TESE DEFENDIDA POR MARIA DOROTÉ
COSTA SOBRAL E APROVA
COMISSÃO JULGADORA EM 18/02/200
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tratamento Termomecânico de Placas Finas de Aço Microligado

Autor: **Maria Dorotéia Costa Sobral**
Orientador: **Prof. Dr. Paulo R. Mei**

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

24/00

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Tratamento Termomecânico de Placas Finas de Aço Microligado

Autor: **Maria Dorotéia Costa Sobral**
Orientador: **Prof. Dr. Paulo R. Mei**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais

Dissertação de mestrado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2000
S.P. - Brasil

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

200022

UNIDADE BC
Nº CHAMADA: UNICAMP
So12t
Ex.
TOMBO BC/ 41454
PROC. 278/00
C [ ] D [X]
PREÇO R$ 11,00
DATA 11-07-00
Nº CPD

CM-00142374-4

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

So12t

Sobral, Maria Dorotéia Costa
Tratamento termomecânico de placas finas de aço microligado / Maria Dorotéia Costa Sobral.--Campinas, SP: [s.n.], 2000.

Orientador: Paulo Roberto Mei.
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição contínua. 2. Placas de ferro e aço. 3. Aço de alta resistência. 4. Aço - Propriedades mecânicas. I. Mei, Paulo Roberto. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Tratamento Termomecânico de Placas Finas de Aço Microligado

Autor: **Maria Dorotéia Costa Sobral**
Orientador: **Prof. Dr. Paulo R. Mei**

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

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

Prof. Dr. Dirceu Spinelli
Escola de Engenharia de São Carlos - USP

Campinas, 18 de fevereiro de 2000

Dedicatória

Dedico este trabalho à minha mãe, Amazilde, mãe, educadora e nordestina, por acreditar em suas raízes e na educação.

Agradecimentos

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

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

Ao CEFET-Ba - Centro Federal de Educação Tecnológica da Bahia, que através de seu diretor Prof. Antônio Barral, nos proporcionou a oportunidade de aperfeiçoamento profissional.

À Prof.a. Sônia Regina Barbosa, chefe do Departamento de Tecnologia Mecânica e Materiais do CEFET-Ba, por seu apoio e incentivo.

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

À FAPESP - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, pelo suporte financeiro.

Ao Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS), que através do técnico Paulo Silva, tornou possível a obtenção das micrografias no MEV.

Ao Dr. Ricardo Fuoco, da Divisão de Metalurgia do IPT, pela orientação sobre as fusões do aço.

Aos amigos Fabiana C. Nascimento, José Carlos Pires, Fernando Gentile e Jorge Otubo pelo apoio e companheirismo.

Aos colegas Wagner Palmieri, João Montesano, Flávio Koiti e Marco Antônio 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 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.

À Rita Jacon por sua ajuda técnica e boa vontade, assim como dos demais técnicos dos laboratórios da Faculdade de Engenharia Mecânica.

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

À CAPES pela bolsa do PICDT - Programa Institucional de Capacitação de Docentes e Técnicos, concedida.

O caminho perfeito é difícil apenas para
aqueles que são exigentes demais...

Mestre Seng-T'San
Terceiro patriarca do Ch'an/Zen chinês, m. 606

Resumo

SOBRAL, Maria Dorotéia Costa, *Tratamento Termomecânico de Placas Finas de Aço Microligado*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 98 p. Dissertação (Mestrado).

A busca por novas tecnologias que visam a redução de custos, e ao mesmo tempo atendam ao aumento de qualidade e produtividade, tem levado as siderúrgicas no mundo inteiro, ao desenvolvimento dos processos *near-net shape casting*. O processo de lingotamento contínuo de placas finas (LCPF) já é bastante difundido em outros países. Neste trabalho são apresentados os resultados da solidificação de placas finas em escala de laboratório (usando o Simulador LCPF da FEM) e do tratamento termomecânico aplicado às 4 placas finas de aço microligado (0,07%C, 0,07%V e 0,02%Nb). Os resultados da macro e microestrutura do material obtido confirmam a viabilidade do uso do Simulador LCPF da FEM para a produção, em escala de laboratório, de placas finas de aços microligados. Para o tratamento termomecânico adotou-se duas temperaturas de início de laminação (1000 e 900°C), de forma a se verificar a sua influência sobre as propriedades mecânicas e sobre a microestrutura do material. Observou-se que a variação da temperatura de 1000 para 900°C elevou o limite de escoamento de 400 para 420 MPa, devido à redução de tamanho de grão ferrítico de 11 para 6,5 μm, mas não houve influência estatisticamente confirmada sobre as demais propriedades analisadas (alongamento e estricção). Também se analisou a influência da variação da composição química das placas, já que estas foram fundidas em forno de indução de atmosfera não controlada. Não foi observada influência significativa de pequenas variações de composição química sobre as propriedades mecânicas estudadas, nem sobre a microestrutura das placas após a laminação.

Palavras Chave

Lingotamento contínuo, *Near-net shape*, Tratamento termomecânico, Placas finas, Aço microligado Nb-V

Abstract

SOBRAL, Maria Dorotéia Costa, *Thermomechanical Treatment of Microalloyed Steel Thin Slabs*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 98 p. Dissertação (Mestrado).

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. One of these processes, the Thin Slabs Continuous Casting (TSCC), has been very diffused in hot strips and sheets production. In this work it will be showed the results of the thin slabs solidification in laboratory scale (using the TSCC Simulator of Faculdade de Engenharia Mecânica) and the thermomechanical treatment applied to the these microalloyed steel (0,07%C, 0,07%V e 0,02%Nb) thin slabs obtained. The results of macro and microstructure confirm the viability of the thin slabs physical simulation. For the thermomechanical treatment was adopted two temperatures for beginning of rolling (1000 and 900°C), in order to verify its influence on mechanical properties and microstructure. It was observed that temperature variation from 1000°C to 900°C raised the yield stress from 400 to 420 MPa due to ferritic grain size reduction from 11 to 6,5 μm, without any influence on other analysed properties (elongation and necking). It was also analysed the variation of the chemical composition, since the slabs were melted in a not-controlled-atmosphere induction furnace. It was not detected any influence of the small variation of chemical composition on properties and microstructure.

Key Words

Continuous casting, *Near-net shape*, Thermomechanical treatment, Thin slabs, Nb-V microalloyed steel.

Sumário

Lista de Figuras iv

Lista de Tabelas vii

1 Introdução e objetivos 1

1.1 Introdução 1

1.2 Objetivos 3

2 Revisão bibliográfica 5

2.1 Lingotamento contínuo 5

2.2 Lingotamento contínuo de placas finas 9

2.3 Aços de baixa liga e alta resistência microligados 11

2.4 Simuladores de lingotamento contínuo de placas finas 16

2.5 Resultados da literatura obtidos com LCPF 17

2.6 T_{NR} e T_{SR} 22

2.6.1 Cálculo da tensão de escoamento média na laminação a quente 23

2.6.2 Relações geométricas na laminação 25

2.6.3 Método de cálculo 26

3 Procedimento experimental 29

3.1 Material utilizado 29

3.2 Equipamentos experimentais 30

3.3 Planejamento experimental 33

3.4 Processamento experimental 34

3.4.1 Lingotamento das placas finas no simulador LCPF 34

3.4.2 Tratamento termomecânico das placas finas 38

3.5 Ensaio de tração 44

3.6 Análise metalográfica 46

4 Resultados e discussão 47

4.1 Simulação do lingotamento contínuo de placas finas 47

4.1.1 Curvas de solidificação 47

4.1.2 Macroestrutura 49

4.1.3 Microestrutura bruta de fusão 51

4.2 Tratamento termomecânico das placas finas 53

4.3 Evolução da tensão de escoamento média 55

4.4 Microestrutura 58

4.4.1 Anterior à laminação 58

4.4.2 Entre as etapas de laminação 60

4.4.3 Microestrutura da seção transversal após a laminação 63

4.4.4 Microestrutura da seção longitudinal após a laminação 66

4.4.5 Microscopia eletrônica de varredura 69

4.5 Propriedades mecânicas 70

5 Conclusões 76

Sugestões para trabalhos futuros 78

Referências bibliográficas 79

Anexo I Curvas da temperatura dos corpos de prova durante a laminação 85

Anexo II Exemplo cálculo tensão de escoamento x passe por Sims 88

Anexo III Cálculo estatístico 92

Lista de figuras

2.1 Princípio do lingotamento contínuo 7

2.2 Características de crescimento de grão austenítico em aços com diferentes teores de Nb 14

2.3 Influência da deformação nas propriedades mecânicas do aço API X70 19

2.4 Rotas de laminação após o lingotamento contínuo de placas finas 19

2.5 Relações geométricas na laminação 25

3.1 Equipamentos do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM para fusão e lingotamento do aço 32

3.2 Equipamentos do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM para laminação dos corpos de prova 32

3.3 Placa de aço microligado do Nb-V produzida no simulador LCPF cortada para a preparação dos corpos de prova de laminação 36

3.4 Esquema de corte das placas finas produzidas no simulador LCPF 36

3.5 Corpo de prova para laminação 38

3.6 Diagrama esquemático da laminação 40

3.7 Corpos de prova para laminação 42

3.8 Retirada de amostras dos corpos de prova laminados 45

3.9 Corpo de prova para o ensaio de tração 45

4.1 Curvas de solidificação das placas finas B, C e E. 48

4.2 Macrografia das placas B e C 49

4.3 Macrografia das placas D e E 50

4.4 Micrografia da estrutura bruta de fusão da placa E 51

4.5 Micrografia da estrutura bruta de fusão das placas B e D 52

4.6 Micrografia obtida no MEV para a placa E 52

4.7 Micrografia obtida no MEV para a placa B 53

4.8 Temperatura *versus* tempo durante a laminação dos corpos de prova da placa B 54

4.9 Cargas registradas durante a laminação dos corpos de prova B10-B e B 9-B 55

4.10 Tensão média de escoamento *versus* temperatura no passe 56

4.11 Microestrutura da placa D após aquecimento para laminação 59

4.12 Microestrutura das amostras antes da laminação de acabamento: a)C 10-D e b) C 9-D 60

4.13 Microestrutura da amostra C 10-D a)região central com agulhas em formação triangular, típica de martensita, e b) ferrita e região central com carbonetos típicos de bainita 61

4.14 Microestrutura após a laminação de acabamento a)D 10-A e b) D 9-A 61

4.15 Curva CCT para um aço microligado 62

4.16.1 Seção transversal após a laminação: a)D 10-B e b) D 9-B 63

4.16.2 Seção transversal após a laminação: a)B 10-B e b) B 9-B 64

4.16.3 Seção transversal após a laminação: a)C 10-B e b) C 9-B 64

4.16.4 Seção transversal após a laminação: a)E 10-B e b) E 8-B 64

4.17 Tamanho de grão ferrítico em função da temperatura de início da laminação de acabamento das diferentes placas 65

4.18 Percentual de perlita em função da temperatura de início de laminação de acabamento das diferentes placas de aço 66

4.19 Seção longitudinal após a laminação: a) D 10-A e b) D 9-A 67

4.20.1 Seção longitudinal após a laminação: a) D 10-B e b) D 9-B 67

4.20.2 Seção longitudinal após a laminação: a) B 10-B e b) B 9-B 68

4.20.3 Seção longitudinal após a laminação: a) C 10-B e b) C 9-B 69

4.20.4 Seção longitudinal após a laminação: a) E 10-B e b) E 8-B 69

4.21 Microestrutura obtida no MEV 70

4.22 Tensão de escoamento e limite de resistência obtidos no ensaio de tração para amostras com início de laminação de acabamento em 900 e 1000°C 71

4.23 Mecanismos de contribuição na resistência de aços microligados 73

4.24 Estricção e alongamento obtido no ensaio de tração para amostras com início de laminação de acabamento em 900 e 1000°C 74

4.24 Corpos de tração reduzidos 74

Lista de tabelas

2.1 Maiores produtores mundiais de aço 6

2.2 Estágios do desenvolvimento no lingotamento contínuo *near-net shape* 11

3.1 Composição química dos aços utilizados (% em peso) 29

3.2 Condições do lingotamento das placas finas 35

3.3 Composição química das placas lingotadas no simulador (% em peso) 37

3.4 Dimensões dos corpos de prova de laminação em mm 38

3.5 Identificação dos corpos de prova de laminação 39

3.6 Escala dos passes da laminação de desbaste 41

3.7 Temperatura de não recristalização calculada por Boratto *et al.* (1988) 42

3.8 Escala de passes da laminação de acabamento 43

4.1 Taxa de resfriamento durante a obtenção das placas 49

4.2 Espaçamento interdendrítico secundário medido (λ μm) 51

4.3 Taxa do resfriamento acelerado 54

Capítulo 1

Introdução e objetivos

1.1 Introdução

A indústria siderúrgica vem ao longo dos últimos anos passando por mudanças tecnológicas com o objetivo de se manter competitiva com a melhoria da qualidade de seus produtos e ao mesmo tempo com redução de custos. Uma das primeiras alterações significativas foi a mudança do lingotamento convencional para o lingotamento contínuo. A partir da década de 60, o lingotamento contínuo vem substituindo paulatinamente o convencional em todo o mundo em função de suas evidentes vantagens de maior produtividade, melhor qualidade e menor custo de produção. Nos países desenvolvidos, esta substituição já chega a praticamente 100% do total produzido (Japão e E.U.A) e no Brasil, em 1995 já ultrapassava 70% (Costa, 1998).

No mercado de produtos planos, esta tecnologia vem sendo mais exigida nos últimos anos, em função de que o mercado passa a requerer maior flexibilidade, maior adequação às leis de proteção ambiental e de produtividade, que resultem em menor custo, e que estando inserida no contexto de usinas integradas torna o atendimento a estas exigências mais difícil. Aos poucos as instalações do tipo mini-usina vêem substituindo o conceito de usina integrada. Nesta o processo começa na produção do ferro-gusa no alto forno, passa pela aciaria, refino, lingotamento e posterior laminação do produto na espessura desejada. Já a mini-usina possui geralmente uma unidade de pré-redução e utiliza fornos a arco elétrico na produção do aço, sendo que a laminação

a quente vem em seguida ao lingotamento contínuo de placas de menor espessura que no lingotamento contínuo convencional, reduzindo assim o custo de energia por não necessitar de aquecimento posterior ao resfriamento dos lingotes.

Os processos chamados de *Near-Net Shape Casting* (NNSC) têm sido um dos maiores paradigmas do desenvolvimento de processo da indústria siderúrgica nos últimos dez anos (Birat, 1998). Um dos processos, no caso de produtos planos, o lingotamento contínuo de placas finas, no qual o produto obtido tem formas e dimensões próximas ou até mesmo iguais às do produto final, foi lançado pelo fabricantes de equipamentos na Alemanha na década de 80. Um dos fatores do sucesso desta tecnologia deve-se ao menor valor de investimento que requer uma mini-usina em relação à usina integrada, sendo que o custo específico por tonelada de aço é de 250 a 400 dólares para a mini-usina e de 800 a 1000 dólares para a usina integrada, considerando a instalação segundo as leis internacionais de meio ambiente (Birat, 1998).

O conceito de lingotamento contínuo de placas finas adapta-se às mini-usinas, já que requerem menor espaço físico tanto em relação à altura dos equipamentos como no comprimento dos mesmos (Greis, 1994), o que confirma um menor valor de capital investido.

Dentre os processos de lingotamento contínuo de placas finas, aquele que toma como base o lingotamento contínuo de placas grossas é um dos mais difundidos, e dentre estes o processo ISP (In-line Strip Production), desenvolvido pela Mannesmann Demag Hüttentechnik (MDH) em cooperação com a Mannesmannröhren-Werke da Alemanha (Pleschiutschnigg, 1993). O processo ISP tem como característica a redução da espessura da placa com o núcleo ainda líquido. Este conceito foi o adotado no projeto de um simulador de lingotamento contínuo de placas finas construído no Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP (Gentile, 1999).

A simulação física de etapas importantes deste processo de lingotamento contínuo, quais sejam solidificação e redução da espessura com o núcleo líquido torna-se necessária para a investigação e comprovação dos fenômenos básicos tratados na simulação teórica. Assim, aliado

ao modelamento matemático (Rizzo, 1998), o estudo da tecnologia *near-net shape casting* na UNICAMP vem sendo feito com a utilização do Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas (LCPF) da FEM.

Dentre os aços que vêm sendo produzidos por lingotamento contínuo de placas finas, destacam-se os de alta resistência microligados (C até 0,22%; Mn até 1,8% e Nb/V/Ti), mais especificamente os que atendem a norma API (American Petroleum Institute), em função de sua grande aplicação em construção de tubulações de grande diâmetro para gasodutos e oleodutos. (Santos, 1998).

Estes aços, chamados de HSLA (High Strenght and Low Alloy) conforme a norma Spec 5L Line Pipe API, devem ter limite de escoamento desde 172 MPa (Grau A25) até 551 MPa (Grau X80) e resistência mecânica na faixa de 310 a 620 MPa, além de boa tenacidade e soldabilidade. Os elementos de liga convencionalmente usados são o nióbio, vanádio e titânio em variados percentuais, de forma que atuando em conjunto com a laminação controlada atinjam aos valores requeridos para cada grau definido na norma.

1.2 Objetivos

Como a obtenção das placas finas lingotadas no Simulador LCPF da FEM será feita a partir de material base fundido em forno de indução com atmosfera não controlada, um dos principais objetivos é verificar a influência da variação de composição química sobre as propriedades dos corpos de prova após a laminação.

Embora uma das linhas tecnológicas da produção de placas finas seja a que realiza a redução da espessura com o núcleo ainda líquido, e o Simulador LCPF permita essa redução, as placas finas para este trabalho serão todas lingotadas sem o uso dessa redução, com vistas à verificação da repetibilidade do processo experimental com menos uma variável de influência.

Outro aspecto importante a ser considerado é a programação da laminação, levando-se em conta que os aços de alta resistência e baixa liga apresentam suas propriedades não só em função de sua composição química específica, mas também em função do tratamento termomecânico a que são submetidos. Assim foi escolhida como a outra variável, a temperatura de início da etapa de acabamento. Foram escolhidas duas temperaturas para o início desta etapa com o objetivo de se observar a influência desta variação sobre as propriedades mecânicas e microestrutura resultante.

Como objetivo de cunho geral pode ser destacada a necessidade de certificação de que o conjunto de equipamentos do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM, que se constitui basicamente de: forno de indução de atmosfera não controlada, simulador de lingotamento contínuo de placas finas, laminador FENN, equipamento de resfriamento acelerado e forno para simulação do bobinamento, tem condições de simular o processamento de placas finas, desde o lingotamento até a etapa de bobinamento, em escala de laboratório.

Os resultados deste e de futuros trabalhos servirão para o entendimento das condições de processamento e propriedades resultantes de placas finas de aço microligado submetidas a tratamento termomecânico, e que poderão ajudar no uso da tecnologia *near-net shape*.

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1 Lingotamento contínuo

Uma das formas de obtenção do aço solidificado é através do lingotamento contínuo em processo diferente do lingotamento convencional. Neste último tipo os metais fundidos são vazados em moldes e se solidificam em um formato simples chamado lingote, ao passo que no processo de lingotamento contínuo o metal líquido é alimentado de um vaso de distribuição passando para um molde de cobre refrigerado a água, que rapidamente resfria a superfície. Este metal parcialmente solidificado é removido do molde na mesma proporção que o metal líquido é introduzido no molde.

O lingotamento contínuo constitui-se num grande avanço tecnológico no processamento dos metais e particularmente dos produtos de aço. Já em meados do século passado, Sir Henry Bessemer patenteava um processo para produção de ferro maleável (Araújo, 1997). Foi Siegfried Junghans que observou que a velocidade de lingotamento era controlada pela formação de uma casca que se solidifica no molde. Nas lingoteiras convencionais esta casca é formada pelo contato demorado entre a parede do molde e o metal. No equipamento de lingotamento contínuo de Junghans esta casca foi solidificada em velocidade três vezes maior que nas lingoteiras convencionais. (Araújo, 1997).

Só a partir da década de 50, na União Soviética e na Inglaterra inicia-se a produção de placas e tarugos, respectivamente, utilizando-se do lingotamento contínuo.

Atualmente praticamente toda a produção de aço tende a ser por lingotamento contínuo, em substituição ao convencional, e isto indica o grau de avanço tecnológico do país, visto as vantagens que possui em relação ao convencional. Dentre outras, maior produtividade com maior qualidade interna e de superfície dos produtos lingotados. Embora necessitem de grandes instalações que comportem todo o comprimento e altura da linha de lingotamento, este processo já representava em 1988 mais de 50% da produção de aço no mundo (Döring, 1990). A tabela 2.1 apresenta a produção de aço em 14 países do mundo, e o percentual que representa o lingotamento contínuo no total produzido no ano de 1998 (http:/ www. worldsteel. org/trends_indicators, 12/01/2000).

Tabela 2.1 Maiores produtores mundiais de aço

Posição em 1998	País	Produção em milhões de ton.		Lingotamento contínuo
		1993	1998	% 1998
1	China	89,5	114,3	67,8
2	USA	88,8	97,7	95,3
3	Japão	99,6	93,5	96,9
4	Alemanha	37,6	44,0	95,7
5	Rússia	58,3	43,8	51,7
6	Coréia	33,0	39,9	98,7
7	Brasil	25,2	25,8	80,4
8	Itália	25,7	25,7	96,1
9	Ucrânia	32,6	24,4	17,5
10	Índia	18,2	23,5	41,8
11	França	17,1	20,1	94,7
12	Reino Unido	16,6	17,3	94,4
13	Taiwan	12,0	16,9	99,8
14	Canadá	14,4	15,9	97,9

A figura 2.1 mostra a seqüência básica do lingotamento contínuo.

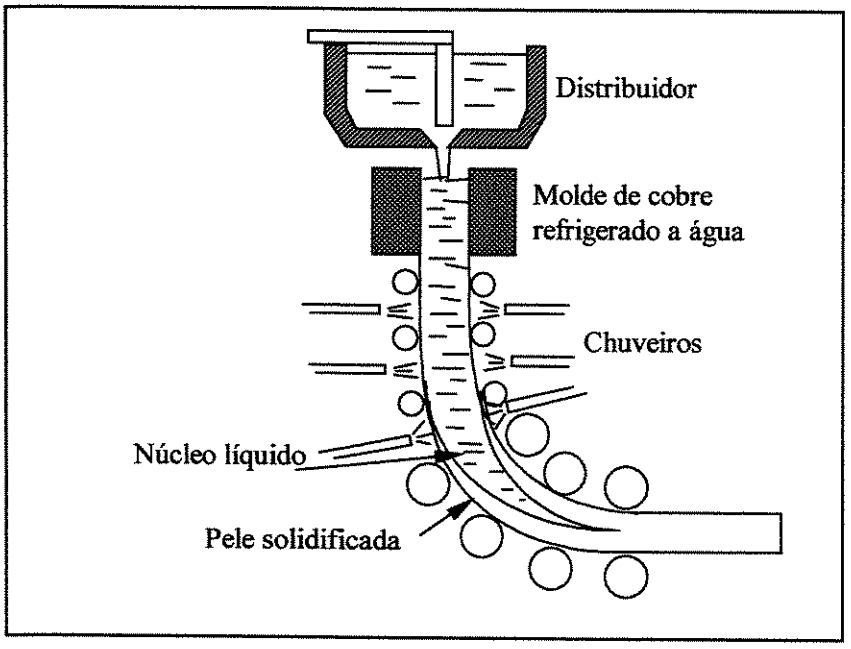


Figura 2.1 Princípio do lingotamento contínuo (Araújo, 1997)

Alguns dos produtos obtidos por este processo são placas grossas com espessura em torno de 200 mm, ao fim do qual são laminadas, primeiramente na etapa de desbaste na laminação a quente e em seguida sofrem o acabamento na laminação a frio ou a quente até atingir a espessura final desejada.

A simulação em escala de laboratório do lingotamento contínuo é tarefa que encontra várias dificuldades se tentarmos realizar todas as etapas que compõem o processo. O que pode ser feito é simular a primeira etapa do lingotamento quando o metal é vazado no molde e dá-se início a solidificação. De qualquer forma, teremos esta solidificação ocorrendo de forma estática no laboratório e dinamicamente em escala industrial visto que, nesta última, a alimentação do metal líquido acontece de forma contínua, e é responsável por evitar o rechupe, apesar da rápida solidificação. Algumas das pesquisas realizadas sobre lingotamento contínuo acontecem em escala piloto. Nesta, faz-se necessário mudar as condições de processo estudadas já na linha de produção, e a partir da análise do produto obtido transpõe-se ou não para a escala industrial.

Apesar da simulação em escala de laboratório não reproduzir fielmente as condições industriais, é possível se controlar determinados parâmetros de processo de forma igual ou muito aproximada à escala industrial, o que garante a utilização posterior dos dados obtidos nos experimentos.

O processo de lingotamento contínuo se caracteriza basicamente pela solidificação do metal líquido acontecendo de forma que exista controle sobre a retirada de calor durante a transformação de líquido para sólido. Este controle da velocidade com que ocorre a solidificação é que influencia como se distribuirão os elementos de liga e inclusões na liga solidificada. Em outras palavras, o que diferencia o lingotamento contínuo do processo de lingotamento convencional é o fato de que a velocidade de solidificação deve ser controlada através da taxa de resfriamento empregada.

O controle da taxa de resfriamento é feito utilizando-se moldes de cobre com a circulação contínua de água, de maneira a se obter os seguintes valores (Priestner,1995), em média:

- Para lingotamento de placas grossas: 0,2 K/s
- Para lingotamento de placas finas: a partir de 1,9 K/s

Outro aspecto importante é o fato de que os modelos matemáticos utilizados na previsão e acompanhamento do processo são baseados em fluxo unidirecional de calor, considerando que em placas lingotadas, o fluxo se dá na direção perpendicular à largura, desprezando-se a retirada de calor tanto pelo comprimento, já que o processo é contínuo e está sendo realimentado, quanto pela espessura da placa. Esta condição também é levada em consideração na simulação física das pesquisas consultadas (Gentile,1998), (Kaspar, 1997) e (Essadiqi, 1995).

Como a taxa de resfriamento é o fator que determinará a microestrutura, utilizam-se expressões que correlacionam os valores de espaçamento secundário interdendrítico com a taxa de resfriamento para prever e comprovar que o lingote passou por condições similares às do lingotamento contínuo.

2.2 Lingotamento contínuo de placas finas

Em função da necessidade de redução de custos, principalmente com consumo menor de energia e melhoria de qualidade dos produtos, tem-se tentado reduzir o número de etapas de processamento dos metais, sendo aplicado também para o lingotamento contínuo a técnica chamada de *"near-net shape casting"*. Neste processo as etapas de processamento são programadas e interligadas de tal forma que se reduz seu número, e ao final se obtém o produto já praticamente pronto para o uso.

No caso da obtenção de aços, várias indústrias vem pesquisando o processo *near-net shape*, algumas já utilizando o lingotamento contínuo de placas finas, onde as espessuras finais variam de 50 a 80 mm para vários tipos de aço (Greis, 1994). O processo de lingotamento contínuo de placas finas já representa uma capacidade mundial instalada de produção de 45 milhões de ton./ano, sendo que 25 milhões nos E. U. A. (Birat, 1998).

No lingotamento de placas grossas, no qual a espessura obtida fica na faixa de 130 mm a 400 mm, o lingote obtido é deixado resfriar até atingir a temperatura ambiente, a partir da qual é levado para aquecimento até atingir a temperatura requerida para a laminação a quente de desbaste. O que se quer obter com o processo de lingotamento contínuo de placas finas é a redução das etapas e conseqüente redução de custo de energia. Uma das maneiras é pela laminação direta do lingote, ou seja, logo após o lingotamento, assim que atingir a temperatura requerida, será laminado. Embora apresente a vantagem de reduzir muito as etapas do processo e o custo de energia por não necessitar de reaquecimento, a mudança das condições de solidificação ocasionam mudanças significativas de microestrutura, o que acarreta em modificações substanciais de propriedades.

Os aspectos a se considerar são:

- Embora a microestrutura como peça fundida se apresente mais refinada em função de se empregar taxas de resfriamento maiores, ainda assim, o tamanho de grão austenítico é pelo menos de 5 a 10 vezes maior que o tamanho de grão austenítico obtido quando o

lingote sofre resfriamento até a temperatura ambiente e posterior aquecimento para laminação. (Essadiqi, 1995) e (Kaspar, 1994). A redução do tamanho de grão austenítico para valores em torno de 200 μm, foi conseguida por Kaspar (1994), aumentado a taxa de resfriamento na solidificação da placa para 8 K/s.

- Este tamanho de grão austenítico conseguido com as taxas de resfriamento mais baixas poderia ser refinado na etapa da laminação, o que de fato acontece, mas é muito limitado em função da espessura inicial já ser muito reduzida, o que não oferece muito para sofrer redução pela laminação e conseqüente refino.

Uma forma intermediária entre a laminação direta e a laminação com aquecimento do lingote frio (*cold charge*), é a laminação com aquecimento do lingote quente (*hot charge*), onde as placas são aquecidas a partir de uma certa temperatura (na maioria das vezes, logo abaixo de A_{r3}), ao invés de serem resfriadas até a temperatura ambiente. Isto reduz o consumo de energia no aquecimento das placas, ao tempo que, para os aços microligados, permite a atuação dos precipitados na ancoragem dos contornos de grãos e, conseqüentemente, evita seu crescimento excessivo.

A tabela 2.2 apresenta os estágios de desenvolvimento do lingotamento contínuo de placas finas em comparação ao lingotamento contínuo de placas grossas.

Tabela 2.2 Estágios de desenvolvimento no lingotamento contínuo *near-net shape* (Döring, 1990)

Estágio tecnológico no lingotamento contínuo de produtos planos		Espessura do lingote (mm)	Velocidade de lingotamento (m/min)	Tipo de produto obtido
Convencional	Placa espessa	130-320	1-2	Placa
Lingotamento *Near-net shape*	Placa fina	50-80	3-6	Placa
	Tira com espessura intermediária	15-25	10-15	Bobina
	Tira com espessura final	1-3	40-60	Bobina

Além do desenvolvimento de tecnologia pelas siderúrgicas, tem sido feitas pesquisas em conjunto com Institutos e Universidades na Alemanha, Canadá e mais recentemente no Brasil com o objetivo de identificar as melhores seqüências de processamento e microestruturas obtidas relacionadas com as propriedades mecânicas necessárias ao uso dos produtos.

Os materiais empregados no desenvolvimento tecnológico e simulações variam do aço carbono comum 1020 (Essadiqi, 1994), até aços mais complexos como os de alta resistência microligados com Nb-V e Ti (Döring, 1990), (Wünenberg, 1993), (Kaspar, 1994, 1997 e 1998) e inoxidáveis (Gammal, 1992).

2.3 Aços de baixa liga e alta resistência microligados

Dentre os aços estudados para a utilização da tecnologia *near-net shape* estão os chamados de baixa liga e alta resistência microligados.

Estes aços são um desenvolvimento metalúrgico clássico nos quais se faz uma combinação de adição de elementos de liga e processamento termomecânico para se obter propriedades mecânicas desejáveis através do controle da microestrutura. Tais processos podem resultar em aços com tensão de escoamento na faixa de 350 a 700 MPa, que corresponde ao dobro da tensão de escoamento dos aços doces (Hansen,1980). Associado à boa resistência mecânica, à boa tenacidade e soldabilidade resultam em boas condições para aplicações em transporte, tubulação, construção civil e vasos de pressão.

São predominantemente de baixo carbono e baixos teores de elementos formadores de carbonetos como o nióbio, vanádio ou titânio. O objetivo da adição destes elementos de liga é modificar a microestrutura (Coutinho,1992) através da atuação de átomos substitucionais e intersticiais na matriz ferrítica e nas discordâncias, da influência de precipitados finamente dispersos e partículas de segunda fase mais grosseiras, inclusões, mas principalmente pelo refino dos grãos ferríticos e aumento de resistência subestrutural (discordâncias). O refino de grãos de ferrita é a melhor maneira de aumentar a resistência em aços HSLA *(high-strength and low-alloy)*, além de, concomitantemente, aumentar a tenacidade. A microestrutura desejada é obtida não só com a adição dos elementos de liga mas, também pela laminação controlada das placas grossas.

Os estudos mostram que a deformação sofrida pelo aço durante a laminação de acabamento faz precipitar carbonitretos na austenita, retardando assim a recristalização. (Dutta, 1987). Assim, quando o elemento de liga, o nióbio em solução sólida, por exemplo, atua para retardar de forma significativa a recristalização da austenita, é observada a precipitação induzida pela deformação, quando é gerado um acúmulo de discordâncias que passa a atuar como local preferencial para esta precipitação (Hansen,1980). Em outras palavras, o elemento em solução atua retardando a recristalização, por interferência com os defeitos da rede cristalina, por *solute drag* e *precipitate pinning* . Isto interferência produz um acúmulo de discordâncias, as quais passam a ser locais para precipitação. Estes precipitados nas discordâncias, por sua vez aumentam a influência sobre o retardo da recristalização, levando a mais deformação da austenita. Dessa forma, nas placas finas, nas quais se tem maior quantidade de elementos em solução, considerando a mesma temperatura a

que foi submetida uma placa grossa resfriada e reaquecida (Priestner, 1995), a recristalização será retardada em temperaturas mais altas.

A laminação controlada das placas grossas inclui quatro diferentes faixas de temperatura (Gorni, 1998): a) etapa de esboçamento, onde a alta temperatura na laminação garante a recristalização plena entre os passes; b) etapa de espera, em temperaturas nas quais a recristalização não é mais garantida acontecer plenamente entre os passes (recomenda-se não aplicar deformação nesta faixa de temperatura); c) etapa de acabamento, nas quais a temperatura não permite mais recristalização alguma entre os passes, havendo grande deformação dos grãos de austenita, o que leva ao refino dos grãos de ferrita e à aceleração da transformação austenita-ferrita e d) laminação intercrítica, que ocorre em temperaturas mais baixas, nas quais a ferrita é deformada junto com a austenita ainda não transformada, aumentando assim a resistência mecânica do produto.

A chamada temperatura de não recristalização (T_{NR}) separa as etapas de esboçamento e de espera na laminação controlada, enquanto que a temperatura A_{r3}, onde se inicia a transformação austenita-ferrita é utilizada para separar as etapas de acabamento e intercrítica. Entre as etapas de espera e de acabamento adota-se a temperatura onde o tempo necessário para que ocorra 5% de precipitação de carbonetos coincida com o tempo necessário para que ocorra 5% de recristalização $T_{5\%}$. (Dutta, 1987). Esta temperatura também é denominada de T_{SR} (*stop-recrystalization temperature*), ou seja, temperatura da parada de recristalização. Os elementos de liga presentes nestes aços influenciam nos valores destas temperaturas, já tendo sido desenvolvidos alguns modelos que permitem prevê-las.

A alta temperatura empregada na etapa de esboçamento ou desbaste tem também a função de dissolver os carbonetos ou nitretos que serão reprecipitados em etapa posterior do processamento. Dentre os compostos que podem estar presentes nestes aços tem-se o nitreto de titânio que é altamente estável, ou seja, necessita de temperaturas bastante altas para se dissolver (acima de 1300°C) e o carboneto de vanádio que é altamente solúvel. De características

intermediárias tem-se o carboneto de titânio, carboneto de nióbio e nitreto de vanádio. (Coutinho, 1992) e (Kaspar, 1998).

À medida que se aquece o aço (encharque) para a primeira etapa de laminação, as partículas precipitadas de carbonitretos atuam no sentido de ancorar os contornos de grãos austeníticos, impedindo o crescimento excessivo dos mesmos. O tamanho final do grão é função do tempo que o material é mantido nesta temperatura.

A influência do teor de nióbio no crescimento do grão austenítico é mostrada na figura 2.2. O vanádio e o titânio também atuam no sentido de ancorar os contornos de grãos de austenita impedindo o seu crescimento excessivo.

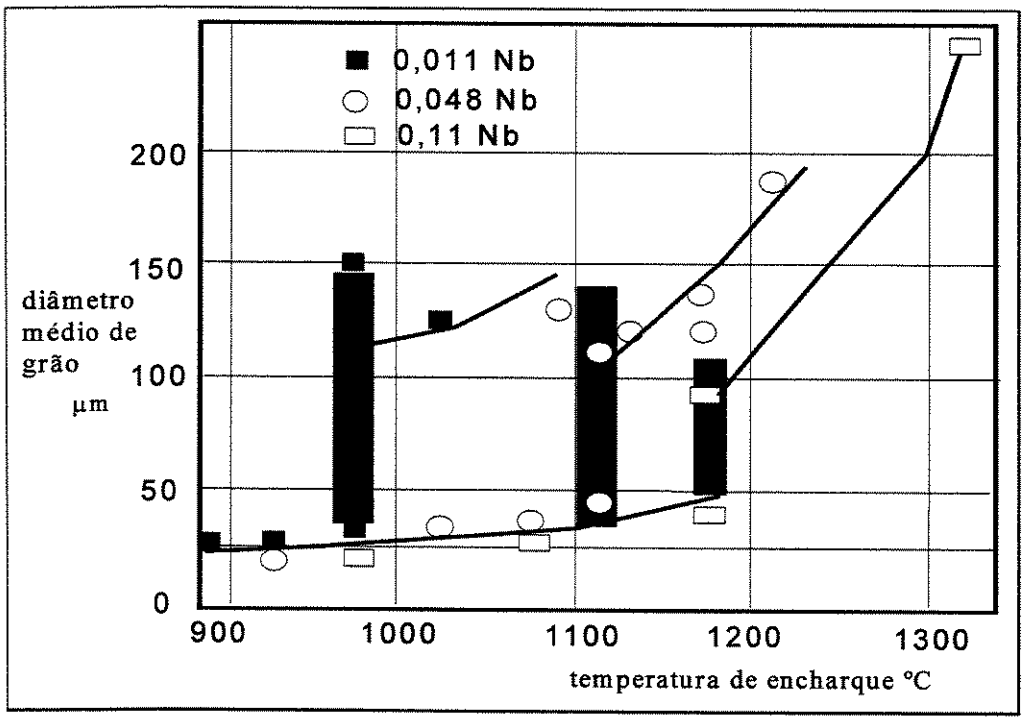


Figura 2.2 Características de crescimento de grão austenítico em aços com diferentes teores de nióbio (Cuddy, 1983). As barras indicam a faixa de grãos duplex produzidos nas temperaturas de aumento de tamanho de grão.

Além da solubilidade, a fração volumétrica e o tamanho das partículas dos precipitados são também importantes, em função do efeito de ancoramento ser descrito por: $D = A\frac{p}{f_v}$, onde D é o tamanho de grão austenítico, A é uma constante, p o diâmetro do precipitado e f_v a fração volumétrica das partículas precipitadas (Cuddy, 1989).

Assim a etapa de esboçamento da laminação controlada realizada em temperaturas acima de T_{NR} tem vários objetivos interligados. Além da modificação da forma (desbaste), tem a função de manter as partículas finamente dispersas na austenita que atuam no sentido de ancorar os contornos de grãos, ao mesmo tempo em que a recristalização total atua na diminuição do tamanho de grão. Por sua vez a deformação que está sendo aplicada induz a precipitação de partículas que atuarão no retardamento do início e progresso da recristalização. O tamanho final do grão austenítico após esta fase dependerá então de vários fatores, como: teor de elemento microligante, tempo e temperatura de encharque, temperaturas de início e final de deformação, redução (ε) e taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) aplicadas durante a laminação.

A etapa de acabamento, realizada abaixo de T_{SR} nas placas grossas, requer a observação das cargas geradas no processamento, que devem ser compatíveis com o equipamento utilizado, tanto em escala industrial, quanto e, principalmente, em escala de laboratório.

A deformação da austenita que ocorre abaixo de T_{SR}, ou seja, na etapa de acabamento e o refino que esta sofreu na etapa de desbaste são fatores que influenciam na temperatura de início da transformação austenita-ferrita (A_{r3}), sendo que, para uma dada taxa de resfriamento, esta transformação é acelerada, ocorrendo a uma temperatura mais alta. Ainda ocorrerá precipitação ao mesmo tempo que ocorrem as reações de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, chamada de precipitação interfase, embora os últimos trabalhos feitos com microscopia eletrônica de transmissão (TEM) na busca da observação deste tipo de precipitação, apresentaram resultados mínimos ou não foi observada (Kestenbach, 1997) e (Itman *et. al.*, 1997). A outra precipitação esperada de ocorrer, é aquela que deveria ser nucleada na ferrita, mas que, apesar de sua importância no aumento da

resistência, também não teve sua nucleação observada na análise de TEM feita por Kestenbach (1997) e Itman *et. al.* (1997).

2.4 Simuladores de lingotamento contínuo de placas finas

Algumas siderúrgicas que já fabricam placas finas por lingotamento contínuo construíram, a princípio, plantas pilotos, modificando as instalações de lingotamento contínuo de placas grossas para o processo *near- net shape* e estudaram a possibilidade da obtenção dos aços em função das propriedades conseguidas no processo. Pesquisadores da Voest-Alpine Stahl (Döring, 1990) utilizaram a linha de lingotamento convencional modificada para testarem vários aços, obtendo ao final, tiras finas a frio e a quente. Após o lingotamento, as placas finas passam por um forno de aquecimento ao se encaminharem para o trem de laminadores, e após a laminação, são bobinadas. Foram testados aços para estampagem profunda, de alta resistência (alto teor de P), estrutural com Cu, estrutural de alta resistência com Nb e aços para tubo API X70.

A Mannesmann em associação com o Instituto Max Planck (Wünenberg, 1993) realizou testes com aço carbono comum St 37 e com o aço API X70 para compararem os produtos obtidos por lingotamento continuo de placas finas com o convencional em termos de defeitos e propriedades mecânicas obtidas.

Além destes trabalhos, existem simuladores construídos para a pesquisa sobre as condições de processo, modelamento matemático de solidificação, verificação da microestrutura e relação com as propriedades mecânicas conseguidas ao final da simulação.

Um dos projetos é o do Instituto Max Planck de Düsseldorf (Kaspar, 1991 e 1997) na Alemanha, que funciona pelo controle das condições de resfriamento das placas cerâmicas que simulam o molde de lingotamento contínuo. Associado a este simulador foi construído um simulador de deformação a quente (WUMSI), que executa a etapa que corresponde à laminação a

quente das placas finas obtidas no primeiro simulador. Foram realizadas experiências com aços microligados com Ti e Nb-V para produção de tiras por laminação a quente.

Outro projeto é o do "Metals Technology Laboratories" de Otawa no Canadá, que utiliza molde de ferro fundido para simular o lingotamento contínuo (Essadiqi, 1994), sendo que a configuração do simulador permite a redução do núcleo líquido ao mesmo tempo em que acontece a solidificação. Foram realizadas simulações do lingotamento contínuo de aço carbono 1020 com redução do núcleo líquido, partindo-se de espessuras de 78 e 100 mm e obtendo-se placas de até 50 mm.

A Mannesmann-Demag e a Iron and Steel Co. da Coréia em associação com pesquisadores da Universidade de Aachen na Alemanha utilizam um simulador no qual uma das paredes do molde é inclinada em relação à outra, sendo também refrigerado a água (Gammal, 1992). Foram investigados o aço inox X 5 CrNiMo 18 10 e o aço estrutural R 52 Nb, com resultados satisfatórios.

O Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas (LCPF) (Gentile, 1999) do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM - UNICAMP, será o equipamento utilizado neste trabalho para a obtenção das placas finas que sofrerão o tratamento termomecânico. Neste equipamento o molde é de placas de cobre eletrolítico refrigeradas a água, simulando o resfriamento controlado do lingotamento contínuo com redução da espessura, e este equipamento será usado com a utilização subseqüente do laminador experimental do laboratório da FEM. O simulador foi projetado para lingotamento de placas de 160 mm de largura por 240 mm de comprimento com espessura inicial em torno de 90 mm podendo ser reduzida para até 38 mm.

2.5 Resultados da literatura obtidos com LCPF

Os vários aços testados pela Voest-Alpine apresentaram baixa quantidade de segregação no centro das placas finas. Os aços QSt 380 e API X70 foram os que apresentaram maior segregação, embora esta segregação tenha sido menor que no lingotamento convencional. Não houve efeito

observável dessa segregação nas propriedades medidas nas tiras produzidas posteriormente a quente e a frio com estas placas finas.

Na laminação de tiras a quente foi observado que com redução de até 70% é possível se obter ótima microestrutura final. As propriedades mecânicas foram comparáveis com aquelas obtidas com os produtos via lingotamento convencional.

Os problemas observados no lingotamento convencional, como segregação, inclusões e trincas também foram observados no processo de placas finas, para os aços St 37 e API X-70 embora reduzidos, conforme apresentam Wünenberg *et al.* (1993 e 1995). Para o aço API X-70 foi observado uma redução na resistência mecânica e na tenacidade com a redução total (ε) na laminação. As placas que foram laminadas com temperatura inicial acima de 1000°C apresentaram temperaturas de transição de fratura mais altas. Foram ainda medidos os valores de resistência à ruptura, tensão de escoamento e alongamento em função do número de passes e das temperaturas de início e fim de laminação. A figura 2.4 mostra a influência da deformação no limite de resistência à tração e na temperatura de transição do aço API X70 produzido por lingotamento contínuo de placas finas.

A simulação de lingotamento contínuo de aços microligados com Nb-V e Ti executada no Instituto Max Planck foi feita com três etapas diferentes após o lingotamento para comparar as propriedades obtidas em função do chamado carregamento direto ou laminação direta, carregamento a quente ou laminação com aquecimento do lingote quente, com o carregamento a frio ou laminação com aquecimento do lingote frio normalmente utilizado no lingotamento contínuo de placas grossas, mostradas na figura 2.5.

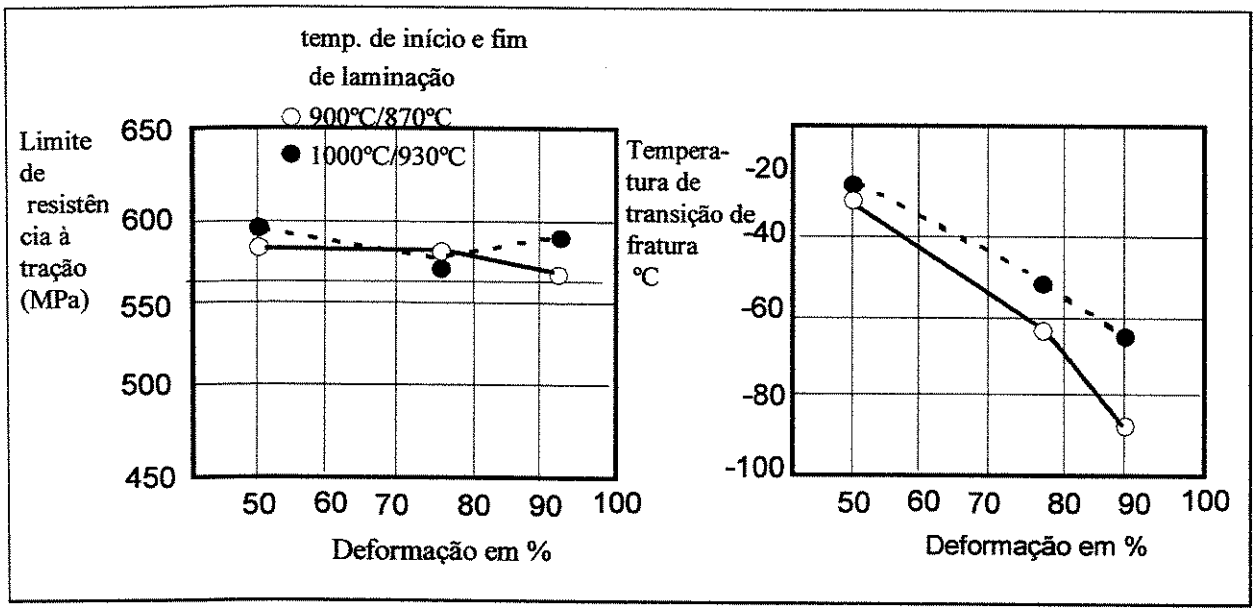


Figura 2.3 Influência da deformação nas propriedades mecânicas do aço API X 70 (Wünenberg *et al.*, 1995).

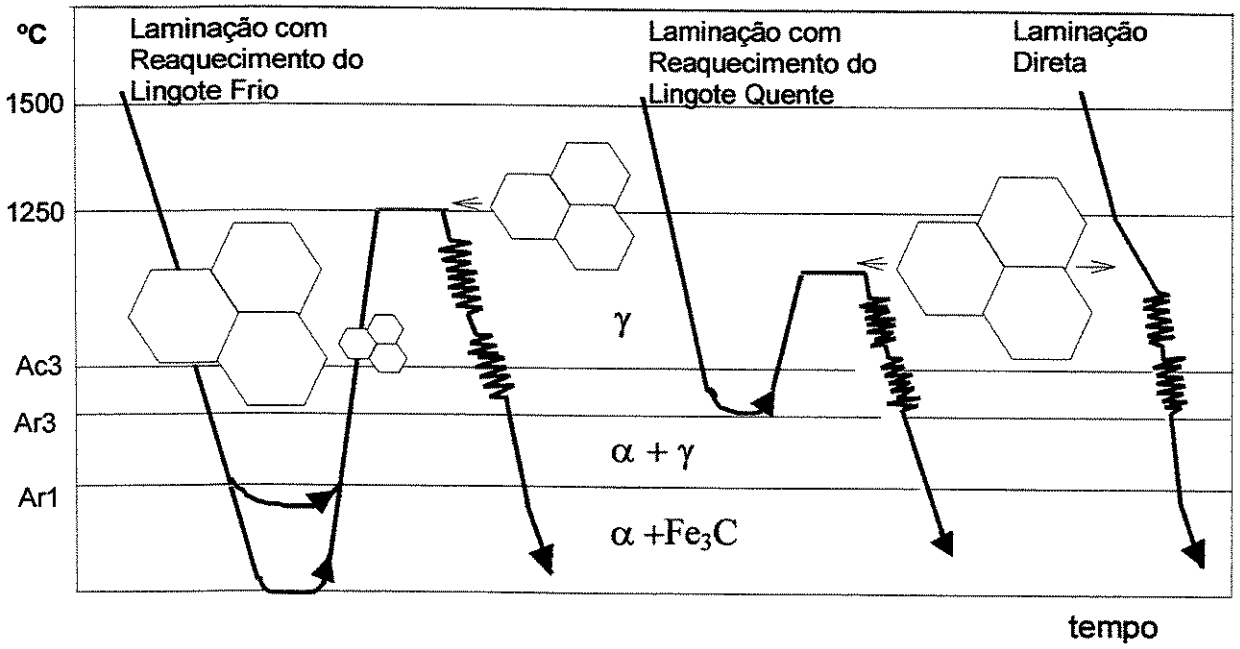


Figura 2.5 Rotas de laminação após o lingotamento contínuo de placas finas (Kaspar, 1991).

A simulação da obtenção de tiras de aço microligado ao Nb-V por lingotamento contínuo *near-net shape* realizada por Zentara (1994) foi feita em 3 etapas: o lingotamento de uma placa fina, a laminação a quente por carregamento direto e o resfriamento controlado da tira. O

lingotamento produziu placas com espessura entre 20 e 60 mm. Após a completa solidificação a amostra quente era transferida para o WUMSI (simulador de deformação a quente do Instituto Max Planck). O transporte de um simulador para outro levava entre 30 e 90 segundos. A temperatura da amostra no instante de entrada no WUMSI ficou na faixa de 1150 e 1200°C. Antes da primeira deformação, a amostra podia ser reaquecida ou mantida na temperatura desejada através de um forno de indução dentro da máquina. Para o controle da temperatura foi usado termopar de Ni-CrNi colocado dentro da amostra. Após a deformação a amostra era pneumaticamente transportada para a caixa de resfriamento, onde uma combinação de água e ar comprimido simulou o resfriamento acelerado. Foram retiradas várias amostras das várias etapas do processo para análise metalográfica e de propriedades mecânicas. Os autores concluíram que as propriedades de resistência mecânica foram, até certo ponto, não sensíveis à deformação total aplicada e que o resfriamento acelerado após a deformação a quente melhora o limite de escoamento e a tenacidade à temperatura ambiente.

É conhecido que a técnica *near-net shape* produz uma estrutura de fundido mais refinada com uma distribuição mais homogênea de microssegregação. Com o aumento da taxa de resfriamento devido à menor espessura da placa o espaçamento dendrítico secundário diminui (Kaspar, 1994). Consegue-se um tamanho de grão austenítico de +/- 130 μm com taxas de resfriamentos maiores. No processo convencional de carregamento a frio das placas grossas, o grão austenítico é de tamanho menor (na faixa de 100 μm) por ter sido a placa resfriada, ocasionando a precipitação de carbonitretos que atuarão no ancoramento dos contornos de grãos no aquecimento posterior (encharque com tempo controlado). Após a etapa de desbaste da laminação, o tamanho de grão fica em torno de 30 μm. Assim, a laminação a quente da placa fina deve ser capaz de reduzir o tamanho de grão austenítico para próximo deste valor. Para se refinar o grão austenítico deve-se ter a completa recristalização, o que só é possível nas temperaturas acima da T_{NR}. Esta temperatura depende do tamanho de grão austenítico inicial para uma dada deformação e uma dada taxa de deformação. A T_{NR} aumenta muito com o aumento do tamanho de grão inicial da austenita, como resultado da falta de contornos de grão suficientes que atuem como áreas potenciais para nucleação na recristalização. Priestner (1995) em sua simulação de laminação direta de aço microligado Nb-Ti concluiu que, as temperaturas de recristalização na

austenita *as cast* foram muito maiores que na austenita reaquecida da laminação convencional, por causa do tamanho de grão maior e da alta supersaturação de solutos microligantes. Embora Kaspar (1994) e Priestner (1995) usem nomenclaturas diferentes, a conclusão de ambos é de que a austenita *as cast* deixará de recristalizar completamente em temperaturas mais altas, se comparadas com a austenita que sofreu resfriamento e posterior reaquecimento. Assim as temperaturas T_{NR} e T_{SR} também serão mais altas quando as placas são laminadas vindas diretamente do lingotamento contínuo.

Mesmo se iniciando com um tamanho de grão de 550 μm, pode-se obter tamanhos de grão recristalizados de 125, 32 e 25 μm após o primeiro, segundo e terceiro passe de deformação, sendo cada passe de 30% respectivamente, na simulação da etapa de desbaste da laminação, resultados obtidos também por Kaspar (1997), na simulação de laminação direta de aço microligado.

Zentara (1994), em sua simulação de lingotamento contínuo de placas finas dividiu a aplicação da deformação total em duas, de forma que uma parte da deformação foi feita acima da temperatura de parada da recristalização (T_{SR}), definida como a deformação para refinar o grão da austenita ($\varepsilon_{RG\gamma}$) e outra parte da deformação que foi aplicada na temperatura abaixo da T_{SR}, definida como a deformação para aumento da resistência da austenita ($\varepsilon_{AR\gamma}$). O autor não levou em consideração a T_{NR}, apenas a T_{SR}, diferentemente do que ocorre na deformação das placas grossas, na qual evita-se aplicar a deformação na faixa entre as duas temperaturas. Sugere que se poderia usar as condições extremas, a primeira delas, a deformação total aplicada em altas temperaturas para se conseguir um grão refinado de austenita, apenas por recristalização dinâmica e estática, que garante contorno de grão suficiente para nucleação da ferrita. Esta poderia ser uma opção para as placas finas visto sua pequena espessura para ser deformada. A outra condição extrema sugerida seria aplicar a deformação total apenas na temperatura de região de não recristalização da austenita obtendo-se uma austenita deformada (produzindo regiões com alta densidade de discordâncias) com menor quantidade de contorno de grão por volume mas com muitas bandas de deformação, capazes de nuclear a ferrita dentro dos grãos alongados de austenita nos estágios iniciais da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. A taxa de nucleação neste tipo de

microestrutura poderia ser alta o suficiente para resultar em uma microestrutura ferrítica final refinada.

2.6 T_{NR} e T_{SR}

Constata-se que tanto para as placas grossas quanto para as finas, a T_{NR} e a T_{SR} são parâmetros importantes para a definição correta da programação da laminação a quente, se o produto a ser lingotado e posteriormente laminado for um aço HSLA.

Um dos estudos para determinação da T_{NR} foi realizado por Boratto *et al.* (1988) com aços microligados submetidos a teste de torção a quente. Correlacionando os resultados de seu experimento com os da literatura, eles chegaram à seguinte equação:

$$T_{NR} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 8990Ti + 363Al - 357Si \qquad (2.1)$$

O desvio padrão encontrado para a sua equação foi de 17°C, em relação aos valores medidos em seu próprio experimento, e aos valores medidos nos trabalhos de Cuddy (1983) e Bacroix (1982). Concluiu também a partir de sua equação que a recristalização é retardada pelo Nb, Ti, Al e por último pelo V, e que o Si tem o efeito de promover a recristalização a um grau significante.

Boratto (1988) ressaltou ainda que o Mn e o Mo não demonstraram exercer influência sobre a T_{NR}, pelo menos na faixa considerada do trabalho que foi de 0,41 a 1,9% para o Mn e de zero a 0,31% para o Mo.

As equações de Dutta e Sellars (1987) prevêem T_{NR} e T_{SR} pela descrição da cinética de recristalização e precipitação. O modelo foi desenvolvido para condições de temperatura constante, mas na laminação ocorre um resfriamento contínuo, assim Gorni (1998) sugere adotar o procedimento de Scheil (1935) citado por Park (1992).

2.6.1 Cálculo da tensão de escoamento média na laminação a quente.

Uma maneira de se verificar a ocorrência da recristalização, além da observação metalográfica, é pela inclinação da curva tensão de escoamento média em cada passe de laminação *versus* o inverso da temperatura do passe. 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 (Sims, 1954), (Coffin, 1964), chegar aos valores de tensão de escoamento.

Os métodos de cálculo propostos por vários autores (Sims, 1954) e (Coffin, 1964) são baseados em investigação experimental, visto que a solução exata do processo de laminação não é conhecida. Segundo Dieter (1981), na deformação plástica, que depende da maneira segundo a qual é exercida a solicitação mecânica para se atingir o estado final, não há uma constante facilmente mensurável como na deformação elástica relacionando tensão e deformação, onde se tem o módulo de Young.

Para o experimento objeto desta dissertação e obtenção de produtos conformados plasticamente faz-se necessário uma análise de grandes deformações plásticas e sob estas condições é muito difícil descrever como os metais se comportam, de forma rigorosamente analítica. Assim são geralmente necessárias algumas simplificações nos métodos de cálculo apresentados.

Em problemas práticos como na laminação de tiras pode-se considerar que as deformações acontecem unicamente no plano, desprezando-se as deformações na direção da largura da tira ou chapa, condição conhecida como deformação plana. A máxima tensão que provocará o escoamento na deformação plana pode ser obtida de um teste relativamente simples.

O seguinte arranjo experimental foi empregado por Bridgman, (1946), citado por Tselikov (1967): um bloco retangular de metal com as bordas paralelas aos eixos x e y e z é comprimido na direção x entre placas rígidas sobrepostas. A expansão é permitida apenas na direção y e é impedida de acontecer na direção z por matrizes rígidas. Todas as superfícies em contato são admitidas de estarem perfeitamente lubrificadas, de forma que a deformação é plana e uniforme.

Com este experimento o autor confirmou para o aço de baixo carbono, quando as deformações elásticas são desprezadas, que a tensão de escoamento é cerca de 15% mais alta que a tensão de escoamento uniaxial, ou seja, do que aquela sob efeito do ensaio de tração simples, por exemplo.

A dificuldade de se descrever exatamente o comportamento plástico dos metais e ligas metálicas está relacionada com sua própria estrutura básica. Tendo seus átomos arranjados em forma de células cristalinas regulares que se repetem, eles possuem características microscópicas e macroscópicas, tais como vazios na rede; defeitos de linha (discordâncias) e de superfície como contornos de grãos; átomos solutos e partículas de segunda fase, que influenciam de maneira significativa no seu comportamento plástico. Já o seu comportamento elástico depende basicamente das forças de atração e repulsão atômicas.

2.6.2 Relações geométricas na laminação.

A figura 2.6 mostra as relações geométricas na laminação indicando os termos que são usados nas equações.

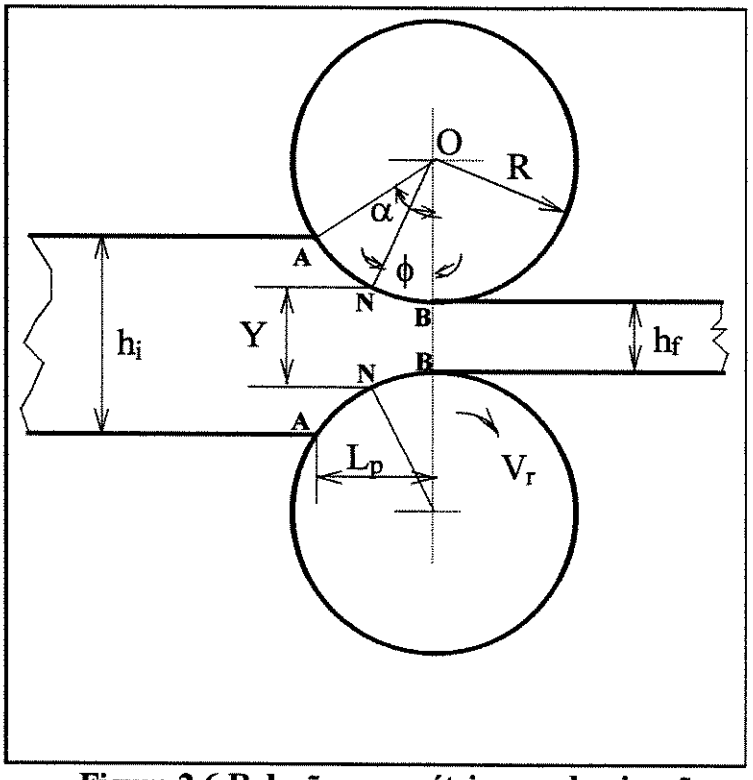


Figura 2.6 Relações geométricas na laminação

Onde :

h_i = espessura inicial da chapa,

h_f = espessura final da chapa,

R = raio do cilindro,

α = ângulo de contato entre o material e o cilindro no plano de entrada, em radianos,

Y = espessura da chapa no plano de interseção,

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

V_r = velocidade periférica do cilindro.

2.6.3 Método de Cálculo

O método de cálculo estudado para determinação da tensão de escoamento média 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.

O método proposto por Sims baseia-se na equação:

$$P = KbQLp \tag{2.2}$$

onde :

P = Carga na laminação (N)

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

b = largura da chapa (mm),

Lp = comprimento do arco projetado (mm)

Q = fator proposto por Sims

São feitas algumas simplificações, como por exemplo, supõe-se que na deformação que ocorre durante a laminação, o volume permanece constante, ou seja, a deformação no comprimento será igual ao módulo da deformação na espessura, sendo a deformação na largura praticamente igual a zero. Admite-se um valor de tensão de escoamento para deformação homogênea, e a não homogeneidade que realmente acontece na deformação será levada em conta no fator Q. Admite-se ainda que o material conformado é isotrópico, o que pode ser uma boa aproximação se o metal possui granulação fina e homogênea.

O raio do cilindro adotado é constante, considerando-se o cilindro do laminador perfeitamente rígido.

A tensão de escoamento é afetada pela temperatura e pela taxa de deformação segundo Dieter (1981). Na laminação a quente, o encruamento e a recristalização ocorrem

simultaneamente, e considerando-se que a temperatura de trabalho permanece constante durante a laminação, a tensão de trabalho também permanecerá.

Sims (1954) calculou o valor da tensão de escoamento para aço carbono com 0,17% de carbono segundo as equações:

$$\overline{K_p} = \frac{1}{\alpha}\int_0^{\alpha} k d\theta \qquad (2.3)$$

e $$\overline{K_G} = \frac{1}{r}\int_0^{r} k de \qquad (2.4)$$

onde:

θ= coordenada angular, (zero no plano de saída) em radianos,

K = tensão de escoamento para deformação uniaxial ($\overline{K_p}$ = valor médio assumindo material plástico-rígido e $\overline{K_G}$ = valor constante),

$r = \frac{h_i - h_f}{hi}$ redução para um passe, h_i=espessura inicial e h_f=espessura final

e = a redução total (determinou seu valor para várias taxas de deformação)

A taxa de deformação pode ser calculada por:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2\pi N}{60\sqrt{r}}\sqrt{\frac{R}{h_i}}\ln\left(\frac{1}{1-r}\right) \qquad (2.5)$$

sendo N a velocidade do laminador em rpm e r a redução percentual. Ou

$$\dot{\varepsilon} = \left(\frac{V}{\sqrt{RxH}}\right)\sqrt{r}\left(1+\frac{r}{4}\right) \qquad (2.6)$$

sendo $r = \frac{H-h}{H}$ e onde

$\dot{\varepsilon}$ - Taxa de deformação média no passe (s^{-1})

V - Velocidade tangencial dos cilindros (mm/s)

R - Raio dos cilindros (mm)

r - Redução em cada passe

H - Espessura inicial no passe (mm)

h - Espessura final no passe (mm)

Partindo do método original de Orowan, Sims assumiu que, para a laminação a quente, o atrito é aderente através de todo o arco de contato entre os cilindros de laminação e o material que está sendo laminado, sob um estado de deformação plana homogênea. A equação foi desenvolvida para laminação de materiais plástico-rígidos ideais, caso que pode ser considerado para o aço nas condições do experimento.

O fator Q de Sims é dado pela equação:

$$Q_s = \sqrt{\frac{(1-r)}{r}}\{\pi arctg[\sqrt{\frac{r}{(1-r)}}] - \sqrt{\frac{R}{h_f}}\ln[(\frac{Y}{h_f})^2(1-r)]\}\frac{1}{2} - (\pi/4) \tag{2.7}$$

sendo Y e ϕ dados por:

$$Y = 2R\phi^2 + h_f \tag{2.8}$$

onde:

$$\phi = tg\{[\pi\sqrt{\frac{h_f}{R}}\ln(1-r)]\frac{1}{8} + arctg[\sqrt{\frac{r}{(1-r)}}]\frac{1}{2}\}(\sqrt{\frac{h_f}{R}}) \tag{2.9}$$

Segundo Larke (1967), o método proposto por Sims é o que fornece melhores resultados se comparados com os valores obtidos na prática, por isso o seu método de cálculo será o utilizado para verificação da recristalização entre os passes da etapa de laminação a quente a que serão submetidos os corpos de prova obtidos de placas finas lingotadas no Simulador LCPF.

Capítulo 3

Procedimento experimental

3.1 Material utilizado

A etapa experimental do estudo foi realizada utilizando-se de chapas de aço microligado ao Nb-V. As chapas usadas foram laminadas pela Usiminas a partir de placas grossas produzidas pela CST. O processo de obtenção das placas grossas foi o de lingotamento contínuo convencional no que resultou em placas de espessura de 250 mm e que após sofrerem laminação controlada passaram a ter 25,4 mm de espessura. A análise feita por espectroscopia ótica da composição química destas chapas foi fornecida pela CST e encontra-se na tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição química dos aços utilizados (% em peso)

Corrida	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Cu	Cr	Ni
2834609	0,092	1,500	0,234	0,014	0,006	0,038	0,024	0,079	0,010	0,020	0,010
2834625	0,086	1,450	0,302	0,015	0,006	0,035	0,037	0,072	0,020	0,020	0,010

As dimensões do material recebido foram 475x650x25,4 e 460x625x25,4 mm, tendo sido necessário cortar as chapas de forma que coubessem dentro do cadinho do forno de indução de diâmetro interno de 139,7 mm e altura 265 mm. Foi feito um oxi-corte no sentido do comprimento

de cada uma das chapas e posterior corte com serra de cada um dos pedaços para se obter a carga em dimensões compatíveis com o cadinho.

Para a etapa de desoxidação e refino da carga de aço líquido foram utilizados alumínio granulado, Fe-Si75%, CaSi e fluxante (Finardi, 1993).

O revestimento do molde de placas de cobre e placas refratárias do simulador LCPF foi feito com uma solução de óxido de cromo e as bicas de alimentação e de limpeza do cadinho foram revestidas com massa refratária.

As curvas de solidificação foram obtidas usando-se termopares tipo S (Platina-Rhodio 10%, erro de +/-0,25%) e as temperaturas medidas durante a laminação com termopares tipo K (Chromel-Alumel, erro de +/-0,75%).

3.2 Equipamentos experimentais

- Forno de indução de atmosfera não controlada de 35kW de capacidade nominal, saída de 9600 Hz, para até 25 kg de aço (Fig. 3.1);

- Simulador de Lingotamento Contínuo de Placas Finas (LCPF) (Gentile, 1998), constituído de: uma câmara para solidificação da liga metálica (molde) construída de 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. 3.1);

- 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. 3.1);

- Laminador de marca FENN, carga máxima 50 t, 25 HP, diâmetro dos cilindros de 133 mm e velocidade máxima de 100 rpm (Fig.3.2);

- Equipamento para simulação do resfriamento acelerado com controle da vazão de água aspergida sobre os corpos de prova, construído no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos da FEM-UNICAMP. (Bustamante,1999) (Fig. 3.2);

- Forno túnel a resistência elétrica com 3 zonas de aquecimento, com temperatura máxima de 1000°C para simular a etapa do bobinamento das chapas (Fig. 3.2);

- 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 e

- Maçarico a gás GLP de capacidade 7 kg para aquecimento das bicas de alimentação e de limpeza do cadinho do forno de indução.

Figura 3.1 Equipamentos do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM para fusão e lingotamento de aço.

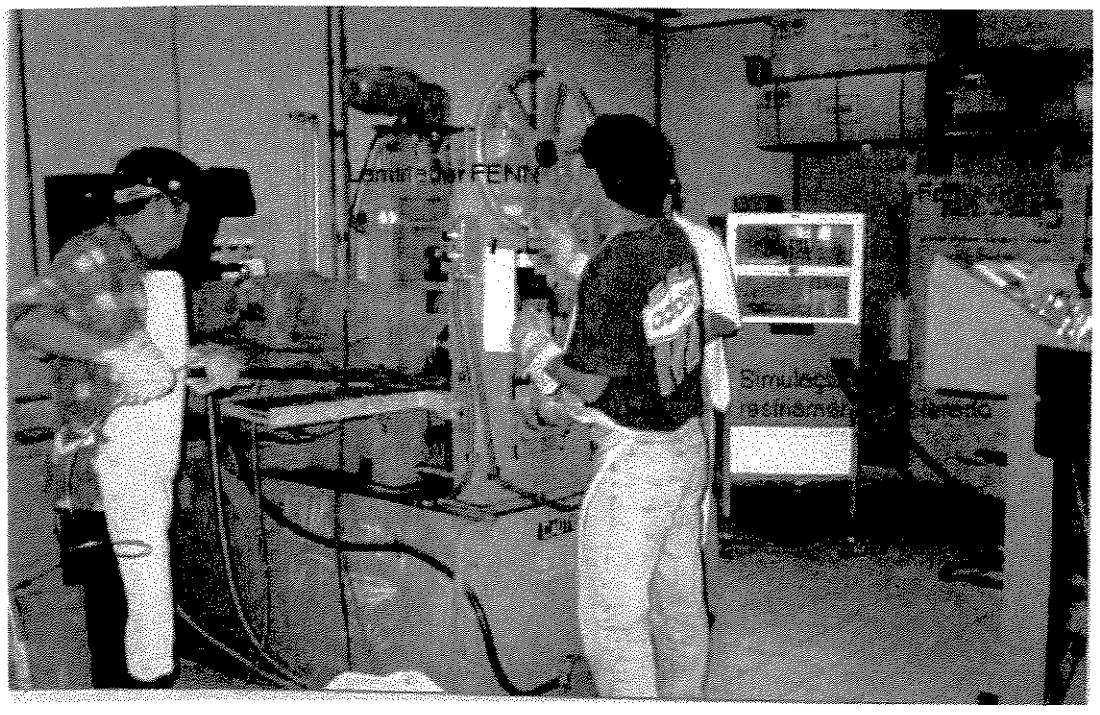


Figura 3.2 Equipamentos do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA-FEM para laminação dos corpos de prova

3.3 Planejamento experimental

Foram realizadas 4 fusões de aço de alto carbono no forno de indução com posterior lingotamento no Simulador LCPF para verificação do desempenho dos equipamentos e prática da obtenção das placas finas de aço. A partir dos resultados obtidos de macrografia e de composição química foi possível definir um planejamento para os experimentos com o aço microligado.

Foram adotadas duas variáveis de influência sobre as propriedades mecânicas do aço lingotado no simulador LCPF: a composição química (visto que o forno de indução não possui atmosfera controlada), e a temperatura de início da segunda etapa de laminação. Foi analisada a influência destas variáveis sobre as propriedades de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e estricção, propriedades medidas a partir do ensaio de tração e tratadas como as variáveis de resposta. Também foi analisado o efeito das variáveis de influência sobre a microestrutura, mais especificamente sobre o tamanho de grão ferrítico final e o percentual de perlita resultante.

Para verificar a influência dos tratamentos termomecânicos foi utilizado o planejamento completo aleatorizado por blocos, sendo que cada placa fina foi considerada como um bloco e o tratamento em dois níveis, as duas temperaturas de início da segunda etapa de laminação.

i) Modelo estatístico

Com *a* tratamentos e *b* blocos:

$$y_{ij} = \mu + \tau_i + \beta_j + \varepsilon_{ij} \begin{cases} i = 1,2,...a \\ j = 1,2,...b \end{cases} \tag{3.1}$$

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.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

O teste de hipóteses é dado por:

$H0: \mu 1 = \mu 2 = ... = \mu_a$

$H1: \mu_i \neq \mu_j$ (pelo menos para um par i,j) ou

$H0: \tau_1 = \tau_2 = ... = \tau_a = 0$

$H1: \tau_i \neq 0$ 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

$F_0 = \dfrac{SS_{tratamentos} / (a-1)}{SS_E / ((a-1)(b-1))}$ e α adotado igual a 0,05, 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 (que os valores são iguais) e isto não ser verdadeiro.

3.4 Processamento Experimental

3.4.1 Lingotamento das placas finas no simulador LCPF

A etapa seguinte ao treinamento do lingotamento com o aço de alto carbono foi a produção de 5 placas de aço microligado utilizando-se do material base enviado pela CST com a composição química mostrada na tabela 3.1. A carga de cada uma das fusões foi composta de parte da placa 2834609 com parte da placa 2834625, de forma que todo o material pudesse ser utilizado e que a composição química teórica resultante em cada placa fosse a mais próxima possível uma das outras. Cada lingote obtido no simulador foi identificado por uma letra do alfabeto em maiúsculo.

Para a obtenção das placas de aço microligado, foi padronizado o procedimento de preparação do simulador e das fusões. Após a pintura das paredes internas do molde do simulador com óxido de cromo, este tinha a placa móvel fixada na espessura de 42 mm e assinalada a altura requerida para o lingote. No suporte do termopar era instalado um termopar tipo S para registro das temperaturas durante a solidificação e resfriamento da placa. Com a colocação da carga dentro

do cadinho, o forno de indução (de atmosfera não controlada) era ligado e tinha sua potência elevada (conforme recomendação do fabricante) até a potência máxima em torno de 27 kW. As placas refratárias do molde do simulador eram aquecidas a 180 ou 220°C através de resistências elétricas instaladas em seu interior, no sentido de eliminar a umidade dentro do molde. Com a fusão do metal tomava-se a primeira medida de temperatura do banho, e até que se atingisse o superaquecimento recomendado para o lingotamento (de 50 a 100°C), fazia-se o aquecimento da bica que alimentava o simulador com o maçarico. Com a tomada da temperatura de lingotamento eram colocadas as adições no cadinho e vazava-se o aço.

Após o lingotamento, enquanto a placa estava solidificando, era feito o esgotamento do cadinho utilizando-se da bica auxiliar e de panela com revestimento refratário, de forma a manter o cadinho limpo para a próxima fusão.

O resumo das condições de operação para obtenção do aço líquido, e posterior lingotamento no simulador LCPF, estão descritas na tabela 3.2.

Tabela 3.2 Condições do lingotamento das placas finas

Placa	Carga (kg)	Potência máx. do forno de indução (kW)	Tempo até o lingotamento (2h + min)	Temperatura de lingotamento (°C)	Desoxidação e refino (todas as placas)
A	14,5	27,0	35	1566	0,10%Al; 0,20% FeSi75; 0,15% CaSi e 0,15% Fluxante
B	13,8	27,0	38	1580	
C	14,7	27,0	45	1580	
D	14,8	27,0	30	-	
E	13,9	27,0	35	1575	

Após o resfriamento completo das placas, estas foram cortadas (figura 3.3) conforme esquema da figura 3.4 para retirada dos corpos de prova que passariam pelo tratamento termomecânico, análise de composição química e metalografia (macro e micro).

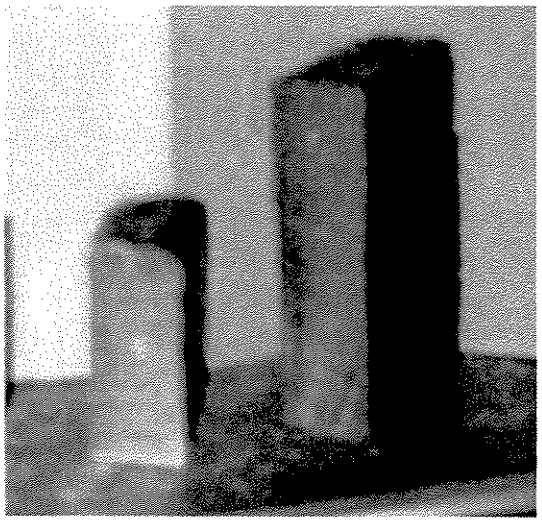


Figura 3.3 Placa de aço microligado Nb-V produzida no Simulador LCPF cortada para a preparação dos corpos de prova de laminação

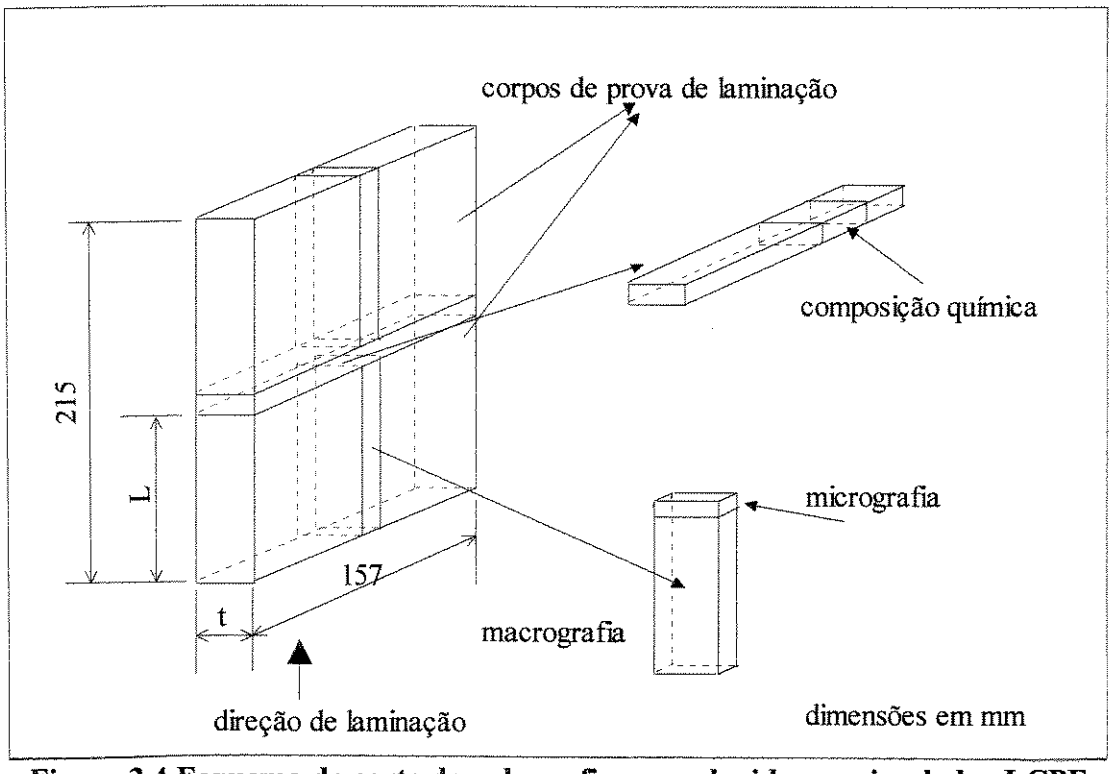


Figura 3.4 Esquema de corte das placas finas produzidas no simulador LCPF

A análise de composição química foi feita por espectroscopia ótica, com a retirada de 3 amostras, tomando-se a média como resultado final, e está apresentada na tabela 3.3.

Tabela 3.3 Composição química das placas lingotadas no simulador (% em peso)

Placa	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Cu	Cr	Ni	N
A	0,070	0,750	0,339	0,014	0,007	0,057	0,018	0,068	0,016	0,041	0,012	0,0153
B	0,076	0,820	0,332	0,012	0,007	0,059	0,019	0,071	0,020	0,020	0,010	0,0115
C	0,072	0,890	0,349	0,014	0,008	0,097	0,023	0,071	0,019	0,024	0,012	0,0170
D	0,073	0,990	0,384	0,014	0,008	0,078	0,027	0,071	0,019	0,024	0,012	0,0130
E	0,074	0,980	0,368	0,014	0,007	0,082	0,022	0,073	0,016	0,022	0,011	0,0139

A diferença da composição química das placas lingotadas em relação ao material base, é resultado da fusão em forno de indução com atmosfera não controlada, e do uso de percentuais de adições sugerido pela literatura.

As macrografias foram obtidas após o lixamento da superfície das amostras com lixas de grana variando de 220 a 600 e posterior ataque químico com solução de água régia na proporção em volume de 1 de ácido clorídrico (concentração de 36 a 38%) para 2 de ácido nítrico (concentração de 65 a 68%).

As micrografias foram obtidas com lixamento das amostras até a lixa de grana 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, e nital 4% para as amostras das etapas intermediárias da laminação, que foram resfriadas em água. Para observação de contorno de grão austenítico destas amostras foi usada uma solução de ácido oxálico (28ml a 10%) em 80 ml de água e 4ml de peróxido de hidrogênio (Krauss, 1989).

3.4.2 Tratamento termomecânico das placas finas

De cada placa foram preparados 4 corpos de prova para a laminação, nos quais foram feitos chanfros para o agarramento pelos cilindros de laminação e furos para termopar tipo K e seu suporte conforme mostra a figura 3.5.

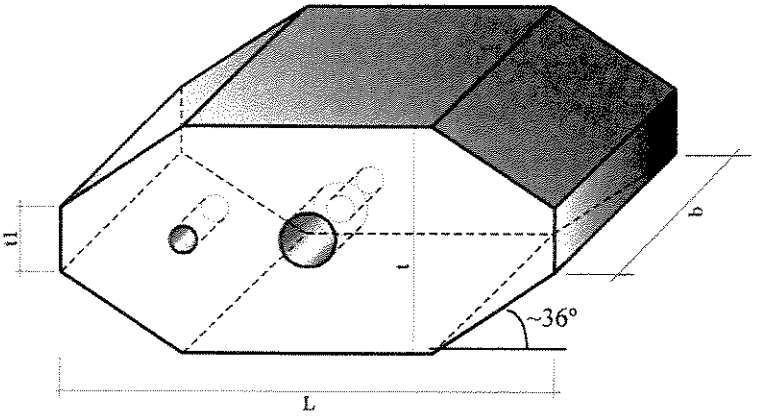


Figura 3.5 Corpo de prova de laminação

Tabela 3.4 Dimensões dos corpos de prova de laminação em mm

Placa	L	t	t1	b
A	89 +/- 1	44,0 +/- 0,4	12+/- 1	67,9 +/- 0,5
B	89,9 +/- 0,2	40,2 +/- 0,1	11,6 +/- 0,8	69,8 +/- 0,3
C	89,9 +/- 0,6	42,2 +/- 0,4	12 +/- 1	70,0 +/- 0,4
D	89,8 +/- 0,1	40,8 +/- 0,7	12,1 +/- 0,1	69,6 +/- 0,1
E	90,8 +/- 0,2	42,3 +/- 0,7	12,4 +/- 0,5	69,0 +/- 0,5

Adotou-se a sugestão de Zentara (1994), de usar a condição extrema de deformação acima de T_{SR}, em razão da espessura dos corpos de prova (41 mm) e da capacidade do laminador experimental.

A identificação dos corpos de prova está apresentada na tabela 3.5. O número da identificação indica a temperatura de início da laminação de acabamento, 10 para a primeira condição 1000°C e 9 para 900°C e 8 para 890°C. A letra seguinte indica a rota seguida pelo corpo de prova (B para aqueles que seguiram para o resfriamento controlado e simulação de bobinamento), D para aqueles que foram resfriados em água após o desbaste (placa C) ou após o acabamento (placa D).

Tabela 3.5 Identificação dos corpos de prova de laminação

Corpo de prova	Temperatura de início de laminação de acabamento	Laminação experimental
B10-B	1000	realizada até a simulação do **B**obinamento
B 9-B	900	realizada até a simulação do **B**obinamento
C10-B	1000	realizada até a simulação do **B**obinamento
C 9-B	900	realizada até a simulação do **B**obinamento
C 10-D	só laminação de desbaste	resfriado em água após a laminação de **D**esbaste
C 9-D	só laminação de desbaste	resfriado em água após a laminação de **D**esbaste
D 10-B	1000	realizada até a simulação do **B**obinamento
D 9-B	900	realizada até a simulação do **B**obinamento
D 10-A	1000	resfriado em água após a laminação de **A**cabamento
D 9-A	900	resfriado em água após a laminação de **A**cabamento
E 10-B	1000	realizada até a simulação do **B**obinamento
E 8-B	890	realizada até a simulação do **B**obinamento

A programação da laminação está apresentada no diagrama da figura 3.6.

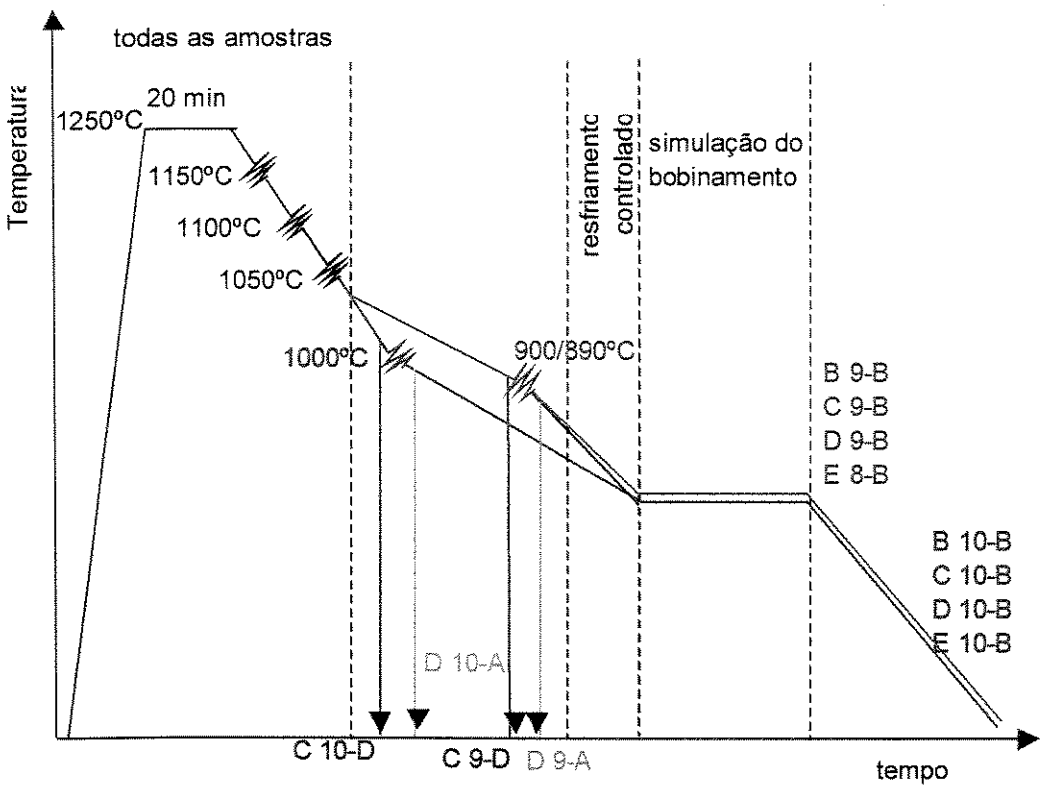


Figura 3.6 Diagrama esquemático da laminação

O forno mufla foi mantido na temperatura de 1250°C para aquecimento e encharque dos corpos de prova antes da laminação. Como cada corpo de prova foi colocado no forno já com o termopar, o que permitiu o acompanhamento de seu aquecimento, adotou-se um tempo de 20 min após a indicação de que o centro do corpo de prova tinha atingido 1250°C para evitar oxidação excessiva.

A laminação foi dividida em duas etapas, sendo que a primeira, de desbaste foi realizada em 3 passes e a deformação verdadeira total desta etapa de 50%. As temperaturas visadas em cada passe e os valores calculados da redução e da taxa de deformação estão relacionadas na tabela 3.6.

Tabela 3.6 Escala dos passes laminação de desbaste

Placa	Passe nº	Espessura nominal mm		Redução nominal		Taxa de redução $\dot{\varepsilon}$	Temp. visada (°C)
		inicial	final	mm	%		
B	1	40,2	34,2	6	14,9	4,5	1150
	2	34,2	28,2	6	17,5	5,3	1100
	3	28,2	23,2	5	17,7	5,9	1050
C	1	42,2	36,2	6	14,2	4,3	1150
	2	36,2	30,2	6	16,6	5,0	1100
	3	30,2	25,2	5	16,6	5,5	1050
D	1	40,8	34,8	6	14,7	4,4	1150
	2	34,8	28,8	6	17,2	5,2	1100
	3	28,8	23,8	5	17,4	5,8	1050
E	1	42,3	36,3	6	14,2	4,3	1150
	2	36,3	30,3	6	16,5	5,0	1100
	3	30,3	25,3	5	16,6	5,5	1050

$$\dot{\varepsilon} = \left(\frac{V}{\sqrt{RH}}\right)\sqrt{r}\left(1+\frac{r}{4}\right) \qquad (3.2)$$

sendo $r = \dfrac{H-h}{H}$ e onde

$\dot{\varepsilon}$ - Taxa de deformação média no passe (s^{-1})

V - Velocidade tangencial dos cilindros (583,3 mm/s)

R - Raio dos cilindros (66,5 mm)

r - Redução no passe

H - Espessura inicial no passe (mm)

h - Espessura final no passe (mm)

A figura 3.7 mostra três dos corpos de prova preparados para a laminação.

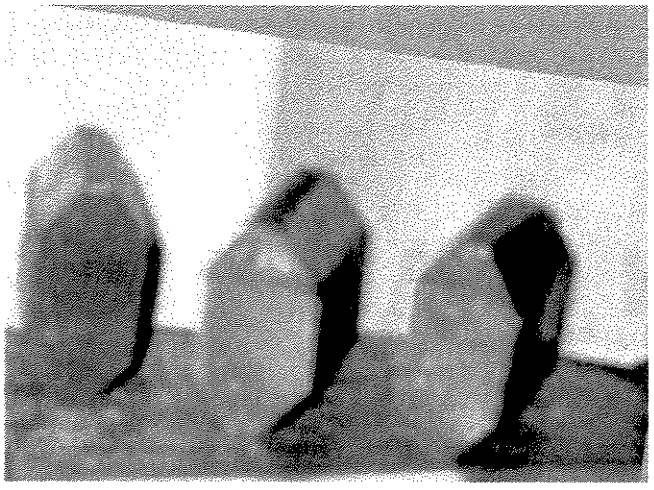


Figura 3.7 Corpos de prova para laminação

Em função da composição química das placas, as T_{NR} calculadas foram baixas (tabela 3.7), considerando-se dois aspectos, a rota de laminação para as placas finas não foi a de carregamento direto, e as cargas máximas registradas no laminador FENN nos testes preliminares. Assim, levando-se em conta que o material foi fundido em forno de indução de atmosfera não controlada e a capacidade do laminador experimental, adotou-se a temperatura de início da laminação de acabamento de 900°C para as placas C e D, de forma que entre os últimos passes não ocorresse recristalização total. Para as placas B e E, adotou-se 900°C para a primeira, para se garantir a recristalização total entre os passes e 890°C para a segunda, de forma a se ter a mesma condição das placas C e D, ou seja, que nos últimos passes não ocorresse recristalização total. A outra rota de laminação foi iniciada a 1000°C para todos os corpos de prova.

Tabela 3.7 Temperatura de não recristalização calculada por Boratto *et al.* (1988)

Placa	T_{NR} (°C)
B	850
C	872
D	871
E	857

Para o cálculo da temperatura de não recristalização das placas obtidas no simulador foi usada a análise de composição química descrita na tabela 3.3.

A placa A foi laminada nas temperaturas de 1000°C e 900°C como prática da operação e verificação das cargas máximas produzidas no laminador em função da seqüência adotada de passes. A deformação verdadeira total do acabamento em 5 passes foi de 80%. A tabela 3.8 apresenta a programação da laminação

Tabela 3.8 Escala dos passes da laminação de acabamento (ε=0,8)

Placa	Passe	Espessura nominal (mm)		Redução nominal		Taxa de redução •	Temp. de início de lamin.
		inicial	final	mm	%	(ε)	(°C)
B	1	23,2	19,2	4	17,2	6,4	1000/900
	2	19,2	16,2	3	15,6	6,7	
	3	16,2	13,7	2,5	15,4	7,2	
	4	13,7	11,7	2	14,6	7,6	
	5	11,7	10,2	1,5	12,8	7,7	
C	1	25,2	21,2	4	15,9	5,9	1000/900
	2	21,2	18,2	3	14,2	6,0	
	3	18,2	15,7	2,5	13,7	6,4	
	4	15,7	13,7	2	12,7	6,6	
	5	13,7	12,2	1,5	10,9	6,6	
D	1	23,8	19,8	4	16,8	6,3	1000/900
	2	19,8	16,8	3	15,2	6,5	
	3	16,8	14,3	2,5	14,9	7,0	
	4	14,3	12,3	2	13,9	7,3	
	5	12,3	10,8	1,5	12,2	7,3	
E	1	25,3	21,3	4	15,8	5,9	1000/890
	2	21,3	18,3	3	14,1	6,0	
	3	18,3	15,8	2,5	13,7	6,4	
	4	15,8	13,8	2	12,7	6,6	
	5	13,8	12,3	1,5	10,9	6,5	

A deformação total aplicada aos corpos de prova variou de 110 a 130%, exceto para o corpo de prova B10-B, que teve deformação total de 140%.

Na laminação de acabamento, após o primeiro passe, esperava-se o tempo necessário para ser feita a parada dos cilindros, subseqüentemente sua reversão e abaixamento para dar a redução no passe, acionando-se o laminador em seguida. O tempo interpasse desta fase variou de 3,25 a 5,75 s.

Após a laminação de acabamento, o corpo de prova seguiu para o equipamento de resfriamento acelerado até atingir a temperatura de 550°C e em seguida colocado no forno túnel que simulou a etapa de bobinamento, sendo mantido nesta temperatura por duas horas, ao fim do qual foi retirado e resfriado ao ar.

Foram feitos dois ensaios para cada condição a fim de garantir que pelo menos uma delas seguisse a rota completa de laminação, compensando eventuais erros experimentais, tais como quebra do termopar durante a laminação, erro na redução do espaçamento dos cilindros de laminação, etc. Nas placas C e D foi possível utilizar a segunda amostra para "congelar" (através do resfriamento brusco em água) a microestrutura após ambas as etapas de laminação.

3.5 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina da MTS, modelo TestStart II, servo-hidráulica, equipada com célula de carga de capacidade 10ton., 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. Os resultados obtidos e analisados foram a tensão de escoamento (limite inferior), o limite de resistência, alongamento e estricção.

O material usado para confecção dos corpos de prova de tração foi retirado da região útil da chapa laminada de tal forma que o eixo longitudinal coincidisse com a direção transversal à

direção de laminação conforme mostra a figura 3.8, porque nas aplicações como tubos e vasos de pressão, a maior tensão principal atua na direção radial (Dieter, 1981) 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).

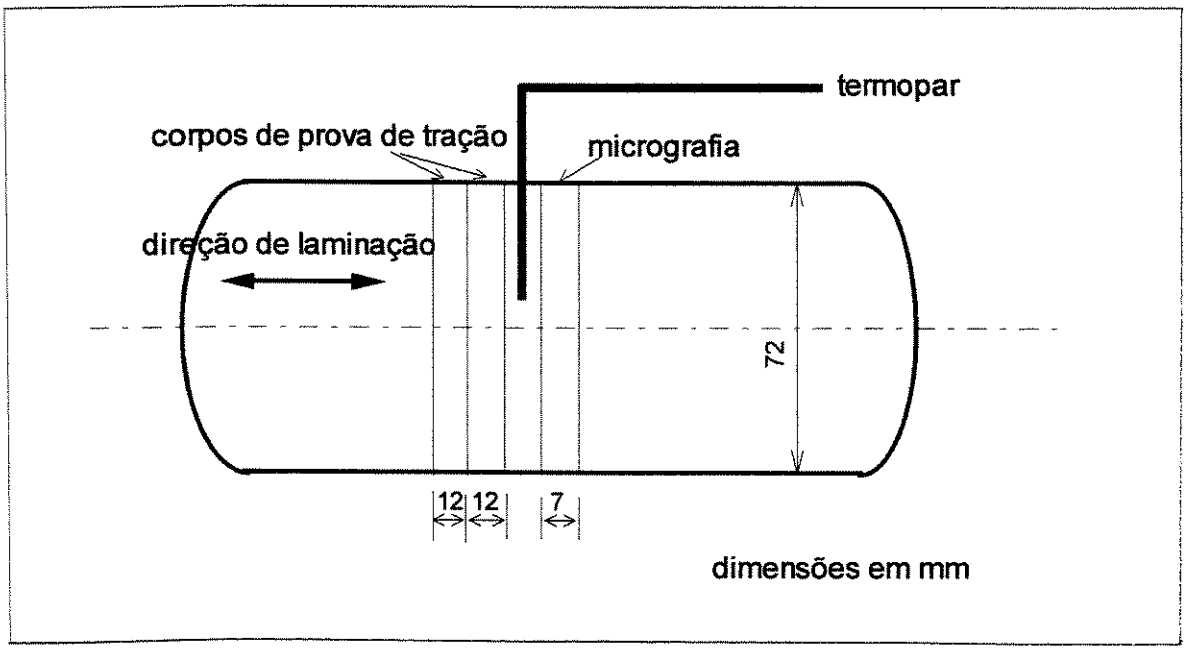


Figura 3.8 Retirada de amostras dos corpos de prova laminados

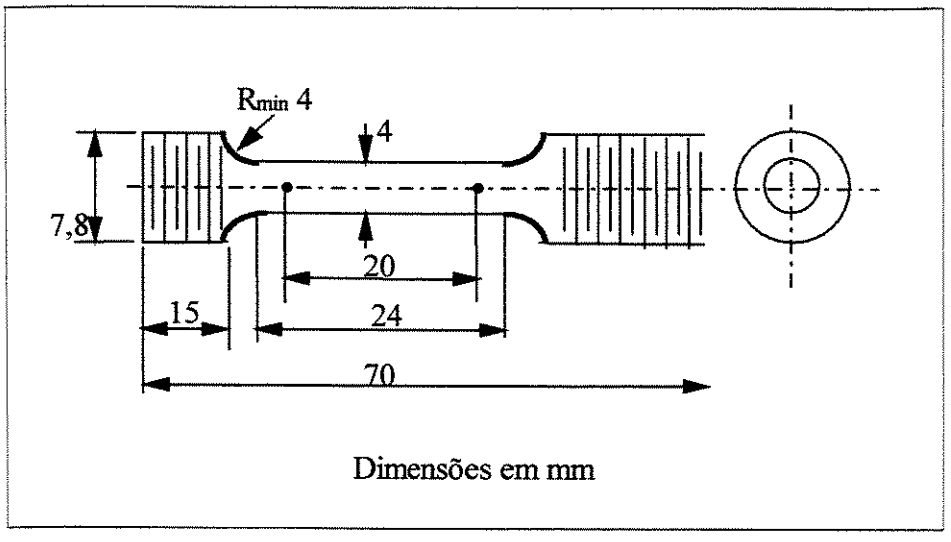


Figura 3.9 Corpo de prova para o ensaio de tração

3.6 Análise metalográfica

A microestrutura das placas finas e das chapas laminadas foi analisada por microscopia ótica e por microscopia eletrônica de varredura. A análise micrográfica da estrutura bruta de fusão foi feita na região central das placas, conforme indica a figura 3.1. Quanto ao material posterior ao tratamento, as amostras foram retiradas da região próxima ao termopar (figura 3.8), tanto na direção longitudinal, paralela à direção de laminação quanto na direção transversal, para observação e medição do tamanho de grão ferrítico.

Para o ataque das amostras foi usado nital 2%, nital 4% e solução de ácido oxálico.

O tamanho dos grãos foi determinado pelo método de intercepto linear em um mínimo de 15 campos sempre na região de meia espessura, conforme a norma ASTM E112-95

O percentual de perlita foi obtido através do analisador de imagens Leica500 interligado com o microscópio ótico (Neophot) do Laboratório de Metalografia da FEM.

Capítulo 4

Resultados e discussão

4.1 Simulação do lingotamento contínuo de placas finas

4.1.1 Curvas de solidificação

A colocação de um termopar tipo S no molde do simulador LCPF permitiu o registro da curva de solidificação para as placas B, C e E conforme mostra a figura 4.1. A simulação do lingotamento na obtenção das placas A e D foi feita sem o termopar tipo S dentro do molde.

O cálculo das temperaturas Solidus e Liquidus foi feito utilizando-se dos dados da tabela 3.5 e das equações 4.1 e 4.2 de Thomas (1982):

$$T_{liq} = 1537 - 88(\%C) - 25(\%S) - 5(\%Cu) - 8\%(\%Si) - 5(\%Mn) - 4(\%Ni) - 1{,}5(\%Cr) - 18(\%Ti) - 2(\%V) - 30(\%P) \quad (4.1)$$

$$T_{sol} = 1535 - 200(\%C) - 12{,}3(\%Si) - 6{,}8(\%Mn) - 124{,}5(\%P) - 183{,}9(\%S) - 4{,}3(\%Ni) - 1{,}4(\%Cr) - 4{,}1(\%Al) \quad (4.2)$$

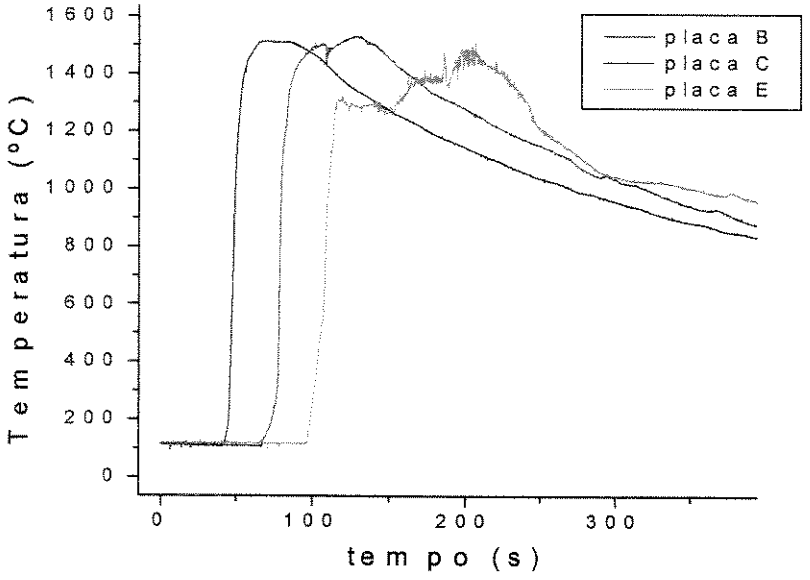


Figura 4.1 Curvas de solidificação das placas finas B, C e E

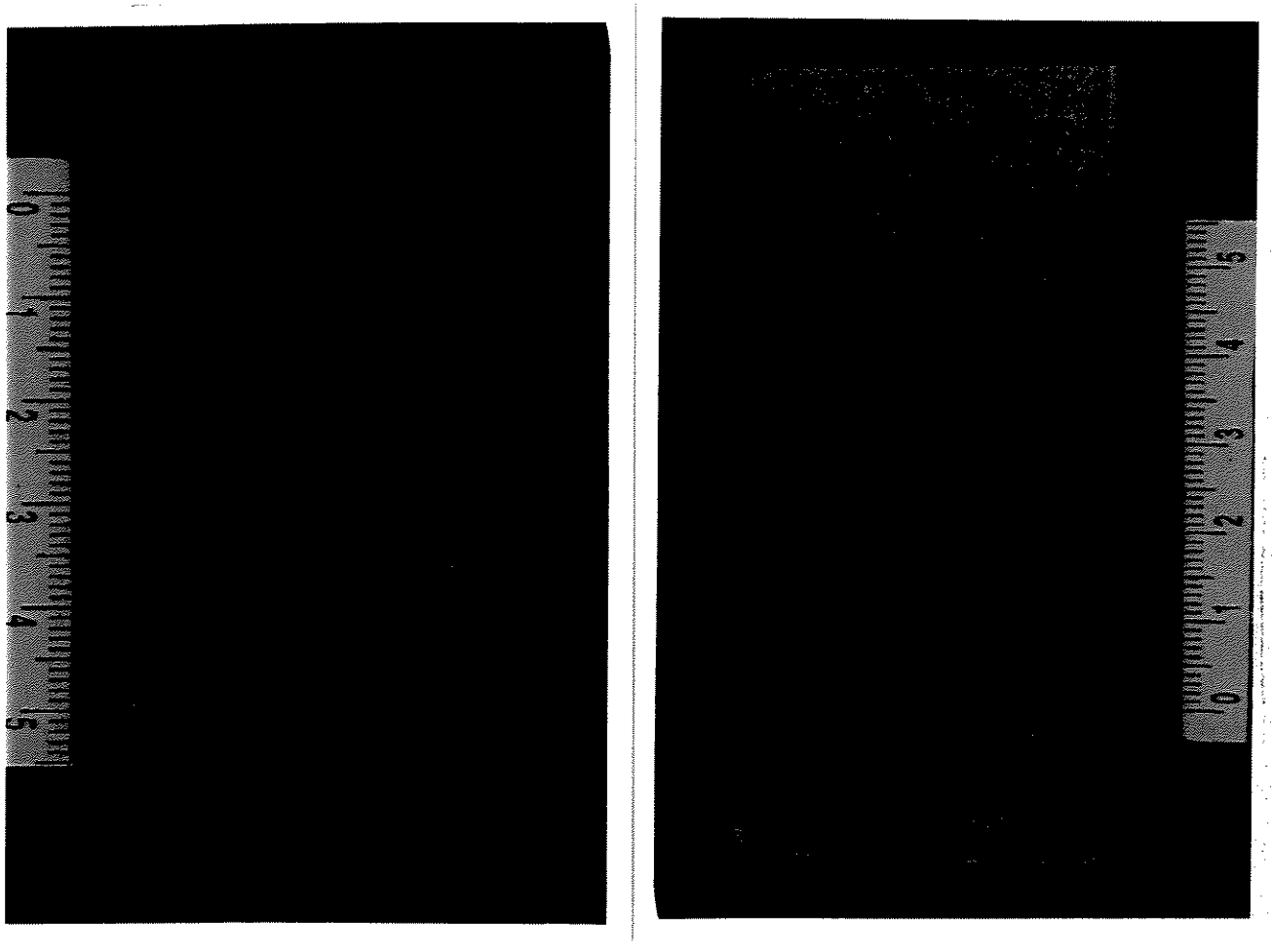
As taxas de resfriamento na solidificação das placas B, C e E foram obtidas a partir das curvas da figura 4.1. Considerou-se a diferença entre a máxima temperatura medida pelo termopar e a temperatura Solidus para as placas B e E, e T_{Liq} - T_{Sol} para a placa C, no cálculo apresentado na primeira coluna de taxa de resfriamento da tabela 4.1. Os valores apresentados na coluna a 1400°C foram obtidos pela tangente das curvas nesta temperatura, procedimento adotado por Kaspar (1991). Os valores medidos pelo autor para seus experimentos foram de 0,5°C/s e 3,0°C/s. Calculou-se também a taxa de resfriamento para T_{Sol}-$T_{850°C}$ para se comprovar que esta se manteve sempre acima de 1,9°C/s durante o resfriamento da placa, valor indicado para os moldes de cobre refrigerados a água do lingotamento contínuo de placas finas por Flick (1990) e Priestner (1995).

Tabela 4.1 Taxa de resfriamento durante a obtenção das placas

Placa	T_{liq} (°C)	T_{Sol} (°C)	Taxa de resfriamento (°C/s)		
			até T_{sol}	a 1400°C	até 850°C
B	1523	1507	~2,5	4,6	2,2
C	1522	1507	3,4	4,0	2,4
E	1522	1507	~2,7	4,2	2,1

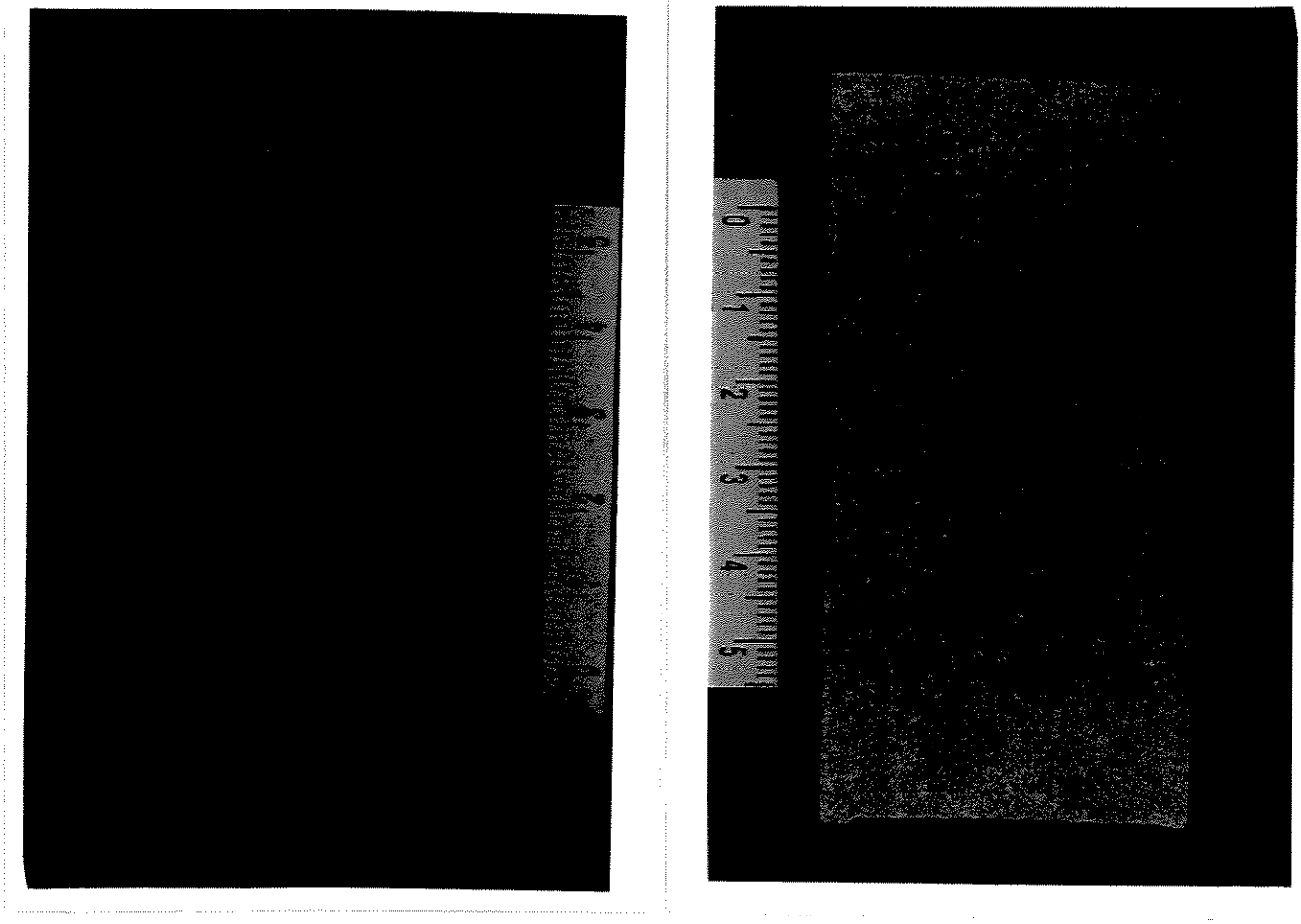
4.1.2 Macroestrutura

As figuras 4.2 e 4.3 apresentam a macroestrutura das placas solidificadas no simulador.



a) b)

Figura 4.2 Macrografia das placas : a)B e b)C (Água régia)



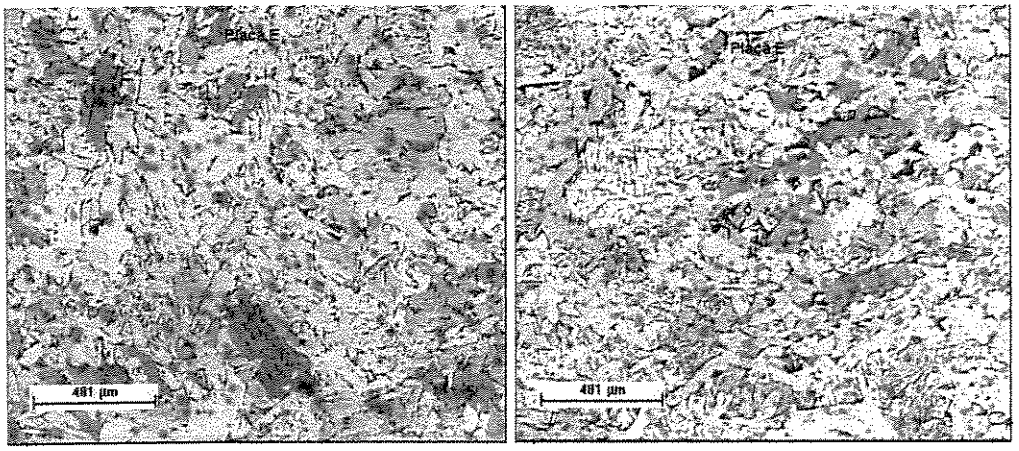
a) b)

Figura 4.3 Macrografias das placas a)D e b)E (Água régia)

As macroestruturas apresentadas revelam a integridade interna das placas B, C, D e E. Não se observam macroporosidades na região central das placas B, C e E, de onde foram retiradas as amostras para a metalografia. A placa D apresenta macroporosidade na região central, mas que representa menos de 0,5% da área observada. Todas as placas apresentam estrutura refinada.

4.1.3 Microestrutura bruta de fusão

A figura 4.4 mostra as micrografias da região central da estrutura bruta de fusão das placas produzidas no simulador. Pode-se medir o espaçamento interdendrítico secundário em pelo menos cinco regiões das amostras.



a) b)

Figura 4.4 Micrografias da estrutura bruta de fusão da placa E: a) região central da placa e b) região próxima à placa de cobre (Nital 2%)

A tabela 4.2 apresenta os valores de espaçamento interdendrítico secundário medidos nas amostras das placas B e D, a ¼ da espessura total das placas, aproximadamente a 10 mm da superfície resfriada, comprovando a estrutura refinada em relação às placas grossas (λ= 100 µm a 10 mm da superfície refrigerada, Löser *et al.*,1993) advinda das altas taxas de resfriamento no molde de cobre do simulador.

Tabela 4.2 Espaçamento interdendrítico secundário medido (λ µm)

Placa B	Placa D
22,5 +/- 1,8	20,2 +/- 6,6

Löser *et al.* (1993) apresentam para aços inox, carbono e rápidos os valores de espaçamento interdendrítico de placas finas variando de 5 a 40 μm a partir da superfície refrigerada para a região central da placa, até a meia espessura de 20 mm.

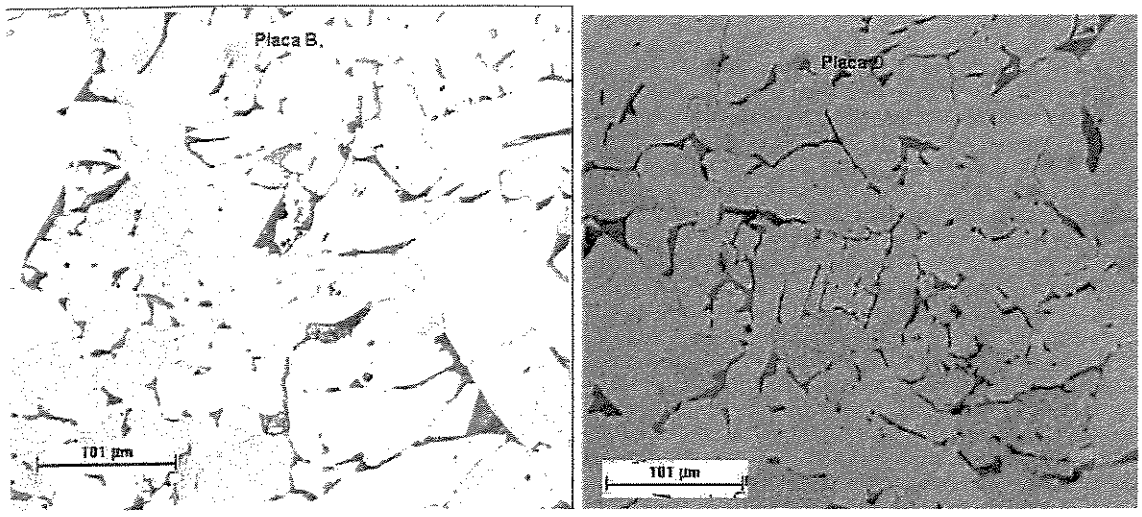


Figura 4.5 Estrutura bruta de fusão das placas B e D (Nital 2%)

A microestrutura resultante é ferrítica-perlítica como mostram as micrografias obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) das figuras 4.6 e 4.7 para as placas B e E.

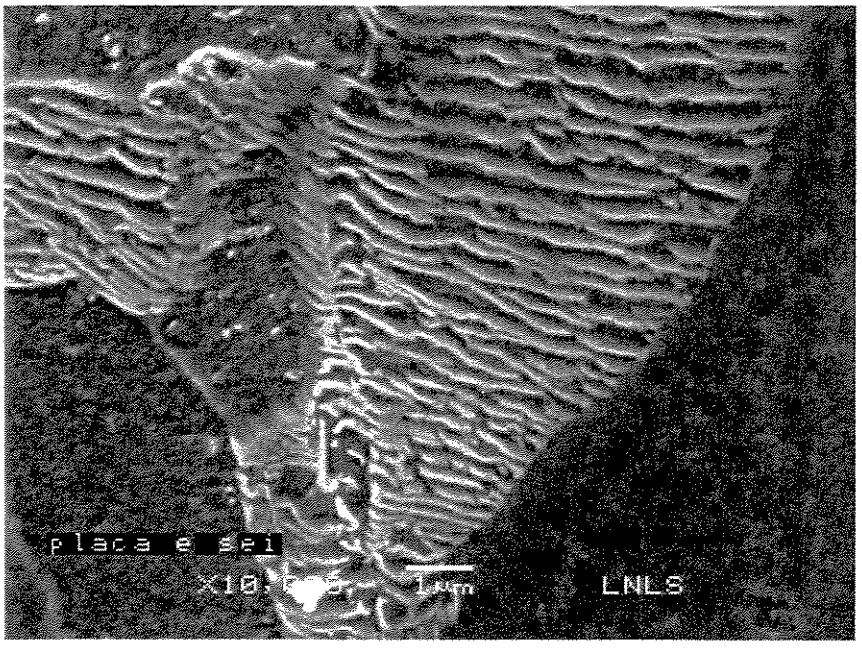


Figura 4.6 Micrografia obtida no MEV para a placa E (Nital 2%)

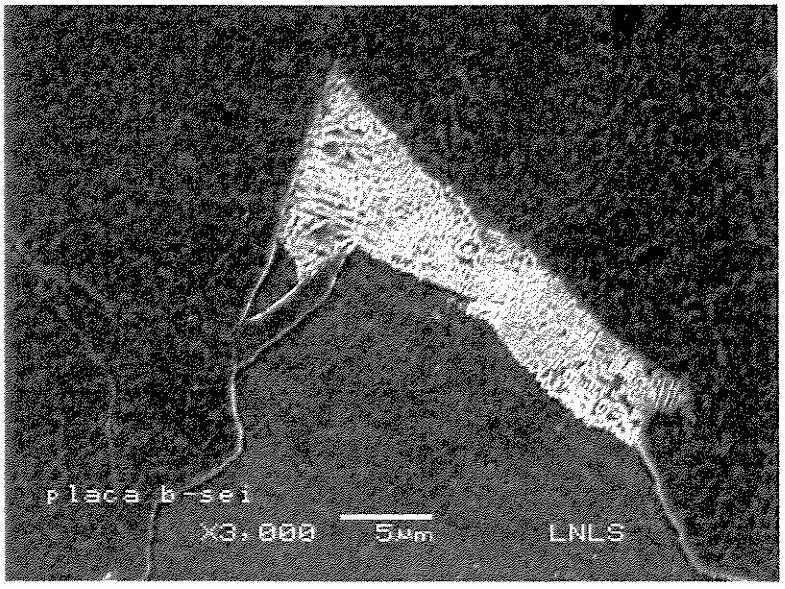


Figura 4.7 Micrografia obtida no MEV (Nital 2%)

4.2 Tratamento termomecânico das placas finas

A figura 4.8 mostra a evolução da temperatura no núcleo dos corpos de prova, preparados a partir da placa B, durante as duas etapas da laminação. As curvas são apresentadas no mesmo gráfico para melhor visualização, embora os corpos de prova tenham sido laminados um após o outro.

As condições do trabalho experimental de laminação para os corpos de prova das demais placas C, D e E encontram-se no anexo I e apresentam as mesmas características da placa B.

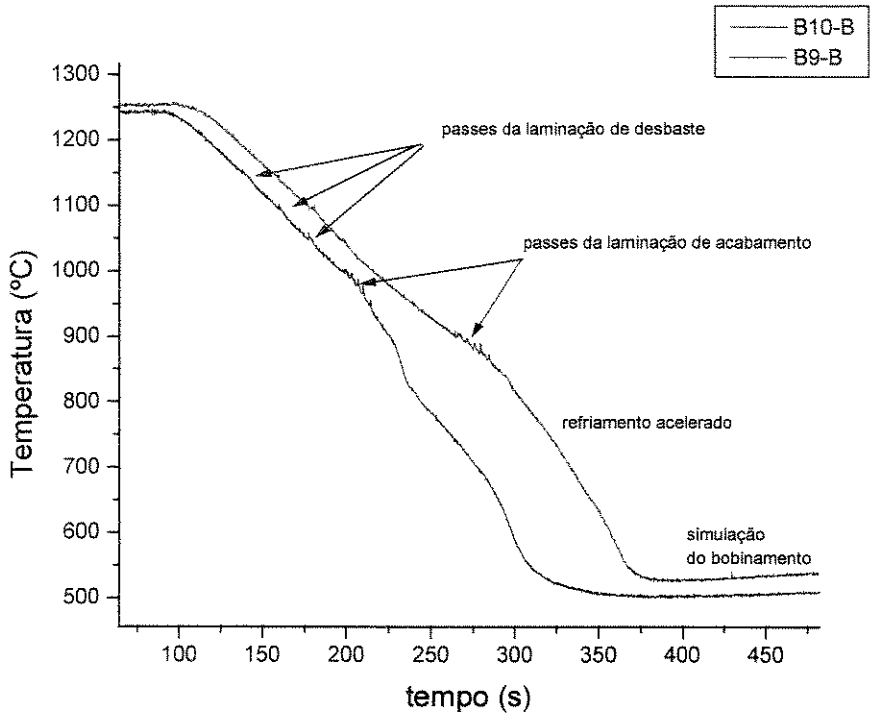


Figura 4.8 Temperatura *versus* tempo durante a laminação dos corpos de prova da placa B

Através das curvas da variação da temperatura durante a laminação pode-se calcular a taxa de resfriamento dos corpos de prova durante a etapa em que esteve no equipamento de simulação do resfriamento acelerado. Estes valores estão mostrados na tabela 4.3.

Tabela 4.3 Taxa do resfriamento acelerado

	Corpo de prova							
	B10-B	**B9-B**	**C10-B**	**C9-B**	**D10-B**	**D9-B**	**E10-B**	**E9-B**
°C/s	3,9	3,9	3,3	3,3	3,6	4,5	3,9	-

Apesar da dispersão da taxa de resfriamento ficar em torno de 0,4°C/s, o valor médio de 3,8°C/s equivale a apenas 2 vezes o valor que se obtém no resfriamento ao ar. Assim, a microestrutura esperada é de ferrita poligonal com um pequeno percentual de perlita.

4.3 Evolução da tensão de escoamento média

Foi registrada também a carga do laminador a cada passe, o que permitiu calcular a tensão de escoamento média adotando-se as equações de Sims (1954). A figura 4.9 mostra o registro de cargas para os corpos de prova B10-B e B9-B, como exemplo dos gráficos de onde foram retirados os valores para o cálculo desta tensão.

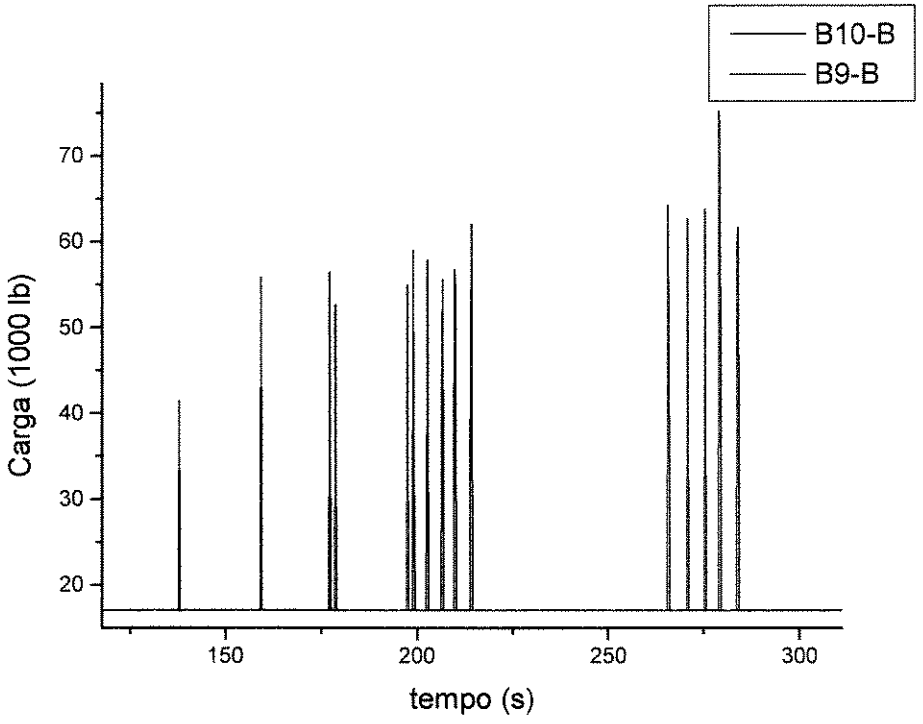


Figura 4.9 Cargas registradas durante a laminação dos corpos de prova B10-B e B9-B

A partir dos valores das cargas registradas para todos os corpos de prova e usando as equações 2.1, 2.7, 2.8 e 2.9 foi possível calcular os valores da tensão de escoamento média para cada passe, para se analisar a ocorrência da recristalização (exemplo no Anexo II). Acontecendo recristalização total entre os passes, a tensão média de escoamento no passe reduz-se em relação ao valor do passe anterior. Não ocorrendo a recristalização, ou ocorrendo de forma parcial, haverá um certo encruamento ou acúmulo de deformação, de forma que o passe seguinte apresentará tensão média de escoamento maior do que o anterior.

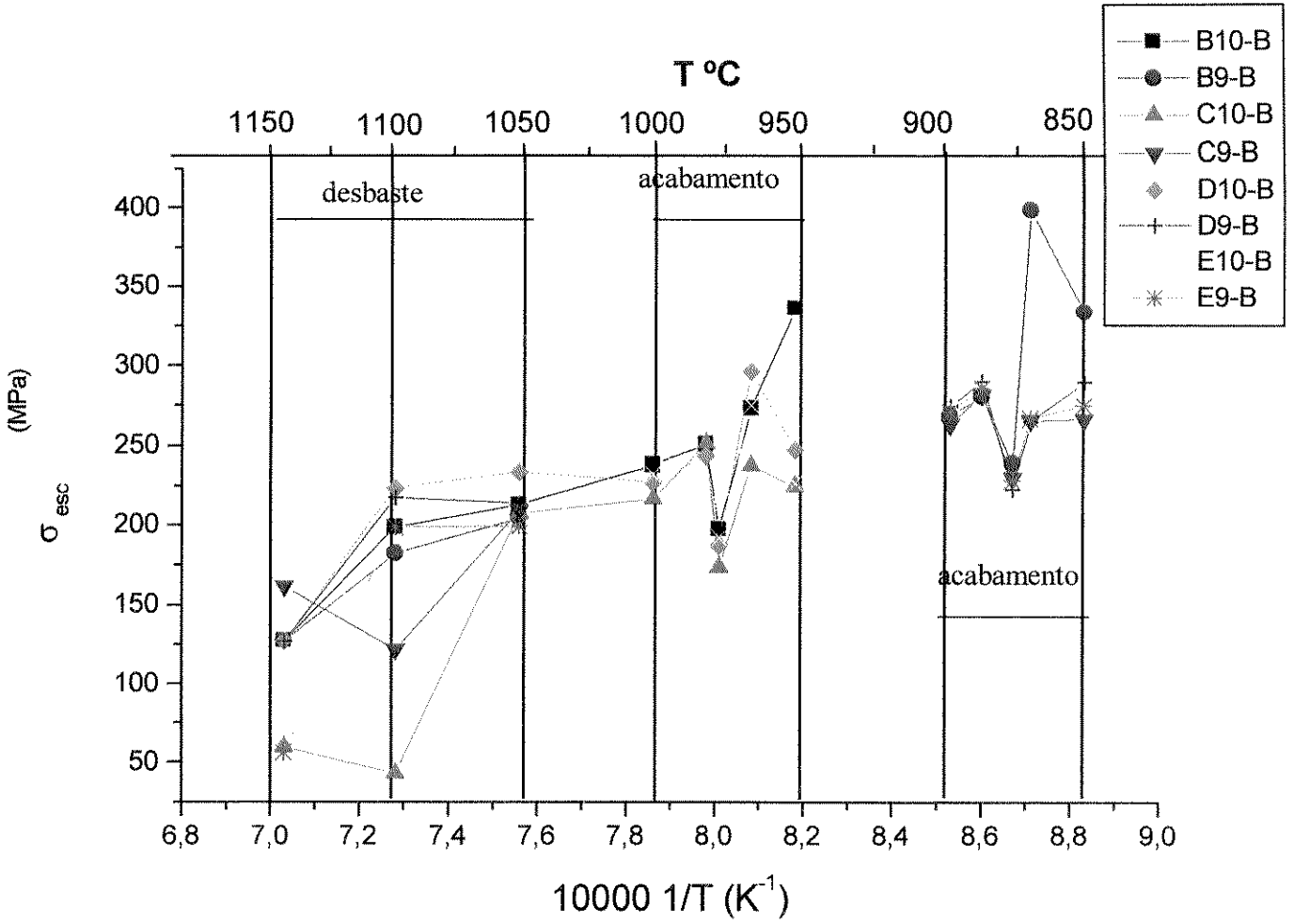


Figura 4.10 Tensão média de escoamento *versus* temperatura no passe

A primeira etapa de laminação de placas grossas tem como objetivo refinar os grãos austeníticos e reduzir a espessura, já que essa se situa entre 130 e 320 mm. Na obtenção de produtos laminados produzidos por lingotamento contínuo de placas finas esta etapa é reduzida em função de sua pequena espessura inicial. Ainda assim é necessário que o tamanho de grão seja diminuído antes do início da segunda etapa, principalmente por que a estrutura da placa que segue para a laminação direta é bruta de fusão. Nos estudos de Kaspar e Zentara (Kaspar,1997 e Zentara, 1994) para a laminação direta, esta etapa foi simulada no equipamento de compressão a quente, no qual cada passe tinha pelo menos 0,3 de deformação verdadeira, com um máximo total de 0,9. Nesta dissertação a rota de laminação adotada seguiu o carregamento com aquecimento do lingote frio (e não a laminação direta), em vista da limitação de largura do laminador experimental e da necessidade de preparação dos chanfros dos corpos de prova. A primeira etapa de laminação feita a temperaturas mais altas, serviu não só para reduzir a espessura, mas para que os corpos de prova apresentassem a mesma condição de microestrutura, com refino do grão austenítico. Observa-se na figura 4.10 uma grande dispersão dos valores de tensão de escoamento para os dois primeiros passes, provavelmente em função da diferença de espessura das placas produzidas no simulador. No terceiro passe, os valores de tensão já não apresentam grande dispersão. Embora a laminação tenha ocorrido a altas temperaturas, as deformações foram baixas, em torno de 15%, assim o processo de amolecimento da austenita se dá por recuperação dinâmica, e a recristalização que ocorre será estática (Sellars, 1972), visto os tempos interpasses dessa etapa (18 a 22 s).

Para a etapa de deformação correspondente ao acabamento iniciada à 1000°C, observa-se uma queda na tensão de escoamento no 3° passe para todos os corpos de prova. Isto pode ter sido resultado do acúmulo de deformação ocorrido nos dois passes anteriores, como resultado do menor tempo interpasse (3 a 6s), e que não permitiu 100% de recristalização entre os passes 1 e 2 desta etapa. O grau de amolecimento da austenita, que indica o percentual de deformação ou encruamento que foi eliminado por recuperação e/ou recristalização, para um aço microligado com 0,03% de Nb, deformado a 1000°C, é da ordem de 85 a 95% para esta faixa de tempo interpasse (Coutinho,1992). Este pequeno acúmulo de deformação foi suficiente para levar à completa recristalização ocorrida antes do 3° passe, evidenciada pela tensão de escoamento bem mais baixa.

A última deformação aplicada nesta rota produziu tensão de escoamento mais baixa para os corpos de prova das placas C, D e E, diferente de B10-B, que apresentou tensão de escoamento elevada. Isto pode ser explicado pela atuação concomitante de menor tempo interpasse e maior deformação aplicada, visto que a deformação total medida neste corpo de prova ficou em 140% contra 120% do valor teórico (redução de 41 para 12 mm) e dos demais corpos de prova.

A rota de laminação que se iniciou na temperatura mais baixa também apresentou redução de tensão no 3° passe, indicando a recristalização estática ocorrida anteriormente, e possivelmente a contribuição de recristalização dinâmica. Na ausência de grandes quantidades de precipitação induzida pela deformação (neste caso em temperatura acima de T_{SR}), a recristalização dinâmica é iniciada (Bowden, 1991), apesar da deformação nominal em cada passe ser de apenas 15%, a taxa de deformação sitou-se em 6 s^{-1}. No último passe desta etapa, as curvas para as placas C, D e E mostram uma tendência de elevação da tensão de escoamento, que pode ser resultado da recristalização parcial (abaixo de 95%), já que a deformação ocorreu próximo da T_{NR} calculada para cada placa (tabela 3.7).

Para o corpo de prova B9-B o aumento de tensão no penúltimo passe pode ter sido função de inclusões dispersas, visto o acúmulo de tensões nos passes anteriores não justificar o valor tão elevado de tensão neste passe.

4.4 Microestrutura

4.4.1 Anterior à laminação

Da mesma região da placa D, de onde se retirou a amostra para análise de composição química (ver figura 3.4), foi retirada uma amostra para verificação do tamanho de grão austenítico. Esta amostra foi colocada dentro do forno junto com os corpos de prova para laminação, foi retirada e resfriada em água, após o tempo de encharque. A microestrutura obtida é mostrada na

figura 4.11, da região de onde se mediu o tamanho de grão, através do método de intercepto linear. O valor médio encontrado foi 126 μm +/- 43 μm.

No processo de lingotamento contínuo de placas grossas, o tamanho de grão austenítico anterior à laminação de desbaste fica em torno de 100 μm, conforme cita Kaspar (1994), para aços HSLA. Bellon (1995), partindo de corpos de prova de 30 mm de espessura de aço microligado Nb-Ti-B, obteve 85 μm de tamanho de grão austenítico médio.

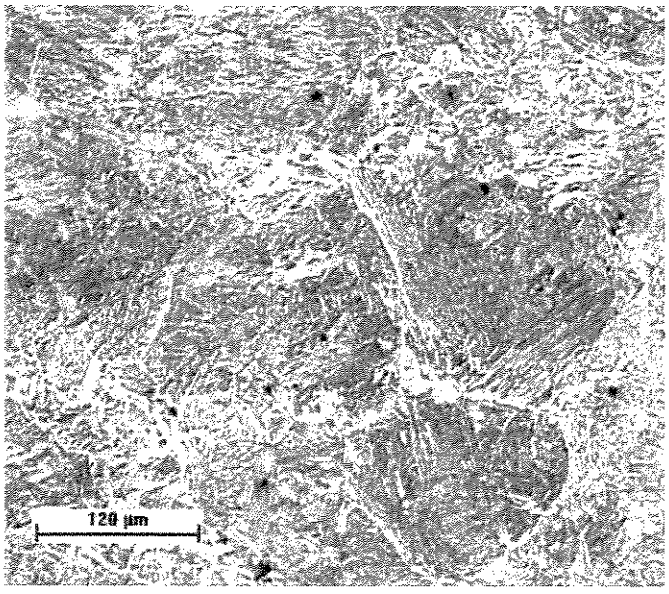


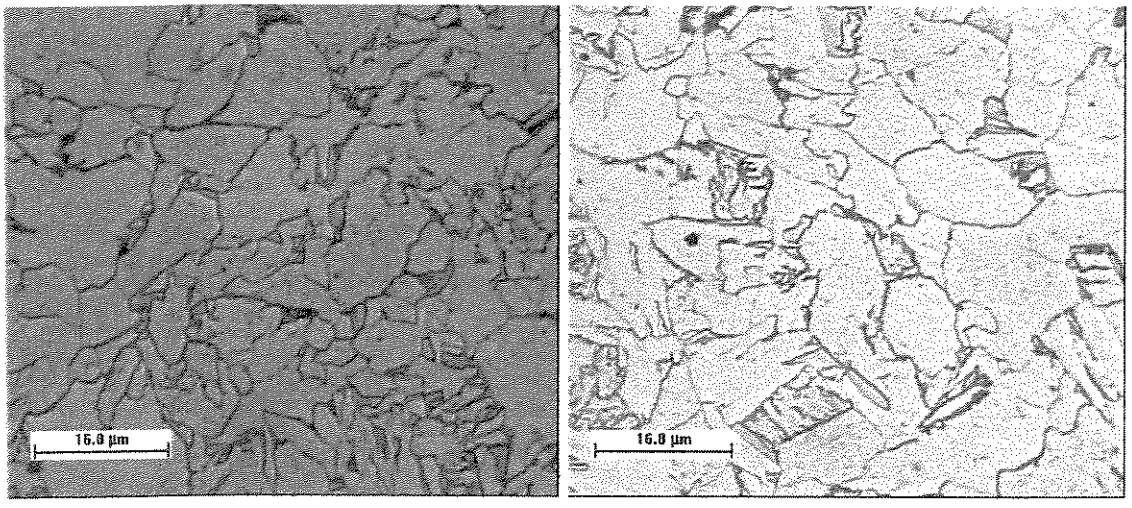
Figura 4.11 Microestrutura da placa D após aquecimento para laminação. (Solução de ácido oxálico)

O tamanho de grão austenítico medido na amostra da placa D é apenas indicativo, visto não ter sido obtido de um corpo de prova exatamente igual aos que foram laminados, embora tenha sido submetido à mesma condição de tempo e temperatura. Pode-se estimar que o tamanho de grão austenítico inicial dos corpos de prova laminados ficou em torno de 200 μm, tomando-se como referência os dados de Mei (1985), para um aço com 0,03% de Nb e 0,2% de C, após aquecimento por uma hora, e Palmiere (1994), para um aço com 0,08% de C e 0,03% de Nb e 0,095% de N.

4.4.2 Entre as etapas de laminação

A figura 4.12 mostra as microestruturas de C10-D e C9-D, resfriados em água com taxas da ordem de 25°C/s.

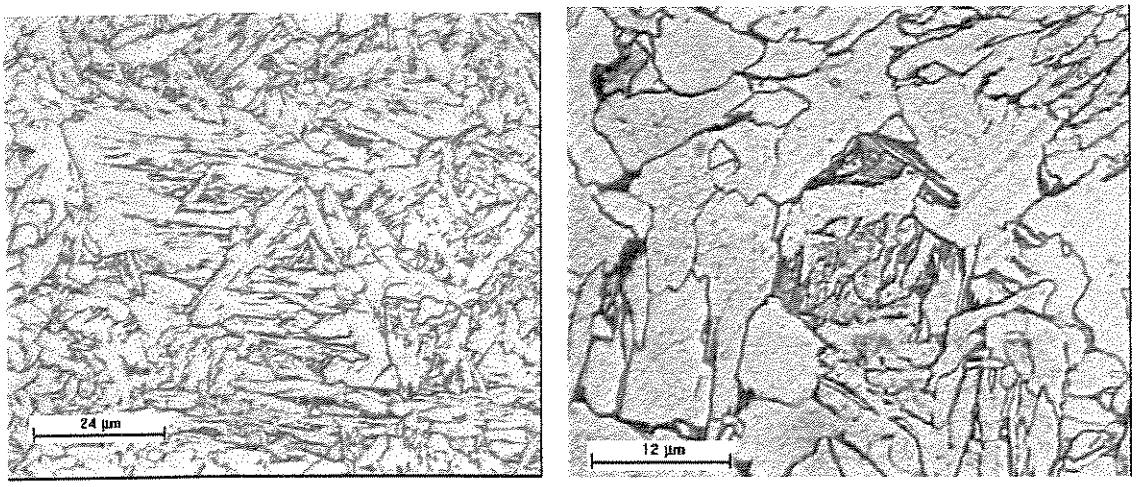
A microestrutura da amostra C 10-D resfriada rapidamente apresenta ferrita, martensita e bainita, como se observa nas micrografias da figura 4.13, porém é muito difícil separar as fases, pois elas ocorrem de maneira bastante misturada. Na amostra C 9-D a microestrutura é semelhante a da C 10-D.



a) b)

Figura 4.12 Microestrutura das amostras antes da laminação de acabamento: a) C10-D, b) C9-D. (Nital 4%)

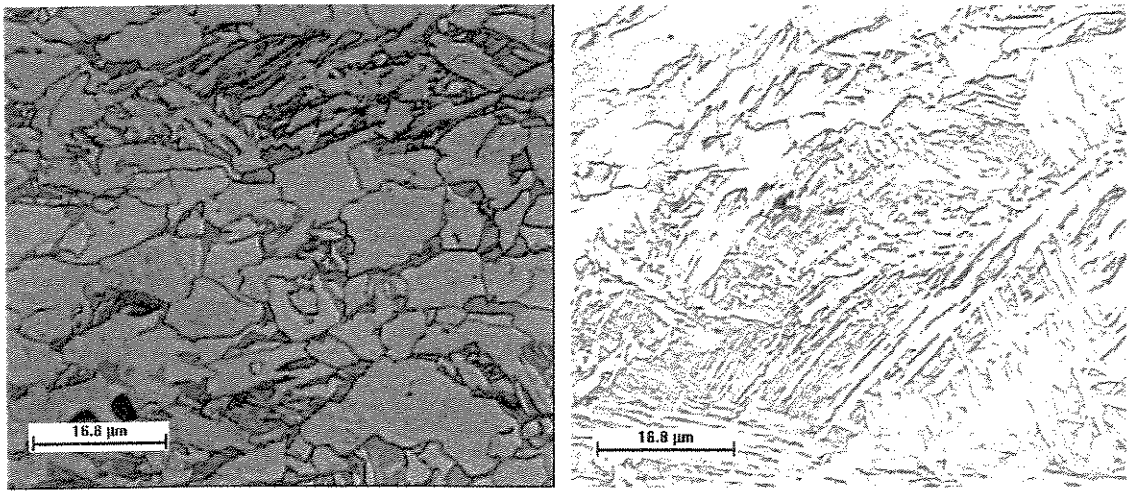
A figura 4.13 mostra a microestrutura do corpo de prova C 10-D em regiões da amostra onde se observam formações típicas de martensita e bainita.



a) b)

Figura 4.13 Microestrutura da amostra C10-D.a) região central com agulhas em formação triangular, típica de martensita, b) ferrita e região central com carbonetos típicos de bainita. (Nital 4%)

Os corpos de prova D10-A e D 9-A foram resfriados em água após o término da laminação de acabamento, e as taxas de resfriamento foram em torno de 50°C/s. A figura 4.14 mostra a microestrutura de sua seção longitudinal. A estrutura é parecida com a dos corpos de prova antes da laminação de acabamento, constituída de ferrita, bainita e martensita



a) b)

Figura 4.14 Microestrutura após a segunda etapa de laminação: a) D10-A e b) D9-A. (Nital 4%)

Como as estruturas são bastante refinadas e de difícil resolução no microscópio ótico, a melhor maneira de distingui-los seria por MET.

A figura 4.15 mostra o diagrama CCT para um aço de composição 0,06%C; 1,0%Mn e 1,0%Si, em que a microestrutura resultante para o resfriamento com alta taxa, resulta em ferrita, bainita e martensita.

Tamanho de grão: 9,5. Austenitizado a 955°C por 10 minutos.

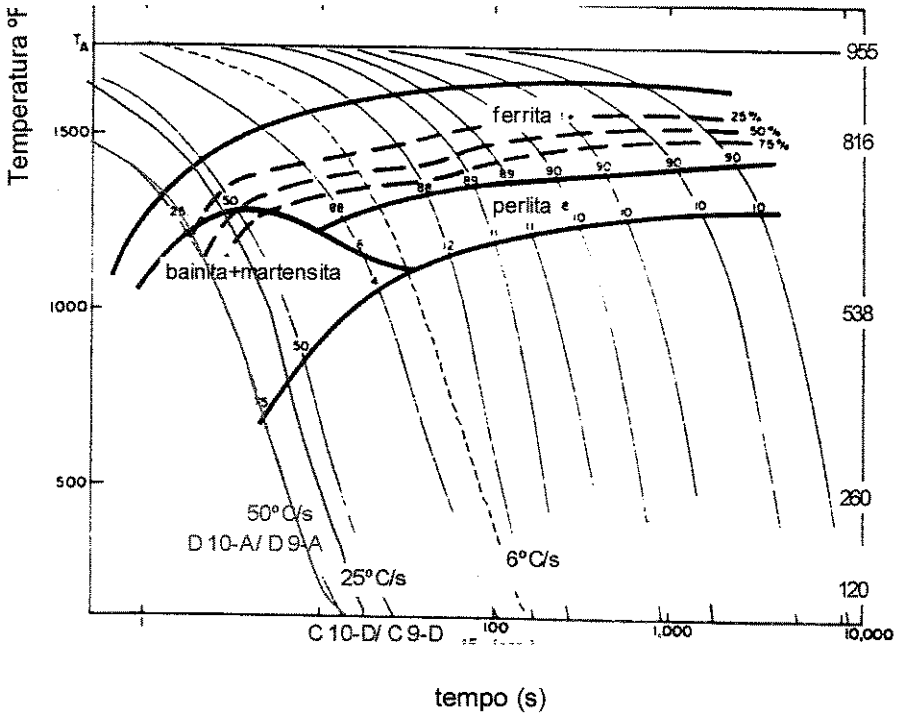


Figura 4.15 Curva CCT para um aço microligado (ATLAS, 1991)

Para as amostras das placas C e D que foram resfriadas em água, com taxa de resfriamento da ordem de 25 a 50°C/s, respectivamente, pela curva CCT da figura 4.15, pode-se estimar 25% de ferrita e 75% de bainita mais martensita nas amostras que sofreram desbaste e acabamento (placa D), e 40% de ferrita e 60% de bainita mais martensita nas amostras que sofreram apenas desbaste (placa C). A taxa de resfriamento mínima estimada para garantir o início da formação de bainita, situa-se acima de 6°C/s.

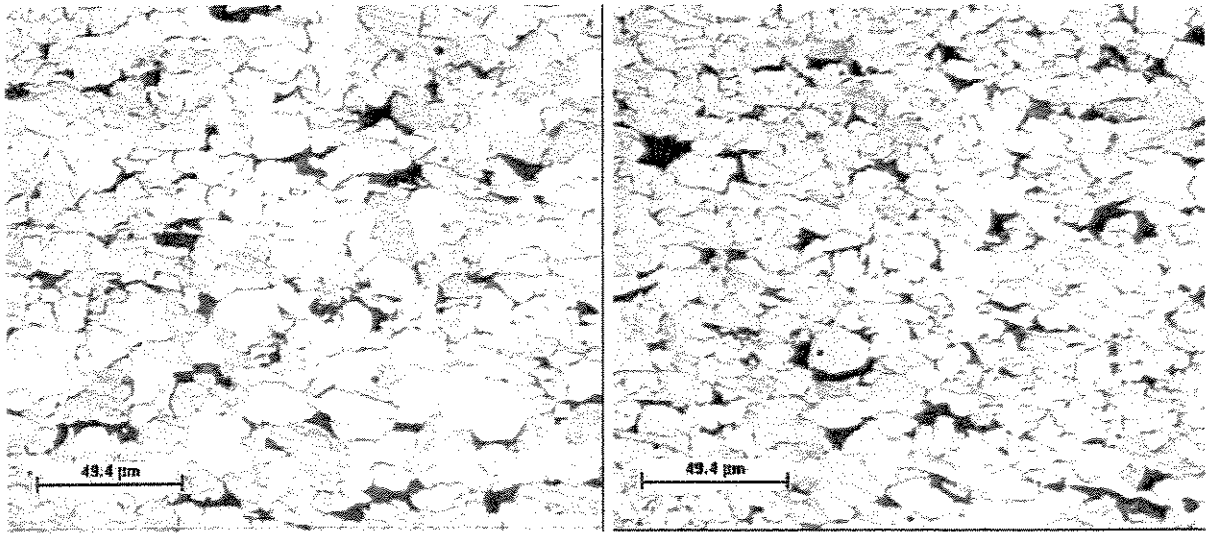
4.4.3 Microestrutura da seção transversal após a laminação

As amostras para análise metalográfica foram retiradas dos corpos de prova na região mais próxima do termopar conforme mostra a figura 3.6. A medida do tamanho de grão foi feita na seção transversal dos corpos de prova, e a verificação da deformação da austenita na região de não recristalização, na seção longitudinal dos corpos de prova, ou seja, na direção de laminação.

A figura 4.16.1 apresenta as micrografias dos corpos de prova laminados obtidos da placa fina D na seção transversal à laminação, que sofreu o tratamento termomecânico seguindo a rota até o bobinamento e resfriamento ao ar. As microestruturas dos demais corpos de prova são mostradas nas figuras 4.16.2 a 4.

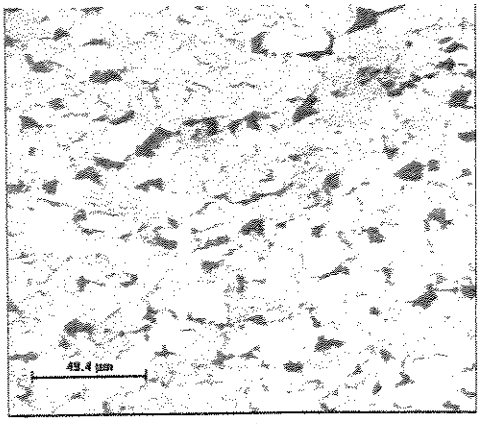
As amostras da seção transversal foram utilizadas para o cálculo do tamanho de grão ferrítico, pelo método do intercepto linear em pelo menos 15 regiões.

A microestrutura resultante é ferrítica-perlítica, não sendo observado diferença entre as várias placas.

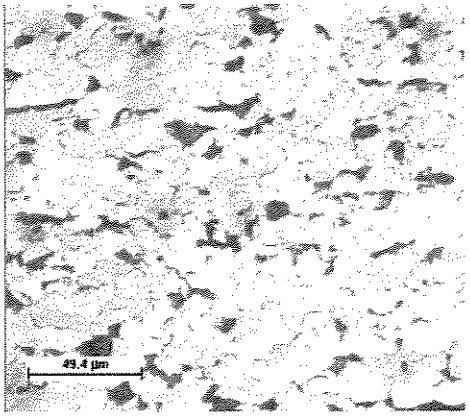


a) **b)**

Figura 4.16.1 Seção transversal após a laminação: a) D10-B e b)D9-B (Nital 2%)

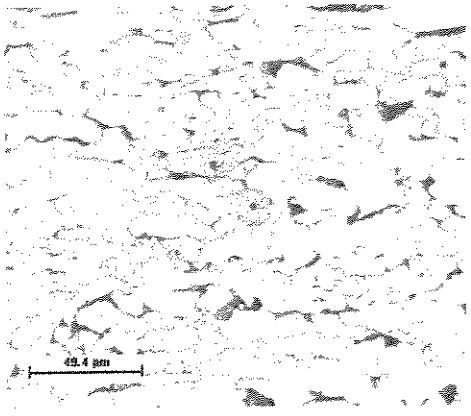


a)

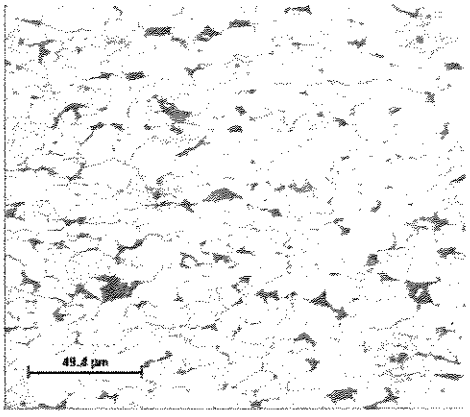


b)

Figura 4.16.2 Seção transversal após a laminação: a)B 10-B e b)B 9-B (Nital 2%)

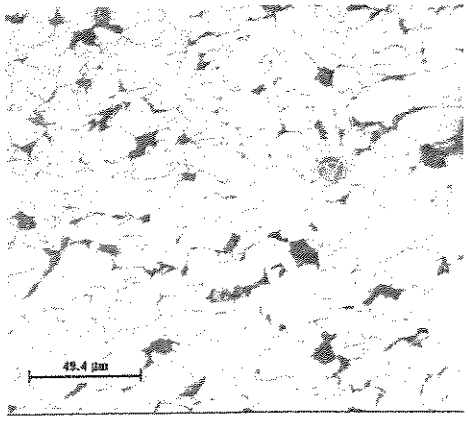


a)

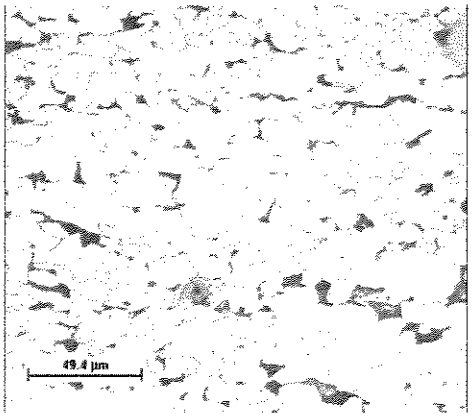


b)

Figura 4.16.3 Seção transversal após a laminação: a)C 10-B e b)C 9-B (Nital 2%)



a)



b)

Figura 4.16.4 Seção transversal após a laminação: a)E 10-B e b)E 8-B (Nital 2%)

Com a aplicação do método estatístico citado no item 3.1 (Anexo III) é possível verificar que a composição química não influenciou no tamanho de grão ferrítico. Mas a mudança de 1000°C para 900/890°C no início da laminação de acabamento, reduziu o tamanho do mesmo de 11 para 6,5 μm. Observa-se uma maior heterogeneidade na microestrutura dos corpos de prova que foram laminados na primeira condição (1000°C), visto apresentarem uma maior dispersão nos resultados do tamanho de grão ferrítico conforme mostra o gráfico da figura 4.17.

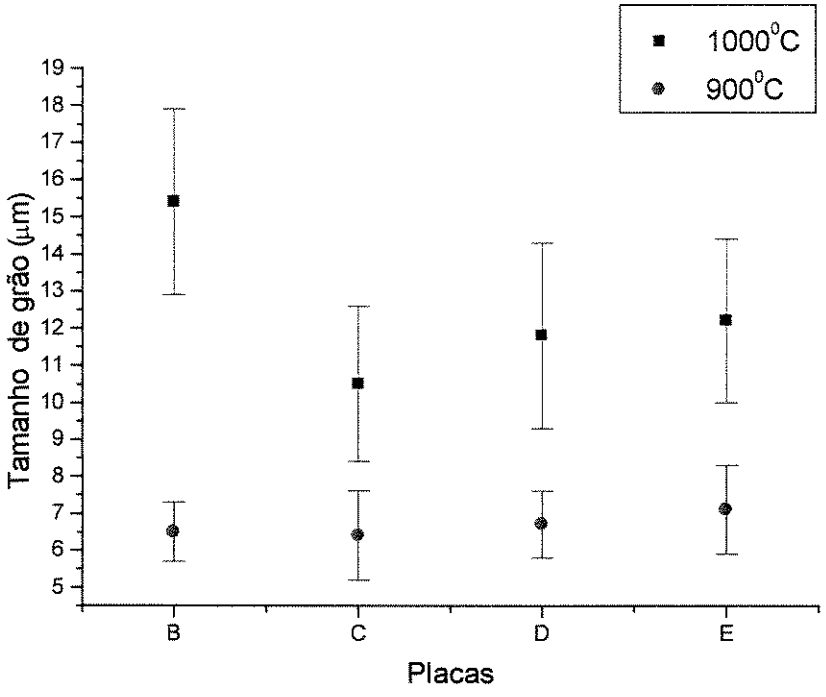


Figura 4.17 Tamanho de grão ferrítico em função da temperatura de inicio de laminação de acabamento das diferentes placas de aço

A maior dispersão apresentada nas amostras laminadas a 1000°C pode ser resultado da combinação da alta temperatura desta etapa com os tempos interpasses, que permitiu não só a recristalização mas também o crescimento dos grãos, tornando a estrutura mais heterogênea que aquela que foi laminada a 900°C.

A figura 4.18 apresenta a variação do percentual de perlita nos corpos de prova laminados. Observa-se uma grande dispersão nos resultados, embora as médias obtidas confirmem que não há influência da variação de composição química nem dos tratamentos realizados sobre o percentual final de perlita resultante. Essadiqi (1998), no experimento de laminação direta de placas finas de aço microligado ao titânio com 0,09% de C em peso, obteve 13% de perlita, enquanto que neste experimento, com aço de 0,074%C em peso, o valor médio foi 10% de perlita.

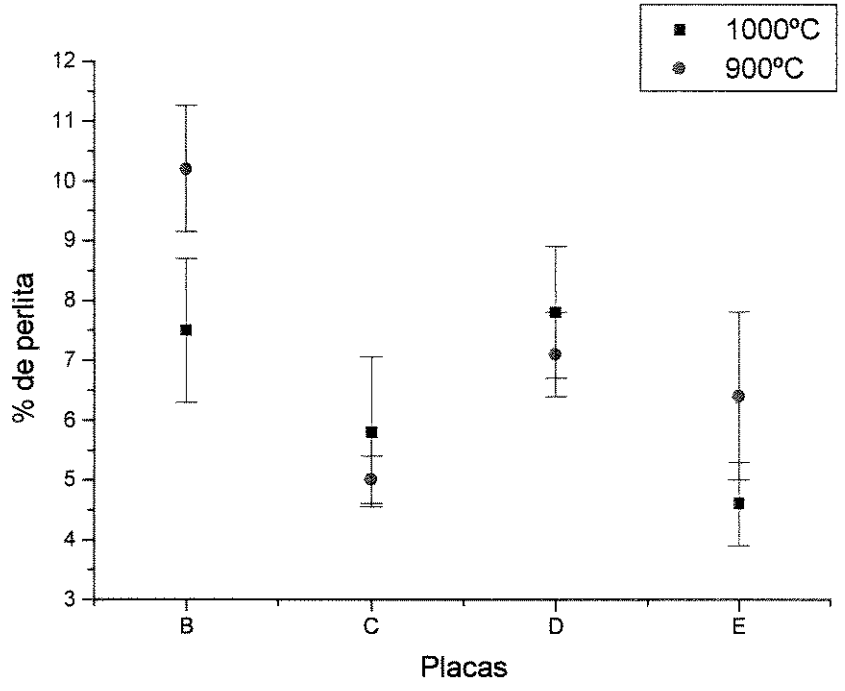
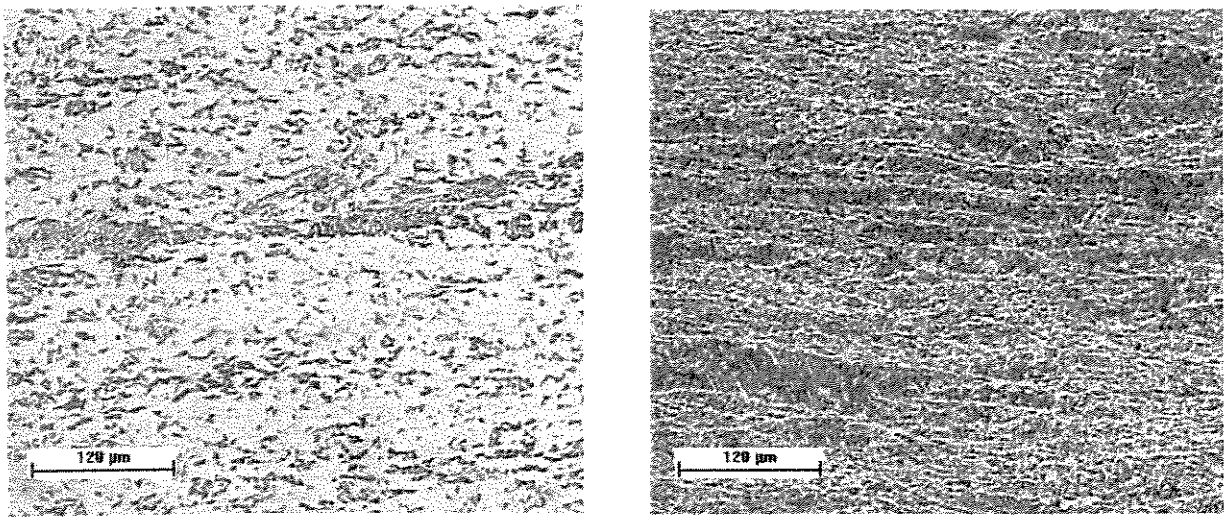


Figura 4.18 Percentual de perlita em função da temperatura de início de laminação de acabamento das diferentes placas de aço.

4.4.4 Microestrutura da seção longitudinal após a laminação

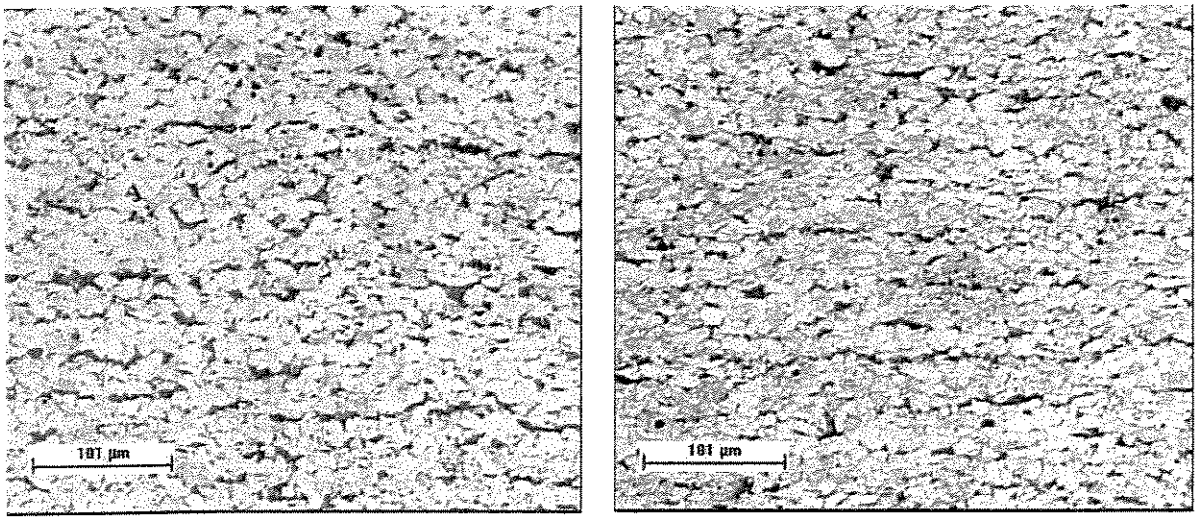
As figuras 4.19 e 4.20.1 mostram as microestruturas da seção longitudinal dos corpos de prova da placa D, para as duas condições de tratamento (1000 e 900°C) e de rota de laminação (resfriados em água e seguindo para a simulação de bobinamento e resfriamento ao ar). A primeira figura apresenta a microestrutura dos corpos de prova que foram resfriados em água. A

taxa de resfriamento medida ficou em torno de 50°C/s e a microestrutura resultante está analisada no item 4.4.2. O que pode ser observado nestas micrografias é a deformação sofrida pelos grãos austeníticos no corpo de prova D 9-A, que foi laminado na temperatura mais baixa, em relação a D 10-A, indicando que nos últimos passes a recristalização passou a ser parcial.



a) b)

Figura 4.19 Seção longitudinal a)D 10-A e b)D 9-A (Solução de ácido oxálico)

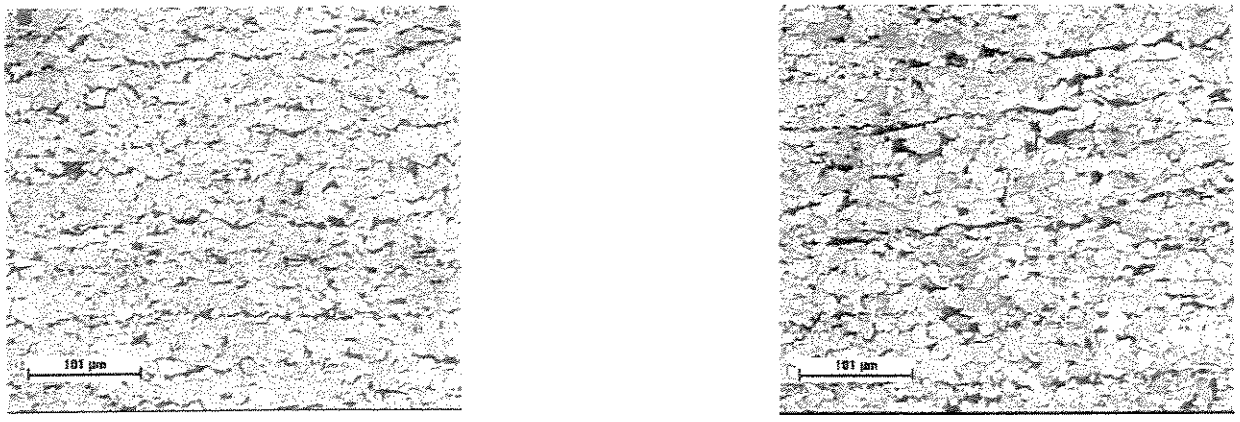


a) b)

Figura 4.20.1 Seção longitudinal após a laminação: a) D 10-B e b) D 9-B (Nital 2%)

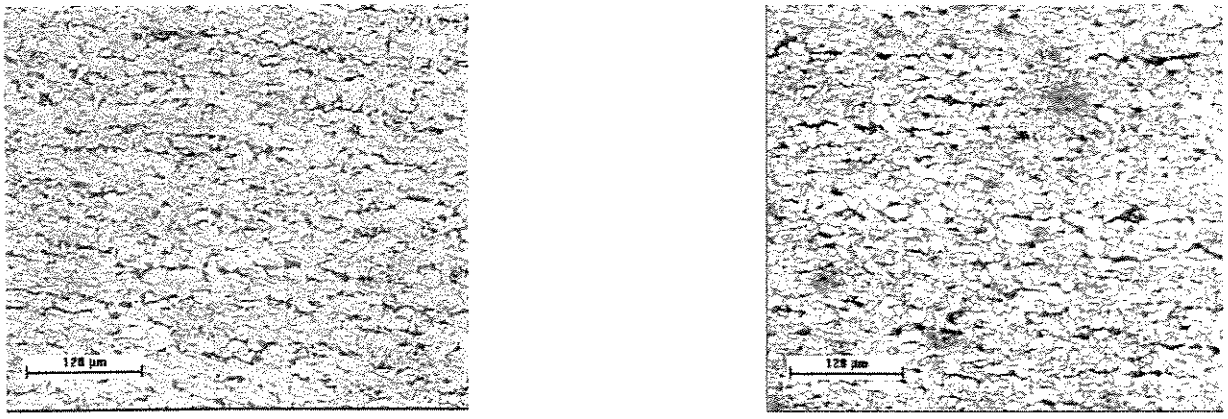
Observa-se na figura 4.19 b, da microestrutura de D 9-A, que a austenita não teve a sua recristalização completada, já que apresenta grãos alongados paralelos ao eixo da laminação. Como esta amostra foi resfriada em água imediatamente após o último passe da laminação de acabamento, com taxa de resfriamento estimada em 50°C/s, foi possível "congelar" sua microestrutura. Esta taxa de resfriamento resultou na obtenção da microestrutura já observada na figura 4.14.b, composta de bainita e martensita. Já a figura 4.20.1 b, da amostra D 9-B, retirada da mesma placa mas que seguiu a rota de laminação até à simulação do bobinamento, apresenta microestrutura ferrítica-perlítica, com uma leve tendência de bandeamento da perlita, tendência também observada nas microestruturas das demais amostras da figura 4.20. Esta tendência ao bandeamento da perlita pode ser resultado do processo de partição durante o resfriamento lento (taxas de resfriamento da ordem de 3,5°C/s), e que tem sua origem na não homogeneidade química do material (Kaspar, 1994).

As demais microestruturas da seção longitudinal das amostras das placas B, C e E encontram-se nas figuras 4.20.2 a 4.20.4



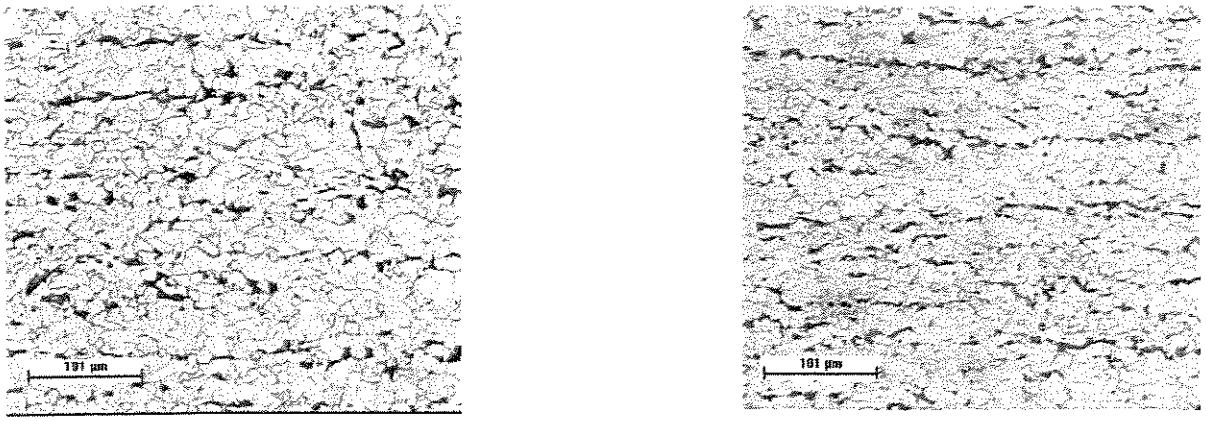
a) b)

Figura 4.20.2 Seção longitudinal após a laminação: a) B 10-B e b) B 9-B (Nital 2%)



a) b)

Figura 4.20.3 Seção longitudinal após a laminação: a) C 10-B e b) C 9-B (Nital 2%)



a) b)

Figura 4.20.4 Seção longitudinal após a laminação: a) E 10-B e b) E 8-B (Nital 2%)

4.4.5 Microscopia eletrônica de varredura

A figura 4.21 confirma que a microestrutura resultante foi predominantemente ferrítica-perlítica, confirmada pelos baixos valores de taxas de resfriamento na etapa entre o final da laminação e a simulação do bobinamento (ver tabela 4.6). A estrutura bainítica só seria possível de ocorrer com taxas acima de 6°C/s, tomando como referência a curva CCT da figura 4.15.

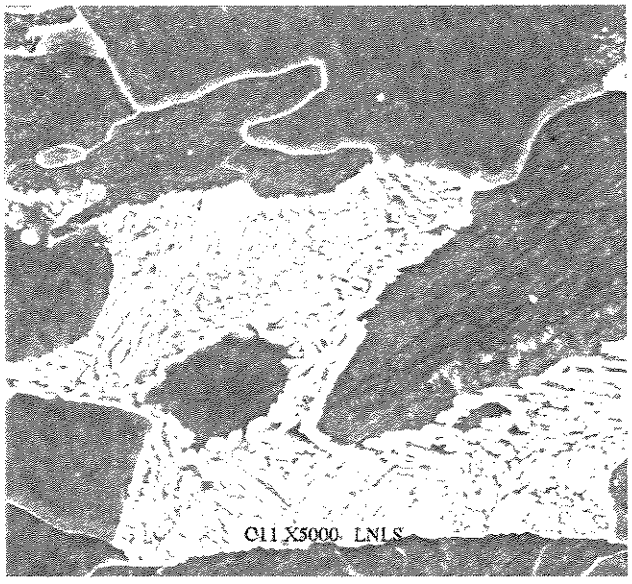


Figura 4.21 Microestrutura obtida no MEV (Nital 2%)

4.5 Propriedades mecânicas

Dos corpos de prova laminados, exceto para aqueles resfriados em água, retirou-se uma amostra da região indicada na figura 3.6 para o ensaio de tração. Foram medidos o limite de escoamento inferior, o limite de resistência, e a ductilidade através do alongamento e estricção. Os corpos de prova das placas B, D e E apresentaram fratura dúctil característica dos aços com baixo teor de carbono. Os corpos de prova da placa C apresentaram fratura diferenciada das demais placas, evidenciando após a fratura a presença de porosidades e inclusões na região útil da amostra, por isso tiveram seus resultados descartados na análise estatística.

A figura 4.22 apresenta os valores de tensão de escoamento inferior e limite de resistência para as amostras das placas B, D e E.

O método estatístico empregado (Anexo III) revela que os valores de tensão de escoamento e de limite de resistência encontrados, para as placas laminadas analisadas (B, D e E), não diferem

entre si, indicando que a pequena variação da composição química entre elas, mostrada na tabela 3.5, não foi suficiente para influenciar estes parâmetros.

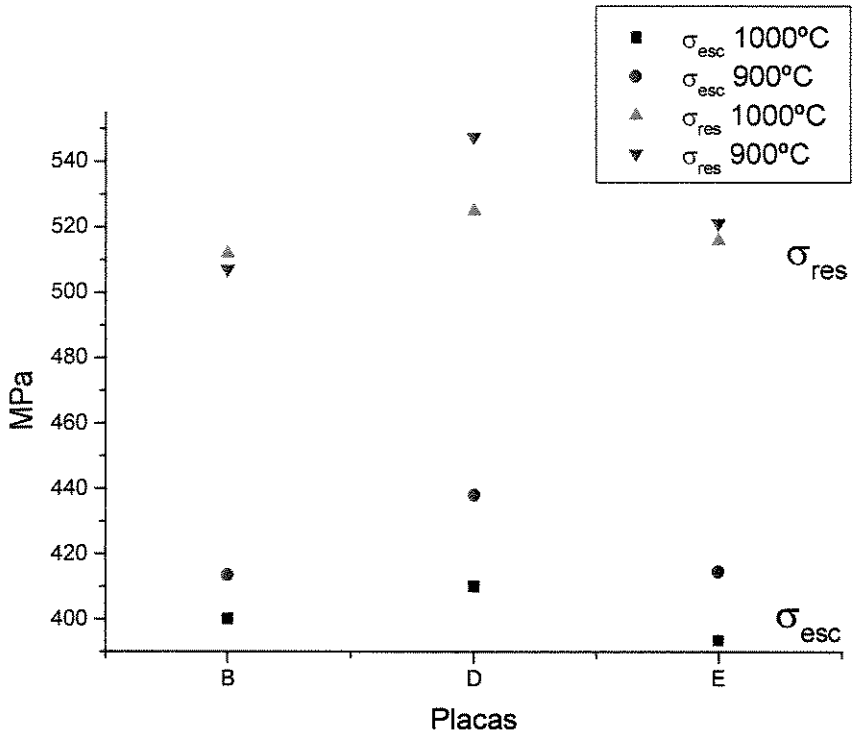


Figura 4.22 Tensão de escoamento e limite de resistência obtidos no ensaio de tração para amostras com início da laminação de acabamento em 900 e 1000°C

Já a mudança da temperatura do início da laminação de acabamento (de 1000°C para 900/890°C), provocou um aumento da tensão de escoamento, em torno de 2,5% para a placa B e de 7% para as placas D e E. Este aumento da tensão de escoamento pode ser justificado pela deformação da segunda condição (temperatura mais baixa), ter ocorrido em temperaturas mais próximas da T_{NR} calculada, o que levou a uma maior deformação da austenita, e consequentemente à geração de mais locais preferenciais de nucleação da ferrita poligonal, e assim a um tamanho de grão ferrítico de menor valor.

Nos aços microligados tem-se pelo menos três mecanismos que contribuem no limite de escoamento e no limite de resistência. O primeiro deles se dá pela atuação dos átomos intersticiais de carbono e nitrogênio. Nos aços dúcteis, o ensaio de tração revela nos gráficos de carga ou tensão *versus* deformação o alongamento do escoamento, onde se observa o limite de escoamento inferior e o superior, caracterísitcos do escoamento descontínuo. Este tipo de escoamento está associado à presença de pequenas quantidades de interticiais ou impurezas substitucionais. Pode-se supor que uma pequena quantidade de nitrogênio, não combinado com os elementos presentes, como alumínio, nióbio e vanádio, contribuiu para o resultado de limite de escoamento obtido. (Souza, 1982). Elementos como o manganês, silício e níquel, presentes no material trabalhado, também contribuem para o aumento da resistência destes aços por solução sólida substitucional (Honeycombe, 1981).

Outra contribuição importante diz respeito à redução do tamanho de grão ferrítico, onde se tem para tamanhos menores, uma maior quantidade de contornos de grãos que atuarão como barreiras para o movimento de discordâncias. A relação entre o tamanho de grão e o limite de escoamento pode ser verificada pela equação de Hall-Petch:

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_e d^{-1/2} \tag{4.3}$$

Onde σ_e é o limite de escoamento, σ_0 é interpretado como a tensão de atrito necessária para mover discordâncias não bloqueadas no plano do deslizamento, sendo dependente da temperatura de deformação e da percentagem de elementos de liga presentes, k_e é a inclinação da reta, considerado termicamente independente e d o tamanho de grão ferrítico.

O terceiro mecanismo para aumento da resistência será função da precipitação de carbonetos e carbonitretos de Nb e V, que acontece durante a laminação deste tipo de aço (Hansen, 1980).

Utilizando-se dos dados de tamanho de grão ferrítico e de limite de escoamento para cada corpo de prova, e aplicando-se a equação 4.3 pode-se traçar a reta de uma variável em função da

outra na figura 4.23, o que permite estimar a contribuição dos vários mecanismos para o aumento da resistência no material analisado.

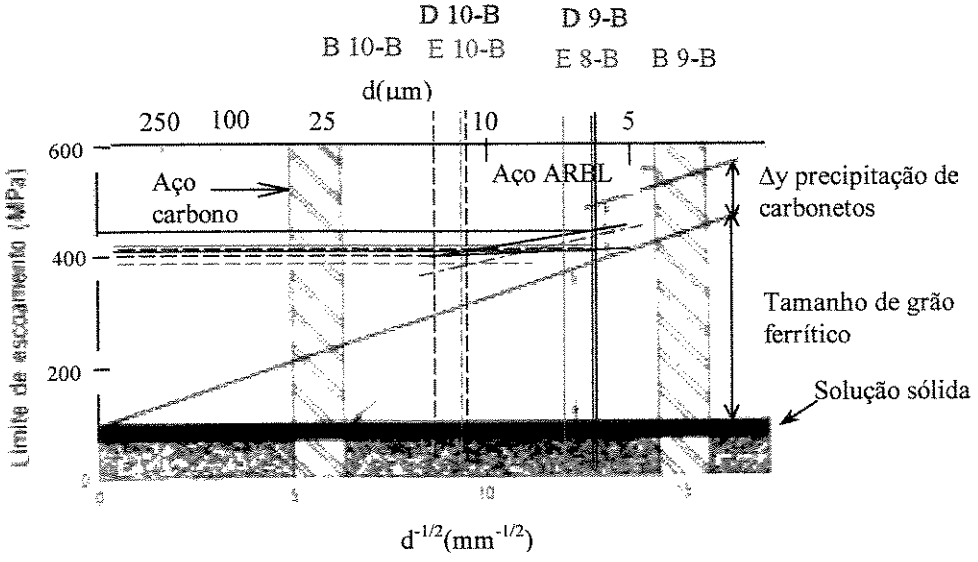


Figura 4.23 Mecanismos de contribuição na resistência de aços microligados. (Cohen, M., Hansen, S. S.,1979 citado por Costa e Silva, 1988)

Não foi observada influência da variação de composição química sobre as propriedades de alongamento e estricção, como também não fica evidenciada influência com a variação dos níveis dos tratamentos (cálculo estatístico Anexo III), conforme mostra a figura 4.24. Estas propriedades dão uma indicação da ductibilidade do material, embora a estricção não possa ser considerada uma propriedade específica do material, apenas uma caracterização de seu comportamento durante o ensaio de tração (Souza, 1982). Este resultado pode ter sido influenciado pela presença de inclusões dispersas, e que poderia ser confirmado com a ajuda da microscopia eletrônica de varredura na região de fratura dos corpos de prova tracionados, mas que não foi objeto de estudo desta dissertação.

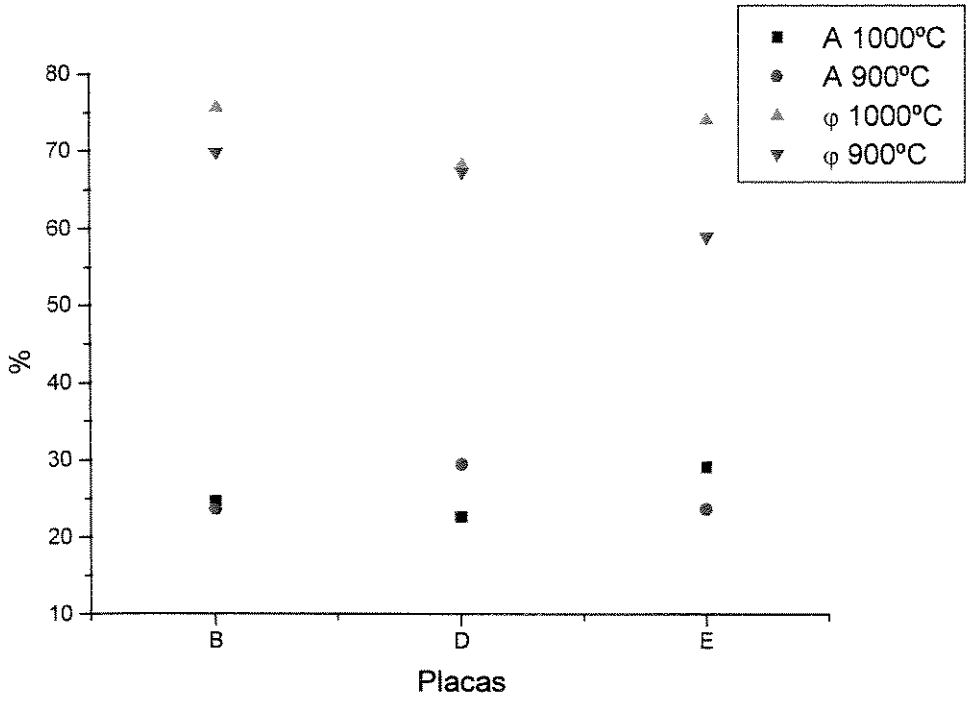


Figura 4.24 Estricção e alongamento obtido no ensaio de tração para amostras com início de laminação de acabamento em 900 e 1000°C

Embora nem todos os corpos de prova tenham apresentado a ruptura exatamente na região central do corpo de prova, todos eles tiveram sua ruptura dentro do comprimento útil (ℓ_0 = 20 mm), como mostra a figura 4.25, onde se pode ver um corpo de prova ainda não totalmente preparado para o ensaio e outro já rompido no ensaio de tração.

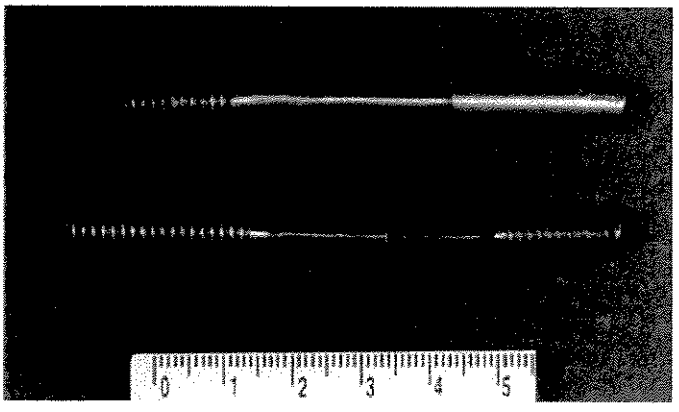


Figura 4.25 Corpos de prova de tração reduzidos

Mesmo considerando que a composição química das placas produzidas na simulação em laboratório do lingotamento de placas finas neste experimento, não tenha sido comercial, nem o tamanho de grão ferrítico após o tratamento termomecânico tenha ficado abaixo de 5 μm, pode-se observar que os corpos de prova D 9-B e E 9-B apresentaram limite de escoamento e de resistência compatíveis ao material de especificação API de grau 60, no qual são requeridos os valores de 413 MPa e 517 MPa respectivamente para estas propriedades. Deve-se levar em conta que outra propriedade mecânica importante exigida para estes materiais é a tenacidade, medida principalmente pela temperatura que caracteriza a transição de fratura dúctil para frágil, obtida através de ensaio de impacto Charpy, e que também não foi objeto de estudo desta dissertação.

Capítulo 5

Conclusões

Em relação à produção de placas finas de aço com baixo carbono (0,07% em peso) microligado com 0,07%V e 0,02%Nb, pode-se concluir que:

- Pelos resultados apresentados de taxas de resfriamento (acima de 1,9 °C/s), pela ausência de defeitos macroestruturais nas placas obtidas, e pelo tamanho do espaçamento interdendrítico secundário (em média 21 μm a 10 mm da parede refrigerada do molde) podemos concluir que o Simulador LCPF da FEM atende aos objetivos de simulação da produção de placas finas de aço microligados em escala de laboratório.

- Embora a composição química das placas fundidas no forno de indução de atmosfera não controlada tenha se desviado de composição inicial, foi possível se conseguir boa repetibilidade nos experimentos. O ajuste da composição poderá ser feito através de adições apropriadas.

Com relação ao tratamento termomecânico

- Também foi possível se conseguir boa repetibilidade nesta etapa do experimento, quando observa se os resultados de propriedades mecânicas e de microestrutura.

- A mudança da temperatura de início de laminação de acabamento de 1000°C para 900°C e 890°C afetou significativamente apenas o limite de escoamento e o tamanho de grão ferrítico. O limite de escoamento passou de 400 para 420 MPa, e o tamanho de grão ferrítico de 11 para 6,5 μm com a redução da temperatura de início de acabamento.

- A pequena variação de composição química entre as placas B, C, D e E não influenciou nas propriedades observadas e nem na estrutura final (ferrítica-perlítica com aproximadamente 5 a 10% de perlita).

- O refino de grão obtido com a laminação de acabamento a 1000°C foi obtido pela atuação da recristalização total entre os passes, enquanto que a 900/890°C o refino do grão teve contribuição também da deformação da austenita, em razão da recristalização parcial ocorrida entre os últimos passes, conforme mostra a microestrutura do corpo de prova resfriado em água logo após o acabamento.

- A recristalização parcial que permitiu a deformação da austenita confirma o valor da T_{NR} calculado pela equação de Boratto *et al.*(1988).

Sugestões para trabalhos futuros

- Estudo das adições no cadinho do forno de indução de atmosfera não controlada de forma a se obter placas de composição química comercial.

- Estudo da influência das inclusões, forma, quantidade e distribuição, nas propriedades mecânicas de aços microligados

- Estudo da influência da redução do núcleo líquido durante a solidificação das placas finas sobre as propriedades mecânicas.

- Utilização de microscopia eletrônica de varredura e de transmissão para análise da microestrutura e dos carbonitretos precipitados nos aços microligados.

- Estudo da influência do tratamento termomecânico sobre a tenacidade de placas finas de aços microligados.

- Simulação das demais rotas possíveis de laminação para um aço HSLA, quais sejam a laminação direta e a laminação com aquecimento do lingote quente, para se comparar com rota seguida pelas placas grossas, que é de laminação após resfriamento e aquecimento do lingote frio, em termos de propriedades mecânicas resultantes.

Referências bibliográficas

Araújo, L. A., Manual de Siderurgia. São Paulo: Editora Arte & Ciência, 1997, v.1.

ASM, Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels, 1991, G. F. Vander Voort, Ed.

ASTM E112-95. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.

ASTM E8M-97. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [M].

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. 1998, p.1387-1406.

Boratto, F.; Barbosa, R.; Yue, S e 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, 1988, p. 383-390.

Bowden, J. W.; Samuel, F. H. e Jonas, J. J., Effect of interpass time on austenite grain refinement by means of dynamic recrystallization of austenite. *Metallurgical Transactions A*, v. 22, Dec. 1991, p. 2947-2957.

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, p. 69-77.

Coffin Jr., L. F., A critical appraised of plasticity theory in deformation processing. In: Backofen, W. A. Fundamentals of Deformation Processing, Syracuse, N. Y.: Syracuse University Press, 1964, p.11-42.

Cohen, M., Hansen, S. S., Microstructural control in microalloyed steels. In: MICON 78, Proceedings Conference, Abrams, H. *et alli*, Eds., ASTM, 1979, p. 34, apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R., Aços e Ligas Especiais, Sumaré, SP, Eletrometal S. A., 1988.

Costa, J., Otimização do fluxo de aço no distribuidor o lingotamento contínuo. Campinas: UNICAMP-FEM, 1997, 120p. Tese (Doutorado).

Coutinho, B. C., Materiais Metálicos para Engenharia. Belo-Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni, 1992, p. 335-352.

Cuddy, L. J. e Raley, J. C., Austenite grain coarsening in microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 14, Oct .1983, p. 1989-1995.

Dieter, G. E., Metalurgia Mecânica, Rio de Janeiro: Editora Guanabara Koogan, 1981.

Döring, K. e Wiesinger, H., EKQ Stahl AG Continuous casting and rolling of thin slabs. *Metallurgical Plant and Technology International* , v.5, 1990, p. 16-29.

Dutta, B. e 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. 1987, p. 197-206.

El-Bealy, M. e Thomas, B. G., Prediction of dendrite arm spacing for low alloy steel casting process. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 27, Aug. 1996, p. 689-693.

Essadiqi, E.; Baragar, D. L. e Ruddle, G. E., Direct rolling simulation of Ti-microalloyed thin cast slab. *39th MWSP Conference Proceedings* , ISS, v. XXXV, 1998, p. 883-892.

;Collins, L.E. e Shehata, M.T., Thin slab casting simulation of 1020 C steel with liquid core reduction. *Modern Steelmaking and Casting Techniques*, 1994, p. 251-264.

;Collins, L. E. e Ruddle, G. E., Secondary processing of thin slabs of Ti-Nb microalloyed steel. *CIM Conference*, Vancouver, Aug. 1995, p. 341-352.

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.; Hirchmanner, 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, 1990, p. 281-413.

Gammal, T. El; Pleschiutschnnigg, F. P. e Yoo, S. J., Simulation of thin slab casting of carbon and stainless steel grades with and without cast-rolling. *Advances in Continuous Casting,* Apr. 1992, p. 323-332.

Gentile, F. C., Desenvolvimento de protótipo para simulação do processo de lingotamento contínuo de placas. Campinas: UNICAMP-FEM, 1999, 91p. Dissertação (Mestrado).

Gorni, A. A., Influência da composição química sobre as temperaturas críticas da laminação controlada. Seminário em Materiais e Processos IM-328^{A}.UNICAMP-FEM Setembro de 1998.

e Mei, P. R., Desenvolvimento de aços alternativos aos materiais temperados e revenidos com limite de resistência de 600 a 800 Mpa. Trabalho apresentado no 54^{0} Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo SP, 25 a 29 de Julho de 1999.

Greis, P., Radical changes in the steel industry - Some technical trends at Metec 94. *Metallurgical Plant and Technology International*, n. 5, 1994, p. 25-42.

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. 1980, p. 387-402.

Honeycombe, R. W. K., Aços Microestrutura e Propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1981.

Http:/www.worldsteel.org/trends_indicators/, Continuously-cast steel output,12/01/2000.

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. 1997, p. 47-55.

Kaspar, R. e Peters, A., Efficient steel processing by disciplined hot forming and microalloying. *Steel Research* 69, , v. 4+5, 1998, p. 128-135.

Kaspar, R. e Zentara, N., Optimization of process parameters of direct charging of near-net-shape cast steel products. *La Revue de Métallurgie* - CIT , Avr. 1997, p. 533-540.

e Flüss, P., Laboratory simulation of direct rolling of steel. *Steel Research* v. 62 , n. 11, 1991, p. 501-506.

; Zentara, N. e Herman, J. C., Direct charging of thin slabs of a Ti-microalloyed low carbon steel for cold forming. *Steel Research* v. 65, n. 7, 1994, p. 279-283.

; Fluss, P. e Pawelski, O., Improving properties of a low-carbon microalloyed steel by means of accelerated cooling of dynamically recristallized austenite. *Steel Research* 60, v. 12, 1989, p. 566-570.

; Distl, J. S. e Pawelski, O., Extreme austenite grain refinement due to dynamic recrystallization. *Steel Research* v. 59, n. 9, 1988, p. 421-425.

Kestenbach, H.-J., Dispersion hardening by niobium carbonitride precipitation in ferrite. *Materials Science and Technology*. v. 13, Sep. 1997, p. 731-739.

Krauss, G., Steels: heat treatment and processing principles. Ohio: ASM International, 1989.

Larke, E. C & Cook, M. The Rolling of Ship, Sheet and Plate, 1967, p. 343 - 367.

Löser, W., Solidification modeling of microstructures in near-net-shape casting of steels. *Material Science and Eng. A* 173, Dec. 1993, p. 323-326.

Mei, P. R. Efeitos de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico de aços carbono. Parte II. Anais do 40° Congresso Anual da ABM, Julho de 1985 Rio de Janeiro. COMFIT, p. 216 apud Costa e Silva, A. L. e Mei, P. R. Aços e Ligas Especiais. 2ª ed., Sumaré, SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

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. 1994, p. 277-286.

Park, S. H.; Yue, S. e Jonas, J. J., Continuous cooling precipitation kinetics of Nb(CN) in high-strength low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 23, Jan. 1992, p. 1641-1651.

Priestner, R. e Zhou, C., Simulation of microstructural evolution in Nb-Ti microalloyed steel during hot direct rolling. *Ironmaking and Steelmaking,* v. 22, n. 4, 1995, p. 326-332.

Rizzo, E. M. da S., Desenvolvimento de um modelo computacional para a análise de fenômenos simultâneos de solidificação e de deformação plástica de ligas metálicas. Campinas: UNICAMP-FEM, 1999, 260p., Tese (Doutorado).

Santos, A. A. dos; Alípio, P. H. e Nakashima, J. T., Aços API-X70 com baixo carbono e alto teor de Nb. Contribuição Técnica ao XXXV Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, São Paulo, 11 a 14 de Agosto de 1998.

Scheill, E. *Arch. Eisenhuttenwes*, v.12, 1935 p.565-567 apud Park, S. H.; Yue, S. e Jonas, J. J., Continuous cooling precipitation kinetics of Nb(CN) in high-strength low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 23, Jan. 1992, p. 1641-1651.

Sellars, C. M.; Tegart, W. J. McG. Hot Workability. *International Metallurgical Reviews*, The Institute of Metals, v. 17, 1972, p. 1-24.

Sims, R. B., The calculation of roll force and torque in hot rolling mills. *Proc. Inst. Mec. Eng.*, v. 168, 1954, p. 191-200.

Souza, S. A., Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

Tselikov, A., Stress and Strain in Metal Rolling. Moscow: Mir Publishers, 1967.

Thomas, B. G., Samarasekura, I. V. e Brimacombe, J. K., Mathematical model of the thermal processing of steel ingots: Part I - Heat Flow Model. *Metallurgical Transactions B,* v. 18 1987, p. 119-129.

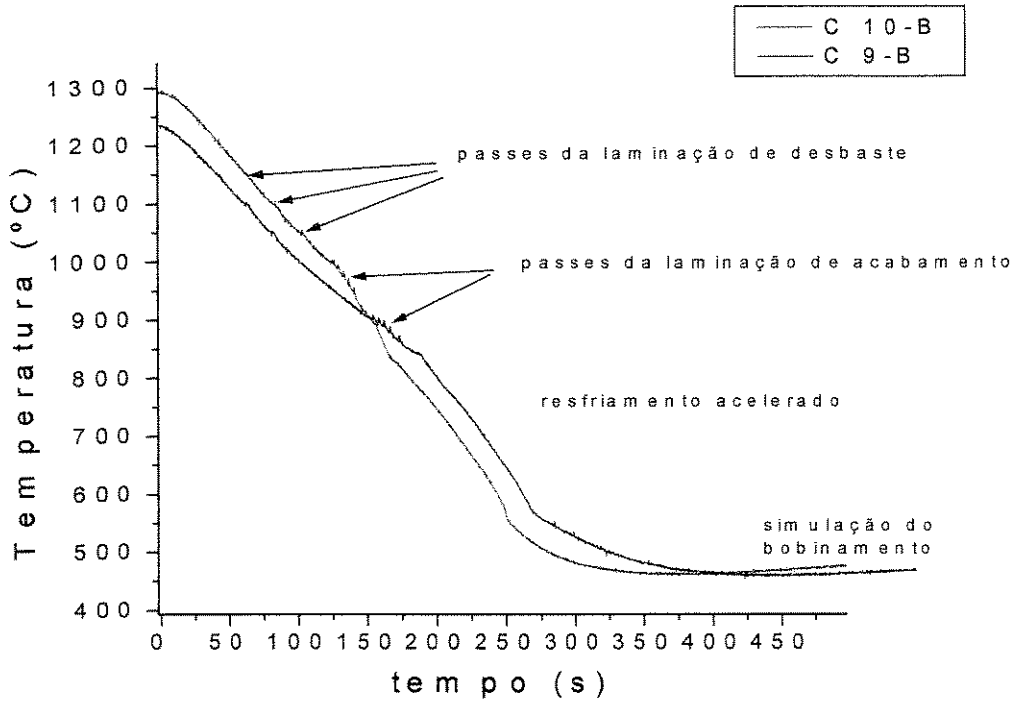
Wünnenberg, K.; Jacobi, H.; Pawelski, O., Cremer, A.; Engo, B. e Kleine, R., Verfahrens- und werkstofftechnische Untersuchengen zum Giessen und Walzen dünner Brammen. *Stahl und Eisen,* v. 113, n. 2, 1993, p. 55-62.

e Schwerdfeger, K., Principles in thin slab casting. *I&SM*, Apr. 1995, p. 25-31.

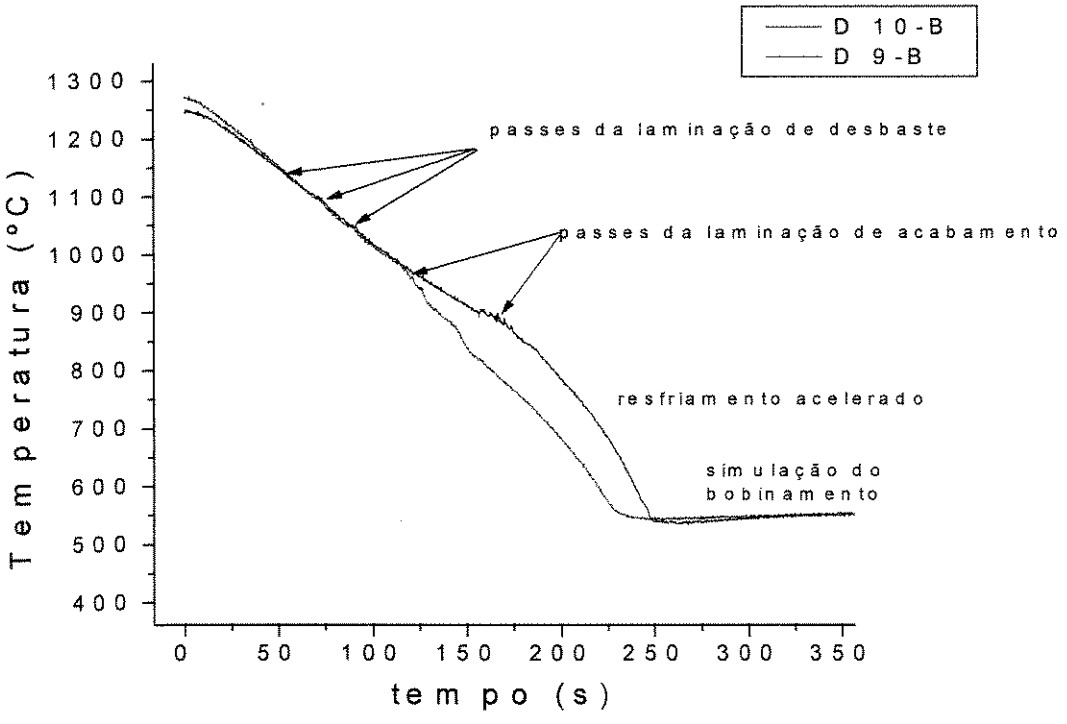
Zentara, N. e Kaspar, R., Optimization of hot rolling schedule for direct charging of thin slabs of Nb-V microalloyed steel. *Materials Science and Technology*, v. 10, May 1994, p. 370-376.

ANEXO I

ANEXO I Curvas de temperatura dos corpos de prova durante a laminação

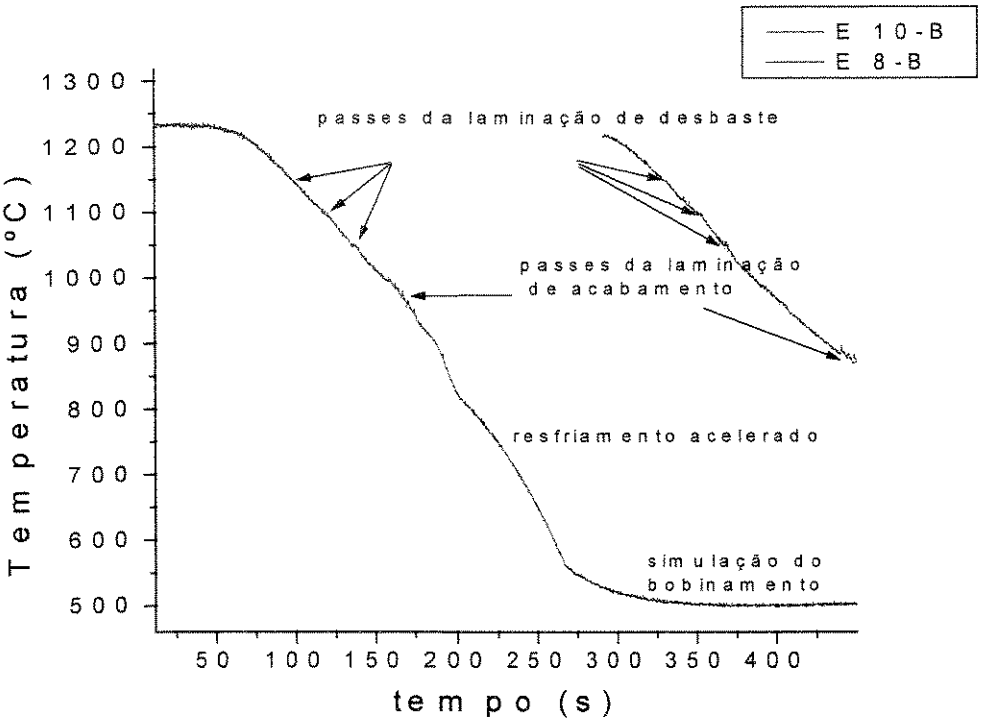


Temperatura *versus* tempo durante a laminação dos corpos de prova da placa C



Temperatura *versus* tempo durante a laminação dos corpos de prova da placa D

ANEXO I Curvas de temperatura dos corpos de prova durante a laminação



Temperatura *versus* tempo durante a laminação dos corpos de prova da placa E

ANEXO II

	4,52			
	5,35	40,2	34,2	28,2
	5,92	66,5		
	6,43			
	6,70			
	7,25			
Taxa de deformação	7,65			
	7,73			

					1
					2
					3
					1
phi		phi	y	Qs	2
redução no passe 1	15%	0,11642671	36,0028389	0,95584459	3
redução no passe 2	18%	0,11672581	30,0121137	0,96860928	4
redução no passe 3	18%	0,10921105	24,7862981	0,96887791	5
redução no passe 1	17%	0,10025727	20,5368521	0,97830087	
redução no passe 2	15%	0,08931507	17,2609652	0,95728351	
redução no passe 3	14,5%	0,08285964	14,6131409	0,95456496	
redução no passe 4	13,4%	0,07540588	12,4562442	0,94826643	
redução no passe 5	11%	0,06656356	10,7892842	0,93590761	

Carga na laminação Sims, P : K b Q Lp

	b	Qs	Lp	P em kgf
1 passe T 1150	70	0,95584459	12,7628785	11114,90
2 passe T 1100	70	0,96860928	12,7628785	17659,72
3 passe T 1050	70	0,96887791	12,1942003	17914,54
1 passe T 899	70	0,97830087	11,5325626	19032,78
2 passe T865	70	0,95728351	10,7322588	18534,58
3 passe T840	70	0,95456496	10,2540593	17548,98
4 passe T835	70	0,94826643	9,69769054	18036,24
5 passe T830	70	0,93590761	9,02471794	20450,40

						41503,91
23,2	19,2	16,2	13,7	11,7	10,2	55932,62
						56494,40
						58959,66
						57861,33
						55688,48
						56762,70
					b 10b	62084,96
				1° passe	11114,90	-17000,00
				2° passe	17659,72	
				3° passe	17914,54	
				1° passe	19032,78	
0,14925373				2° passe	18534,58	
0,1754386				3° passe	17548,98	
0,17730496				4° passe	18036,24	
0,17241379				5° passe	20450,40	
0,15625						
0,15432099						
0,1459854						
0,12820513						

b 10b		b 9b		
tensão de escoamento Mpa	Mpa		taxa de defori	1/T
127,61	11117,93	127,64	4,5	0,00070274
200,07	16186,84	183,39	5,3	0,00072833
212,37	17238,90	204,36	5,9	0,00075586
236,27	21469,22	266,51	6,4	0,00085324
252,67	20738,33	282,71	6,7	0,00087873
251,10	21214,51	303,55	7,2	0,00089847
274,69	26408,30	402,20	7,6	0,00090334
339,11	20295,36	336,54	7,7	0,00090662

	52685,5
	55004,88
	64331,05
	62719,73
	63769,5
	75219,73
b 9b	61743,16
11117,93	
16186,84	
17238,90	
21469,22	
20738,33	
21214,51	
26408,30	
20295,36	

ANEXO III

Limite de Escoamento

	B	D	E		
1000	400,0	410,0	393,4	1203,4	401,13
900	413,4	438,0	414,6	1266,0	422,00
	813,4	848,0	808,0	2469,4	
	406,7	424	404		
				411,57	

SSt	1177,6		
Sstrat	653,126667		
Ssblocos	471,053333		
Se	53,4		
F0 trat	24,4738946	>18,51	os tratamentos produzem limites de esc. diferentes
F0 bl	8,82563078	<19	os blocos são iguais

Limite de resistência

	B	D	E		
1000	512,0	525,0	515,8	1552,8	517,60
900	507,0	547,4	521,0	1575,4	525,13
	1019,0	1072,4	1036,8	3128,2	
	509,5	536,2	518,4		
				521,37	

SSt	1016,2		
Sstrat	85,1266667		
Ssblocos	739,293333		
Se	191,8		
F0 trat	0,88778419	<18,51	os tratamentos produzem limite de resistência iguais
F0 bl	3,8550372	<19	os blocos são iguais

alongamento

	B	D	E		
1000	24,5	22,5	29,0	76,0	25,33
900	23,5	29,3	23,5	76,3	25,43
	48,0	51,8	52,5	152,3	
	24	25,9	26,25		
				25,38	

SSt	44,6		
Sstrat	0,015		
Ssblocos	5,86333333		
Se	38,7		
F0 trat	0,00077459	<18,51	os tratamentos produzem alongamentos iguais
F0 bl	0,15138996	<19	os blocos são iguais

estricção

	B	D	E		
1000	75,6	68,2	74,0	217,8	72,60
900	69,8	67,3	58,9	196,0	65,33
	145,4	135,5	132,9	413,8	
	72,7	67,75	66,45		
				68,97	

SSt	174,7		
Sstrat	79,2066667		
Ssblocos	43,5033333		
Se	52,0		
F0 trat	3,04504389	<18,51	os tratamentos produzem estricções iguais
F0 bl	0,07271542	<19	os blocos são iguais

percentual de perlita

	B	C	D	E		
1000	7,5	5,8	7,8	4,6	25,7	6,4
900	10,2	5,0	7,1	6,4	28,8	7,2
	17,7	10,8	14,9	11,1	54,5	
	8,85	5,39	7,465	5,525		
					6,8075	

SSt	22,4	
Sstrat	1,17045	
Ssblocos	16,51645	
Se	4,7	
F0 trat	0,75101862 <18,51	os tratamentos produzem %de perlita iguais
F0 bl	3,53259045 <19	os blocos são iguais

tamanho de grão ferrítico

	B	C	D	E		
1000	15,4	10,5	11,8	12,2	49,9	12,5
900	6,5	6,4	6,7	7,1	26,7	6,7
	21,9	16,9	18,5	19,3	76,6	
	10,95	8,45	9,25	9,65		
					9,575	

SSt	80,6		
Sstrat	67,28		
Ssblocos	6,535		
Se	6,7		
F0 trat	19,96	>18,51	os tratamentos produzem tamanhos de grão diferentes
F0 bl	0,97	<19	os blocos produziram grãos de tamanho médio iguais

		desvio		desvio
B	15,4	2,5	6,5	0,8
C	10,5	2,1	6,4	1,2
D	11,8	2,5	6,7	0,9
E	12,2	2,2	7,1	1,2