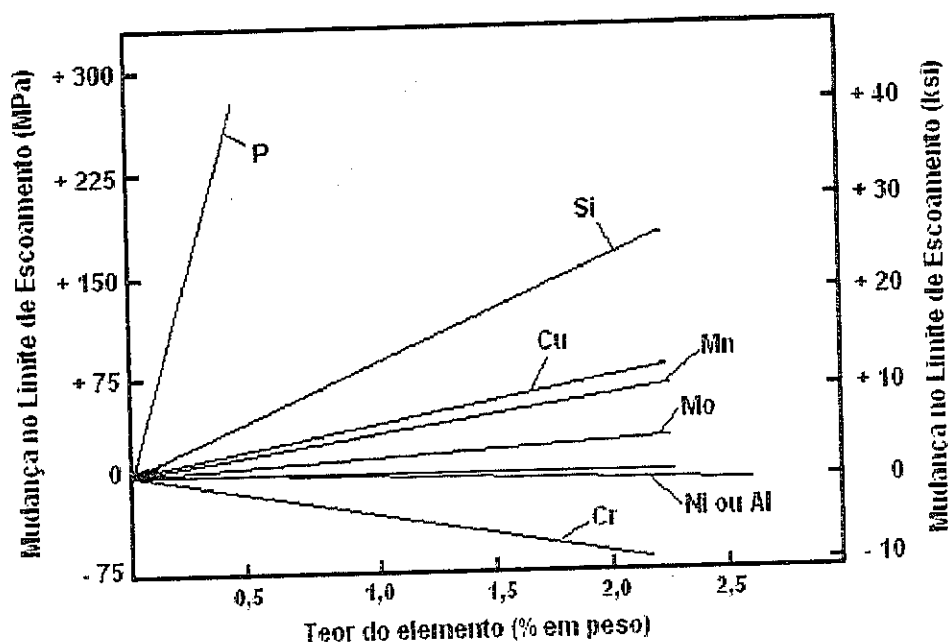


Figura 3.15 - Aumento do limite de escoamento da ferrita devido à presença de solutos substitucionais (Repas).

3.1.3.2. Endurecimento pelo Contorno de Grão

O endurecimento através do refino de grão aumenta a tenacidade. O controle do tamanho de grão dos aços ARBL pode ser dividido em três fases:

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

3.1.3.2.1. Controle do Tamanho de Grão Durante a Recristalização de γ

Na faixa de temperatura de recristalização da γ , que corresponde às etapas de aquecimento da placa e laminação de desbaste, a presença de precipitados finos e dispersos de carbonetos e nitretos atua no ancoramento dos contornos e prevenção do crescimento do grão austenítico. Caso ocorra o coalescimento e/ou dissolução dos precipitados, estes perdem o efeito de controladores do crescimento do grão austenítico. Desta forma, quanto mais estáveis em altas temperaturas, mais eficientes os precipitados no controle do grão austenítico (Repas). A exemplo, como pode ser visto na figura 3.16, o TiN é o mais estável dos precipitados listados, sendo bastante efetivo no controle do tamanho de grão austenítico (Repas; Panigrahi, 2001). Tão finos e bem distribuídos na matriz, tão mais eficientes no controle do crescimento do grão.

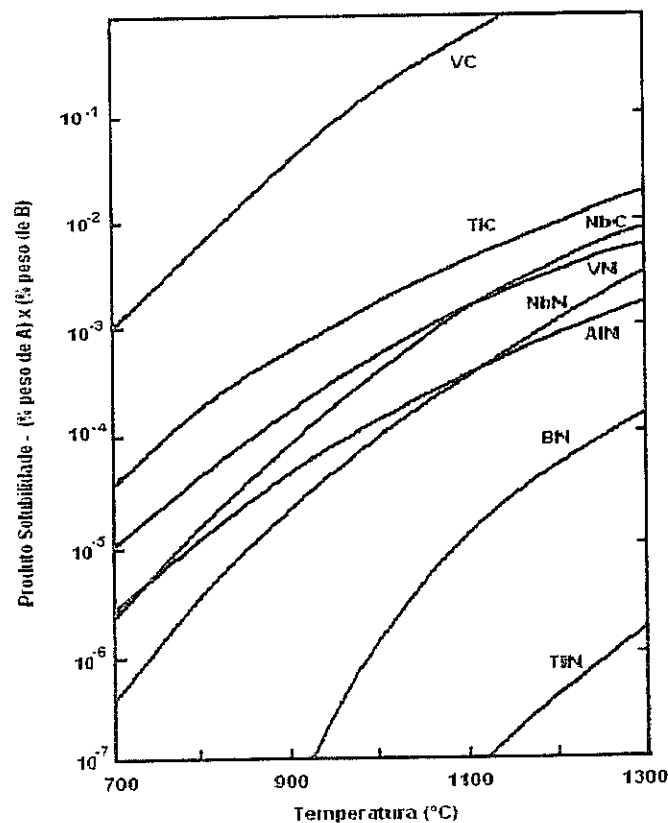


Figura 3.16 – Produto solubilidade versus Temperatura para os precipitados nitretos e carbonetos na austenita (Repas).

Os precipitados de Nb(CN) controlam o crescimento do grão austenítico na faixa de temperatura entre 1000°C e 1200°C, dependendo do teor de carbono, nitrogênio e nióbio e do processamento termomecânico do aço, como mostrado na figura 3.17

(Repas). Entretanto, na faixa de temperatura em que ocorre o coalescimento destes precipitados, é observado o crescimento anormal dos grãos austeníticos.

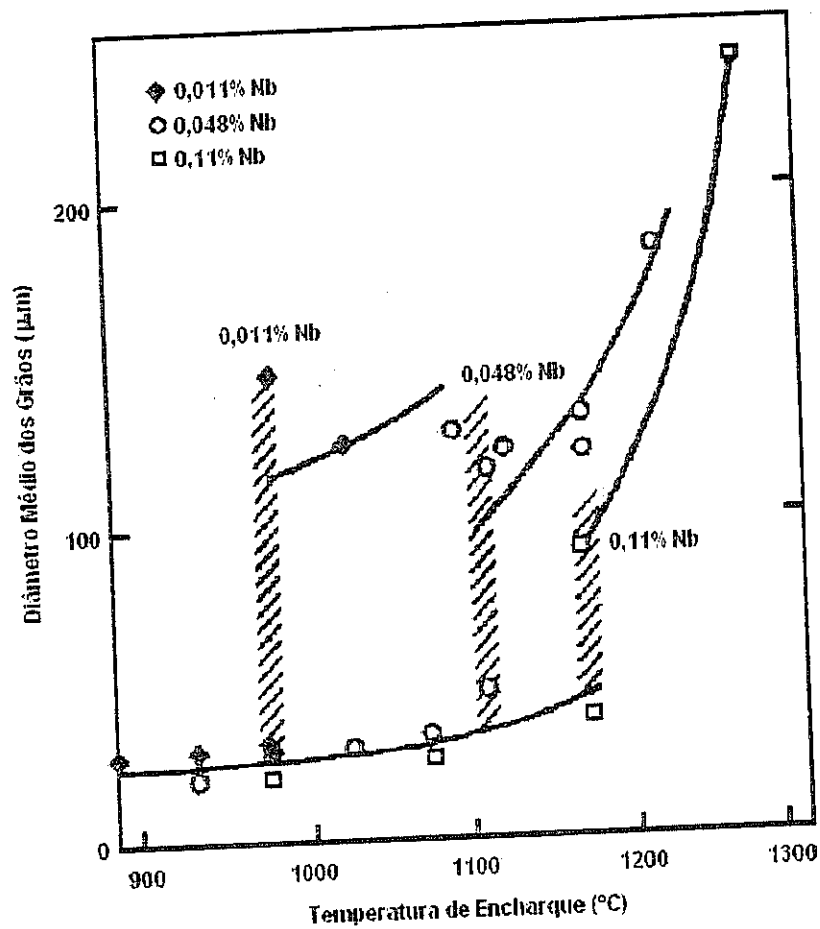


Figura 3.17 - Efeito do teor de nióbio na temperatura de crescimento do grão austenítico - Aço base 1,4%Mn - 0,01%P - 0,01%S - 0,25%Si (Repas).

3.1.3.2.2. Controle do Tamanho de Grão pela Deformação dos Grãos de γ

Na laminação dos aços ARBL, parte da deformação total é realizada na faixa de temperaturas entre a temperatura de não recristalização de γ (T_{nr}) e a temperatura de início da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (A_{r3}). Nesta faixa de temperatura, a recristalização de γ é retardada pelo "arraste de soluto" e, principalmente, pelo ancoramento dos contornos de grão por precipitados finos induzidos pela deformação plástica, resultando em grãos austeníticos alongados que levam a um refino adicional do grão ferrítico transformado

(Panigrahi, 2001; Repas). A equação 3.2, proposta por Boratto *et al.* (1988), apresenta a variação da T_{nr} em função do teor dos elementos de liga (% em peso).

$$T_{nr} (^{\circ}\text{C}) = 877 + 464C + (6645\text{Nb} - 664\sqrt{\text{Nb}}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890\text{Ti} + 363\text{Al} - 357\text{Si} \quad (3.2)$$

A figura 3.18 mostra o efeito da adição dos microligantes no aumento da T_{nr} , para um intervalo entre os passes de laminação de 10 segundos (Repas). O nióbio, devido ao seu raio atômico 15,3% maior que o ferro e à formação de precipitados induzidos pela deformação plástica, é o elemento mais efetivo no aumento da T_{nr} . A adição titânio nos aços ARBL inibe a formação de Nb(CN) na faixa de temperatura de recristalização da austenita, devido à fixação do nitrogênio no TiN. Assim, a quantidade de nióbio em solução sólida é maior e seu efeito no aumento da T_{nr} é mais pronunciado (Panigrahi, 2001).

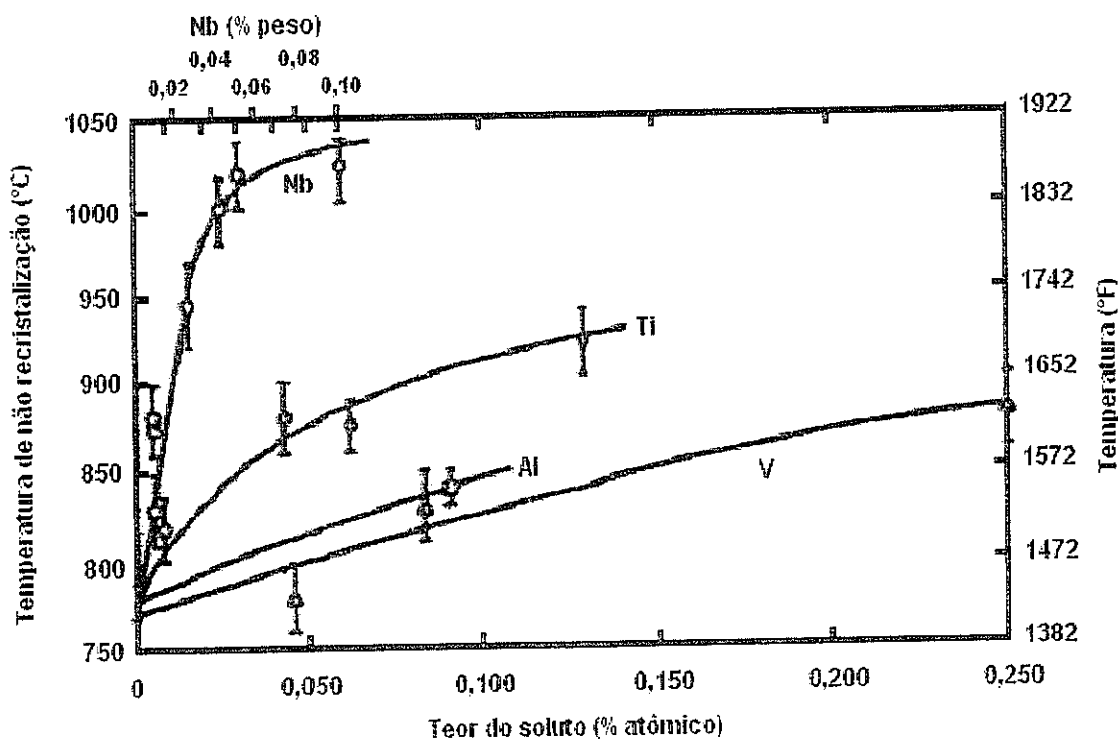


Figura 3.18 – Efeito da adição dos elementos microligantes na T_{nr} (Repas).

3.1.3.2.3. Controle do Tamanho de Grão por Abaixamento da Temperatura de Transformação $\gamma \rightarrow \alpha$

Devido ao aumento da taxa de nucleação e à redução da taxa de crescimento de α , o abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ auxilia no refinamento dos grãos ferríticos transformados. Baixas temperaturas de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ são favorecidas pela presença de elementos em solução sólida e pela formação de precipitados finos na interface γ/α . A influencia da composição química pode ser verificada na equação 3.3 (Sekine, 1988), que estima a temperatura de início de transformação de austenita em ferrita. Em oposição ao efeito dos elementos de liga, o refino do grão austenítico e a deformação abaixo de T_{nr} tendem a aumentar a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Outro fator importante é a taxa de resfriamento, pois a adoção do resfriamento acelerado resulta em refinamento adicional dos grãos e, para taxas de resfriamento mais elevadas, pode haver a formação de estruturas aciculares que vão apresentar menor tamanho de grão que as estruturas poligonais.

$$A_{\alpha} (^{\circ}\text{C}) = 868 - 396\text{C} + 24,6\text{Si} - 68,1\text{Mn} - 36,1\text{Ni} - 20,7\text{Cu} - 24,8\text{Cr} \quad (3.3)$$

O nióbio, apesar do efeito de refinamento de γ , tem um efeito bastante pronunciado no abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ pelo mecanismo de “arraste de soluto” e pela formação de precipitados finos de NbC na interface γ/α . A figura 3.19 mostra o efeito do nióbio, titânio e vanádio na temperatura de início de transformação de um aço com 0,10%C e 1,50%Mn e tamanho de grão austenítico de 100 μm , para duas taxas de resfriamento, 0,5°C/s e 10°C/s (Hulka).

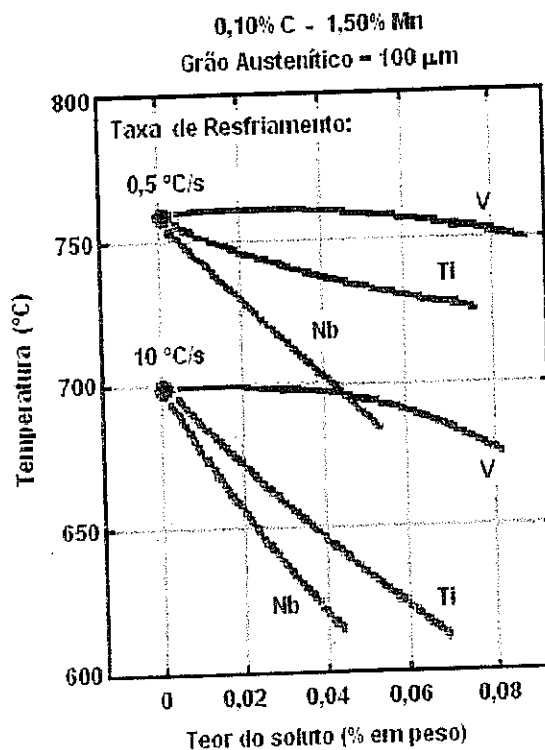


Figura 3.19 – Variação da temperatura de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ com a adição de elementos microligantes (Hulka).

3.1.3.3. Endurecimento por Precipitação

O efeito de endurecimento por precipitação (σ_{ppt}) é proporcional à fração volumétrica dos precipitados e inversamente proporcional ao raio dos precipitados.

Os precipitados coerentes e semi-coerentes com diâmetro entre 1 e 2 nm, formados durante ou após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, são muito efetivos no aumento do limite de escoamento, como apresentado na figura 3.20. Outro fator importante é o parâmetro de rede dos precipitados, quanto maior a diferença entre o parâmetro de rede dos precipitados coerentes e o parâmetro de rede do ferro- α (0,286 nm), maior a distorção na rede e, conseqüentemente, maior o endurecimento por precipitação. Neste contexto, os precipitados de nióbio são mais efetivos que os precipitados de titânio e vanádio, como apresentado na figura 3.21.

Os precipitados de TiN se formam a altas temperaturas e, devido à sua natureza incoerente, não têm efeito no endurecimento por precipitação. Entretanto, o titânio fixa

o nitrogênio livre e favorece a formação do NbC, mais efetivo que o Nb(CN) no endurecimento por precipitação.

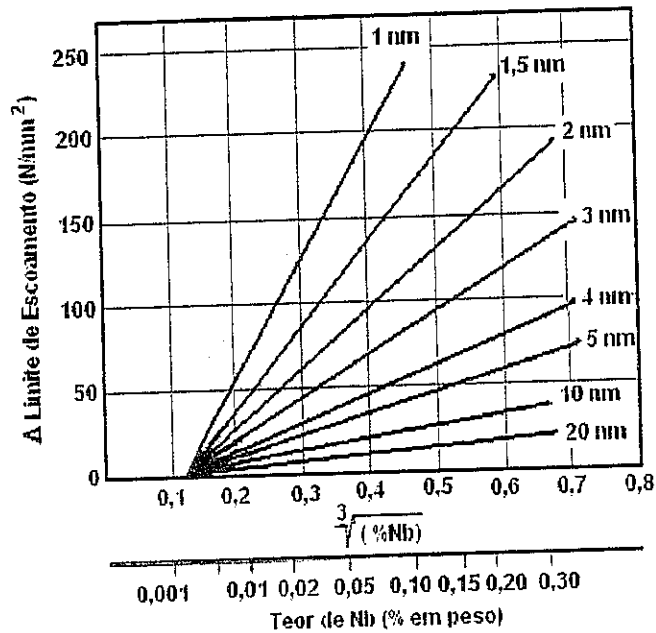


Figura 3.20- Efeito da fração volumétrica e do tamanho dos precipitados de NbC no aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação (Hulka, 1998).

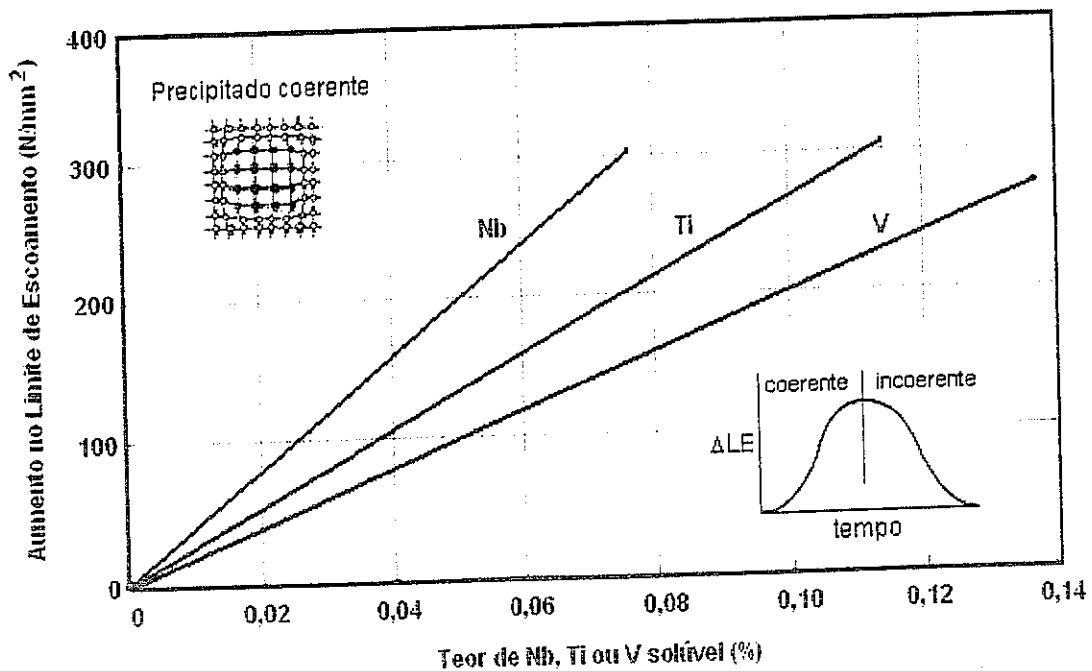


Figura 3.21 – Aumento do limite de escoamento via endurecimento por precipitação para teores de carbono entre 0,01 e 0,50% (Hulka, 1998).

3.1.3.4. Endurecimento pelo Aumento da Densidade de Deslocações

Este mecanismo de endurecimento é importante nos aços com microestruturas aciculares, onde a densidade de deslocações da bainita e ferrita acicular é da ordem de 10^{14} m^{-2} . Nestes aços, a densidade de deslocações da ferrita poligonal é cerca de quatro vezes maior que na ferrita poligonal dos aços ferrita-perlita, provavelmente devido à deformação plástica causada pela formação da bainita (Bhadeshia, 2001).

3.1.3.5. Outros Mecanismos de Endurecimento

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

O endurecimento pela presença de segunda fase (σ_{sf}) depende da fração volumétrica das fases e das fases presentes. Nos aços com estrutura ferrita-perlita, a perlita não contribui para o aumento do limite de escoamento, mas aumenta significativamente o limite de resistência do aço (Bhadeshia, 2001).

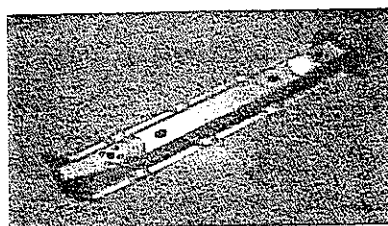
3.2. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga com Estrutura Ferrita-Bainita

3.2.1 Características

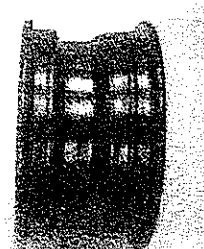
Aços com estrutura ferrita-bainita estão sendo concebidos para serem aplicados como laminados a quente em diversas partes estruturais de veículos automotores, conforme exemplos da figura 3.22. Os mecanismos de endurecimento predominantes são o refinamento de grão e endurecimento por segunda fase (bainita). Na utilização de Nb, a precipitação de carbonitretos de nióbio também contribuem para aumento da resistência.

A microestrutura de aços de estrutura ferrita-bainita é caracterizada por uma matriz de ferrita quasi-poligonal com uma distribuição regular de bainita. Em geral, esses aços

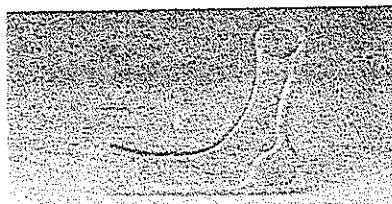
têm concepção C-Mn, mas, opcionalmente, pode-se recorrer ao uso de Nb para ajustar o nível de resistência mecânica e reduzir o amaciamento de zonas termicamente afetadas quando da realização de soldas. A rota de produção pode incluir tratamento intercrítico na mesa de resfriamento, quando a temperatura é mantida na região ferrítica para transformação de 80 a 90% da austenita em ferrita poligonal. Posteriormente, o material é resfriado e bobinado em temperatura dentro da região bainítica para transformar completamente a austenita retida em bainita. Aplicações típicas são peças estruturais ou suspensão na indústria automobilística. Quando têm resistência da ordem de 600MPa, são aplicados na produção de aro de roda. No caso da roda, como critério para aplicação é requerido uma boa soldabilidade sem amaciamento da ZTA, juntamente com boa formabilidade depois da soldagem, além de alta resistência a fadiga da peça montada (Spindler).



Travessa sob assento



Roda



Braço de suspensão



Travessa sob assento

Figura 3.22 – Exemplos de aplicações de aço com estrutura ferrita-bainita em veículos automotores.

Gorni *et al.* (Gorni, 2007) avaliaram a transformação da austenita não deformada sobre resfriamento contínuo de diversos aços microligados com estrutura ferrítica-bainítica. Através da técnica de dilatométrica de têmpera construíram diagramas de transformação de fase no resfriamento contínuo para nove aços elaborados em forno a vácuo e forjados na forma de placas. A comparação dos diagramas permite visualizar a influência dos elementos químicos no posicionamento das regiões bainíticas, ferríticas e perlíticas.

Constataram que as ligas ao Nb e NbTi promoveram formação de microestrutura ferrítico-bainítica, enquanto o uso conjunto de Nb, Mo e Ti promoveu intensa formação de constituintes aciculares que elevam a dureza do material. No caso dos aços contendo basicamente C, Mn e Nb, é possível verificar a alteração do campo perlítico a favor do campo bainítico com o aumento da concentração de manganês, conforme figuras 3.23 e 3.24.

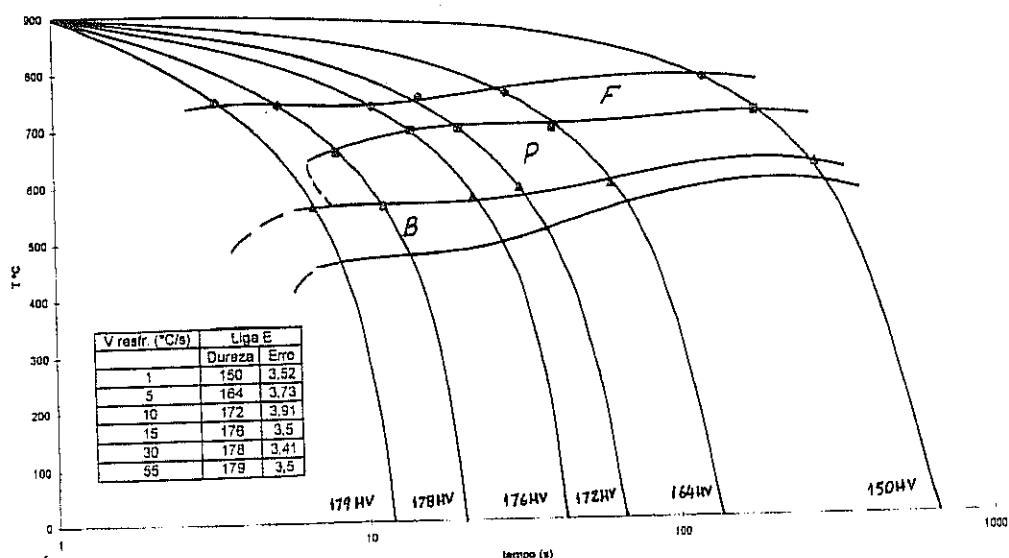


Figura 3.23 – TRC do aço com 0,08%C; 1,10%Mn e 0,033%Nb (Gorni, 2007).

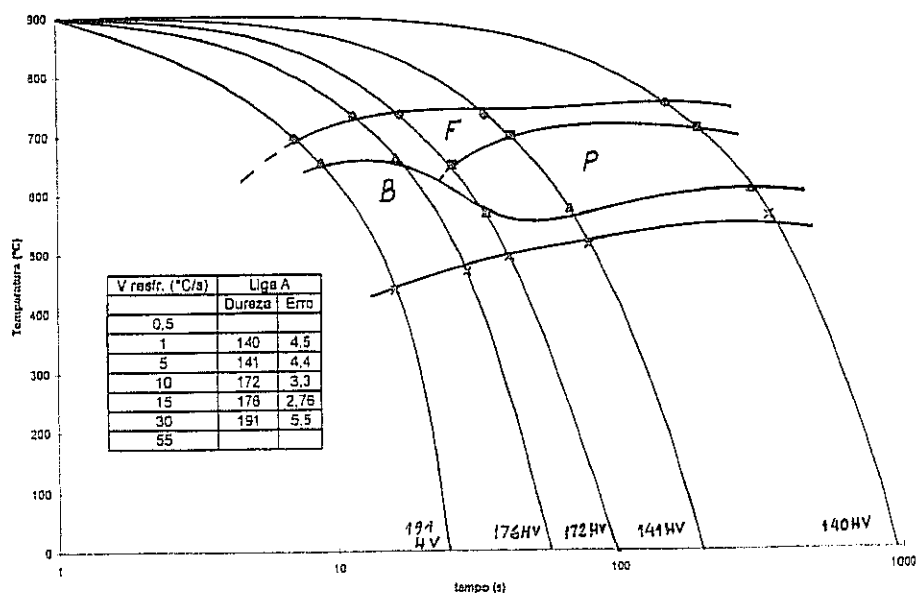


Figura 3.24 - TRC do aço com 0,07% C, 1,32 %Mn e 0,036%Nb (Gorni, 2007).

Abdalla *et al.* modificaram a microestrutura de um aço laminado a quente com tratamentos térmicos intercríticos e isotérmicos obtendo assim uma grande variedade de amostras com diferenças tanto na matriz ferrítica quanto nas frações bainíticas (Abdalla, 2006). Com o aumento da fração bainítica, observou-se aumento do limite de escoamento, resistência e também do alongamento (figura 3.25), evidenciado com esta última, a contribuição da bainita para melhoria da tenacidade. No caso dos estudos de Shanmugam *et al.* (Shanmugam, 2007) que avaliaram o impacto da estratégia de resfriamento em aços microligados ao Nb, foi percebida a manutenção do alongamento para um significativo aumento nos limites de resistência e escoamento.

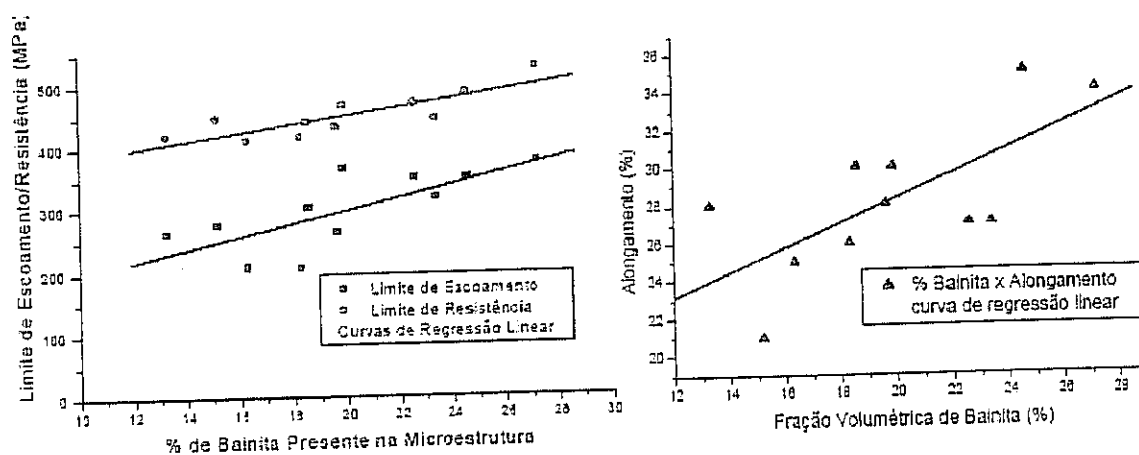


Figura 3.25 – Aumento do limite de escoamento e limite de resistência relacionado ao aumento da fração bainítica (Abdalla, 2006).

3.3. Processamento dos aços ARBL

As condições de reaquecimento da placa, deformação da austenita nas regiões de recristalização e não recristalização, e resfriamento da tira após a laminação vão determinar a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço ARBL.

3.3.1. Reaquecimento da Placa

A etapa de reaquecimento da placa determina o tamanho e distribuição inicial do grão austenítico e a disposição dos elementos microligantes. Desta forma, tem forte influência na microestrutura, resistência mecânica e tenacidade do aço ARBL.

Quanto mais baixa a temperatura de reaquecimento, mais fino o grão austenítico e mais refinada a microestrutura final, o que melhora a tenacidade do aço. Este refinamento da microestrutura é atribuído à grande quantidade de precipitados remanescentes, que controlam o crescimento do grão austenítico.

Para temperaturas e/ou tempos de reaquecimento muito elevados, ocorre a dissolução dos precipitados de nióbio e vanádio e o coalescimento dos precipitados de titânio (TiN), seguido pelo crescimento anormal dos grãos de austeníticos. As figuras 3.26 e 3.27 mostram o efeito da temperatura e do tempo de reaquecimento no crescimento anormal dos grãos austeníticos de um aço com 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti. Para o tempo de encharque igual a 15 min e uma temperatura de 1250°C, foi observado o crescimento anormal dos grãos austeníticos deste aço, figura 3.28-C. Da mesma forma, para a temperatura de encharque igual a 1200°C o crescimento anormal da austenita só ocorre para tempos na ordem de 120 min, figura 3.27-C.

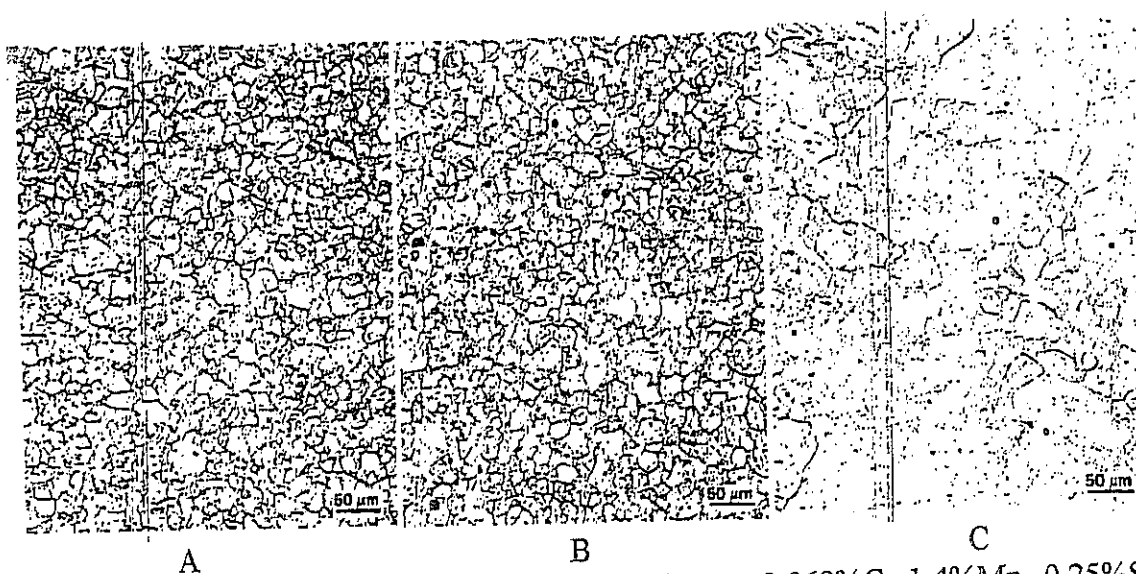


Figura 3.26 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Tempo de encharque igual a 15 min a 1100°C (A), 1200°C (B) e 1250°C (C) (Cuddy, 1983).

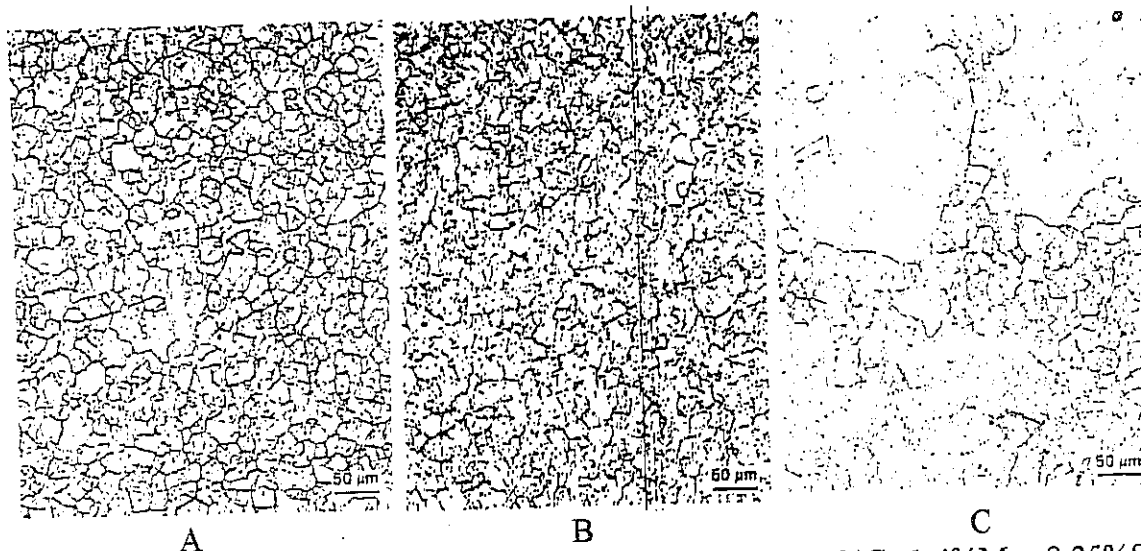


Figura 3.27 – Crescimento do grão austenítico do aço 0,069%C, 1,4%Mn, 0,25%Si, 0,008%N e 0,0019%Ti – Encharque a 1200°C durante 60 min (A), 90 min (B) e 120 min (C) (Cuddy, 1983).

3.3.2. Laminação de Desbaste

A laminação de desbaste geralmente é realizada na região de recristalização da austenita, ou seja, acima da T_{nr} . Nestas temperaturas, o refino dos grãos é feito por sucessivos passes de laminação seguidos da recristalização da austenita e do controle do crescimento dos grãos recristalizados por precipitados existentes, como TiN. Durante a laminação de desbaste, com a redução da temperatura, pode haver a precipitação de Nb(CN) que também controla o crescimento do grão austenítico.

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

3.3.4. Laminação de Acabamento

A laminação de acabamento é finalizada abaixo da temperatura de recristalização da austenita com o objetivo de produzir grãos austeníticos alongados. Com o aumento da deformação, os grãos apresentarão elevada área interfacial de austenita por unidade de volume (S_v), que corresponde à relação da área de defeitos cristalinos planares (contornos de grão, células de deslocações e contornos de pequeno ângulo) por unidade

de volume. Como mostrado na figura 3.28, o tamanho de grão ferrítico decresce continuamente com o aumento de S_v , devido à maior quantidade de sítios para nucleação de α (DeArdo, 1988).

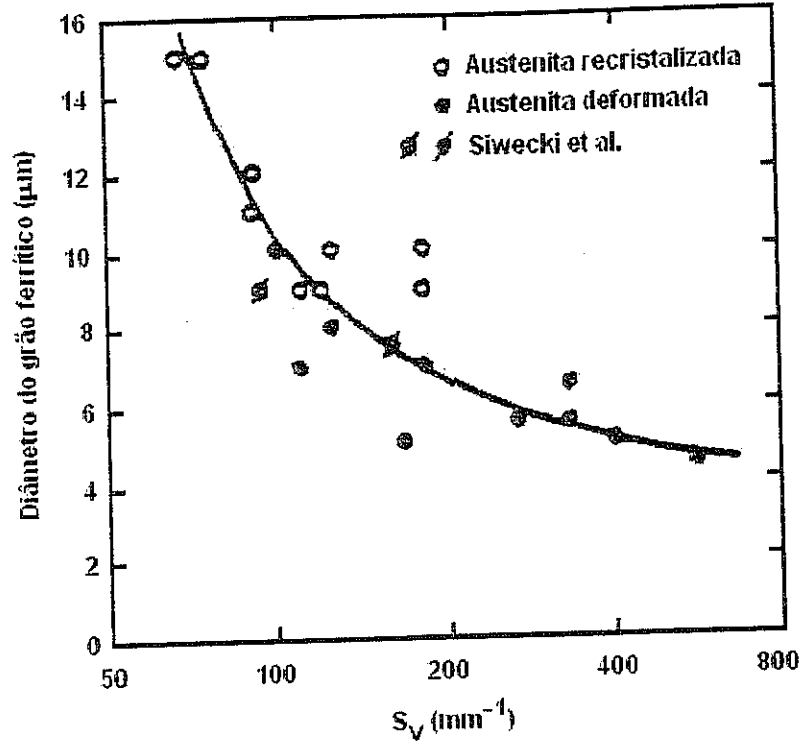


Figura 3.28 – Tamanho de grão ferrítico produzido a partir da austenita recristalizada e austenita deformada abaixo de T_{nr} para vários valores de S_v (DeArdo, 1988).

Embora a variação de S_v com a composição química e o processamento ainda não esteja completamente definida, os parâmetros mais importantes são o grão austenítico antes da laminação abaixo de T_{nr} e a deformação total nesta etapa conforme figura 3.29 (DeArdo, 1988).

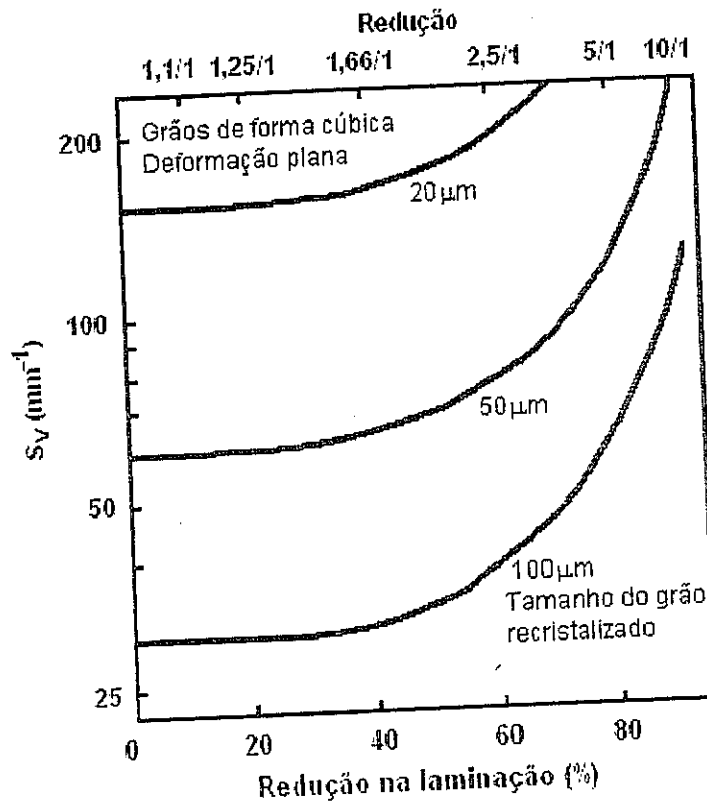


Figura 3.29 – Efeito da redução na laminação e do tamanho de grão austenítico prévio no valor de S_v (DeArdo, 1988).

3.3.5. Resfriamento Acelerado

O resfriamento acelerado durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ é extremamente importante para o desenvolvimento da microestrutura final do aço. Altas taxas de resfriamento abaixam a temperatura de transformação, favorecendo a nucleação em relação ao crescimento de α , resultando em um refino da microestrutura. Como mostrado na figura 3.30, a condição do grão austenítico (tamanho de grão ou S_v) e a taxa de resfriamento durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ têm forte influência no tamanho do grão ferrítico (Repas).

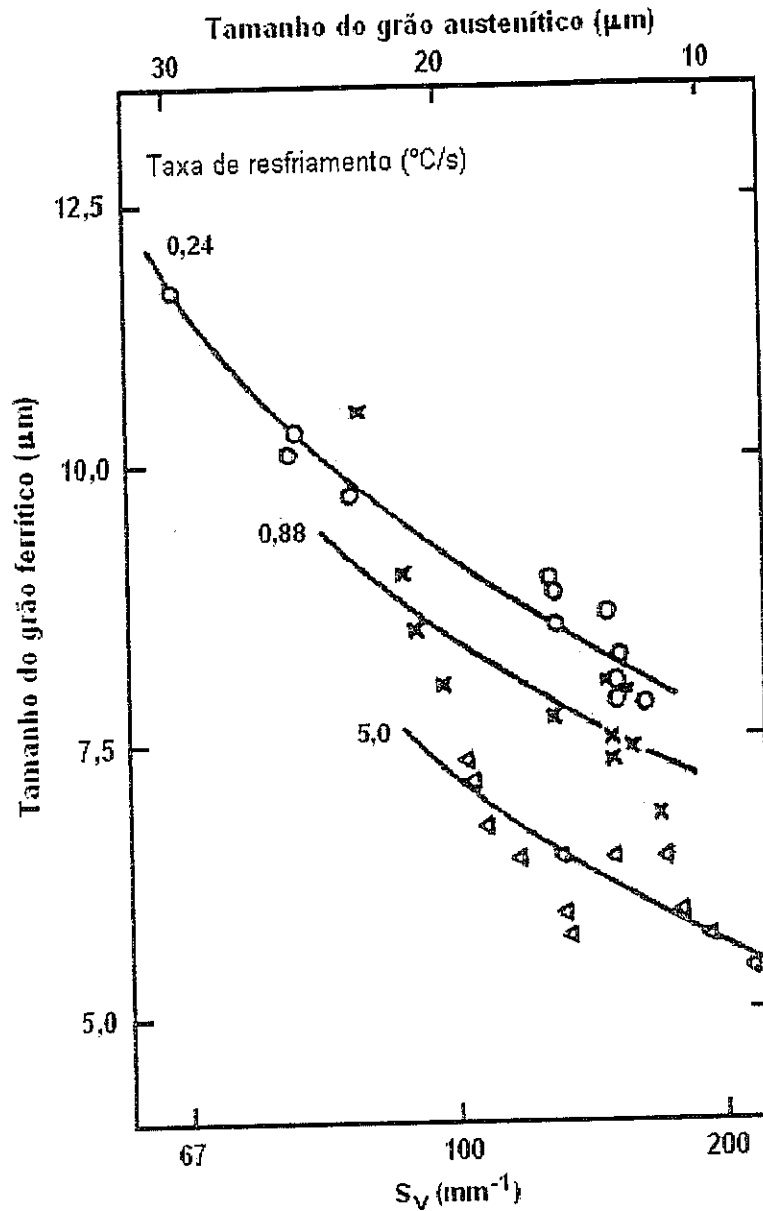


Figura 3.30 – Efeito do tamanho do grão austenítico e da taxa de resfriamento no tamanho do grão ferrítico (Repas).

Altas taxas de resfriamento e baixas temperaturas de final de resfriamento acelerado favorecem a formação de estruturas aciculares, que apresentam alta densidade de deslocamentos e tamanho de grão da ordem de $1\mu\text{m}$. O resfriamento acelerado também melhora o endurecimento por precipitação pela formação de precipitados de $(\text{V}, \text{Nb})(\text{C}, \text{N})$ mais finos e dispersos na matriz. Desta forma, como mostrado na figura 3.31, o uso do resfriamento acelerado propicia uma melhora na resistência para o mesmo nível de tenacidade (Repas; Tamehiro, 1985).

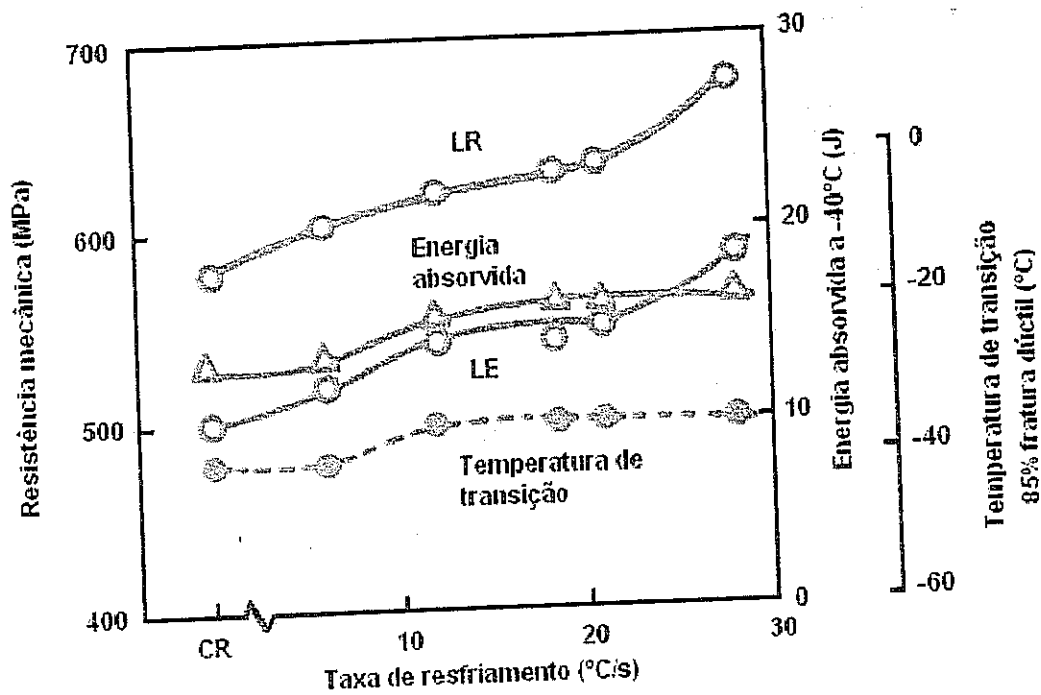


Figura 3.31 – Efeito da taxa de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti) (Tamehiro, 1985).

O efeito da temperatura de final de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas é mostrado na figura 3.32. O aumento pronunciado na resistência mecânica e uma melhora na tenacidade são observados para temperaturas na faixa de 520 a 400°C. Abaixo de 400°C, ocorre a formação de ilhas de martensita com impacto negativo sobre a tenacidade. A temperatura de transição dúctil-frágil é pouco influenciada pelas condições de resfriamento acelerado (Tamehiro, 1985).

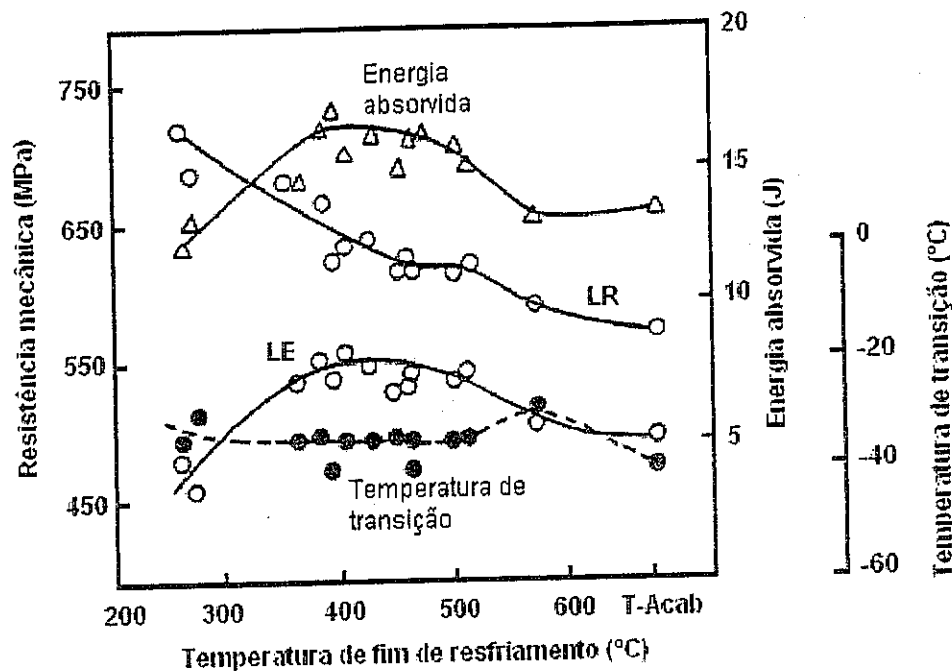


Figura 3.32 – Efeito da temperatura de fim de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço ARBL com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti) (Tamehiro, 1985).

3.4. Laminador de Tiras a Quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO

O laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO, construído pelo consórcio SMS-VAI, entrou em operação em Agosto de 2002 e tem uma capacidade de produção anual de 2 milhões de toneladas. As bobinas podem ser produzidas com espessuras entre 1,2 e 19 mm e largura de 700 a 1880 mm. Os principais equipamentos e características deste laminador são apresentados a seguir.

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

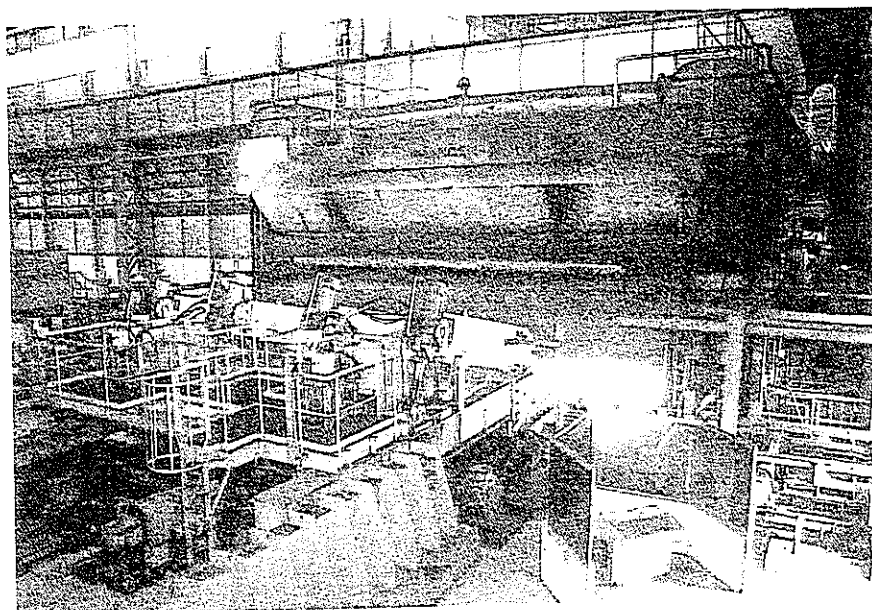


Figura 3.33 – Forno de reaquecimento de placas.

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

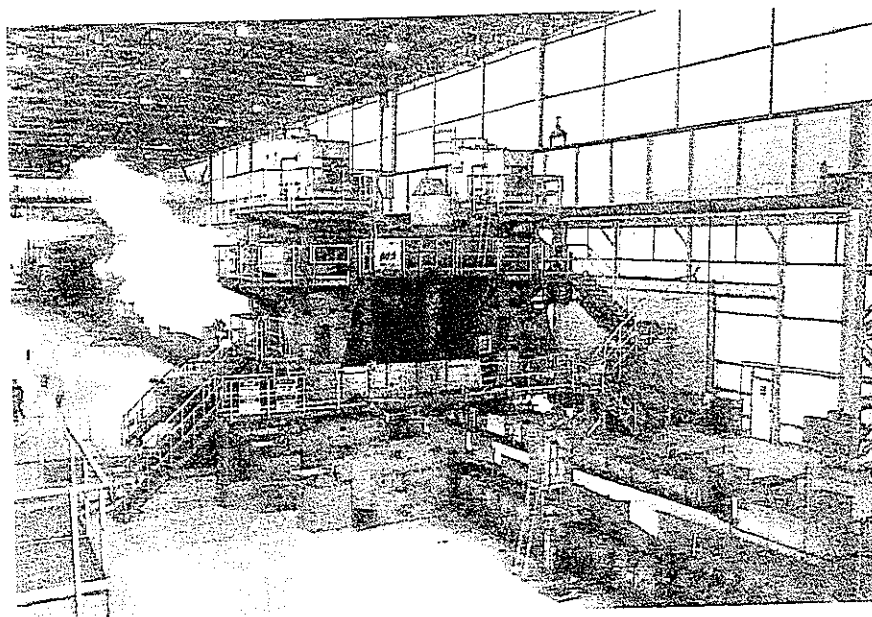


Figura 3.34 – Laminador de desbaste de esboço.

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

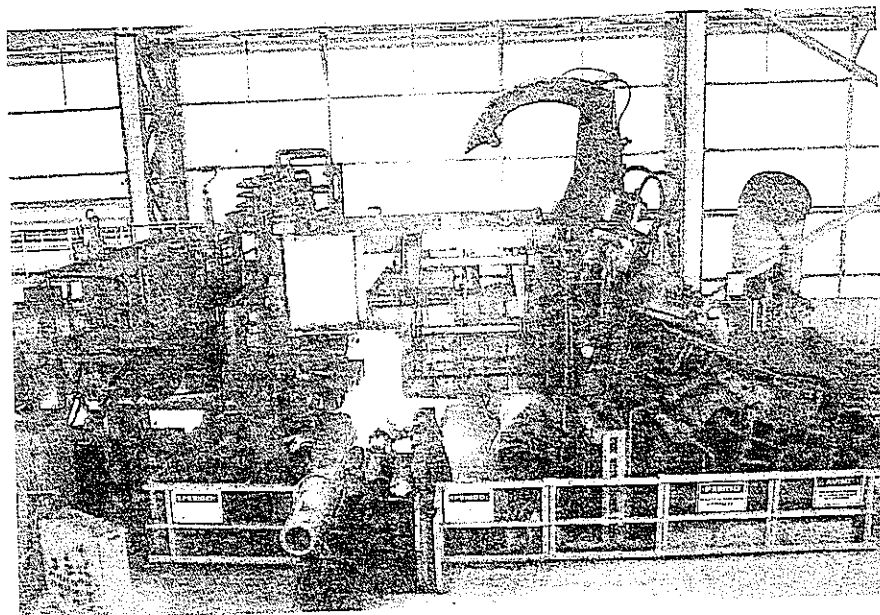


Figura 3.35 – Bobinadeira de esboço.

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

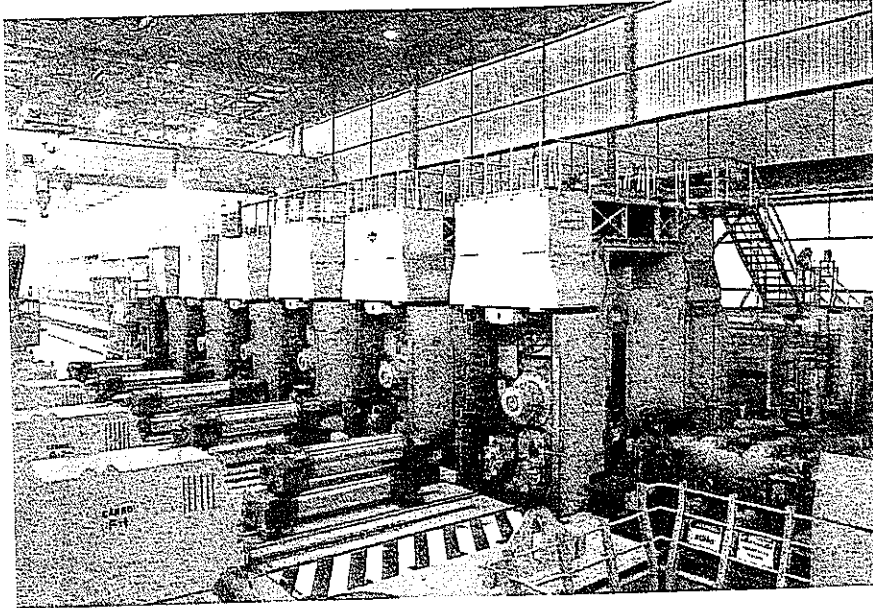


Figura 3.36 – Laminador de acabamento.

- Mesa de resfriamento da tira com comprimento total de 105m. Sistema de resfriamento forçado *Laminar flow* tipo sifão com 71,44 m de comprimento, com quinze bancos de resfriamento e alta densidade de resfriamento (vazão máxima de 12.500 m³/h). O sistema de resfriamento da tira no laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO permite a definição da estratégia de resfriamento mais adequada para cada tipo de material, com sete estratégias diferentes, como apresentado na figura 3.38.

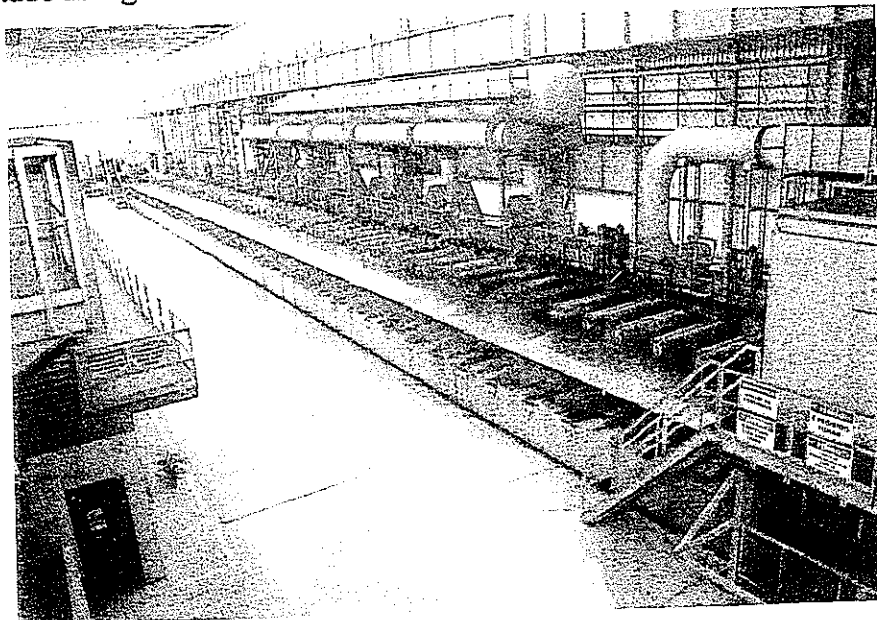


Figura 3.37 – Mesa de resfriamento.

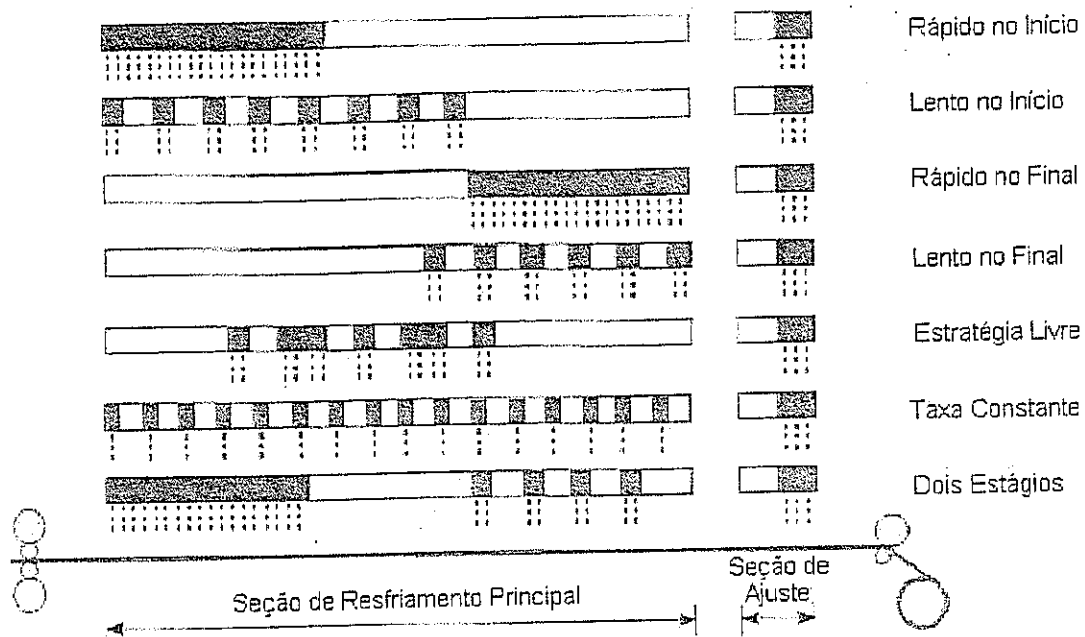


Figura 3.38 – Representação esquemática das estratégias de resfriamento previstas para o laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO.

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

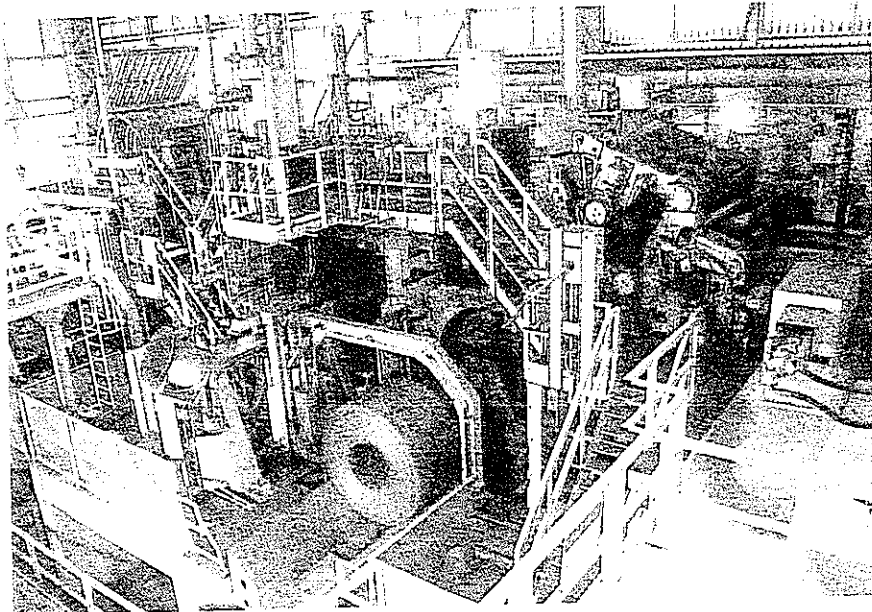


Figura 3.39 – Bobinadeiras Hidráulicas do laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO.

A figura 3.40 apresenta o layout do laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO, com a indicação da distribuição dos pirômetros para medição de temperatura.

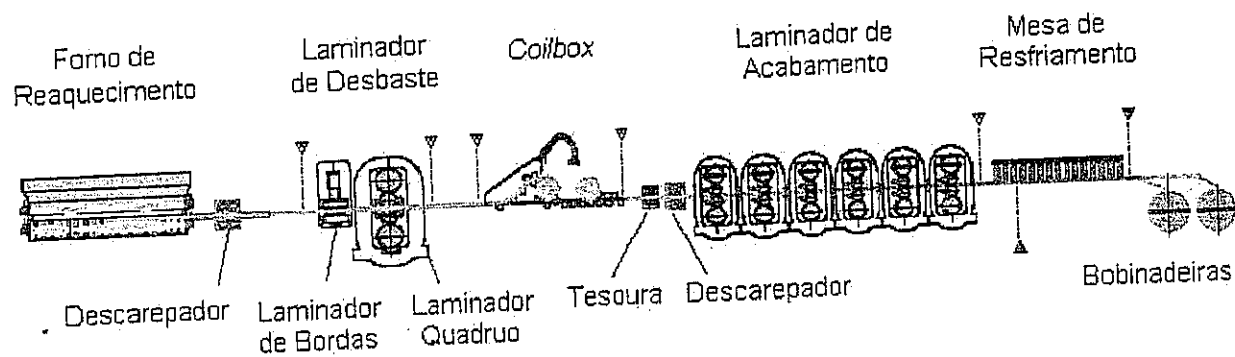


Figura 3.40 - Layout do laminador de tiras a quente da ARCELORMITTAL TUBARÃO.

4. METODOLOGIA

4.1. Material utilizado.

Foi produzida uma corrida em escala industrial na ArcelorMittal Tubarão, totalizando 300 t. A Tabela 4.1 mostra a composição química obtida, assim como as temperaturas de transformações de fase e de não recristalização calculadas segundo equações de vários autores.

Tabela 4.1 – Composição química da corrida produzida e temperaturas de transformações calculadas.

Elemento (% em peso)			Temperaturas (°C)		
C _{máx}	Mn _{máx}	Mn _{máx}	T _{nr} (Boratto, 1998)	M _i (Andrews, 1965)	Ar3 (Sekine, 1988)
0,10	1,60	0,15	996	465	745

4.2. Processamento Termomecânico

O processamento termomecânico foi estipulado buscando conciliar parâmetros já definidos para laminação de aços com composições químicas próximas e condições de processamento que aperfeiçoam o refino da microestrutura a ser obtida. A figura 4.1 esquematiza o processamento realizado.

As placas utilizadas tinham espessura de 225 mm e largura de 1225 mm. A espessura final visada foi de 3 mm e a largura de 1200 mm. As variáveis de processo estudadas foram a temperatura final na laminação de acabamento e a temperatura de bobinamento da tira.

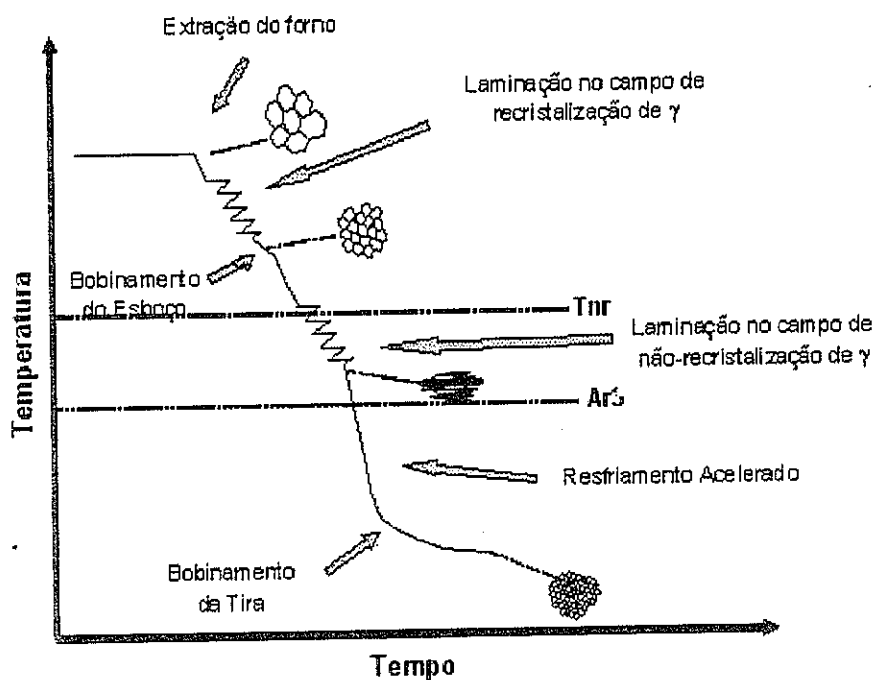


Figura 4.1 – Representação esquemática do processamento termomecânico controlado realizado.

4.2.1. Reaquecimento das Placas

A temperatura visada foi de 1200 a 1250°C. O tempo total e curva de reaquecimento são definidos de acordo com as condições operacionais e cálculo do modelo matemático de controle do forno. A Temperatura de Encharque foi selecionada numa faixa suficiente para manter dissolvidos todos os elementos químicos previstos e também, similar a valores já praticados para outros materiais com composição química semelhantes.

4.2.2. Laminação de Desbaste

A temperatura visada para final de laminação foi igual a 1060°C. Dessa forma, a laminação de desbaste foi realizada na região de recristalização da austenita. A espessura final do esboço foi de 30 mm, acumulando portanto uma redução total de 86,67%.

4.2.3. Bobinadeira de Esboço (“Coil Box”)

O Coil Box foi utilizado para todos os esboços produzidos para melhorar a homogeneidade térmica.

4.2.4. Laminação de Acabamento

A temperatura de início de laminação visada foi de 1040 a 1100°C, ou seja, a laminação de acabamento foi iniciada na região de recristalização da austenita. Foram visadas temperaturas de acabamento (TA) de 850 e 830°C de forma que a laminação de acabamento terminasse na região de não recristalização da austenita.

A espessura visada a quente foi de 3,038 mm, representando portanto uma redução de 89,87%

4.2.5. Resfriamento Acelerado

Foi utilizada a estratégia de resfriamento “Rápido no Início” no intuito de refinar os grãos ferríticos e favorecer a formação de bainita.

4.2.6. Bobinamento

Foram visadas Temperatura de Bobinamento (TB) de 350, 400 e 450°C. O tempo de resfriamento previsto, conforme histórico de laminação de outros aços de mesma dimensão é de 10 s. Utilizando como referência o diagrama TRC de aço com composição 0,07% C, 1,32 %Mn e 0,036%Nb elaborado por Gorni (Gorni, 2007), cuja composição química é parecida com a do aço estudado, estima-se que o fim do resfriamento ocorreria no campo bainítico, conforme diagrama CCT da figura 4.2.

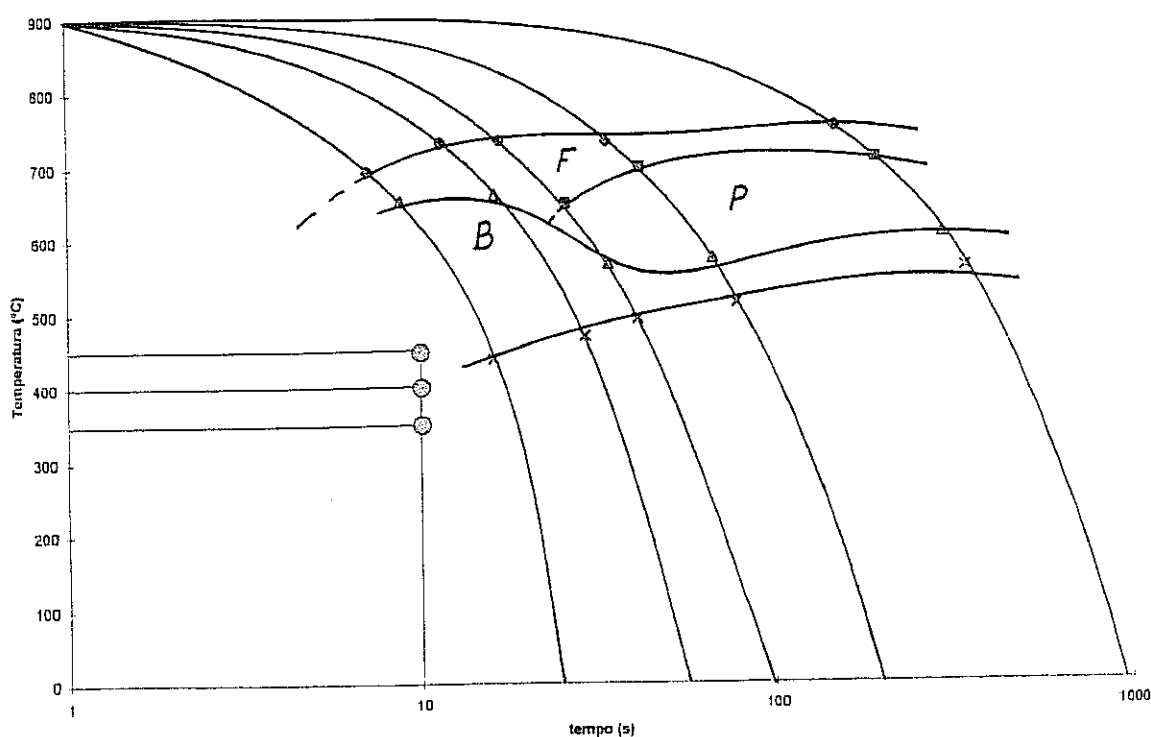


Figura 4.2 – TRC do aço com 0,07% C, 1,32 %Mn e 0,036%Nb (Gorni, 2007) e pontos visados no processamento termomecânico em escala industrial.

4.3. Ensaios Mecânicos

As propriedades mecânicas do material produzido nos experimentos foram levantadas nos ensaios de tração (Limite de Escoamento, Limite de Resistência e Alongamento). Foi usada como referência a norma ASTM E-8. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Testes Mecânicos da ArcelorMittal Tubarão. As amostras foram retiradas a $\frac{1}{2}$ da largura das bobinas, de forma a coincidir com a região onde são realizadas as medições de temperatura durante processamento industrial.

Os ensaios de tração foram realizados na Máquina Universal de Ensaio modelo UH-F500kNI com capacidade de 500 kN, fabricado pela Shimadzu. Os ensaios foram realizados na direção transversal à laminação, sendo realizados 3 ensaios para cada amostra. Foi determinado o limite de escoamento ($LE_{0,5\%}$), o limite de resistência (LR) e o alongamento total (A_p). A figura 4.3 apresenta as dimensões dos corpos de prova (CP) para os ensaios de tração.

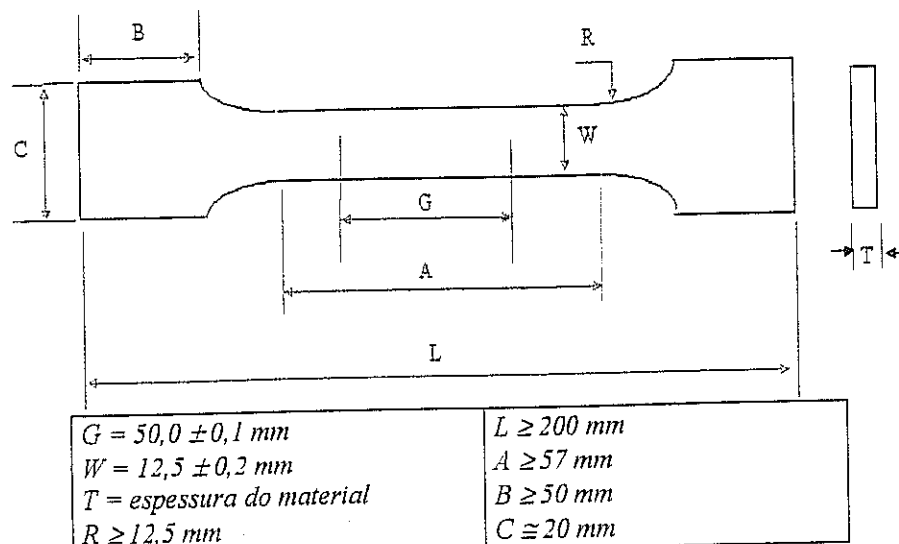


Figura 4.3 – Dimensões dos CPs para os ensaios de tração.

4.4. Ensaios Metalográficos

A caracterização da microestrutura foi realizada por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura no Laboratório de Ensaios Metalográficos da ArcelorMittal Tubarão e Universidade Federal de Minas Gerais. As análises metalográficas foram realizadas a $\frac{1}{4}$ da espessura da bobina, na direção paralela à direção de laminação. As microestruturas foram reveladas aplicando-se o reagente Nital 4% e LePera. A área de cada grão ferrítico foi medida usando o programa de análise de imagem Image ProPlus™, isto após as amostras terem sido fotografadas no microscópio eletrônico de varredura com ampliação de 3000x.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Processamento Termomecânico

Foram produzidas 6 bobinas laminadas a quente, do aço com a composição química citada na tabela 4.1, no laminador de tiras a quente da ArcelorMittal Tubarão.

Na etapa de reaquecimento das placas, a temperatura de extração ficou dentro da faixa prevista e o tempo de reaquecimento variou de 137 a 177min, conforme condições operacionais. Considera-se que as condições de reaquecimento foram suficientes para solubilizar completamente os precipitados de Nb.

A laminação de desbaste ocorreu em 7 passes de deformação, sendo a deformação total da ordem de 86,67%. A T_{nr} calculada para a composição química da corrida utilizada segundo a equação 3.2 é de 996°C. A temperatura superficial no início da laminação de acabamento variou entre 1040 e 1100°C. Assim, considera-se que a laminação de desbaste ocorreu inteiramente na região de recristalização da austenita.

A bobinadeira de esboço ("Coil Box") foi utilizada, permitindo uma maior homogeneidade térmica.

Em função da condição inédita de processamento deste material e, portanto, falta de histórico de aprendizado para o modelo de controle, ocorreu oscilação da Temperatura de Acabamento e Temperatura de Bobinamento nas BQ's processadas. Entretanto, este fato possibilitou estudar outros níveis de temperaturas, enriquecendo assim este trabalho. Para isto foram amostradas regiões onde as temperaturas permaneceram estáveis ao longo de pelo menos 20 m em comprimento. A tabela 5.1 mostra os valores de temperaturas das regiões amostradas.

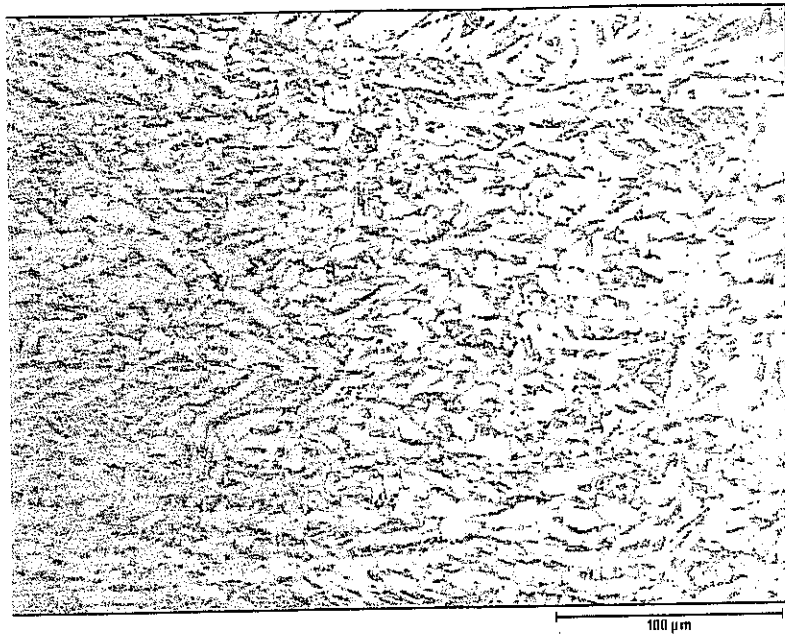
Tabela 5.1 – Temperaturas obtidas durante experimento industrial.

Condição	Temperatura de Bobinamento (°C)	Temperatura de Acabamento (°C)
1	350	860
2	350	870
3	350	905
4	400	850
5	400	860
6	400	890
7	433	830
8	450	850
9	450	890
10	450	920
11	465	850
12	525	894

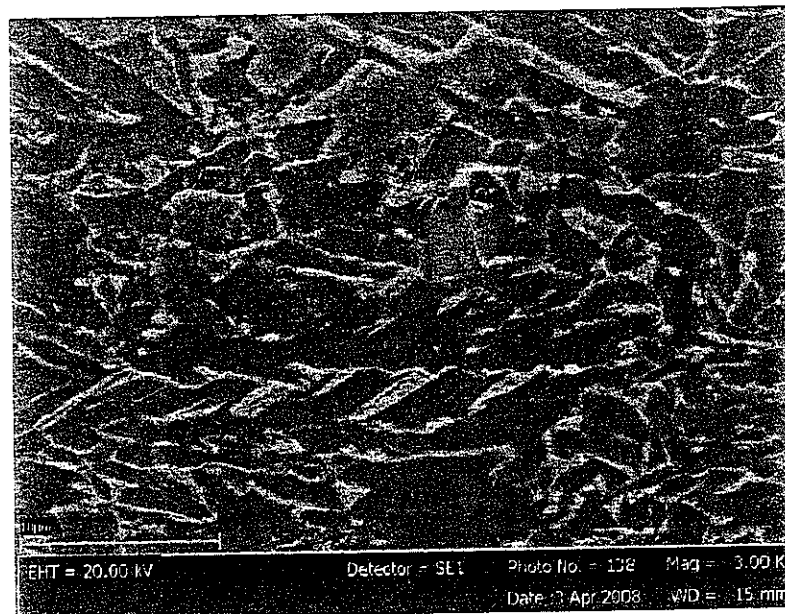
5.2. Microestruturas e Propriedades Mecânicas Obtidas

As microestruturas obtidas, caracterizadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, são apresentadas nas figuras de 5.1 a 5.12, juntamente com os valores de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento.

Constituintes “MA” ocorreram de forma rara e isoladamente em todas as amostras. A figura 5.13 mostra constituintes “MA” identificados com o ataque LePera na condição 03, onde a ocorrência de “MA” ficou ligeiramente mais evidente.



(a) Micrografia Ótica - $\frac{1}{4}$ da Espessura

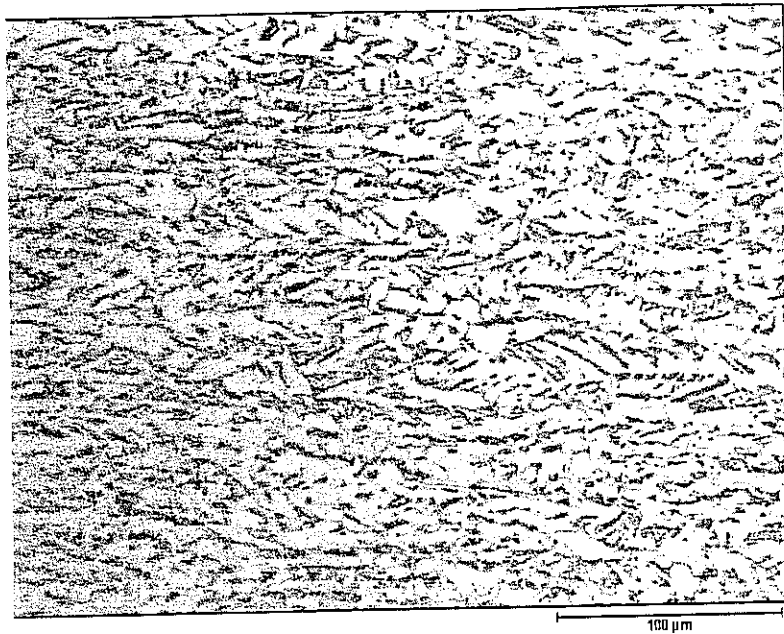


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura - $\frac{1}{4}$ da Espessura

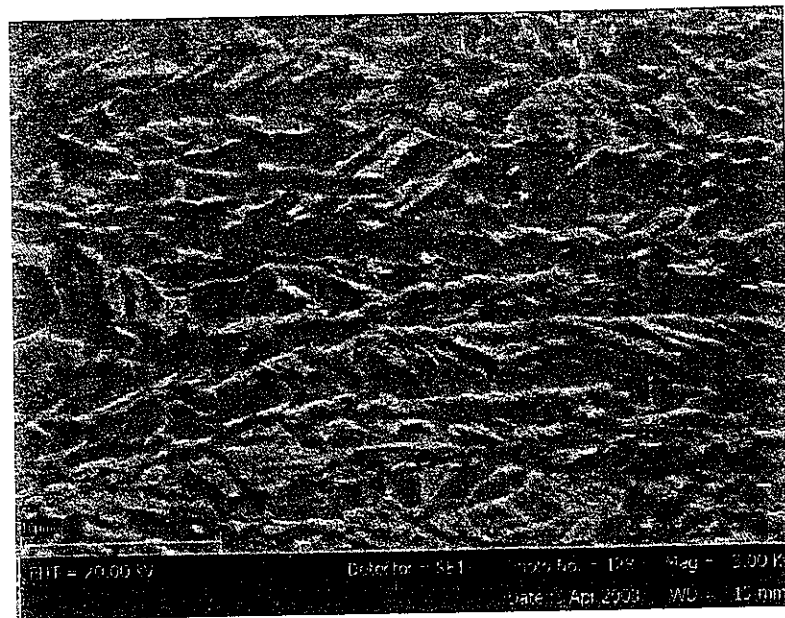
Temperatura de acabamento: 860°C

Temperatura de bobinamento: 350°C

Figura 5.1 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 1. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura

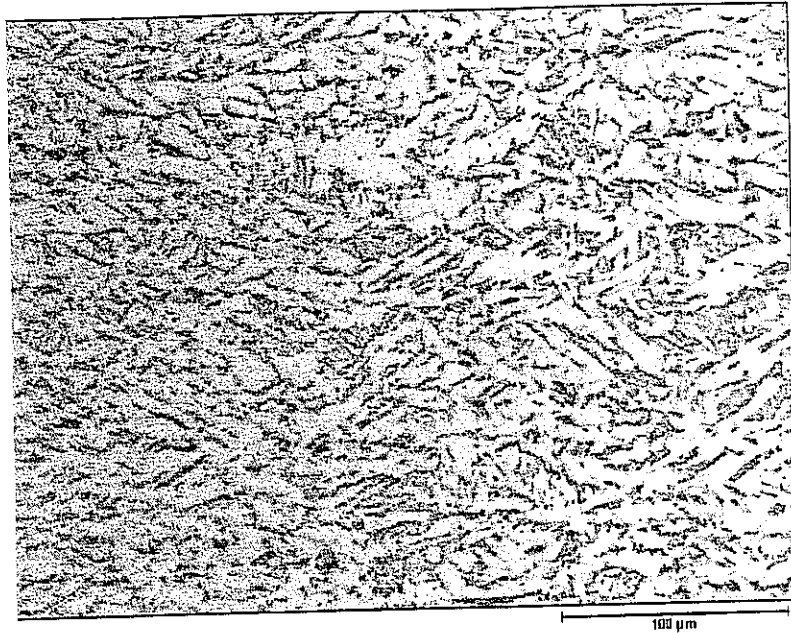


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

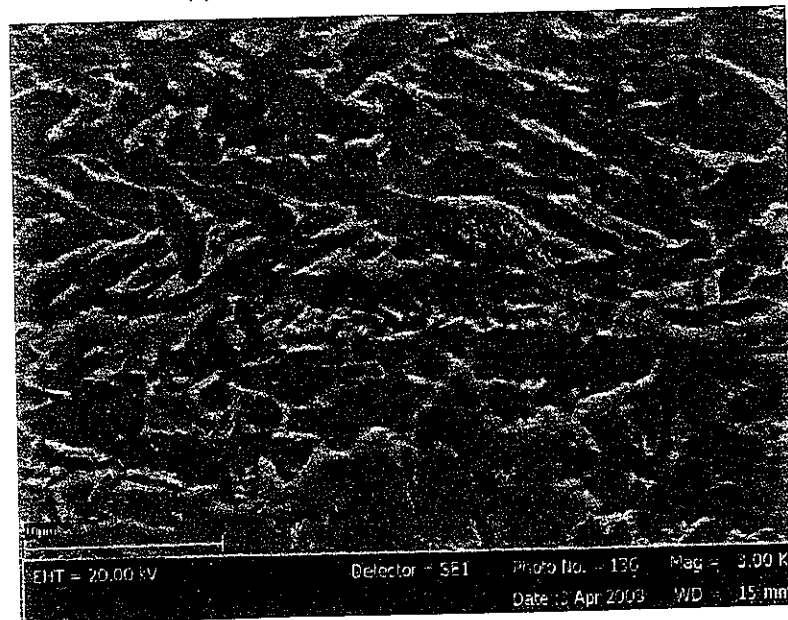
Temperatura de acabamento: 870°C

Temperatura de bobinamento: 350°C

Figura 5.2 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 2. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura

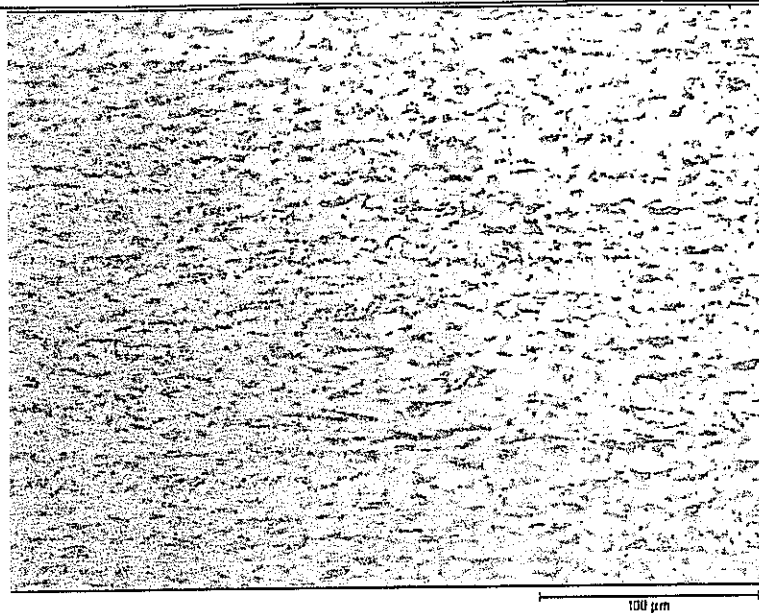


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

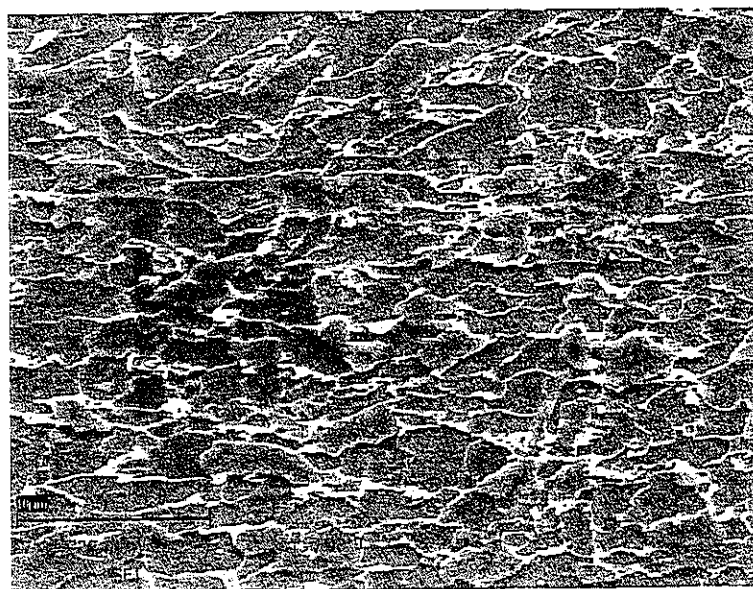
Temperatura de acabamento: 905°C

Temperatura de bobinamento: 350°C

Figura 5.3 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 3. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura

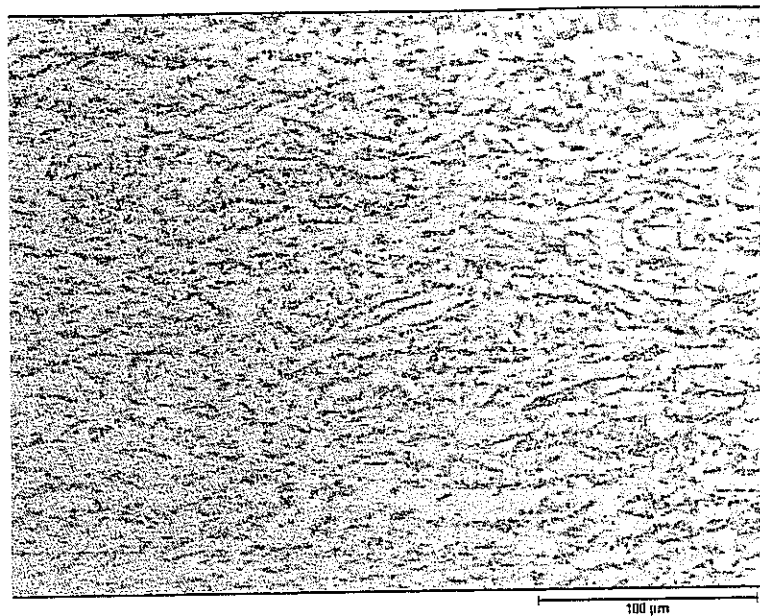


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

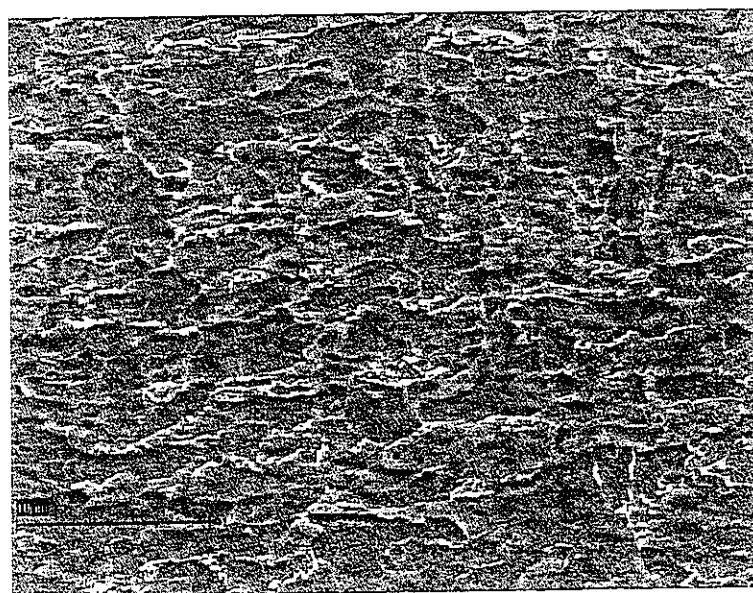
Temperatura de acabamento: 850°C

Temperatura de bobinamento: 400°C

Figura 5.4 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 4. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – $\frac{1}{4}$ da Espessura

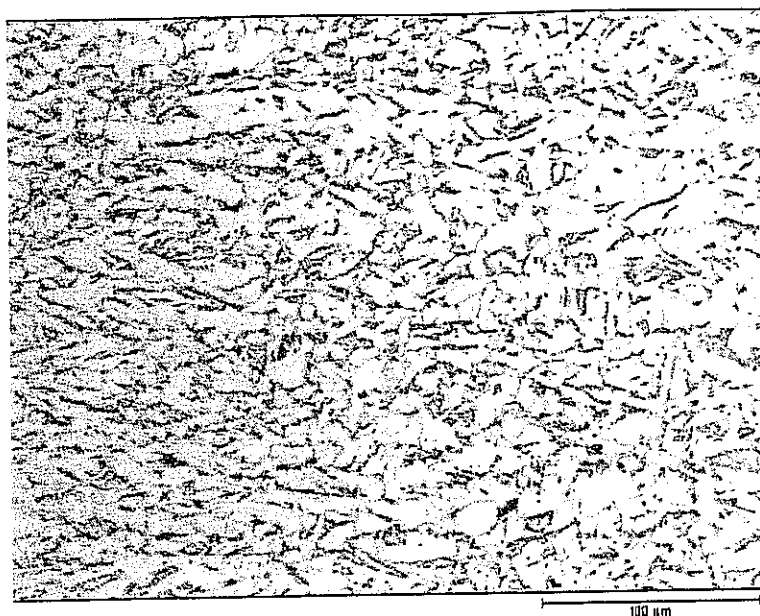


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – $\frac{1}{4}$ da Espessura

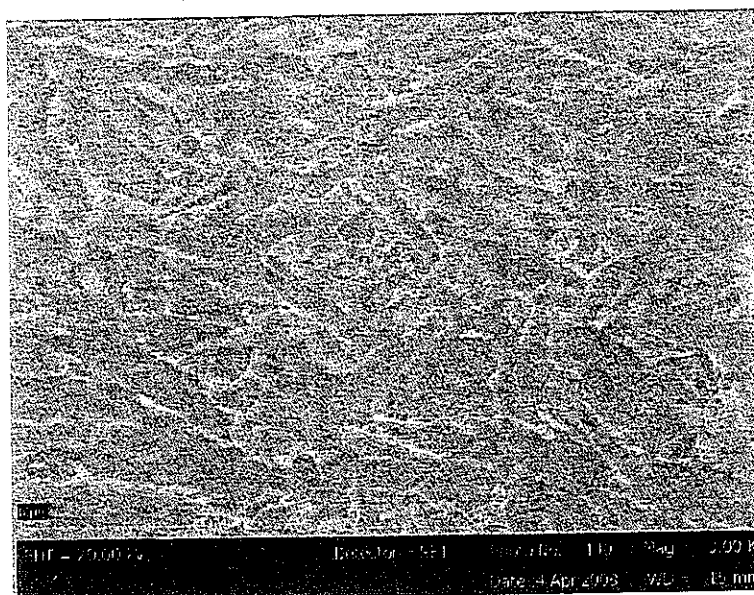
Temperatura de acabamento: 860°C

Temperatura de bobinamento: 400°C

Figura 5.5– Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura – Condição 5. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura

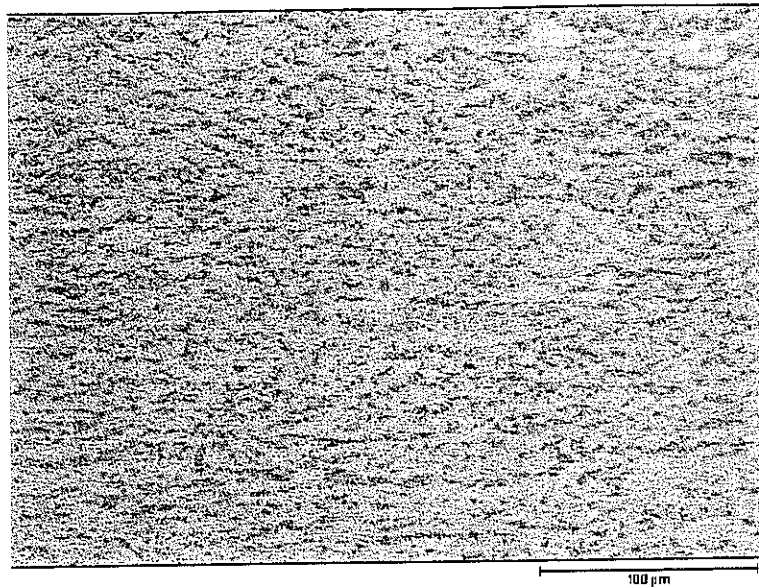


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

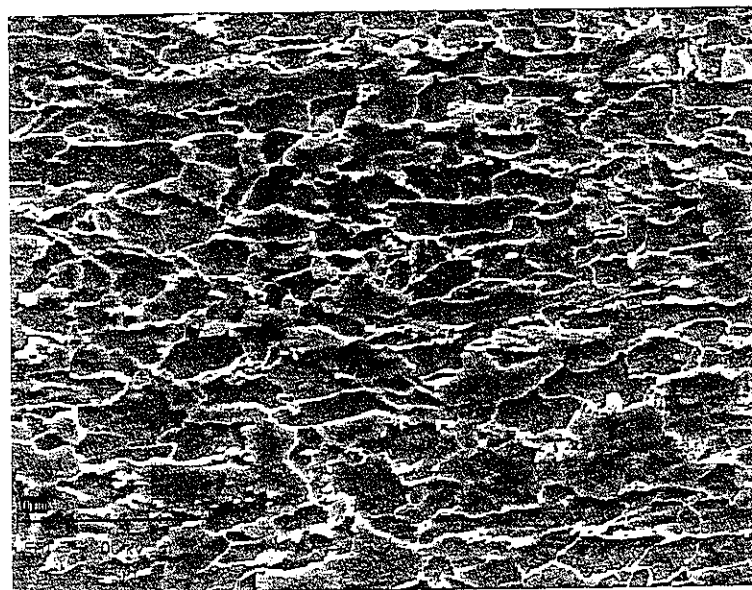
Temperatura de acabamento: 890°C

Temperatura de bobinamento: 400°C

Figura 5.6 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 6. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica - $\frac{1}{4}$ da Espessura

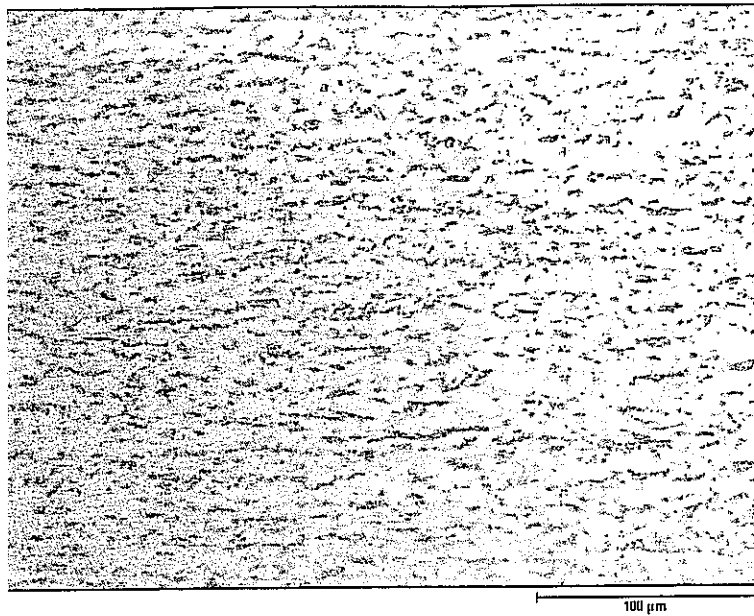


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura - $\frac{1}{4}$ da Espessura

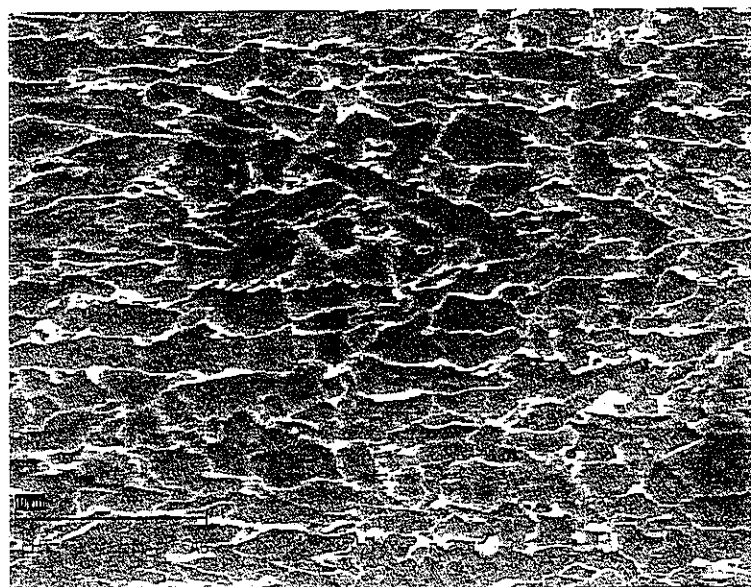
Temperatura de acabamento: 830°C

Temperatura de bobinamento: 433°C

Figura 5.7 - Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Condição 7. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica - ¼ da Espessura

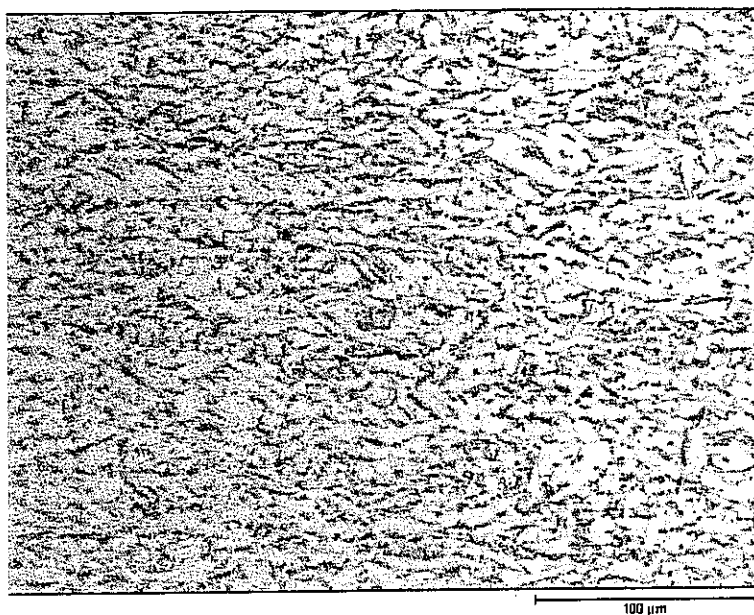


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura - ¼ da Espessura

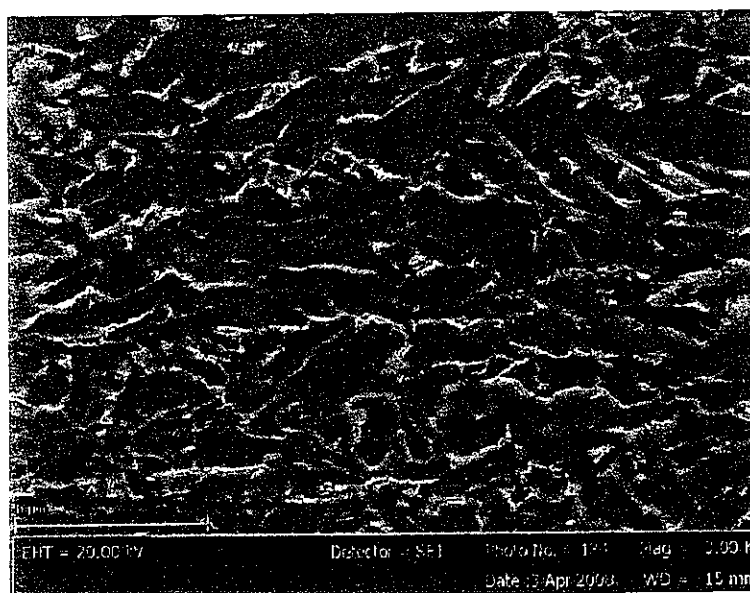
Temperatura de acabamento: 850°C

Temperatura de bobinamento: 450°C

Figura 5.8 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 8. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura

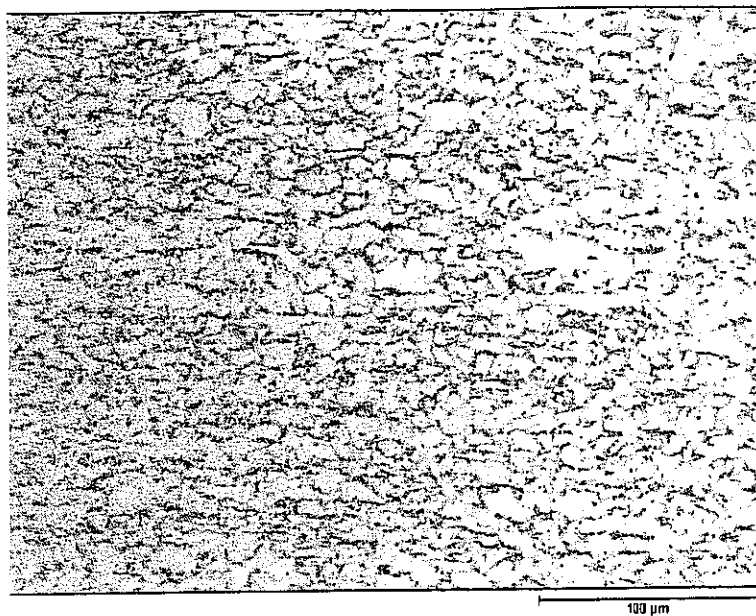


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

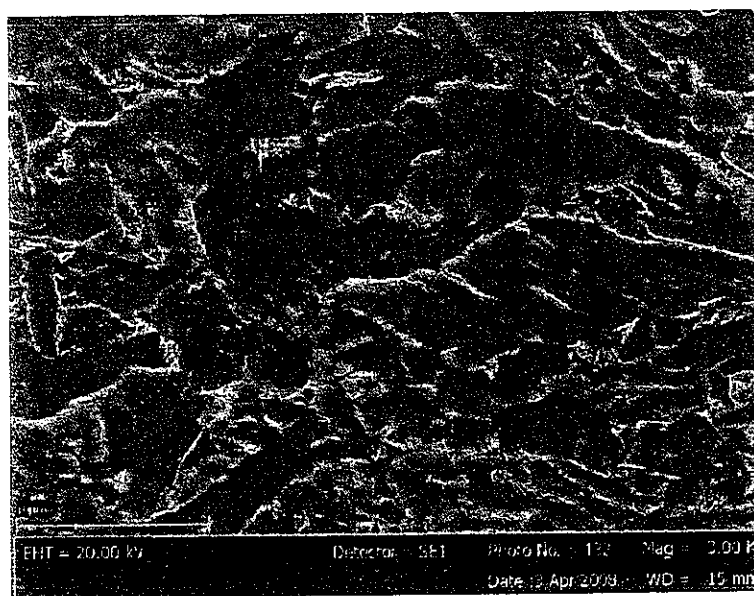
Temperatura de acabamento: 890°C

Temperatura de bobinamento: 450°C

Figura 5.9 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 9. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura

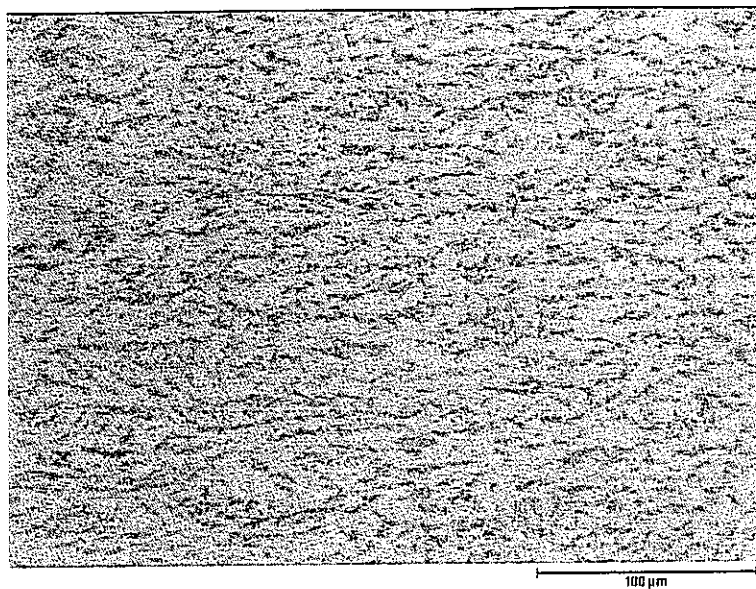


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

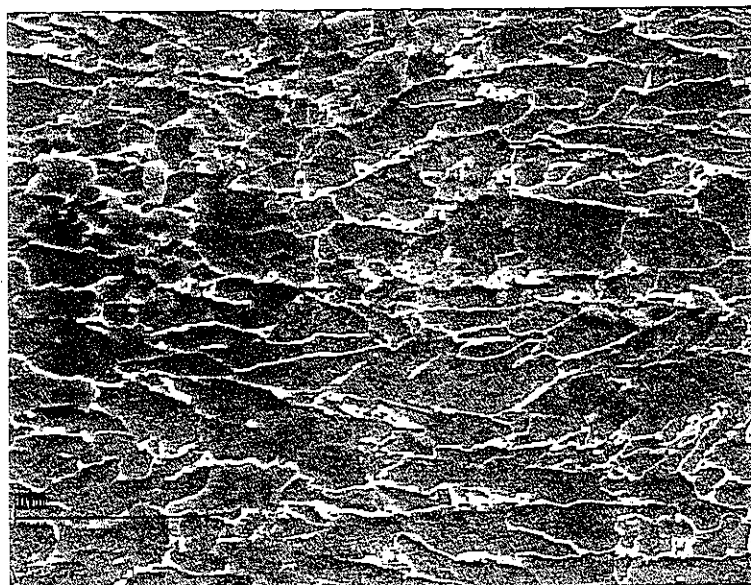
Temperatura de acabamento: 920°C

Temperatura de bobinamento: 450°C

Figura 5.10 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 10. Ataque: Nital 4%.



(a) Micrografia Ótica - $\frac{1}{4}$ da Espessura

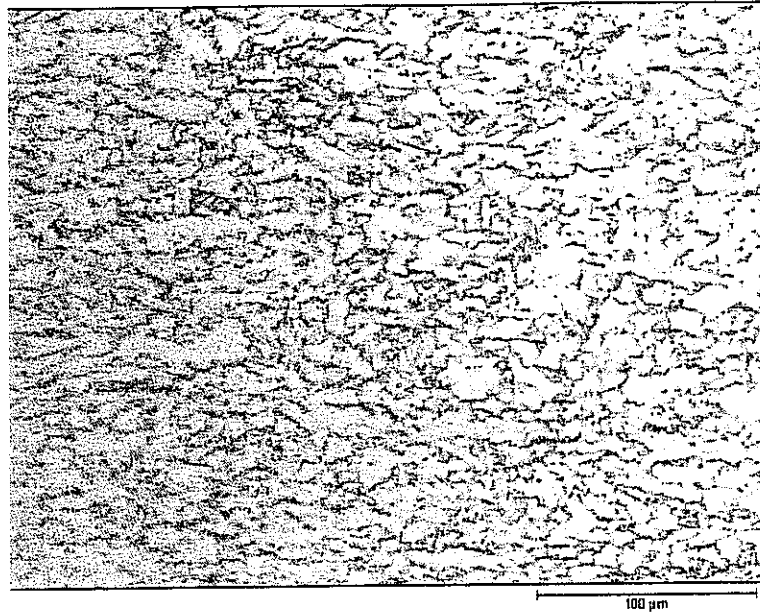


(b) Micrografia Eletrônica de Varredura - $\frac{1}{4}$ da Espessura

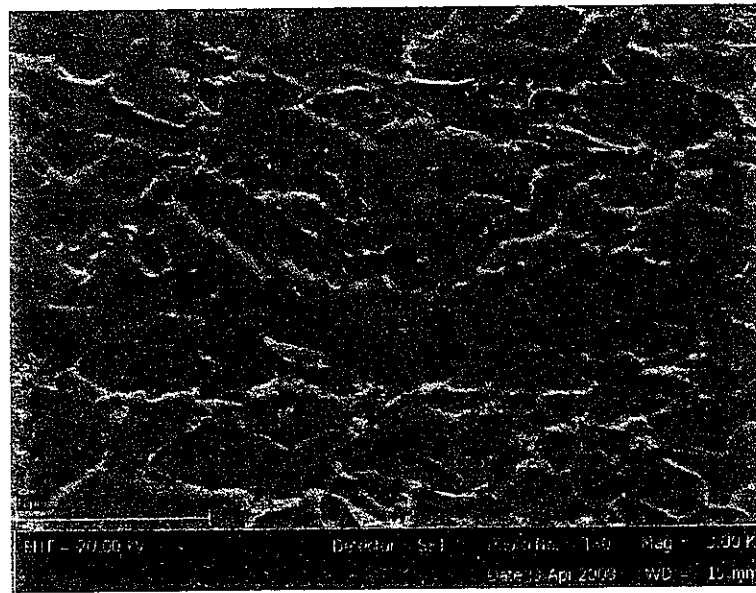
Temperatura de acabamento: 850°C

Temperatura de bobinamento: 465°C

Figura 5.11 - Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura - Condição 11. Ataque: Nital 4%



(a) Micrografia Ótica – ¼ da Espessura



(b) Micrografia Eletrônica de Varredura – ¼ da Espessura

Temperatura de acabamento: 894°C

Temperatura de bobinamento: 525°C

Figura 5.12 – Microestrutura obtida a ¼ da espessura – Condição 12. Ataque: Nital 4%.

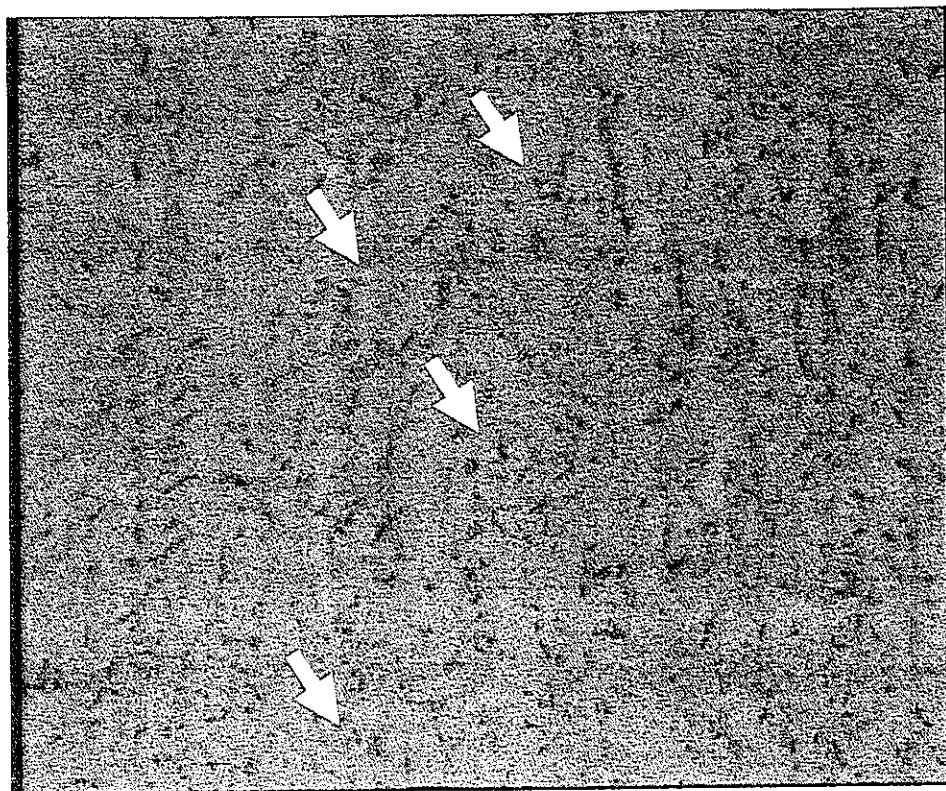


Figura 5.13 – Microestrutura obtida a $\frac{1}{4}$ da espessura apresentando pequenas porções de constituintes “MA” – Condição 03. Ataque: LePera

Os grãos ferríticos foram bastante refinados em todas as condições de processo. Os grãos equiaxiais apresentaram tamanho entre 1,5 e 2,2 μm . Observou-se a tendência de diminuição do tamanho de grão ferrítico com o abaixamento da temperatura de bobinamento (comparação das condições 8, 9 e 10 onde a TA é fixada entre 890 e 905°C e a TB varia nos valores de 350, 400, 450 e 525°C) e acabamento (condições 3, 6, 9 e 12, onde a TB é fixada em 450°C e a TA varia nos valores de 850, 890 e 920°C). O abaixamento da temperatura de bobinamento ocasionou diminuição do tamanho de grão ferrítico, devido aumento na taxa de nucleação de ferrita. A redução da temperatura de acabamento implica no aumento do grau de deformação da austenita abaixo da T_m que, pelo aumento da área interfacial por unidade de volume de austenita, aumenta os sítios para nucleação da ferrita poligonal durante a transformação.

O abaixamento da temperatura de bobinamento tem o efeito de favorecer a formação de estruturas bainíticas. Assim, também, a comparação das condições 8, 9 e 10 (onde a TA é fixada entre 890 e 905°C e a TB varia nos valores de 350, 400, 450 e 525°C) permite constatar o aumento de constituintes aciculares com a diminuição da TB. Percebe-se que a ferrita poligonal, predominante na condição de TB = 525°C perdeu espaço para constituintes aciculares, predominantes na condição de TB = 350°C. Tal fato resultou em maior resistência mecânica.

A figura 5.14 mostra o efeito da temperatura de acabamento na resistência mecânica, organizando os resultados de todos experimentos realizados, conforme tabela 5.1. Observa-se que o abaixamento da temperatura de acabamento causou um aumento da resistência mecânica (Limite de Resistência e Escoamento).

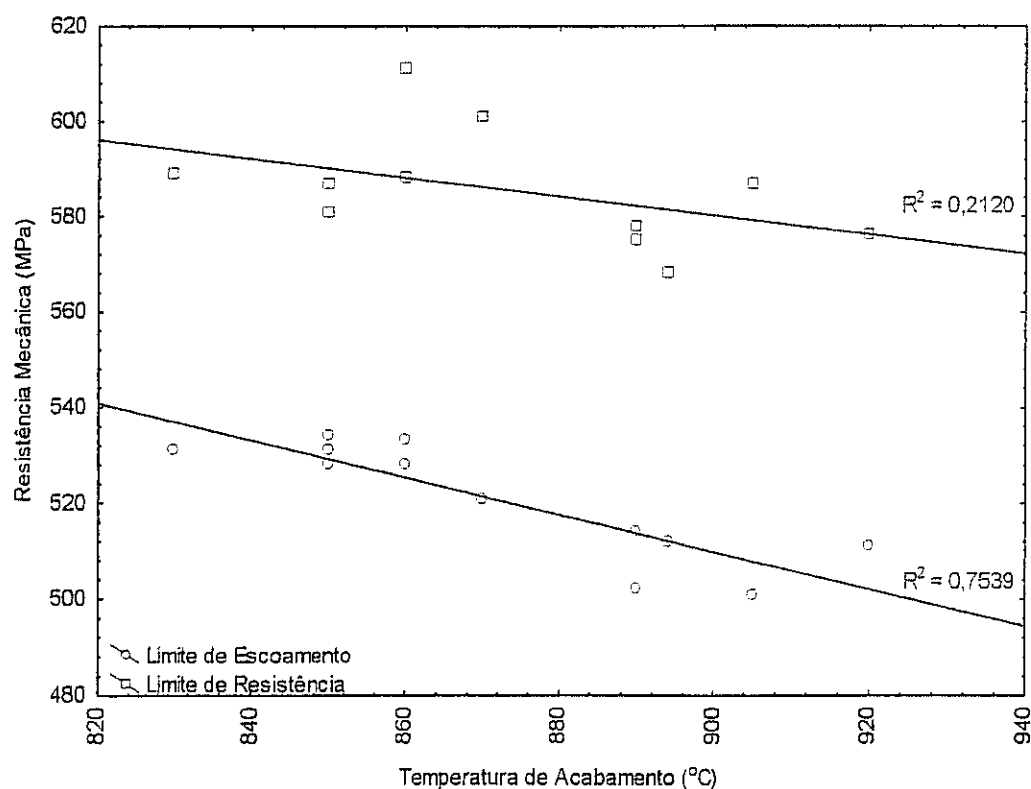


Figura 5.14 –Efeito da temperatura de acabamento na resistência mecânica.

O abaixamento da temperatura de bobinamento revelou aumento do limite de resistência. O limite de escoamento permaneceu constante, conforme figura 5.15. Entretanto, separando as amostras em grupos com diferentes faixas de temperatura de

acabamento, conforme figura 5.16, observa-se uma redução marginal do limite de escoamento para temperaturas de bobinamento menor que 450°C. Este comportamento também foi observado por OHTANI para temperaturas de final de resfriamento abaixo de 400°C de um aço com 0,08%C-1,57%Mn-0,07%V-0,03%Nb-0,018%Ti (OHTANI, 1990). Este fato pode estar associado a pressão hidrostática exercida pela transformação martensítica e bainítica, que geram discordâncias móveis que podem provocar um amaciamento do material. Outra possibilidade é a precipitação insuficiente de Nb(CN), conforme resultados obtidos por PANIGRAHI (PANIGRAHI, 2001).

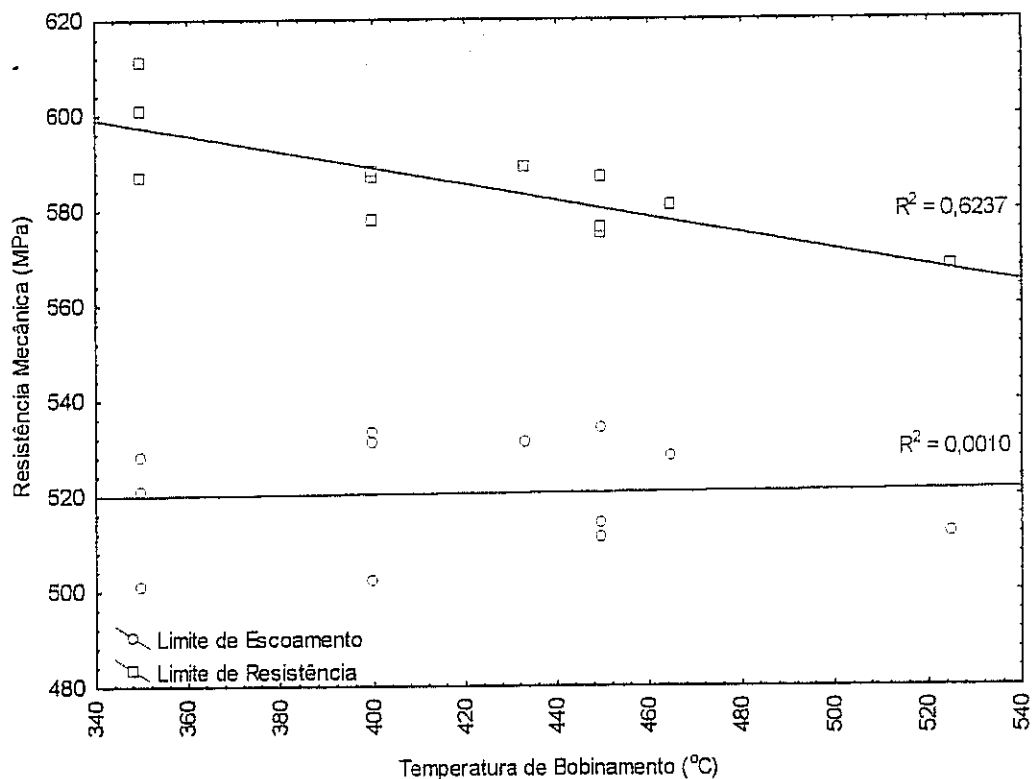


Figura 5.15 –Efeito da temperatura de bobinamento na resistência mecânica.

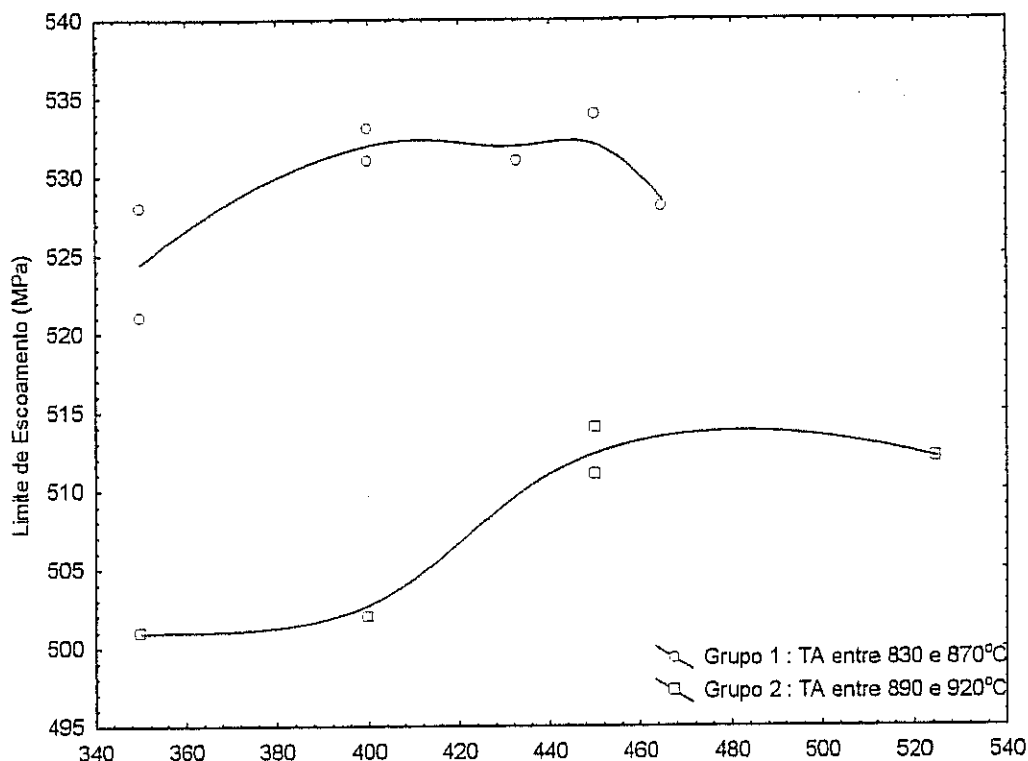


Figura 5.16 –Efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento em grupos com diferentes faixas de temperatura de acabamento.

Foi realizada análise multivariada para verificação dos efeitos simultâneos da TA e TB na resistência mecânica, sendo encontradas as relações expressas nas equações 5.1 e 5.2. O coeficiente R encontrado foi de 0,76 e 0,89 respectivamente, valores razoáveis considerando que foram obtidos a partir de experimentos realizados em escala industrial. A comparação dos valores observados e calculados a partir dessas equações são exibidas nas figuras 5.17 e 5.18, onde podemos observar vários pontos se encontram dentro dos limites de 95% de confiança.

$$LE : 852,40 + 0,0204 \times TB - 0,3902 \times TA \quad R = 0,76 \quad (5.1)$$

$$LR : 808,82 - 0,1654 \times TB - 0,1764 \times TA \quad R = 0,89 \quad (5.2)$$

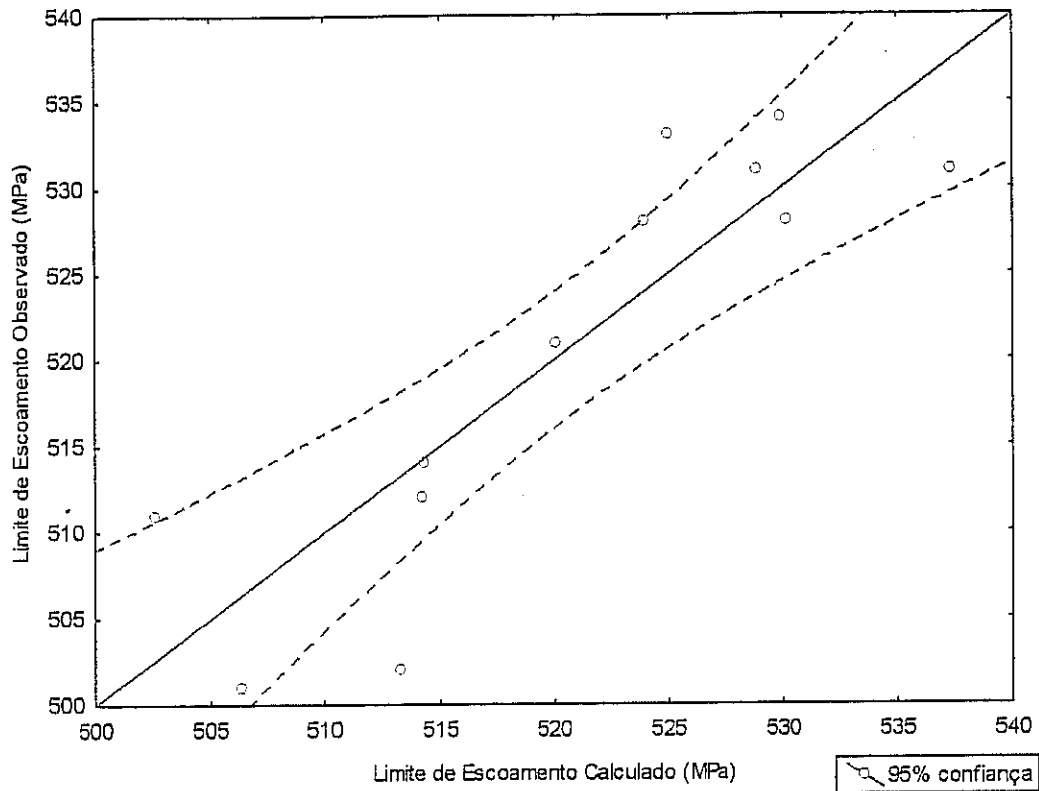


Figura 5.17 – Comparação do LE observado e calculado conforme equação 5.1.

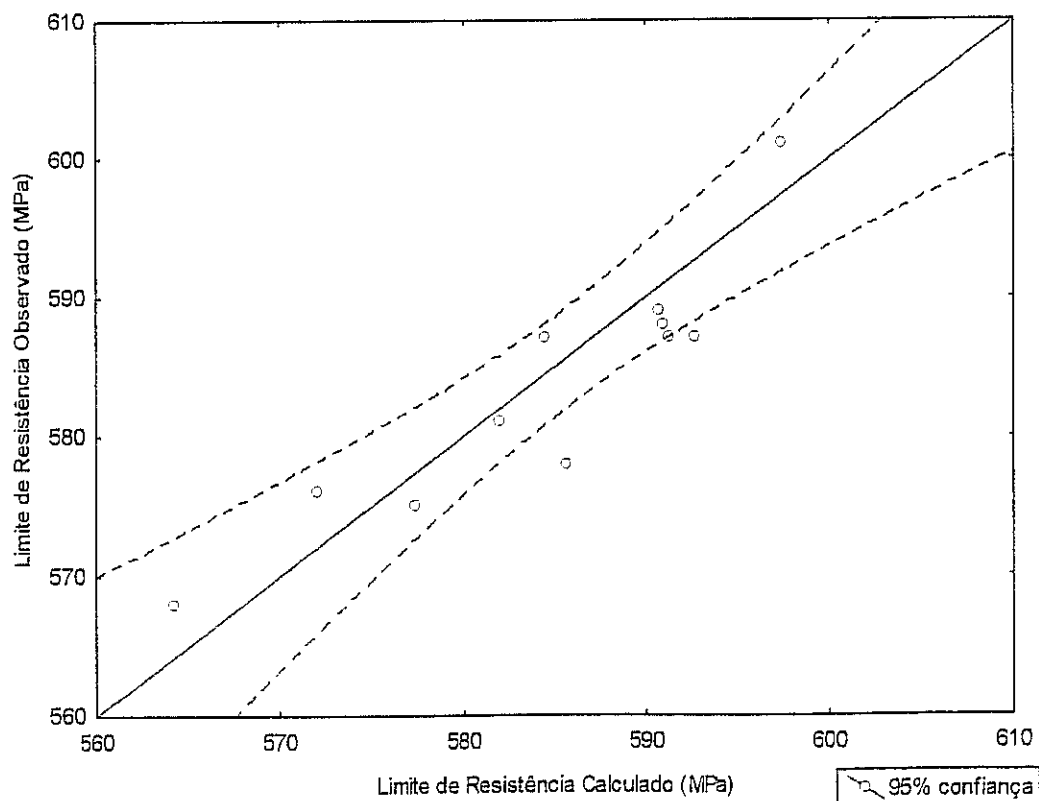


Figura 5.18 – Comparação do LR observado e calculado conforme equação 5.1.

Foram elaborados gráficos em três e duas dimensões correlacionando a temperatura de acabamento, temperatura de bobinamento e resistência mecânica através da linearização combinada dos métodos matemáticos de distância ponderada e mínimos quadrados. Tais gráficos são mostrados nas figuras 5.19 e 5.20. Observa-se que o abaixamento da TA e TB eleva o Limite de Resistência. É possível observar também, com maior clareza, a região onde o Limite de Escoamento cai com o abaixamento da TB devido à geração de discordâncias móveis e/ou precipitação incompleta de carbonetos de nióbio.

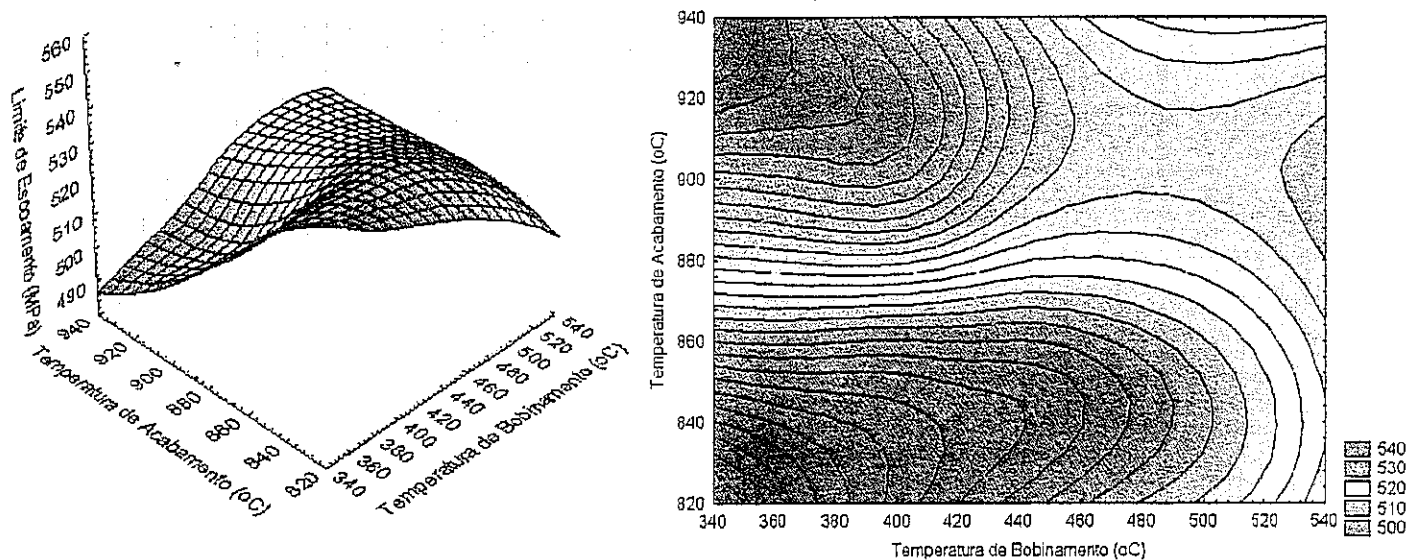


Figura 5.19 – Efeito da temperatura de acabamento no limite de escoamento.

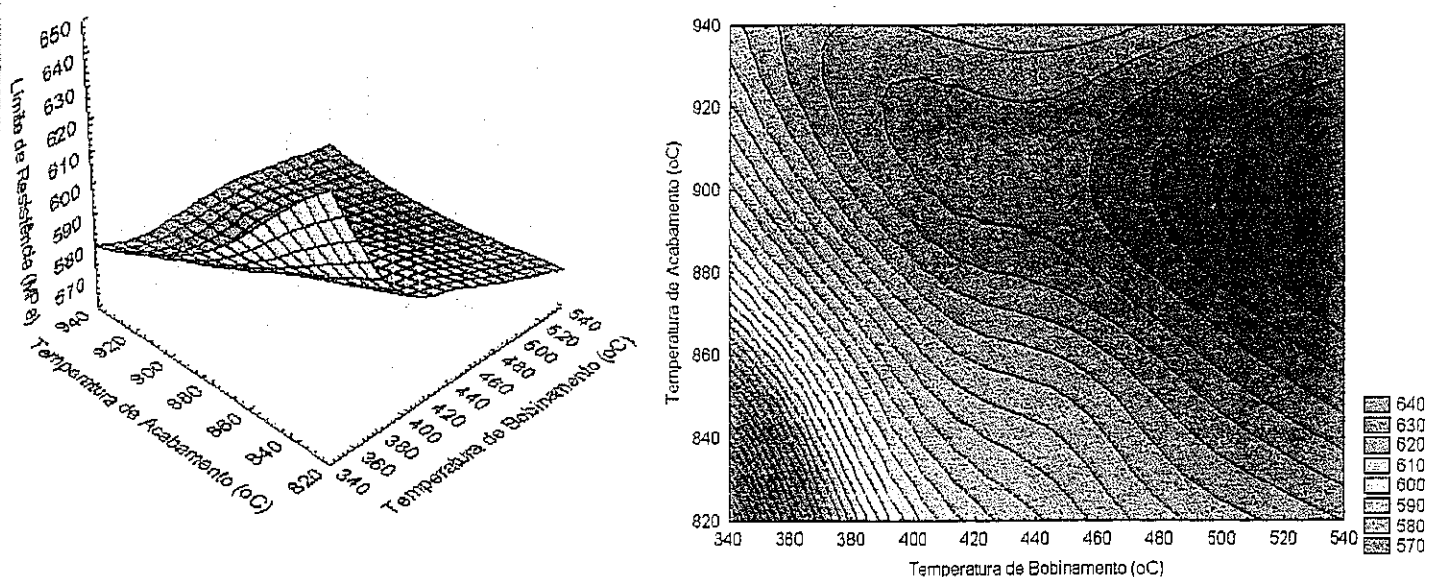


Figura 5.20 – Efeito da temperatura de acabamento no limite de resistência.

O alongamento total demonstra um aparente decréscimo com o aumento da temperatura de acabamento, apesar de não apresentar correlação forte ($R^2 = 0,2690$), conforme apresentado na figura 5.21. Tal fato pode ter origem na precipitação induzida pela deformação, uma vez que o abaixamento da TA implica na maior saldo de discordâncias por ser assim aumentada a fração da deformação em temperaturas mais baixas. A validação desta hipótese requer uma investigação com utilização de microscopia de transmissão.

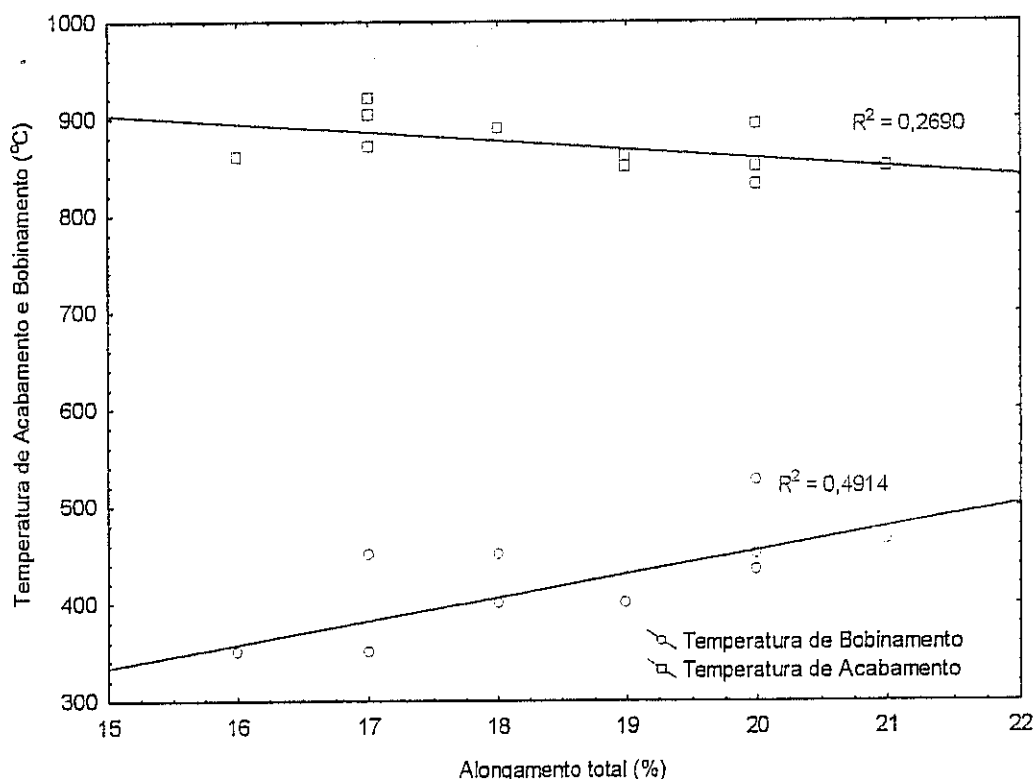


Figura 5.21 – Efeito da temperatura de acabamento no alongamento total.

De forma diferente, o abaixamento da temperatura de bobinamento causou diminuição do alongamento total. Tal fato pode estar associado ao surgimento de constituintes MA, que diminuem o alongamento.

Correlacionado o alongamento total simultaneamente com a temperatura de acabamento e de bobinamento foi obtida a equação 5.3, que apresenta o coeficiente $R = 0,90$. A comparação do alongamento observado com o calculado é apresentada na figura 5.22.

$$Ap : 32,2654 + 0,0256 \times TB - 0,0330 \times TA$$

$$R = 0,90 \quad (5.3)$$

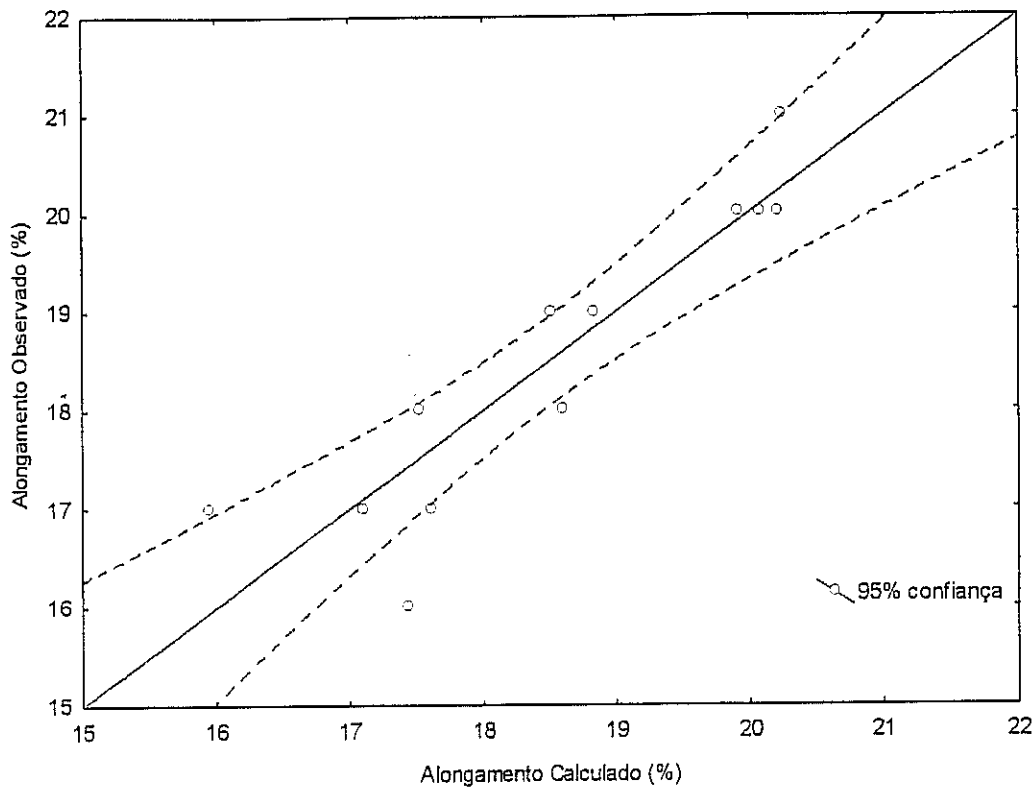


Figura 5.22 – Efeito da temperatura de bobinamento no alongamento total.

Assim, os parâmetros estudados na etapa de laminação a quente apresentam influencia nos resultados de propriedades mecânicas do produto final, podendo portanto, ser controlados de forma a atender especificações específicas. Os resultados dos ensaios de tração obtidos em todas as condições de processamento estão listados na tabela 5.2

Tabela 5.2 – Resultados obtidos através das análises realizadas.

Condição	Temperatura de Bobinamento (°C)	Temperatura de Acabamento (°C)	LE 0,5% (Mpa)	LR (MPa)	Alongamento Total (%)
1	350	860	527,7	610,7	16
2	350	870	520,7	601,3	17
3	350	905	500,7	587,3	17
4	400	850	531,3	587,3	19
5	400	860	533,0	588,0	19
6	400	890	502,3	577,7	18
7	433	830	531,3	589,0	20
8	450	850	534,0	586,7	20
9	450	890	513,7	575,3	18
10	450	920	511,3	575,7	17
11	465	850	528,3	581,0	21
12	525	894	512,3	567,7	20

6. CONCLUSOES

- O abaixamento das temperaturas de acabamento e bobinamento resultaram no aumento do limite de resistência mecânica do material. Este fato está associado ao refinamento da matriz ferrítica;
- O abaixamento da temperatura de bobinamento promoveu refinamento do grão ferrítico e mudança da microestrutura, aumentando a fração de microestruturas aciculares;
- Há tendência de queda do limite de escoamento nas condições onde a TB é menor que 440°C e TA maior que 860°C. Tal fato pode estar associado à geração de discordâncias móveis na matriz macia de ferrita devido ao cisalhamento que ocorre durante a formação das ilhas de bainita/martensita e/ou devido a precipitação insuficiente precipitação de Nb(CN);
- O alongamento apresentou uma tendência de queda linear com o abaixamento da temperatura de bobinamento. Este fato está associado ao refinamento da microestrutura e presença de constituinte "MA".

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Ampliar a faixa de temperatura de acabamento estudada para valores da ordem de 830°C;

- Estudar o efeito de diferentes taxas de resfriamento nas propriedades mecânicas e morfológicas do aço avaliado, mantendo as mesmas condições de temperatura de acabamento, temperatura de bobinamento e velocidade de laminação;

- Investigar a precipitação dos carbonitretos de nióbio nas diferentes condições de processamento, utilizando microscópio de transmissão.

8) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM E 8 - 04, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, American Society For Testing & Materials, 2004.

AARONSON, H.I. et al. - Bainite Viewed Three Different Ways. Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 1343-1380, June 1990.

ABDALA, A.J., HASHIMOTO, T. M., PEREIRA, M. S., ANAZAWA, R. M. - Formação da fase Bainítica em aços de baixo carbono. Revista Brasileira de Aplicações a Vácuo, v.25, n. 3, 175-181, 2006

ANDREWS, K.W. - Empirical Formulae for The Calculation of Some Transformation Temperatures. JISI, v. 203, p. 721-727, 1965.

BHADESHIA, H.K.D.H. - Aços Muito Resistentes em Peças de Grandes Dimensões. Revista Metalurgia e Materiais, v.61, n 553, 106-109, 2005

BHADESHIA, H.K.D.H. - Bainite in Steels. Transformations, Microstructure and Properties. London: The Institute of Materials, 2nd ed., 2001. 454p.

BHADESHIA, H.K.D.H. - POSCO Lectures on Bainite, www.msc.cam.ac.uk/movies.html, acessado em 11/12/2007.

BORATTO, F. - Effect of Chemical Composition on the Critical Temperatures of Microalloyed Steels. In: Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermo-Mechanical Processing of Steels and Other Metals, ISIJ, 1988, Tokyo. Proceedings...Tohyo: Tamura, I.(ed.); The ISIJ, 1988. p. 383-390

BRAMFITT, B.L., SPEER, J.G. - A Perspective on the Morphology of Bainite. Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 817-829, April 1990.

COTA, A. B., RODRIGUES, P. C. M., BARBOSA, R. A. N. M, SANTOS, D. B. - Influência da deformação na região de não recristalização da austenita sobre a transformação em resfriamento contínuo em um aço bainítico de baixo carbono, Revista Metalurgia e Materiais, n58, p. 155-160, Abril 2005

CUDDY, L. J., RALEY, J. C. Austenite Grain Coarsening in Microalloyed Steels, Metallurgical Transactions, v. 14A, p. 1983-1995, October 1983.

DEARDO, A. J. An Overview of Microalloyed Steels. In: 8TH PTD Conference, Proceedings, 1988, p.67-77.

EDMONDS, D.V. - The Relationship Between Structure and Properties in Bainitic Steels. Iron and Steelmaker, v. 17, n. 11, p. 75-84, November 1990a.

EDMONDS, D.V., COCHRANE, R.C. - Structure-Property Relationships in Bainite Steels. Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 1527-1540, June 1990b.

FUJIWARA, K., OKAGUCHI S., OHTANI, H. - Effect of Hot Deformation on Bainite Structure in Low Carbon Steels. ISIJ International, v. 35, n. 8, p. 1006-1012, 1995.

GORNI, A. A., XAVIER, M. D., GOLDENSTEIN, H., TSCHIPTSCHIN, A. P. - Transformação da Austenita em Aços Microligados com Microestrutura Ferrítica-Bainítica, 62º Congresso Anual da ABM, 2007

HULKA, K. - Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel. Niobium Information 17/98, CBMM, São Paulo, 1998.

HULKA, K. - Controlled Rolled Low Carbon Bainitic Pipe Plates. Niobium Technical Report, n. 10, p. 1-37, September 1987.

HULKA, K. The role of Niobium in low carbon bainitic HSLA steel, www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/link/10.pdf, acessado em 06/04/2008.

KRAUSS, G., THOMPSON, S. - Ferritic Microstructure in Continuously Cooled Low and Ultra Low Carbon Steel. ISIJ International, v. 35, n. 8, p. 937-945, 1995.

OHMORI, Y. - Bainitic Transformations in Extremely Low Carbon Steels. ISIJ International, v. 35, n. 8, p. 962-968, 1995.

OHMORI, Y., OHTANI, H., KUNITAKE, T. - The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels. Transactions ISIJ, v. 11, p. 250-259, 1971.

OHTANI, H., OKAGUCHI, S., FUJISHIRO, Y., OHMORI, Y. - Morphology and Properties of Low Carbon Bainite. Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 877-888, April 1990.

PANIGRAHI, B. K. Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – an Overview. Bull. Mater. Sci., v. 24, n. 4, p. 361-371, August 2001.

REED-HILL, R.E., Abbaschian, R. - Physical Metallurgy Principles. Boston: PWS-Kent Publishing Company, 3rd ed., 1992. 926p.

REPAS, P. E. Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels. USS Technical Center, Monroeville (USA), p. 3-14.

SEKINE, H. - Transformation Behaviour of Austenite After Thermomechanical Treatment. In: Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. London: Butterworths and Co. Ltd., 1st ed., 1988, chap. 8. 248p.

SHANMUGAM, S., RAMISETTI, N. K., MISRA, R. D. K., MANNERING, T., PANDA, D., JANSTO, S. – Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. Materials Science and Engineering A, v. 460-461, p. 335-343, 2007.

SPINDLER, H., KLEIN, M., RAUCH, R., PICHLER, A., STIASZNY, P. - High Strength And Ultra High Strength Hot Rolled Steel Grades – Products for Advanced Applications, www.msn.com.ac.uk/phase-trans/2005/link/138.pdf, acessado em 06/04/2008.

TAKAHASHI, M., HAYASHIDA, T., TANIGUCHI, H. – High Strength Hot-Rolled Steel Sheet for Automobiles. Nippon Steel Technical Report, No 88, July 2003.

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.

THOMPSON, S.W., COLVIN, D. J., KRAUSS, G. - Continuous Cooling Transformations and Microstructures in a Low Carbon High Strength Low Alloy Plate Steel. Metallurgical Transactions A, v. 21A, p. 1493-1507, June 1990.

YAMAMOTO, S., YOKOYAMA, H., YAMADA, K., NIKURA, M. - Effects of Austenite Grain Size and Deformation in The Unrecrystallized Austenite Region on Bainite Transformation Behavior and Microstructure. ISIJ International, v. 35, n. 8, p. 1020-1026, 1995.

YOSHITAKE, Vision of Application Technologies for High Strength Steel Sheets Supporting Automobile Weight Reduction. JFE Technical Report, No 10, December 2007.