

ORIENTADOR

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

**Análise do processamento termomecânico de
placas finas de aço microligado V-Nb com
ênfase na precipitação de carbonitretos**

Autora: Maria Dorotéia Costa Sobral
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2004
S.P. - Brasil

UNIDADE	BC
Nº CHAMADA	7/UNICAMP
	28/2a
V	EX
TOMBO BC/	63458
PROC.	16-P-00086-05
C	☐
D	☒
PREÇO	11,00
DATA	05/09/05
Nº CPD	

BIBID - 348535

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

Sol2a

Sobral, Maria Dorotéia Costa

Análise do processamento termomecânico de placas de aço microligado V-Nb com ênfase na precipitação de carbonitreto / Maria Dorotéia Costa Sobral. --Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientador: Paulo Roberto Mei.

Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

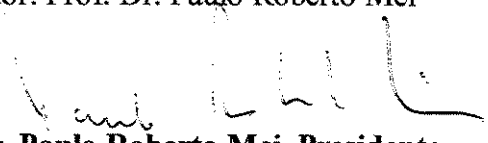
1. Fundição contínua. 2. Microscopia eletrônica - Transmissão. 3. Aço de alta resistência. 4. Aço - Propriedades mecânicas. 5. Recristalização (Metalurgia). I. Mei, Paulo Roberto. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

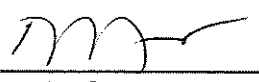
TESE DE DOUTORADO

**Análise do processamento termomecânico de
placas finas de aço microligado V-Nb com
ênfase na precipitação de carbonitreto**

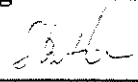
Autora: Maria Dorotéia Costa Sobral
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei



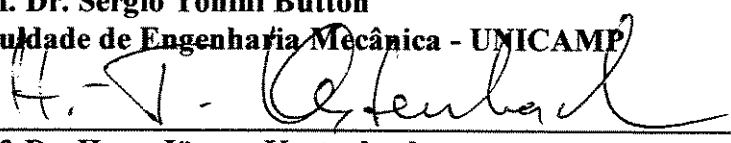
Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, Presidente
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP



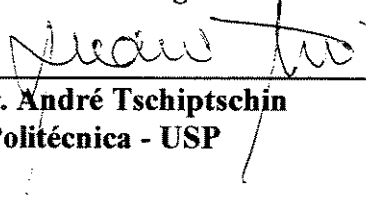
Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP



Prof. Dr. Sérgio Tonini Button
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP



Prof. Dr. Hans-Jürgen Kestenbach
Departamento de Engenharia de Materiais - UFSCar



Prof. Dr. André Tschiptschin
Escola Politécnica - USP

Dedicatória

Dedico este trabalho à minha família, a minha mãe Amazilde, e a meus irmãos, Beto, Tênisson e Milinha, pela ligação que são com o meu passado e pelos amigos que são hoje e a meu pai Alberto *in memorian*, pela confiança incondicional que sempre depositou em mim.

Agradecimentos

Para a realização deste trabalho, foi necessária a ajuda, cooperação e incentivo de várias pessoas, às quais eu quero agradecer:

Ao Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, pela amizade, confiança e orientação.

Ao Prof. Dr. Hans-Jürgen Kestenbach por sua generosa disponibilidade em me ouvir e retirar minhas dúvidas com paciência.

Ao CEFET-Ba, através de seu diretor, Prof. Rui Santana, que nos proporcionou a oportunidade de aperfeiçoamento profissional.

À Prof^a. Sônia Regina Sales Barbosa, chefe do Departamento de Tecnologia Mecânica e Materiais do CEFET-Ba, por seu incentivo em momentos decisivos e aos demais colegas do departamento pela confiança e apoio.

À CST - Companhia Siderúrgica de Tubarão, que por meio do MSc. Júlio César Bellon, nos forneceu apoio financeiro e técnico para a realização do projeto de lingotamento de placas finas.

À FAPESP - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, pelo suporte financeiro, através do projeto de pesquisa 2000/11505-6.

Às amigas Maria Eduarda Serpa, Shirlene Rossi, Eliane Grigolieto, Fabiana C. do Nascimento e Juliana Bueno pelo companheirismo e amizade durante todo o tempo de estudo.

Aos colegas Jorge Otubo, João Montesano, Flávio Koiti e Donga pela disposição e boa vontade na realização dos experimentos.

Ao Engenheiro Emílcio Cardoso, responsável pelo Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA, por sua criatividade na solução de problemas e disposição na realização das fusões e laminação de aço.

Ao Professor Sérgio Tonini Button que muitas vezes compreendeu e esclareceu minhas dúvidas.

Ao Professor Rezende Gomes dos Santos por suas sugestões e apoio na realização das experiências.

Ao José Lisboa por sua ajuda técnica e boa vontade, assim como dos demais técnicos dos laboratórios da Faculdade de Engenharia Mecânica.

À Maria Helena Racci e Marco Antônio Militão do Laboratório de Microscopia Eletrônica do DEMa da UFSCar pela grande ajuda na preparação de amostras e apoio no MET.

Aos demais professores, funcionários e alunos de pós-graduação do DEMA-FEM que, de alguma forma, contribuíram para que eu pudesse concluir este trabalho.

“Os paraísos perdidos estão somente em nós mesmos”

Marcel Proust

Resumo

SOBRAL, Maria Dorotéia Costa, *Análise do processamento termomecânico de placas finas de aço microligado V-Nb com ênfase na precipitação de carbonitreto*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. 147 p. Tese (Doutorado).

A procura por novas tecnologias que visam a redução de custos e aumentem a produtividade e a qualidade de seus produtos, tem levado as siderúrgicas no mundo inteiro ao desenvolvimento dos processos *near-net shape*. Neste trabalho são apresentados os resultados da solidificação de placas finas, tendência dessa nova tecnologia, com o uso do Simulador de Lingotamento de Placas Finas (SLPF) do Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP e da posterior laminação aplicada às amostras de aço microligado (0,07-0,08%V e 0,02-0,04%Nb). Os resultados da macro e microestrutura do material obtido confirmam a viabilidade do simulador para a produção de placas finas de aços microligados em laboratório. Foi investigada a influência de dois regimes de laminação, um acima e outro abaixo da T_{NR} (Temperatura de Não Recristalização) para a laminação de acabamento, sobre o refino de grão ferrítico e sobre o limite de escoamento. Para o regime acima de T_{NR} , a redução da Temperatura de Início de Laminação de Acabamento (TILA) levou a um aumento do limite de escoamento, com a maior contribuição fornecida pelo refino de grão ferrítico. Para o regime abaixo de T_{NR} , a redução da TILA não alterou muito a contribuição por tamanho de grão ferrítico para o limite de escoamento, mas provocou uma redução da contribuição por precipitação de carbonitreto. A recristalização dinâmica e metadinâmica foram atuantes apenas no regime acima de T_{NR} nas temperaturas mais altas, no máximo em dois dos cinco passes da laminação de acabamento. Abaixo de T_{NR} o refino de grão foi conseguido com o achatamento da austenita. A contribuição ao limite de escoamento por precipitação em todas as condições de laminação processadas se deveu a apenas dois modos, na austenita e na interface da transformação austenita-ferrita. Os valores calculados pela equação de Orowan-Ashby foram de até 50 MPa para a precipitação na austenita e de até 90 MPa para a precipitação interfásica. A introdução de um tempo de 15 minutos de manutenção na temperatura de saída da laminação de acabamento de placa fina com 0,05%V e 0,02%Nb confirmou que a precipitação fina na austenita ocorrida no final de laminação também contribuiu de forma significativa para o endurecimento.

Palavras Chave

Near-net shape, Aço microligado V-Nb, carbonitreto, microscopia eletrônica de transmissão, recristalização.

Abstract

SOBRAL, Maria Dorotéia Costa, *Thermomechanical processing analysis of V-Nb microalloyed steel thin slabs with emphasis in carbonitride precipitation*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. 147 p. Tese (Doutorado).

The seeking for new technologies that aim costs reduction and quality and productivity improvement has pushed the steelmakers to develop the near-net shape casting processes. In this work it will be showed the results of the thin slabs solidification, one of these technologies, using the Thin Slabs Casting Simulator (TSCS) of the Materials Engineering Department of UNICAMP and of the rolling applied to the samples of microalloyed steel (0,07-0,08%V and 0,02-0,04%Nb) which were casted in TSCS. The results of macro and microstructure confirm the viability of the thin slabs physical simulation. It was verified the influence of two finish rolling schedules, one above and other under T_{NR} (No-Recrystallization Temperature), on ferritic grain refinement and on yield stress. For the finish-rolling schedule above T_{NR} , lowering the finish-entering temperature has raised the yield stress, the greatest contribution due to the grain refinement. For the schedule under T_{NR} , lowering the finish-entering temperature has held the ferritic grain at same size but it has lowered the contribution by hardening precipitation. Dynamic and metadynamic recrystallization were the austenite softening mechanisms only in above T_{NR} finish rolling schedule in two passes at higher temperatures. Under T_{NR} , the grain refinement was obtained by austenite pancaked. The precipitation strengthening contribution investigated was due to the carbonitrides particles formed in austenite with up to 50 MPa according Orowan-Ashby model and the interphase precipitation up to 90 MPa. The inclusion of a holding extra period of 15 minutes just below the finish rolling temperature has confirmed an important contribution to the yield stress given by the carbonitrides particles formed in austenite.

Key Words

Near-net shape, thin slabs, V-Nb microalloyed steel, transmission electron microscopy, carbonitrides.

Sumário

Lista de Figuras	iv
Lista de Tabelas	viii
Nomenclatura	x
1 Introdução	1
1.1 Motivação	1
1.2 Objetivos	2
1.3 Justificativa	3
1.4 Estratégias	4
2 Revisão bibliográfica	7
2.1 Lingotamento contínuo de placas finas	7
2.2 Simulação de LCPF	9
2.3 Laminação de aços ARBL	14
2.4 Modelamento da laminação	18
2.5 Função dos elementos microligantes	21

2.6 Precipitação de carbonitreto em aços microligados	25
2.6.1 Modos de precipitação	25
2.6.2 Endurecimento devido a partículas finas	33
2.6.3 Contribuição quantitativa para o endurecimento por dispersão	38
3 Materiais e métodos	43
3.1 Obtenção das placas finas	43
3.2 Tratamento Termomecânico	46
3.2.1 Planejamento experimental	48
3.2.2 Programação da laminação das placas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4	49
3.2.3 Programação da laminação da placa V5Nb2	53
3.3 Tratamentos térmicos adicionais	57
3.4 Caracterização	57
3.4.1 Microscopia óptica	57
3.4.2 Microscopia eletrônica de transmissão	58
3.5 Ensaio de tração	60
3.6 Modelos matemáticos	61
3.6.1 Cálculo da tensão média de escoamento na laminação a quente	61
3.6.2 Endurecimento por dispersão	64

3.7 Equipamentos experimentais	65
3.7.1 Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP	65
3.7.2 DEMa da UFSCar	67
4 Resultados e discussão	69
4.1 Simulação do lingotamento de placas finas	69
4.1.1 Macroestrutura	69
4.1.2 Microestrutura	72
4.2 Tratamento termomecânico acima e abaixo de T_{NR}	77
4.3 Microestrutura e propriedades	82
4.3.1 Microscopia óptica	82
4.3.2 Tamanho de grão	83
4.3.3 Limite de escoamento	89
4.3.4 Observação dos modos de precipitação dos carbonitretos e o efeito no limite de escoamento	91
4.4 Análise dos mecanismos de endurecimento	107
5. Conclusões	112
6. Sugestões para trabalhos futuros	114
Referências bibliográficas	115
Anexo I Cálculo estatístico	130
Anexo II Cálculo da TME e modelamento do tamanho de grão	132

Lista de Figuras

2.1 Esquema da Tecnologia de Produção de Tiras CSP [Birat, 1998]	9
2.2 Interação recristalização-precipitação conforme estudo de Dutta e colaboradores para aços microligados, onde $t_{0,05x}$ é o tempo para a ocorrência de 5% de recristalização e $t_{0,05}$ o tempo para 5% de precipitação. [Dutta e Sellars, 1987]	15
2.3 Esquema da Laminação Controlada pela Recristalização [Siciliano, 1999]	16
2.4 Esquema da Laminação Convencional [Siciliano, 1999]	16
2.5 Esquema da Laminação Controlada por Recristalização Dinâmica [Siciliano, 1999]	17
2.6 Modos de precipitação em tiras a quente produzidas por LCPG e laminadas conforme regime de laminação controlada por recristalização no desbaste e achatamento da austenita no acabamento	28
2.7 Carbonitretos de nióbio e titânio quando em condição de equilíbrio em alta temperatura [Priestner e Zhou, 1995]	29
2.8 Carbonitretos não dissolvidos em aço microligado com 0,34%Nb forjado a quente, reaustenitizado a 1225°C e resfriado dentro do forno [Kestenbach, 1997]	29
2.9 Precipitação na austenita: a) aço microligado Nb-Ti, as partículas maiores nuclearam nos contornos de grãos [Kestenbach e Morales, 1998]; b) aço microligado Nb-Ti [Kestenbach e Gallego, 2001]	30
2.10 Precipitação interfásica em uma pequena região do grão ferrítico em aço microligado Nb [Gallego <i>et al.</i> , 2004]	30
2.11 Precipitação nas discordâncias da ferrita [Kestenbach, 1997]	31

2.12 Uma discordância sendo curvada entre 3 partículas [Ashby, 1966]	35
2.13 Vizinhos próximos de uma partícula que está nas extremidades opostas do diâmetro de um círculo que não obstrui outras partículas [Gladman, 1997]	37
3.1 Esquema do corte das placas finas obtidas no Simulador LPF do DEMA – FEM da Unicamp	45
3.2 Amostra para laminação	46
3.3 Diagrama da laminação e posterior tratamento térmico das placas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4	50
3.4 Diagrama da laminação da placa V5Nb2	54
3.5 Planta da amostra laminada: Esquema de corte da retirada de amostras para microscopia e corpos de prova para ensaio de tração	55
3.6 Fluxograma do procedimento experimental realizado no DEMA da UNICAMP	56
3.7 Discos de 250 µm de espessura e 3,05 mm de diâmetro para lixamento e polimento para observação no MET	58
3.8 Diagrama de difração para feixe de elétrons paralelo à direção [001] da ferrita para uma amostra de V8Nb4-90B. a) diagrama obtido quando fotografada região com precipitação interfásica, destacando a reflexão tipo (200) dos carbonitreto utilizada para iluminá-los em campo escuro. b) Diagrama de difração composto de ferrita e carbonitreto, segundo uma das variantes de Baker-Nutting	59
3.9 Corpo de prova para o ensaio de tração	60
3.10 Relações geométricas na laminação [Sims, 1954]	62
4.1 Macroestruturas das placas finas solidificadas no simulador a) AV7Nb2 (Água Régia); b) V7Nb3 (Água Régia) e V8Nb4 (Nital 10%)	71
4.2 Microestrutura da placa V8Nb4 a) Próximo ao molde; b) À ¼ da espessura e c) Na região central da placa (Nital 2%)	73

4.3 Microestrutura das placas finas à mesma posição: 15 mm de distância do molde de cobre a) AV7Nb2; b)V5Nb2 e c) V8Nb4 (Nital 2%)	73
4.4 Precipitação de carbonitreto na estrutura bruta de solidificação da placa fina V8Nb4 a) Campo claro e b) Campo escuro (35000X)	74
4.5 Amostra reauecida a 1250°C (V7Nb2-TE), resfriada bruscamente em salmoura e recozido a 400°C a)reagente de Villela e b) reagente picral 4%	75
4.6 Carbonitreto de titânio não dissolvido na amostra V7Nb3-10B reauecida a 1250°C	76
4.7 Evolução da tensão média de escoamento para cada passe de laminação em função da temperatura no passe	78
4.8 Curvas de temperatura durante a laminação das placas AV7Nb2 e V8Nb4	80
4.9 Microestrutura das amostras de V7Nb3-TA laminadas nas temperaturas de 1000°C em (a) e 900°C em (b) e temperada em salmoura logo após a laminação. (Ataque químico com ácido oxálico)	81
4.10 Microestrutura da amostra da placa V8Nb4-TA laminada a 880°C temperada logo após a laminação de acabamento. (Picral 4%)	81
4.11 Microestrutura das amostras após a simulação do bobinamento: AV7Nb2-10B laminada a 1000°C em (a) e de AV7Nb2-09B laminada a 900°C em (b) (Nital 2%)	82
4.12 Microestrutura das amostras após a simulação do bobinamento: V8Nb4-09B laminada a 900°C em (a) e V8Nb4-08B laminada a 880°C em (b) (Nital 2%)	82
4.13 Influência da temperatura de início de laminação de acabamento (TILA) sobre o tamanho de grão ferrítico	84
4.14 Diâmetro de grão ferrítico medido x diâmetro calculado (Vide Anexo II)	86
4.15 Influência da TILA sobre o limite de escoamento	89
4.16 Correlação entre limite de escoamento e diâmetro de grão ferrítico para as diferentes amostras laminadas	90

4.17 Precipitados e discordâncias (campo claro) (22000X)	92
4.18 a) Difratoograma caso próximo a dois feixes, reflexão indexada obtida da fotografia b; b) Franjas de espessura em contorno de grão.	93
4.19 AV7Nb2-10B Campo escuro a) Precipitação na austenita (35000X); b) Precipitação interfásica de VNb(CN) (45000X).	94
4.20 a) Precipitação interfásica grosseira em V8Nb4-08B (45000X); b) precipitação interfásica de diâmetro médio 4,4 nm, contribuição de 90 MPa conforme equação 3.13 (60000X).	95
4.21 a) V5Nb2-09B após laminação sem tempo de permanência no forno poço antes da simulação do bobinamento. b) V5Nb2-09TB laminado com tempo de permanência em forno poço (Nital 2%).	96
4.22 Precipitação interfásica em V5Nb2-09B com contribuição para o limite de escoamento de 50 MPa por Orowan-Ashby (35000 X)	97
4.23 Precipitação na austenita na amostra V5Nb2-09B (campo escuro) (35000X)	98
4.24 Precipitação na austenita em V5Nb2-09TB, contribuição para o endurecimento por dispersão de 70 MPa pela equação de Orowan-Ashby modificada por Gladman (35000X)	99
4.25 Amostras normalizadas V5Nb2-09BN em (a) e V5Nb2-09TBN em (b)	101
4.26 Aumento percentual do tamanho de grão ferrítico após a normalização	102
4.27 Precipitação interfásica após a normalização (V5Nb2-09B). Em (a) Campo escuro e campo claro em (b) (45000X).	104
4.28 Contribuição do tamanho de grão ferrítico e da precipitação de carbonitreto de TG ferrítico e precipitação de carbonitreto no LE em função da TILA	108
4.29 Contribuição combinada de TG ferrítico e precipitação de carbonitreto no LE	108

Lista de tabelas

2.1 Propriedades de aços de alta resistência e baixa liga produzidos pela tecnologia de placas finas [Korchinsky, 1999]	13
2.2 Dados de aços microligados Nb-V obtidos por laminação direta no laboratório da Universidade de Manchester. [Park et al, 2000]	14
2.3 Equações para o modelamento conforme a recristalização estática e metadinâmica	19
2.4 Parâmetro do soluto em retardar a recristalização estática [DeArdo, 2001]	25
2.5 Contribuição para o endurecimento por precipitação conforme a literatura	41
3.1 Composição química das placas lingotadas no simulador (% em peso)	46
3.2 Temperaturas de solubilização para a placa V7Nb3 conforme a literatura	47
3.3 Temperatura de não recristalização [Boratto <i>et al.</i> , 1988]	47
3.4 Dados da laminação experimental das placas finas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4	52
3.5 Dados da laminação experimental da placa fina V5Nb2	54

4.1 Tamanho de grão ferrítico medido para as placas finas após o tratamento termomecânico	83
4.2 Temperaturas de início e final de laminação de acabamento para as placas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4	85
4.3 Amostras e passes onde a deformação acumulada $\geq$ deformação crítica	85
4.4 Tensão limite de escoamento para as amostras tratadas termomecanicamente	89
4.5 Tamanho de grão ferrítico e tensão limite de escoamento para as placas laminadas com e sem tempo de permanência após a etapa de acabamento	96
4.6 Contribuição para o endurecimento por dispersão calculada pela equação 3.13 (modelo de Orowan-Ashby modificado por Gladman)	100
4.7 Efeito da normalização sobre o limite de escoamento determinado pelo ensaio de tração e sobre o tamanho de grão ferrítico	102
4.8 Efeito da normalização sobre o limite de escoamento	105
4.9 Limite de escoamento medido no ensaio de tração, componentes do LE calculado por Pick. e Glad. (solução sólida e tamanho de grão) e componente devido à precipitação e discordâncias	107
4.10 Efeito do teor de nióbio e da TILA nos componentes do LE devido ao tamanho de grão ferrítico (TG) e à precipitação de carbonitretos (pp)	111

Nomenclatura

Letras Latinas

a	- número de tratamentos aplicados à laminação	
A_{r3}	- temperatura de transformação austenita-ferrita	[°C]
b_b	- número de placas (blocos) no tratamento estatístico aleatorizado por blocos	
b_B	- vetor de Burgers	
b	- largura da amostra para laminação	[mm]
c	- constante de Hitchcock	[mm ² /kg]
d_0	- diâmetro do grão inicial	[μm]
d_α	- diâmetro do grão ferrítico	[μm]
d_{est}	- diâmetro de grão por recristalização estática	[μm]
d_{metd}	- diâmetro de grão por recristalização metadinâmica	[μm]
d_γ	- diâmetro do grão austenítico	[μm]
d_{CN}	- diâmetro do carbonitreto	[nm]
f	- fração volumétrica de precipitados	
F_g	- fator de estrutura	
G	- módulo de cisalhamento	[kgf/mm ²]
h	- espessura final da amostra de laminação	[mm]
H_t	- teste de hipóteses do método estatístico	
H	- espessura inicial da amostra de laminação	[mm]
L_p	- comprimento do arco projetado	
L	- espaçamento entre partículas	

P - carga na laminação	[N]
Q_{def} - energia de ativação para a deformação	[kJ/mol]
Q_{rec} - energia de ativação para a recristalização	[kJ/mol]
Q_s - fator geométrico proposto por Sims	
R_c - raio do cilindro de laminação	[mm]
R - constante dos gases	[Jmol/K]
r - redução em cada passe de laminação	
SS_{trat} - soma dos quadrados das diferenças dos tratamentos	
SS_{blo} - soma dos quadrados das diferenças dos blocos	
SS_e = SS_T - SS_{trat} - SS_{blo}	
t - tempo	[s]
th – espessura da amostra (equação de Ouchi, [Ouchi, 1982a])	[mm]
t_{ip} - tempo interpasse	[s]
T - temperatura	[°C]
V - velocidade tangencial do cilindro	[mm/s]
V_c – volume da célula unitária do cristal	
w - parâmetro de desvio na teoria dinâmica de contraste	
X_i - fração da austenita amaciada no passe i	
X_{est} - fração da austenita amaciada por recristalização estática	
X_{metd} - fração da austenita amaciada por recristalização metadinâmica	
Y - espessura da amostra de laminação no plano de interseção	[mm]
Z - parâmetro de Zener-Hollomon	

.....

Letras Gregas

α_{rad} – ângulo de contato entre o corpo de prova e o cilindro de laminação no plano de entrada	[rad]
α₁ – probabilidade do erro tipo I (rejeição da hipótese nula)	
α – ferro alfa ou ferrita	

$\Delta\sigma_g$ - Contribuição global ao endurecimento devido à precipitação na austenita e na interface da transformação austenita-ferrita [MPa]

$\Delta\sigma_\gamma$ - Contribuição ao endurecimento devido à precipitação na austenita [MPa]

$\Delta\sigma_{IF}$ - Contribuição ao endurecimento devido à precipitação interfásica [MPa]

$\mathcal{E}$ - deformação

$\mathcal{E}_c$ - deformação crítica

$\mathcal{E}_t$ - deformação total

$\mathcal{E}_i^a$ - deformação acumulada no passe i

$\dot{\mathcal{E}}$ - taxa de deformação [s⁻¹]

ϕ - ângulo do ponto neutro na relação geométrica na laminação

γ - ferro gama ou austenita

λ - comprimento de onda dos elétrons

μ - média da população na análise estatística

τ_i - efeito do tratamento i

β_j - efeito do bloco j

$\mathcal{E}_{ij}$ - erro aleatório

ξ_g - distância de extinção

.....

Abreviações

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga

EDE - Energia de Falha de Empilhamento

CSP - *Compact Strip Production*

LC - Laminação Controlada

LCPF - Lingotamento Contínuo de Placas Finas

LCPG - Lingotamento Contínuo de Placas Grossas

LCR - Laminação Controlada por Recristalização Estática

LCRD - Laminação Controlada por Recristalização Dinâmica

LPF - Lingotamento de Placas Finas

MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão

RLT - Temperatura Limite de Recristalização

RST - Temperatura de parada de recristalização

TILA - Temperatura de início de laminação de acabamento

TME - Tensão média de escoamento

TSR - Temperatura de parada de recristalização

TNR - Temperatura de não recristalização

.....

Siglas

ASTM – American Society of Testing Materials

CST - Companhia Siderúrgica de Tubarão

FEM – Faculdade de Engenharia Mecânica

DEMA – Departamento de Engenharia de Materiais da FEM

DEMa – Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar

.....

Trabalhos publicados durante o doutorado

Sobral, M. D. C., Mei, P. R., Kestenbach, H.-J. Effect of carbonitride particles formed in austenite on the strength of microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A – EUA*. v. 367, p.317-321, 2004.

Sobral, M. D. C., Mei, P. R., Santos, R. G., Gentile, F. C., Bellon, J. C. Laboratory simulation of thin slab casting. *Ironmaking and Steelmaking*. London. v. 30, n.5, p. 412-416, 2003.

Sobral, M. D. C., Kestenbach, H.-J., Mei, P. R. Precipitação de carbonitreto em placas finas de aço microligado V-Nb submetidas a tratamento termomecânico. In: 58 Congresso Anual da ABM, 2003, Rio de Janeiro. Anais do 58 Congresso Anual da ABM, São Paulo: 2003, p. 3117-3126.

Sobral, M. D. C., Mei, P. R. Microestrutura de placas finas de aço microligado V-Nb obtidas em simulação de laboratório. In: Congresso em Ciência de Materiais do Mercosul, 2002, Joinville. SULMAT 2002. Anais do SULMAT 2002, Joinville: UDESC, p. 422-431.

Santos, R. G., Peralta, J. L. Sobral, M. D. C., Andrade, S. R., Mei, P. R. Microstructure formation in thin slab casting. In: International Conference on Advanced Materials Processing Technologies (AMPT'01), 2001, Madrid. Proceedings of the International Conference on Advanced Materials Processing Technologies. Madrid: Universidad Carlos II de Madrid, 2001, v. 1, p.9-15.

Sobral, M. D. C., Mei, P. R. Efeito do tratamento termomecânico na microestrutura de aço microligado obtido na simulação de lingotamento contínuo de placas finas. In: 37 Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2000, Curitiba. Anais do 37 Sem. Laminação. São Paulo: ABM, 2000. p. 163-172.

Sobral, M. D. C., Mei, P. R. Efeito do tratamento termomecânico na resistência mecânica de placas finas de aço microligado obtidas em escala de laboratório. In: 14 CBECiMat, 2000, São Pedro. 14 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2000.

Capítulo 1

Introdução

1.1 Motivação

Apesar do surgimento de novos materiais, o aço ainda é, no início do século XXI, a liga de maior produção e consumo no mundo, sendo de cerca de seiscentos milhões de toneladas métricas a quantidade total produzida nos primeiros sete meses de 2004 pelos 62 países produtores [www.worldsteel.org, 2004]. Os números podem apenas indicar o que representa para a natureza do planeta o impacto em termos de degradação ambiental, consumo de energia e geração de poluentes. A partir do conceito de desenvolvimento sustentado no início da década de 70, também as siderúrgicas passaram a incorporar um direcionamento para a produção de forma mais racional, significando desenvolver tecnologias que requeiram menos matéria prima, menor consumo de energia e menores instalações. Aliada à globalização e ao conseqüente aumento de competição, a produção de aço passou ao estágio das mini-usinas, que demandam menor investimento de capital e possuem maior produtividade e flexibilidade de produção [Birat, 1998]. O uso de mini-usinas em substituição às siderúrgicas integradas passa a exigir então novas formas de processar o aço, e já na década de 80 inicia-se a instalação da tecnologia chamada “quase próxima à forma final” (*near net shape casting*).

Embora se relacione mais facilmente com a metalurgia do pó, o *near net shape* para a produção de aço se insere no lingotamento contínuo, um grande avanço tecnológico consolidado na década de 60, que agora se ramifica em Lingotamento Contínuo de Placas Finas (LCPF) e no Lingotamento Contínuo de Tiras Finas, onde para os dois tipos a principal característica é a eliminação de etapas do processo, o que representa economia de energia, de trabalho e de instalação.

O primeiro aspecto motivador é entender como estas modificações impostas pelas exigências de desenvolvimento sustentado e pelo mercado influenciam nas propriedades do aço produzido. O segundo é como conseguir entender isso sem precisar interferir diretamente em uma linha de produção industrial. Além da construção de linhas piloto, um recurso utilizado por associações de siderúrgicas e centros de pesquisa ao redor do mundo tem sido a simulação numérica aliada à construção de equipamentos simuladores de etapas do processo.

Outro aspecto motivador diz respeito à questão: se apenas a precipitação na interface da transformação austenita-ferrita e nas discordâncias da ferrita contribuem para o endurecimento de tiras a quente de aços microligados ou a precipitação ocorrida na austenita também pode contribuir?

Por isso a oportunidade de desenvolver uma nova tecnologia, utilizando um equipamento Simulador de Lingotamento de Placas Finas desenvolvido na Unicamp, podendo modificar condições de processo impossível de serem realizadas na indústria sobre um material que é tão útil ao homem e ao mesmo tempo tão agressor do planeta, e que já incorpora os apelos da sustentabilidade foram a motivação do presente trabalho.

1.2 Objetivos

O objetivo principal do presente trabalho foi procurar alternativas para o processamento termomecânico de aço microligado V-Nb em forma de tiras a quente, fabricadas por

Lingotamento Contínuo de Placas Finas. Para isso foi investigada a possibilidade de se produzir placas finas em laboratório com o uso de um equipamento simulador. A partir das placas finas foram estudados os efeitos de dois regimes de laminação sobre a resistência mecânica, especificamente sobre o limite de escoamento, propriedade que sofre influência da microestrutura e particularmente da precipitação de carbonitretos, e sobre o refino de grão ferrítico, que por sua vez também atua sobre o limite de escoamento. Também foi investigado o efeito da precipitação na austenita e na interface de transformação ocorrida durante o processamento termomecânico sobre o endurecimento.

1.3 Justificativa

A deformação plástica total disponível para a obtenção de tiras finas a partir das placas finas obviamente é muito menor que para as placas grossas, já que nas primeiras a laminação se inicia com no máximo 90 mm, enquanto nas placas grossas se tem à disposição até 250 mm para o refino do grão. A obtenção das tiras partindo de espessuras mais próximas das requeridas para o uso (*near net shape*) é vantajosa sob o ponto de vista da redução do comprimento das linhas de produção por necessitarem de menos espaço para os trens de laminação, mas desvantajosa do ponto de vista de refino de grão. A programação da laminação então requer novas alternativas, por isso a laminação controlada das placas nas etapas de desbaste (acima da Temperatura de Não Recristalização T_{NR}) e acabamento (abaixo da T_{NR}) deve ser repensada. Na laminação convencional das placas grossas o refino de grão ferrítico se dá principalmente pelo achatamento da austenita conseguido em baixas temperaturas de acabamento. Entretanto, de acordo com a literatura [Honeycombe, 1976; Gladman, 1997 e DeArdo, 1998], uma grande parte dos elementos microligantes precipitaria como carbonitretos na austenita, diminuindo o endurecimento por precipitação por reduzir a quantidade disponível em solução para a precipitação posterior mais fina na ferrita. Por outro lado, os novos resultados sobre as tiras a quente de aços microligados ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) produzidas por Lingotamento Contínuo de Placas Grossas [Kestenbach, 1997; Itman *et al.*, 1997 e Campos *et al.*, 2001] indicam que também a precipitação na austenita contribui para o valor total do endurecimento por precipitação obtido.

Uma alternativa para o refino do grão ferrítico seria a transformação a partir de grãos austeníticos menores, mesmo que menos deformados, obtidos por recristalização dinâmica e metadinâmica. Neste caso, a maior parte da deformação plástica poderia ser aplicada na austenita em temperaturas mais altas, facilitando a laminação por necessitar de cargas menores e reduzindo a precipitação de carbonitreto na austenita.

Para as placas finas os primeiros estudos sobre o processamento de LCPF não contemplam a observação por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) para identificar e quantificar os modos de precipitação que contribuem para a resistência do produto obtido [Park *et al.*, 2000; Priestner e Zhou, 1995; Zentara e Kaspar, 1994 e Kaspar e Zentara, 1997], por isso neste trabalho a MET foi a técnica usada com este objetivo. Uma maneira de identificar em qual etapa do processamento termomecânico ocorreu a precipitação e quantificar a contribuição de cada modo para o limite de escoamento é através das relações entre os carbonitreto e a matriz em difratogramas obtidos com a MET.

O estudo da precipitação de carbonitreto pela MET pode contribuir para o desenvolvimento dos projetos de aços ARBL produzidos por LCPF, e mesmo para os que continuam sendo produzidos por LCPG, já que alguns parâmetros da nova tecnologia estão sendo adotados também para as placas grossas [Birat, 2001].

1.4 Estratégias

Um aspecto importante no processamento industrial de tiras a quente é o inter-relacionamento da recristalização com a precipitação que ocorre na aplicação do tratamento termomecânico desses aços [Hansen *et al.*, 1980; Palmiere *et al.*, 1994; Bowden *et al.*, 1991 e Kaspar e Peters, 1998], e uma maneira de acompanhar essa relação é através das curvas de Tensão Média de Escoamento (TME) versus o inverso da temperatura em cada passe. A TME calculada pela equação de Sims é um recurso bastante usado para a verificação de modelamentos numéricos na indústria. A TME calculada por Sims e a utilização de equações empíricas de

recristalização servirão para o acompanhamento do processamento e permitirá a correlação com os resultados obtidos de tamanho de grão e resistência do material.

Uma diferença significativa entre o LCPG e o LCPF é que a laminação das placas finas se dá logo após o lingotamento, com a passagem das placas por fornos de homogeneização da temperatura, o que produz tamanho de grão austenítico maior antes da laminação. Os carbonitreto que se precipitam durante a solidificação das placas grossas atuam no controle do tamanho de grão durante a etapa de reaquecimento e encharque das placas, conseguindo-se com isso um menor tamanho de grão para a laminação. Assim, para garantir a simulação da programação de laminação, foi feito o acompanhamento da evolução da microestrutura nas etapas intermediárias do processamento de forma a se relacionar os resultados de microestrutura e de resistência mecânica com a prática industrial do LCPG e do LCPF. A simulação do processo se deu a partir de corpos de prova preparados das placas finas, com dimensões compatíveis com as do laminador do laboratório. Estes foram reaquecidos em temperatura calculada pelas equações de dissolução dos carbonitreto e após a laminação foram submetidos ao resfriamento acelerado até a temperatura de bobinamento, que foi simulado dentro de forno túnel por duas horas e depois resfriados ao ar.

Outra diferença no processamento das placas finas é que se tem uma maior quantidade de elementos microligantes em solução comparado ao LCPG [Priestner e Zhou, 1995 e Kaspar e Zentara, 1997], que estarão disponíveis tanto para retardar a recristalização durante a laminação como para a posterior precipitação. Na condição dos lingotes de placas finas de aços microligados V-Nb, em função da espessura inicial e dos teores de elementos microligantes a T_{NR} é mais alta do que nas placas grossas, o que gera uma diferença de temperatura maior entre o fim da laminação e o início da transformação austenita-ferrita. Em função disso a variável de influência escolhida foi a temperatura de início da laminação de acabamento, para a qual foram adotados dois níveis ou valores. As programações por sua vez foram agrupadas em dois regimes, um acima da T_{NR} , calculada por Boratto e colaboradores [Boratto *et al.* 1988], e o outro abaixo da T_{NR} , com o objetivo de se verificar a influência da temperatura de início de acabamento sobre o refino de grão ferrítico e sobre o limite de escoamento.

Outra estratégia é identificar para estas programações de laminação experimental quando e como ocorreram os principais modos de precipitação [Kestenbach e Gallego, 2001 e Pereloma *et al.*, 2001], já que fatores como distribuição, morfologia e tamanho dos precipitados influenciam fortemente a contribuição de aumento de resistência por precipitação [Kestenbach, 1997; Itman *et al.*, 1997 e Campos *et al.*, 2001], para comparar com o papel da precipitação em tiras de aço comerciais, fabricadas pelo processo LCPG.

Para cada condição de laminação foi identificada em qual etapa do processamento se deu a precipitação: nos contornos de grãos da austenita, na austenita ou na interface da transformação austenita-ferrita. Foi quantificada a contribuição ao limite de escoamento para cada programação de laminação através da Microscopia Eletrônica de Transmissão.

Para identificar e confirmar os efeitos da precipitação sobre o endurecimento, posteriormente os corpos de prova laminados foram submetidos ao tratamento térmico de normalização que apresenta efeitos diferenciados sobre carbonitreto mais grosseiros, nascidos na austenita, e carbonitreto mais finos, formados durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ [Campos, 2003].

Ainda com o objetivo de confirmar qual modo de precipitação teve maior potencial de contribuição para o endurecimento por precipitação para as programações escolhidas, foi adicionado um tempo de permanência de quinze minutos à temperatura final de laminação de acabamento, e posteriormente os corpos de prova laminados foram também submetidos à normalização.

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1 Lingotamento Contínuo de Placas Finas

Após a grande evolução do lingotamento convencional para o lingotamento contínuo a partir das décadas de 50 e 60, o novo melhoramento introduzido na siderurgia, o Lingotamento Contínuo de Placas Finas (LCPF) é um dos ramos da tecnologia *near-net shape casting* juntamente com o Lingotamento de Tiras Finas que vem atender às exigências de maior produtividade e flexibilidade exigidas pelo mercado globalizado e ao mesmo tempo possui melhores condições de atender aos requisitos das novas políticas ambientais.

O lingotamento contínuo de placas grossas produz placas com espessuras entre 150 a 300 mm. Estas placas servem de matéria prima para a produção de tiras laminadas a quente ou a frio com espessuras de 1,5 a 25 mm. De acordo com Birat [Birat, 2001], a quantidade de energia necessária para reduzir a placa de sua espessura inicial até 50 mm representa uma fração significativa do custo total de produção, e portanto, justifica o desenvolvimento de processos para a obtenção de seções com menor espessura.

Aliadas à redução do consumo de energia, outras exigências dizem respeito aos custos de produção e à melhoria de qualidade. Döring e Wiesing [Döring e Wiesing, 1990] afirmam que, diretamente relacionados com o custo de produção, estão o aumento da capacidade de produção e

a eliminação de determinadas etapas do processo, assim como a economia de mão de obra, avanços estes obtidos graças ao desenvolvimento científico e tecnológico. As grandes siderúrgicas integradas, com seu elevado volume de investimento de capital e de flexibilidade limitada, estão se tornando inadequadas em vários países desenvolvidos, onde a flexibilidade de produção é um requisito importante, e as mini-usinas vem se estabelecendo aos poucos, onde as tecnologias *near-net shape casting* se adequam perfeitamente.

A partir da década de 70 inicia-se o rápido desenvolvimento de mini-usinas nos Estados Unidos, Itália e, até mesmo em países em desenvolvimento como a Índia. Estas mini-usinas baseadas no uso de sucata eram mais baratas de se construir do que as usinas integradas (possivelmente um quarto do custo ou menos), necessitando de menor emprego de mão de obra e apresentando uma maior flexibilidade. Nos anos 80 e 90, os aspectos ambientais adquiriram uma maior importância. Considera-se que, pelo menos nos países desenvolvidos, a necessidade de atender os requisitos de proteção ambiental contribui de 20 a 30% do custo total de capital de novas plantas siderúrgicas.

Um dos principais aspectos do LCPF é permitir que os processos de lingotamento contínuo e laminação sejam interligados. Esta interligação tem por objetivo alimentar a linha de laminação de chapas a quente com placas finas passando ou não por fornos de reaquecimento e homogeneização sem a necessidade do esfriamento da placa. Desta forma, é possível a economia de etapas do processo, evitando a perda de energia devido ao resfriamento das placas. Com a integração dessas unidades a uma aciaria elétrica, pode-se reduzir tanto o investimento de capital como o custo operacional, resultando em uma alta produtividade e em menores tempos de execução dos pedidos.

A figura 2.1 mostra a seqüência básica do Lingotamento Contínuo de Placas Finas usada na siderúrgica de Crawfordsville da Nucor, a CSP (*Compact Strip Production*).

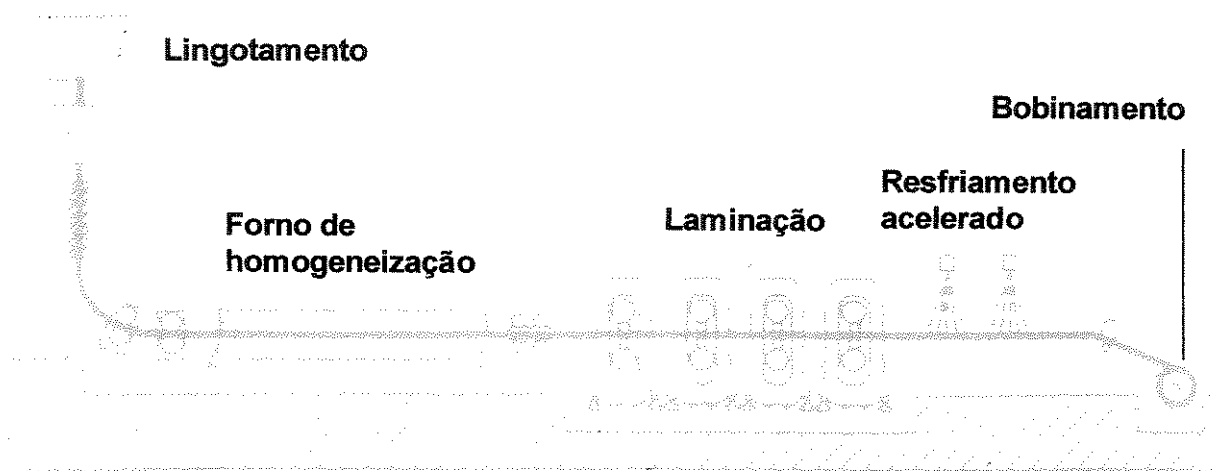


Figura 2.1 Esquema da Tecnologia de Produção de Tiras CSP [Birat, 1998]

2.2 Simulação do LCPF

Os aços desenvolvidos no LCPF são principalmente os carbono-mangânês, inoxidáveis e microligados [Essadiqi *et al*, 1994; El-Gammal *et al*, 1992; Kaspar *et al*, 1994; Köthe *et al*, 1995; Döring e Wiesinger, 1990; Wünnenberg *et al*, 1993; e Kaspar e Zentara, 1997]. Justifica-se o grande interesse sobre os aços denominados ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) em função da grande variedade de aplicação: da área automotiva (suspensão, estrutura e componentes do corpo não expostos), tubulação (estrutural e mecânico), construção (edificações), equipamentos para agricultura e maquinário [Samarasekera *et al*, 1998]. As propriedades dos aços ARBL são conseguidas através da combinação da adição de pequenas quantidades de elementos de liga, formadores de carbonetos e nitretos, como nióbio, vanádio e titânio, e da seqüência de laminação devidamente programada. A redução de peso pelo aumento do limite de escoamento é estimada em até 30%, quando os aços microligados substituem os aços carbono, conforme fórmula apresentada por Korchinsky [Korschinsky, 2002] e este é um dos fatores significativos em projetos da área automotiva e estrutural.

Em 1998, apenas nos Estados Unidos foram produzidos 15 milhões de toneladas em mini-usinas de tecnologias diversas (CSP, Voest Alpine, Sumitomo) de produtos planos de aço por

LCPF, sem etapa de laminação de desbaste ou com um ou dois passes de desbaste e de cinco a sete passes de acabamento com variação de espessura inicial de 50 a 150 mm. [Samarasekera *et al.*, 1998].

A variação nas condições do processamento do lingotamento contínuo de placas finas produz mudanças significativas na microestrutura, que por sua vez modificam as propriedades mecânicas do produto final, sendo um dos principais desafios do LCPF conseguir as propriedades mecânicas requeridas.

Os principais aspectos da nova tecnologia são:

- O tamanho de grão austenítico das placas finas que seguem direto do lingotamento para a laminação (de 200 a 1000 μm) é maior que o tamanho de grão austenítico obtido quando o lingote sofre resfriamento até a temperatura ambiente e posterior re-aquecimento antes da laminação. [Essadiqi *et al.*, 1994; Essadiqi *et al.*, 1995 e Kaspar e Flüß, 1991].
- O tamanho de grão austenítico poderia ser refinado durante a laminação, mas esse efeito é limitado em função da diferença, entre a espessura inicial e final da chapa, ser pequena.
- Alguns autores [Kaspar e Flüß, 1991; Priestner, 1998; Priestner e Zhou, 1995] que estudaram a evolução da microestrutura das placas finas de aço microligado, laminadas diretamente após o lingotamento contínuo concluíram de que a supersaturação de elementos microligantes é maior nas placas finas, e que associado a um tamanho de grão austenítico maior, tem-se uma elevação da Temperatura de Não Recristalização (T_{NR}), abaixo da qual não se tem mais a recristalização total entre os passes da laminação, quando comparada com as placas grossas.

Assim a laminação direta da estrutura bruta de fusão de aços microligados diferencia-se da laminação das placas grossas, que utiliza o resfriamento e posterior re-aquecimento, em três aspectos principais:

- A condição da macroestrutura com a formação das zonas características da solidificação, coquilhada, colunar e equiaxial;
- O tamanho de grão austenítico e
- A manutenção dos elementos microligantes em solução.

Uma macroestrutura mais refinada em função das taxas de resfriamento maiores na solidificação das placas finas pode ser vantajosa no que diz respeito ao refino posterior pela laminação, mas esta vantagem é contrabalançada pelo fato do tamanho de grão austenítico ser maior do que aquele da placa grossa que foi resfriada e posteriormente reauecida. Consegue-se menores tamanhos de grão autenítico no reauecimento das placas grossas, estimado por Essadiqi [Essadiqi, 1998] em 100 μm e 200 μm por Priestner [Priestner, 1995], pela atuação de carbonitreto que foram precipitados na solidificação e seguram o contorno de grão durante o reauecimento, principalmente carbonitreto de titânio e nióbio, que se dissolvem em temperaturas acima de 1200°C. Nas placas finas laminadas diretamente esta etapa é perdida. Zentara e Kaspar [Zentara e Kaspar, 1994] chegaram a obter tamanho de grão austenítico de 200 μm com taxas de resfriamento de 8 °C/s, mas valores altos de resfriamento na solidificação levam à formação de uma maior região colunar (a partir de 3 °C/s os autores já obtiveram região colunar em placas finas de aço microligado V-Nb) e menor de grãos equiaxiais, melhor condição para o posterior refino pela laminação.

Estas questões vêm sendo estudadas através do uso de plantas piloto e equipamentos simuladores construídos para este fim. A simulação dos estágios do processo permite o estudo de parâmetros que influenciam a estrutura do material sem interferir nas linhas de produção.

Alguns equipamentos foram desenvolvidos a partir da associação de centros de pesquisa e universidades com a indústria siderúrgica. O equipamento construído no Instituto Max-Planck possui o molde desmontável de paredes de cerâmica com um sistema de resfriamento para controlar a solidificação da placa, mas não permite a redução do núcleo líquido. Este equipamento está interligado a um aparato que simula o estágio de laminação [Kaspar e Flüß, 1991]. Embora não utilize a redução da espessura enquanto a placa se solidifica, o que melhoraria

a macro e a microestrutura bruta de fusão [El-Gammal *et al.*, 1992], Zentara e Kaspar [Zentara e Kaspar, 1994], usando os equipamentos do Max-Planck obtiveram o menor valor de tamanho de grão austenítico (200 μm) aumentando a taxa de resfriamento na solidificação para 8 $^{\circ}\text{C/s}$.

O equipamento construído em Aachen possui paredes do molde de cobre com sistema de refrigeração e permite a redução do núcleo líquido, mas não há informação sobre o segundo estágio do processo, a laminação das placas [El-Gammal *et al.*, 1992].

Um dos equipamentos do Laboratório de Tecnologia de Materiais do CANMET tem as paredes do molde de ferro fundido e permite a redução do núcleo líquido [Essadiqi *et al.*, 1994]. O outro tem paredes do molde em cobre mas sem a possibilidade de reduzir a espessura da placa durante a solidificação [Essadiqi *et al.*, 1998]. A simulação executada no Centro de Ciências de Materiais de Manchester usou um molde de cerâmica partido encoberto por uma jaqueta de manta cerâmica, que era desenrolada após a solidificação [Priestner e Zhou, 1995].

Adotado como um parâmetro usado para reduzir os efeitos da laminação da microestrutura bruta de fusão no LCPF, a redução do núcleo líquido da placa pôde ser executada no equipamento projetado e construído no Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp [Gentile, 1998], e que foi utilizado na produção das placas finas usadas no presente trabalho e no desenvolvimento de simulação numérica [Palmiere, 2001] e na investigação da influência da redução do núcleo líquido [Peralta, 2003].

A tabela 2.1 apresenta informações sobre aços microligados produzidos por tecnologia de placas finas [Korchinsky, 1999], mas o autor não descreve as etapas do processamento nem a deformação total aplicada.

Tabela 2.1 Propriedades de aços microligados produzidos pela tecnologia de placas finas
[Korchynsky, 1999]

Esp. tira (mm)	C (%)	Mn (%)	V(%)	Nb(%)	N(%)	σ_{esc} (MPa)	σ_{res} (MPa)	Al (%)	d_{α} (μ m)
4,8	0,06	1,5	0,11	0,02	0,0193	597	681	24	4,8
6,0	0,04	0,9	0,08	-	0,0136	460	522	27	6,5
9,6	0,04	0,7	0,05	-	0,0120	420	500	25	11,5
9,6	0,05	0,6	0,03	-	0,0100	364	462	26	11,9

Os aços apresentados por Korchynsky [Korchynsky, 1999] possuem alto teor de nitrogênio, função do próprio processo de fabricação, por forno a arco elétrico, e teor de carbono abaixo de 0,07% em peso para evitar a quebra do lingote e melhorar a soldabilidade. Considerando que os aços apresentados foram obtidos a partir da mesma espessura inicial, o maior valor de propriedade mecânica é justificado por uma maior deformação e conseqüentemente, menor tamanho de grão ferrítico. Também contribuiu um maior teor de manganês, que melhora a temperabilidade, tornando mais efetiva a etapa do resfriamento acelerado, por abaixar a temperatura de transformação. Além da presença do nióbio e teores de nitrogênio e carbono mais elevados, que participam com uma maior contribuição para o endurecimento por precipitação.

Já a tabela 2.2 mostra dados sobre tiras de aços microligados produzidas por laminação direta no laboratório da Universidade de Manchester [Park *et al.* 2000]. Neste experimento a redução total de espessura foi de 73% em 3 passes. Foram usados dois conjuntos de temperaturas de laminação, um em temperaturas mais altas, outra 50°C abaixo, mas os autores não especificam qual foi usado em cada placa, informam apenas que a programação em alta temperatura resultou em maiores tamanhos de grão ferrítico, e que o aumento do teor de vanádio não resultou em aumento do limite de escoamento, possivelmente em função do baixo teor de nitrogênio (<0,005% em peso).

Tabela 2.2. Dados de aços microligados Nb-V obtidos por laminação direta no laboratório da Universidade de Manchester. [Park *et al.*, 2000]

Esp. tira (mm)	C (%)	Mn (%)	V(%)	Nb(%)	N(%) <	σ_{esc} (MPa)	σ_{res} (MPa)	d_{α} (μm)
4,0	0,05	1,34	0,09	0,042	0,005	390	473	8,3
4,0	0,066	1,22	0,02	0,042	0,005	390	467	6,8
4,0	0,088	1,24	0,034	0,042	0,005	390	470	7,2

2.3 Laminação de aços ARBL

Parâmetro importante nas programações de laminação são as temperaturas nas quais a recristalização e precipitação ocorrem. A T_{NR} é temperatura definida como aquela abaixo da qual não se garante cem por cento de recristalização estática entre os passes, e pode ser estimada conforme a equação de Boratto *et al.* [1988] (equação 3.1) a partir de estudo com aços microligados submetidos a teste de torção a quente. Correlacionando os resultados de seu experimento com os da literatura os autores estimam a T_{NR} a partir dos teores de carbono, nióbio, vanádio, titânio, alumínio e silício presentes no aço, e esta tem sido uma equação bastante usada para aços dentro da faixa de composição química estudada. Dutta e Sellars [Dutta e Sellars, 1987] denominam esta temperatura como temperatura limite de recristalização (RLT) e assumem que pelo menos 85% de recristalização acontece acima dela.

Já a T_{SR} , Temperatura de parada da recristalização (RST), é o limite superior de temperatura na qual ocorre a efetiva interrupção da recristalização, adotada por Dutta e Sellars como aquela na qual o tempo para que se precipite 5% dos carbonitretos é igual a apenas 5% de recristalização. O modelo destes autores para prever o tempo no qual acontece a precipitação foi desenvolvido a partir da teoria da nucleação usando dados da literatura de várias fontes. O modelo é para a precipitação isotérmica do carbonitreto de nióbio a partir da austenita supersaturada.

A figura 2.2 mostra a interação entre a recristalização e a precipitação em função do teor de nióbio em aços com 0,07%C-0,004N % em peso, laminado com 0,15 no passe e taxa de deformação de 10 s^{-1} [Dutta e Sellars, 1987].

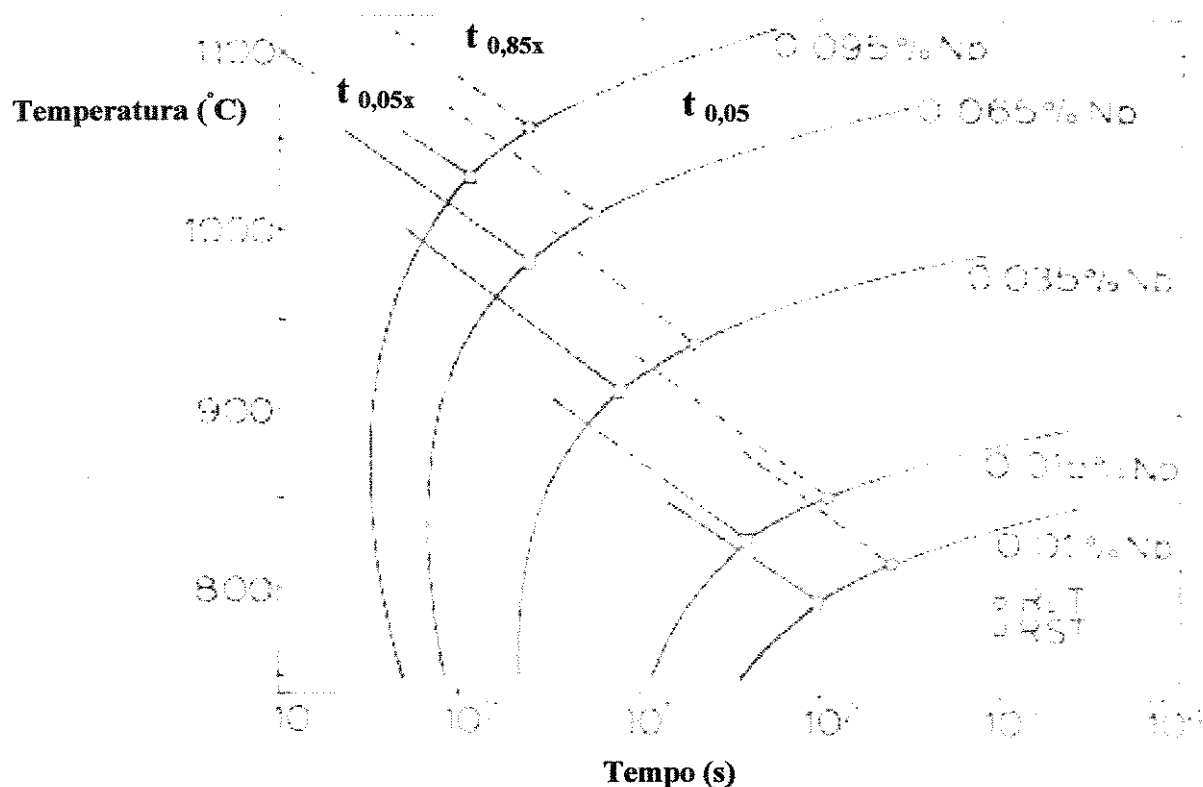


Figura 2.2 Interação recristalização-precipitação conforme estudo de Dutta e colaboradores para aços microligados, onde $t_{0,05x}$ é o tempo para a ocorrência de 5% de recristalização e $t_{0,05}$ o tempo para 5% de precipitação. [Dutta e Sellars, 1987]

A laminação de tiras a partir do LCPG, em função da recristalização e levando em conta a T_{NR} e a temperatura de transformação Ar_3 pode ser entendida a partir de 3 enfoques mostrados nas figuras 2.3, 2.4 e 2.5 onde estão os esquemas das programações de laminação denominadas de Controlada pela Recristalização (LCR), Convencional (LC) e Controlada pela Recristalização dinâmica (LCRD) [Siciliano, 1999], que levam em conta a recristalização e o achatamento da austenita. Em prática a laminação de desbaste é realizada por LCR e a laminação de acabamento se inicia após um tempo de espera para se garantir a LC.

A laminação controlada por recristalização leva em conta a **recristalização estática**, que é um mecanismo de amolecimento onde a formação de novos grãos se dá após o passe de laminação, sem que entre um passe e outro aconteça acúmulo de deformação. Já a laminação convencional é realizada com o achatamento da austenita na etapa de acabamento, como consequência do acúmulo de deformação entre os passes.

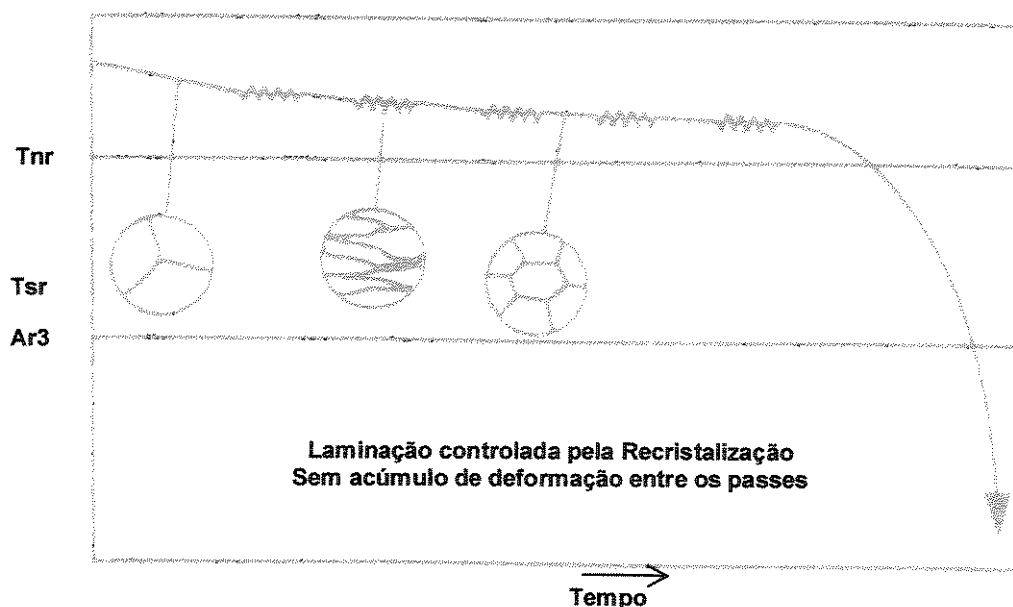


Figura 2.3. Esquema da Laminação controlada pela recristalização. [Siciliano, 1999]

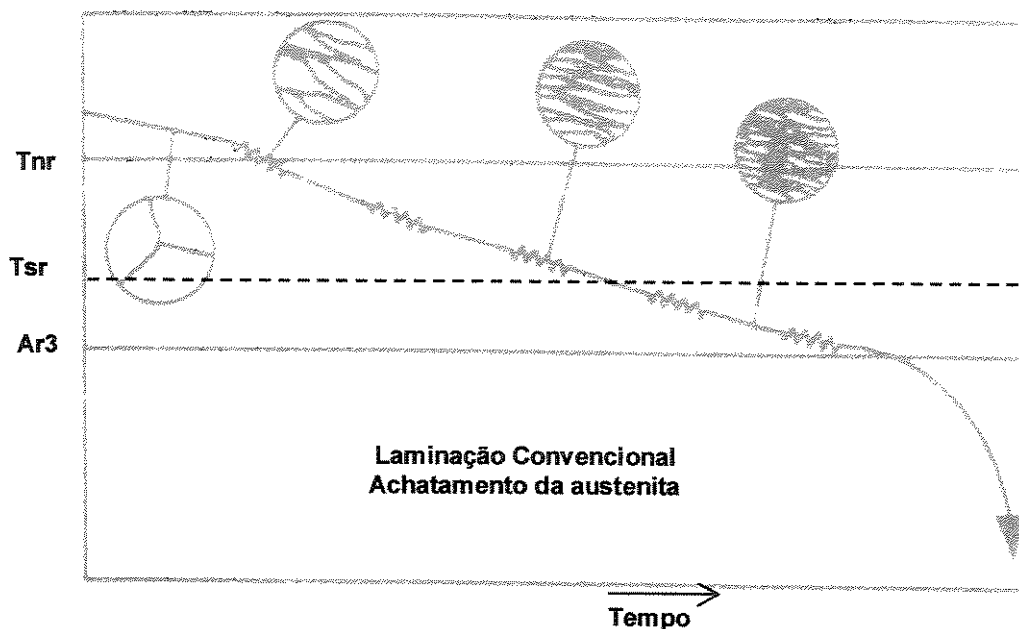


Figura 2.4 Esquema da Laminação Convencional. [Siciliano, 1999]

A laminação controlada por recristalização dinâmica leva em consideração que o acúmulo de deformação entre os passes atingirá o valor da deformação crítica que leva à **recristalização dinâmica**, que ocorre durante o passe de laminação.

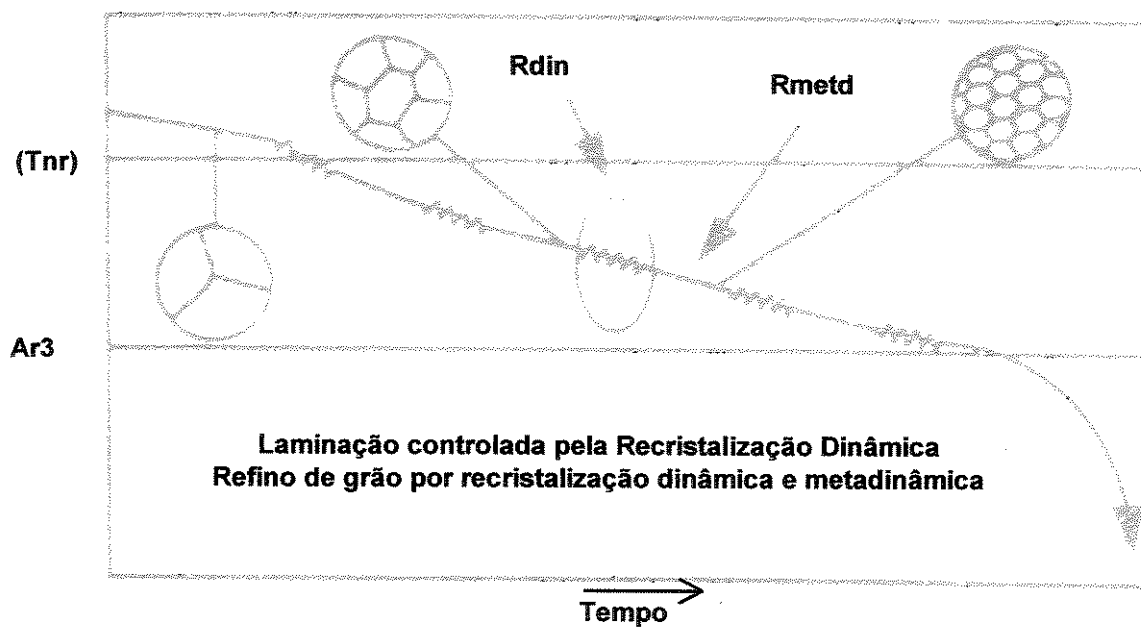


Figura 2.5 Esquema da Laminação Controlada por Recristalização Dinâmica [Siciliano, 1999]

A **recristalização metadinâmica** resulta do crescimento dos núcleos formados na deformação após a saída do passe de laminação.

Na laminação de chapas e em laminadores reversos, existe tempo suficiente para que aconteça a recristalização estática entre os passes, acima de 10 segundos conforme Jonas [Jonas, 2001] e de 10 a 30 segundos conforme DeArdo [DeArdo, 2001]. Tempos interpasses nessa faixa em laminadores reversos para aços microligados em temperaturas abaixo da T_{nr} permitirão a precipitação de carbonitretos que impedirão a ocorrência da recristalização estática garantindo o achatamento da austenita.

Já para a laminação de acabamento de barras, os tempos interpasses são muito curtos (< 1 segundo DeArdo [DeArdo, 2001] e 10-20 milissegundos de acordo com Jonas [Jonas, 2001]), para

que possa ocorrer a recristalização estática entre os passes ou apreciável precipitação de carbonitreto.

A laminação de acabamento de tiras a quente fica em uma condição intermediária entre a laminação de chapas e de barras, com tempos interpasse abaixo de 5 segundos e tempo total na faixa de 10 a 15 segundos. Nesta condição, a precipitação poderá ser iniciada mas não impedirá a recristalização dinâmica e metadinâmica [Siciliano, 1999 e Jonas, 2001].

2.4 Modelamento da laminação

O modelamento da laminação de aços ARBL leva em consideração que a austenita possui baixa energia de falha de empilhamento (EDE), o que significa que os processos de recuperação estática e dinâmica são negligíveis, sendo considerados apenas os processos de recristalização estática, dinâmica e metadinâmica no acompanhamento do tamanho de grão.

A recristalização dinâmica atuando para o refino de grão foi levada em consideração na obtenção de tubos sem costura, de barras e mesmo de tiras a quente [Bowden *et al.*, 1991; Pussegoda *et al.*, 1992; Roucoules *et al.*, 1995 e Sun e Hawbolt, 1997], em contraposição à laminação convencional.

Em trabalho de modelamento matemático da laminação de tiras a quente, com vários aços microligados, Siciliano [Siciliano, 1999] previu a ocorrência da recristalização dinâmica e metadinâmica. Foi levada em conta a cinética da recristalização estática e metadinâmica na evolução do tamanho de grão e da fração amaciada em cada passe, comparando a deformação acumulada durante os passes de laminação com a deformação crítica que levou à recristalização dinâmica. A fração amaciada corresponde à quantidade de deformação acumulada que foi eliminada por recuperação, identificada como X , e K é a constante adotada relacionada à taxa de recuperação variando de 0,5 a 1. Pelo trabalho de Gibbs e colaboradores [Gibbs *et al.*, 1996] tem-

se que tempos interpassos longos levam a K=0,5 e curtos tempos interpassos a K=1 (menos recuperação).

A cinética da recristalização envolve o acompanhamento da nucleação e crescimento dos grãos através de equações que relacionam a temperatura no passe, a deformação acumulada no passe de laminação, a deformação crítica para a recristalização dinâmica, o tamanho de grão austenítico inicial, a taxa de deformação por meio do parâmetro de Zener-Hollomon, da energia de ativação da deformação e para a recristalização.

A tabela 2.3 apresenta as equações usadas para verificar a deformação crítica e a recristalização dinâmica, para modelar o tamanho de grão ferrítico a partir dos dados obtidos no processamento termomecânico.

Tabela 2.3 Equações para o modelamento conforme a recristalização estática e metadinâmica.

Descrição	Equação
Tempo para recristalização estática 50% [Hodgson e Gibbs, 1992]	$t_{0,5}^{est} = (-5,24 + 550[Nb]) \times 10^{-18} \varepsilon^{(-4,0+77[Nb])} d_0^2 \exp(330000/RT) \quad (2.1)$
Tempo para recristalização metadinâmica 50% [Hodgson e Gibbs, 1992]	$t_{0,5}^{metd} = 1,1Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230000}{RT}\right) \quad (2.2)$
	onde $Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (2.3)$
Fração recristalizada estaticamente [Hodgson e Gibbs, 1992]	$X_{est} = 1 - \exp[-0,693(t/t_{0,5})] \quad (2.4)$
Fração recristalizada metadinamicamente [Hodgson, 1993]	$X_{metd} = 1 - \exp[-0,693(t/t_{0,5})^{1,1}] \quad (2.5)$
Tamanho de grão austenítico - estático [Choquet <i>et al</i> , 1990].	$d_{est} = 472 \exp\left(\frac{-48597}{RT}\right) \varepsilon^{-0,7} d_0^{0,277} \dot{\varepsilon}^{-0,1} \quad (2.6)$
Tamanho de grão austenítico metadinâmico [Hodgson, 1997]	$d_{metd} = 6,8 \times 10^4 Z^{-0,27} \quad (2.7)$

Crescimento de grão [Hodgson e Gibbs, 1992]	$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \times 10^{23} t_{ip} \exp\left(\frac{-435000}{RT}\right)$	(2.8)
Acumulação da deformação de um passe a outro [Gibbs <i>et al.</i> 1996]	$\varepsilon_i^a = \varepsilon_i + K(1 - X_{i-1}).\varepsilon_{i-1}$	(2.9)
Deformação crítica para a recristalização dinâmica [Barnett <i>et al.</i> , 2000]	$\varepsilon_c = 1,7 \times 10^{-4} d_0^{0,3} (\dot{\varepsilon} \exp(300000 / RT))^{0,2}$	(2.10)
Tamanho médio de grão para a recristalização incompleta [Maccagno <i>et al.</i> , 1996]	$d_{0,i+1} = d_{rec_i} . X_i^{4/3} + d_{0_i} (1 - X_i)^2$	(2.11)
Tamanho de grão ferrítico [Hodgson, 1996] - sem deformação retida	$d_\alpha^0 = (-0,4 + 6,4CEQ) + (24,2 - 59,0CEQ)T^{-1/2} + 22,0(1 - \exp(0,015d_\gamma))$	(2.12)
Tamanho de grão ferrítico [Hodgson, 1996] - com deformação retida	$d_\alpha = d_\alpha^0 (1 - 0,45\varepsilon^{1/2})$	(2.13)

Onde d_0 - diâmetro do grão inicial; d_α - diâmetro do grão ferrítico; d_γ - diâmetro do grão austenítico; d_{est} - diâmetro de grão por recristalização estática; d_{metd} - diâmetro de grão por recristalização metadinâmica; Q_{def} - energia de ativação para a deformação; Q_{rec} - energia de ativação para a recristalização; $CEQ = [C] + ([Mn]/6)$; t_{ip} - tempo interpasse; X_i - fração da austenita amaciada no passe i ; X_{est} - fração da austenita amaciada por recristalização estática; X_{metd} - fração da austenita amaciada por recristalização metadinâmica; $\dot{\varepsilon}$ - deformação; ε_c - deformação crítica; ε_i - deformação total; ε_i^a - deformação acumulada no passe i ; $\dot{\varepsilon}$ - taxa de deformação; R , a constante dos gases igual a 8,31 J.mol/K e [] indica o percentual de elemento em peso.

O modelamento do tamanho de grão levando em conta a recristalização estática e metadinâmica associado à curva da TME pela equação de Sims permite estimar sobre o principal mecanismo de refino de grão atuante, se apenas por achatamento da austenita, como na laminação convencional ou se ocorreu a recristalização dinâmica e metadinâmica, em alguns dos passes da laminação.

2.5 Função dos elementos microligantes

A forma de atuação dos principais elementos de liga formadores de carbonetos, como o nióbio, o vanádio e o titânio durante a laminação de tiras a quente, é que definirá a “receita” do aço, e em função dos teores introduzidos destes elementos e de manganês, silício e carbono, a programação da laminação será definida.

É bem estabelecido o conceito de que o titânio e o nióbio atuam principalmente na forma de carbonitreto para evitar o crescimento excessivo do grão austenítico, no caso da laminação de placas grossas, onde elas são solidificadas e resfriadas e posteriormente reaquecidas para a laminação. Neste caso, apenas uma parte dos carbonitreto será dissolvida, mesmo para temperaturas de reaquecimento de 1300°C, visto a grande estabilidade do nitreto de titânio [Gladman, 1997].

Já para as placas finas analisadas por Priestner e Zhou [Priestner e Zhou, 1995] um aço com 0,065C, 0,005N, 1,4Mn, 0,25Si, 0,027Nb e de 0,005 a 0,011Ti (% em peso), não foram encontrados precipitados nos corpos de prova que foram temperados, partindo-se de temperaturas entre 1400°C e 1000°C, mas foram encontrados nos corpos de prova que foram resfriados no molde até a temperatura ambiente e depois reaquecidos e que também foram temperados quando atingiram as mesmas temperaturas. Os autores concluíram que isto significa mais elementos microligantes em solução nas placas finas que seguem direto para a laminação do que nas placas grossas que são resfriadas antes do reaquecimento e encharque para a laminação. Isto pode ser positivo do ponto de vista do endurecimento por dispersão, desde que a laminação tenha uma programação que permita manter o máximo de elementos em solução para a posterior precipitação mais fina.

Por outro lado, no lingotamento de placas finas, os carbonitreto eutéticos por ventura formados não terão condição de serem dissolvidos, se não forem mantidos um certo tempo na temperatura de encharque como nas placas grossas, reduzindo-se assim a quantidade do microligante em solução disponível para a posterior precipitação. Neste caso a composição

química deve levar em conta a proporção de carbono e nióbio de forma a reduzir os carbonitreto eutéticos. Park e colaboradores [Park *et al.*, 2000] em experiência com vários aços microligados com o teor de carbono variando de 0,026 a 0,11% em peso constataram a queda nas propriedades mecânicas nos aços que continham carbono acima de 0,07% e as observações por MET confirmaram a presença de carbonitreto eutéticos de nióbio nestes aços.

Algumas siderúrgicas evitam produzir aços na faixa de teor de carbono entre 0,07 e 0,17%, para reduzir a quebra dos lingotes, pela dificuldade de lingotamento nesta composição, além de que, teores abaixo de 0,06% contribuem para a excelente soldabilidade, outra propriedade requerida em diversas aplicações dos aços ARBL [Korchinsky, 1999]. Assim a fabricação de aços microligados por LCPF deverá levar em conta faixas mais estreitas dos teores de elementos microligantes para otimizar as propriedades mecânicas.

Nestas condições o papel de cada elemento deve ser bem entendido. A cinética de recristalização é substancialmente retardada pela quantidade de nióbio dissolvido na austenita antes da laminação. Já os carbonitreto não dissolvidos (200 a 400 nm de tamanho) parecem não afetar a recristalização de forma significativa [Luton *et al.*, 1980], sua influência devendo-se principalmente à redução da quantidade de elementos disponíveis para a posterior precipitação mais fina.

O nióbio em solução atua retardando a recristalização estática [LeBon, 1975; Hansen *et al.*, 1980; Laasraoui e Jonas, 1991] e seu efeito é bem maior do que o vanádio, conforme Akben *et al.* [1980] constataram em ensaios de compressão a quente em aços microligados, onde 0,035% Nb exerceram uma influência bem maior do que 0,115%V, atribuindo primariamente à maior diferença da estrutura eletrônica entre o nióbio e o ferro que entre o vanádio e o ferro. De forma secundária à maior diferença de tamanho atômico entre o nióbio e o ferro que entre o vanádio e o ferro. Esta influência do nióbio em solução sobre a recristalização foi definida como efeito de arraste de soluto (*solute drag*), onde os átomos de soluto são absorvidos na interface que se move, exercendo um movimento mais lento, arrastado, no contorno do grão que passa a se mover em uma velocidade na qual a atmosfera de soluto possa migrar [Lücke e Detert, 1957].

Com o atraso da recristalização como efeito da presença de elementos em solução, a deformação a que é submetido o metal fornece acúmulo de discordâncias significativo para acelerar a nucleação, crescimento e engrossamento dos precipitados [Palmiere *et al.*, 1994; Dutta e Sellars, 1987]. Ainda não é consenso sobre a atuação dos precipitados induzidos pela deformação em retardar a recristalização por ancoramento do contorno de grão por precipitado (*precipitate pinning*) na laminação a quente de tiras. Dutta e Sellars [Dutta e Sellars, 1987] desenvolveram um modelo para prever a precipitação relacionada com a recristalização isotérmica, onde confirmam a atuação do nióbio em solução em retardar a recristalização, mas o efeito foi pequeno em comparação com a precipitação dos carbonitreto. Já Quispe e colaboradores [Quispe *et al.*, 1999] em estudo sobre a interação entre recristalização e precipitação em aços microligados com vanádio identificaram a formação de um patamar de intervalo de tempo no qual a recristalização é retardada abaixo de uma determinada temperatura. Os autores atribuíram o patamar à precipitação induzida pela deformação, concluindo que a precipitação não inibe permanentemente a recristalização, mas o faz por um certo período de tempo.

Em recente revisão sobre o assunto, DeArdo [DeArdo, 2001] sugere que para as forças de fixação dos subcontornos e contornos por precipitados serem altas o suficiente para suprimir a recristalização seria necessário atender a três condições:

- Uma grande supersaturação na faixa de temperatura que seja apropriada tanto para o produto de solubilidade quanto para a programação de laminação.
- Uma microestrutura deformada o suficiente para conter um grande número de locais para a precipitação.
- Tempo suficiente para os precipitados nuclearem e crescerem em grande número, ou seja, tempo para se ter uma grande fração volumétrica.

O autor concluiu que apenas na laminação de chapas seria mais provável de se ter as três condições, pois na laminação de tiras os tempos interpassos e o tempo total de processamento são muito curtos para se obter a supressão da recristalização por ancoramento de contorno de grão por precipitado.

Em trabalho da mesma época, Dutta e colaboradores [Dutta *et al.* [2001]] concordaram que os tempos interpassos de laminação adotados na prática não permitem que a fração volumétrica de precipitados atinja a condição de equilíbrio. Os modelos propostos levam em conta as equações de equilíbrio, o que leva a se superestimar os valores da força de fixação (*pinning*) dos precipitados induzidos pela deformação. Eles propõem um outro modelo, com base na precipitação induzida pelas discordâncias, para se prever a fração volumétrica de precipitados e a evolução em termos de tempo para a força de fixação poder ser obtida a partir do conhecimento do tamanho do precipitado e da fração volumétrica.

Em trabalho utilizando os laminadores como ferramenta experimental para um aço com 0,07C, 0,2Si, 1,5Mn, 0,04Nb e 0,04V (% em peso), Jonas [Jonas, 2001] concluiu que mesmo a precipitação tendo acontecido no quarto passe da laminação de acabamento, a recristalização dinâmica não foi impedida de acontecer no sexto passe.

O entendimento das contribuições relativas dos elementos em solução e dos precipitados em retardar os processos de recuperação e recristalização são importantes para o desenvolvimento de um modelo físico para o acúmulo da deformação, que permita prever programações de laminação para as condições do LCPF [Subramanian *et al.*, 2003].

O efeito do vanádio em retardar a recristalização estática na laminação por efeito de arraste de soluto é bem menor do que o do nióbio e mesmo do que o do titânio, conforme é mostrado na tabela 2.4 [DeArdo, 2001], onde os valores representam o tempo para um determinado grau de amaciamento dos aços microligados comparados a um aço carbono equivalente. Segundo Glodovski [Glodovski, 2002] esta propriedade de exercer pouca influência na recristalização é importante no LCPF por permitir o refino de grão por recristalização estática, sem necessidade de laminar abaixo da T_{NR} , neste caso para aços microligados apenas com vanádio.

Tabela 2.4 Parâmetro do soluto em retardar a recristalização estática [DeArdo,2001]

Elemento	0,1% atômico	0,01% peso
V	12	13
Mo	33	20
Ti	70	83
Nb	325	222

Uma outra propriedade importante da adição do vanádio nos aços microligados é que em função de sua solubilidade na austenita, uma quantidade significativa pode permanecer em solução durante o processamento termomecânico mesmo na laminação de acabamento, e que ficará disponível para a precipitação durante a transformação austenita-ferrita ou nas discordâncias da ferrita. Esta característica encontra aplicação não só nos aços vanádio, mas também como suplemento para o endurecimento por dispersão na precipitação interfásica em aços com nióbio e com titânio [Gladman, 1997].

2.6 Precipitação de carbonitretos em aços microligados

2.6.1 Modos de precipitação

Nos aços microligados um dos principais fatores a interferir nos resultados de propriedades mecânicas é a precipitação fina de carbonitretos que acontece durante o processamento termomecânico. Para o caso de tiras a quente, achava-se que a contribuição por precipitação fosse controlada por precipitação homogênea, fina e semicoerente de carbonitretos que se formariam na ferrita durante o bobinamento [Meyer, 1986 e DeArdo, 1998]. Para isso as condições da laminação teriam de garantir a mínima precipitação durante o processo de desbaste e acabamento para que a supersaturação dos elementos microligantes na etapa de bobinamento resultasse na precipitação homogênea. Contudo o trabalho desenvolvido no laboratório do Dema-UFSCar, demonstrou a ausência deste modo de precipitação em tiras industriais microligadas ao nióbio e

titânio [Cardoso *et al.*, 1994; Itman *et al.*, 1997; Kestenbach, 1997; Campos *et al.*, 2001; Campos, 2003 e Gallego, 2003].

A primeira precipitação de carbonitreto acontece ainda na fase de solidificação da placa, pelos carbonitreto eutéticos de titânio e nióbio, que são grosseiros e não contribuem para o aumento de resistência mecânica. Considerando-se o processo de obtenção de tiras e chapas pelo LCPG, durante a laminação controlada (LC) a altas temperaturas na etapa de desbaste dos aços microligados, acontece a precipitação de carbonitreto nos contornos de grãos da austenita, sendo estimado por Sellars [Sellars, 1998] que até 40% do nióbio total disponível é consumido.

Na etapa de acabamento da laminação acontece a chamada precipitação induzida pela deformação e que a depender das variáveis envolvidas (tempos interpasses, tempo total de laminação, etc.) atua retardando a recristalização, levando ao achatamento da austenita, uma das maneiras de se obter o refino do grão ferrítico. Com a diminuição da temperatura, a associação da redução da solubilidade e do acúmulo de discordâncias com a deformação pode levar a um aumento de precipitação.

A deformação aplicada na laminação acelera a precipitação de carbonitreto, que em condição sem deformação leva um tempo maior na ordem de grandeza de dois a três vezes para acontecer, o que significa que mesmo com programação de laminação com baixas deformações individuais por passe, alguma precipitação ocorrerá na austenita [Meyer *et al.*, 1977; Gladman, 1997]. A precipitação que ocorre na austenita nos primeiros estágios da laminação em alta temperatura tem forte atuação no refino de grão, principalmente os precipitados de nióbio, por limitar o tamanho do grão recristalizado segurando o seu contorno de grão [Davenport *et al.*, 1975; Hansen *et al.*, 1980]. Estes precipitados não retardam nem impedem a recristalização estática e para altas taxas de deformação também não impedem a recristalização dinâmica de ocorrer [LeBon *et al.*, 1975].

Na condição de deformação multipasse e resfriamento contínuo, a nucleação, o crescimento e o engrossamento dos precipitados dos contornos de grão austeníticos acontecem

simultaneamente, ao tempo que nos últimos passes a precipitação fina na matriz se dá na subestrutura de discordâncias.

Em seguida pode ocorrer durante a transformação autenita-ferrita a precipitação interfásica, mais difícil de ser observada ao microscópio, por necessitar de condições especiais de visualização. Este tipo de precipitação é típica nos aços microligados e foi investigada por diversos autores [Gray e Yeo, 1968; Honeycombe, 1976; Gladman, 1997 e Kestenbach, 1997 e 1998]. A distribuição dos carbonitretos finos é vista a partir de certas direções específicas no MET, como fileiras distintas de precipitados em espaçamentos regulares. Honeycombe [Honeycombe, 1976] encontrou estas fileiras paralelas com a interface entre a ferrita que estava crescendo e a matriz austenítica. O mecanismo que é aceito largamente para a sua formação é que estas fileiras de precipitados são nucleadas periodicamente na interface γ/α durante a transformação. Sugere-se que o mecanismo de formação é derivado da borda de crescimento da ferrita. A superfície ferrítica (no meio da matriz austenítica) fornece um excelente local de nucleação para o carbonitreto. O grau de uniformidade é imposto pela difusividade dos átomos microligantes. Honeycombe [Honeycombe, 1976] mostrou que a relação de orientação entre os carbonetos e a ferrita era a mesma que para o carboneto de vanádio precipitado na ferrita durante o revenimento, ou seja: a relação de orientação de Baker-Nutting [Baker e Nutting, 1959]

$$(001)_{\text{carboneto}} // (001)_{\alpha}$$

$$[010]_{\text{carboneto}} // [110]_{\alpha}$$

Por último a precipitação que se dá na ferrita, que ocorre principalmente nas discordâncias do aço deformado, embora alguns autores ainda se refiram a uma possível precipitação homogênea em função da supersaturação dos elementos microligantes [Balliger e Honeycombe, 1980; Pereloma, 2001]. Havia sido consenso até pouco tempo atrás de que a ferrita supersaturada de elementos microligantes permitiria a precipitação de carbonitretos finos, ocorrendo isto na etapa de bobinamento do processamento industrial de tiras a quente [Meyer, 1986]. Esta precipitação se daria homogeneamente e os precipitados seriam da ordem de 2 a 3 nm, e que seria esta a precipitação de maior contribuição no aumento da resistência dos aços microligados ao

nióbio e titânio. A investigação mais recente indica que a precipitação na ferrita acontece de forma heterogênea, tomando como locais preferenciais as discordâncias e as partículas de segunda fase previamente precipitadas [Campos, 1998]. Este modo de precipitação também obedece ao relacionamento de Baker-Nutting com a ferrita, mas há somente um terço do número total de precipitados de cada variante, sendo necessária a observação de pelo menos duas variantes para classificar um certo arranjo de carbonitreto como precipitação na ferrita supersaturada.

A figura 2.6 apresenta um esquema dos modos de precipitação de carbonitreto na laminação de aços microligados pela programação que leva em conta a laminação controlada pela recrystalização na etapa de desbaste e convencional (achatamento da austenita) na etapa de acabamento.

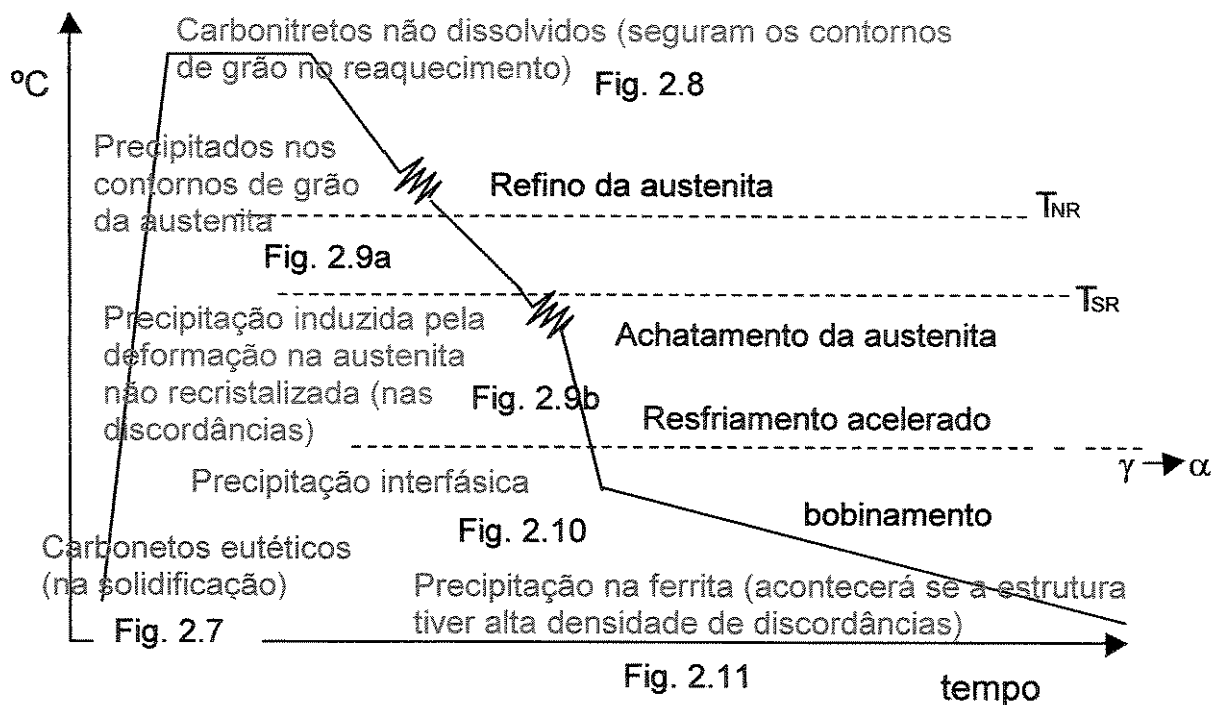


Figura 2.6 Modos de precipitação em tiras a quente produzidas por LCPG e laminadas conforme regime de laminação controlada por recrystalização no desbaste e achatamento da austenita no acabamento



Figura 2.7 Carbonitreos de nióbio e titânio formados quando em condição de equilíbrio em alta temperatura. [Priestner e Zhou, 1995]

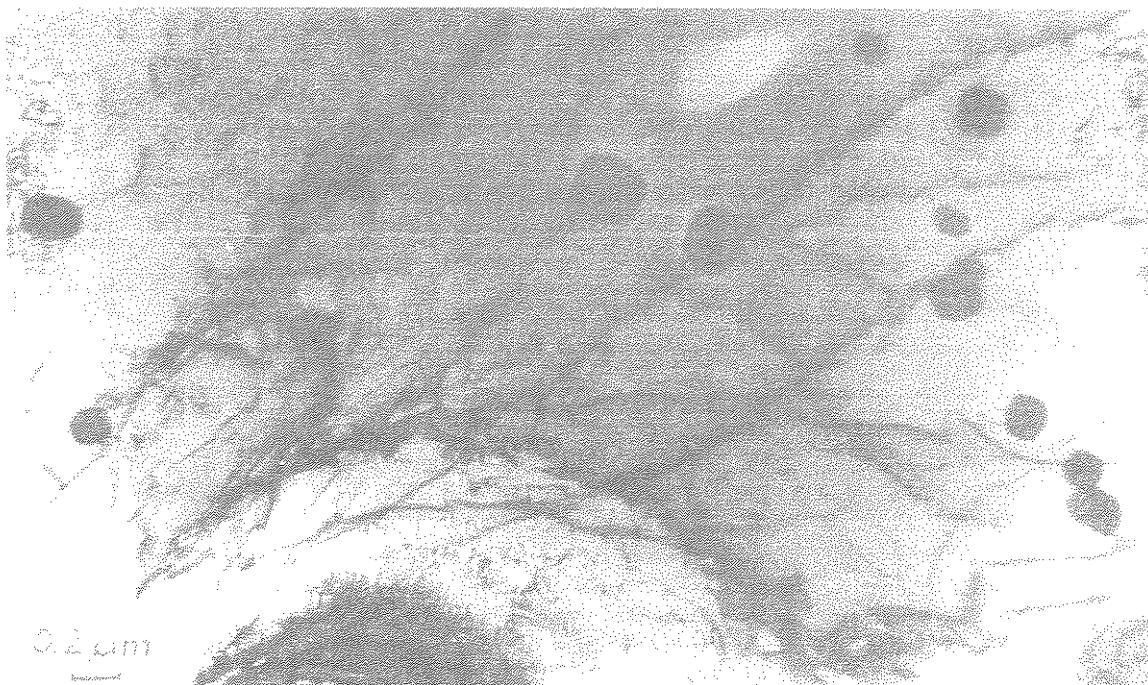


Figura 2.8. Carbonitreos não dissolvidos em aço microligado com 0,34%Nb forjado a quente, reaustenitizado a 1225°C e resfriado dentro do forno. [Kestenbach, 1997]

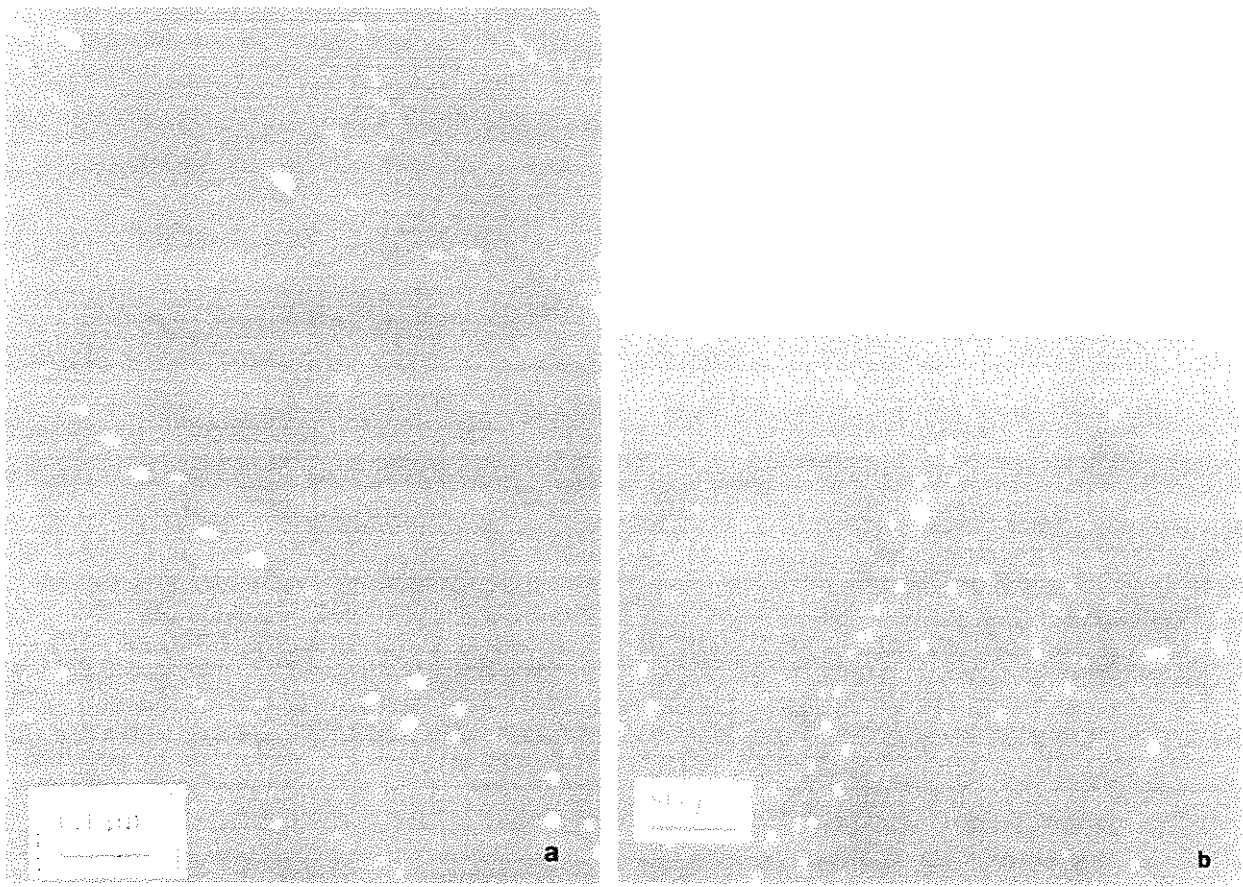


Figura 2.9 Precipitação na austenita: a) aço microligado Nb-Ti, as partículas maiores nuclearam nos contornos de grãos [Kestenbach e Morales, 1998]; b) aço microligado Nb-Ti [Kestenbach e Gallego, 2001]

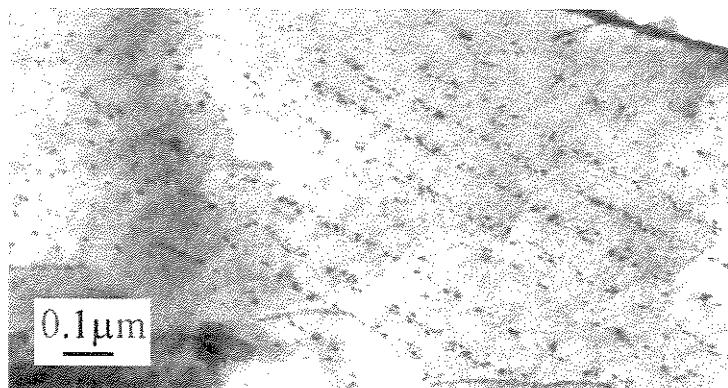


Figura 2.10. Precipitação interfásica em uma pequena região do grão ferrítico em aço microligado Nb [Gallego *et al.*, 2004]



Figura 2.11 Precipitação nas discordâncias da ferrita [Kestenbach, 1997]

Já para chapas de aço microligado ao vanádio com teor entre 0,10 e 0,15%, Gladman [1997] afirma que a principal contribuição por endurecimento por dispersão (*hardening dispersion*) será por precipitação interfásica, que acontecerá durante o resfriamento ao ar, na temperatura de normalização. No processo industrial de tiras (espessura de 1 a 15 mm) de aço ao vanádio e vanádio-nióbio com alto teor de nitrogênio, produzido a partir de placas finas [Korchynsky, 1999], é citado o resfriamento acelerado e o bobinamento na faixa de temperatura de 600°C, embora não seja informado o valor da taxa do resfriamento acelerado. Neste estudo é apenas citada a precipitação na ferrita, mas nenhuma indicação sobre a contribuição da precipitação interfásica, nem se foi feita alguma verificação por MET da precipitação citada.

Em prática, a precipitação de carbonitretos inicia-se sempre por nucleação heterogênea, dependendo por isso, fortemente das condições de laminação no campo austenítico. O tamanho das partículas é influenciado significativamente pela temperatura, pelas condições de precipitação na austenita durante a laminação, pela precipitação na interface γ/α durante a transformação da

austenita em ferrita, ou ao final do processo na ferrita durante o resfriamento, podendo por isso gerar distribuições complexas e heterogêneas.

Por sua vez a precipitação na austenita exerce influência sobre a recuperação e a recristalização, que definirão o estado dos grãos antes da transformação, ou de tamanho reduzido por recristalização dinâmica [Bowden *et al.*, 1991; Pussegoda *et al.*, 1992; Jonas, 2001; Kaspar *et al.*, 1989; Siciliano e Jonas, 2001] ou deformados (*pancaked austenite*) [Hansen *et al.*, 1980; Sellars *et al.*, 1972; DeArdo, 2001] e que resultarão no grão ferrítico final. O tamanho de grão ferrítico final contribui não só com os valores de limite de resistência e de escoamento, mas com a tenacidade do material, neste caso propriedade importante para aplicação dos aços microligados em tubulações de grande diâmetro para transporte de gás e óleo em regiões de clima frio.

Os estudos feitos em laboratório com aços microligados no lingotamento contínuo de placas finas, são na sua maioria centrados nos resultados das propriedades mecânicas [Wünnenberg *et al.*, 1993; Kaspar *et al.*, 1988; Kaspar *et al.*, 1994; Kaspar e Zentara, 1997; Essadiqi *et al.*, 1995; Priestner e Zhou, 1995] em função dos parâmetros de processamento, mas pouco se tem estudado sobre os mecanismos que levaram aos resultados obtidos de aumento de resistência, com a exceção de um único trabalho [Park *et al.*, 2000]. A literatura sobre as plantas piloto detalha sobre as instalações, os materiais processados, as previsões de capacidade e mesmo as propriedades mecânicas, também sem entrar em detalhes sobre a microestrutura e a correlação com os resultados obtidos [Meroni *et al.*, 1995; Köthe *et al.*, 1995; Wehage *et al.*, 1998; Borsi e Rotti, 1998; Mellon *et al.*, 1995; Meroni *et al.*, 1999; Mellon e Kurley, 1995 e Korchinsky, 1999].

Após o final da laminação, as tiras são submetidas ao resfriamento acelerado, que exerce papel importante não só sobre o tamanho de grão ferrítico final mas também sobre as condições de precipitação.

Em função da aplicação do resfriamento acelerado influenciar no aumento da resistência dos aços microligados, pode-se ter levado a superestimar a contribuição da precipitação de carbonitreto de forma homogênea na ferrita supersaturada, mesmo com pouca comprovação

desta através do MET ou de outras técnicas. O resfriamento acelerado exerce influência em vários aspectos importantes quando empregado no processamento de tiras a quente de aços microligados, independente dos elementos microligantes e de seu teor:

- a) Manter em solução os elementos, evitando a precipitação dos carbonitretos logo após a etapa final de acabamento. Estes elementos em solução poderão nuclear carbonitretos na interface da transformação, ou nas discordâncias da ferrita se estiverem presentes, ou nos precipitados já nucleados na austenita.
- b) Atrasar a transformação austenita ferrita e com isso permitir um tamanho de grão ferrítico reduzido, já que a transformação se dará numa temperatura mais baixa, com menor energia disponível para o crescimento do grão ferrítico formado.
- c) Formar precipitados durante a transformação γ/α , menores e com menores espaçamentos entre as bandas de precipitados [Honeycombe, 1981], fatores que têm papel significativo no aumento da resistência mecânica.
- d) Impedir o crescimento das partículas já precipitadas na austenita, evitando a retirada de elementos que permanecem em solução e que posteriormente poderão precipitar na interface da transformação.

Além desses objetivos o resfriamento acelerado produz uma alta densidade de discordâncias com o aumento da velocidade de resfriamento e também pode contribuir para o limite de escoamento com até 60 MPa [Campos, 1998], além de ser substrato para a precipitação fina na ferrita.

2.6.2 Endurecimento devido a partículas finas

Partículas de segunda fase insolúveis, finamente dispersas na matriz contribuem para o aumento da resistência de um material, chamado de endurecimento por dispersão [Dieter, 1981]. Embora seja similar ao endurecimento por precipitação, algumas diferenças são descritas na literatura [Meyer, 1982; Dieter, 1981]. No endurecimento por dispersão as partículas de segunda

fase possuem baixa solubilidade na matriz mesmo a altas temperaturas e não apresentam coerência com a matriz.

No endurecimento por precipitação, também chamado de envelhecimento, a segunda fase é solúvel em altas temperaturas, e sua solubilidade vai se reduzindo com a diminuição da temperatura e a precipitação se dá com uma certa coerência (precipitados coerentes ou zonas). Define-se coerência quando a estrutura cristalina e os parâmetros de rede dos precipitados e da matriz são quase idênticos, de forma que os planos da rede são contínuos através do precipitado e da matriz [Hirsch, 1977].

Em um caso ou outro, por envelhecimento ou por dispersão, os precipitados finos representam uma barreira ao movimento de discordâncias e estas podem comportar-se de duas maneiras, atravessar a barreira cortando o precipitado ou contornar os precipitados, encurvando-se entre eles [Meyer, 1997]. Pensa-se que atravessar a barreira seja um comportamento da condição de sistemas que possuem precipitados coerentes ou zonas (envelhecimento) enquanto contornar os precipitados é mecanismo predominante em sistemas endurecidos por dispersão.

Gladman [Gladman, 1997] explica que em sistemas que mostram precipitação a partir de uma solução sólida de fase única, existem evidências de que podem apresentar vários mecanismos que contribuem para o aumento da resistência, incluindo o endurecimento por dispersão e não só por precipitados coerentes. No caso dos aços microligados, onde finos carbonitreto de alta dureza precipitam na interface da transformação austenita-ferrita, e que levam ao endurecimento, pode ser visto o encurvamento extensivo das discordâncias, chamado de mecanismo de Orowan. Observações em aços microligados mostraram dependência inversa da tensão com o tamanho da partícula, ou seja a contribuição ao endurecimento por carbonitreto de alta dureza em aços microligados parece diminuir com o aumento do tamanho da partícula e apresenta boa concordância com o modelo de Orowan.

O modelo de Orowan de endurecimento por dispersão ou precipitado incoerente pode ser entendido quando se toma uma tensão de cisalhamento crítica para que ocorra o escoamento da

matriz na ausência do precipitado (τ_m) e a tensão de cisalhamento necessária para superar as barreiras de longo alcance descritas na teoria de Mott e Nabarro (τ_{LA}). Assim, a tensão necessária para o começo do movimento da discordância para encurvá-la, deve exceder a soma $\tau_m + \tau_{LA}$. Se a tensão adicional necessária para causar o corte das partículas for maior do que Gb_B/L , então a discordância irá se mover por encurvamento entre partículas adjacentes e não as cortará. Onde a tensão de Orowan é definida $\tau_{Orowan} = Gb_B/L$, sendo G o módulo de cisalhamento, b_B o vetor de Burgers e L o espaçamento entre as partículas.

Para os aços microligados existe pouca evidência experimental de corte de precipitados em aços. Carbonetos e nitretos são muito duros e só com tamanho muito pequeno para serem cortados. O que tem sido aceito é a proposta de Orowan para endurecimento por dispersão. A chamada tensão de Orowan é a tensão cisalhante para operar uma fonte Frank-Read de comprimento L , ou para empurrar uma discordância entre partículas não deformáveis de separação planar L , equação 2.14, onde A depende do coeficiente de Poisson, e que foi modificada por Ashby [Ashby, 1966].

$$\tau_{orowan} = A \frac{Gb_B}{2\pi} \frac{1}{L} \ln\left(\frac{L}{b_B}\right) \quad 2.14$$

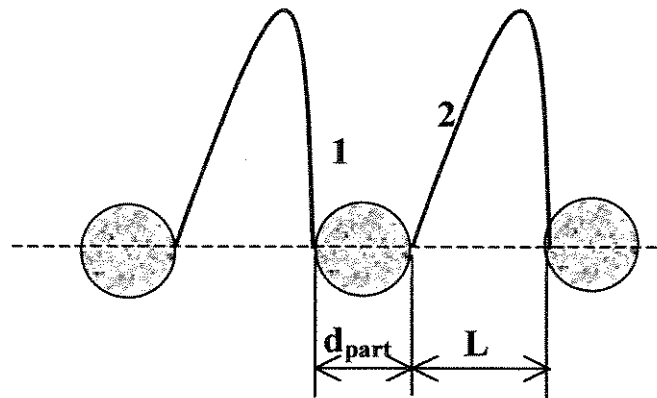


Figura 2.12. Uma discordância sendo encurvada entre 3 partículas. [Ashby, 1966]

Ashby modificou a equação de Orowan argumentando que τ_{Orowan} pode ser reduzida pela interseção mútua entre os dois segmentos curvados, 1 e 2 na figura 2.12, e esta interação entre os segmentos curvados afeta apenas a tensão de Orowan e pode ser calculada de uma maneira aproximada por substituição do segmento 1 por uma discordância reta equivalente. O resultado é que o termo logarítmico na equação 2.14 deve ser substituído por $\ln(d_{\text{part}}/b_B)$ onde d_{part} é o diâmetro da partícula e b_B é o vetor de Burgers [Ashby, 1966].

Gladman [Gladman, 1997] analisou a equação de Orowan-Ashby levando em conta que o diâmetro da partícula no plano de interseção não será igual ao diâmetro real e estima a relação entre eles. O autor transforma a tensão de cisalhamento de Orowan para a tensão correspondente de escoamento e usa o fator de Taylor para chegar à equação 2.15.

$$\sigma = \sigma_m + 6Gb_B(3f/2\pi)^{1/2} / d_{\text{part}} \quad 2.15$$

Onde σ_m é a tensão de escoamento na ausência de partículas dispersas.

A equação modificada de Orowan-Ashby também foi tratada considerando-se a situação de quando as partículas estão dispostas de uma forma aleatória, mais do que na distribuição regular, alguns dos maiores espaçamentos não oferecem resistência alguma à passagem das discordâncias quando a tensão alcança um nível que permite a passagem pelas partículas. Assim, a equação 2.15 representa o limite superior ao efeito do endurecimento de uma dispersão de partículas finas. O espaçamento efetivo do obstáculo pode ser avaliado e comparado com um espaçamento de distribuição regular a partir do uso de simulação em computação [Kocks, 1966; Foreman e Makin, 1966]. Ela foi processada com arranjos regulares de pequenos obstáculos no plano de deslizamento, onde as partículas vizinhas de um obstáculo de referência foram consideradas como aquelas que se situam nas extremidades opostas do diâmetro de um círculo sem interferir com qualquer outra partícula no círculo (Fig. 2.13).

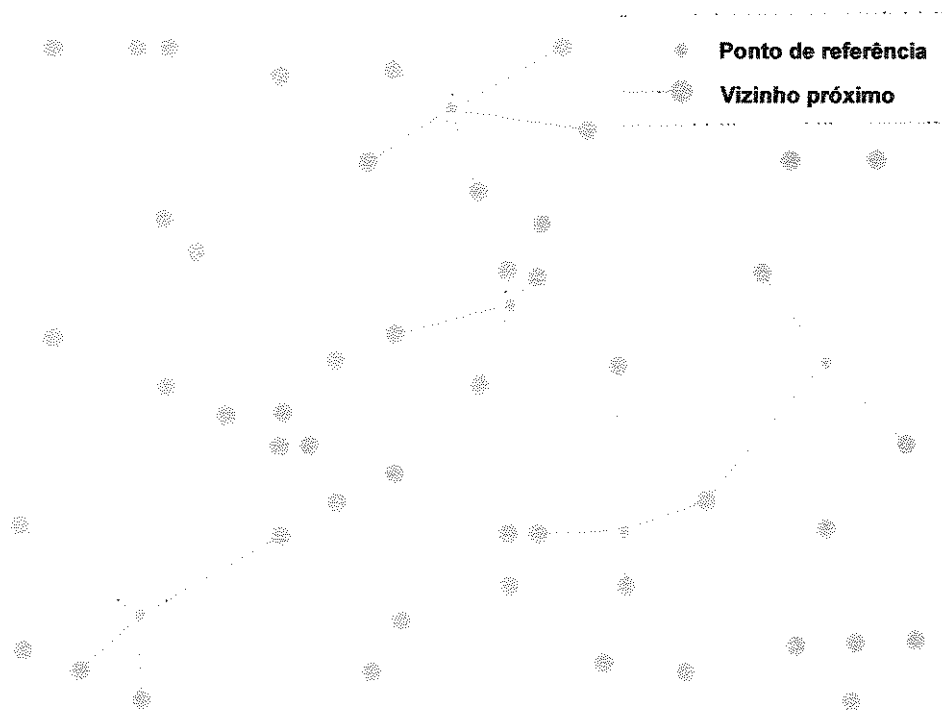


Figura 2.13. Vizinhos próximos de uma partícula que está nas extremidades opostas do diâmetro de um círculo que não obstrui outras partículas. [Gladman, 1997].

Ashby considerou os efeitos da distribuição aleatória das partículas, junto com o uso de distância entre partículas (superfície a superfície) mais do que o espaçamento de centro a centro. Esta distância de centro a centro é mais importante em aços com alta fração volumétrica de partículas grandes, mas tem pouca significância para aços microligados onde o tamanho de partícula é negligível em relação ao espaçamento entre as partículas devido às baixas frações volumétricas usadas.

Valores típicos de aumento da tensão de escoamento de aços microligados com nióbio e vanádio a partir de dados publicados foram comparados com a equação de Orowan e a equação modificada por Ashby, mostrando uma concordância razoável com o predito através de Orowan-Ashby.

2.6.3 Contribuição quantitativa para o endurecimento por dispersão

Gladman [Gladman, 1997] refere-se à contribuição por endurecimento por dispersão em aços com vanádio entre 0,10-0,15% normalizados, de mais de 100 MPa, propiciada principalmente pela precipitação interfásica. Em tiras laminadas que foram submetidas ao resfriamento acelerado após a laminação e em seguida ao bobinamento, os valores de contribuição por precipitação interfásica são fortemente influenciados pela taxa de resfriamento, pela temperatura de transformação e pela subsequente temperatura do bobinamento. Deve ser considerada ainda a presença de outros elementos microligantes como o nióbio e o titânio, que poderão permanecer em solução em quantidade suficiente para contribuir na precipitação interfásica.

As taxas do resfriamento acelerado (para tiras de 5 a 10 mm de espessura, de 5 a 30 °C/s) após a laminação podem impedir uma contribuição efetiva da precipitação interfásica nas tiras laminadas a quente, que requer uma taxa de nucleação alta o suficiente para acompanhar a movimentação da interface austenita-ferrita, principalmente se são aços com Nb e Ti.

Um dos primeiros trabalhos a quantificar a contribuição ao endurecimento por dispersão através da MET, utilizando lâminas finas para identificar a origem dos carbonitretos por meio dos diagramas de difração foi o de Itman e colaboradores [Itman *et al.*, [1997]. Os autores investigaram um aço de composição 0,055C; 0,55Mn; 0,02Nb; 0,06Ti e 0,005N (% em peso) processado industrialmente, com temperatura de reaquecimento de 1230°C, desbaste a 1160 °C, laminação de acabamento iniciando a 1070 e terminando a 870°C, taxa de resfriamento de 20 °C/s e temperatura de bobinamento de 630°C que apresentou no ensaio de tração o limite de escoamento de 332 MPa. A partir da equação de Orowan-Ashby modificada por Gladman [Gladman,1997], onde o aumento de resistência é dado pela dispersão dos precipitados e que depende da distância de interceptação das partículas no plano de deslizamento da fração volumétrica, os autores concluíram que após se considerar a contribuição por solução sólida e de tamanho de grão, a precipitação na austenita ocorrida nas etapas finais da laminação de

acabamento contribuiu com 60 a 80 MPa para o valor de limite de escoamento conseguido no ensaio de tração.

Valencia e Kestenbach [Valencia e Kestenbach, 1997] trabalhando com tiras a quente processadas industrialmente (0,071C; 0,68Mn; 0,043Nb e 0,0096N, % em peso) nas condições de temperatura de reaquecimento de 1250°C, dois passes de desbaste e cinco de acabamento na temperatura inicial de 1070 e final de 870°C, taxa de resfriamento acelerado de 10°C/s e temperatura de bobinamento de 650°C também obtiveram uma contribuição para o limite de escoamento na faixa de 60 a 70 MPa, onde o ensaio de tração forneceu um limite de escoamento de 310 MPa.

Thillou e colaboradores [Thillou *et al.*, 1998] investigaram por meio de MET dois aços de composição química com 0,07%C e 0,02%Nb, o primeiro com 0,33% de manganês e o segundo com teor de 1,1% em peso, em rotas de laminação diferentes, com bobinamento e com resfriamento ao ar. As condições de laminação não diferem muito dos demais estudos apresentados (reaquecimento a 1200°C, desbaste entre 1140 e 1030°C, acabamento entre 928 a 892°C) mas a taxa de resfriamento acelerado aplicada foi de 50°C/s. A observação ao microscópio mostrou apenas precipitação nos contornos de grãos de austenita para as tiras que foram bobinadas. A estimativa de contribuição por solução sólida, tamanho de grão e densidade de discordâncias correspondeu aos valores encontrados no ensaio de tração. A precipitação originada na matriz austenítica, interfásica e originada na matriz ferrítica só foi observada para as condições de resfriamento ao ar. Mesmo nesta condição os autores não encontraram diferença no endurecimento por dispersão em relação aos valores do ensaio de tração, onde se pode concluir que neste experimento nem mesmo a precipitação interfásica observada ao microscópio contribuiu para o limite de escoamento.

No entanto, em outro trabalho também com dois aços microligados processados industrialmente [Campos *et al.*, 2001], um com 0,012C; 1,21Mn, 0,057Nb e 0,049Ti e o outro com 0,07C, 0,68Mn e 0,043Nb (% em peso) os autores encontraram uma contribuição significativa ao limite de escoamento, no primeiro aço pela precipitação interfásica de

aproximadamente 50 MPa e pela precipitação na austenita de cerca de 70 MPa. Esta última confirmada após o tratamento térmico de normalização. Nesta condição a contribuição remanescente foi a da precipitação na austenita, que não foi afetada pelo tratamento, por ter ocorrido nas altas temperaturas do final de laminação, enquanto a precipitação interfásica sofreu engrossamento com a temperatura do tratamento térmico, deixando de ser efetiva na contribuição ao endurecimento por dispersão.

Já Park e colaboradores [Park *et al.*, 2000] em experimento com laminação direta de placas finas, para teores distintos de nióbio (0,03 e 0,04% em peso) e variando o teor de carbono, obtiveram uma contribuição ao endurecimento por dispersão entre 25 a 80 MPa, sendo a maior contribuição obtida com a combinação 0,06% de carbono e 0,04% de nióbio. Neste trabalho, a observação por MET apresentada foi apenas dos carbonítreos eutéticos e estes valores de contribuição foram obtidos apenas pela equação de Pickering e Gladman [Pickering, 1978] sem confirmação pelo modelo de Orowan-Ashby.

A tabela 2.5 apresenta o resumo dos diversos trabalhos citados:

Tabela 2.5 Contribuição para o endurecimento por dispersão conforme a literatura

Aço	Parâmetros do processamento	Precipitação (observação MET)			$\Delta\sigma_{\text{escoamento}}$ (MPa)		Autor
		γ	γ/α	Disc. e α	γ	γ/α	
V	normalizado	não	sim	não	—	100	[Gladman, 1997]
Nb-Ti	reaquecimento: 1230 ^o C desbaste: 1160 ^o C acabamento: 1070-870 ^o C resfriamento: 20 ^o C/s bobinamento: 630 ^o C	sim	sim	não	60 a 80	Não mencionado	[Itman <i>et al.</i> , 1997]
Nb	reaquecimento: 1250 ^o C desbaste: 2 passes acabamento: 1070-870 ^o C resfriamento: 10 ^o C/s bobinamento: 650 ^o C	sim	sim	não	60 a 70	Não mencionado	[Valencia e Kestenbach, 1997]
Nb e 0,33%Mn	reaquecimento: 1200 ^o C desbaste: 1140-1030 ^o C acabamento: 928-892 ^o C resfriamento: 50 ^o C/s bobinamento: 630 ^o C	não	não	não	—	—	[Thillou <i>et al.</i> , 1998]
	Ou resf. ao ar	sim	sim	sim	—	—	
Nb e 1,1Mn	reaquecimento: 1200 ^o C desbaste: 1140-1030 ^o C acabamento: 928-892 ^o C resfriamento: 50 ^o C/s bobinamento: 630 ^o C	não	não	não	—	—	[Thillou <i>et al.</i> , 1998]
	Ou resf. ao ar	sim	sim	sim	—	—	
Nb-Ti	reaquecimento: 1150 ^o C acabamento: 1080 ^o C resfriamento: 10 ^o C/s bobinamento: 650 ^o C	sim	sim	sim	70	50	[Campos <i>et al.</i> , 1998]
Nb-V Ti	Laminação direta	Não analisado			25 a 80 (Pick. & Glad.)		[Park <i>et al.</i> , 2000]

Capítulo 3

Materiais e Métodos

As etapas experimentais iniciais constaram da obtenção das placas finas e de seu tratamento termomecânico. A laminação experimental foi realizada em programações que permitiram acompanhar a evolução da microestrutura, com o recurso de têmpera de amostras das etapas intermediárias para se observar o contorno do grão austenítico prévio. Em seguida foi feita a simulação do processo industrial até o bobinamento dentro de um forno túnel por duas horas. Adotou-se o planejamento experimental completo aleatorizado por blocos para análise estatística dos resultados. Na etapa posterior foram aplicados tratamentos térmicos em amostras do material laminado e caracterização por microscopia ótica e eletrônica de transmissão. Ensaaios de tração foram feitos para todas as condições a fim de se obter o limite de escoamento, possível de relacionar diretamente com a precipitação de carbonitretos através dos modelos de Pickering-Gladman e de Orowan-Ashby. A tensão média de escoamento na laminação foi calculada pelo modelo de Sims a partir dos dados de carga obtidos do laminador experimental. São ainda descritas as especificações dos equipamentos usados nos experimentos.

3.1 Obtenção das placas finas

A matéria prima usada no lingotamento foi fornecido pela CST na forma de chapas de aço ARBL laminadas pelo processo de laminação controlada até a espessura final de 25,4 mm. A

composição química do material, obtida de duas corridas, possuía percentuais em massa, de carbono na faixa de 0,086 a 0,092; manganês entre 1,45 e 1,5; silício entre 0,234 e 0,302; fósforo entre 0,014 e 0,015; enxofre com 0,006; alumínio entre 0,035 e 0,038; cobre entre 0,010 e 0,020 e os microligantes, vanádio entre 0,072 e 0,079 e nióbio entre 0,024 e 0,037.

As chapas fornecidas pela CST foram cortadas em tamanho compatível com as dimensões do cadinho do forno de indução, de forma que a carga para cada fusão ficou em torno de 13 a 15 kg.

A obtenção das placas finas deu-se pelo seguinte procedimento:

- Corte das chapas, pesagem da carga e enchimento do cadinho do forno de indução.
- Cálculo das quantidades das adições conforme Finardi [Finardi, 1993], pesagem e separação para a colocação no cadinho.
- Preparação do simulador de lingotamento de placas finas, com a pintura das paredes de cobre com uma solução de óxido de cromo, posicionamento da placa móvel na distância determinada, posicionamento dos termopares tipo S (Pt-10%Rh) dentro do molde, verificação do funcionamento das resistências de aquecimento do molde e verificação do programa de aquisição de dados.
- Preparação da bica de vazamento com massa refratária.
- Teste do sistema de segurança do forno de indução.
- Após a fusão do aço media-se a temperatura do banho para verificação do superaquecimento, requerido entre 50 a 100°C acima da temperatura Liquidus teórica calculada por Thomas [Thomas, 1987].
- A temperatura do molde era mantida em torno de 200°C através do sistema de resistências elétricas, para eliminar a umidade na cavidade antes do vazamento.
- Acionamento do sistema de refrigeração do molde de cobre.
- Após se atingir a temperatura de vazamento, eram colocadas as adições, retirada a escória do cadinho e feito o vazamento, quando se iniciava a aquisição de dados.

Após o resfriamento das placas, elas eram retiradas do molde, cortadas conforme o esquema da Figura 3.1 e identificadas.

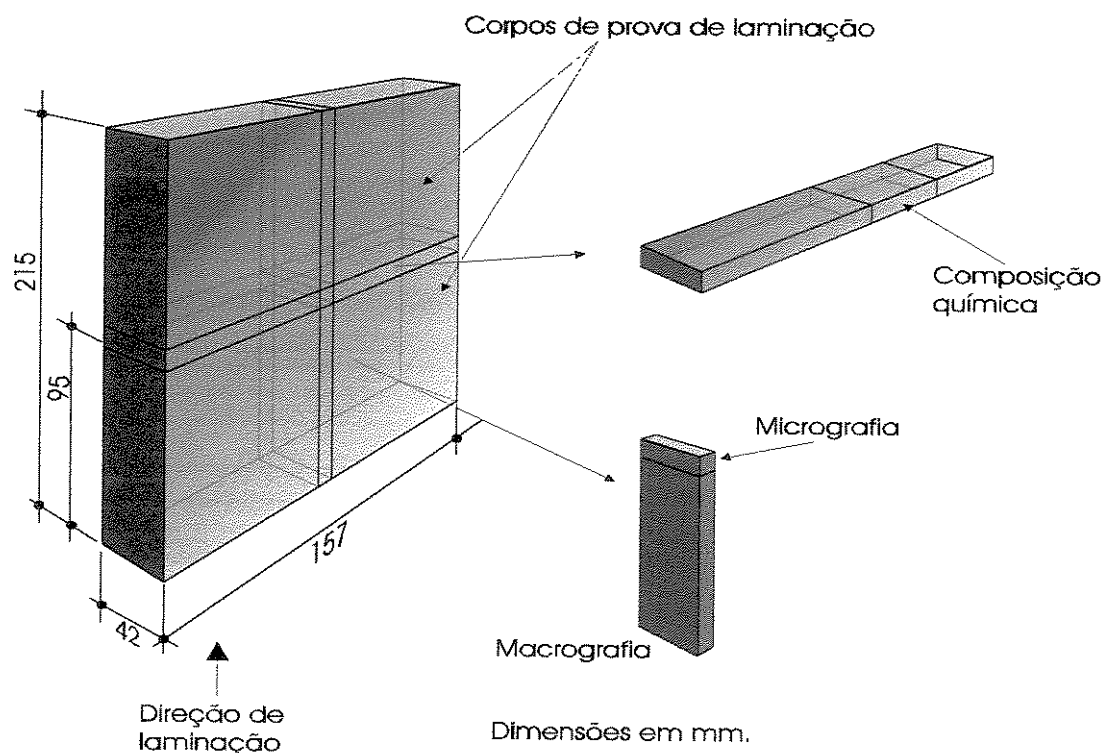


Figura 3.1 Esquema do corte das placas finas obtidas no Simulador de Lingotamento de Placas Finas do DEMA da UNICAMP.

A análise de composição química nas placas finas, feita na CST por espectroscopia óptica e tomando-se a média de três amostras, é apresentada na tabela 3.1. A identificação das placas se deu pelo percentual aproximado em massa de vanádio e nióbio multiplicado por 100. Caso a composição da placa fosse igual à outra já lingotada, a diferença se fez pelas letras do alfabeto em sequência, como por exemplo BV7Nb2, com composição de 0,07% de vanádio e 0,02% de nióbio, pois outra placa já possui estes percentuais.

Tabela 3.1 Composição química das placas solidificadas no simulador (% em massa).

Placa	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Cu	Cr	Ni	N
AV7Nb2	0,076	0,82	0,332	0,012	0,007	0,059	0,019	0,071	0,020	0,020	0,010	0,0115
BV7Nb2	0,074	0,98	0,368	0,014	0,007	0,082	0,022	0,073	0,016	0,022	0,011	0,0139
V7Nb3	0,073	0,99	0,384	0,014	0,008	0,078	0,027	0,071	0,019	0,024	0,012	0,0130
V8Nb4	0,076	1,15	0,410	0,016	0,008	0,050	0,036	0,076	0,020	0,025	0,014	0,0172
V5Nb2	0,070	1,32	0,080	0,010	0,009	0,030	0,020	0,050	0,030	0,020	0,020	0,010

3.2 Tratamento termomecânico

Após a identificação do material das placas, estes eram usinados com chanfros e furados para a colocação do termopar tipo K (Chromel-Alumel) conforme esquema da Fig. 3.2.

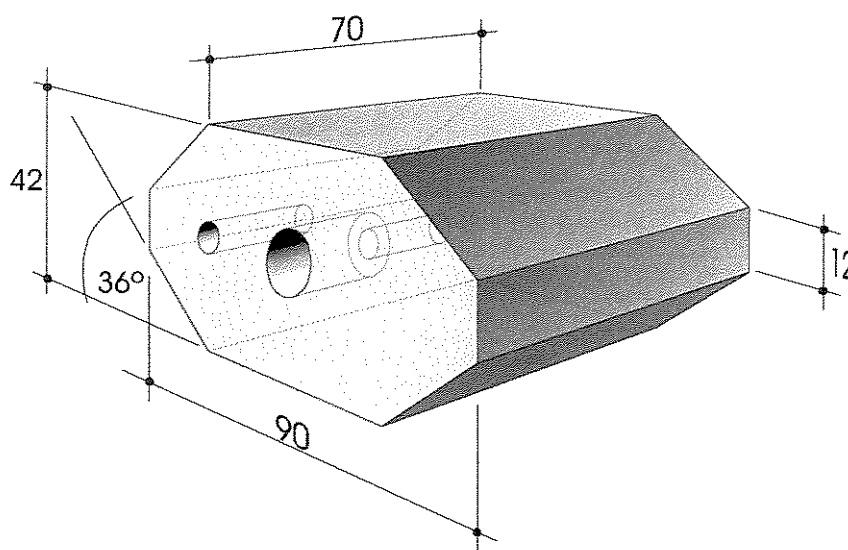


Figura 3.2 Amostra para laminação.

Após a confecção dos chanfros para agarramento pelos cilindros do laminador, as amostras foram aquecidas a 1250°C, com tempo total adotado de 40 minutos, entre aquecimento e encharque. Esta temperatura foi adotada em função dos cálculos de temperaturas de solubilização para os precipitados e compostos presentes na placa fina V7Nb3. De acordo com a literatura, a

máxima temperatura para solubilizar os compostos presentes é 1190°C para o nitreto de alumínio. A tabela 3.2 mostra os valores calculados.

Tabela 3.2 Temperaturas de solubilização para a placa V7Nb3 conforme a literatura.

Composto	Temperatura °C	Equações de
V ₄ C ₃	447	[Irvine, 1967]
VC	773	[Quispe, 1999]
NbC _{0,87}	1037	[Nordberg, 1968]
VN	963	[Leslie, 1981]
NbN	1120	[Mori, 1968]
NbCN	1090	[Irvine, 1967]
AlN	1190	[Irvine, 1967]
AlN considerando a presença do Si	1107	[Koyama, 1971]

A tabela 3.3 apresenta os valores de T_{NR} calculados por Boratto e colaboradores [Boratto *et al.*, 1988], onde as temperaturas são em °C e os elementos dados em percentuais em massa.

$$T_{NR} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 8990Ti + 363Al - 357Si \quad 3.1$$

Tabela 3.3 Temperatura de não recristalização [Boratto *et al.*, 1988].

Placa	T _{NR} (°C)
AV7Nb2	850
V7Nb3	871
BV7Nb2	857
V8Nb4	900
V5Nb2	925

Os valores calculados de T_{NR} serviram para a programação das etapas da laminação experimental.

3.2.1 Planejamento experimental

Foi escolhida uma variável de influência, a temperatura de início de laminação de acabamento conforme a denominação do processo industrial de laminação controlada. O fator de variabilidade escolhido foi a composição química, por não ser o forno de indução à vácuo, dificultando a recuperação dos teores teóricos. Foi analisada a influência destas variáveis sobre a propriedade de limite de escoamento e sobre o tamanho de grão ferrítico final.

A influência da diferença de composição química é observada considerando cada placa lingotada no simulador como um bloco no planejamento completo aleatorizado por blocos, usado neste trabalho [Montgomery,1997]. Os dois níveis do tratamento foram definidos como as duas temperaturas de início de laminação de acabamento.

i) Modelo estatístico

Com a tratamentos e b blocos:

$$y_{ij} = \mu + \tau_i + \beta_j + \varepsilon_{ij} \begin{cases} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, b \end{cases} \quad 3.2$$

onde μ é a média da população, τ_i é o efeito do tratamento i , β_j é o efeito do bloco j e ε_{ij} é o erro aleatório, distribuído como uma distribuição independente normal.

O teste de hipóteses é dado por:

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_a$$

$$H_1: \mu_i \neq \mu_j \text{ (pelo menos para um par } i, j) \text{ ou}$$

$$H_0: \tau_1 = \tau_2 = \dots = \tau_a = 0$$

$$H_1: \tau_i \neq 0 \text{ para pelo menos um } i$$

a hipótese nula será rejeitada se

$F_0 > F_{\alpha, a-1, (a-1)(b-1)}$ para o teste dos tratamentos, sendo

$$F_0 = \frac{SS_{tratamentos} / (a-1)}{SS_E / ((a-1)(b-1))} \text{ e } \alpha \text{ adotado igual a } 0,05; \text{ que é a probabilidade de cometer-se o}$$

erro do tipo I, ou seja existe um erro de 5% de se rejeitar a hipótese nula. Em outras palavras, de que os valores das variáveis de resposta encontrados, tensão limite de escoamento e tamanho de grão ferrítico, sejam considerados iguais e isto não ser verdadeiro.

3.2.2 Programação da laminação das placas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4

Após as amostras terem sido aquecidas em um forno mufla até a temperatura estipulada para homogeneização, elas foram laminadas em duas etapas, desbaste e acabamento, em um laminador experimental FENN duo reversível do DEMA – FEM da UNICAMP. A temperatura foi monitorada pelo uso de termopares tipo K e de um sistema de aquisição de dados para que cada passe fosse efetuado à temperatura especificada. O sistema de aquisição de dados também registrou os valores da pressão da laminação em cada passe. O valor de deformação a cada passe e as temperaturas correspondentes foram fixadas conforme a programação apresentada no diagrama da Figura 3.3.

Uma amostra foi temperada em salmoura após o reaquecimento a 1250°C e encharque para verificação do tamanho de grão austenítico (amostra TE). Outra foi temperada logo após a etapa de acabamento (TA). As amostras temperadas foram então tratadas termicamente a 400°C por 24h, de forma a não modificar sua microestrutura, mas permitir uma melhor visualização dos contornos de grão austenítico quando do ataque com os reagentes químicos.

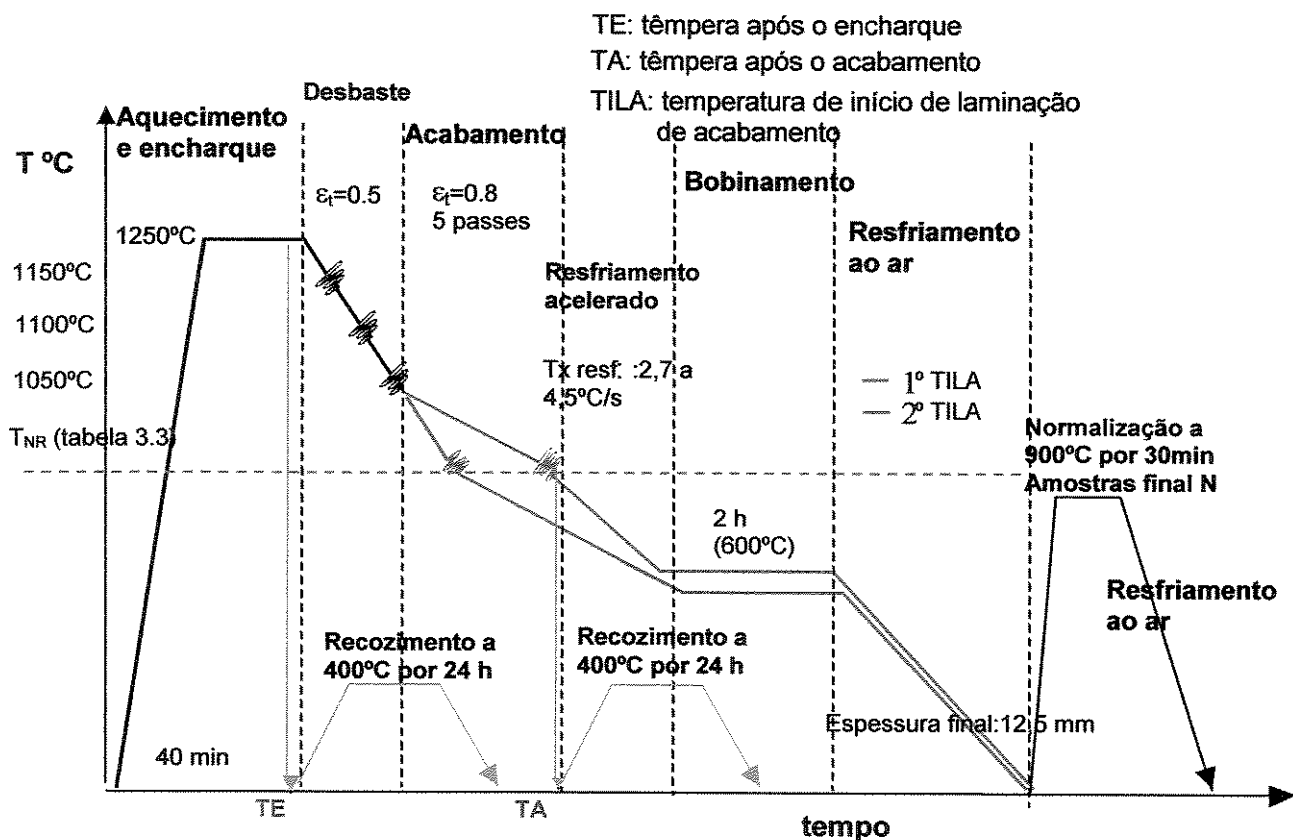


Figura 3.3 Diagrama da laminação e posterior tratamento térmico das placas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4

As demais amostras foram laminadas e seguiram até a etapa de simulação do bobinamento dentro de um forno túnel na temperatura de 600 C por duas horas e logo após, resfriados ao ar. As amostras para metalografia foram retiradas da região central das tiras, mais próxima do termopar, e preparadas para polimento e ataque. O tamanho de grão foi medido conforme a norma ASTM E112-95 tanto para grão austenítico quanto para o ferrítico. Os dois dígitos iniciais da temperatura de laminação de acabamento serviram para identificar o tratamento a que foi submetida a amostra, após a nomenclatura da placa, seguida da letra B, de bobinamento simulado em forno túnel. Como exemplo, a amostra da placa V8Nb4 (com teor aproximado em massa de vanádio e nióbio de 0,08% e 0,04% respectivamente) que foi laminado na etapa de acabamento iniciando a 880 C e após o resfriamento acelerado permaneceu por duas horas no forno túnel para simulação do bobinamento é identificado como V8Nb4-08B. A normalização efetuada em algumas das amostras laminadas será definida no item 3.3.

Para a etapa de laminação de placas finas, Kaspar e Zentara [Kaspar e Zentara, 1994] trabalharam com programações divididas em duas etapas, uma parte com deformação acima da T_{NR} , chamada de deformação para o refino do grão austenítico e um outro valor de deformação abaixo de T_{NR} chamada de deformação para endurecimento da austenita. Os autores sugerem outras possíveis programações, por exemplo, com toda a deformação sendo executada acima de T_{NR} ou toda abaixo. Em função das cargas máximas permitidas no laminador experimental da FEM, uma das estratégias do presente trabalho foi aplicar toda a deformação acima de T_{NR} [Boratto *et al.*, 1988], mesmo que dividida também em duas etapas, a primeira em temperaturas mais altas e outra mais próxima da T_{NR} teórica.

A programação da deformação em cada passe teve como base o próprio trabalho de Boratto e colaboradores, com valor de 0,2 por passe e o trabalho de Bellon [Bellon, 1995] também com aço microligado utilizando o mesmo laminador experimental, para garantir não se ultrapassar a carga máxima admissível do equipamento. Em função dessa programação em temperaturas mais altas e deformação por passe abaixo de 0,3, espera-se a atuação do efeito de arraste de soluto do nióbio em solução no atraso da recristalização e uma menor precipitação de carbonitretos e conseqüentemente uma maior quantidade disponível em solução para a precipitação fina.

A deformação total aplicada foi conseqüência da espessura final desejada em torno de 12 mm, de forma a permitir a fabricação de corpos de prova cilíndricos para o ensaio de tração, de acordo com a norma ASTM E8M (1997).

A seqüência do procedimento experimental está resumida na tabela 3.4.

Tabela 3.4 Dados da laminação experimental das placas finas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4

Amostra	Aquecimento e homogeneização		Desbaste			Acabamento			Resf. Acelera do (°C/s)	Bobina mento	Tratamento térmico adicional
	T (°C)	t (min)	T(°C)	ε	• ε	T(°C)	ε	• ε			
AV7Nb2-10B	1250	40	1150	0,19	5,84	999,5	0,22	8,28	3,9	2 horas a 600°C	Resfriamento ao ar
			1100	0,22	6,97	995	0,20	8,52			
			1050	0,23	7,68	977	0,19	9,17			
						968	0,18	9,61			
						946	0,16	9,59			
AV7Nb2-09B	1250	40	1150	0,18	5,72	901	0,21	7,49	3,9	2 horas a 600°C	Resfriamento ao ar
			1100	0,18	6,18	894	0,18	7,57			
			1050	0,17	6,40	884	0,18	7,99			
						874	0,16	8,18			
						864	0,14	7,98			
BV7Nb2-10B	1250	40	1150	0,18	5,53	990	0,20	7,53	3,9	2 horas a 600°C	Resfriamento ao ar
			1100	0,21	6,53	983	0,18	7,61			
			1050	0,21	7,10	972	0,17	8,03			
						952	0,16	8,24			
						946	0,13	8,04			
BV7Nb2-08B	1250	40	1150	0,18	5,53	878	0,20	7,53	3,9	2 horas a 600°C	Resfriamento ao ar
			1100	0,21	6,53	867	0,18	7,61			
			1050	0,21	7,10	857	0,17	8,03			
						848	0,16	8,24			
						832	0,13	8,04			
BV7Nb2-TE	1250	40	Temperada após aquecimento e homogeneização								Recozimen to: 400°C 24 h
V7Nb3-10B	1250	40	1150	0,18	5,75	996	0,21	8,05	3,6	2 horas a 600°C	Resf. ao ar
			1100	0,22	6,84	989	0,19	8,24			
			1050	0,22	7,51	976	0,23	9,86			
						958	0,18	9,53			
						940	0,16	9,50			
V7Nb3-10BN	1250	40	1150	0,18	5,75	996	0,21	8,05	3,6	2 horas a 600°C	Resf. ao ar Em seguida normalizada a 900°C por 30 min
			1100	0,22	6,84	989	0,19	8,24			
			1050	0,22	7,51	976	0,23	9,86			
						958	0,18	9,53			
						940	0,16	9,50			
V7Nb3-09B	1250	40	1150	0,18	5,75	906	0,21	8,05	4,5	2 horas a 600°C	Resf. ao ar
			1100	0,22	6,84	897	0,19	8,24			
			1050	0,22	7,50	889	0,15	7,71			
						878	0,12	7,47			
						873	0,09	6,65			
V7Nb3-09BN	1250	40	1150	0,18	5,75	906	0,21	8,05	4,5	2 horas a 600°C	Resf. ao ar Em seguida normalizada a 900°C por 30 min
			1100	0,22	6,84	897	0,19	8,24			
			1050	0,22	7,50	889	0,15	7,71			
						878	0,12	7,47			
						873	0,09	6,65			
V7Nb3-10TA	1250	40	1150	0,18	5,75	1000	0,21	8,05	Temperada após a laminação		Recozimento: 400°C 24 h
			1100	0,22	6,84	982	0,18	7,9			
			1050	0,22	7,51	970	0,14	7,62			
						957	0,17	8,71			
						939	0,14	8,57			
V7Nb3-09TA	1250	40	1150	0,18	5,75	903	0,26	9,04	Temperada após laminação		Recozimento: 400°C 24 h
			1100	0,22	6,84	896	0,16	7,72			
			1050	0,22	7,51	888	0,15	7,86			
						878	0,22	10,4			
						856	0,15	9,33			
V8Nb4-09B	1250	40	1150	0,15	4,99	903	0,19	7,31	2,7	2 horas a 600°C	Resf. ao ar
			1100	0,20	6,39	902	0,17	7,35			
			1050	0,20	6,92	896	0,13	6,77			
						889	0,14	7,62			
						883	0,10	6,49			

V8Nb4-09BN	1250	40	1150	0,15	4,99	903	0,19	7,31	2,7	2 horas a 600°C	Resf. ao ar Em seguida normalizada a 900°C por 30 min
			1100	0,20	6,39	902	0,17	7,35			
			1050	0,20	6,92	896	0,13	6,77			
						889	0,14	7,62			
						883	0,10	6,49			
V8Nb4-08B	1250	40	1150	0,15	4,99	879	0,19	7,31	2,7	2 horas a 600°C	Resf. ao ar
			1100	0,20	6,39	874	0,17	7,35			
			1050	0,20	6,92	865	0,13	6,77			
						859	0,14	7,62			
						852	0,10	6,49			
V8Nb4-08BN	1250	40	1150	0,15	4,99	879	0,19	7,31	2,7	2 horas a 600°C	Resf. ao ar Em seguida normalizada a 900°C por 30 min
			1100	0,20	6,39	874	0,17	7,35			
			1050	0,20	6,92	865	0,13	6,77			
						859	0,14	7,62			
						852	0,10	6,49			
V8Nb4-08TA	1250	40	1150	0,15	5,26	876	0,19	7,31	Temperada após a laminação		Recozimento: 400°C 24 h
			1100	0,18	6,07	873	0,17	7,35			
			1050	0,17	6,26	860	0,13	6,77			
						854	0,14	7,62			
						847	0,10	6,49			

3.2.3 Programação da laminação da placa V5Nb2

A placa V5Nb2 teve sua programação de laminação modificada, com a inclusão de um tempo de permanência dentro de um forno poço, logo após a laminação de acabamento por um período de aproximadamente 15 minutos, para modificar as condições de precipitação dos carbonitreto, por isso a amostra foi identificada com a inclusão da letra T (tempo de permanência em forno poço antes do resfriamento acelerado) como V5Nb2-09TB. Em seguida ao forno poço, a amostra foi submetida ao resfriamento acelerado, bobinamento e resfriamento ao ar.

A amostra V5Nb2-09B seguiu direto para o equipamento simulador do resfriamento acelerado e por fim ao forno túnel por duas horas, quando se simulava a condição de bobinamento antes do resfriamento ao ar. O esquema é mostrado na Figura 3.4 e os dados da laminação experimental são apresentados na tabela 3.5.

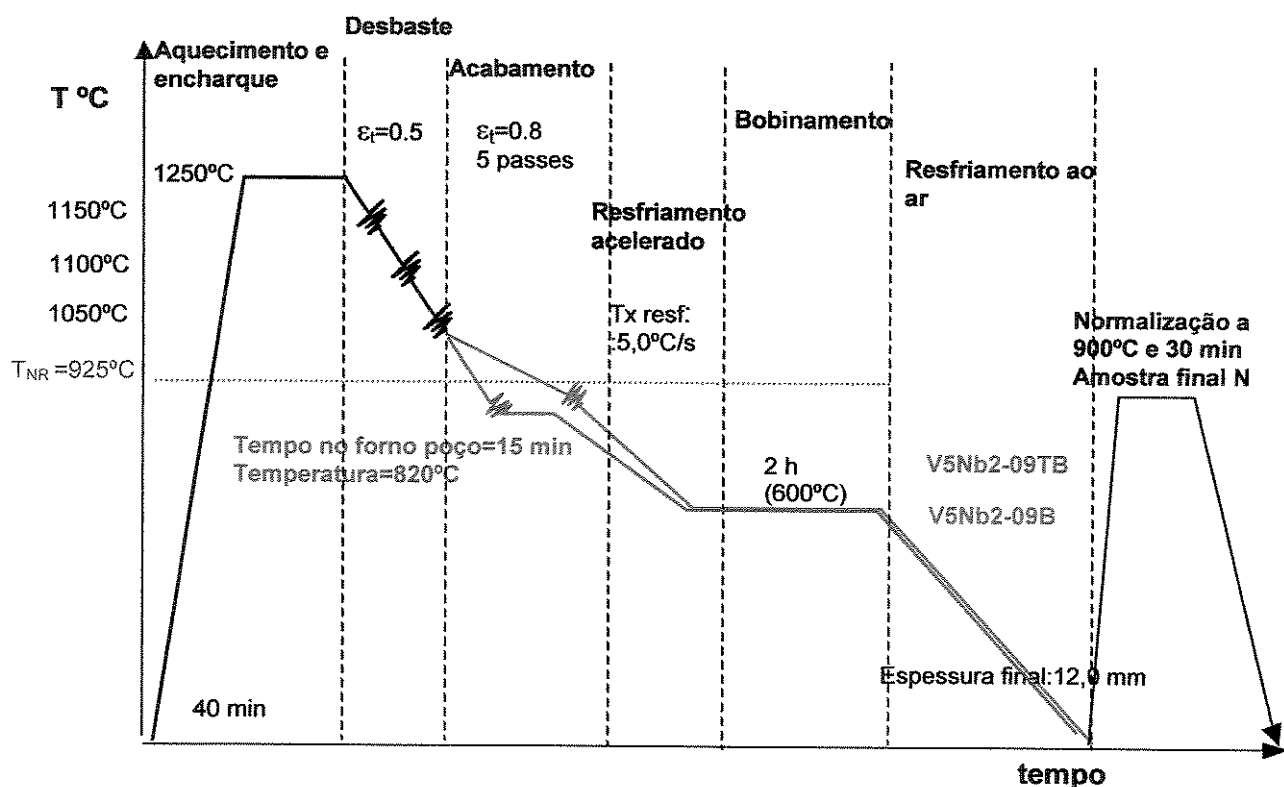


Figura 3.4 Diagrama da laminação da placa V5Nb2

Tabela 3.5 Dados da laminação experimental da placa fina V5Nb2

Amostra	Aquecimento e homogeneização		Desbaste			Acabamento			Resf. Acelerado (°C/s)	Bobina mento	Tratamento térmico adicional
	T (°C)	t (min)	T (°C)	ϵ	$\bullet \epsilon$	T (°C)	ϵ	$\bullet \epsilon$			
V5Nb2-09B	1250	40	1150	0,19	4,99	899	0,22	8,41	5,0	2 horas a 600°C	Resfriamento ao ar
			1100	0,22	6,39	884	0,20	9,24			
			1050	0,23	6,92	868	0,19	9,73			
						843	0,18	10,76			
						838	0,16	9,77			
V5Nb2-09BN	1250	40	1150	0,19	4,99	899	0,22	8,41	5,0	2 horas a 600°C	Resf. ao ar Em seguida normalizada a 900°C por 30 min
			1100	0,22	6,39	884	0,20	9,24			
			1050	0,23	6,92	868	0,19	9,73			
						843	0,18	10,76			
						838	0,16	9,77			
V5Nb2-09TB	1250	40	1150	0,15	4,99	906	0,25	8,41	(Forno poço a 820°C e 15 min.) 5,0	2 horas a 600°C	Resfriamento ao ar
			1100	0,20	6,39	860	0,21	8,49			
			1050	0,20	6,92	840	0,26	10,40			
						834	0,23	10,76			
						831	0,16	9,77			
V5Nb2-09TBN	1250	40	1150	0,15	4,99	906	0,25	8,41	(Forno poço a 820°C e 15 min.) 5,0	2 horas a 600°C	Resf. ao ar Em seguida normalizada a 900°C por 30 min
			1100	0,20	6,39	860	0,21	8,49			
			1050	0,20	6,92	840	0,26	10,40			
						834	0,23	10,76			
						831	0,16	9,77			

Na figura 3.5 é mostrado o esquema da retirada das amostras para microscopia ótica e eletrônica de transmissão e para confecção dos corpos de prova para ensaio de tração.

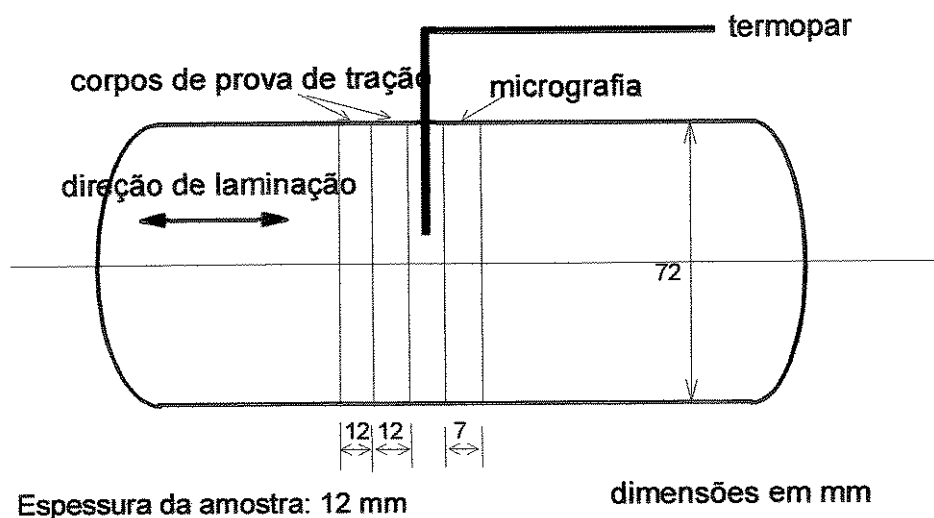


Figura 3.5 Planta da amostra laminada: esquema de corte da retirada de amostras para microscopia e corpos de prova para ensaio de tração.

O fluxograma completo do procedimento experimental é apresentado na figura 3.6.

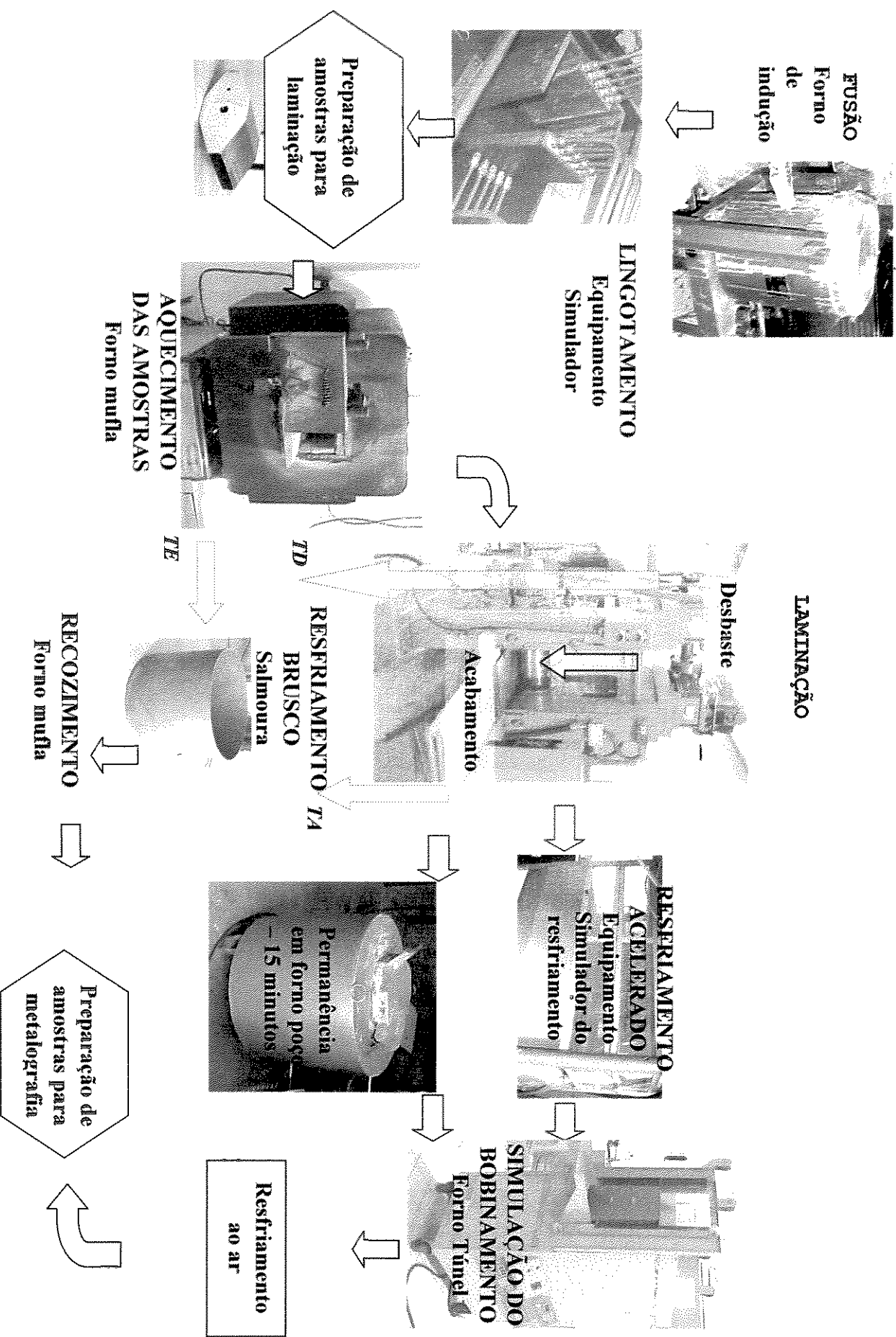


Figura 3.6 Fluxograma do procedimento experimental realizado no DEMA da UNICAMP

3.3 Tratamentos Térmicos Adicionais

Da primeira programação de laminação (Fig. 3.3) foram escolhidas duas, V7Nb3 e V8Nb4, para o tratamento de normalização, que também foi aplicado às amostras da placa V5Nb2, laminadas com e sem tempo de permanência em forno poço.

O tratamento foi feito à 900°C por 30 minutos para as duas condições de laminação das placas escolhidas. Do material normalizado foram retirados corpos de prova para ensaio de tração e amostras para microscopia ótica e eletrônica de transmissão. O objetivo foi a verificação do efeito do tratamento sobre os precipitados e sobre o limite de escoamento.

As amostras que foram temperadas em etapas intermediárias da laminação foram submetidas ao recozimento em temperatura de 400°C por 24 h para permitir a segregação de fósforo para os contornos de grãos da austenita e melhorar a condição para o ataque químico e posterior visualização dos contornos.

3.4 Caracterização

3.4.1 Microscopia óptica

As micrografias foram obtidas com lixamento das amostras até a lixa de granulometria 1000 e posterior polimento com pasta de diamante de 6 µm e de 1 µm, com ataque químico feito por nital 2%, para as amostras que seguiram para a simulação de bobinamento. No aço laminado também foram examinadas amostras da etapa logo após o reaquecimento e encharque antes de se iniciar a laminação para verificação do tamanho de grão austenítico (Fig. 3.3). Para acompanhamento da evolução do tamanho de grão austenítico, foram reveladas as microestruturas de amostras temperadas nas etapas intermediárias da laminação, usando-se os reagentes de Villela, solução de ácido pícrico a 4% (picral a 4%) e picral a 4% em ebulição. Foram feitas medições do tamanho de grão ferrítico conforme a norma ASTM E112-95.

3.4.2 Microscopia Eletrônica de Transmissão

Foram preparadas amostras de 40 μm de espessura e 3 mm de diâmetro para polimento eletrolítico e posterior observação por MET, equipamento Philips 120 do DEMa da UFSCar. As lâminas finas foram preparadas a partir de discos de aproximadamente 250 μm de espessura, cortados com uma cortadeira de baixa velocidade e lixadas com lixas de granulometria 400, 600 e 1200 até a espessura desejada, para serem colocadas no Tenupol. O eletrólito usado inicialmente de 95% de ácido acético mais 5% de ácido perclórico foi substituído por solução de 150g de CrO_3 em 42 ml de H_2O e 810 ml de ácido acético, o que reduziu a oxidação das folhas finas.

A figura 3.7 mostra uma foto do cilindro de aço de onde foram cortados os discos de espessura 250 μm .

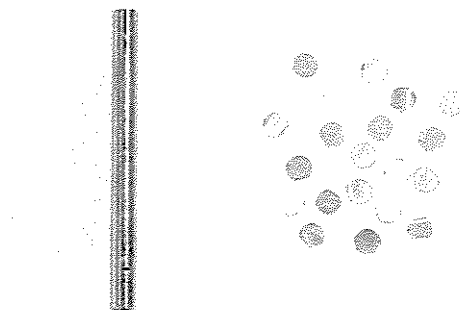


Figura 3.7 Discos de 250 μm de espessura e 3,05 mm de diâmetro para lixamento e polimento para observação no MET.

Os carbonitreto foram identificados por meio de difração de área selecionada com a indexação das reflexões geradas pelos precipitados e pela matriz ferrítica e a observação do campo escuro correspondente. A partir da indexação das reflexões (planos hkl) da matriz e dos precipitados foi possível comparar com diagramas compostos ferrita-carbonitreto desenhados por projeção estereográfica e verificar se os relacionamentos cristalográficos obedeciam às variantes de Baker-Nutting. A figura 3.8 mostra um exemplo da indexação de um difratograma com a projeção dos planos da matriz e dos carbonitreto.

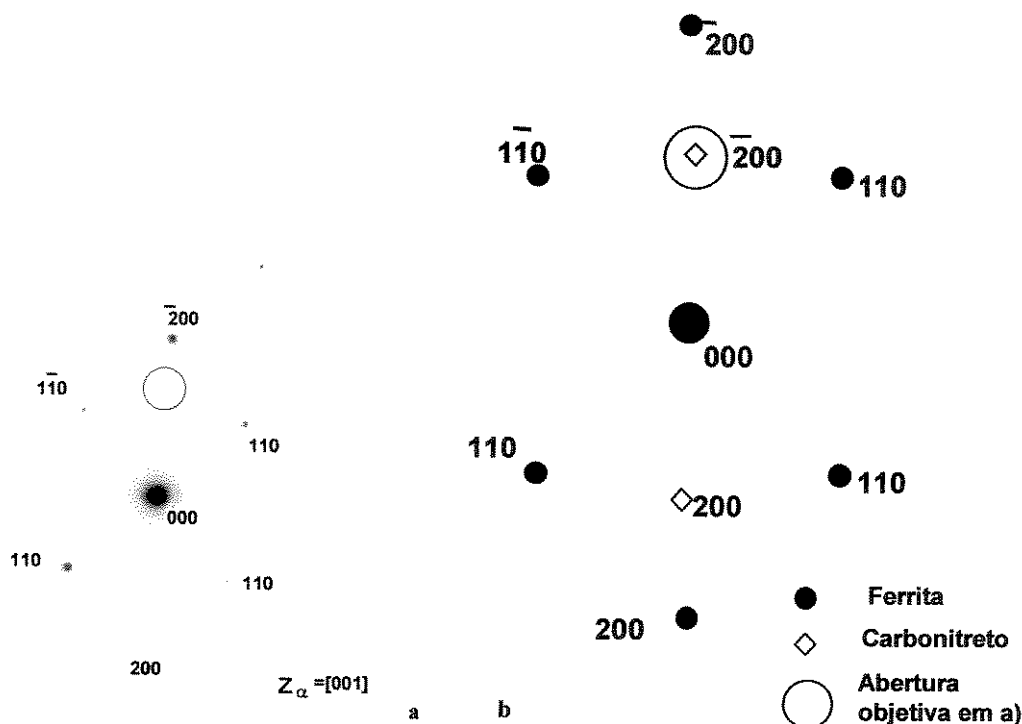


Figura 3.8. Diagrama de difração para feixe de elétrons paralelo à direção [001] da ferrita para uma amostra de V8Nb4-90B. a) diagrama obtido quando fotografada região com precipitação interfásica, destacando a reflexão tipo (200) dos carbonitreto utilizada para iluminá-los em campo escuro. b) Diagrama de difração composto de ferrita e carbonitreto, segundo uma das variantes de Baker-Nutting.

Quando a abertura objetiva era colocada na posição da reflexão fraca indicada na figura 3.8a pelo círculo desenhado era possível obter um campo escuro com partículas precipitadas.

A distribuição dos precipitados foi observada diretamente das fotografias, assim como a medida do diâmetro. A espessura da lâmina fina nas áreas de interesse foi medida no MET por contagem do número de franjas de espessura em contornos de grãos adjacentes às áreas. Estabeleceu-se $w=0$ para um caso de dois feixes, que exige que na região analisada, existam apenas o feixe transmitido e um único difratado, na prática conseguido pela inclinação adequada da amostra em relação ao feixe incidente, e contou-se o número de franjas claras ou escuras. A espessura foi determinada através do cálculo da distância de extinção (ξ_g), calculada pela equação 3.4 [Hirsch, 1977], onde V_c é o volume da célula unitária do cristal, λ , o comprimento de onda dos elétrons, F_g o fator de estrutura e w representa o chamado parâmetro de desvio.

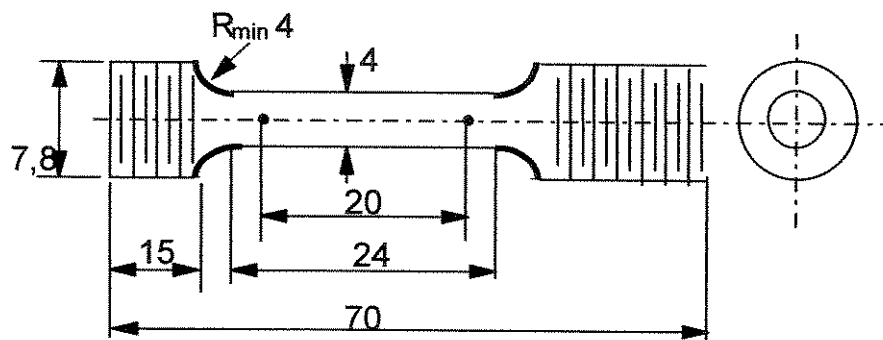
$$\xi_g = \frac{\pi V c \cos \theta}{\lambda F g}$$

3.3

3.5 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina da MTS, modelo TestStart II, servo-hidráulica do laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMA da Unicamp, equipada com célula de carga de capacidade 10 toneladas., com velocidade de deslocamento de 0,1 mm/s até 2 mm e 0,4 mm/s após os 2 mm e ℓ_0 igual a 10 mm.

O material usado para confecção dos corpos de prova de tração foi retirado conforme mostra a figura 3.5 na planta da amostra laminada, de forma que o eixo longitudinal coincidisse com a direção transversal à direção de laminação, sendo dois corpos de prova para cada condição. Estes prismas foram posteriormente usinados para as dimensões finais especificadas na figura 3.9. As dimensões dos corpos de prova de tração reduzidos estão de acordo com a norma ASTM E8M (1997).



dimensões em mm

Figura 3.9 Corpo de prova para o ensaio de tração.

3.6 Modelos matemáticos

3.6.1 Cálculo da tensão média de escoamento (TME) na laminação a quente

As programações de laminação a quente foram desenvolvidas com o uso de simulações para previsão das cargas nos laminadores de acabamento, que por sua vez estão ligadas diretamente à tensão média de escoamento em cada passe. Os valores da TME são influenciados pelas modificações estruturais que estão ocorrendo durante o processo. Assim a análise do comportamento da TME versus o inverso da temperatura do passe pode indicar as mudanças microestruturais ocorridas como recristalização estática, dinâmica e metadinâmica, acúmulo de deformação, transformação de fase e precipitação. Em uma laminação experimental é possível se obter o valor da carga durante cada passe de deformação e a partir dela, através dos métodos de cálculos já bastante conhecidos (Ekelund, Orowan-Pascoe) [Wusatowski, 1969 e Sims, 1954], chegar aos valores de tensão de escoamento média para identificar as modificações microestruturais que ocorreram.

O método de cálculo estudado para determinação da TME na laminação a quente leva em conta a combinação de métodos gráficos e coeficientes obtidos experimentalmente que incluem fatores de difícil determinação, como a não homogeneidade na deformação a quente e o atrito entre os rolos laminadores e o metal.

Este método é baseado em investigação experimental [Sims, 1954], onde o autor considera que o atrito ocorre através de todo o arco de contato entre o cilindro de laminação e o material da peça tornando o cálculo mais simples e por isso muito usado na laminação de tiras e mesmo para produtos nos quais a relação largura/espessura é menor que 5. São necessários os dados da largura da tira, espessura, diâmetro do cilindro e a carga de laminação, sendo:

$$TME = \frac{P}{\frac{2}{\sqrt{3}} Q_s b \sqrt{[R(H-h)]}} \quad 3.4$$

Onde,

TME = tensão média de escoamento na deformação plana (MPa),

P = Carga na laminação (N)

b = largura da amostra (mm),

H = espessura inicial da amostra (mm),

h = espessura final da amostra (mm),

Rc = raio do cilindro de laminação (mm)

Q_s = fator geométrico proposto por Sims e

O fator $2/\sqrt{3}$ considera o critério de von Mises para deformação plana, adotado neste trabalho.

A figura 3.10 mostra as relações geométricas na laminação indicando os termos que são usados nas equações.

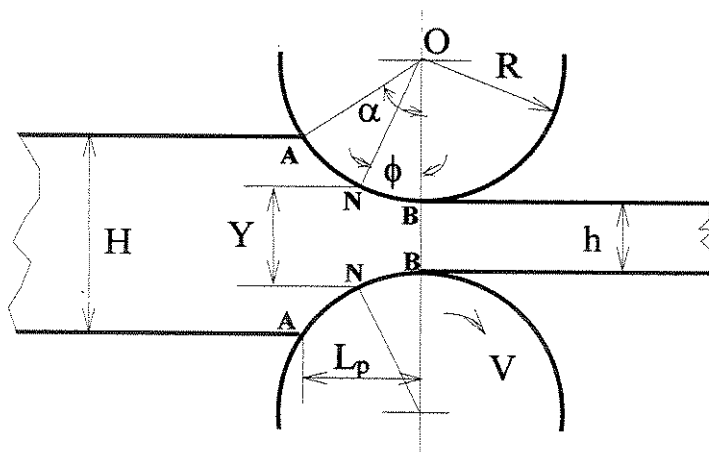


Figura 3.10 Relações geométricas na laminação [Sims,1954]

Onde :

α_{rad} = ângulo de contato entre o material e o cilindro no plano de entrada, em radianos,

Y = espessura da amostra no plano de interseção,

L_p = comprimento do arco projetado, considerado aproximadamente igual a $\sqrt{\Delta h \cdot R}$,

V = velocidade tangencial do cilindro (mm/s).

ϕ = ângulo do ponto neutro

Foi adotado o raio do cilindro de trabalho elasticamente deformado, definido como R' de acordo com a relação derivada por Hitchcock [Helman, 1993]:

$$R' = R(1 + c P/b(H - h)) \quad 3.5$$

sendo $c = 2,2 \times 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{kg}$ para aços [Helman e Cetlin, 1993]

O fator geométrico Q_s de Sims é dado pela equação:

$$Q_s = \sqrt{\frac{(1-r)}{r}} \left\{ \pi \arctg \left[\sqrt{\frac{r}{(1-r)}} \right] - \sqrt{\frac{R}{h}} \ln \left[\left(\frac{Y}{h} \right)^2 (1-r) \right] \right\} \frac{1}{2} - (\pi/4) \quad 3.6$$

sendo Y e ϕ dados por:

$$Y = 2R\phi^2 + h \quad 3.7$$

onde:

$$\phi = \text{tg} \left\{ \left[\pi \sqrt{\frac{h}{R}} \ln(1-r) \right] \frac{1}{8} + \arctg \left[\sqrt{\frac{r}{(1-r)}} \right] \frac{1}{2} \right\} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \right) \quad 3.8$$

e

$$r = \frac{H-h}{H} \quad \text{redução em cada passe,}$$

A deformação efetiva de von Mises para cada passe é calculada por:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{H}{h} \right) \quad 3.9$$

A taxa de deformação no passe (s^{-1}) pode ser calculada por:

$$\dot{\varepsilon} = \left(\frac{V}{\sqrt{R_x H}} \right) \sqrt{r} \left(1 + \frac{r}{4} \right) \quad 3.10$$

O método proposto por Sims é o que fornece melhores resultados se comparados com os valores obtidos na prática [Larke, 1967] e continua sendo utilizado para a comparação com os modelos desenvolvidos para previsão da interação recristalização-precipitação [Siciliano, 1999]. Por isso o seu método de cálculo será o utilizado neste trabalho. A TME servirá para indicação das mudanças microestruturais ocorridas na etapa de laminação a quente do material que posteriormente foi analisado por microscopia ótica e eletrônica de transmissão.

3.6.2 Endurecimento por dispersão

O método utilizado para se estimar a contribuição da precipitação de carbonitretos no limite de escoamento do material foi a tradicional diferença entre o limite de escoamento medido por ensaio de tração e o valor devido à contribuição por solução sólida do carbono, manganês, nitrogênio livre e tamanho de grão ferrítico através da fórmula empírica modificada de Pickering & Gladman [Pickering, 1978]:

$$\sigma_{esc} = 15,4 \left[3,5 + 2,1(\%Mn) + 5,4(\%Si) + 23(\%Nf) + 1,13d_{\alpha}^{-\frac{1}{2}} \right] \quad 3.11$$

onde %Mn, %Si e % Nf são as porcentagens em peso de manganês, silício e nitrogênio livre, respectivamente e d_{α} o diâmetro do grão ferrítico, em mm. Adotou-se para a estimativa que o percentual de nitrogênio livre não foi significativo, visto sua grande afinidade ao vanádio e ao nióbio, além da presença do alumínio.

A verificação dos valores encontrados de contribuição da resistência por endurecimento por precipitação ao limite de escoamento foi feita utilizando-se do modelo de Orowan-Ashby, como recentemente apresentado por Gladman [Gladman, 1997], que calcula pela equação 3.12:

$$\Delta\sigma = 10,8 \frac{\sqrt{f}}{d_{CN}} \ln(1630 d_{CN}) \quad 3.12$$

onde $\Delta\sigma$ representa a contribuição por precipitação em MPa ao limite de escoamento, f é a fração volumétrica de precipitados e d_{CN} o diâmetro médio da partícula de precipitado em μm . Para o cálculo da fração volumétrica é necessário obter a espessura da região observada, feito através da contagem de franjas de espessura conforme descrito no item 3.4.2.

A contribuição por precipitação $\Delta\sigma$ total adotada será aquela proposta por Gallego [Gallego, 2003] com base nos estudos de Lapointe e Baker [Lapointe e Baker, 1982] em função da relação entre a densidade e o espaçamento entre as partículas precipitadas, onde o efeito global ($\Delta\sigma_g$) será resultante da interação entre a contribuição do modo de precipitação na austenita ($\Delta\sigma_\gamma$) e interfásica ($\Delta\sigma_{IF}$) conforme a equação 3.13:

$$\Delta\sigma_g = \sqrt{\Delta\sigma_\gamma^2 + \Delta\sigma_{IF}^2} \quad 3.13$$

3.7 Equipamentos experimentais

3.7.1 Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP

- Forno de indução de atmosfera não controlada de 35kW de capacidade nominal, saída de 9600 Hz, para até 25 kg de aço (Fig. 3.6);
- Simulador de Lingotamento de Placas Finas (LPF) [Gentile, 1998], constituído de: uma câmara para solidificação da liga metálica (molde) construída com placas de cobre refrigeradas a água e laterais e fundo de placas refratárias, uma célula de carga para medição da força necessária para deformação da liga durante a solidificação e de um sistema de guias para

direcionamento do movimento. O molde do simulador possui uma das placas de cobre fixa e a outra móvel, de forma que é possível ajustar a espessura inicial da placa, e nas simulações de lingotamento contínuo de placas finas com redução do núcleo líquido, acionar o cilindro para reduzir a espessura durante a solidificação (Fig. 3.6);

- Forno tipo mufla com aquecimento resistivo, atmosfera não controlada e temperatura máxima da câmara de 1350 °C utilizado para o aquecimento dos corpos de prova para laminação (Fig. 3.6);
- Laminador de marca FENN, carga máxima 50 t, 25 HP, diâmetro dos cilindros de 133 mm e velocidade máxima de 100 rpm (Fig.3.6);
- Equipamento para simulação do resfriamento acelerado com controle da vazão de água aspergida sobre os corpos de prova, construído no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-UNICAMP. [Bustamante *et al.*,1999] (Fig. 3.6);
- Forno túnel com resistências elétricas com 3 zonas de aquecimento e temperatura máxima de 1000°C para simular a etapa do bobinamento das chapas (Fig. 3.6);
- Forno poço com resistências elétricas e temperatura máxima de 1200°C (Fig. 3.6);
- Sistema de aquisição de dados LINX instalado em um computador 486 SX, com capacidade para 32 canais de leitura e taxa de aquisição de 10Hz por canal, para monitoramento das temperaturas durante o lingotamento e das temperaturas e cargas durante a etapa de laminação e resfriamento controlado;
- Lança com termopar tipo S para medição da temperatura do banho de aço líquido dentro do cadinho;

- Maçarico a gás GLP de capacidade 7 kg para aquecimento das bicas de alimentação e de limpeza do cadinho do forno de indução;
- Cilindro de argônio;
- Cortadeira de baixa velocidade Struers para preparação das lâminas finas;
- Microscópio óptico Neophot interligado a um sistema de aquisição de imagens em microcomputador.
- Máquina de ensaio universal MTS, modelo TestStart II.

3.7.2 DEMa da UFSCar

- Tenupol 3 Struers 5, equipamento de polimento eletrolítico e obtenção de área fina.
- Microscópio Eletrônico de Transmissão Philips 120CM.

Capítulo 4

Resultados e discussão

Serão apresentadas as placas finas obtidas no equipamento simulador de LPF, a comparação entre os dois regimes de laminação a que foram submetidas as placas considerando o limite de escoamento e o refino de grão conseguido e o efeito da precipitação sobre o endurecimento.

4.1 Simulação do lingotamento de placas finas

4.1.1 Macroestrutura

As placas finas possuem como característica intrínseca do seu processo de fabricação uma microestrutura mais refinada em função da velocidade de resfriamento quando comparada com as placas grossas. A obtenção da macrografia das placas permitiu observar as condições de integridade, defeitos, porosidades e macrosegregação que podem ocorrer durante a solidificação, e que poderiam comprometer a etapa posterior de laminação.

A figura 4.1 apresenta as macroestruturas das placas AV7Nb2, V8Nb4 e V5Nb2. A primeira placa foi solidificada com o molde de cobre preparado para a espessura de 42 mm, a placa V8Nb4 sofreu redução da espessura durante a solidificação de 53 para 42 mm e V5Nb2 foi solidificada em espessura de 59 mm. As diferenças de espessura na solidificação serviram

para trabalhos de modelamento matemático desenvolvidos no grupo de pesquisa [Palmiere, 2001 e Peralta, 2003] e não interferiram na preparação dos corpos de prova para laminação, já que todos iniciaram a laminação com a mesma espessura. Uma possível vantagem de uma maior homogeneidade da estrutura bruta de fusão da placa que sofreu redução com núcleo líquido (V8Nb4), neste caso foi perdida no reaquecimento a 1250°C com a eliminação da estrutura bruta de fusão. O reaquecimento evitou a introdução de mais uma variável de influência sobre as variáveis de resposta escolhidas, limite de escoamento e tamanho de grão ferrítico e permitiu a confecção de corpos de prova de laminação de largura compatível com o laminador experimental do laboratório.

As macrografias apresentadas revelam boa integridade e homogeneidade e porosidades em valores abaixo de 5% da área total observada, perfeitamente possíveis de serem eliminadas na etapa de laminação.

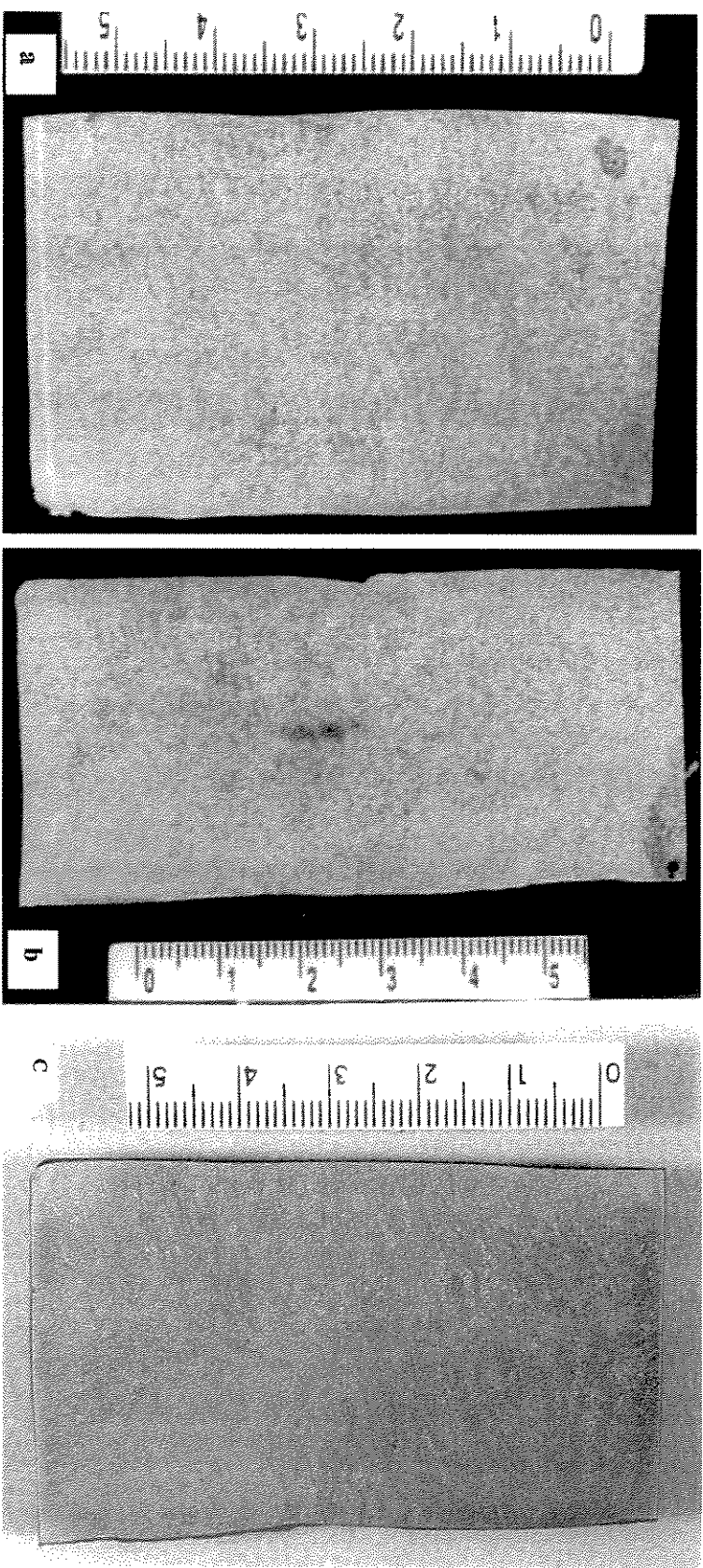


Figura 4.1. Macroestruturas das placas finas solidificadas no simulador a) AV7Nb2 (Água Régia); b) V7Nb3 (Água Régia) e c) V8Nb4 (Nital 10%)

As placas finas de aço microligado obtidas no simulador da FEM-Unicamp (Figura 4.1) apresentaram características de macro e microestruturas compatíveis com aquelas que foram obtidas em outros equipamentos simuladores [Kaspar e Flüß, 1991 e Priestner e Zhou, 1995]. A solidificação ocorrida no molde de cobre resfriado a água do simulador e acompanhado por termopares permitiu taxas de resfriamento acima de $1,9^{\circ}\text{C/s}$, características de placas finas [Flick, 1990 e Priestner, 1995], o que provocou macroestrutura homogênea e refinada, conforme observado na figura 4.1. As taxas de resfriamento medidas na temperatura de 1400°C situaram-se na faixa de $2,4^{\circ}\text{C/s}$, compatível com as registradas na literatura.

Uma região colunar mais característica, própria de taxas de resfriamento acima de 3°C/s , só é identificada na placa V8Nb4 (figura 4.1c), que foi solidificada com redução do núcleo líquido, o que pode ter levado a um aumento da taxa de resfriamento e conseqüente formação da zona colunar. Esta estrutura foi modificada com o reaquecimento, tornando a condição de início da laminação similar para todas as placas.

4.1.2 Microestrutura

Conforme o esquema da figura 3.1, as micrografias foram feitas a partir da região central das placas, a meia altura, da extremidade próxima ao molde de cobre para o centro.

Todas as placas apresentaram microestrutura predominantemente ferrítica-perlítica, sem diferenças significativas, constatando-se que apenas a placa que foi submetida à redução da espessura com o núcleo ainda líquido, apresentou um refinamento um pouco maior da estrutura (Figura 4.2).

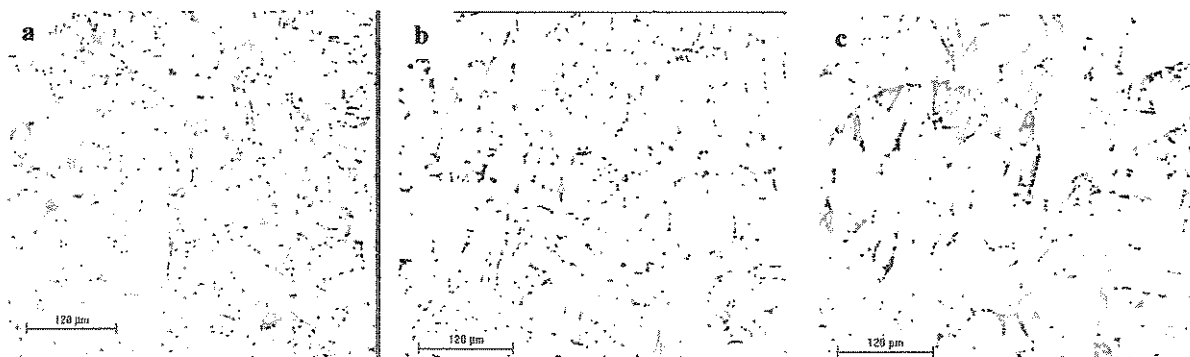


Figura 4.2. Microestrutura da placa V8Nb4: a) Próximo ao molde, b) À $\frac{1}{4}$ da espessura e c) Na região central da placa. (Nital 2%)

A microestrutura observada, dendrítica ferrítica-perlítica com algumas regiões de ferrita acicular, é consequência da reduzida quantidade de carbono e das taxas de resfriamento mais altas para o lingotamento de placas finas. A variação do teor de manganês de 0,82% (placa AV7Nb2) para 1,32% (placa V5Nb2) não afetou de forma significativa a microestrutura final, como pode ser visto na figura 4.3, obtida a 15 mm do molde de cobre para as placas AV7Nb2, V5Nb2 e V8Nb4 e similar à BV7Nb2 e V7Nb3, embora possa ser observado um maior refino das dendritas na placa V8Nb4, que sofreu redução do núcleo líquido durante o lingotamento.

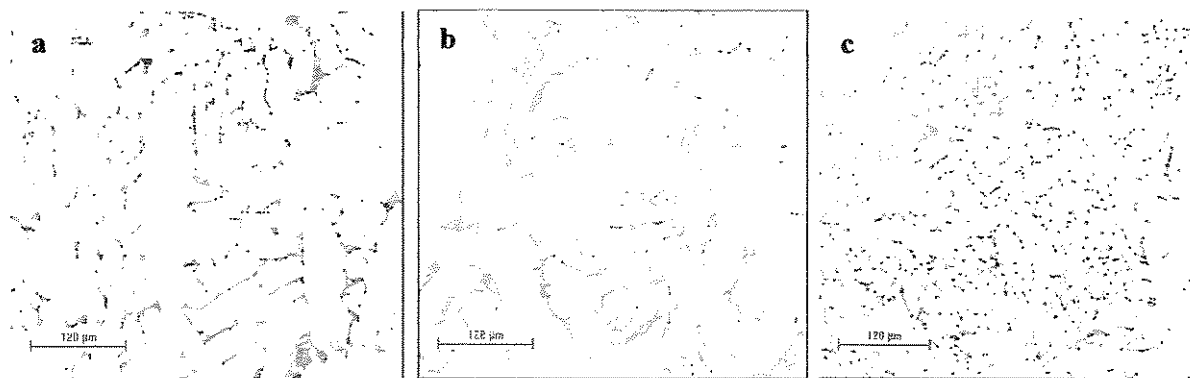


Figura 4.3. Microestrutura das placas finas à mesma posição: 15 mm de distância do molde de cobre. a) AV7Nb2, b) V5Nb2 e c) V8Nb4 (Nital 2%)

Um efeito dos microligantes sobre o limite de escoamento é através da precipitação fina que ocorre nas etapas finais do processamento termomecânico. Durante a solidificação da

placa podem ser formados carbonitreto eutéticos com tamanho de até alguns micrometros e que consomem quantidade significativa do percentual de elementos microligantes disponível para a precipitação fina. Um exemplo de observação por MET da estrutura bruta de fusão pode ser visto na figura 4.4, onde se observa a morfologia de carbonitreto complexos de Nb e V, formando linhas, que indicam o possível acompanhamento de eixos de dendritas ou contornos de grão de austenita. O diâmetro médio medido foi de 15 nm e os maiores apresentaram diâmetros da ordem de 60 a 90 nm.

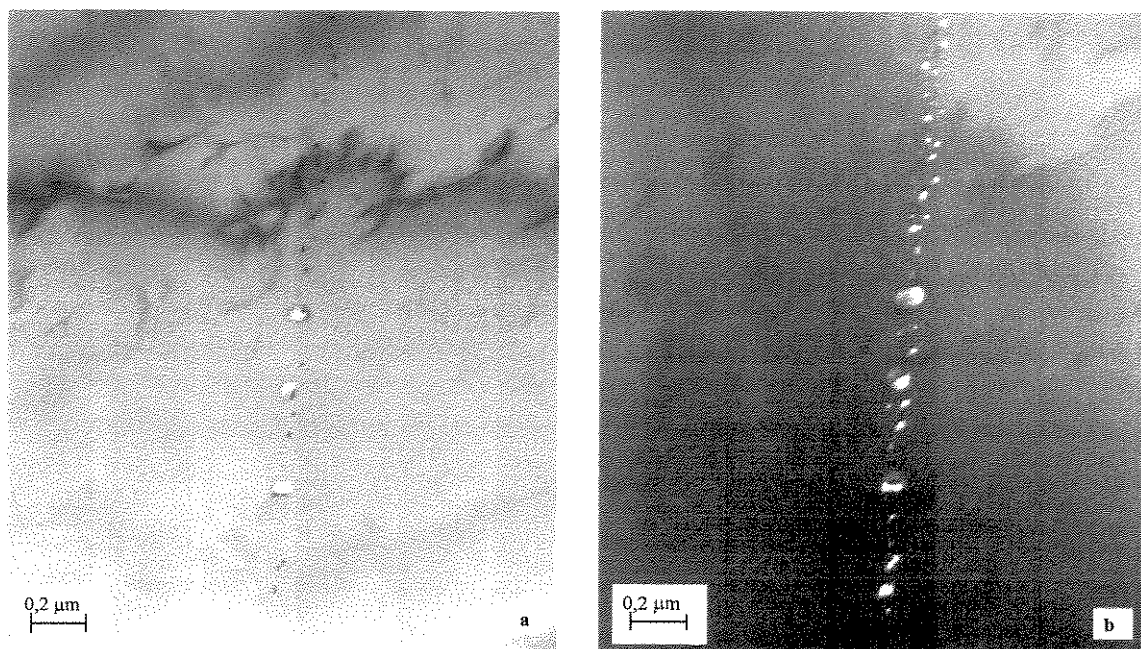


Figura 4.4 Precipitação de carbonitreto na estrutura bruta de solidificação da placa fina V8Nb4. a) Campo claro e b) Campo escuro (35000 X).

O diâmetro médio dos carbonitreto encontrados nesta amostra indica que eles precipitaram em baixas temperaturas [Gladman, 1997; Zhou e Priestner, 1996]. Possivelmente foram solubilizados na temperatura de reaquecimento, tornando disponível o máximo de elementos microligantes para precipitação durante o processamento termomecânico. Embora a laminação das placas finas lingotadas no simulador não tenha sido direta (sem resfriamento até a temperatura ambiente), as condições do reaquecimento adotadas com temperatura de 1250°C, onde se levou em conta os produtos de solubilidade dos principais carbonitreto, provocou a dissolução da totalidade dos carbonetos de vanádio (temperatura de 773°C para a dissolução do VC, tabela 3.3) e a maior parte dos carbonitreto de nióbio que apresentaram

uma maior temperatura de dissolução para o NbCN (1090°C), também na tabela 3.3, tornando os elementos microligantes disponíveis para a precipitação durante a laminação, aproximando-se da condição real do processamento de placas finas no que diz respeito à condição dos elementos em solução.

A figura 4.5 mostra a microestrutura da amostra BV7Nb2-TE que foi reauecida nas mesmas condições das que foram laminadas, mas que foi temperada quando estava a 1250°C (ver figura 3.3) e em seguida tratada termicamente a 400°C, para se estimar o tamanho de grão austenítico anterior à laminação. A microestrutura resultante é predominantemente martensítica e o valor do tamanho de grão austenítico medido foi de 143 +/- 19 μm .

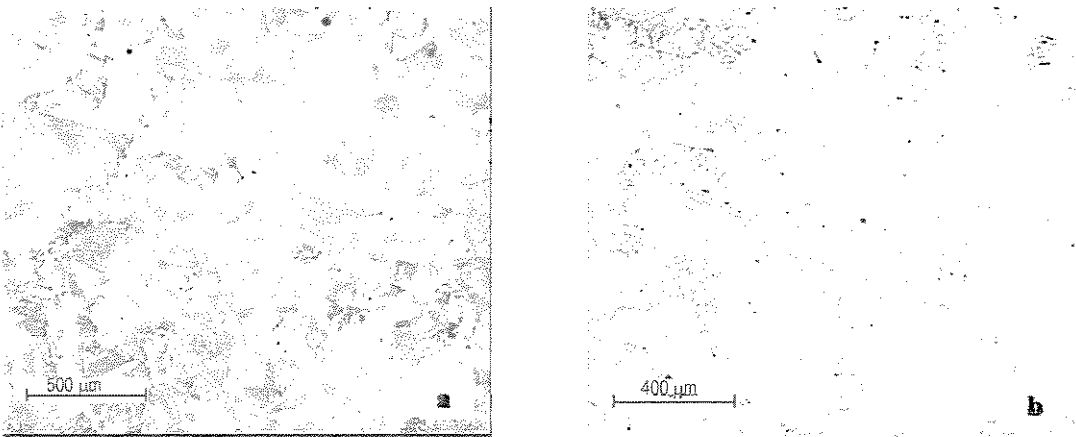


Figura 4.5. Amostra reauecida a 1250°C (BV7Nb2-TE), resfriada em salmoura e tratada termicamente a 400°C a) reagente Villela e b) reagente Picral 4%.

A figura 4.6 mostra um precipitado com morfologia típica de carbonitreto de titânio [Priestner e Zhou, 1995; Poths *et al*, 2001] de tamanho 300x90 nm. A presença destes carbonitreto após a laminação pode justificar o tamanho de grão austenítico conseguido. Embora a composição química tenha detectado teor de titânio menor que 0,005%, sua presença mesmo em mínimo percentual pode ter formado carbonitreto que não se dissolveram no reauecimento e seguraram o contorno de grão austenítico.

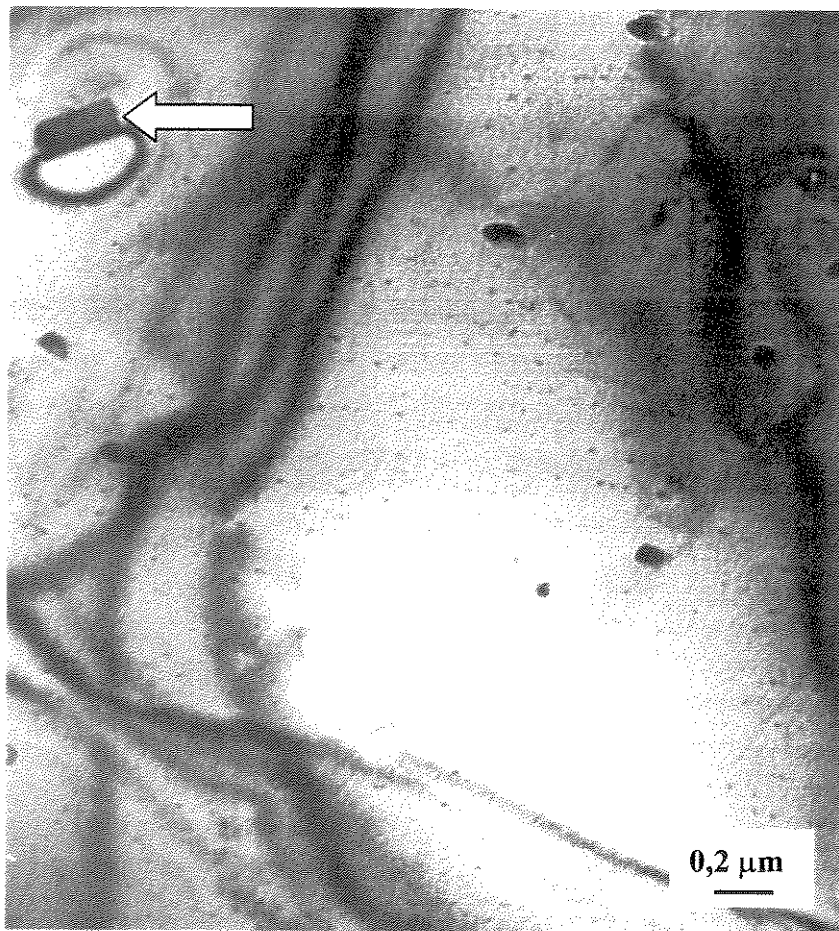


Figura 4.6 Carbonitreto de titânio não dissolvido na amostra V7Nb3-10B reauecida a 1250°C.

O tamanho de grão austenítico estimado para as placas finas reauecidas em 150 a 200 μm , ficou abaixo da condição real prevista entre 200 a 1000 μm [Essadiqi *et al.*, 1994 e 1995; Priestner e Zhou, 1995; Kaspar e Flüß, 1991], possivelmente em função da presença de carbonitreto de titânio que não se dissolve a 1250°C (figura 4.6) e que seguraram o contorno de grão no reauecimento. A condição de máxima dissolução dos elementos microligantes V e Nb esteve bastante próxima da condição real, com a observação dos carbonitreto formados na solidificação de tamanho compatível com a precipitação em baixa temperatura, não sendo observado carbonitreto eutéticos. A não detecção de carbonitreto eutéticos condiz com os valores da composição química, especialmente o teor de carbono em 0,07% em peso. Este valor foi o limite abaixo do qual Park e colaboradores [Park *et al.*, 2000] também não encontraram carbonitreto eutéticos em várias composições de placas finas que tiveram as propriedades mecânicas medidas. A presença de carbonitreto eutéticos nas placas

com teor de carbono acima de 0,07% influenciou na redução dos valores de resistência mecânica e de escoamento, indicando que uma parte que seria usada na precipitação fina foi consumida nos carbonitretos eutéticos. Li e colaboradores [Li *et al.*, 1998] também encontraram precipitados eutéticos em aços Nb-V-Ti apenas naqueles com altos teores de carbono (0,22%), independente do teor de nitrogênio.

A temperatura de 1250°C foi adotada para se obter um diâmetro de grão austenítico acima de 100 μm , e para que os carbonitretos de vanádio e nióbio estivessem dissolvidos em sua maioria antes da laminação (tabela 3.3). O valor médio de 143 +/- 19 μm medido para uma das placas está compatível com o valor obtido por Priestner [Priestner, 1995]. Em seu trabalho com lingotes solidificados nas condições de lingotamento contínuo de placas finas, as amostras que foram resfriadas até temperaturas abaixo da transformação γ/α e posteriormente reaquecidas, sofreram redução de tamanho de grão de 850 μm para 150 μm . Isto indica um referencial para outros experimentos no laboratório do DEMA da Unicamp e como iniciar a programação para a laminação direta.

As placas finas lingotadas no equipamento simulador do DEMA atenderam ao objetivo de verificar a viabilidade prática de produção de aço microligado por LPF em laboratório para testar programações diferentes de laminação. A influência dos dois regimes de processamento em duas temperaturas diferentes de início da laminação de acabamento sobre o refino de grão obtido será analisada no item a seguir.

4.2 Tratamento termomecânico acima e abaixo de T_{NR}

As placas AV7Nb2, BV7Nb2 e V7Nb3 foram laminadas na etapa de acabamento em duas temperaturas acima da T_{NR} , calculadas pela equação de Boratto e colaboradores [Boratto *et al.*, 1988], enquanto a placa V8Nb4 teve as amostras laminadas em duas temperaturas abaixo de T_{NR} com uma diferença entre elas de apenas 20°C.

A figura 4.7 apresenta a evolução da Tensão Média de Escoamento (TME), calculada pela equação de Sims para as placas que passaram pelo tratamento termomecânico em duas temperaturas de início da etapa de acabamento, onde cada ponto representa a TME no passe de laminação.

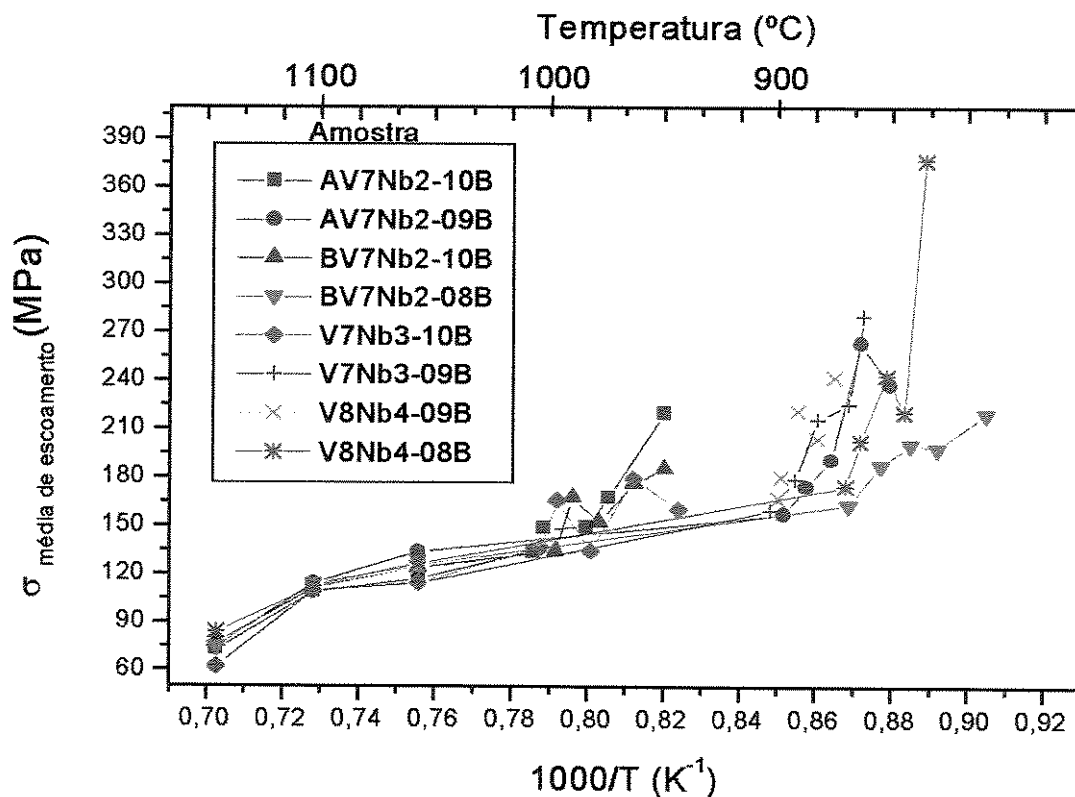


Figura 4.7 Evolução da Tensão Média de Escoamento para cada passe de laminação em função da temperatura no passe.

Para a laminação em altas temperaturas (de 1150 até 1050°C) não houve diferença do comportamento da TME, tendo o seu valor aumentado apenas em função da redução de temperatura. Nesta etapa da laminação é possível dizer que a maior contribuição para o amolecimento da austenita se deu por recuperação e recristalização estáticas, por causa das temperaturas e tempos interpasses, mesmo com o aumento de TME [Karjalainen *et al.*, 1995].

Nas laminações iniciadas com temperatura de 1000°C a TME elevou-se até o segundo passe, reduzindo-se no terceiro e voltando a elevar-se no quarto e quinto, exceto para V7Nb3-

09B. Embora esta laminação tenha acontecido acima da T_{NR} teórica para as amostras AV7Nb2, BV7Nb2 e V7Nb3, a recristalização estática ocorrida nesta faixa de temperatura foi parcial, o que levou a um acúmulo de deformação suficiente para se atingir a deformação crítica, condição necessária para levar à recristalização dinâmica, como por exemplo para a amostra AV7Nb2-10B, onde no segundo passe a deformação acumulada foi de 0,39 comparada com 0,28 de deformação crítica necessária para a recristalização dinâmica.

A obtenção de deformação acumulada em função do atraso da recristalização pode ser explicada pela influência do nióbio sobre a recristalização por efeito de arraste de soluto (*solute drag*) ser maior que a do vanádio em ordem de grandeza de pelo menos duas vezes [Ouchi, 1982b].

Observa-se comportamento similar da TME para as duas amostras da placa V8Nb4 laminadas abaixo de T_{NR} , exceto para o último passe do corpo de prova V8Nb4-08B com a elevação exagerada do valor. O aumento excessivo da TME neste passe indica uma aceleração da precipitação, que consome uma grande parcela dos elementos microligantes que estavam em solução. A redução da quantidade de nióbio em solução eleva a temperatura de transformação austenita-ferrita [Ouchi, 1982a], neste caso, confirmada pelo acompanhamento da curva de temperatura através do termopar inserido até o centro da amostra, onde é possível observar um patamar de temperatura que caracteriza a transformação (seta da figura 4.8).

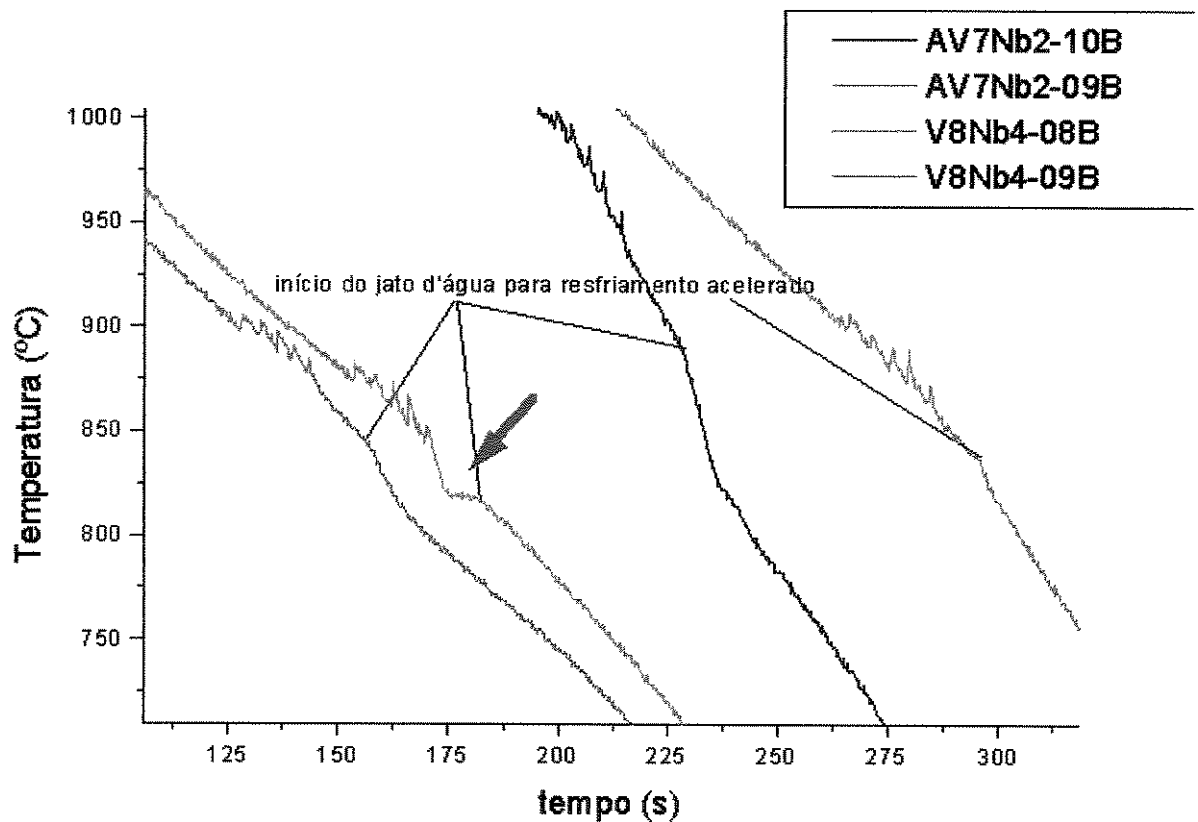


Figura 4.8. Curvas de temperatura durante a laminação das placas AV7Nb2 e V8Nb4

A amostra que foi temperada após a etapa de laminação de acabamento (V7Nb3-10TA) iniciada a 1000°C, é apresentada na figura 4.9a e mostra microestrutura recristalizada com poucas regiões da austenita prévia deformada (seta da figura 4.9a). A microestrutura composta de ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita e martensita é compatível com a velocidade de resfriamento da ordem de 50° C/s na têmpera. Já a amostra da mesma placa que foi temperada após a laminação de acabamento iniciada a 900°C apresentou uma microestrutura deformada onde são observados grãos alongados com a ferrita nos contornos prévios da austenita (Figura 4.9b). Os microconstituintes resultantes da têmpera nesta amostra também foram ferrita, bainita e martensita.

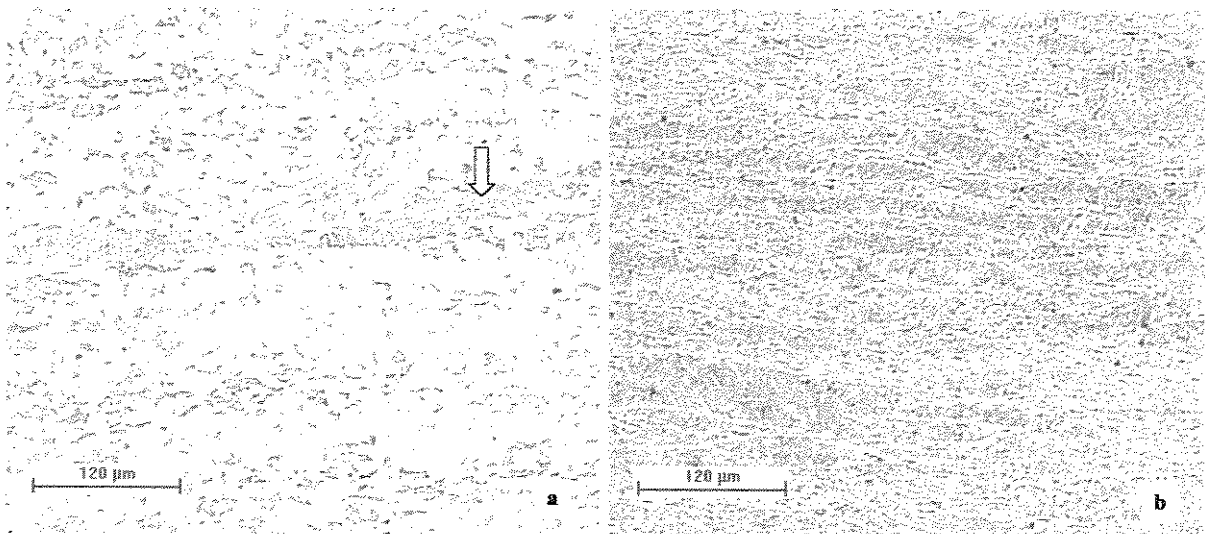


Figura 4.9. Microestrutura das amostras de V7Nb3-TA laminadas nas temperaturas de 1000°C em (a) e 900°C em (b) e temperada em salmoura logo após a laminação. (Ataque químico com ácido oxálico)

A amostra V8Nb4-08TA (figura 3.3) retirada da placa V8Nb4 laminada nas mesmas condições daquela que seguiu até o bobinamento, mas que foi temperada logo após a laminação, também apresentou estrutura deformada conforme apresentado na figura 4.10, onde se observam grãos alongados em uma estrutura ferrítica-bainítica, indicando o achatamento da austenita antes da transformação.

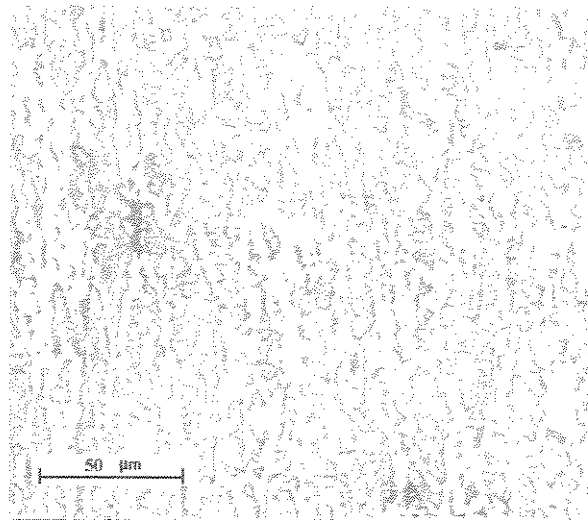


Figura 4.10 Microestrutura da amostra da placa V8Nb4-08TA temperada logo após a laminação de acabamento. (Picral 4%).

4.3 Microestrutura e propriedades

4.3.1 Microscopia óptica

A figura 4.11 mostra a microestrutura final das amostras laminadas retiradas da placa AV7Nb2, que seguiram até a etapa de simulação do bobinamento dentro de um forno túnel.

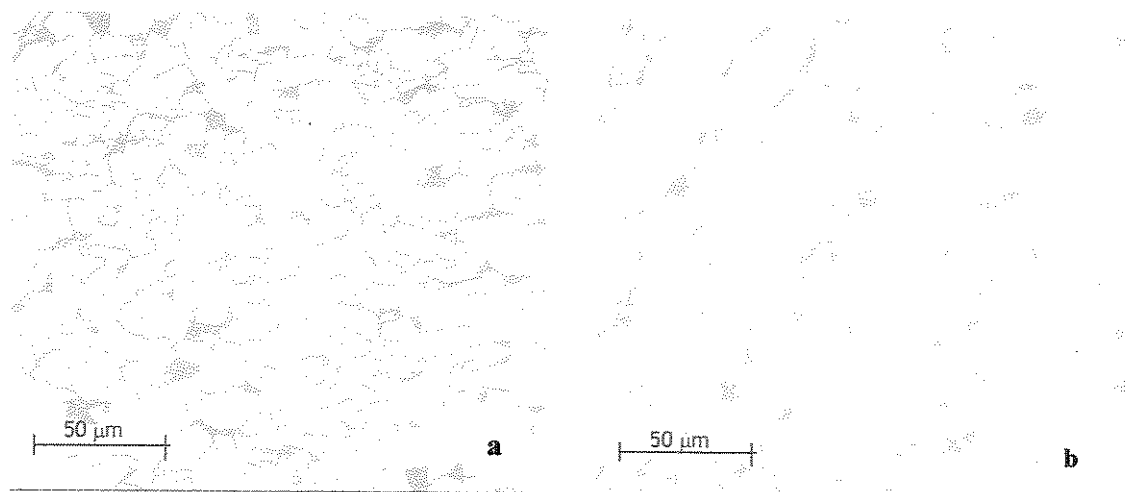


Figura 4.11 Microestrutura das amostras após a simulação do bobinamento: AV7Nb2-10B laminada a 1000°C em (a) e de AV7Nb2-09B laminada a 900°C em (b) (Nital 2%).

Para as duas temperaturas de laminação de acabamento a estrutura foi ferrítica-perlítica com menos de 10% de perlita, sendo o resultado similar para as demais amostras das outras placas que foram submetidas à mesma sequência de tratamento termomecânico.

A figura 4.12 mostra a microestrutura final após a simulação do bobinamento para a placa V8Nb4 para os dois valores de temperatura de laminação de acabamento abaixo da T_{NR} .

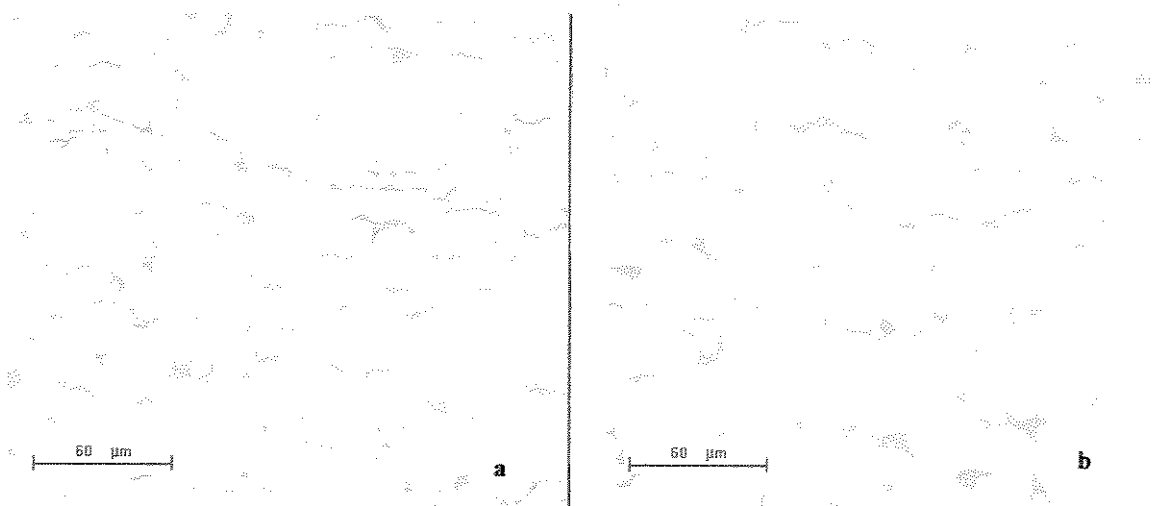


Figura 4.12. Microestrutura das amostras da placa V8Nb4 após a simulação do bobinamento: laminada a 900°C em (a) e laminada a 880°C em (b). (Nital 2%).

A diferença significativa de microestrutura detectada para os dois regimes, acima e abaixo de T_{NR} , para os dois níveis de tratamento (duas temperaturas diferentes para o início da laminação de acabamento) se dá apenas no valor do tamanho de grão ferrítico.

4.3.2 Tamanho de grão

Os valores de tamanho de grão ferrítico obtidos são apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Tamanho de grão ferrítico medido para as placas finas após o tratamento termomecânico.

Amostra	Diâmetro de grão ferrítico (μm)
AV7Nb2-10B	12,5 $\pm$ 1,1
AV7Nb2-09B	9,8 $\pm$ 0,7
BV7Nb2-10B	11,7 $\pm$ 1,1
BV7Nb2-08B	8,2 $\pm$ 0,7
V7Nb3-10B	9,8 $\pm$ 0,7
V7Nb3-09B	7,5 $\pm$ 0,5
V8Nb4-09B	8,2 $\pm$ 1,4
V8Nb4-08B	7,5 $\pm$ 0,5

A laminação de acabamento realizada em três temperaturas diferentes (1000, 900 e 880°C) levou a tamanhos de grão ferríticos que variaram de 12,5 a 7,5 μm , valores similares

aos apresentados por Korchinsky [Korchinsky, 1999] e Park [Park *et al.*, 2000] (tabelas 2.1 e 2.2).

Na figura 4.13 é possível observar que a redução da Temperatura de Início de Laminação de Acabamento (TILA) produziu grãos ferríticos menores, independentemente do aço ter sido laminado acima ou abaixo de T_{NR} . sobre o tamanho de grão ferrítico final.

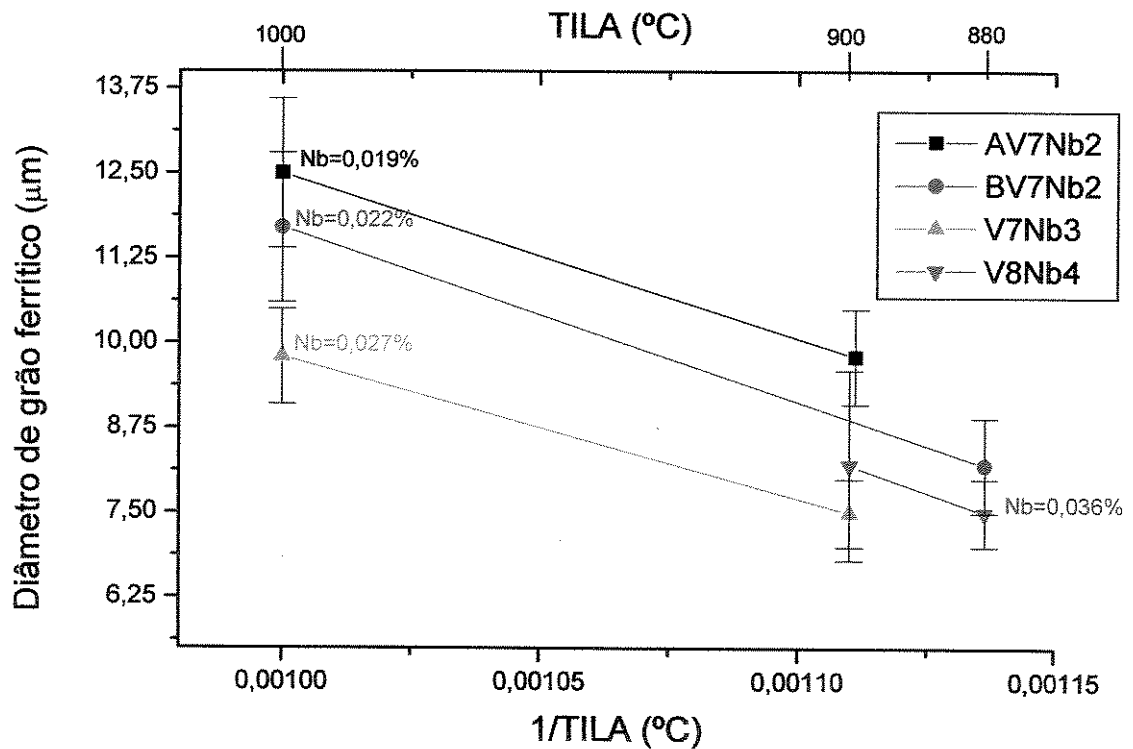


Figura 4.13 Influência da temperatura de início de laminação de acabamento sobre o tamanho de grão ferrítico.

Observa-se também na figura 4.13 que o aumento do teor de nióbio no aço, levou a um maior refino do grão ferrítico, para uma mesma TILA, para o regime acima da T_{NR} .

Para o regime acima de T_{NR} , as temperaturas mais baixas de início de laminação de acabamento (900 e 880°C) estiveram acima de T_{NR} entre 20° e 50°C, e esta diferença foi vencida nos últimos passes da laminação para BV7Nb2-08B e V7Nb3-09B (ver tabela 4.2 apresentada a seguir). Levando em conta que a precipitação no desbaste foi mínima, devido à deformação menor que 0,3 e alta temperatura, e que uma grande quantidade de elementos em solução, principalmente o nióbio, atua por efeito de arraste de soluto para retardar a recristalização, nestas amostras o acúmulo de deformação resultante nos últimos passes do acabamento levou ao achatamento da austenita, o que justifica os menores diâmetros de grão nestas amostras.

Tabela 4.2 Temperaturas de início e final de laminação de acabamento para as placas AV7Nb2, BV7Nb2, V7Nb3 e V8Nb4.

Placa	T_{NR} (°C)	Temperaturas de início e final de laminação de acabamento (°C)	
		1ªTILA	2ªTILA
AV7Nb2	850	1000-950	900-860
BV7Nb2	860	990-946	880-832
V7Nb3	870	1000-940	900-870
V8Nb4	900	900-880	880-850

A tabela 2.3 apresentou as equações usadas para modelar o tamanho de grão ferrítico a partir dos dados obtidos no processamento termomecânico, com valores que também foram usados para o cálculo de TME em cada passe de laminação. Os resultados foram obtidos em planilha Excel^R e são apresentados no Anexo II. O resumo do tamanho de grão ferrítico calculado é apresentado na figura 4.14, em relação aos valores medidos. Já a tabela 4.3 apresenta as amostras e em quais passes a deformação acumulada foi suficiente para atingir a deformação crítica para a recristalização dinâmica (Anexo II).

Tabela 4.3 Amostras e passes onde deformação acumulada ≥ deformação crítica

Amostra	passo	ε_a^i	ε_c
AV7Nb2-10B	Acabamento 2	0,39	0,28
	Acabamento 4	0,36	0,31
BV7Nb2-10B	Acabamento 2	0,37	0,32
	Acabamento 4	0,33	0,31
BV7Nb2-08B	Acabamento 3	0,36	0,36
V7Nb3-10B	Acabamento 3	0,40	0,35
V7Nb3-09B	Acabamento 3	0,35	0,33

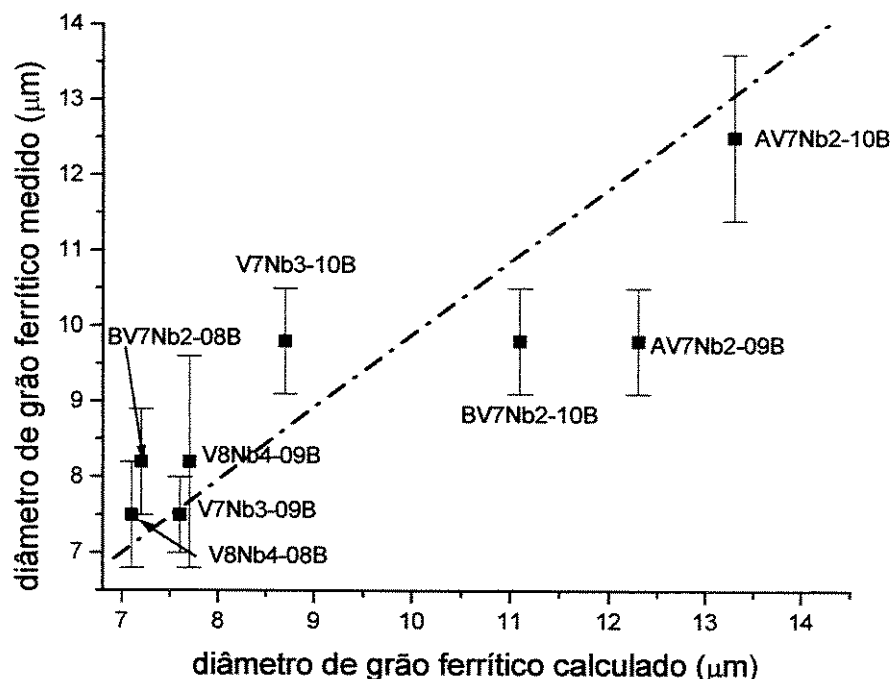


Figura 4.14 Diâmetro de grão ferrítico medido x diâmetro calculado (vide Anexo II).

Para AV7Nb2-10B o valor de tamanho de grão ferrítico medido condiz com um modelamento que leva em conta a recristalização dinâmica e metadinâmica no segundo e quarto passes de laminação de acabamento, quando os valores da deformação acumulada foram maiores que a deformação crítica que aciona a recristalização dinâmica. Apesar da possível ocorrência da recristalização dinâmica nos passes iniciais da laminação de acabamento, uma influência significativa sobre o valor final do diâmetro de grão ferrítico final foi a não manutenção do encruamento antes da transformação de fase. A deformação aplicada no último passe e sua sub estrutura de discordâncias foi reduzida em função da alta temperatura de saída do último passe (946°C) e da taxa do resfriamento acelerado ter sido de apenas 3,9°C/s.

A análise em relação às amostras BV7Nb2-10B e V7Nb3-10B é praticamente a mesma, com pelo menos um passe de laminação onde $\varepsilon_i^a > \varepsilon_c$, mas a não retenção da deformação dos últimos passes em alta temperatura, acima da T_{NR} , combinada com baixos valores do resfriamento acelerado após a laminação levou a diâmetros de grão da ordem de 9,5 μm.

Para AV7Nb2-09B laminada em temperatura 100°C abaixo de AV7Nb2-10B, a deformação crítica requerida para se atingir a recristalização dinâmica se eleva, por ser função do inverso da temperatura, de forma que a mesma programação de deformação por passe não foi suficiente para atingi-la, a queda da TME (Fig. 4.7) no último passe devendo-se possivelmente à recristalização estática.

Para as demais amostras, BV7Nb2-08B e V7Nb3-09B, a curva de TME indica um amaciamento da austenita após o terceiro passe e o modelamento confirma recristalização dinâmica no terceiro passe, mas a compatibilidade de tamanho de grão medido com o calculado só se dá quando se leva em conta a retenção da deformação aplicada nos últimos passes, antes da transformação austenita-ferrita. Em outras palavras, a deformação dos últimos passes foi mantida, atuando como locais preferenciais tanto para a precipitação quanto para a nucleação da ferrita. Uma maior precipitação levou ao achatamento da austenita, que é mais estável que o grão recristalizado até que o resfriamento acelerado seja aplicado [Amin e Pickering, 1985], e que também contribui para uma taxa maior de nucleação dos grãos ferríticos. O achatamento da austenita (figura 4.9b) indica que a precipitação ocorrida neste caso atingiu fração volumétrica em condição de parar a recristalização estática.

Para as amostras laminadas em alta temperatura, com $T_{LA}=1000^{\circ}\text{C}$ e para AV7Nb2-09B (que teve a laminação completada acima da T_{NR}), a precipitação na austenita induzida pela deformação foi iniciada, mas não efetiva em parar a recristalização tanto estática quanto dinâmica.

Para BV7Nb2-08B e V7Nb3-09B laminados ainda acima de T_{NR} , mas mais bem próximos desta, e para os que foram laminados abaixo (V8Nb4-09B e V8Nb4-08B), a precipitação induzida pela deformação foi iniciada e possivelmente uma parte contribuiu para segurar o contorno de grão, evitando o seu crescimento após a recristalização. O acúmulo de deformação entre os passes levou a mais precipitação, que por sua vez paralisou a recristalização estática e achatou a austenita. Isto se deu em função das baixas taxas de deformação possíveis de se obter no laminador experimental usado no presente trabalho, com valor máximo em torno de 10 s^{-1} , enquanto nos trens de laminação da indústria, estas taxas

podem atingir valores de até 200 s^{-1} [Siciliano, 1999; Jonas, 2000]. No caso da laminação industrial as altas taxas de deformação permitem que a recrystalização dinâmica aconteça antes que a precipitação se torne efetiva e a impeça de ocorrer.

A recrystalização estática contribuiu para o refino de grão, na etapa de laminação de desbaste, e combinada com a recrystalização dinâmica e metadinâmica para a etapa de acabamento iniciada a 1000°C , onde se consegue atingir a deformação crítica com menores valores de deformação por passe. Embora a recrystalização dinâmica garanta tamanhos de grão ferríticos menores que pelo achatamento da austenita [Bowden, 1991], ela só será efetiva se estiver associada a temperaturas mais baixas de final de laminação, e altas taxas de resfriamento acelerado para retardar o crescimento do grão recrystalizado.

Os menores tamanhos de grão ferrítico foram obtidos na condição na qual a deformação foi retida antes da transformação austenita-ferrita, independente de ter ocorrido recrystalização dinâmica ou não em passes intermediários. Para isso atuaram pelo menos três fatores importantes: a precipitação na austenita (definida pela fração volumétrica e tamanho de precipitado), a temperatura no último passe de laminação e a rápida aplicação do resfriamento acelerado antes da transformação.

Sabe-se que a redução do tamanho de grão ferrítico contribui de forma significativa para o aumento do limite de escoamento. Se o refino de grão ferrítico foi obtido em função de uma maior precipitação de carbonitreto na austenita durante os passes finais da laminação, significa que uma parte do carbono, nitrogênio, nióbio e vanádio foram retirados da solução da austenita. Então a contribuição para o limite de escoamento por precipitação fina na interface da transformação austenita-ferrita e nas discordâncias da ferrita deve ter sido reduzida, pois há uma menor quantidade de elementos disponíveis para a nucleação destes carbonitreto, além do que ocorre o crescimento dos já precipitados nucleados na austenita nos passes finais de laminação. Neste caso serão analisadas as contribuições individuais para o limite de escoamento por tamanho de grão, solução sólida e precipitação na austenita e interfásica. As observações por microscopia eletrônica de transmissão de folhas finas preparadas de vários

dos corpos de prova laminados poderão confirmar os valores previstos pela equação de Pickering e Gladman [Pickering, 1978].

4.3.3 Limite de escoamento

A tabela 4.4 apresenta os valores de limite de escoamento obtidos no ensaio de tração, para 0,2% de deformação conforme a norma da ASTM, e a figura 4.15 mostra os valores de LE em função da TILA.

Tabela 4.4 Tensão limite de escoamento para as amostras tratadas termomecanicamente.

Amostra	Tensão limite de escoamento (MPa)
AV7Nb2-10B	400
AV7Nb2-09B	413
BV7Nb2-10B	393
BV7Nb2-08B	415
V7Nb3-10B	410
V7Nb3-09B	438
V8Nb4-09B	466
V8Nb4-08B	433

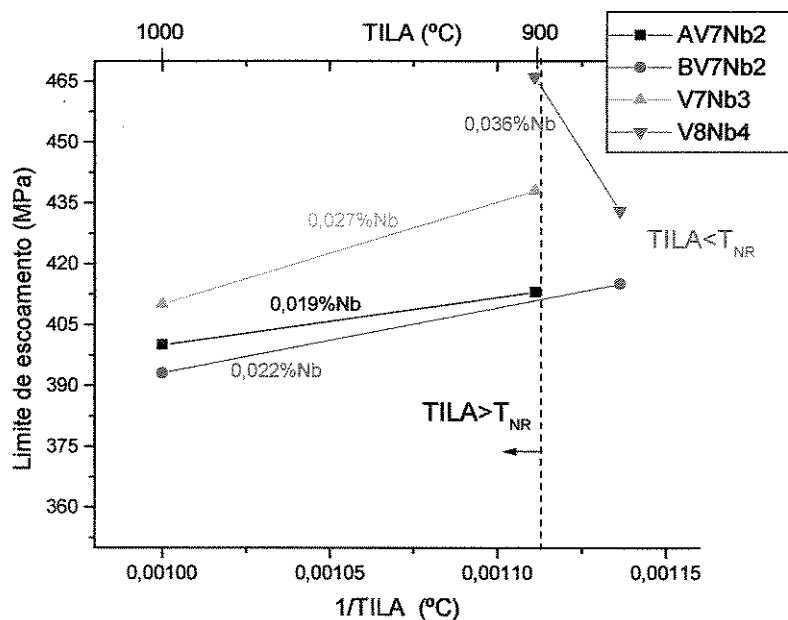


Figura 4.15 Influência da TILA sobre o limite de escoamento.

Para o regime de laminação acima de T_{NR} observa-se que o LE cresce com a redução da TILA e a análise estatística dos dados também confirma esta tendência (vide Anexo I). Observa-se também uma tendência de maiores valores de LE com o aumento do teor de nióbio de 0,019 para 0,027. Relacionando-se estes resultados com o refino de grão (figura 4.16) é possível identificar a contribuição dos menores tamanhos de grão para os maiores valores obtidos de limite de escoamento.

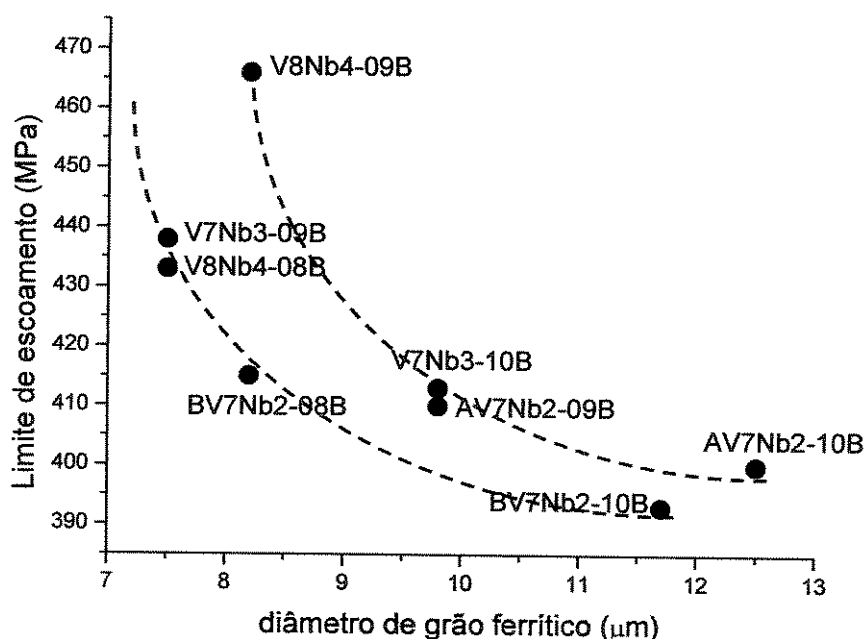


Figura 4.16 Correlação entre limite de escoamento e diâmetro de grão ferrítico para as diferentes amostras laminadas

Já para as amostras de V8Nb4, laminadas abaixo de T_{NR} , o comportamento foi completamente diverso do anterior, com o valor de limite de escoamento sendo reduzido com a diminuição da temperatura de início de acabamento. Para a TILA de 900°C o valor de tensão limite de escoamento foi maior em cerca de 30 MPa que para a amostra V8Nb4-08B, apesar de ter um tamanho de grão ligeiramente maior e mais heterogêneo. Como o diâmetro de grão é praticamente o mesmo para as duas amostras, a parcela de contribuição por tamanho de grão

ao limite de escoamento será a mesma. Assim outros mecanismos atuaram para ocorrer esse comportamento, como possivelmente a variação do modo da precipitação de carbonitretos.

4.3.4 Observação dos modos de precipitação dos carbonitretos e o efeito no limite de escoamento

Discordâncias

Além de solução sólida, tamanho de grão e precipitados, a densidade de discordâncias também contribui para o limite de escoamento. Ela é definida como o comprimento em cm de discordâncias por cm^3 do material ou cm^{-2} . Baixas densidades (10^8 cm^{-2}) contribuem para o LE com um máximo de 10 MPa, e são características típicas de material recozido [Reed-Hill, 1982], enquanto as microestruturas de aços microligados com alta densidade de discordância (acima de 10^9 cm^{-2}) [Honeycombe, 1976] são obtidas com taxas de resfriamento acelerado após a laminação, em valores acima de 10°C/s , que podem contribuir com até 60 MPa para o limite de escoamento [Campos, 1998].

A observação por MET das discordâncias é mostrada na figura 4.17, onde se identifica uma baixa densidade das mesmas. A sua contribuição para o endurecimento foi considerada de pequeno valor para o limite de escoamento. Isto em função da microestrutura resultante, ferrítica poligonal homogênea para todas as amostras, obtidas com taxas de resfriamento acelerado de 2,7 a $4,5^\circ\text{C/s}$, vista nas micrografias óticas e pela baixa densidade de discordâncias, confirmada no microscópio eletrônico de transmissão, sendo estimada em cerca de apenas 10^8 cm^{-2} .

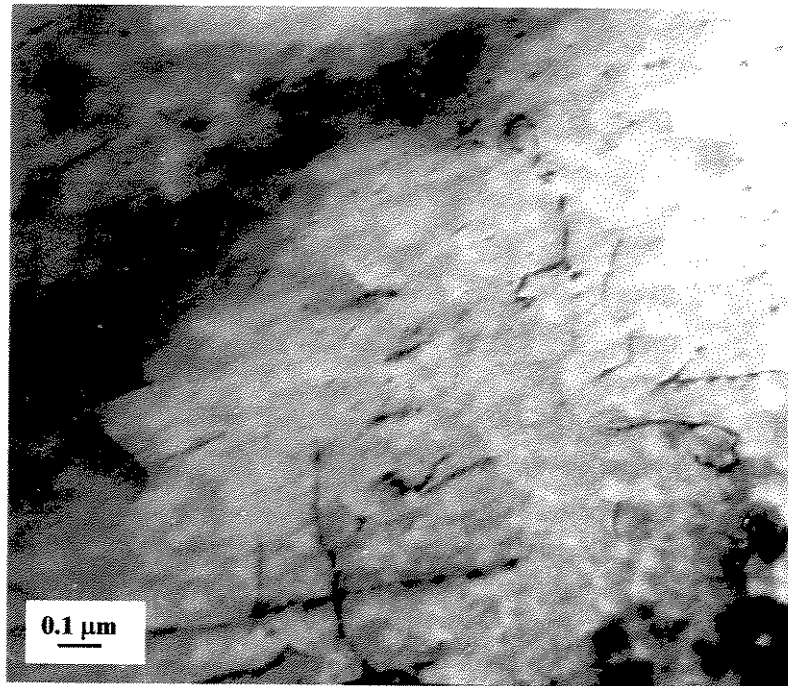


Figura 4.17 Precipitados e discordâncias (campo claro) (22000 X).

Observação dos modos de precipitação dos carbonitreto e cálculo da contribuição ao limite de escoamento

Para o cálculo da contribuição ao endurecimento por precipitação por Orowan-Ashby é necessária a determinação da fração volumétrica de carbonitreto. Por sua vez, isto depende do levantamento da espessura da amostra. As medidas para determinação da espessura foram realizadas na vizinhança de contornos de grão que, com a inclinação da amostra e com a escolha de orientações adequadas, apresentaram franjas sob condições controladas de contraste (teoria dinâmica de dois feixes). Nestas condições, o número de franjas pôde ser associado diretamente à espessura local da amostra. A figura 4.18 mostra o difratograma em *a* e em *b* o contorno de grão com as franjas de espessura visíveis.

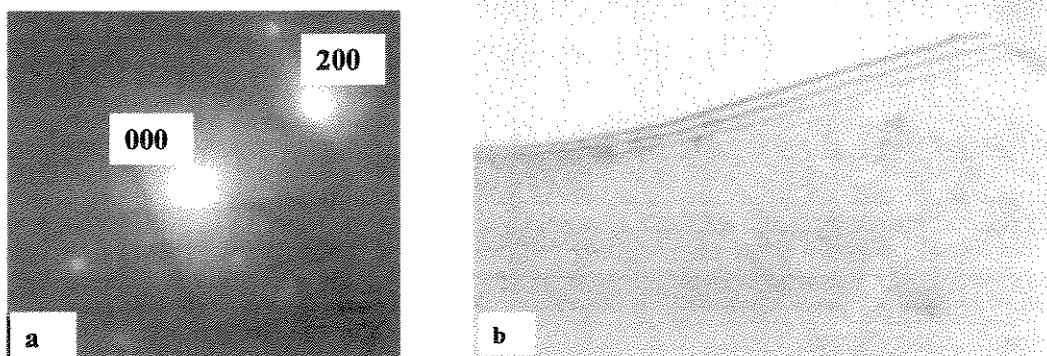


Figura 4.18 a) Difratoograma que mostra o caso próximo a dois feixes, reflexão indexada obtida da fotografia b; b) Franjas de espessura em contorno de grão.

Os valores da distância de extinção calculados (ξ_g) para as reflexões na ferrita e voltagem de aceleração do feixe eletrônico de 120KV para três reflexões hkl foram adotados conforme o calculado por Hirsch [1977].

A figura 4.19 mostra a MET em campo escuro, obtida em lâminas finas de AV7Nb2-10B. A análise por difração de elétrons mostrada ao lado de cada micrografia foi feita para determinar a origem das partículas conforme descrito no item 3.4.2. Na figura 4.19a os carbonitretos precipitaram na austenita e na figura b identifica-se a precipitação interfásica. O diâmetro médio das partículas precipitadas na austenita é de 6,5 nm e fração volumétrica de $1,9 \times 10^{-4}$, o que resultou pela equação 3.13 (modelo de Orowan-Ashby modificado por Gladman) em uma contribuição potencial local de 60 MPa.

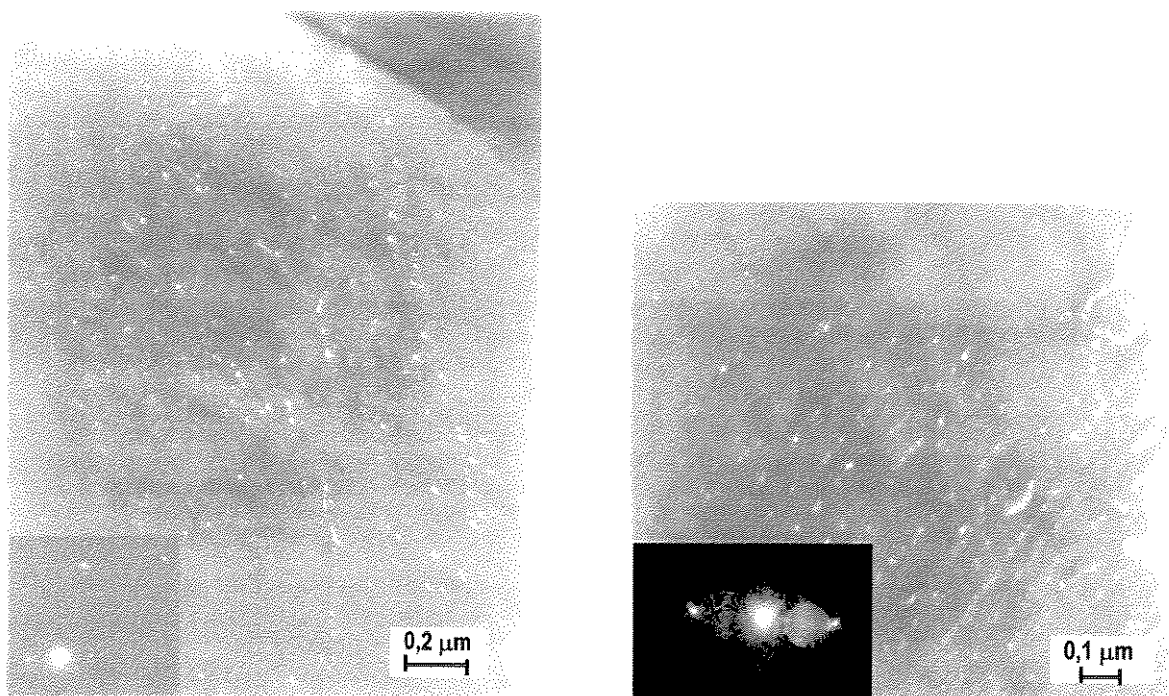


Figura 4.19 AV7Nb2-10B Campo escuro a) Precipitação na austenita (35000 X); b) Precipitação interfásica de VNb(CN) (45000 X).

A contribuição por precipitação interfásica (fig. 4.19b) calculada para este grão e outros observados, variou de 40 a 90 MPa, com diâmetro médio de 5 nm, mas espaçamento entre as fileiras (*sheets*) variando de 30 a 70 nm e fração volumétrica de $4,3 \times 10^{-5}$ a $3,4 \times 10^{-4}$. Adotando o método de cálculo proposto por Gallego [2003], de acordo com a equação 3.14 para a soma das contribuições da precipitação na austenita e da precipitação interfásica encontramos um valor de 108 MPa.

A figura 4.20 mostra precipitação interfásica para as amostras de V8Nb4, com laminação de acabamento iniciando a 880°C (fig. 4.20a) e a 900°C (fig.4.20b), onde para a primeira condição se tem uma precipitação com diâmetro médio da ordem de 10 nm, valor médio também encontrado em outras lâminas finas do mesmo corpo de prova, e espaçamento entre as folhas de precipitados variando de 75 a 140 nm com fração volumétrica de $3,1 \times 10^{-4}$.

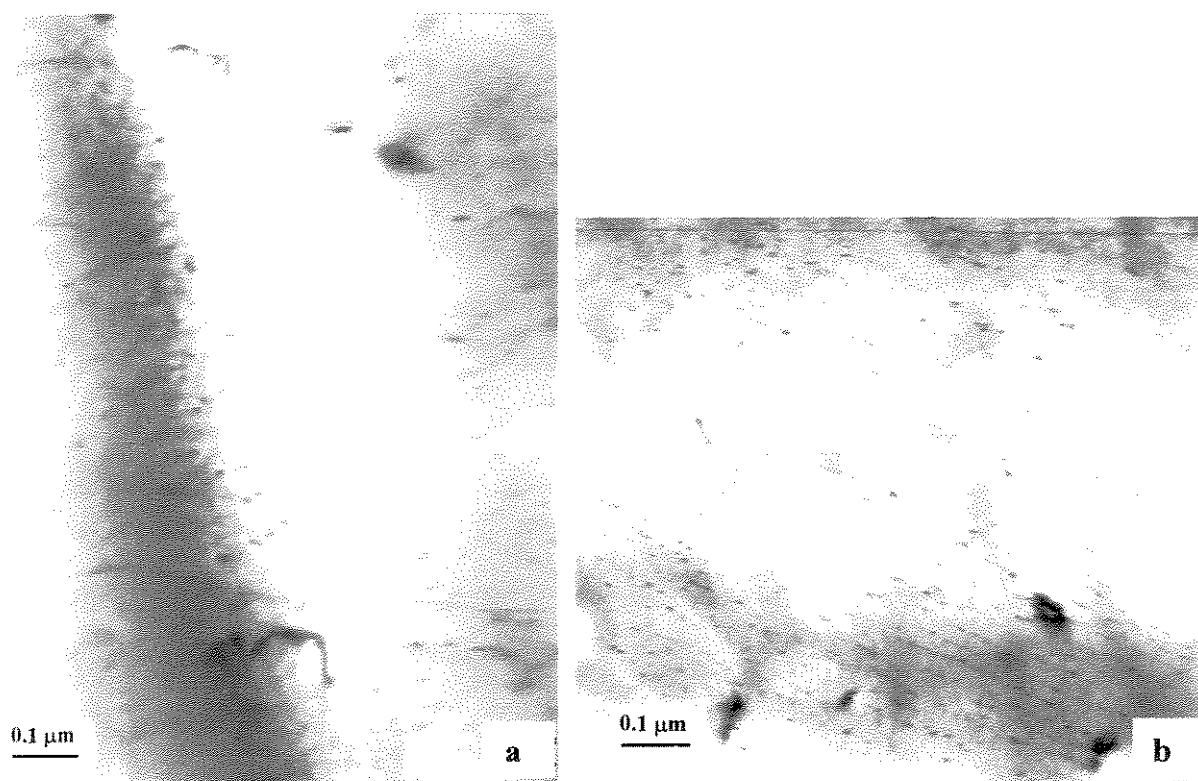


Figura 4.20 a) V8Nb4-08B precipitação interfásica grosseira (45000 X); b) V8Nb4-09B precipitação interfásica de diâmetro médio 4,4 nm, contribuição de 90 MPa conforme equação 3.13. (60000 X).

Na figura 4.20b a precipitação interfásica observada na amostra laminada à 900°C no início do acabamento possui fração volumétrica de $2,7 \times 10^{-4}$, e pode fornecer uma contribuição local de 90 MPa. As demais observações para esta mesma condição de laminação também apresentaram diâmetro médio de precipitado em 4 nm e espaçamento entre as folhas de precipitados da ordem 30 a 60 nm, com fração volumétrica da mesma ordem de grandeza.

Contribuição da precipitação na austenita para o limite de escoamento

Os valores de precipitação na austenita podem ser confirmados com a mudança na programação de laminação (ver figura 3.4 e tabela 3.5), quando o tempo de quinze minutos na temperatura de saída da laminação permitiu maior precipitação na austenita antes da

transformação austenita-ferrita, para a amostra V5Nb2-09TB, comparada com a amostra V5Nb2-09B, laminada com os mesmos parâmetros, exceto pelo tempo dentro do forno poço.

A figura 4.21a mostra a microestrutura da amostra V5Nb2-09B, laminada sem tempo de permanência no forno poço e a figura 4.21b a microestrutura é de V5Nb2-09TB. Estas duas condições também produziram microestrutura ferrítica-perlítica com percentual de perlita entre 4 e 6%.

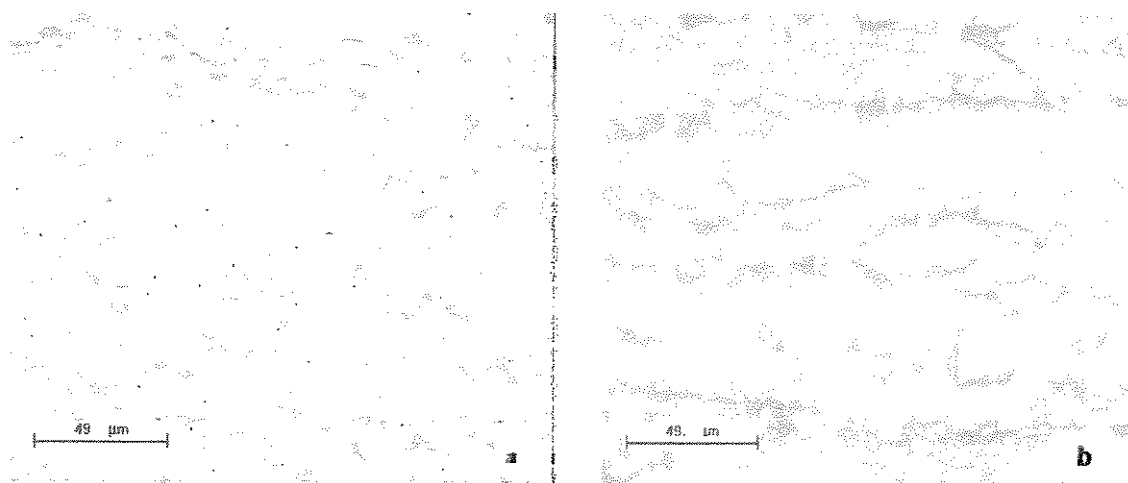


Figura 4.21 a) V5Nb2-09B após laminação sem tempo de permanência no forno poço antes da simulação do bobinamento. b) V5Nb2-09TB laminado com tempo de permanência em forno poço. (Nital 2%)

A tabela 4.5 mostra os valores de grão ferrítico e de tensão limite de escoamento obtidos no ensaio de tração (A) e os calculados pela equação de Pickering e Gladman (3.12) (B) e a diferença entre estes valores ($C=A-B$), estimada como a contribuição ao endurecimento pela precipitação.

Tabela 4.5 Tamanho de grão ferrítico e tensão limite de escoamento para as placas laminadas com e sem tempo de permanência após a etapa de acabamento ($C=A-B$).

Amostra	Diâmetro de grão ferrítico(μm)	A=Ensaio tração (MPa)	B=Pick & Glad. (MPa)	C= precipitação (MPa)
V5Nb2-09B (D)	$6,3\pm0,4$	434	322	112
V5Nb2-09TB (E)	$8,1\pm0,5$	391	297	94
D-E=		43	25	18

O diâmetro de grão ferrítico obtido para V5Nb2-09B está compatível com a laminação de acabamento iniciada 25°C abaixo da T_{NR} com conseqüente achatamento da austenita, e um valor maior para V5Nb2-09TB é justificado pelo tempo que a amostra permaneceu na temperatura de 820°C após a laminação. A redução do limite de escoamento de V5Nb2-09TB em 43 MPa em relação a V5Nb2-09B ocorreu pelo aumento do diâmetro de grão ferrítico (25 MPa), e pela redução da contribuição por precipitação em 18 MPa.

A figura 4.22 mostra precipitação interfásica na amostra V5Nb2-09B, com um potencial local de endurecimento da ordem de 50 MPa pela equação 3.13.

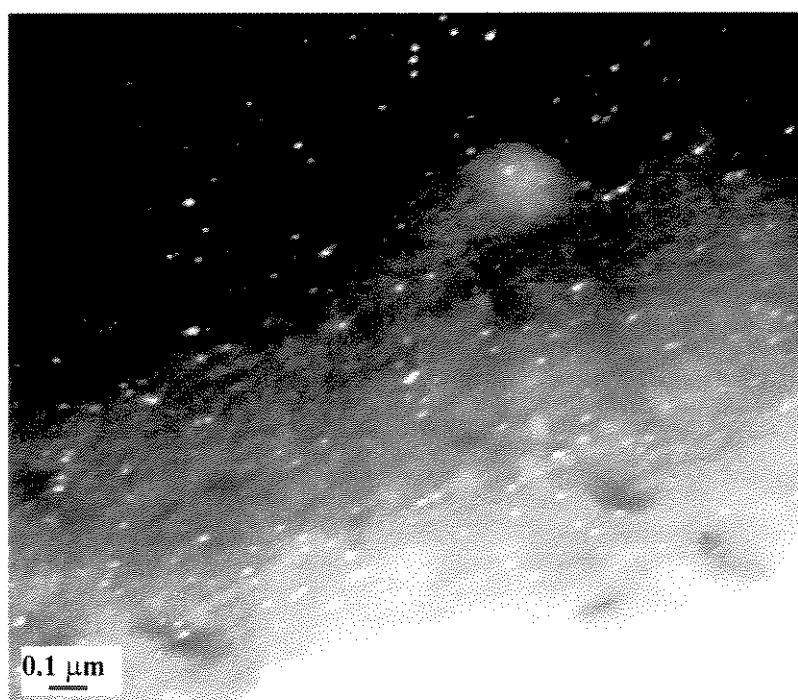


Figura 4.22 Precipitação interfásica em V5Nb2-09B com contribuição para o limite de escoamento de 50 MPa por Orowan-Ashby (35000 X).

A precipitação na austenita para esta condição de tratamento termomecânico é mostrada na figura 4.23 e a contribuição para o endurecimento é de 60 MPa resultando em um efeito global (conforme calculado pela equação 3.14) de 78 MPa.

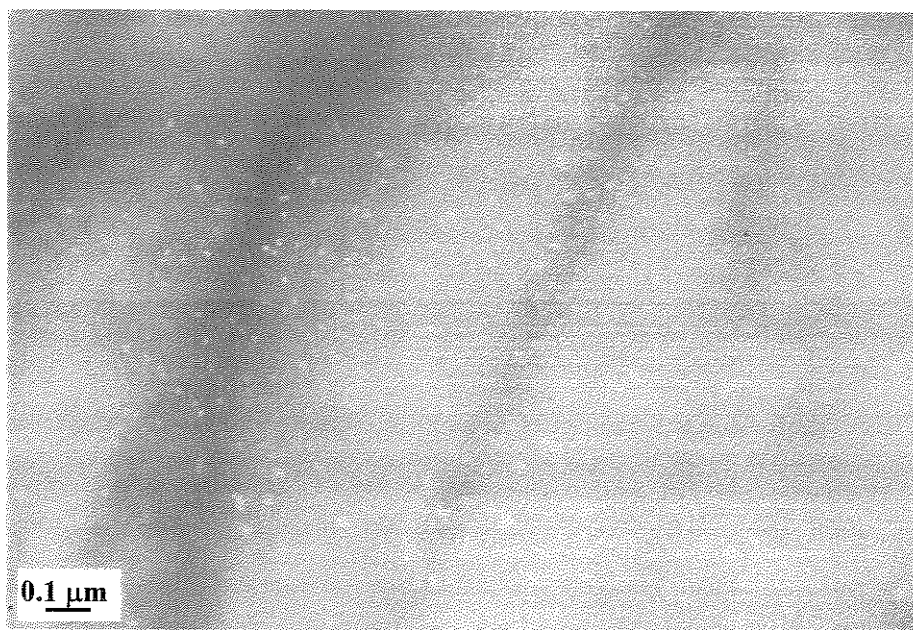


Figura 4.23 Amostra V5Nb2-09B, precipitação na austenita (campo escuro) (35000 X).

A figura 4.24 foi obtida da amostra V5Nb2-09TB onde se observa a precipitação na austenita com uma contribuição local para o limite de escoamento de 70 MPa. A precipitação interfásica para esta amostra foi encontrada em apenas um grão, justificado pelo fato deste tempo no forno ter consumido uma boa parte dos elementos microligantes que estavam em solução, com o engrossamento dos precipitados prévios durante a laminação. A perda de apenas 18 MPa na contribuição para o LE por precipitação pode ser explicada por uma substituição parcial de fração volumétrica da precipitação interfásica mais fina por precipitação mas grosseira na austenita.

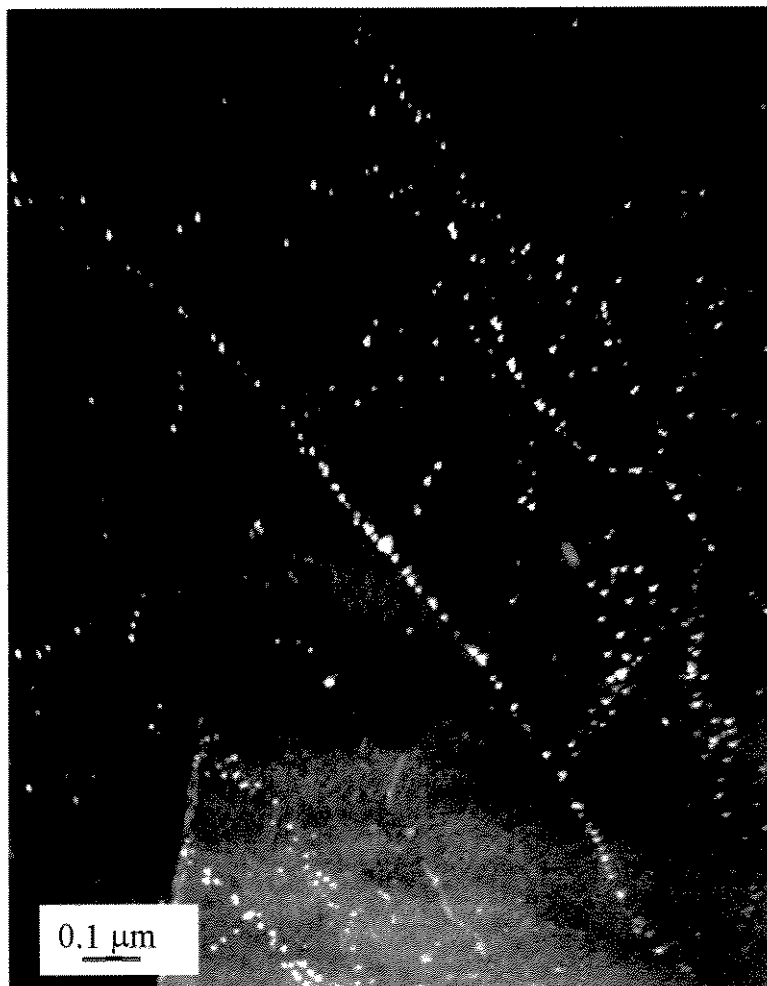


Figura 4.24 Precipitação na austenita em V5Nb2-09TB, contribuição para o endurecimento por dispersão de 70 MPa pela equação de Orowan-Ashby modificada por Gladman (35000 X) (diâmetro médio de carbonitreto de 7 nm e fração volumétrica de $3,9 \times 10^{-4}$).

Os corpos de prova da placa V5Nb2 foram laminados 25°C abaixo de T_{NR} para se atingir a temperatura de parada da recristalização (T_{SR}), onde a precipitação fina nas discordâncias impediu a continuação da recristalização antes da transformação. A diferença entre as programações dos dois corpos de prova, com a introdução do tempo de permanência de 15 minutos a 820°C para V5Nb2-09TB, visava verificar o comportamento da precipitação na austenita. Conforme Meyer [1977], DeArdo [1998] e Peleroma [2001] uma quantidade maior de elementos precipitados antes da transformação reduziria de forma significativa o limite de escoamento, mas a redução verificada foi de apenas 18 MPa, quando se desconta a perda de endurecimento pelo aumento o tamanho de grão de 6,3 para 8,1 μm , contrariando estes autores.

A precipitação interfásica para esta condição foi observada em apenas um grão de uma das amostras analisadas ao MET, por outro lado foi possível observar a precipitação na austenita com tamanhos de partícula variando de 3 a 30 nm, conforme visto na figura 4.24, realizada em um dos grãos onde a precipitação na austenita foi encontrada.

Estes precipitados mais finos (diâmetro de 3 nm) encontrados indicam que a nucleação de carbonitreto nas discordâncias da austenita continuou mesmo após o fim da deformação e estes precipitados é que proporcionaram a maior contribuição para o endurecimento do aço, mesmo com pequena parcela da precipitação interfásica. Gallego [2003] e Campos [2003] também encontraram precipitados finos nucleados na austenita, contribuindo para o endurecimento de tiras laminadas a quente.

O resultado encontrado indica que a precipitação fina na austenita que ocorreu nos passes finais de laminação, aumentou a densidade de discordâncias (parando a recristalização) e estas discordâncias passam a ser o substrato para a continuação da precipitação fina, mesmo após o passe final de laminação, e que este mecanismo foi o que mais contribuiu para o endurecimento.

Os valores obtidos de contribuição ao endurecimento por dispersão, calculados conforme a equação de Orowan-Ashby, estão apresentados na tabela 4.6.

Tabela 4.6 Contribuição para o endurecimento por dispersão calculada pela equação 3.13 (modelo de Orowan-Ashby modificado por Gladman) (NC=Não calculado)

Amostra	Contribuição para o endurecimento por precipitação		
	Interfásica (MPa)	Na austenita(MPa)	Global (eq. 3.14) (MPa)
AV7NB2-10B	40 a 90	40 a 70	60 a 114
AV7NB2-09B	50 a 90	45	67 a 100
V8Nb4-09B	60 a 90	40	72 a 100
V8Nb4-08B	60	30	67
V5Nb2-09B	50	60	78
V5Nb2-09TB	NC	70-80	NC

Efeito da normalização sobre o limite de escoamento

Modos de precipitação diferentes são afetados de forma diferente pelo tratamento térmico de normalização, quando os precipitados gerados em baixas temperaturas são mais afetados do que os precipitados em temperaturas mais altas. Com o recurso da normalização espera-se que os dois modos de precipitação identificados, interfásica e na austenita, sejam influenciados de maneira distinta.

A figura 4.25 apresenta a microestrutura das amostras normalizadas, da que teve tempo de permanência em forno poço (a) e da que seguiu direto para o bobinamento (b).

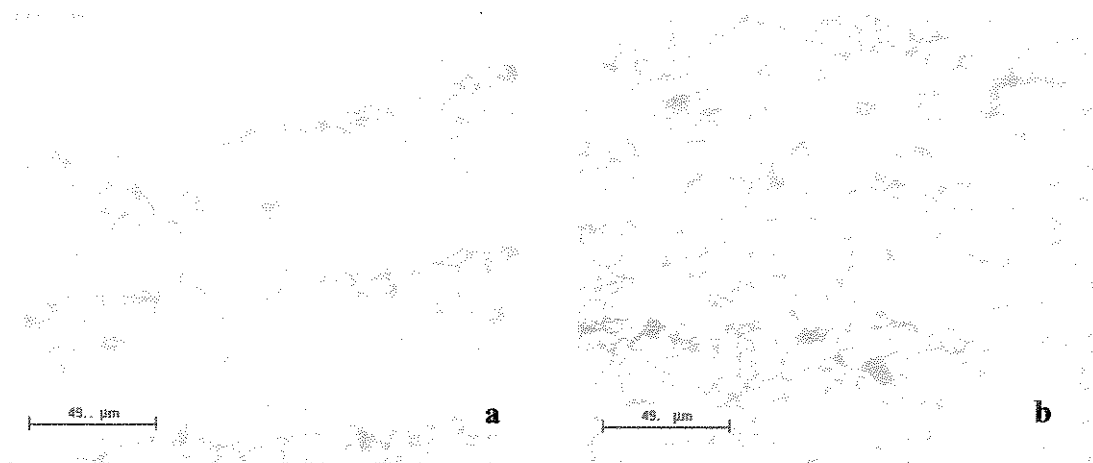


Figura 4.25 Amostras normalizadas V5Nb2-09BN em (a) e em (b) V5Nb2-09TBN (Nital 2%)

A tabela 4.7 apresenta o efeito da normalização sobre o limite de escoamento e sobre o tamanho de grão ferrítico e a figura 4.26 mostra o aumento percentual do tamanho de grão ferrítico após a normalização.

Tabela 4.7 Efeito da normalização sobre o limite de escoamento determinado pelo ensaio de tração e sobre o tamanho de grão ferrítico.

Amostra	Efeito da normalização no LE (obtido no ensaio de tração)			Efeito da normalização sobre o tamanho de grão ferrítico		
	A=Antes da normali zação (MPa)	B=Após a normali zação (MPa)	A-B Redução por normalização (MPa)	Antes da norma lização (μm)	Após a normali zação (μm)	Aumento no TG (μm)
V7Nb3-10B V7Nb3-10BN	410	343	67(16%)*	9,8 $\pm$ 0,7	10,5 $\pm$ 1,2	0,7(7%)**
V7Nb3-09B V7Nb3-09BN	438	347	91(21%)	7,5 $\pm$ 0,5	9,8 $\pm$ 0,6	2,3(31%)
V8Nb4-09B V8Nb4-09BN	466	364	102(22%)	8,2 $\pm$ 1,4	9,8 $\pm$ 0,6	1,6(20%)
V8Nb4-08B V8Nb4-08BN	433	366	67(15%)	7,5 $\pm$ 0,5	8,6 $\pm$ 0,8	1,1(15%)
V5Nb2-09B V5Nb2-09BN	434	367	67(15%)	6,3 $\pm$ 0,4	7,2 $\pm$ 0,7	0,9(14%)
V5Nb2-09TB V5Nb2-09TBN	391	364	27(7%)	8,1 $\pm$ 0,5	8,9 $\pm$ 1,1	0,8(10%)

*[(A-B)/A]x100; **[(TG após-TG antes)/TG antes]x100

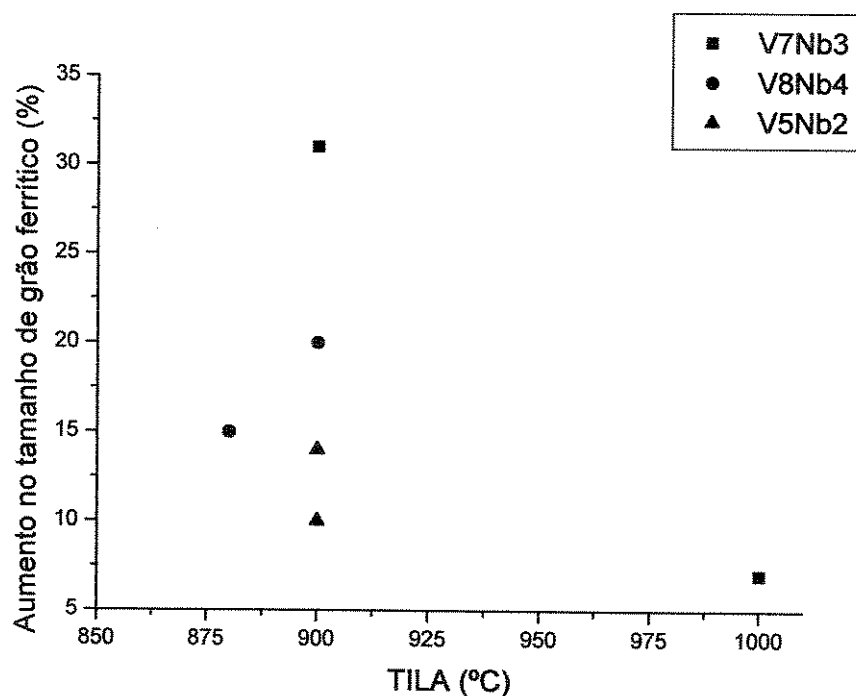


Figura 4.26 Aumento percentual do tamanho de grão ferrítico após a normalização.

A normalização não modificou os constituintes básicos da estrutura, permanecendo ferrítica-perlítica com percentual de perlita em torno de 5%, porém provocou um aumento de 7 a 31% no tamanho do grão ferrítico das amostras (tabela 4.7), mais pronunciado nas amostras com menor TILA (figura 4.26). Isto era esperado pois as amostras laminadas com TILA=1000°C já apresentavam um maior tamanho de grão ferrítico (figura 4.13) e teriam menor potencial para crescimento de grão, visto que a laminação ocorreu entre 1000 e 940°C (tabela 3.4) e a posterior normalização a 900°C. Em geral o crescimento de grão em amostras laminadas é muito rápido nos primeiros 30 minutos de aquecimento e depois praticamente se estabiliza. Para um novo aumento de grão é necessário um adicional aumento de temperatura [Mei, 1988].

Já as amostras com TILA de 900°C foram na prática laminadas entre 900 e 850°C e portanto ao serem reaquecidas a 900°C apresentavam um razoável potencial para crescimento de grão. O mesmo ocorreu para a amostra com TILA de 880°C, que foi laminada entre 880 e 840°C.

A normalização provocou uma redução de 15 a 22% no limite de escoamento das amostras, com exceção da amostra que ficou quinze minutos em tempo de “espera” a 820°C (tabela 3.5) para provocar o crescimento deliberado dos precipitados. Assim, durante a normalização, o engrossamento dos precipitados não foi tão intenso na mesma, e a perda provocada no limite de escoamento por precipitação foi de apenas 7%, contra 15 a 22% das outras amostras que não ficaram em tempo de espera após a laminação de acabamento.

A redução dos valores de limite de escoamento com a normalização pode ser explicada pelo engrossamento dos precipitados que contribuíam para o endurecimento, os que foram nucleados na austenita e os que nuclearam na interface da transformação. Quanto maior a contribuição para o LE pela precipitação na austenita, menor foi o efeito da normalização (amostra V5Nb2-09TN).

Na figura 4.27 tem-se a amostra V8Nb4-08BN submetida à normalização onde se observa carbonitreto de formato esférico com diâmetro acima de 10 nm.

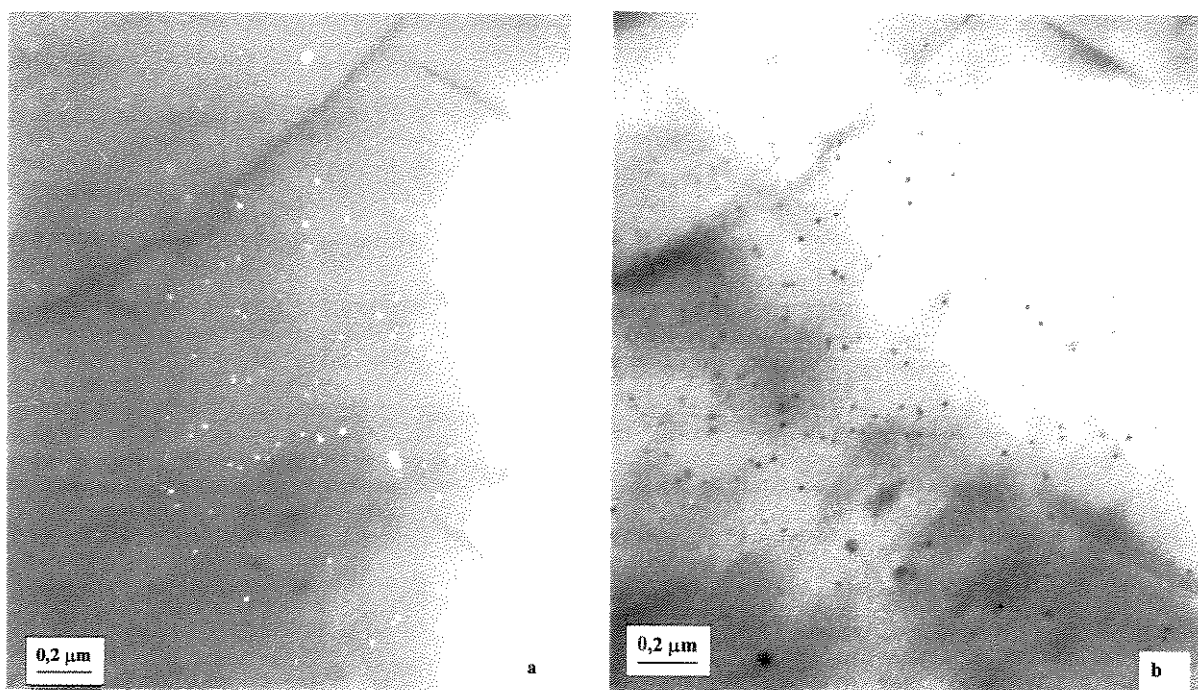


Figura 4.27 Precipitação interfásica após a normalização (V5Nb2-09B). Em (a) Campo escuro e campo claro em (b) (45000 X).

A tabela 4.8 apresenta os valores de LE calculados pela equação de Pickering e Gladman, que leva em conta a contribuição por solução sólida e refino de grão, e a diferença entre estes valores e os obtidos no ensaio de tração (tabela 4.7). Essa diferença é atribuída à contribuição pela precipitação. Também são apresentados os valores de limite de escoamento perdidos com a normalização, considerando apenas a perda em função do engrossamento dos precipitados.

Tabela 4.8 Efeito da normalização sobre o limite de escoamento.

Amostra	Contribuição por sol. Sólida e por tamanho de grão calculado por Pick e Glad. (MPa)			Contribuição por precipitação (MPa)		
	C=Antes da normalização	D=Após a normalização	Redução por normalização [(C-D)/C]x100	A-C Antes da normalização	B-D Após a normalização	(A-C)-(B-D)* Redução por normalização
V7Nb3-10B V7Nb3-10BN	293	288	2%	117	55	62 (53%)
V7Nb3-09B V7Nb3-09BN	318	294	8%	119	53	66 (56%)
V8Nb4-09B V8Nb4-09BN	318	302	5%	148	63	86 (58%)
V8Nb4-08B V8Nb4-08BN	327	313	4%	106	53	53 (50%)
V5Nb2-09B V5Nb2-09BN	322	309	4%	112	58	54 (48%)
V5Nb2-09TB V5Nb2-09TBN	297	288	3%	94	78	18 (19%)

C-D= efeito da normalização em reduzir o LE, devido ao aumento do grão ferrítico, visto que a contribuição por solução sólida não muda na normalização pois a composição química do aço não varia.

* $\{[(A-C)-(B-D)]/(A-C)\} \times 100$ = redução do LE devido ao engrossamento dos precipitados provocado pela normalização.

A análise da tabela 4.8 indica que com a normalização houve um crescimento do tamanho de grão ferrítico que ocasionou uma pequena redução (de 2 a 8%) no LE.

A mesma tabela indica que com a normalização houve uma redução significativa (48 a 58%) na parcela do LE devido ao crescimento e engrossamento dos carbonitretos precipitados. A exceção foi na amostra V5Nb2-09TB, onde a normalização provocou uma redução de apenas 19% na parcela do LE referente ao efeito dos carbonitretos, por motivos já explicados anteriormente (amostra que ficou em tempo de “espera” após a laminação de acabamento).

A amostra menos influenciada pela normalização foi a que permaneceu 15 minutos no forno poço e permitiu uma maior precipitação na austenita, enquanto a amostra que teve o maior valor de redução na contribuição por precipitação com a normalização, foi aquela laminada nas condições de maior precipitação interfásica (V8Nb4-09BN). Esses valores estão compatíveis com o que foi observado ao MET e calculado pelo modelo de Orowan-Ashby como contribuição local para o endurecimento por precipitação interfásica (figura 4.20b) e por precipitação na austenita (figura 4.24).

Com a aplicação da normalização às amostras laminadas V5Nb2-09B e V5Nb2-09TB obteve-se um LE em torno de 365 MPa (tabela 4.7) enquanto houve um crescimento do tamanho de grão de mesmo valor (de 0,8 μm) para ambas amostras. Apenas o crescimento do tamanho de grão não justifica a queda no limite de escoamento e uma outra justificativa proposta seria a perda de coerência que os carbonitreto formados na ferrita sofreriam durante a transformação [Morrison, 1963]. Entretanto, Campos *et al.* [2001 e 2003] sugerem que a normalização só pode ser relacionada com o efeito de engrossamento das partículas de carbonitreto e que depende basicamente da população de carbonitreto presentes após a laminação e não com a perda de coerência.

Pelo menos dois argumentos podem ser contra à possível perda de coerência como justificativa para a queda do limite de escoamento. Primeiro, de acordo com cálculos teóricos [Ashby, 1969] as tensões de coerência dos precipitados não contribuem de forma significativa para o endurecimento por dispersão quando se trata do mecanismo de Orowan aplicado a aços microligados que possuem baixas frações volumétricas. Segundo, observações por MET de aços microligados ao vanádio [Morales *et al.*, 2003], não apresentaram tensões de coerência mesmo para carbonitreto precipitados na interface da transformação austenita-ferrita com diâmetro variando de 2 a 5 nm.

Sobre os dois modos de precipitação observados, na austenita e na interface da transformação, que contribuíram para o endurecimento da placa V5Nb2 nas duas condições de laminação, a manutenção à temperatura de 900°C por 30 minutos na normalização levou a um engrossamento dos precipitados que foram nucleados na transformação austenita-ferrita em temperaturas mais baixas, favorecidos pelo bobinamento logo após a laminação, muito mais significativo que o engrossamento sofrido pelas partículas surgidas na austenita em temperatura um pouco mais altas e favorecidos pelo tempo em forno poço antes do bobinamento e que permaneceram efetivos após o tratamento térmico.

A normalização também aplicada às amostras de V7Nb3 e V8Nb4 resultou em perda apenas parcial da contribuição por precipitação para o endurecimento, restando ainda uma diferença entre 50 e 60 MPa (tabela 4.7). Estes valores estão coerentes com a contribuição por

precipitação na austenita observada por MET e que sofreram menos o efeito da normalização por terem sido nucleadas em temperaturas mais altas.

4.4 Análise dos mecanismos de endurecimento

A tabela 4.9 mostra o valor total do limite de escoamento composto das três fontes de endurecimento: por solução sólida, por tamanho de grão ferrítico e por precipitação de carbonitreto e discordâncias.

Tabela 4.9 Limite de escoamento medido no ensaio de tração, componentes do LE calculado por Pick e Gladman (solução sólida e tamanho de grão) e componente devido à precipitação e discordâncias.

Amostra	Ensaio de tração (A) (MPa)	Pickering e Gladman		Precipitação de Carbonitreto + discordâncias (D=A-B-C) (MPa)	C+D (MPa)
		Solução sólida (B) (MPa)	Tamanho de grão (C) (MPa)		
AV7Nb2-10B	400	108	156	136	292
AV7Nb2-09B	413	108	176	129	305
BV7Nb2-10B	393	117	157	120	277
BV7Nb2-08B	415	117	192	107	299
V7Nb3-10B	410	118	176	117	293
V7Nb3-09B	438	118	201	119	320
V8Nb4-09B	466	126	192	148	340
V8Nb4-08B	433	126	201	106	307

B e C calculados pela equação 3.12

A figura 4.28 mostra a contribuição do tamanho de grão ferrítico e da precipitação de carbonitreto no limite de escoamento e a figura 4.29 mostra a soma da contribuição pelo tamanho de grão ferrítico e da precipitação de carbonitreto em função da TILA.

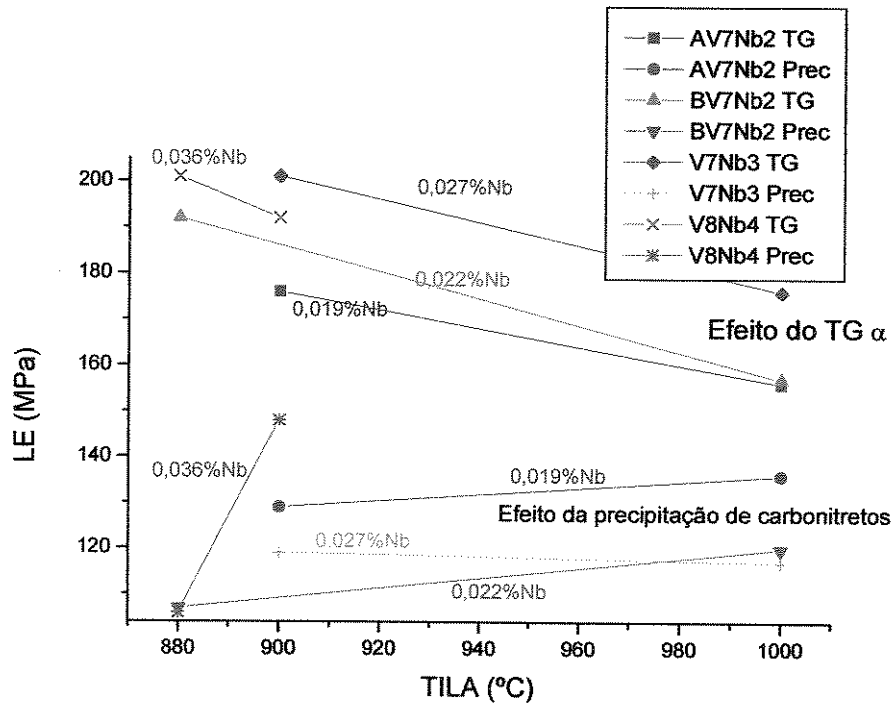


Figura 4.28 Contribuição do tamanho de grão ferrítico e da precipitação de carbonitreto no LE em função da TILA.

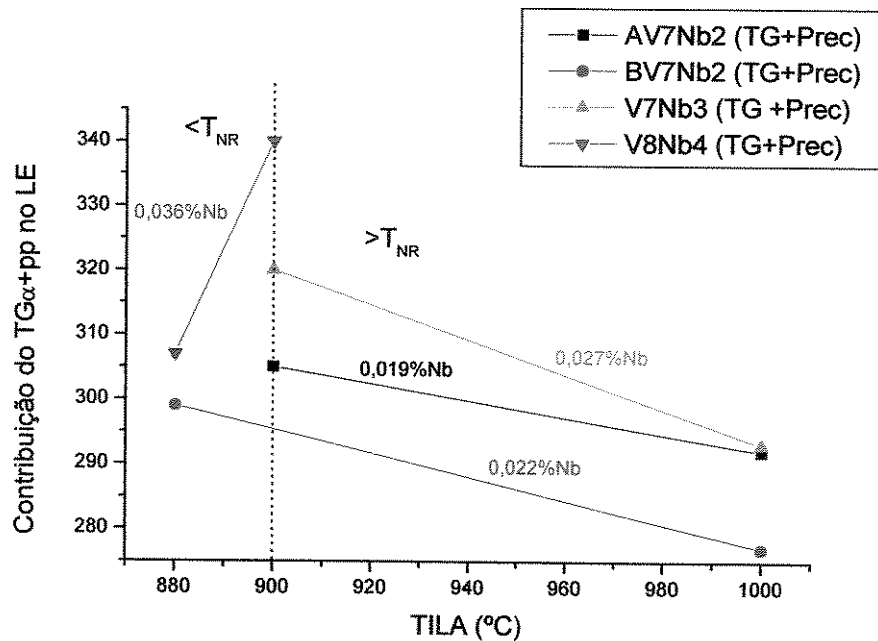


Figura 4.29 Contribuição combinada de TG ferrítico e precipitação de carbonitreto no LE

Na tabela 4.9 observa-se uma pequena variação na contribuição por solução sólida entre as placas laminadas em função da pequena diferença de composição química entre elas. O aumento da TILA provoca um aumento do tamanho de grão ferrítico conforme já descrito na figura 4.13, com conseqüente redução da contribuição ao limite de escoamento (figura 4.28). O aumento do teor de nióbio nos aços levou a um aumento na parcela do LE devido ao TG ferrítico, pois estes aços apresentaram um menor tamanho de grão ferrítico, como discutido na figura 4.13. A laminação das amostras nos dois regimes mostra uma queda na contribuição por precipitação com a redução do tamanho de grão, mais acentuada para as amostras BV7Nb2 e V8Nb4. Para BV7Nb2 e demais placas laminadas acima de T_{NR} , a explicação pode ser dada porque parte dos elementos microligantes precipitados que seguraram os contornos de grãos e garantiram menor tamanho de grão para as TILAs mais baixas deixaram de contribuir na precipitação interfásica mais fina, ocorrida nas temperaturas de transformação mais baixas e que tem maior potencial na contribuição para o endurecimento.

Para o regime abaixo de T_{NR} , placa V8Nb4, a elevação da TILA também provocou uma elevação na parcela do LE devido aos precipitados de carbonitretos. A observação por MET foi realizada nas amostras desta placa, onde a precipitação interfásica grosseira em V8Nb4-08B (ver fig. 4.20a) justificou a queda da contribuição por precipitação em comparação com V8Nb4-09B, que apresentou grãos com precipitação interfásica fina (fig. 4.20b). Para esta placa a diferença da contribuição pelo tamanho de grão no LE não foi significativa para TILA de 900 e 880°C (em MPa), mas a redução da contribuição por precipitação foi de 42 MPa para a amostra que teve a laminação de acabamento iniciada a 20°C abaixo da T_{NR} (V8Nb4-08B). Esta amostra apresentou a máxima TME no último passe de laminação (figura 4.7). Este alto valor indica uma aceleração da taxa de nucleação de precipitados. A redução da quantidade de elementos microligantes em solução teve como conseqüência a elevação da temperatura de transformação (figura 4.8). Ouchi [1982a] observou um aumento muito rápido de Ar3 com a laminação abaixo da temperatura de recristalização e apenas uma reduzida elevação de Ar3 com o refino do grão austenítico. A precipitação fina e uma fração volumétrica alta geram mais discordâncias, e mais discordâncias produzem mais locais para o início da nucleação da ferrita.

É possível identificar na figura 4.8 o patamar de temperatura que caracteriza a transformação austenita-ferrita apenas na curva de V8Nb4-08B, acontecido no intervalo entre a retirada da amostra do laminador e o posicionamento no equipamento simulador do resfriamento acelerado. Embora o início da aplicação do jato d'água sobre a amostra possa ter reduzido a velocidade de crescimento dos precipitados já nucleados e aumentado o tempo da transformação, após a transformação ter se iniciado os elementos microligantes ainda em solução passam a ser disputados por dois substratos, os precipitados nucleados na austenita e os que se formaram na interface da transformação em alta temperatura, reduzindo a quantidade disponível para uma precipitação mais fina ao final da transformação em temperaturas mais baixas.

As observações por MET (figuras 4.19, 4.20, 4.22, 4.23 e 4.24) mostraram apenas dois modos de precipitação de carbonitretos, na austenita e na interface da transformação austenita-ferrita.

Tanto para as condições de início de laminação de acabamento em temperaturas mais altas, quanto para as mais baixas, a precipitação observada não se alterou a não ser na variação de fração volumétrica e diâmetro médio de precipitado, o que resultou em valores individuais de 30 a 90 MPa (tabela 4.6).

A precipitação interfásica grosseira mostrada na figura 4.15a de V8Nb4-08B, com diâmetro médio de precipitado 10 nm e espaçamento entre as fileiras variando de 75 a 140 nm, condiz com o fato da transformação ter se iniciado em alta temperatura, sendo os precipitados nucleados no início da transformação e consumindo os elementos microligantes que poderiam gerar novos carbonitretos finos.

Uma maior precipitação na austenita atua não só reduzindo o teor de nióbio em solução, elevando assim a temperatura de transformação, como passa a oferecer mais substrato para mais precipitação dos elementos microligantes que restam em solução competindo com a precipitação na interface da transformação. Dutta *et al.* [2001] em trabalho sobre a precipitação induzida pela deformação observaram que o regime de nucleação e crescimento de precipitados no aço microligado deformado é muito curto e rapidamente entra em regime de crescimento e

engrossamento. Isto justifica a redução significativa da quantidade do nióbio em solução a ponto da transformação se iniciar antes que o resfriamento acelerado pudesse ser acionado (após cerca de 5 segundos). Esta pode ser uma limitação da laminação experimental, que precisará ser minimizada para trabalhos futuros de laminação direta de placas finas, com a automação do laminador.

Com relação ao efeito do nióbio e da TILA na soma das parcelas afetadas pelos mesmos (TG ferrítico e pp) observa-se na figura 4.29 que uma redução na TILA eleva o LE e que o aumento do teor de nióbio provoca ainda um adicional no LE, visto que com um maior percentual, uma parte pode atuar para o refino de grão e outra para a precipitação que contribui para o endurecimento.

A tabela 4.10 apresenta um quadro resumo dos efeitos da TILA para os dois regimes e do teor de Nb para o regime acima de T_{NR} , nos componentes do LE devido ao tamanho de grão ferrítico e à precipitação de carbonitretos (pp).

Tabela 4.10 Efeito do teor de nióbio e da TILA (Temperatura de Início da Laminação de Acabamento) nos componentes do LE devido ao tamanho de grão ferrítico (TG) e à precipitação de carbonitretos (pp)

$> T_{NR}$	$\uparrow TILA$	$\uparrow TG\alpha$	$\downarrow LE_{TG}$	$\uparrow LE_{pp} \Rightarrow \downarrow LE_{TG+pp}$
	$\uparrow Nb$	$\downarrow TG\alpha$	$\uparrow LE_{TG}$	$= LE_{pp} \Rightarrow \uparrow LE_{TG+pp}$
$< T_{NR}$	$\uparrow TILA$	$\uparrow TG\alpha$	$\downarrow LE_{TG}$	$\uparrow \uparrow LE_{pp} \Rightarrow \uparrow LE_{TG+pp}$

Para o regime de laminação acima de T_{NR} , com a elevação da TILA eleva-se a contribuição ao LE pelo tamanho de grão de grão ferrítico mas se tem uma diminuição da contribuição ao limite de escoamento pela precipitação. Com o aumento do teor de nióbio tem-se uma redução do tamanho de grão e conseqüente aumento da contribuição ao LE pelo tamanho de grão, e a contribuição por precipitação se mantém praticamente a mesma.

Para o regime de TILA abaixo de T_{NR} , a elevação da TILA leva a um aumento do tamanho de grão e conseqüente redução da contribuição ao LE por tamanho de grão mas uma maior contribuição ao LE pela precipitação de carbonitretos.

Capítulo 5

Conclusões

1) Com relação à viabilidade de se produzir placas finas de aço microligado por lingotamento de placas finas em laboratório com equipamento simulador, conclui-se que:

- Os resultados de macro e microestrutura obtidos por microscopia ótica e eletrônica de transmissão comprovam a viabilidade de se obter placas finas de aço microligado V-Nb no simulador de lingotamento do laboratório da FEM.
- A presença de carbonítritos de diâmetro em torno de 15 nm na estrutura bruta de fusão indica a total solubilização após o aquecimento a 1250°C por 40 minutos, tornando disponível os elementos microligantes para a precipitação durante o processamento termomecânico.

2) Com relação à influência da Temperatura de Início de Laminação de Acabamento (TILA) sobre o tamanho de grão ferrítico e sobre o limite de escoamento, pode-se concluir que:

- A diminuição da TILA de 1000 para 900 e 880°C levou a um aumento do limite de escoamento, com a maior contribuição dada pelo refino de grão ferrítico, associado a uma discreta redução da contribuição por precipitação.
- Um menor refino de grão ferrítico obtido no regime acima de T_{NR} comparado com o regime de $TILA < T_{NR}$, apesar da possível ocorrência de recristalização dinâmica em alguns dos passes iniciais da laminação de acabamento, foi função da alta temperatura de saída (em torno de 950°C) associada à baixa taxa de resfriamento acelerado adotado (abaixo de 5°C/s), que por não manter a subestrutura de discordâncias, não evitou o crescimento de grão.

- No regime com TILA acima de T_{NR} , os menores tamanhos de grão ferrítico foram conseguidos com a laminação se iniciando na temperatura mais baixa (900 e 880°C) e com menor diferença para a T_{NR} (30 e 20°C), onde a estrutura deformada foi mantida antes da transformação austenita-ferrita.
- A redução da TILA de 900 para 880°C no regime abaixo de T_{NR} elevou pouco a contribuição por refino de grão para o limite de escoamento (9MPa), mas provocou uma redução significativa da contribuição por precipitação, em torno de 30 MPa, conforme o modelo de Orowan-Ashby modificado por Gladman .
- A redução da contribuição ao endurecimento por precipitação com a diminuição da TILA deu-se em função da alta temperatura de transformação austenita-ferrita ter produzido uma precipitação interfásica grosseira, que consumiu uma quantidade significativa de elementos microligantes que seriam precipitados em temperaturas mais baixas, condição mais efetiva na contribuição para o endurecimento.
- O menor tamanho de grão ferrítico foi obtido com o achatamento da austenita e a manutenção da subestrutura de discordâncias, como consequência da precipitação fina nos últimos passes da laminação para a amostra que foi laminada no acabamento iniciando-se em 20°C abaixo da T_{NR} .

3) Quanto à contribuição para o endurecimento por precipitação:

- A contribuição ao LE por precipitação de carbonitretos observada por MET em todas as condições de laminação processadas, se deveu a apenas dois modos, na interface da transformação austenita-ferrita e na austenita.
- A introdução de um tempo de espera de 15 minutos após a laminação de acabamento (V5Nb2) confirmou que a precipitação fina na austenita ocorrida no final de laminação também contribuiu de forma significativa para o endurecimento.
- A normalização aplicada às amostras laminadas também demonstrou que uma parte importante da contribuição ao endurecimento se deveu à precipitação de carbonitretos ocorrida na austenita, que sofreu menos o efeito de engrossamento que a precipitação interfásica.

Capítulo 6

Sugestões para trabalhos futuros

Projetar modificações das dimensões do molde de cobre do Simulador de LPF para se obter placas finas de largura compatível com o laminador experimental do laboratório para simulação da laminação direta de placas finas, que é a laminação da placa fina lingotada sem o resfriamento até a temperatura ambiente e o posterior aquecimento e encharque.

Investigar novas programações a partir da laminação direta de placas finas, envolvendo o emprego combinado das técnicas de torção a quente e laminação de laboratório, onde as condições de processamento podem ser determinadas por torção a quente e as amostras destinadas à caracterização de propriedades podem ser obtidas na laminação.

Investigar outras combinações de elementos microligantes em programações com laminação direta de placas finas, verificando a influência sobre as propriedades mecânicas.

Verificar, por meio de microscopia eletrônica de transmissão, para diferentes programações de laminação, a influência dos modos de precipitação sobre a tenacidade de aços microligados.

Investigar os precipitados que atuam para segurar o contorno de grão após a recristalização na laminação e compara-los com os precipitados que atuam no endurecimento.

Referências Bibliográficas

- Akben, M. G.; Weiss, I. and Jonas, J. J. Dynamic precipitation and solute hardening in a V microalloyed steel and two Nb steels containing high levels of Mn. *Acta Metallurgica*, v. 29, pp. 111-121, 1980.
- Amin, R. K. e Pickering, F. B. Ferrite formation from thermo-mechanically processed austenite. Charles Hatchett Award Papers, 1985. Proceedings of the International Conference on the Thermo-Mechanical Processing of Microalloyed Austenite, TMS-AIME, 1982.
- Ashby, M. F. Results and consequences of a recalculation of the Frank-Read and the Orowan stress. *Acta Metallurgica*, v. 14, pp.679-681, 1966.
- Ashby, M. F. Physics of Strength and Plasticity, ed. A. S. Argon, p. 113, MIT Press, Cambridge, MA, 1969.
- ASTM E112-95. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.
- ASTM E8M-97. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [M].
- Balliger, N. K. and Honeycombe, R. W. K. The effect of nitrogen on precipitation and transformation kinetics in vanadium steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, mar., pp. 421-429, 1980.

- Baker, R. G. e Nutting, J., The tempering of a Cr-Mo-V-W and a Mo-V steel. In: *Precipitation Processes in Steels*, The Iron and Steel Institute, London, pp. 1-22, 1959.
- Barnett, M. R.; Kelly, G. L e Hodgson, P. D. Predicting the critical strain for dynamic recrystallization using the kinetics of static recrystallization. *Scripta Materialia*, v. 43, pp. 365-369, 2000.
- Bellon, J. C., Aplicação de tratamento termomecânico a um aço bainítico microligado com Nb, Ti e B, Campinas: FEM-UNICAMP, 1995, 117p. Dissertação (Mestrado).
- Birat, J. P., Recent advances in near-net shape flat steel manufacturing. *La Revue de Metallurgie CIT*, Nov., pp.1387-1406, 1998.
- Birat, J. P. Impact of steelmaking and casting technologies on processing and properties of steel. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 28, n. 2, pp. 152-158, 2001.
- Boratto, F.; Barbosa, R.; Yue, S. and Jonas, J. J., Effect of chemical composition on the critical temperatures of microalloyed steels. THERMEC-88, *The Iron and Steel Institute of Japan*, Tokyo, Japan, pp. 383-390, 1988.
- Borsi, R. and Rotti, M. Direct Thin Slab Rolling at Algoma. *Iron and Steel Engineer*. May, pp. 62-64, 1998.
- Bowden, J. W.; Samuel, F. H. and Jonas, J. J., Effect of interpass time on austenite grain refinement by means of dynamic recrystallization of austenite. *Metallurgical Transactions A*, v. 22, Dec., pp. 2947-2957, 1991.
- Bustamante, L. A. C.; Xavier, M. D.; Campos Jr., M. D. e Mei, P. R., Desenvolvimento de um sistema de resfriamento para a simulação laboratorial do resfriamento de tiras a quente.

- Anais do 36° Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, Belo-Horizonte, M. G., Setembro de 1999, pp. 69-77.
- Campos, S. S., Morales, E. V. and Kestenbach, H-J. On strengthening mechanisms in commercial Nb-Ti hot strip steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32A, May, pp. 1245-1248, 2001.
- Campos, S. S., Precipitação Fina de Carbonitreto em Aço Comercial Microalloyado ao Nb e Ti, com Processamento Industrial de Laminação para Tiras a Quente. São Carlos: DEMa – UFSCar, 1998, 58p. Dissertação (Mestrado).
- Campos, S. S., Precipitação de Carbonitreto em Aço Microalloyado ao Nb e Ti Processado no Laminador de Tiras. São Carlos: DEMa – UFSCar, 2003, 180p. Tese (Doutorado).
- Campos, S. S., Morales, E. V. and Kestenbach, H-J. A quantitative study of interphase precipitation in a commercial microalloyed steel. *Materials Science Forum*, v. 426-432, pp. 1517-1522, 2003.
- Cardoso, K. R. e Kestenbach, H.-J., anais do 11 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECiMat), Águas de São Pedro, 1, p.251, 1994.
- Choquet, P., Fabregue, P., Giuste, J., Chamont, B. Pezant, J. N. and Blanchet, F. Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, ed. S. Yue, CIM, Montreal, Canada, 1990, p.34.
- Davenport, A. T., Brossard, L. C. and Miner, R. E. Precipitation in microalloyed high-strength low-alloy steels. *JOM*, June, pp. 21-27, 1975.
- DeArdo, A. J. Microalloyed strip steels for the 21st century. *Materials Science Forum*, v. 284-286, pp. 15-26, 1998.

- DeArdo, A. J. Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 28, n. 2, pp. 138-144, 2001.
- Dieter, G. E., Metalurgia Mecânica. Editora Guanabara Koogan, Rio de Janeiro, 1981, 653 p.
- Döring, K. and Wiesinger, H., EKQ Stahl AG Continuous casting and rolling of thin slabs. *Metallurgical Plant and Technology International*, v.5, pp. 16-29, 1990.
- Dutta, B. and Sellars, C. M., Effect of composition and process variables on Nb(C, N) precipitation in Nb microalloyed austenite. *Materials Science and Technology*, v. 3, Mar., pp. 197-206, 1987.
- Dutta, B., Palmiere, E. J. and Sellars, C. M. Modelling the kinetics of strain induced precipitation in Nb microalloyed steels. *Acta Materialia*. v. 49, pp.785-794, 2001.
- El-Gammal, T.; Pleschiutchnigg, F. P. and Yoo, S. J., Simulation of thin slab casting of carbon and stainless steel grades with and without cast-rolling. *Advances in Continuous Casting*, Apr., pp. 323-332, 1992.
- Essadiqi, E., Collins, L.E. and Shehata, M.T., Thin slab casting simulation of 1020 C steel with liquid core reduction. *Modern Steelmaking and Casting Techniques*, pp. 251-264, 1994.
- Essadiqi. E., Collins, L. E. and Ruddie, G. E., Secondary processing of thin slabs of Ti-Nb microalloyed steel. *CIM Conference*, Vancouver, Aug., pp. 341-352, 1995.
- Essadiqi. E., Baragar, D. L. and Ruddie, G. E., Direct rolling simulation of Ti-microalloyed thin cast slab. *39th MWSP Conference Proceedings*, ISS, 1998, v. XXXV, p. 883-892.
- Finardi, J., Refino e desoxidação de aço destinado a peças fundidas. Anais do CONAF 93 – Congresso Nacional de Fundição, [s.l.], 1993, p. 249-259.

- Flick, A.; Eberle, A.; Hirschmanner, F. e Schwaha, K. L., Developments in ladle steelmaking and continuous casting. (Conf. Proc.), *The Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy*, Montreal, PQ, pp. 281-413, 1990.
- Foreman, A. J. E. e Makin, M. J. *Phil. Mag.*, v. 14, p.911, 1966 Apud Gladman, T. *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London, 1997, p. 51.
- Gallego, J. Investigação por microscopia eletrônica de transmissão do endurecimento por precipitação de carbonitretos em aços comerciais microligados ao vanádio. São Carlos. DEMA-UFSCar, 2003, 140 p. Tese (Doutorado).
- Gentile, F. C., Desenvolvimento de protótipo para simulação do processo de lingotamento contínuo de placas. Campinas: UNICAMP-FEM, 1999, 91p. Dissertação (Mestrado).
- Gibbs, R. K., Hodgson, P. D. and Parker, B. A. Recrystallization '90, ed. T. Chandra, TMS AIME, p.585, 1996.
- Gladman, T. *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London, 1997, 363p.
- Glodovski, R. J., Experience in Producing Vanadium Microalloyed Steels by Thin Slab Casting Steel Technology. The International Symposium on Thin-Slab Casting and Rolling. Guangzhou, China. Dec. 3-5, 2002, pp. 2-6
- Gray, J. M. and Yeo, R. B. G., Columbium Carbonitride Precipitation in Low-Alloy Steels with Particular Emphasis on "Precipitate-Row" Formation. *Trans. ASM Quarterly*, v. 61, p. 255-269, 1968.
- Hansen, S. S.; Vander Sande, J.B. e Cohen, M., Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 11, Mar., p. 387-402, 1980.

- Helman, H. e Cetlin, P. R. Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais. Belo-Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1993, p. 135.
- Hirsch, P., Howie, A., Nicholson, R. B., Pashley, D. W. and Whelan, M. J. in Electron Microscopy of Thin Crystals, New York, p. 195, 1977.
- Hodgson, P. D. Microstructure modelling for property prediction and control. *J. of Materials Processing Technology*. v. 60, pp. 27-33, 1996.
- Hodgson, P. D., *Materials Forum*, v. 17, p. 403, 1993 apud Siciliano, F. Jr., Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Montreal: McGill University. 1999, Thesis (Ph.D.) 165 p.
- Hodgson, P. D., Thermec 97, ed. T. Chandra e T. Sakai, TMS, Warrendale, PA, 1997, p. 121 apud Siciliano, F. Jr., Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Montreal: McGill University. 1999, Thesis (Ph.D.) 165 p.
- Hodgson, P. D. and Gibbs, R. K., A mathematical-model to predict the mechanical-properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels *ISIJ Int.*, v. 32, p. 1329, 1992.
- Honeycombe, R. W. K., Transformation from Austenite in Alloy Steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 7A, July, pp. 915-936, 1976.
- Honeycombe, R. W. K., Aços Microestrutura e Propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1981.
- [Http://www.worldsteel.org/trends_indicators/](http://www.worldsteel.org/trends_indicators/), Continuously-cast steel output, 17/09/2004.
- Irvine, K. J. *et alli*, *JISI*, Feb. 1967, p. 161 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S. A Metais Especiais, 1988, pp. 213-214.

- Itman, A., Cardoso, K. R. e Kestenbach, H.-J., Quantitative study of carbonitride precipitation in niobium and titanium microalloyed hot strip steel. *Materials Science and Technology*. v. 13, Jan., pp. 47-55, 1997.
- Jonas, J. J. The hot strip mill as an experimental tool. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 28, n. 2, pp. 133-137, 2001.
- Karjalainen L. P.; Maccagno T. M. e Jonas J. J. Softening and flow stress behaviour of Nb microalloyed steels during hot rolling simulation. *I.S.I.J. International* v. 31, n. 1, pp. 1523-1531, 1995.
- Kaspar, R. and Peters, A., Efficient steel processing by disciplined hot forming and microalloying. *Steel Research* 69, v. 4+5, pp. 128-135, 1998.
- Kaspar, R. and Zentara, N., Optimization of process parameters of direct charging of near-net-shape cast steel products. *La Revue de Métallurgie - CIT*, Avr., pp. 533-540, 1997.
- Kaspar, R. and Flüß, P., Laboratory simulation of direct rolling of steel. *Steel Research* v. 62 , n. 11, pp. 501-506, 1991.
- Kaspar, R.; Zentara, N. and Herman, J. C., Direct charging of thin slabs of a Ti-microalloyed low carbon steel for cold forming. *Steel Research* v. 65, n. 7, pp. 279-283, 1994.
- Kaspar, R.; Flüß, P. and Pawelski, O., Improving properties of a low-carbon microalloyed steel by means of accelerated cooling of dynamically recrystallized austenite. *Steel Research* 60, v. 12, , pp. 566-570, 1989.
- Kaspar, R.; Distl, J. S. and Pawelski, O., Extreme austenite grain refinement due to dynamic recrystallization. *Steel Research* v. 59, n. 9, pp. 421-425, 1988.
- Kestenbach, H.-J., Dispersion hardening by niobium carbonitride precipitation in ferrite. *Materials Science and Technology*. v. 13, Sep., p. 731-739, 1997.

- Kestenbach, H-J. and Morales, E. V., Transmission Electron Microscopy of Carbonitride Precipitation in Microalloyed Steels. *Acta Microscopica*. v. 7, n. 1, pp. 22-33, 1998.
- Kestenbach, H.-J. and Gallego, J., On dispersion hardening of microalloyed hot strip steels by carbonitride precipitation in austenite. *Scripta Materialia*. v. 44, pp. 791-796, 2001.
- Kocks, U. F. *Phil. Mag.*, v. 13, p. 541, 1966 Apud Gladman, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, The Institute of Materials, London, 1997, p.51.
- Korchynsky, M., New steels for new mills. *Scandinavian J. of Metallurgy*. v. 28, pp. 40-45, 1999.
- Korchynsky, M., Strategic Importance of Thin-Slab-Casting Steel Technology. The International Symposium on Thin-Slab Casting and Rolling. Guangzhou, China. Dec. 3-5, 2002, pp. 2-6
- Köthe, D., Kruger, B., Pleschiutchnigg, F. P., Spangenberg, M., Caeser, C. ISP Thin Slab Casting and Rolling Concept for Economical Processing of Quality Products. *SEASI Quarterly April*, pp.27-41, 1995.
- Koyama, S. et. Al., J. Japan Inst. Metals, vol. 35, 1971, p. 1089 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S. A Metais Especiais, 1988, pp. 213-214.
- Laasraoui, A. e Jonas, J. J., Recrystallization of Austenite after Deformation at high Temperatures and Strain Rates – Analysis and Modeling. *Metallurgical Transactions A*, v. 21A, pp. 151-160, 1991.
- Larke, E. C & Cook, M. The Rolling of Ship, Sheet and Plate, 1967, p. 343 - 367.

- Lapointe, A. J. e Baker, T. N. Analysis of Strengthening Contribution at Peak Hardening from Precipitation in Vanadium Continuously Cooled from Austenite. *Metal Science*, v. 16, pp. 207-216, 1982.
- Le Bon, A., Vernis, J. R. and Rossard, C. Recrystallization and Precipitation during Hot Working of a Nb-Bearing HSLA Steel. *Metal Science*, v. 9, pp.36-40, 1975.
- Leslie, W.C. the Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill, New York, p. 135, 1981 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S. A Metais Especiais, 1988, pp. 213-214.
- Li, P. H., Ibraheem, A. K. and Priestner, R. Eutectic precipitation of (TiNbV)(CN) in Cast, Microalloyed Low-C Austenite and Effects of Reheating. *Materials Science Forum*. v. 284-286, pp. 517-524, 1998.
- Lücke, K. and Detert, K. A quantitative theory of grain-boundary motion and recrystallization in metals in the presence of impurities. *Acta Metallurgica*, v. 5, Nov., pp. 628-639, 1957.
- Luton, M. J.; Dorvel, R. and Petkovic, R. A., Interaction between deformation, recrystallization and precipitation in Nb steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, pp. 411-420, 1980.
- Maccagno, T. M. Jonas, J. J. and Yue, S. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. *ISIJ Int.*, v. 36, p. 720, 1996.
- Mei, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S. A Metais Especiais, 526 p., 1988.
- Mellon, A. A., Kurley, A. W., Flick, A. J. and Fuckshuber, J. Initial Results of thin slab casting and direct rolling at Armco Mansfield. *Steel Times International*. Nov., pp. 9-14, 1995.

- Mellon, A. A.; Kurley, A. Thin Slab Casting at Armco Mansfield Steel Operations. *Steelmaking Conference Proceedings*. 1995. pp. 39-43.
- Meroni, U., Carboni, A., Donini, E., Sirk, A and Borsi, R. Flexible thin slab Rolling a new challenge to improve production mix and quality. *SEISI Quarterly* Apr., pp.57-65, 1995.
- Meyer, L. Heisterkamp, F. and Mueschenborn, W., Columbium, Titanium and Vanadium in Normalized, Thermo-mechanically Treated and Cold-Rolled Steels. in *Microalloying* 75 Union Carbide Corp. New York, pp. 153-167, 1977.
- Meyer, L. Strassburger, C. e Schneider, C. Effect and present application of the microalloying elements Nb, V, Ti, Zr and B in HSLA steels. *HSLA Steels: Metallurgy and Applications*, edited by J. M Gray, T. Ko Z. Shouhua, W. Baorong and X. Aishan. Metals Park, OH, ASM, 1986, pp.29-44.
- Meyer, L., Heisterkamp, F., Hulka, e Mueschenborn, W., Thermomechanical Processing of High-Strength and Mild Flat-Rolled Steels. in T. Chandra, T. Sakai (Eds), *THERMEC 97*, TMS Warrendale, PA, v. 1, pp. 87-97, 1997.
- Meyers, M. A. e Chawla, K.K., *Princípios de Metalurgia Mecânica*, Editora Edgard Blücher Ltda, 1982, 505 p.
- Montgomery, D. C. *Design and analysis of experiments*, 4^a ed., John Riley & Sons, New York, 1997.
- Morales, E. V., Gallego, J. e Kestenbach, H.-J. On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels. *Phil. Mag. Letters*, v. 83, pp 79-87, 2003.

Mori, T., *et alli*, *Tetsu to Hagane*, v. 54, 1968, p. 763, apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S. A Metais Especiais, 1988, p. 213-214.

Morrison, W. B. J. The influence of small niobium additions on the properties of carbon-manganese steels. *Iron Steel Inst.* v. 201, pp. 317-325, 1963

Nordberg, H. and Aronsson, B., Dec. 1968, p. 1263, apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*. 2ª ed. Sumaré, SP: Eletrometal S. A Metais Especiais, 1988, pp. 213-214.

Ouchi, C.; Sampei, T. e Kozasu, I., The effect of hot-rolling condition and chemical-composition on the onset temperature of gamma-alpha-transformation after hot rolling. *Trans. ISIJ*, v. 22, pp. 214-222, 1982a.

Ouchi, C.; Okita, T. e Yamamoto, S. Effects of interrupted accelerated cooling after controlled rolling on the mechanical properties of low alloy steels.. *Trans. ISIJ*, v. 22, p. 608-616, 1982b.

Palmiere, W. Otimização e aplicação de um sistema de simulação física no estudo dos efeitos da deformação com núcleo líquido na obtenção de placas finas. Campinas: FEM-UNICAMP, 2001, Tese (Doutorado). 119p.

Palmiere, E. J.; Garcia, C. I.; DeArdo, A. J., Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing Nb. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 25, Feb., pp. 277-286, 1994.

Park, J. S.; Ajmal, M e Priestner, R. Tensile Properties of Simulated Thin Slab Cast and Direct Rolled Low-carbon Steel Microalloyed with Nb, V and Ti. *ISIJ International*, v. 40, n. 4, pp. 380-385, 2000.

- Peralta, J. L., Análise do Efeito da Deformação na Formação da Microestrutura e na Rejeição de Solute Durante a Solidificação de Placas Finas. Campinas: UNICAMP-FEM, 2003, 140p., Tese (Doutorado).
- Pereloma, E. V.; Crawford, B. R. e Hodgson, P. D. Strain-induced precipitation behaviour in hot rolled strip steel. *Materials Science & Engineering*, v. A299, pp. 27-37, 2001.
- Pickering, F. B., Physical metallurgy and the design of steels. London: Applied Science Publishers Ltd., 1978.
- Poets, R. M., Higginson, R. L. e Palmiere, E. J. Complex Precipitation behaviour in a microalloyed plate steel. *Scripta Materialia*, v. 44, pp 147-151, 2001.
- Priestner, R. and Zhou, C., Simulation of microstructural evolution in Nb-Ti microalloyed steel during hot direct rolling. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 22, n. 4, pp. 326-332, 1995.
- Priestner, R. Microstructural change during the hot working of as-cast austenite. *Materials Science Forum*, v. 284-286, pp. 95-104, 1998.
- Pusseghoda, L. N.; Hodgson P. D. e Jonas J. J. Design of dynamic recrystallization controlled rolling schedules for seamless tube rolling. *Materials Science and Technology*. Jan., v. 8, pp. 63-71, 1992.
- Quispe, A. B.; Medina, S. F. Cabrera, J. M and Prado, J. M., Effect of strain on recrystallization-precipitation interaction in low vanadium microalloyed steel. *Materials Science and Technology*, v. 15, June, pp. 635-642, 1999.
- Reed-Hill, R. E. Princípios de Metalurgia física, tradução de Antônio Carlos Gomes et. al., 2ª ed. Rio de Janeiro, RJ. Ed. Guanabara Dois, 1986, 776p.

- Roucoules, C., Yue, S. and Jonas, J. J. Effect of Alloying Elements on Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 26^A, Jan., pp. 181-190, 1995.
- Samarasekera, I. V., Muojekwu, C. A., Jin, D. Q. and Brimacombe, J. K. The State-of-Art: Hot Rolling of Thin slabs, 39th MWSP Conference Proc. ISS. v. XXXV, pp.861-873, 1998
- Santos, R. G., Peralta, J. L., Sobral, M. D. C., Andrade, S. R. and Mei, P. R., Microstructure formation in thin slab casting. In: *Proceedings of International Conference on Advanced Materials Processing Technologies* (AMPT'01), Madrid, v. 1, pp. 9-15, 2001.
- Sellars, C. M.; Tegart, W. J. McG. Hot Workability. *International Metallurgical Reviews*, The Institute of Metals, v. 17, p. 1-24, 1972.
- Sellars, C. M. Modelling strain induced precipitation of Niobium carbonitride during hot rolling of microalloyed steel. *Materials Science Forum*, v. 284-286, pp. 73-82, 1998.
- Siciliano, F. Jr. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Montreal: McGill University. 1999, Thesis (Ph.D.) 165 p.
- Siciliano, F. Jr. and Jonas, J. J. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-alloyed Cr-Mo and of Plain C-Mn Steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 31^A, Feb., pp. 511-530, 2001.
- Sims, R. B., The calculation of roll force and torque in hot rolling mills. *Proc. Inst. Mec. Eng.*, v. 168, pp. 191-200, 1954.
- Siradj, E. S., Sellars, C. M. and Whiteman, J. A., The influence of Roughing Strain and Temperature on Precipitation in Niobium Microalloyed Steels after a Finishing Deformation at 900°C. *Materials Science Forum*, v. 284-286, pp. 143-150, 1998.

- Subramanian, S.V., Zhu, G., Zurob, H.S., Purdy, G. R., Weatherly, G. C., Patel, J. Klinkenberg, c. and Kaspar, R. Process modeling of microalloyed steel for near net shape casting. The International Symposium on Thin-Slab Casting and Rolling. Guangzhou, China. Dec. 3-5, 2003, pp. 7-22.
- Sun, W. P. and Hawbolt, E. B. Comparison between static and metadynamic recrystallization – An application to the hot rolling of steels. *ISIJ Inter.*, v. 33, n. 10, pp. 1000-1009, 1997.
- Valencia, E. e Kestenbach, H.-J. Origen y endurecimiento por dispersión de carbonitruros en un acero comercial microaleado al niobio y laminado en caliente. *Revista de Metalurgia*, v. 34, n. 6, pp. 488-498, 1998.
- Thillou, V., Hua, M.; Garcia, C. I., Perdrix, C. and DeArdo, A. J. Precipitation of NbC and effect of Mn on the strength properties of Hot strip HSLA low carbon steel. *Materials Science Forum*, v. 284-286, pp. 311-318, 1998.
- Thomas, B. G., Samarasekera, I. V. and Brimacombe, J. K., Mathematical model of the thermal processing of steel ingots: Part I - Heat Flow Model. *Metallurgical Transactions B*, v. 18, pp. 119-129, 1987.
- Wehage, H.; Skoda-Dopp, U.; Quitmann, U. und Sauer, W. Entwicklungstrends beim Warmflachwalzen und Möglichkeiten zur Stichplanoptimierung. *Stahl und Eisen*, v. 118, n. 10, pp. 37-44, 1998.
- Wünnenberg, K.; Jacobi, H.; Pawelski, O., Cremer, A.; Engo, B. und Kleine, R., Verfahrens- und werkstofftechnische Untersuchungen zum Giessen und Walzen dünner Brammen. *Stahl und Eisen*, v. 113, n. 2, pp. 55-62, 1993.
- Wünnenberg, K.; e Schwerdfeger, K., Principles in thin slab casting. *I&SM*, Apr. 1995, pp. 25-31.

Wusatowski, Z. Fundamentals of Rolling. 1969, Pergamon Press.

Zentara, N. and Kaspar, R., Optimization of hot rolling schedule for direct charging of thin slabs of Nb-V microalloyed steel. *Materials Science and Technology*, v. 10, May, pp. 370-376, 1994.

Zhou, C. and Priestner, R. The evolution of precipitates in Nb-Ti Microalloyed steels during solidification and post-solidification cooling. *ISIJ International*, v. 36, n. 11, pp. 1397-1405, 1996.

ANEXO I

Análise estatística das placas finas laminadas acima de T_{nr} em duas temperaturas diferentes

	AV7Nb2	V7Nb3	BV7Nb2		
prim nível	12,50	9,80	11,70	34,00	11,33
seg nível	9,80	7,50	8,20	25,50	8,50
	22,30	17,30	19,90	59,50	
	11,15	8,65	9,95		
				9,92	

SSt 18,67
Sstrat 12,04
Ssblocos 6,25
Se 0,37

$f_{0,05,v1,v2}$ (página 131)

F0 trat 64,51 > 18,51 os tratamentos produzem tamanho de grão ferrítico diferentes
F0 bl 16,75 < 19 os blocos produzem tamanho de grão ferrítico iguais

	AV7Nb2	V7Nb3	BV7Nb2		
prim nível	400,00	410,00	393,00	1203,00	401,00
seg nível	413,00	438,00	415,00	1266,00	422,00
	813,00	848,00	808,00	2469,00	
	406,50	424,00	404,00		
				411,50	

SSt 1193,50
SStrat 661,50
SSbloco 475,00
Se 57,00

$f_{0,05,v1,v2}$ (página 131)

F0 trat 23,21 > 18,51 os tratamentos produzem lim de escoam diferentes
F0 bl 8,33 < 19 os blocos produzem LE iguais

onde

$$SS_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \left(y_{ij} - \bar{y} \right)^2$$

$$SS_{trat} = b \sum_{i=1}^a \left(\bar{y}_{i.} - \bar{y}_{..} \right)^2$$

$$SS_{bloco} = a \sum_{j=1}^b \left(\bar{y}_{.j} - \bar{y}_{..} \right)^2$$

$$SSe = SS_T - SS_{trat} - SS_{bloco}$$

ν_1	Degrees of freedom for the numerator (ν_1)																				ν_2
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	12	15	20	24	30	40	60	120	∞		
1	161.4	199.5	215.7	224.6	230.2	234.0	236.8	238.9	240.5	241.9	243.9	245.9	248.0	249.1	250.1	251.1	252.2	253.3	254.3	1	
2	18.51	19.00	19.16	19.25	19.30	19.33	19.35	19.37	19.38	19.40	19.41	19.43	19.45	19.45	19.46	19.47	19.48	19.49	19.50	2	
3	10.13	9.55	9.28	9.12	9.01	8.94	8.89	8.85	8.81	8.79	8.74	8.70	8.66	8.64	8.62	8.59	8.57	8.55	8.53	3	
4	7.71	6.94	6.59	6.39	6.26	6.16	6.09	6.04	6.00	5.96	5.91	5.86	5.80	5.77	5.75	5.72	5.69	5.66	5.63	4	
5	6.61	5.79	5.41	5.19	5.05	4.95	4.88	4.82	4.77	4.74	4.68	4.62	4.56	4.53	4.50	4.46	4.43	4.40	4.36	5	
6	5.99	5.14	4.76	4.53	4.39	4.28	4.21	4.15	4.10	4.06	4.00	3.94	3.87	3.84	3.81	3.77	3.74	3.70	3.67	6	
7	5.59	4.74	4.35	4.12	3.97	3.87	3.79	3.73	3.68	3.64	3.57	3.51	3.44	3.41	3.38	3.34	3.30	3.27	3.23	7	
8	5.32	4.46	4.07	3.84	3.69	3.58	3.50	3.44	3.39	3.35	3.28	3.22	3.15	3.12	3.08	3.04	3.01	2.97	2.93	8	
9	5.12	4.26	3.86	3.63	3.48	3.37	3.29	3.23	3.18	3.14	3.07	3.01	2.94	2.90	2.86	2.83	2.79	2.75	2.71	9	
10	4.96	4.10	3.71	3.48	3.33	3.22	3.14	3.07	3.02	2.98	2.91	2.85	2.77	2.74	2.70	2.66	2.62	2.58	2.54	10	
11	4.84	3.98	3.59	3.36	3.20	3.09	3.01	2.95	2.90	2.85	2.79	2.72	2.65	2.61	2.57	2.53	2.49	2.45	2.40	11	
12	4.75	3.89	3.49	3.26	3.11	3.00	2.91	2.85	2.80	2.75	2.69	2.62	2.54	2.51	2.47	2.43	2.38	2.34	2.30	12	
13	4.67	3.81	3.41	3.18	3.03	2.92	2.83	2.77	2.71	2.67	2.60	2.53	2.46	2.42	2.38	2.34	2.30	2.25	2.21	13	
14	4.60	3.74	3.34	3.11	2.96	2.85	2.76	2.70	2.65	2.60	2.53	2.46	2.39	2.35	2.31	2.27	2.22	2.18	2.13	14	
15	4.54	3.68	3.29	3.06	2.90	2.79	2.71	2.64	2.59	2.54	2.48	2.40	2.33	2.29	2.25	2.20	2.16	2.11	2.07	15	
16	4.49	3.63	3.24	3.01	2.85	2.74	2.66	2.59	2.54	2.49	2.42	2.35	2.28	2.24	2.19	2.15	2.11	2.06	2.01	16	
17	4.45	3.59	3.20	2.96	2.81	2.70	2.61	2.55	2.49	2.45	2.38	2.31	2.23	2.19	2.15	2.10	2.06	2.01	1.96	17	
18	4.41	3.55	3.16	2.93	2.77	2.66	2.58	2.51	2.46	2.41	2.34	2.27	2.19	2.15	2.11	2.06	2.02	1.97	1.92	18	
19	4.38	3.52	3.13	2.90	2.74	2.63	2.54	2.48	2.42	2.38	2.31	2.23	2.16	2.11	2.07	2.03	1.98	1.93	1.88	19	
20	4.35	3.49	3.10	2.87	2.71	2.60	2.51	2.45	2.39	2.35	2.28	2.20	2.12	2.08	2.04	1.99	1.95	1.90	1.84	20	
21	4.32	3.47	3.07	2.84	2.68	2.57	2.49	2.42	2.37	2.32	2.25	2.18	2.10	2.05	2.01	1.96	1.92	1.87	1.81	21	
22	4.30	3.44	3.05	2.82	2.66	2.55	2.46	2.40	2.34	2.30	2.23	2.15	2.07	2.03	1.98	1.94	1.89	1.84	1.78	22	
23	4.28	3.42	3.03	2.80	2.64	2.53	2.44	2.37	2.32	2.27	2.20	2.13	2.05	2.01	1.96	1.91	1.86	1.81	1.76	23	
24	4.26	3.40	3.01	2.78	2.62	2.51	2.42	2.36	2.30	2.25	2.18	2.11	2.03	1.98	1.94	1.89	1.84	1.79	1.73	24	
25	4.24	3.39	2.99	2.76	2.60	2.49	2.40	2.34	2.28	2.24	2.16	2.09	2.01	1.96	1.92	1.87	1.82	1.77	1.71	25	
26	4.23	3.37	2.98	2.74	2.59	2.47	2.39	2.32	2.27	2.22	2.15	2.07	1.99	1.95	1.90	1.85	1.80	1.75	1.69	26	
27	4.21	3.35	2.96	2.73	2.57	2.46	2.37	2.31	2.25	2.20	2.13	2.06	1.97	1.93	1.88	1.84	1.79	1.73	1.67	27	
28	4.20	3.34	2.95	2.71	2.56	2.45	2.36	2.29	2.24	2.19	2.12	2.04	1.96	1.91	1.87	1.82	1.77	1.71	1.65	28	
29	4.18	3.33	2.93	2.70	2.55	2.43	2.35	2.28	2.22	2.18	2.10	2.03	1.94	1.90	1.85	1.81	1.75	1.70	1.64	29	
30	4.17	3.32	2.92	2.69	2.53	2.42	2.33	2.27	2.21	2.16	2.09	2.01	1.93	1.89	1.84	1.79	1.74	1.68	1.62	30	
40	4.08	3.23	2.84	2.61	2.45	2.34	2.25	2.18	2.12	2.08	2.00	1.92	1.84	1.79	1.74	1.69	1.64	1.58	1.51	40	
60	4.00	3.15	2.76	2.53	2.37	2.25	2.17	2.10	2.04	1.99	1.92	1.84	1.75	1.70	1.65	1.59	1.53	1.47	1.39	60	
120	3.92	3.07	2.68	2.45	2.29	2.17	2.09	2.02	1.96	1.91	1.83	1.75	1.66	1.61	1.55	1.55	1.43	1.35	1.25	120	
∞	3.84	3.00	2.60	2.37	2.21	2.10	2.01	1.94	1.88	1.83	1.75	1.67	1.57	1.52	1.46	1.39	1.32	1.22	1.00	∞	

Dados de entrada da laminação experimental AV7Nb2-10B						Dados de saída da laminação experimental (SIMS) AV7Nb2-10B								
	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passo	R'	Deformação nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpass e (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)
				40,2										
d1	66,5	583,3	70	34,2	1150	11,1 d1		66,5	0,19	0,201	5,84	21,0	0,702741	72,71
d2	66,5	583,3	70	28,2	1100	17,6 d2		66,5004	0,22	0,240	6,97	28,0	0,728332	108,60
d3	66,5	583,3	70	23,2	1050	17,91 d3		66,5007	0,23	0,241	7,68	22,0	0,755858	116,47
a1	66,5	583,3	70	19,2	999,5	19 a1		66,5009	0,22	0,232	8,28	3,0	0,785855	133,71
a2	66,5	583,3	70	16,2	995	18,53 a2		66,5013	0,20	0,207	8,52	4,0	0,788644	148,29
a3	66,5	583,3	70	13,7	977	17,5 a3		66,5015	0,19	0,203	9,17	3,0	0,8	148,60
a4	66,5	583,3	70	11,7	968	18 a4		66,5018	0,18	0,190	9,61	6,7	0,805802	167,38
a5	66,5	583,3	70	10,2	946	20,4 a5		66,5025	0,16	0,164	9,59		0,820345	219,65

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,09904	0,15	35,5046	1,070464	19,974984	72,71
d2	0,09358	0,15	29,3647	1,136273	19,974984	108,60
d3	0,08504	0,14	24,1617	1,181135	18,234583	116,47
a1	0,07684	0,12	19,9853	1,220227	16,309506	133,71
a2	0,06888	0,11	16,8310	1,239068	14,124447	148,29
a3	0,06312	0,10	14,2299	1,279176	12,893797	148,60
a4	0,05746	0,09	12,1391	1,306039	11,532563	167,38
a5	0,05165	0,08	10,5548	1,302413	9,9874922	219,65

r 0,1493 Nb efetivo
 0,1754 0,0147 143
 0,1773 ϵ/ϵ_p 0,633116
 0,1724
 0,1563
 0,1543
 0,1460
 0,1282

d0	parc	Ks	epico	Xest/Xdin (2.4 e 2.5)	sacumulado (2.9)	tps	soma ttp/tps	escríto (2.10)
	rec (2.11)	2,05						
passo 1	85,85	3,06	0,60	0,83	0,20	1,24E+07	0,00	1,2E-03 227,5 0,28
passo 2	71,71	4,70	0,68	0,92	0,25	3,19E+03	0,01	1,1E-03 283,5 0,31
passo 3	41,43	7,50	0,65	0,68	0,28	2,22E+02	0,11	9,8E-04 352,6 0,35
passo 1	47,63	7,83	0,89	0,09	0,34	8,01E+01	0,15	8,5E-04 444,4 0,38
passo 2	22,69	9,35	0,63	0,22	0,39	8,42E+01	0,19	6,2E-04 456,1 0,28
passo 3	28,81	10,24	0,79	1,00	0,20	7,03E+01	0,24	6,8E-04 502,4 0,34
passo 4	21,71	12,84	0,72	0,18	0,36	6,91E+01	0,33	6,0E-04 528,8 0,31
passo 5	22,93		0,83		0,35	7,29E+01	0,33	6,6E-04 587,1 0,39

Dados de entrada da laminação experimental AV7Nb2-09B						Dados de saída da laminação experimental (SIMS) AV7Nb2-09B								
passo	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passo	R'	Deformaç ão nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpass e (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)
				40,2										
d1	66,5	583,3	70	34,4	1150	11,1 d1		66,5	0,18	0,193	5,72	21,0	0,70274	74,43
d2	66,5	583,3	70	29,4	1100	16,2 d2		66,5005	0,18	0,194	6,18	19,0	0,72833	113,82
d3	66,5	583,3	70	25,4	1050	17,2 d3		66,5008	0,17	0,179	6,40	68,0	0,75586	133,34
a1	66,5	583,3	70	21,4	901	21,5 a1		66,5009	0,20	0,210	7,49	5,1	0,85179	157,15
a2	66,5	583,3	70	18,4	894	20,7 a2		66,5015	0,17	0,184	7,57	4,8	0,8569	173,73
a3	66,5	583,3	70	15,9	884	21,2 a3		66,5017	0,17	0,177	7,99	4,1	0,8643	190,80
a4	66,5	583,3	70	13,9	874	26,4 a4		66,5022	0,16	0,162	8,18	4,4	0,87184	263,40
a5	66,5	583,3	70	12,4	864	20,3 a5		66,5037	0,13	0,137	7,98		0,87951	237,51

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,09841	0,15	35,6880	1,06359	19,63925	74,43
d2	0,09112	0,14	30,5043	1,093209	18,23458	113,82
d3	0,08308	0,12	26,3180	1,107681	16,30951	133,34
a1	0,07937	0,12	22,2378	1,174856	16,30951	157,15
a2	0,07128	0,11	19,0758	1,181451	14,12445	173,73
a3	0,06565	0,10	16,4732	1,206913	12,8938	190,80
a4	0,05996	0,09	14,3782	1,217206	11,53256	263,40
a5	0,05391	0,08	12,7866	1,198557	9,987492	237,51

r 0,1443 Nb efetivo
 0,1453 0,0147 143
 0,1361 $\epsilon_{cl/ep}$ 0,633116
 0,1575
 0,1402
 0,1359
 0,1258
 0,1079

	d0 parc rec (2,11)	Ks	ϵ_{pico}	Xest/Xmet(2,4 e 2,5)	acumulador(2,9)	tps	soma tip/tps	$\epsilon_{critico}$ (2,10)
passo 1	84,11	2,05	0,59	0,79	0,21	1,30E+07		
passo 2	56,11	3,06	0,59	0,61	0,23	4,19E+03	0,00	1,2E-03 226,5 0,28
passo 3	57,87	4,70	0,75	0,83	0,20	3,27E+02	0,00	1,1E-03 276,7 0,30
passo 1	70,85	20,96	1,77	0,01	0,39	6,35E+01	0,21	9,7E-04 339,9 0,33
passo 2	22,47	22,70	1,04	0,03	0,39	7,33E+01	0,29	9,4E-04 701,3 0,66
passo 3	19,79	25,48	1,04	0,02	0,36	7,61E+01	0,36	6,0E-04 729,2 0,44
passo 4	18,70	28,65	1,08	0,01	0,34	8,47E+01	0,41	5,7E-04 777,5 0,44
passo 5	19,05	32,29	1,15	0,00	0,30	1,06E+02	0,46	5,5E-04 824,9 0,46
								4,2E-04 867,6 0,37

Dados de entrada da laminação experimental BV7Nb2-10B						Dados de saída da laminação experimental (SIMS) BV7Nb2-10B								
passo	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passo	R'	Deformação nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpass e (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)
				42,3										
d1	66,5	583,3	70	36,3	1150	11,5 d1		66,5	0,18	0,190	5,53	21,0	0,70274	76,68
d2	66,5	583,3	70	30,3	1100	17,6 d2		66,5004	0,21	0,224	6,53	16,9	0,72833	111,07
d3	66,5	583,3	70	25,3	1050	18,5 d3		66,5007	0,21	0,223	7,10	21,7	0,75586	123,78
a1	66,5	583,3	70	21,3	990	18,4 a1		66,501	0,20	0,211	7,53	3,4	0,79177	134,27
a2	66,5	583,3	70	18,3	983	20 a2		66,5013	0,18	0,185	7,61	4,4	0,79618	167,52
a3	66,5	583,3	70	15,8	972	16,9 a3		66,5017	0,17	0,178	8,03	3,7	0,80321	151,73
a4	66,5	583,3	70	13,8	958	17,7 a4		66,5018	0,16	0,163	8,24	3,2	0,81235	176,08
a5	66,5	583,3	70	12,3	946	15,9 a5		66,5025	0,13	0,138	8,04		0,82034	185,41

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,10062	0,15	37,6466	1,051529	19,97498	76,68
d2	0,09568	0,15	31,5175	1,111074	19,97498	111,07
d3	0,08735	0,14	26,3148	1,147921	18,23458	123,78
a1	0,07926	0,12	22,1356	1,176778	16,30951	134,27
a2	0,07118	0,11	18,9739	1,183841	14,12445	167,52
a3	0,06555	0,10	16,3714	1,209865	12,8938	151,73
a4	0,05986	0,09	14,2766	1,220756	11,53256	176,08
a5	0,05382	0,08	12,6853	1,202574	9,987492	185,41

r 0,1418 Nb efetivo
 0,1653 0,017684 143
 0,1650 ϵ/ρ 0,60513
 0,1581
 0,1408
 0,1366
 0,1266
 0,1087

d0 parc	rec(2.11)	Ks	ϵ_{pico}	$X_{est}/X_{met}(2.4 \epsilon 2.5)$	Xest/Xmet(2.2) acumulado (2.9)	tps	soma tip/tps	$\epsilon_{critico}$ (2.10)	
passo 1	86,43	2,05	0,62	0,82	0,21	1,10E+07	0,00	1,2E-03	225,0
passo 2	56,25	3,06	0,62	0,73	0,25	2,88E+03	0,01	1,1E-03	279,8
passo 3	41,37	4,70	0,67	0,69	0,26	2,05E+02	0,11	9,5E-04	347,0
passo 1	50,07	8,22	0,98	0,06	0,32	6,82E+01	0,16	8,5E-04	455,1
passo 2	25,77	8,81	0,73	0,14	0,37	7,27E+01	0,22	6,9E-04	470,8
passo 3	24,09	9,83	0,75	1,00	0,18	6,77E+01	0,28	6,9E-04	500,7
passo 4	21,12	11,33	0,76	0,08	0,33	6,77E+01	0,32	5,7E-04	537,6
passo 5	18,05	12,84	0,74		0,30	7,77E+01	0,32	6,5E-04	566,8
									0,37

Dados de entrada da laminação experimental BV7Nb2-08B										Dados de saída da laminação experimental (SIMS) BV7Nb2-08B				
passe	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cilindro cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passe	R'	Deformação nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpass se (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)
				42,3									1	
d1	66,5	583,3	70	36,3	1150	11,1 d1		66,5	0,18	0,190	5,53	18,1	0,702741	74,01
d2	66,5	583,3	70	30,3	1100	18 d2		66,50039	0,21	0,224	6,53	13,6	0,728332	113,59
d3	66,5	583,3	70	25,3	1050	18,7 d3		66,50075	0,21	0,223	7,10	73,2	0,755858	125,12
a1	66,5	583,3	70	21,3	878	22,3 a1		66,50098	0,20	0,211	7,53	5,3	0,86881	162,73
a2	66,5	583,3	70	18,3	867	22,4 a2		66,50155	0,18	0,185	7,61	4,0	0,877193	187,62
a3	66,5	583,3	70	15,8	857	22,3 a3		66,50187	0,17	0,178	8,03	4,0	0,884956	200,21
a4	66,5	583,3	70	13,8	848	19,9 a4		66,50233	0,16	0,163	8,24	5,8	0,892061	197,97
a5	66,5	583,3	70	12,3	832	18,8 a5		66,50277	0,13	0,138	8,04		0,904977	219,23

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,10062	0,15	37,6466	1,051529	19,97498	74,01
d2	0,09568	0,15	31,5175	1,111074	19,97498	113,59
d3	0,08735	0,14	26,3148	1,147921	18,23458	125,12
a1	0,07926	0,12	22,1356	1,176778	16,30951	162,73
a2	0,07118	0,11	18,9739	1,183841	14,12445	187,62
a3	0,06555	0,10	16,3714	1,209865	12,8938	200,21
a4	0,05986	0,09	14,2766	1,220756	11,53256	197,97
a5	0,05382	0,08	12,6853	1,202574	9,987492	219,23

r 0,1418 Nb efetivo
 0,1653 0,017748 143
 0,1650 ϵ_c/ϵ_p 0,60455
 0,1581
 0,1408
 0,1366
 0,1266
 0,1087

d0 parc rec(2.11)	Ks	ϵ_{pico}	Xesi/Xmet(2.4 e 2.5)	acumulador(2.9)	tps	soma tip/tps	$\epsilon_{critico}$ (2.10)	
passe 1	81,28	2,05	0,60	0,771	0,21	1,10E+07	1,2E-03	225,0
passe 2	53,02	3,06	0,61	0,670	0,26	2,88E+03	1,1E-03	279,8
passe 3	69,58	4,70	0,87	0,985	0,22	2,05E+02	9,4E-04	347,0
passe 1	70,51	27,33	2,10	0,003	0,32	5,47E+01	9,3E-04	793,7
passe 2	19,53	31,15	1,18	0,015	0,39	6,48E+01	5,6E-04	845,1
passe 3	16,77	35,15	1,17	0,014	0,36	6,83E+01	3,9E-04	903,5
passe 4	16,05	39,27	1,22	1,000	0,16	7,69E+01	5,2E-04	955,9
passe 5	16,05	48,03	1,34	0,000	0,30	1,01E+02	5,2E-04	1044,3

tempo para recristalizar estaticamente 50% Hodgson (Nb)						
dy inicial	143 t(s)(2.1)	%Xest(2.4)	d rec (2.6)		d4,5 (2.8)	Z (2.3)
3,2E-16	2,694E+16	8,50	0,771	82,55	1,21E+09	104,3
2,2E-16	3,956E+16	8,51	0,670	53,43	2,14E+08	71,0
2,2E-16	5,472E+16	11,99	0,985	40,21	2,13E+08	70,9
2,5E-16	4,848E+18	1202,47	0,003	19,82	7,26E+05	20,1
3,4E-16	5,41E+17	182,51	0,015	17,01	3,64E+05	17,2
3,7E-16	5,421E+17	199,34	0,014	15,91	2,68E+05	16,1
4,5E-16	6,272E+17	281,82	0,014	15,88	2,66E+05	16,1
6,6E-16	1,044E+18	690,85		16,60	3,09E+05	16,6

tempo para recristalizar metadinamicamente 50%						
Z	Hodgson Nb	t(s)(2.2)	X met(2.5)	d rec (2.7)		
7,3E+12	279944883	0,00034	0,02	1		
2,4E+13	568442115	0,00024	0,01	1		
7,7E+13	1,218E+09	0,00018	0,01	1	Hodgson	
7,3E+15	2,775E+10	5,2E-05	0,01	1	3,55	0,01
1E+16	3,5E+10	4,8E-05	0,01	1	3,23	0,01
1,5E+16	4,338E+10	4,3E-05	0,01	1	2,93	0,01
2E+16	5,281E+10	4E-05	0,01	1	2,70	0,01
3,3E+16	7,551E+10	3,5E-05	0,01		2,37	
					d cresc por Hodgson	d
					1	299,1481
					1	38520,32
					1	196,9549
					1	18745,22
					1	126,8118
					1	12485,71
					1	87,31077
					1	12481,29
					48,18782	0
						2,37

d ferrítico Hodgson			
sem deformação retida		com deformação	
CEQ	dα(2.12)	dα(2.13)	medido
0,24	1,12	12,0	7,2
			8,2+- 0,7

Dados de entrada da laminação experimental V7Nb3-10B										Dados de saída da laminação experimental (SIMS) V7Nb3-10B				
passe	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passe	R'	Deforma ção nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpassa (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)
				40,8										
d1	66,5	583,3	70	34,8	1150	9,4 d1		66,5	0,18	0,198	5,75	18,0	0,70274	61,89
d2	66,5	583,3	70	28,8	1100	17,6 d2		66,5003	0,22	0,235	6,84	16,8	0,72833	109,32
d3	66,5	583,3	70	23,8	1044	17,4 d3		66,5007	0,22	0,235	7,51	19,8	0,7593	114,10
a1	66,5	583,3	70	19,8	996	19,2 a1		66,5009	0,21	0,226	8,05	5,6	0,78802	136,58
a2	66,5	583,3	70	16,8	989	20,4 a2		66,5013	0,19	0,200	8,24	4,32	0,79239	165,50
a3	66,5	583,3	70	13,8	976	17,8 a3		66,5014	0,23	0,239	9,86	3,29	0,80064	134,20
a4	66,5	583,3	70	11,8	958	19,2 a4		66,5019	0,18	0,189	9,53	5	0,81235	179,16
a5	66,5	583,3	70	10,3	940	14,8 a5		66,5027	0,16	0,163	9,50		0,8244	160,03

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,09951	0,15	36,1169	1,064861	19,974984	61,89
d2	0,09420	0,15	29,9803	1,128817	19,974984	109,32
d3	0,08573	0,14	24,7775	1,171256	18,234583	114,10
a1	0,07757	0,12	20,6003	1,207197	16,309506	136,58
a2	0,06958	0,11	17,4439	1,222265	14,124447	165,50
a3	0,06562	0,11	14,3727	1,315228	14,124447	134,20
a4	0,05759	0,09	12,2410	1,301473	11,532563	179,16
a5	0,05177	0,08	10,6565	1,296904	9,9874922	160,03

r 0,1471 Nb efetivo
 0,1724 0,022835 143
 0,1736 ϵ/ϵ_p 0,561545
 0,1681
 0,1515
 0,1786
 0,1449
 0,1271

	d0 parc rec(2.11)	Ks	spico	Xest/Xdin (2.4 e 2.5)	acumulado (2..9)	tps	soma tp/tps	scófico (2.10)
passe 1	89,24	2,05	0,68	0,88	0,21	8,45E+06	0,00	1,2E-03 226,7 0,28
passe 2	61,34	3,06	0,70	0,86	0,26	2,19E+03	0,01	1,1E-03 282,4 0,31
passe 3	40,24	4,96	0,73	0,74	0,27	1,28E+02	0,16	9,4E-04 359,8 0,34
passe 1	38,10	7,76	0,90	0,19	0,32	5,35E+01	0,27	8,3E-04 448,9 0,37
passe 2	24,32	8,30	0,75	1,00	0,20	5,55E+01	0,34	6,1E-04 465,4 0,28
passe 3	17,79	9,44	0,70	0,21	0,40	3,80E+01	0,43	6,8E-04 512,1 0,35
passe 4	23,70	11,33	0,88	0,90	0,21	4,43E+01	0,54	5,6E-04 553,5 0,31
passe 5	5,37	13,68	0,46		0,35	4,86E+01	0,54	6,4E-04 603,5 0,38

Dados de entrada da laminação experimental V7Nb3-09B															Dados de saída da laminação experimental (SIMS) V7Nb3-09B				
passa	ralo do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passa	R'	Deforma ção nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpass e (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)					
				40,8									1)						
d1	66,5	583,3	70	34,8	1150	9,4 d1		66,5	0,18	0,198	5,75	38,0	0,7027407	61,89					
d2	66,5	583,3	70	28,8	1100	17,6 d2		66,5003	0,22	0,235	6,84	19	0,7283321	109,32					
d3	66,5	583,3	70	23,8	1044	17,4 d3		66,5007	0,22	0,235	7,51	68	0,7593014	114,10					
a1	66,5	583,3	70	19,8	906	22,4 a1		66,5009	0,21	0,226	8,05	5,2	0,8481764	159,34					
a2	66,5	583,3	70	16,8	897	22 a2		66,5016	0,19	0,200	8,24	4,3	0,8547009	178,48					
a3	66,5	583,3	70	14,8	889	21,1 a3		66,5023	0,15	0,153	7,71	3,3	0,8605852	215,86					
a4	66,5	583,3	70	13,3	878	18,7 a4		66,5029	0,12	0,128	7,47	3,4	0,8688097	225,11					
a5	66,5	583,3	70	12,3	873	17,9 a5		66,5039	0,09	0,093	6,65		0,8726003	279,82					

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,09951	0,15	36,1169	1,064861	19,974984	61,89
d2	0,09420	0,15	29,9803	1,128817	19,974984	109,32
d3	0,08573	0,14	24,7775	1,171256	18,234583	114,10
a1	0,07757	0,12	20,6003	1,207197	16,309506	159,34
a2	0,06958	0,11	17,4439	1,222265	14,124447	178,48
a3	0,06082	0,09	15,2920	1,187096	11,532563	215,86
a4	0,05467	0,08	13,6975	1,164914	9,9874922	225,11
a5	0,04722	0,06	12,5965	1,098658	8,1547532	279,82

r 0,1471 Nb efetivo
 0,1724 0,022835 143
 0,1736 ϵ/ϵ_p 0,561545
 0,1681
 0,1515
 0,1190
 0,1014
 0,0752

	d0 parc rec(2.11)	Ks	ϵ_{pl00}	Xest/Xmet(2.4 e 2.5)	acumulado(2.9)	tps	soma tip/tps	escritico (2.10)	
saída 2	90,06	2,05	0,68	0,77	0,22	8,45E+06	0,00	1,2E-03	226,7 0,28
saída 3	60,27	3,06	0,70	0,47	0,29	2,19E+03	0,01	1,1E-03	282,4 0,32
saída 1	52,87	4,96	0,84	0,80	0,26	1,28E+02	0,54	9,5E-04	359,8 0,34
saída 2	66,42	19,81	1,88	0,00	0,34	3,78E+01	0,68	9,1E-04	693,0 0,63
saída 3	20,65	21,94	1,11	0,02	0,42	4,28E+01	0,78	5,8E-04	729,9 0,42
saída 4	18,71	24,04	1,09	0,01	0,35	5,89E+01	0,83	4,3E-04	751,6 0,33
saída 5	23,58	27,33	1,30	1,00	0,13	7,38E+01	0,88	5,8E-04	792,5 0,46
saída 6	23,58	29,00	1,31	0,00	0,22	1,10E+02	0,88	6,0E-04	795,7 0,48

tempo para recrystalizar estaticamente 50% Hodgson (Nb)						
dy inicial	143 t(s) (2.1)	%Xest(2.4)	d rec 2.6)		d4,5 (2.8)	Z (2.3)
6,7E-16	2,7E+16	17,94	0,770	80,01	2,01E+09	116,8
4,2E-16	5E+16	21,00	0,466	51,04	2,64E+08	74,4
4,2E-16	6,9E+16	29,03	0,803	37,22	1,64E+08	66,9
4,7E-16	1,9E+18	896,25	0,004	20,75	9,55E+05	21,3
6,5E-16	2,5E+17	161,81	0,018	18,45	5,63E+05	19,0
1,3E-15	2,5E+17	326,30	0,007	20,96	9,21E+05	21,2
2,1E-15	4,3E+17	892,67	0,003	23,49	1,50E+06	23,6
4,8E-15	6,2E+17	2971,64		30,00	4,44E+06	30,0

tempo para recrystalizar metadinamicamente 50%						
Z	Hodgson Nb	tempo	X recríst	d recríst		
7,6E+12	2,8E+08	0,000333		1		
2,5E+13	5,7E+08	0,000242		1		
9,3E+13	1,3E+09	0,000169		1	Hodgson	
3,4E+15	1,6E+10	6,4E-05		1	4,35	0,01
4,5E+15	1,9E+10	5,93E-05		1	4,03	0,01
5,4E+15	2,2E+10	5,66E-05		1	3,85	0,01
7,2E+15	2,8E+10	5,23E-05		1	3,56	0,01
7,4E+15	3,1E+10	5,18E-05			3,52	
					d cresc por Hodgson	d
					1	746,354
					1	529,579
					1	431,732
					1	301,888
						289,622
						13,25
						11,77
						10,38
						9,49
						3,52

d ferrítico		
sem deformação retida	com deformação	
CEQ		medido
0,24	1,12	12,8
		7,6
		7,5+-0,5

Dados de entrada da laminação experimental V8Nb4-09B										Dados de saída da laminação experimental (SIMS) V8Nb4-09B				
passo	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passo	R'	Deformação nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpass se (s)	1000/T (K)	TME Sims (MPa)
				42									1	
d1	66,5	583,3	70	37	1150	12	d1	66,5	0,15	0,156	4,99	18,3	0,702741	90,43
d2	66,5	583,3	70	31	1100	17,9	d2	66,50042	0,20	0,220	6,39	20,0	0,728332	113,76
d3	66,5	583,3	70	26	1050	18,4	d3	66,50075	0,20	0,217	6,92	69,0	0,755858	124,22
a1	66,5	583,3	70	22	903	22,6	a1	66,50096	0,19	0,205	7,31	4,5	0,85034	166,79
a2	66,5	583,3	70	19	902	21,2	a2	66,50157	0,17	0,178	7,35	3,8	0,851064	180,05
a3	66,5	583,3	70	17	896	20,5	a3	66,50222	0,13	0,134	6,77	3,5	0,855432	221,20
a4	66,5	583,3	70	15	889	19,8	a4	66,50214	0,14	0,151	7,62	3,0	0,860585	203,64
a5	66,5	583,3	70	13,8	883	16,9	a5	66,50345	0,10	0,100	6,49		0,865052	242,10

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,09635	0,14	38,2346	1,019266	18,234583	90,43
d2	0,09633	0,15	32,2342	1,103216	19,974984	113,76
d3	0,08806	0,14	27,0313	1,137673	18,234583	124,22
a1	0,07999	0,12	22,8510	1,163591	16,309506	166,79
a2	0,07186	0,11	19,6868	1,167534	14,124447	180,05
a3	0,06262	0,09	17,5216	1,125519	11,532563	221,20
a4	0,06100	0,09	15,4949	1,180829	11,532563	203,64
a5	0,05119	0,07	14,1485	1,09443	8,9330846	242,10

r 0,1190 Nb efetivo
 0,1622 0,030778 143
 0,1613 ϵ/ϵ_p 0,50598
 0,1538
 0,1364
 0,1053
 0,1176
 0,0800

	d0 parc rec(2.11)	Ks	spico	Xest/Xmet(2.4 e 2.5)	acumulado(2.9)	tps	soma tps	escríto(2.10)
passo 1	105,98	2,05	0,80	0,96	0,16	8,59E+06	0,00	1,2E-03 220,4 0,27
passo 2	73,15	3,06	0,85	0,96	0,22	1,82E+03	0,01	1,1E-03 278,6 0,31
passo 3	70,27	4,70	1,04	1,00	0,22	1,30E+02	0,54	9,6E-04 345,3 0,33
passo 1	68,53	20,49	2,14	0,01	0,31	3,29E+01	0,68	9,3E-04 690,5 0,64
passo 2	20,31	20,73	1,17	0,08	0,37	3,77E+01	0,78	6,0E-04 694,9 0,42
passo 3	19,84	22,19	1,18	0,05	0,30	5,29E+01	0,85	5,8E-04 705,5 0,41
passo 4	23,75	24,04	1,37	0,03	0,28	4,50E+01	0,91	6,2E-04 749,7 0,46
passo 5	23,14	25,78	1,36	0,00	0,25	7,52E+01	0,91	6,0E-04 750,0 0,45

Dados de entrada da laminação experimental V8Nb4-08B						Dados de saída da laminação experimental (SIMS) V8Nb4-08B								
passe	raio do cilindro (mm)	vel do cilindro (mm/s)	largura do cp (mm)	espessura a do cp (mm)	Temp (°C)	Carga lam. (ton)	passe	R'	Deform ação nominal	Def. total	Tx de def. (s-1)	tempo interpas se (s)	1000/T (K-1)	TME Sims (MPa)
				42										
d1	66,5	583,3	70	37	1150	11,1	d1	66,5	0,15	0,156	4,99	20,5	0,70274	83,65
d2	66,5	583,3	70	31	1100	17,6	d2	66,5004	0,20	0,220	6,39	19,8	0,72833	111,86
d3	66,5	583,3	70	26	1050	18,7	d3	66,5007	0,20	0,217	6,92	88	0,75586	126,25
a1	66,5	583,3	70	22	879	23,6	a1	66,501	0,19	0,205	7,31	4,2	0,86806	174,17
a2	66,5	583,3	70	19	874	23,8	a2	66,5016	0,17	0,178	7,35	4,3	0,87184	202,13
a3	66,5	583,3	70	17	865	22,5	a3	66,5025	0,13	0,134	6,77	3,5	0,87873	242,78
a4	66,5	583,3	70	15	859	21,4	a4	66,5024	0,14	0,151	7,62	4	0,88339	220,09
a5	66,5	583,3	70	13,8	852	26,3	a5	66,5037	0,10	0,100	6,49		0,88889	376,76

	phi	$\alpha/2$	Y	Qs	Lp	TME Sims
d1	0,09635	0,14	38,2346	1,019266	18,234583	83,65
d2	0,09633	0,15	32,2342	1,103216	19,974984	111,86
d3	0,08806	0,14	27,0313	1,137673	18,234583	126,25
a1	0,07999	0,12	22,8510	1,163591	16,309506	174,17
a2	0,07186	0,11	19,6868	1,167534	14,124447	202,13
a3	0,06262	0,09	17,5216	1,125519	11,532563	242,78
a4	0,06100	0,09	15,4949	1,180829	11,532563	220,09
a5	0,05119	0,07	14,1485	1,09443	8,9330846	376,76

r 0,1190 Nb efetivo
 0,1622 0,0308 143
 0,1613 ϵ/ϵ_p 0,506
 0,1538
 0,1364
 0,1053
 0,1176
 0,0800

	d0 parc rec(2.11)	Ks	spico	Xest/Xmet(2.4 e 2.5)	sacumulado (2.9)	tps	soma tip/tps	escríptico (2.10)
passe1	109,01	2,05	0,81	0,98	0,16	8,59E+06	0,00	1,2E-03 220,4 0,27
passe 2	72,61	3,06	0,84	0,96	0,22	1,82E+03	0,01	1,1E-03 278,6 0,31
passe 3	73,87	4,70	1,07	1,00	0,22	1,30E+02	0,69	9,6E-04 345,3 0,33
passe1	73,07	27,01	2,53	0,01	0,42	3,49E+01	0,81	9,5E-04 784,7 0,75
passe 2	19,05	28,65	1,33	0,05	0,37	4,06E+01	0,92	5,7E-04 807,4 0,46
passe 3	17,61	31,91	1,33	0,03	0,31	5,83E+01	0,98	4,2E-04 834,8 0,35
passe 4	20,07	34,31	1,50	0,02	0,28	5,01E+01	1,06	5,7E-04 883,9 0,51
passe 5	19,27	37,38	1,49		0,25	8,50E+01	1,06	5,6E-04 890,8 0,49

