

ANTONIO AUGUSTO GORNI

Engenheiro de Materiais

Universidade Federal de São Carlos, 1981

Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento
sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas
de um Aço Bifásico

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da USP para obtenção
do título de Mestre em Engenharia

Orientador: Prof. Dr. Renato Rocha Vieira
Professor Titular Doutor do Departamento
de Engenharia Metalúrgica da EPUSP

SÃO PAULO, 1989

IN MEMORIAM

Américo Gorni

João Mueller

A meus pais,
Antônio e Carmen

And was Jerusalem builded here,
Among these dark, satanic mills?

William Blake: Jerusalem

AGRADECIMENTOS

A COMPANHIA SIDERÚRGICA PAULISTA - COSIPA, que patrocinou a realização dos Cursos de Pós-Graduação e o desenvolvimento experimental relativo a esta Dissertação de Mestrado, particularmente nas pessoas de ERBERTO FRANCISCO GENTILE e FRANCISCO DE PAULA ASSIS JR.

Ao Prof. Dr. RENATO ROCHA VIEIRA pela orientação e apoio, bem como pela permissão de uso dos laboratórios do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP para a realização dos ensaios metalográficos e mecânicos.

A OSVALDO L.G. BRANCHINI pelo inestimável auxílio nas diversas etapas do trabalho e pelos proveitosos comentários.

A ROSÂNGELA GORNI, pelo auxílio na obtenção de vidraria e reagentes químicos destinados aos ataques metalográficos.

Ao técnico MIGUEL TORRES NETO e sua equipe, do Laboratório de Transformação Mecânica do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. - IPT, por sua vital colaboração ao longo dos ensaios de laminação.

Ao Prof. Dr. RONALD LESLEY PLAUT, FLAVIO BENEDECCE NETO e LÚCIO SALGADO pela cessão de equipamentos e instrumentação necessários aos ensaios de laminação.

A ANTONIO MAGALHÃES MARTINS, do Núcleo de Transferência de Tecnologia do IPT, pelo eficiente apoio dispensado nas

questões administrativas relativas aos experimentos efetuados no IPT.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP, JAIR JOÃO MENEGON e AYRTON R.M. LEAL, pela grande colaboração prestada nos ensaios de tração e na preparação das amostras para exame metalográfico.

Aos técnicos GENIVALDO JOSÉ LIMA E SILVA e BENEDITO DIAS CHIVITES, do Centro de Testes da COSIPA, pela usinagem dos corpos de prova para os ensaios de laminação e tração.

A MARCOS ANTONIO PEREIRA MARTINS e ANTONIO CARLOS SIMONIAN DOS SANTOS, da Divisão de Treinamento e Desenvolvimento da COSIPA, pela elaboração dos desenhos desta Dissertação.

Ao técnico ALVARO JOSÉ SIMÕES pelo acompanhamento das análises químicas do material e da usinagem dos corpos de prova efetuadas na COSIPA.

A JOSÉ GOMES QUARTILHO FILHO, da Nalco Produtos Químicos Ltda., pelas amostras de poliacrilamida fornecidas e orientação quanto a seu uso.

A todos que, direta ou indiretamente, colaboraram para que este projeto se tornasse realidade.

SUMARIO

Dedicatórias.	i
Agradecimentos.	iii
Lista de Figuras.	ix
Lista de Tabelas.	xx
Resumo.	xxiii
Abstract.	xxiv
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO.	1
CAPÍTULO II - ANÁLISE DA LITERATURA.	6
2.1. Microestrutura dos Aços Bifásicos.	7
2.1.1. Constituintes Presentes.	7
2.1.2. Topologia.	9
2.2. Elementos de Liga usados em Aços Bifásicos Lamina- minados a Quente.	11
2.2.1. As Três Gerações de Aços Bifásicos Lamina- dos a Quente.	11
2.2.2. Efeito dos Elementos de Liga.	16
2.2.2.1. Carbono.	16
2.2.2.2. Manganês.	19
2.2.2.3. Silício.	21
2.2.2.4. Cromo.	23
2.2.2.5. Molibdênio.	24

2.2.2.6. Outros Elementos.	26
2.3. Efeito dos Parâmetros do Processo de Laminação.	28
2.3.1. Introdução.	28
2.3.2. Austenitização e Solubilização.	28
2.3.3. Condicionamento da Austenita.	32
2.3.4. Influência da Deformação.	40
2.3.5. Influência da Velocidade de Resfriamento.	48
2.3.5.1. Constituintes Presentes.	48
2.3.5.2. Tamanho de Grão da Ferrita e Segunda "Fase".	52
2.3.5.3. Dureza dos Constituintes Presentes.	54
2.3.5.4. Efeito nas Propriedades Mecânicas.	58
2.4. Propriedades Mecânicas dos Aços Bifásicos. ..	61
2.4.1. Introdução.	61
2.4.2. Correlação entre Propriedades Mecânicas e Microestrutura.	64
2.4.3. Mecanismos Microestruturais responsáveis pelas Propriedades Mecânicas.	70
CAPÍTULO III - OBJETIVO.	73
CAPÍTULO IV - MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS. ..	75
4.1. Material.	76

4.2. Procedimento Experimental.	79
4.2.1. Introdução.	79
4.2.2. Reaquecimento.	81
4.2.3. Laminação.	83
4.2.4. Resfriamento.	87
4.3. Análise Metalográfica.	91
4.3.1. Introdução.	91
4.3.2. Determinação do Tamanho de Grão Austenítico. co.	92
4.3.3. Determinação da Fração Volumétrica de Segunda da "Fase".	96
4.3.4. Determinação do Tamanho de Grão da Fase Ma- triz e da Segunda "Fase".	99
4.3.5. Determinação da Dureza Vickers dos Consti- tuintes Presentes na Microestrutura.	102
4.4. Ensaio de Tração.	103
CAPÍTULO V - RESULTADOS EXPERIMENTAIS	106
5.1. Parâmetros dos Ensaios de Laminação.	107
5.2. Tamanho de Grão Austenítico.	109
5.3. Microestruturas Bifásicas Obtidas.	110
5.3.1. Fração em Volume de Segunda "Fase".	110
5.3.2. Tamanho de Grão da Fase Matriz e Segunda "Fase".	119

5.3.3. Dureza dos Constituintes Presentes na Microestrutura.	123
5.4. Propriedades Mecânicas.	129
CAPÍTULO VI - ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS. .	142
6.1. Tamanho de Grão Austenítico.	143
6.2. Caracterização da Microestrutura.	144
6.2.1. Identificação dos Constituintes Presentes .	144
6.2.2. Fração Volumétrica de Segunda "Fase".	147
6.2.3. Tamanho de Grão da Fase Matriz e Segunda "Fase".	149
6.2.4. Dureza dos Constituintes Presentes na Microestrutura.	152
6.3. Propriedades Mecânicas.	155
6.4. Sugestões para o Processo Industrial.	163
CAPÍTULO VII - CONCLUSÕES.	167
CAPÍTULO VIII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	170

LISTA DE FIGURAS

- Fig. 1: Representação esquemática da topologia da micro-
croestrutura bifásica⁽¹⁰⁾. 10
- Fig. 2: Superposição esquemática dos parâmetros de pro-
cesso da Laminação de Tiras a Quente com o Diagrama
TRC de um aço bifásico laminado a quente ao Mn-
Si-Cr-Mo⁽²⁾. 13
- Fig. 3: Alterações no comportamento da transformação do aço
bifásico ao longo das diversas etapas do tratamen-
to termomecânico a que é submetido no Laminador de
Tiras a Quente⁽²²⁾. 17
- Fig. 4: Relação entre o limite de resistência e o alonga-
mento total para aços bifásicos laminados a quente
com diferentes teores de carbono⁽²⁶⁾. 19
- Fig. 5: Efeito do aumento do teor de Mn na transformação
do aço bifásico laminado a quente⁽²⁵⁾. 20
- Fig. 6: Efeito do Silício, Cromo e Molibdênio sobre o
comportamento da transformação da austenita nos
aços bifásicos laminados a quente e seu efeito na

	x
"janela de bobinamento" (5,13).	21
Fig. 7: Diagramas TRC para composições químicas alternati- vas de aços bifásicos laminados a quente (39).	27
Fig. 8: Fenômenos metalúrgicos envolvidos nas diversas fa- ses dos tratamentos termomecânicos (41).	29
Fig. 9: Influência da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico para aços bifásicos produzidos diretamente da saída do Laminador de Ti- ras a Quente (2).	33
Fig. 10: Curvas de tensão de escoamento a quente para o aço bifásico com 0,08% C, 1,21% Si, 0,92% Mn, 0,39% Cr, 0,36% Mo (2).	36
Fig. 11: Evolução da recristalização estática de diversos aços bifásicos laminados a quente, a 900°C (2).	37
Fig. 12: Influência da temperatura final de deformação na proporção de ferrita poligonal formada a uma mesma temperatura de têmpera. Composição Química do aço: 0,07% C, 1,00% Mn, 1,10% Si, 0,55% Cr, 0,40% Mo (51).	42

- Fig. 13: Superposição dos dados da fig. 12 obtidos para a austenita deformada e o diagrama TRC obtido para o mesmo tipo de aço, obtido por dilatométrica a partir da austenita não-deformada⁽⁵¹⁾. 43
- Fig. 14: Comparação das propriedades mecânicas no sentido transversal das amostras de aço bifásico com 0,21% Mo com e sem deformação de 0,35 a 930°C para resfriamentos sob velocidades constantes⁽¹⁶⁾. 45
- Fig. 15: Superposição dos diagramas TRC determinados a partir da austenita deformada ou não para um aço com 0,06% C, 1,36% Si, 1,20% Mn, 0,51% Cr e 0,37% Mo⁽²⁾. 46
- Fig. 16: Dependência da fração de segunda "fase" e do tamanho de grão dos diversos constituintes em relação à deformação e tempo de resfriamento para o mesmo aço da fig. 15⁽²⁾. 47
- Fig. 17: Diagrama TRC de um aço bifásico para laminação a quente com 0,05% C, 0,90% Mn, 1,20% Si, 0,50% Cr e 0,40% Mo⁽⁵⁾. 49

- Fig. 18: Efeito do teor de silício, cromo e molibdênio sobre a "janela de bobinamento", ou razão $PF_5/PF_{75}^{(5)}$ 50
- Fig. 19: Efeito da velocidade de resfriamento sobre a formação da ferrita poligonal para aços bifásicos não-deformados e laminados a quente⁽³⁹⁾. Composições químicas- DP 3: 0,058% C, 1,50% Mn, 1,04% Si, 1,01% Cr; DP 4: 0,062% C, 1,48% Mn, 0,98% Si, 0,49% Cr, 0,18% Mo; DP 13: 0,062% C, 1,50% Mn, 1,00% Si, 0,49% Cr, 0,080% V. 51
- Fig. 20: Fração em volume e dureza Vickers (carga de 10 g), dos constituintes microestruturais de um aço bifásico em função da velocidade de resfriamento contínuo. Aço com 0,07% C, 1,00% Mn, 1,00% Si, 0,50% Cr, 0,20% Mo⁽⁵⁶⁾. 55
- Fig. 21: Evolução da dureza Vickers (carga de 15 g) dos diversos constituintes da microestrutura do aço bifásico processado nas condições expostas na fig. 15⁽²⁾. 56
- Fig. 22: Influência da velocidade de resfriamento entre a temperatura de acabamento - 850°C - e 700°C sobre

as propriedades mecânicas de aços bifásicos para laminação a quente ⁽²⁾	60
Fig. 23: Comparação da curva tensão versus alongamento para aços ao carbono, microligado e bifásico ⁽⁶⁰⁾	61
Fig. 24: Representação esquemática da evolução do coeficiente de encruamento diferencial e da curva de escoamento em função do alongamento para aços microligado e bifásico ⁽⁵⁹⁾	63
Fig. 25: Taxa de encruamento versus alongamento para aços ao carbono, microligados e bifásicos ⁽⁶¹⁾	63
Fig. 26: Representação esquemática da influência dos parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas ⁽⁵⁹⁾	65
Fig. 27: Relação entre a fração de martensita e o limite de escoamento e o de resistência para um aço com 0,063% C, 1,29% Mn, 0,24% Si, recozido por dez minutos a 810 ou 760°C ⁽⁶⁶⁾	67
Fig. 28: Limite de escoamento a 0,2% em função da raiz quadrada do diâmetro de grão ferrítico para aço bi-	

fásico com fração volumétrica de martensita igual a 15% ⁽⁵⁹⁾	69
Fig. 29: Dimensões dos corpos de prova de laminação utilizados neste trabalho.	78
Fig. 30: Esquema dos parâmetros usados nos ensaios de laminação.	80
Fig. 31: Evolução nominal da temperatura durante o ensaio de laminação.	86
Fig. 32: Esquema do resfriamento escalonado, semelhante à evolução de temperatura durante o resfriamento do material processado no Laminador de Tiras a Quente.	88
Fig. 33: Relação entre a espessura de chapa e o tempo de resfriamento em diferentes meios de têmpera, de acordo com LOTTER et alii ⁽³⁸⁾	90
Fig. 34: Esquema da retirada dos corpos de prova para os ensaios metalográficos e mecânicos.	92
Fig. 35: Corpo de prova para tração, conforme Norma ASTM A-370 ⁽⁸⁵⁾ . Escala 1:1.	104

- Fig. 36: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo do ensaio de laminação: após rea aquecimento, esboçamento, esboçamento mais espera e após laminação completa em cinco passes com temperatura de acabamento de 950°C. Todas as amostras foram temperadas em água. 111
- Fig. 37: Evolução da microestrutura final das amostras laminadas e temperadas em água conforme a temperatura de acabamento. Amostras a) 301, b) 302 e c) 304. Aumento: 400 x. Ataque: Nital 5%. 114
- Fig. 38: Microestrutura final das amostras laminadas e submetidas a tempera escalonada. Amostras a) 801, 802 e 803; b) 901, 902 e 903. Aumento: 400 x. Ataque: Nital 5%. 115
- Fig. 39: Fração Volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, nas amostras submetidas à tempera a) direta ou b) escalonada. 117
- Fig. 40: Fração Volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura das amostras submetidas à tempera

- direta, com exceção das resfriadas em água, em função da temperatura de acabamento e meio de resfriamento aplicados no ensaio de laminação. 118
- Fig. 41: Tamanho de Grão Ferrítico, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada. .. 122
- Fig. 42: Tamanho de Grão Ferrítico das amostras submetidas à têmpera direta, com exceção das resfriadas em água, em função da temperatura de acabamento e meio de resfriamento aplicados no ensaio de laminação. 123
- Fig. 43: Tamanho de Grão da Segunda "Fase", em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, das amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada. 124
- Fig. 44: Evolução da Dureza da Ferrita, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada. .. 127

- Fig. 45: Evolução da dureza da a) bainita ou b) martensita em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras submetidas à têmpera direta. 128
- Fig. 46: Dureza da Segunda "Fase" das amostras submetidas à têmpera escalonada, em função da temperatura de acabamento e de interrupção de têmpera aplicadas no ensaio de laminação. 130
- Fig. 47: Limite de Escoamento, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada. 132
- Fig. 48: Influência da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento das amostras submetidas à têmpera direta. 134
- Fig. 49: Evolução do Limite de Resistência, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada. 135

- Fig. 50: Relação de escoamento, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada. 136
- Fig. 51: Influência da temperatura de acabamento sobre a relação de escoamento das amostras submetidas à temperatura direta. 137
- Fig. 52: Alongamento Uniforme determinado no ensaio de tração, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada. 139
- Fig. 53: Alongamento Total determinado no ensaio de tração, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada. 140
- Fig. 54: Estricção Total determinada no ensaio de tração, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para

as amostras temperadas de forma a) direta ou b) es-
calonada. 141

LISTA DE TABELAS

Tab. I:	Porcentagem de ferrita formada durante o resfriamento contínuo em aço bifásico com e sem deformação de 35% a 930°C. Composição Química: 0,092% C, 0,92% Mn, 1,53% Si, 0,55% Cr, 0,21% Mo ⁽¹⁶⁾	44
Tab. II:	Composição Química do Aço Experimental.	76
Tab. III:	Dados nominais dos esquemas de laminação utilizados.	85
Tab. IV:	Severidade de têmpera dos diversos meios de resfriamento utilizados. Dados sobre água e óleo estimados a partir de LOTTER et alii ⁽³⁸⁾ ; demais dados medidos experimentalmente.	89
Tab. V:	Composição do reativo utilizado para a revelação dos contornos de grão austeníticos.	93
Tab. VI:	Composição dos reativos do ataque de Le Pera, utilizado para revelação de segunda "fase" bainítica e martensítica ⁽⁸⁰⁾	98

Tab. VII:	Condições efetivas dos ensaios de reaquecimento, laminação e têmpera para obtenção das amostras para estudo do tamanho de grão austenítico, microestrutura bifásica e propriedades mecânicas. Todos os dados expostos foram medidos, com exceção das velocidades de resfriamento em água ou óleo, as quais foram estimadas a partir dos dados de LOTTER et alii ⁽³⁸⁾ , e da velocidade de resfriamento dentro do forno, a qual foi estimada a partir de dados obtidos em ensaios preliminares.	108
Tab. VIII:	Tamanho de Grão Austenítico obtido ao longo do ensaio de laminação a quente.	110
Tab. IX:	Características das microestruturas finais obtidas e fração volumétrica da segunda "fase" para os corpos de prova laminados conforme as condições da tabela VII.	112
Tab. X:	Tamanho de Grão da matriz ferrítica e da segunda "fase" para os corpos de prova laminados conforme as condições da tabela VII.	120
Tab. XI:	Dureza Vickers com carga de 25 g dos diversos constituintes presentes nas microestruturas das	

amostras laminadas conforme as condições da tab. VII.	125
Tab. XII: Propriedades Mecânicas determinadas por ensaio de tração para os corpos de prova laminados conforme as condições da tabela VII.	131
Tab. XIII: Comparação das propriedades mecânicas das amostras aqui estudadas com os requisitos que caracterizam o comportamento mecânico dos aços bifásicos ⁽⁸⁾	162

RESUMO

Chapas de aço bifásico ("dual phase") se caracterizam por apresentar microestrutura composta de matriz de ferrita poligonal com 15 a 20% de martensita dispersa, o que lhes confere alta resistência mecânica aliada a boa conformabilidade. Este tipo de material pode ser obtido diretamente após a laminação a quente através da aplicação de tratamento termomecânico.

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre o desenvolvimento da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo próprio para laminação a quente. A técnica experimental consistiu de ensaio de laminação a quente em cinco passes, em que foi variada a temperatura de acabamento, ou de fim de laminação. A seguir os corpos de prova foram resfriados em meios com diferentes severidades de têmpera. Procedeu-se então à análise das amostras através de metalografia quantitativa e ensaio de tração.

Os resultados mostraram que quando o resfriamento foi feito de modo direto a velocidade de resfriamento é o parâmetro mais importante na determinação da microestrutura e propriedades mecânicas, cabendo à temperatura de acabamento um papel secundário. No caso das amostras submetidas a resfriamento escalonado a variável que influenciou decisivamente as propriedades mecânicas do material foi a temperatura em que a têmpera foi interrompida.

ABSTRACT

Dual phase steel strips show a microstructure that consists of a soft polygonal ferrite matrix with 15 to 20% of hard martensite dispersed on it, which grants high strength and good cold formability to this product. This kind of steel can be produced direct from the rolling heat through the application of a thermomechanical treatment compatible with the chemical composition of the steel.

The aim of this work was to study the effect of the rolling finish temperature and cooling rate on the development of the microstructure and mechanical properties of a Mn-Si-Cr-Mo dual-phase steel suitable for hot rolling. The experimental technique comprised a five-pass hot rolling schedule on a laboratory rolling mill using different finish temperatures. Then the samples were cooled in media with different quench severities. The samples thus obtained were analysed through quantitative metallography and tension testing.

The results obtained showed that in the samples directly quenched the cooling rate is the capital parameter for the determination of the microstructure and mechanical properties, whereas the finish temperature plays a secondary role. When the samples were submitted to interrupted quenching the variable that decisively influenced the mechanical properties was the temperature on which the quench was interrupted.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A grande elevação do preço do petróleo que provocou a crise energética da década de setenta e a crescente conscientização ecológica mundial forçaram a indústria automobilística a aperfeiçoar o projeto de seus veículos no sentido de reduzir seu consumo de combustível, tornando-os mais econômicos e menos poluentes.

Uma das abordagens adotadas para se aumentar o rendimento energético dos automóveis sem comprometer seu desempenho foi a redução de seu peso. Isto motivou a utilização de novos materiais mais leves que o aço nos veículos, como os polímeros de engenharia e o alumínio, por exemplo. A utilização desses materiais tem sido crescente a despeito de suas desvantagens, ou seja, a difícil reciclagem dos plásticos e o alto preço do alumínio.

Desse modo novos tipos de aço foram desenvolvidos para se responder ao desafio da economia de energia e dos novos materiais. Surgiu assim uma nova geração de aços com maior resistência mecânica, que permitem redução no tamanho dos componentes sem prejuízo de seu desempenho ou a segurança do veículo.

No caso específico das chapas para veículos automotivos foram desenvolvidos os chamados aços microligados de grão fino (com pequenas adições de nióbio, vanádio ou titânio) e refosforados, os quais têm maior resistência mecânica e permitem redução na espessura da chapa sem afetar suas características mecânicas.

Entretanto, devido à sua maior resistência mecânica, esses novos tipos de chapas não tem o mesmo grau de conformabili-

dade a frio inerente às chapas de aço doce, e assim sua aplicação em peças de formato complexo é limitada.

A produção de chapas de aço de alta resistência e boa conformabilidade tornou-se possível a partir de meados da década passada. Isto foi conseguido em aços cuja microestrutura é constituída de matriz de ferrita poligonal com 15 a 20% de martensita dispersa uniformemente. Tal microestrutura propicia um comportamento mecânico peculiar cujas principais características determinadas pelo ensaio de tração estão listadas abaixo:

- ausência de ponto de escoamento;
- limite de escoamento a 0,2% entre 300 e 380 MPa;
- alta taxa de encruamento ($n = 0,2$ a $0,3$);
- limite de resistência entre 620 e 655 MPa;
- baixa relação de escoamento, ou taxa limite de escoamento/limite de resistência (0,5 a 0,6);
- alongamento total igual ou superior a 27%.

Devido à sua microestrutura peculiar esse aço foi denominado de bifásico ("dual phase").

As chapas de aço bifásico podem ser produzidas diretamente da Laminação de Tiras a Quente ou através de recozimento contínuo. De modo geral chapas de espessuras superiores a 2,0 mm são produzidas por laminação a quente, suprimindo-se o tratamento posterior de recozimento contínuo. Isto implica num aumento de produtividade e redução no custo do produto. Chapas com espessuras menores tem de ser obrigatoriamente laminadas a frio, e desse

modo o recozimento posterior para desenvolvimento da microestrutura bifásica torna-se imprescindível.

Os aços bifásicos obtidos diretamente da laminação a quente foram inicialmente desenvolvidos, já em escala industrial, por volta de 1976. Essa primeira abordagem tinha como principal objetivo ajustar a composição química do aço de modo que fosse conseguida a microestrutura bifásica sem grandes alterações nos parâmetros do processo de laminação, como as temperaturas de reaquecimento, acabamento e bobinamento do material, bem como a velocidade de resfriamento a que ele é submetido. Além disso, o comportamento da transformação da austenita dos aços processados deveria possuir relativa insensibilidade às variações nesses parâmetros decorrentes da operação industrial.

Esses objetivos foram conseguidos, mas as ligas assim desenvolvidas possuíam teores relativamente elevados de elementos de liga, o que encarecia o produto. Isto motivou o estudo de modificações no processo de modo a minimizar o teor de elementos de liga presentes no aço, o que foi conseguido através da alteração do esquema de resfriamento, que passou a ser escalonado: a) rápido resfriamento do material até o "nariz" da reação ferrítica; b) resfriamento ao ar até que se forme 80 a 85% de ferrita; c) têmpera até uma temperatura ligeiramente superior ao ponto M_s , e d) bobinamento. Este novo processo, contudo, requer mesas de resfriamento de grande capacidade e bobinadoras de alta potência, além de sistemas de automação que permitam a execução consistente desse processo.

O desenvolvimento dos aços bifásicos obtidos diretamente da laminação a quente é um exemplo típico da evolução da tecnologia siderúrgica atual, onde a fabricação de produtos de menor custo e maior qualidade requer altos investimentos em equipamento, automação e tecnologia de processo, o que só é conseguido através de um contínuo esforço de Pesquisa e Desenvolvimento.

Devido ao potencial deste novo tipo de produto decidimos como tema deste trabalho estudar a influência de determinados parâmetros de processo no desenvolvimento da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço ao Mn-Si-Cr-Mo destinado à produção de tiras a quente com microestrutura bifásica.

Dentro deste objetivo foi produzido um lingote desse material em forno a vácuo, o qual gerou corpos de prova para os ensaios no laminador piloto do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo (IPT), variando-se a temperatura final de laminação e as condições de resfriamento. Foram retirados corpos de prova de cada amostra laminada para análise metalográfica quantitativa e ensaio de tração. Verificou-se desse modo a influência dos parâmetros de laminação sobre o tipo de microestrutura formada, a fração volumétrica, tamanho de grão e a dureza dos constituintes obtidos, bem como sobre as propriedades mecânicas. Estes resultados foram comparados com os obtidos por outros autores, apresentando boa concordância.

CAPÍTULO II

ANÁLISE DA LITERATURA

2.1. MICROESTRUTURA DOS AÇOS BIFÁSICOS

2.1.1. Constituintes Presentes

A microestrutura dos aços bifásicos laminados a quente pode ser descrita qualitativamente como uma matriz de ferrita poligonal com 10 a 20% de segunda "fase" constituída de martensita e, eventualmente, de bainita granular e austenita retida. Como se observa, o termo "fase" para designar os componentes não-ferríticos da microestrutura não é apropriado, uma vez que podem eles serem eventualmente constituídos de bainita ou perlita, que não são fases, e sim constituintes. Além disso, a presença de mais de um constituinte nos componentes não-ferríticos torna a designação "aço bifásico" incorreta, uma vez que podem estar presentes mais de dois constituintes na microestrutura.

A ferrita dos aços bifásicos laminados a quente se forma sob altas temperaturas, na faixa de 750 a 900°C, devido ao alto teor de Si e ao efeito da deformação, que aceleram a reação ferrítica e aumentam a temperatura A_{r3} ^(1,2). De acordo com HONEYCOMBE⁽³⁾, essa alta temperatura de transformação leva ao surgimento de ferrita equiaxial, com baixa densidade de discordâncias e, portanto, com grande capacidade de alongamento.

Segundo THOMAS⁽⁴⁾ a segunda "fase" deve ter tamanho de grão mínimo e formato fibroso, levando a um aumento da área interfacial. A martensita presente na segunda "fase" deve ser não-maclada, do tipo "lath", e contendo austenita retida intercalada para aumentar a tenacidade do material. A formação de carbo-

netos do tipo cementita deve ser evitada, pois eles podem interferir no ajuste da interface matriz-segunda "fase", levando à fratura prematura do material durante a conformação. Essa interface deve ter baixa energia, o que é conseguido com uma segunda "fase" composta de martensita não-maclada, que é justamente o tipo de constituinte formado nos aços bifásicos laminados a quente⁽⁵⁾.

Outro constituinte presente nos grãos de segunda "fase" dos aços bifásicos laminados a quente é a chamada bainita granular. Esse constituinte surge na segunda "fase" quando há formação de uma fração relativamente pequena de ferrita poligonal, reduzindo a concentração de carbono presente na austenita remanescente que dará origem à segunda "fase". Esse constituinte foi caracterizado por ELDIS et alii⁽⁵⁾, que encontrou semelhanças entre ele e a bainita granular descrita por HABRAKEN et alii⁽⁶⁾: trata-se de uma morfologia particular de bainita, onde o carboneto é substituído por um constituinte martensítico com teor relativamente baixo de carbono, acompanhado eventualmente de austenita retida, formando o chamado constituinte MA - Martensita-Austenita. ELDIS et alii⁽⁶⁾ acreditam que a presença de silício, cromo e molibdênio, elementos de liga comuns nos aços bifásicos laminados a quente, tende a favorecer a formação desse constituinte. POINTNER & JOELLER⁽⁷⁾ também encontraram uma morfologia de bainita semelhante em aços de composição química 0,10% C, 0,90% Si e 1,54% Mn.

Aços bifásicos laminados a quente podem conter até 2% de austenita retida, de acordo com BALLIGER & GLADMAN⁽⁸⁾. Segun-

do LANZILLOTO & PICKERING⁽⁹⁾, a fração de austenita retida será inversamente proporcional ao tamanho de grão da segunda "fase". Os mesmos autores explicam a estabilidade da austenita devido à falta de núcleos para a formação de martensita e ao fato de que as tensões que atuam na microestrutura tendem a "escoar" pela matriz ferrítica, que é mais mole que a austenita retida, provocando aumento da densidade de discordâncias na ferrita. Contudo, COLDFREN et alii⁽¹⁾ afirmam que sua influência nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos laminados a quente é nula, devido a sua baixa proporção na microestrutura e ao fato de ela se transformar em martensita para valores de alongamento muito baixos.

2.1.2. Topologia

HORNBOGEN et alii⁽¹⁰⁾ propuseram um modelo topológico para se caracterizar a microestrutura bifásica com base no fato de que ela agrega características dos três tipos fundamentais de microestrutura com duas fases: duplex, dispersão e em rede.

Os pontos comuns entre a microestrutura bifásica e as microestruturas básicas com duas fases são os seguintes:

- microestrutura duplex: as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais: logo, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e as frações em volume devem ser iguais;

- microestrutura em dispersão: a segunda fase deve ser totalmente isolada pela matriz, para se garantir a ductilidade e conformabilidade do material;
- microestrutura em rede: a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da matriz.

Os quatro tipos de microestrutura podem ser vistos esquematicamente na fig. 1(10).

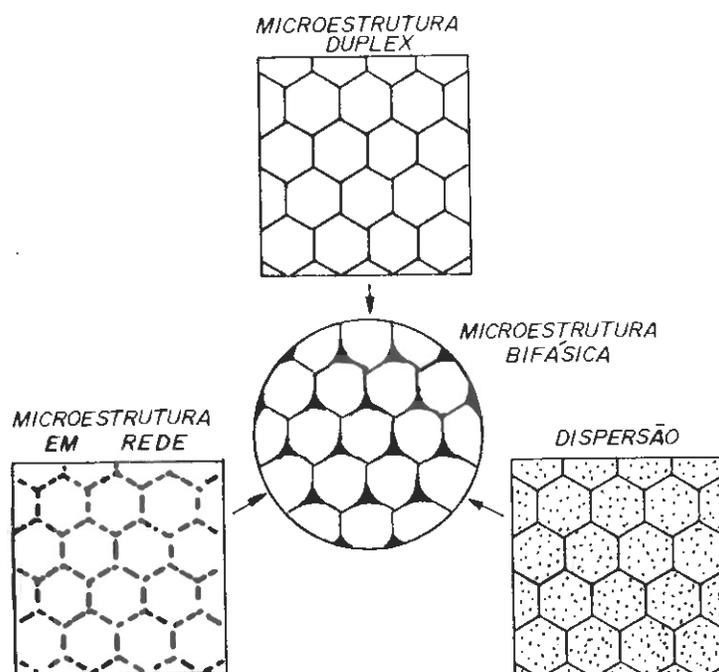


Fig. 1: Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica(10).

2.2. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS BIFÁSICOS LAMINADOS A QUENTE

2.1.1. As Três Gerações de Aços Bifásicos Laminados a Quente

O primeiro trabalho relatando o desenvolvimento de um aço bifásico laminado a quente foi apresentado por COLDREN et alii⁽¹⁾. A obtenção de microestrutura bifásica diretamente após a laminação a quente mostrou-se possível a partir da constatação da presença de martensita em bobinas laminadas a quente de aço microligado ao Mn-Mo-Nb.

O objetivo primordial deste primeiro estudo foi encontrar uma composição química que conferisse características especiais à transformação do aço, viabilizando a obtenção simultânea de uma matriz ferrítica e martensita num mesmo material, diretamente após a laminação. Em termos de diagrama TRC estas características se traduziriam como:

- a) curva ferrítica alongada, ou seja, possibilidade de se formar grandes quantidades de ferrita poligonal dentro da larga faixa de velocidades de resfriamento usualmente aplicadas na mesa de saída do Laminador de Tiras a Quente;
- b) Retardamento da reação perlítica, suprimindo-se sua formação durante o resfriamento;
- c) Término da reação perlítica a alta temperatura, de

- de modo a se evitar a formação desse constituinte após o bobinamento;
- d) Formação de baía de austenita metaestável entre os campos ferrítico e bainítico, criando-se um intervalo de temperaturas de aproximadamente 75°C onde não ocorre transformação. Isto faz com que variações na temperatura de bobinamento, inerentes ao processamento industrial do aço, não afetem a sua transformação;
- e) Supressão da nucleação de cementita bainítica durante o resfriamento lento da bobina após a formação de 80% de ferrita poligonal, fazendo com que a austenita metaestável rica em carbono que se forma após o resfriamento acelerado se transforme em martensita e não em bainita durante o resfriamento lento da bobina.

Após uma série de experiências utilizando-se laminação laboratorial e do estudo das características de transformação da austenita desses aços chegou-se a uma composição química otimizada que atendeu aos requisitos acima: 0,065% C, 1,20% Mn, 0,90% Si, 0,38% Mo e 0,61% Cr⁽¹⁾. O diagrama TRC qualitativo relativo a esse aço pode ser visto na fig. 2⁽²⁾.

As características peculiares da transformação desse aço decorrem de:

- Balanceamento entre:

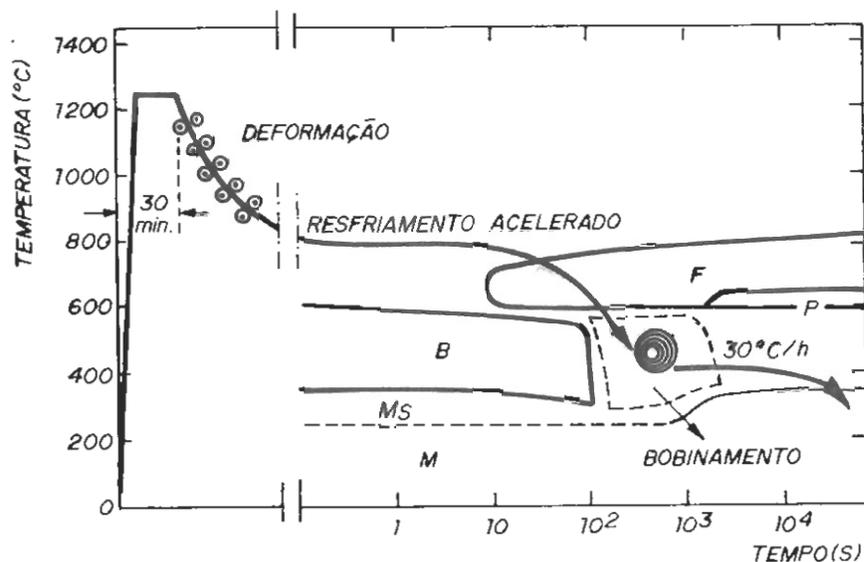


Fig. 2: Superposição esquemática dos parâmetros de processo da Laminação de Tiras a Quente com o Diagrama TRC de um aço bifásico laminado a quente ao Mn-Si-Cr-Mo⁽²⁾.

- . aceleração da reação ferrítica promovida pelo baixo teor de carbono, alta porcentagem de silício e a deformação a quente;
 - . retardamento da reação perlítica pela presença de molibdênio, manganês e cromo.
- Aumento da temperabilidade da austenita enriquecida de carbono pelo manganês, silício, cromo e molibdênio, de modo a se evitar a transformação imediata da austenita em bainita na faixa de temperaturas de bobi-

namento (510-620°C), viabilizando a formação de martensita durante o resfriamento lento posterior.

Esta Primeira Geração de aços bifásicos laminados a quente apresenta teor de elementos de liga consideravelmente maior em relação às chapas de aço automotivas convencionais. Pesquisas posteriores de ELDIS et alii⁽⁵⁾ revelaram o papel fundamental do Mo no alargamento da chamada "janela de bobinamento", a qual pode ser vista na fig. 2. Essa janela é definida como sendo o intervalo de tempo entre a formação de 75 a 100% de ferrita poligonal num diagrama TRC obtido a partir da austenita sem deformação. É fundamental que a curva de resfriamento da tira passe por esse intervalo para que se forme a microestrutura bifásica objetivada.

Entretanto, o molibdênio é um elemento de liga caro e de disponibilidade restrita na Europa e Japão. Dessa forma, foram realizados diversos trabalhos visando substituí-lo total ou parcialmente por outros elementos de liga^(2,11-21). Entretanto, a eliminação do molibdênio requer alterações no processo de fabricação do aço bifásico laminado a quente: o controle das condições de resfriamento deve ser mais rigoroso e a temperatura de bobinamento deve ser abaixada até a faixa de 400-500°C. Em termos de equipamento tal processo requer mesas de resfriamento dotadas de instrumentação e automação que permitam controle rígido da temperatura do produto e bobinadoras com maior potência. A composição química típica da Segunda Geração de aços bifásicos é 0,04% C, 1,55% Mn, 1,0% Si e 1,0% Cr⁽¹⁴⁾.

Entretanto, a maneira mais simples para se produzir aço bifásico diretamente da laminação a quente é submetê-lo ao seguinte padrão de resfriamento:

- a) Resfriamento rápido até a temperatura correspondente ao "cotovelo" da reação ferrítica, onde ela se processa de forma rápida;
- b) Permanência a essa temperatura até que se tenha 80% de ferrita na microestrutura;
- c) Resfriamento rápido até uma temperatura abaixo do ponto M_s , ou seja, cerca de 200°C;
- d) Bobinamento.

Apesar de simples, este processo exige uma mesa de saída capaz de aplicar um padrão de resfriamento relativamente complexo e bobinadoras de alta potência. Entretanto, o teor de elementos de liga no aço processado dessa maneira é baixo, o que reduz seu custo. Surgiu assim a Terceira Geração dos aços bifásicos laminados a quente. Tal abordagem já foi aplicada na Europa^(17,18), mas é particularmente disseminada no Japão⁽¹⁹⁻²¹⁾. Uma composição química típica deste geração é 0,06% C, 0,13% Si e 1,50% Mn⁽²¹⁾.

2.2.2. Efeito dos Elementos de Liga

2.2.2.1. Carbono

O Carbono é um elemento-chave na formação da microestrutura bifásica, uma vez que sua difusão e concentração na austenita remanescente durante a reação ferrítica levará à formação de martensita durante o resfriamento lento da bobina. Desse modo, esse elemento controla a fração de segunda "fase" presente no aço e, conseqüentemente, suas propriedades mecânicas e conformabilidade(1,5).

Assim, ao se analisar o comportamento da transformação durante a Laminação de Tiras a Quente de aços bifásicos é necessário considerar uma combinação de dois diagramas TRC, como pode ser visto na fig. 3(22).

Tem-se assim(22,23):

- a) Um diagrama correspondente à composição-base do aço para as transformações a alta temperatura, ou seja, ferrítica e perlítica;
- b) Outro diagrama correspondendo à austenita remanescente, metaestável e rica em carbono, para as transformações a baixa temperatura, ou seja, bainítica e martensítica.

Esse aumento da concentração de carbono foi confirmado experimentalmente através de ensaios de micro-sonda, os quais

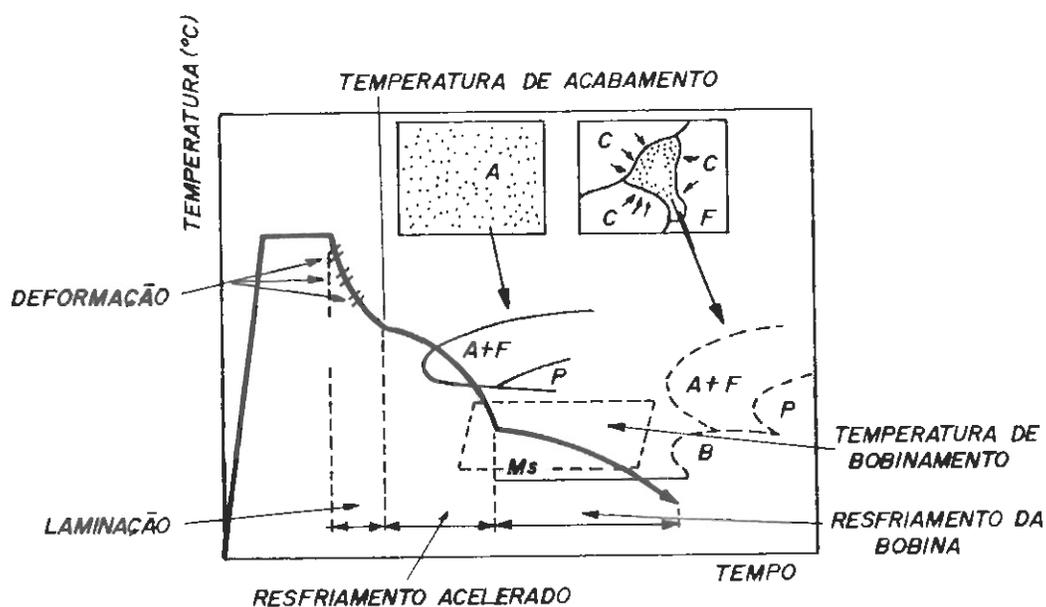


Fig. 3: Alterações no comportamento da transformação do aço bifásico ao longo das diversas etapas do tratamento termomecânico a que é submetido no Laminador de Tiras a Quente⁽²²⁾.

ainda revelaram que não ocorre partição dos demais elementos de liga⁽¹¹⁾. Essa concentração pode ser calculada teoricamente através da fórmula⁽²⁴⁾

$$C_a = C_0 \left(1 + \left(\frac{d_f}{d_a} \right) \left(\frac{1}{(V_m + V_f)} - 1 \right) \right) \quad (1)$$

onde:

- . C_a = teor de carbono na austenita remanescente após a formação da matriz ferrítica;
- . C_0 = teor de carbono nominal do aço;
- . d_f = densidade da ferrita;
- . d_a = densidade da austenita;

- . V_m = fração volumétrica da segunda "fase";
- . V_f = fração volumétrica de ferrita secundária, que é zero no caso dos aços bifásicos laminados a quente, uma vez que não mais haverá formação de ferrita a partir da austenita remanescente.

A difusão do carbono para a austenita metaestável é intensificada pela presença do silício e pela deformação a quente(1,2,25).

Teores de carbono acima de 0,07% reduzem a chamada "janela de bobinamento" do diagrama TRC, o que torna as propriedades do produto mais sensíveis a flutuações nos parâmetros do processo de laminação a quente. Logo, seu teor deve ser limitado a um máximo de 0,07% o que, inclusive, melhora a soldabilidade do produto(5).

Entretanto, o carbono influencia de forma decisiva as propriedades mecânicas do aço bifásico, como se pode observar na fig. 4(26). De fato, o aumento de resistência mecânica proporcionado pelo acréscimo no teor de carbono é quatro vezes maior nos aços bifásicos do que nos aços ferrítico-perlíticos convencionais. Isto decorre do fato de que nos aços bifásicos o aumento do teor de carbono implica num maior aumento da fração de martensita na microestrutura do que a de perlita nos aços convencionais. Além disso, a martensita é mais dura do que a perlita(11).

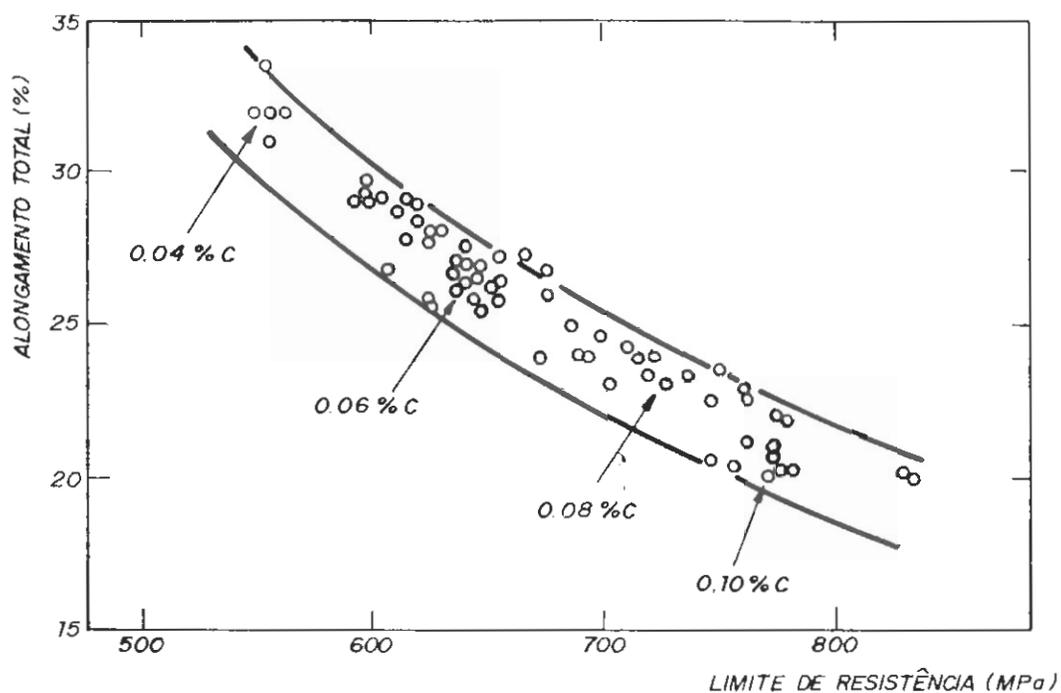


Fig. 4: Relação entre o limite de resistência e o alongamento total para aços bifásicos laminados a quente com diferentes teores de carbono⁽²⁶⁾.

2.2.2.2. Manganês

O Manganês retarda igualmente a reação ferrítica e perlítica⁽⁵⁾; seu teor pode ser ajustado conforme as condições operacionais do laminador que está sendo utilizado, uma vez que altos teores desse elemento aumentam a temperabilidade da austenita e diminuem a velocidade de resfriamento necessária para a obtenção de 80% de ferrita poligonal na microestrutura. Seu efei-

to na transformação pode ser visto na fig. 5⁽²⁵⁾. Sua atuação na chamada "janela de bobinamento" é, contudo, muito pequena.

Aços com relação Mn/C maiores do que 20 e processados sob temperaturas de acabamento entre 900 e 850°C e de bobinamento entre 550 e 600°C, apresentam microestrutura bifásica com propriedades mecânicas uniformes⁽¹⁾. Por outro lado, teores de Mn acima de 1,6% provocam aumento da fração de bainita presente na microestrutura⁽¹⁵⁾. O aumento do teor desse elemento também promove elevação da porcentagem de segunda "fase", incrementando apenas o limite de resistência⁽²⁷⁾; entretanto, o limite de escoamento decresce, o que favorece a chamada relação de escoamento, ou seja, a taxa limite de escoamento/limite de resistência.

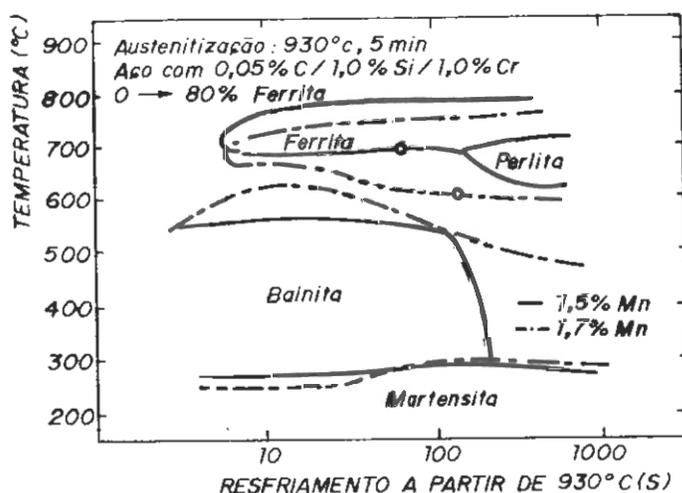


Fig. 5: Efeito do aumento do teor de Mn na transformação do aço bifásico laminado a quente⁽²⁵⁾.

2.2.2.3. Silício

Adições de silício aceleram a formação de ferrita poligonal, que passa a se formar sob temperaturas maiores e tempos menores; teores de até 1,5% retardam ligeiramente a reação perlítica(2,5,11). A fig. 6 mostra o efeito de adições progressivas de silício, cromo e molibdênio sobre a transformação da austenita

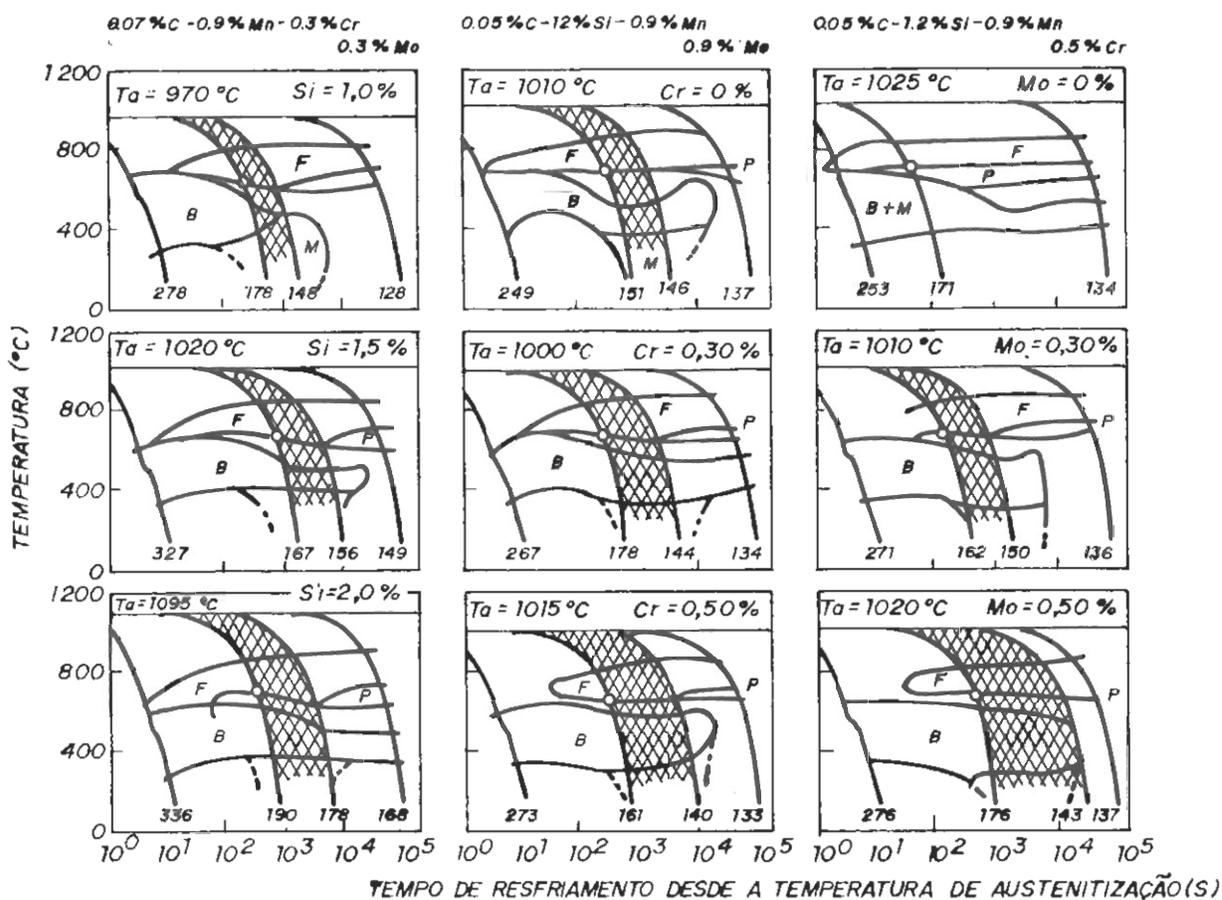


Fig. 6: Efeito do Silício, Cromo e Molibdênio sobre o comportamento da transformação da austenita nos aços bifásicos laminados a quente e seu efeito na "janela de bobinamento" (5,13).

dos aços bifásicos laminados a quente^(5,13). Em termos de processamento industrial o teor de silício deve estar abaixo de 1,5% para se maximizar a "janela de bobinamento"⁽⁵⁾.

De fato, o silício, a exemplo do alumínio e cobalto, tem neste caso efeito inverso na temperabilidade do aço, acelerando a reação ferrítica^(5,11,19,28,29). Isto pode ser explicado pela forte interação entre os átomos de Si e C, que se traduz numa forte repulsão entre eles e no aumento da atividade do C⁽³⁰⁾. Isto resulta na redução da interação entre os átomos de ferro e carbono na presença do silício, o que aumenta o fluxo de difusão do carbono^(30,31). Desse modo, o silício favorece a repulsão dos átomos de carbono da ferrita para a austenita remanescente. De acordo com ABRAMOWITZ & MOLL⁽³²⁾ isto reduz a dureza da ferrita, uma vez que o efeito endurecedor proporcionado pelo carbono presente na ferrita é maior do que o do silício.

O silício, de acordo com POINTNER & JOELLER⁽⁷⁾, restringe a formação de cementita e outros carbonetos o que, aliado ao baixo teor de carbono do aço bifásico, altera a morfologia da bainita eventualmente presente, em que a cementita é substituída pela martensita ou pelo chamado constituinte MA. Isto foi comprovado por outros autores^(5,26). Além disso, deve-se ressaltar o fato de que o silício é insolúvel na cementita e outros carbonetos⁽³¹⁾.

Em termos de propriedades mecânicas o silício contribui para o aumento da capacidade de alongamento da ferrita e do coeficiente de encruamento n durante a conformação a frio, pois esse elemento, solubilizado na ferrita, restringe a movimentação

dos sistemas de escorregamento das discordâncias⁽¹¹⁾. Isto leva a um aumento da resistência mecânica sem prejuízo da estampabilidade⁽¹²⁾, acarretando ainda abaixamento da relação de escoamento⁽³³⁾ e mantendo o alongamento constante. Além disso, o silício aumenta a conformabilidade do aço bifásico através da distribuição fina e fibrosa dos grãos de segunda "fase", mantendo a coerência da interface ferrita-martensita devido à inibição da formação de carbonetos grosseiros, o que melhora a capacidade de alongamento da chapa⁽⁴⁾.

O uso do silício, entretanto, pode levar a alguns efeitos deletérios às propriedades do material, como a degradação da superfície do produto e de sua resistência ao impacto^(18,20,32).

2.2.2.4. Cromo

O principal papel do cromo é aumentar a temperabilidade da austenita remanescente ao longo do resfriamento lento da bobina⁽⁵⁾, restringindo ainda o efeito de auto-revenido da martensita⁽¹²⁾.

Apesar do cromo retardar a reação perlítica, sua influência na "janela de bobinamento" é muito pequena, e de fato a presença desse elemento não é fundamental para a formação da matriz ferrítica durante o resfriamento acelerado⁽⁵⁾.

Teores crescentes de cromo levam a uma redução no limite de escoamento com a elevação da temperatura de acabamento⁽²⁵⁾. Em relação ao silício a adição de cromo leva a uma menor relação de escoamento e formação de maior quantidade de segunda "fase" menos dura. O cromo pode ainda substituir parcialmente o manganês, reduzindo seus efeitos negativos, como a formação mais difícil de martensita⁽³⁴⁾.

2.2.2.5. Molibdênio

O molibdênio é um elemento vital para o desenvolvimento da microestrutura bifásica, uma vez que ele retarda decisivamente a reação perlítica e, simultaneamente, mas de maneira suave, a reação ferrítica^(1,2,5,11,15). Além disso, a temperabilidade da austenita remanescente após a formação da matriz ferrítica é grandemente aumentada, reduzindo bastante a velocidade de resfriamento necessária para o aparecimento da martensita^(1,5). O efeito máximo nesse sentido é conseguido através da combinação do molibdênio com o cromo^(5,26), maximizando-se a "janela de bobinamento".

O efeito do retardamento da decomposição da austenita por elementos substitucionais como molibdênio, manganês, cromo, titânio e vanádio parece ser causado, entre outros fatores, pelo retardamento da mobilidade da interface austenita/ferrita pelo arraste de átomos de soluto⁽³⁵⁻³⁷⁾. De acordo com esta abordagem,

átomos de elementos de liga que apresentam considerável diferença de tamanho em relação ao de ferro segregam para a interface austenita/ferrita desordenada durante o crescimento, e atraem átomos de carbono. Caso o elemento de liga reduzir a atividade do carbono na austenita ele tenderá a concentrar átomos desse elemento na interface austenita-ferrita, reduzindo a concentração de carbono na austenita ao seu redor. A medida que a concentração de carbono na interface aumenta, a cinética de crescimento é retardada. O molibdênio atende a essas duas condições, pois seu raio atômico é 15% superior ao do ferro e ele reduz a atividade do carbono⁽³⁷⁾.

Adições de molibdênio também podem evitar a formação de cementita na bainita, a qual é substituída pela martensita ou mistura de martensita e austenita⁽³⁸⁾.

Além disso, segundo VLAD⁽¹³⁾ o molibdênio tem efeito benéfico sobre as propriedades mecânicas. Os mesmos autores verificaram que esse elemento apresentou o maior efeito na redução da relação de escoamento, enquanto que o manganês, silício e cromo tem efeitos aproximadamente iguais entre si. Entretanto, se for considerada a relação acréscimo de resistência/custo, a ordem decrescente de eficácia passa a ser Manganês -> Silício -> Cromo -> Molibdênio.

2.2.2.6. Outros Elementos

A substituição do molibdênio na composição química dos aços bifásicos laminados a quente pela combinação de cromo-vanádio e cromo-boro não apresentou bons resultados, pois o efeito do vanádio e do boro sobre as propriedades mecânicas do produto é desfavorável⁽¹³⁾. Além disso, esses elementos não favorecem o perfil típico da decomposição da austenita dos aços bifásicos laminados a quente, como mostra a fig. 7⁽³⁹⁾. A ação do vanádio e, principalmente, do boro, provoca forte retardamento na formação da ferrita poligonal, o que torna difícil o desenvolvimento de uma microestrutura bifásica ideal^(1,39).

O uso de nióbio nos aços bifásicos laminados a quente não foi bem sucedido, pois a formação de grãos alongados aumentou a resistência mecânica do material mas prejudicou sua estampabilidade⁽⁴⁰⁾. Entretanto, esse elemento pode vir a ser utilizado quando se desejar um produto com alta resistência mecânica - incluindo endurecimento por precipitação - mas de conformabilidade restringida⁽²³⁾.

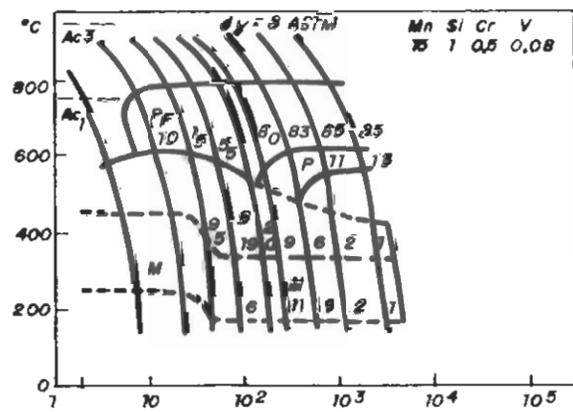
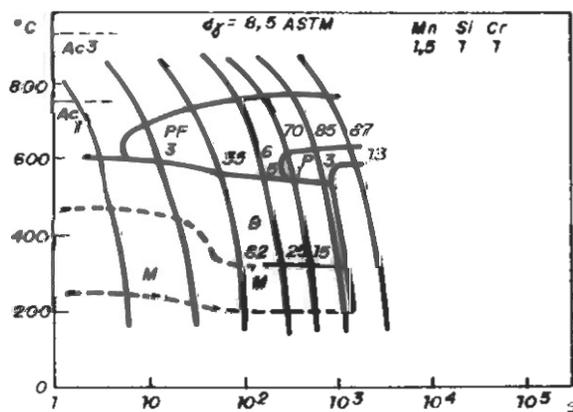
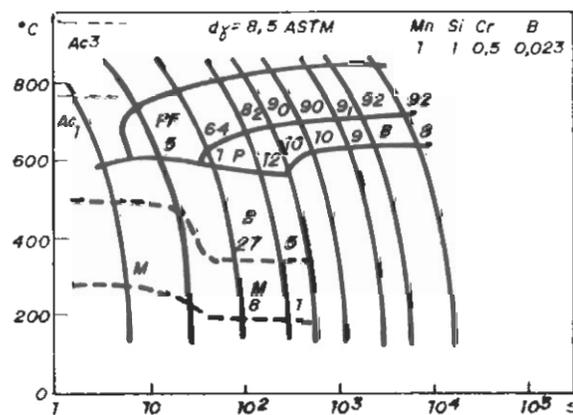
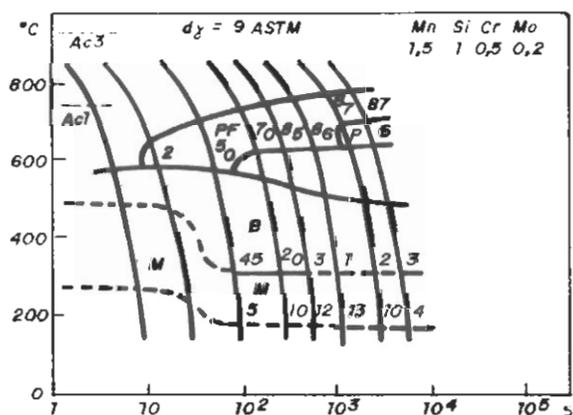
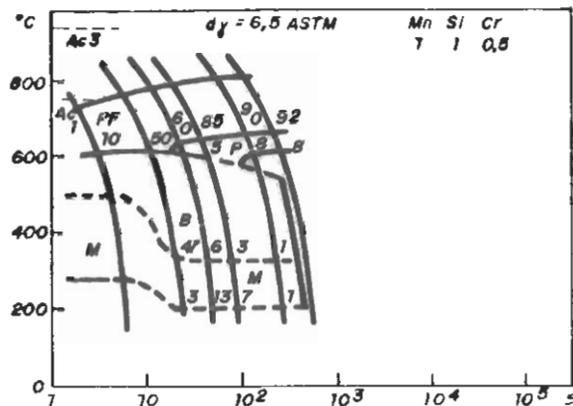
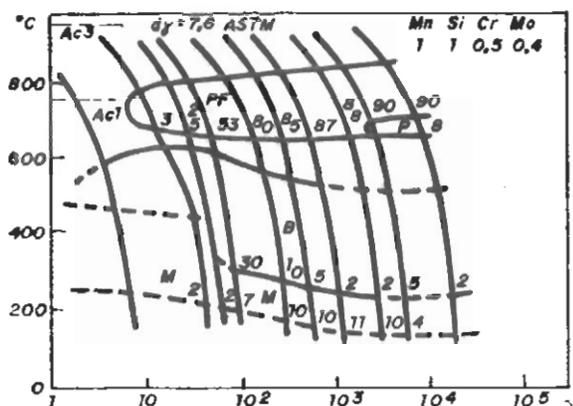


Fig. 7: Diagramas TRC para composições químicas alternativas de aços bifásicos laminados a quente (39).

2.3. EFEITO DOS PARÂMETROS DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO

2.3.1. Introdução

A produção dos aços bifásicos diretamente da saída do Laminador de Tiras a Quente é, na realidade, um Tratamento Termomecânico, onde tanto o ciclo térmico a que o material é submetido como o esquema de deformações nele aplicado afetam de maneira decisiva sua microestrutura e, portanto, suas características mecânicas.

A fig. 8⁽⁴¹⁾ mostra os diversos fenômenos metalúrgicos envolvidos nas diversas fases dos tratamentos termomecânicos e suas interações. No caso da Laminação de Tiras a Quente de aços bifásicos os parâmetros de processo mais importantes são: temperatura de austenitização, grau de deformação e a velocidade de resfriamento aplicada após a conformação. Fenômenos de precipitação não são observados nestes aços devido à ausência de elementos de micro-liga em sua composição química.

2.3.2. Austenitização e Solubilização

O objetivo fundamental da austenitização que antecede o tratamento termomecânico é assegurar a dissolução completa dos elementos de liga e determinar a estrutura austenítica de partida em termos de tamanho e homogeneidade do grão⁽⁴¹⁾. Este estado

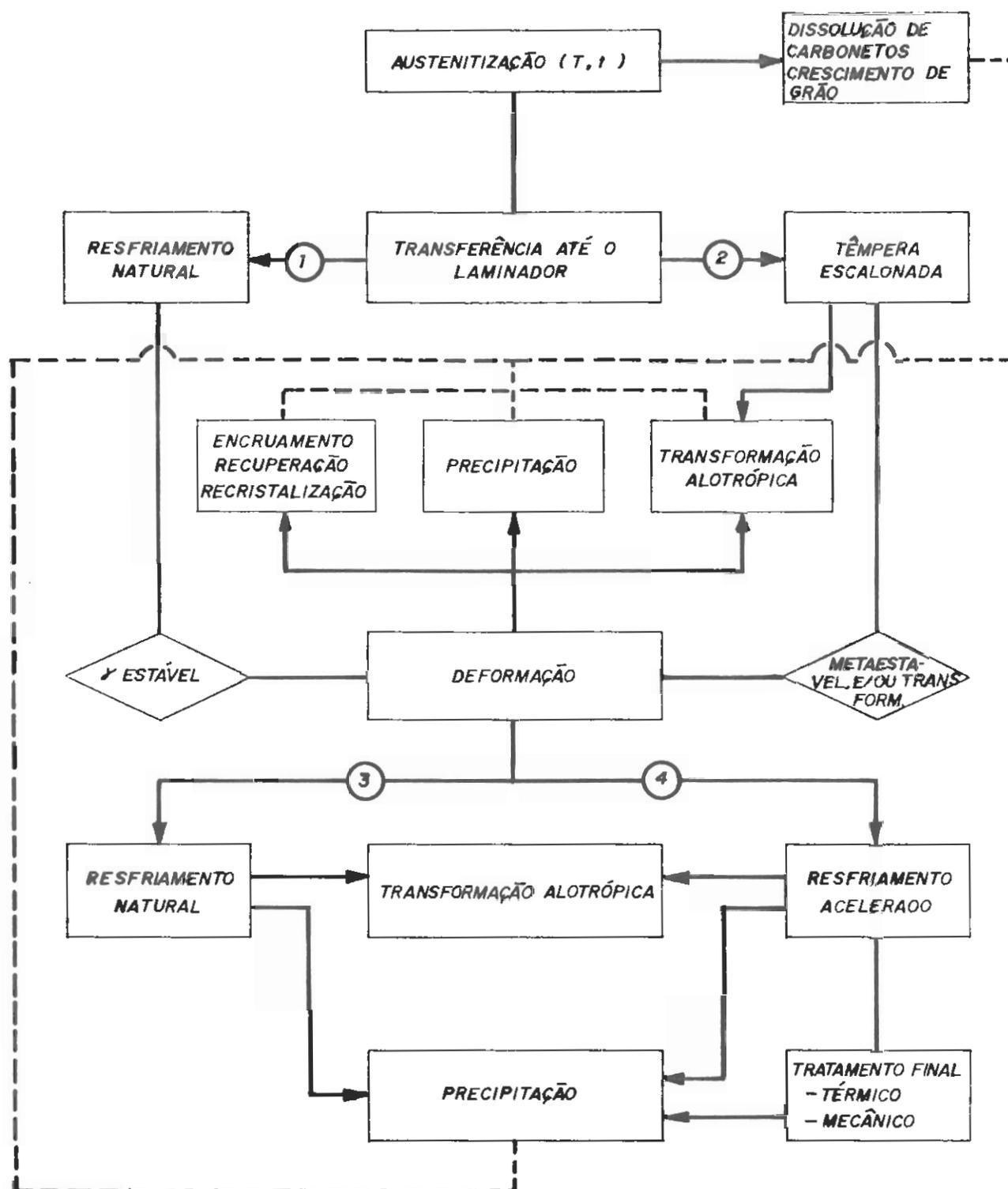


Fig. 8: Fenômenos metalúrgicos envolvidos nas diversas fases dos tratamentos termomecânicos⁽⁴¹⁾.

inicial tem importância decisiva sobre as propriedades mecânicas do produto, pois exerce grande influência na cinética de transformação da austenita e no tamanho de grão da microestrutura final.

Uma vez que os aços bifásicos produzidos diretamente da laminação a quente não contém elementos de micro-liga como nióbio, vanádio ou titânio não há carbonitretos com alta temperatura de solubilização a serem dissolvidos. Logo, a homogeneização plena da austenita pode ser conseguida sob temperaturas não muito superiores ao ponto A_{c3} . BEENKEN et alii⁽²⁾ verificaram que para um aço bifásico de composição química 0,085% C, 1,21% Si, 0,92% Mn, 0,39% Cr e 0,36% Mo a temperatura A_{c3} era igual a 1005°C. Os mesmos autores utilizaram uma temperatura de austenitização mínima igual a 1060°C em seu estudo.

Na prática industrial, contudo, as temperaturas de austenitização utilizadas na Laminação de Tiras a Quente variam entre 1100°C e 1250°C, em função da capacidade de conformação das cadeiras de laminação e das temperaturas de acabamento requeridas. Isto leva a um aumento do tamanho de grão austenítico inicial, que eventualmente pode elevar o tamanho de grão do produto final⁽²⁾.

Uma vez que os aços bifásicos são normalmente acalmados ao alumínio admite-se que seu crescimento de grão austenítico se acelere após o coalescimento dos nitretos de alumínio até um tamanho crítico. A determinação da temperatura em que esse fenômeno ocorre é difícil; logo, é mais conveniente estabelecer-se uma faixa de temperaturas a ser evitada, pois a microestrutura

austenítica obtida desse modo se apresenta de forma heterogênea(41).

Para que se consiga uma estrutura austenítica fina é necessário que se favoreça a nucleação dessa fase durante o aquecimento. Isto pode ser conseguido utilizando-se uma alta velocidade de aquecimento até uma temperatura muito superior à de equilíbrio, de acordo com HOUGARDY et alii(42). Contudo, deve-se também restringir a velocidade de crescimento dos grãos de austenita já formados, o que só é conseguido através da utilização de temperaturas não muito superiores à de equilíbrio. O tempo de encharque também deve ser minimizado para se evitar o crescimento excessivo de grão.

A microestrutura prévia à austenitização também é importante, uma vez que constituintes metaestáveis como martensita e bainita, bem como contornos de grão e interfaces ferrita-carboneto, podem atuar como sítios onde a nucleação da austenita ocorre com maior facilidade, uma vez que são defeitos do reticulado cristalino(5).

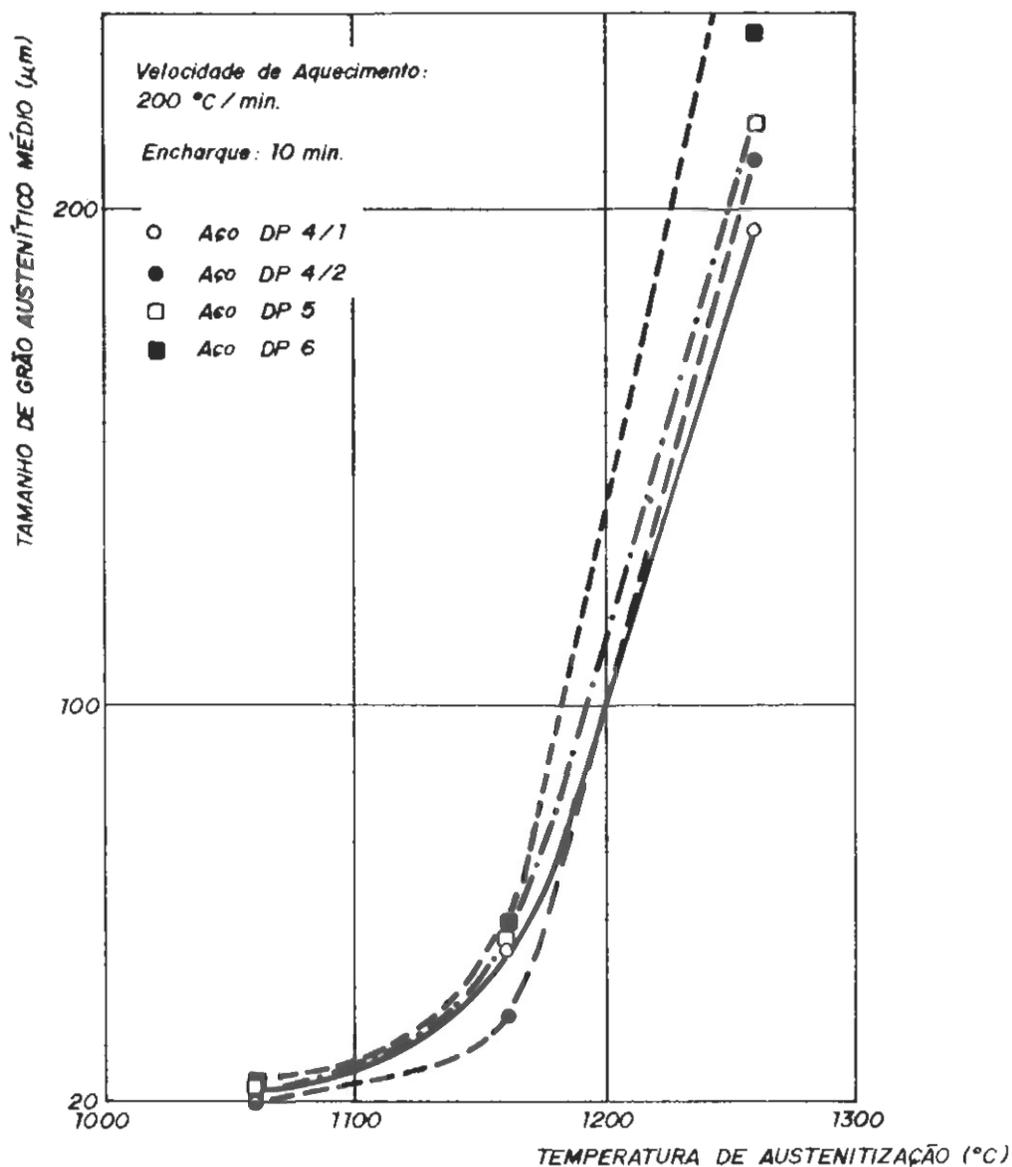
O crescimento dos grãos de austenita tem seu potencial termodinâmico definido essencialmente pela energia interfacial dos contornos de grão, sem se considerar o efeito da recristalização. Elementos de liga que formam solução sólida com o ferro alteram essa energia interfacial; em alguns casos pode ocorrer enriquecimento dos contornos de grão com esses elementos. Assim, os contornos só migram se conseguirem arrastar consigo os átomos de soluto, o que diminui sua mobilidade e retarda o crescimento de grão(5).

Já o silício, que é um elemento vital na transformação dos aços bifásicos laminados a quente, exerce um efeito especial durante a austenitização. ROY et alii⁽³⁰⁾ verificaram que esse elemento se comporta de forma contraditória: ele acelera o fluxo de difusão carbono abaixo de 950°C e o retarda para temperaturas superiores. Logo, o processo de austenitização e homogeneização acima de 950°C pode ser retardado pela ação do silício, segundo este autor.

A fig. 9⁽²⁾ mostra a evolução do tamanho de grão austenítico após o reaquecimento em função da temperatura para diversos aços bifásicos, a partir dos dados de BEENKEN et alii⁽²⁾. Verifica-se que aços bifásicos com maiores teores de manganês, silício, cromo e molibdênio apresentam tamanho de grão austenítico menor. Os mesmos autores verificaram ainda que a influência do tempo de encharque sobre o tamanho de grão austenítico é muito pequena, pelo menos para baixas temperaturas de austenitização, da ordem de 1060°C, e para tempos de austenitização de no máximo dez minutos.

2.3.3. Condicionamento da Austenita

No caso específico dos aços bifásicos produzidos diretamente da laminação a quente é desejável a obtenção de uma estrutura austenítica pós-laminação uniforme e o mais refinada possível para garantir microestrutura final com pequeno tamanho de



AÇO	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N
DP 4/1	0,06	1,36	1,20	0,019	0,003	0,51	0,37	0,048	0,007
DP 4/2	0,09	1,37	1,20	0,019	0,004	0,51	0,38	0,051	0,008
DP 5	0,08	1,21	0,92	0,013	0,008	0,39	0,36	0,040	0,014
DP 6	0,05	1,34	1,43	0,010	0,009	0,45	0,01	0,055	0,010

Fig. 9: Influência da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico para aços bifásicos produzidos diretamente da saída do Laminador de Tiras a Quente⁽²⁾.

grão. Para a obtenção de boa conformabilidade é necessário que a austenita se mantenha encruada até que se inicie o resfriamento acelerado, de modo a se aproveitar ao máximo o efeito da deformação na aceleração da reação ferrítica, garantindo a formação da matriz de ferrita e o enriquecimento de carbono da austenita remanescente, que se transformará posteriormente em martensita⁽²⁾.

Toda a preocupação em se obter uma estrutura austenítica refinada e uniforme é justificada pelo fato de o tamanho de grão ferrítico ser proporcional ao tamanho de grão austenítico que lhe deu origem⁽⁴³⁻⁴⁵⁾. O grau de encruamento remanescente da austenita também concorre para o refino da estrutura ferrítica, pois favorece sua nucleação.

A evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da deformação a quente dependerá da composição do aço e do grau de deformação total aplicado ao material, bem como a forma com que ela é aplicada: número de passes, deformação por passe, velocidade de deformação, tempo entre passes e a evolução da temperatura ao longo do tratamento termomecânico⁽⁴⁶⁾. A deformação a quente do aço provoca a multiplicação de defeitos cristalinos como discordâncias, falhas de empilhamento e lacunas. A energia proporcionada pela deformação e que se traduz nesses defeitos cria um potencial termodinâmico para os processos de restauração - recuperação e recristalização - que tenderão a eliminá-los e que podem ser controlados de forma a refinar a estrutura austenítica do material.

BEEKEN et alii⁽²⁾ determinaram as curvas de escoamento a alta temperatura para diversos aços bifásicos laminados a

a quente através do ensaio de compressão plana. Um exemplo pode ser visto na fig. 10. Estas curvas permitem verificar que no ensaio efetuado a 1040°C a resistência à deformação se estabiliza a partir de um grau de deformação igual a 0,5, o que indica a ocorrência de recuperação dinâmica. Contudo, uma vez que o valor da tensão de escoamento a quente não cai sob deformações maiores não há evidências de que tenha ocorrido recristalização dinâmica dentro das condições experimentais utilizadas.

A composição química pode alterar a evolução da recristalização dinâmica de duas maneiras: pela natureza da solução sólida austenítica e/ou precipitação. Os elementos em solução sólida tendem a aumentar a resistência à deformação a quente e o grau de deformação em que ocorre a recristalização dinâmica. De fato, este efeito é observado nos aços bifásicos com maior teor de manganês, silício, cromo e molibdênio⁽²⁾. Uma vez que não há elementos de micro-liga na composição química desses aços não há, aparentemente, efeito de retardamento da recristalização associado à precipitação⁽⁴⁶⁾.

Quanto à recristalização estática, os resultados de BEENKEN et alii⁽²⁾ mostraram que ela se processa com relativa rapidez; estes dados podem ser vistos na fig. 11. Desse modo, para que a deformação aplicada no tratamento termomecânico exerça alguma influência na transformação austenítica posterior é necessário que o resfriamento acelerado ocorra o mais rapidamente possível. Verifica-se ainda que aços com maior teor de molibdênio apresentam recristalização mais lenta. De fato, MAEHARA et alii⁽⁴⁷⁾ verificaram que elementos de liga como manganês, silí-

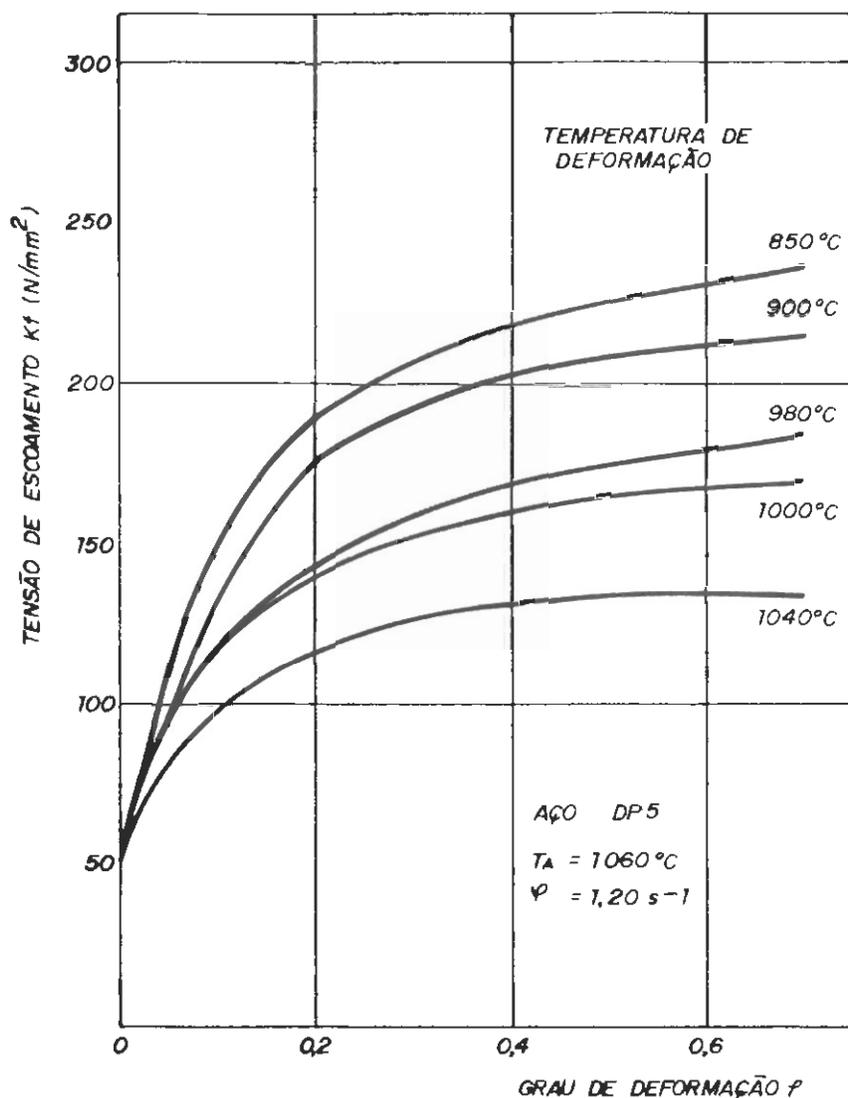
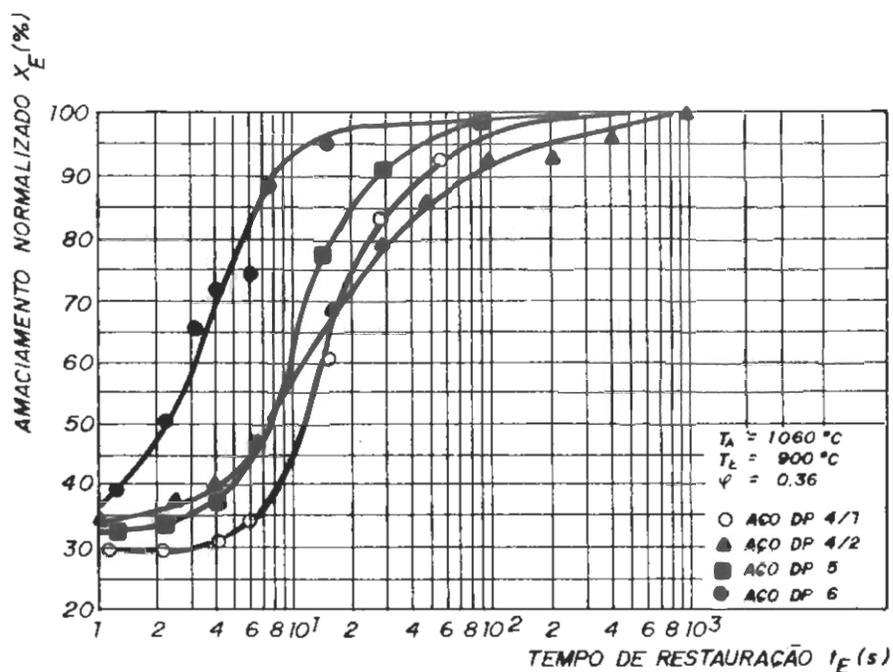


Fig. 10: Curvas de tensão de escoamento a quente para o aço bifásico com 0,08% C, 1,21% Si, 0,92% Mn, 0,39% Cr, 0,36% Mo(2).

cio, cromo e molibdênio atrasam a recristalização estática da austenita. O efeito desse último elemento é bem mais efetivo, o que foi confirmado por AKBEN et alii(48), em função da diferença

dos diâmetros atômicos desse elemento e do ferro. A possível causa para o retardamento da recristalização estática pelos elementos de liga é a obstrução do deslocamento de contornos de grão e



AÇO	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N
DP 4/1	0,06	1,36	1,20	0,019	0,003	0,51	0,37	0,048	0,007
DP 4/2	0,09	1,37	1,20	0,019	0,004	0,51	0,38	0,051	0,008
DP 5	0,08	1,21	0,92	0,013	0,008	0,39	0,36	0,040	0,014
DP 6	0,05	1,34	1,43	0,010	0,009	0,45	0,01	0,055	0,010

Fig. 11: Evolução da recristalização estática de diversos aços bifásicos laminados a quente, a 900°C (2).

da migração de discordâncias pelos átomos de elementos de liga em solução sólida na austenita ou mesmo segregados nos contornos de grão(47).

A laminação do material na faixa de temperaturas onde a recristalização da austenita é plena - acima de 1000°C - pode promover o refino de grão através de recristalização dinâmica, caso o grau de deformação aplicado for suficiente, ou através de recristalizações estáticas completas após deformações sucessivas sob temperatura decrescente(46,49). Contudo, o grau de refino obtido é limitado, pois sob essas temperaturas relativamente altas a velocidade de nucleação é muito pequena em relação à velocidade de crescimento.

Entre 850°C e 1000°C a recristalização estática já não se processa tão rapidamente. Para se obter um tamanho de grão austenítico uniforme e minimizado é necessário que o tempo inter-passes seja suficiente para que ela ocorra plenamente, mas que não seja longo a ponto de promover o crescimento de grão. A temperatura em que ocorre a recristalização estática é o fator de maior influencia no refino de grão: a medida que ela decresce o tamanho de grão cai(43,49).

Abaixo de uma determinada temperatura - que é função da composição química do aço - não há mais ocorrência de recristalização na austenita. Desse modo, a conformação apenas alongará os grãos austeníticos, resultando num tamanho de grão extremamente fino(43,49). Para aços ao carbono, sem elementos de micro-liga, a temperatura de supressão da recristalização da austenita é muito baixa, próxima ao ponto A_{r3} do aço. Um aço com 0,050% Al

tem a recristalização da austenita suprimida a cerca de 820°C, enquanto que em outro com 0,035% Nb essa temperatura sobe para 1020°C, aproximadamente⁽⁴⁹⁾.

No caso específico dos aços bifásicos laminados a quente a laminação abaixo da temperatura de supressão da recristalização da austenita deve ser evitada para se evitar a formação de uma microestrutura final orientada que pode restringir a conformabilidade do produto. De acordo com KUNISHIGE et alii⁽¹¹⁾ a temperatura final de laminação deve estar imediatamente acima do ponto A_{rg} para se maximizar o grau de encruamento da austenita que está prestes a sofrer transformação. Por outro lado, não se deve laminar o material abaixo dessa temperatura para se evitar o encruamento da ferrita, o que aumentaria a resistência mecânica do produto, elevando a relação de escoamento e comprometendo sua conformabilidade. A escolha dessa temperatura deve ser feita criteriosamente, uma vez que o ponto A_{rg} do material que está sendo laminado é função não só de sua composição química como também de sua "história" termomecânica e da velocidade de resfriamento posterior da austenita⁽²⁾.

BEENKEN et alii⁽²⁾, com base em resultados obtidos por ensaios de tração a quente, propôs uma temperatura mínima de acabamento de 800°C para um grau de deformação verdadeira igual a 0,45. Ensaios de laminação a quente de VLAD⁽¹³⁾ e ANNELLI et alii⁽³⁹⁾ confirmaram essa temperatura-limite. Contudo, dentro da faixa de temperaturas de acabamento normalmente aplicadas no Laminador de Tiras a Quente durante o processamento dos aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo - que varia de 950 a 850°C - diversos auto-

res^(26,68) verificaram que o efeito da temperatura de acabamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas não é muito significativo.

2.3.4. Influência da Deformação

COLDREN et alii⁽¹⁾, em seu trabalho pioneiro sobre aços bifásicos laminados a quente, já destacavam o papel fundamental da deformação no desenvolvimento da microestrutura peculiar a este tipo de material. Segundo estes autores, para um aço com 0,065% C, 1,20% Mn, 0,87% Si, 0,38% Mo e 0,61% Cr a reação ferrítica apresenta um tempo de incubação de 200 s a 700°C. Caso a deformação não influísse na transformação do material seu processamento industrial seria impossível, pois o tempo de passagem na mesa de resfriamento de um Laminador de Tiras a Quente é da ordem de 6 a 15 s. Entretanto, tanto os resultados em escala de laboratório como em escala industrial mostraram que a deformação acelerou o início da formação de ferrita e perlita de 30 a 100 vezes, além de concentrar as linhas de transformação na parte superior do diagrama TRC. Isto corresponde à formação de 80% de ferrita nos dez segundos em que o material passa pela mesa de resfriamento.

DESALOS et alii⁽⁵⁰⁾ obtiveram resultados similares em escala de laboratório para diversos aços de baixa liga, verificando ainda que nas ligas que apresentam baixa de austenita me-

taestável pronunciada - caso dos aços bifásicos para laminação a quente - o efeito da deformação no sentido de se acelerar a transformação é mais efetivo. Os mesmos autores verificaram ainda que a deformação entre 750°C e 850°C de um aço com 0,06% C, 1,45% Mn, 2,00% Cr e 0,50% Mo favorece a formação de uma microestrutura bifásica com dureza e relação de escoamento menores. Tais características são muito interessantes para aços que devam apresentar boa conformabilidade.

JONAS et alii⁽⁵¹⁾ estudaram a influência da deformação na reação austenita → ferrita de dois aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo através de ensaios de torção a quente. Verificou-se que a aceleração da reação ferrítica foi de 3 a 20 vezes em relação ao material não-deformado. À medida que a temperatura de deformação se aproxima do ponto A_{rg} o efeito da deformação na aceleração da transformação é cada vez maior, como se pode observar na fig. 12⁽⁵¹⁾. Isto foi atribuído ao menor grau de recristalização que a austenita deformada a baixa temperatura apresenta. A temperatura de início da formação de ferrita foi elevada de 50°C devido à deformação, como mostra a fig. 13⁽⁵¹⁾.

ANELLI et alii⁽³⁹⁾ também verificaram o efeito da deformação a quente sobre a transformação de diversos aços bifásicos através de laminação laboratorial. Os autores verificaram um aumento de aproximadamente 20% na fração de ferrita poligonal presente na microestrutura de amostras de aço bifásico resfriadas a 2°C/s quando se comparava o material laminado com o não-deformado. Observou-se ainda uma elevação de 30°C na temperatura de início da formação de ferrita devido à deformação. A utilização

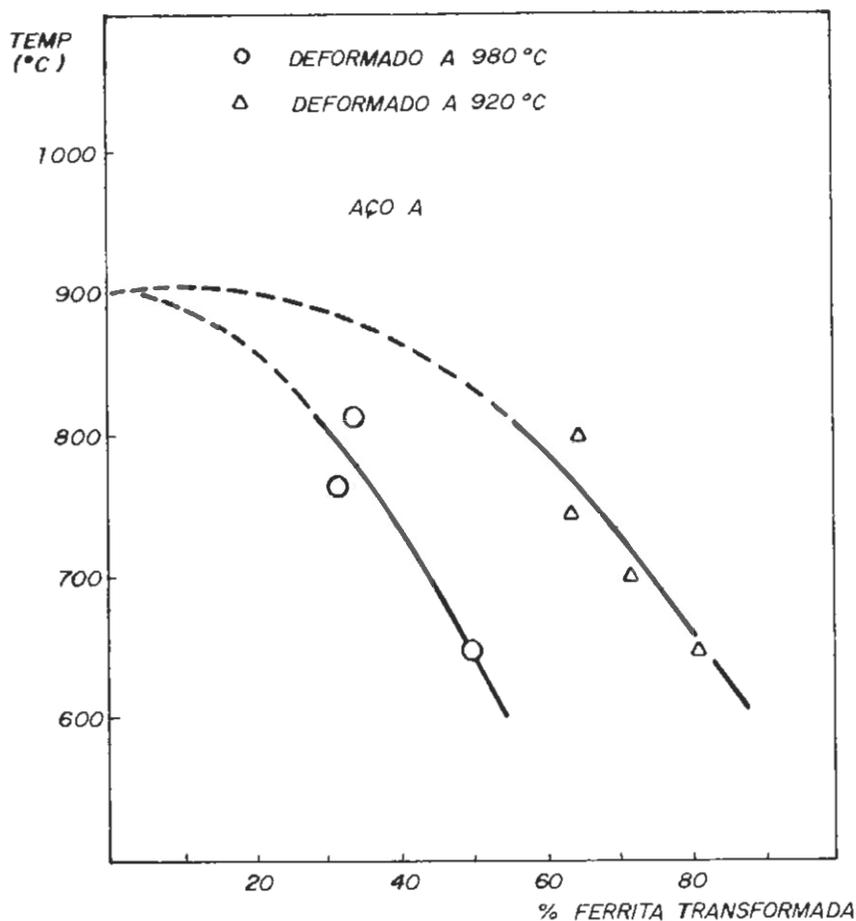


Fig. 12: Influência da temperatura final de deformação na proporção de ferrita poligonal formada a uma mesma temperatura de têmpera. Composição Química do aço: 0,07% C, 1,00% Mn, 1,10% Si, 0,55% Cr, 0,40% Mo⁽⁵¹⁾.

de temperaturas de acabamento acima de 900°C provoca grande redução no efeito da deformação, que se traduz na redução da fração de ferrita de 80% para 55% para um aço com 0,06% C, 1,50% Mn, 1,05% Si e 1,00% Cr, laminado a quente e resfriado a 2°C/s. A provável causa deste fato é a recristalização da austenita. De todo modo, a aceleração máxima da reação ferrítica devido a laminação em escala laboratorial foi de 3 a 5 vezes maior em relação

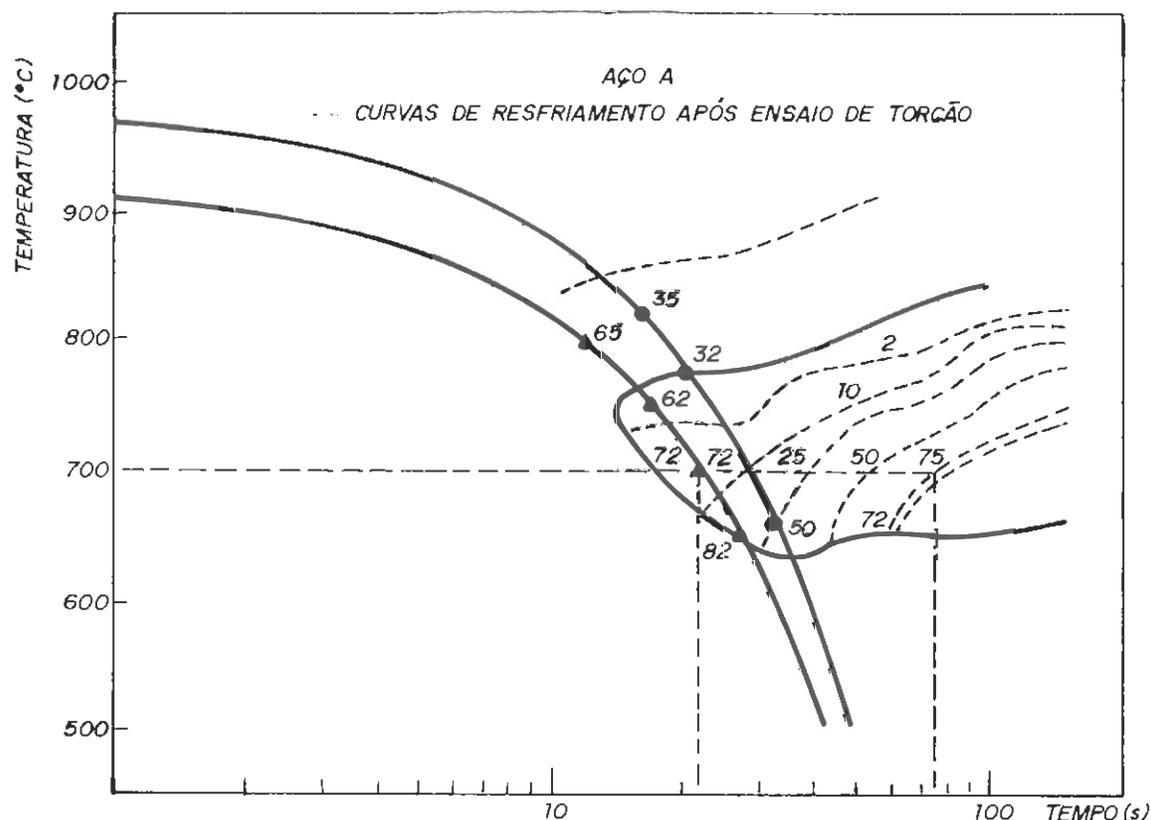


Fig. 13: Superposição dos dados da fig. 12 obtidos para a austenita deformada e o diagrama TRC obtido para o mesmo tipo de aço, obtido por dilatométrica a partir da austenita não-deformada⁽⁵¹⁾.

à austenita não-deformada, valores significativamente menores que os registrados por COLDREN et alii⁽¹⁾.

Outro resultado conflitante foi obtido por SIMON et alii⁽¹⁶⁾. Neste trabalho foi determinada a influência de 35% de deformação por tração a 930°C sobre a decomposição da austenita, através de dilatométrica. Procurou-se com isso simular as condições de processamento da última cadeia do Laminador de Tiras a

Velocidade de Resfriamento (°C/s)	0,5	2,5	5,0	17,5
Sem deformação	88	80	77	66
Com deformação	89	82	80	70

Tab. I: Porcentagem de ferrita formada durante o resfriamento contínuo em aço bifásico com e sem deformação de 35% a 930°C. Composição Química: 0,092% C, 0,92% Mn, 1,53% Si, 0,55% Cr, 0,21% Mo⁽¹⁶⁾.

Quente que, segundo estes autores, tem a maior influencia sob tal aspecto. A aceleração verificada na reação ferrítica foi muito pequena, como mostra a tab. I, que lista os resultados obtidos para um aço com 0,092% C, 0,92% Mn, 1,53% Si, 0,55% Cr e 0,21% Mo. Como seria de se esperar, verificou-se que para resfriamentos lentos a recristalização decorrente reduziu o efeito da deformação sobre a reação ferrítica. Entretanto, a fig. 14 mostra que a deformação alterou consideravelmente as propriedades mecânicas do aço bifásico, elevando o limite de escoamento e de resistência, mas mantendo relativamente constante a relação de escoamento.

BEENKEN et alii⁽²⁾ e VLAD et alii⁽⁵²⁾ também estudaram a influência da deformação sobre a transformação de diversos aços bifásicos utilizando dilatometria. A fig. 15⁽²⁾ mostra dois

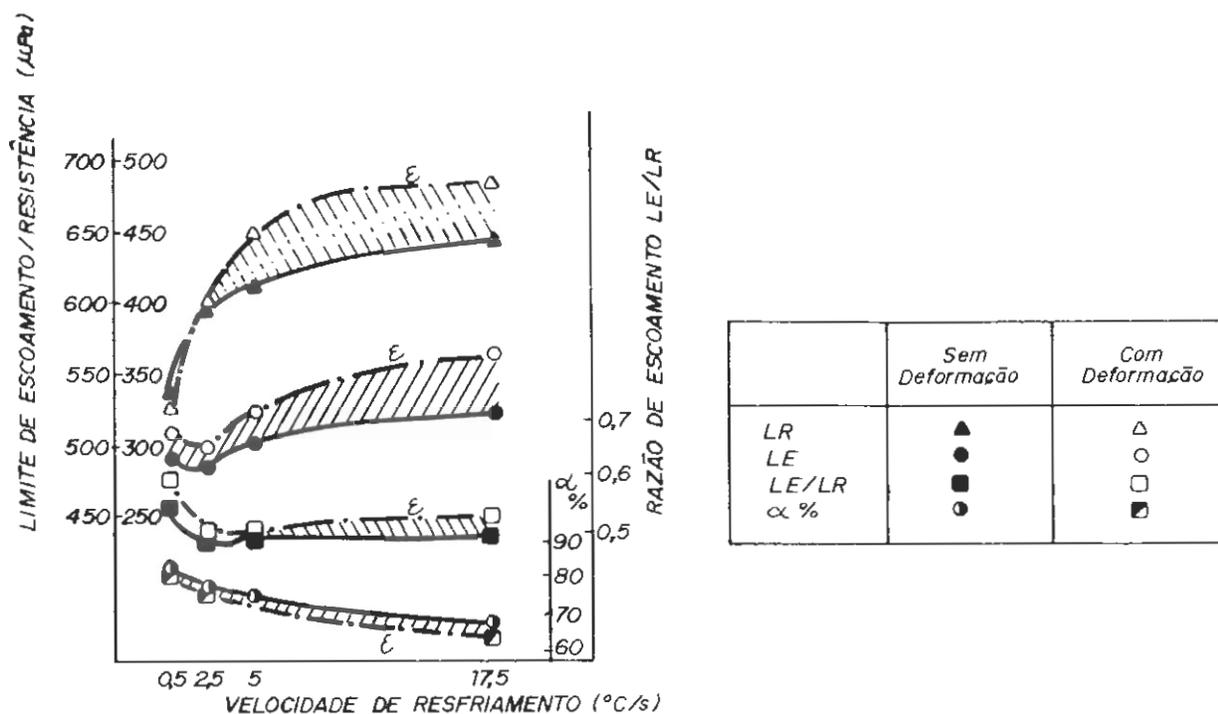


Fig. 14: Comparação das propriedades mecânicas no sentido transversal das amostras de aço bifásico com 0,21% Mo com e sem deformação de 0,35 a 930°C para resfriamentos sob velocidades constantes (16).

diagramas TRC superpostos de um aço com 0,06% C, 1,36% Si, 1,20% Mn, 0,51% Cr e 0,37% Mo: um deles foi determinado a partir da austenita não-deformada e o outro a partir da austenita deformada em duas etapas: 40% a 1040°C e 30% a 850°C. Os efeitos da deformação foram semelhantes para todos os aços bifásicos, ressalvadas pequenas diferenças em termos quantitativos devido às diversas composições químicas. Verificou-se a já mencionada aceleração da reação ferrítica, como também diminuição do campo bainítico-martensítico do diagrama, bem como o abaixamento da temperatura de início de formação da bainita-martensita para pequenos tempos de resfriamento. Contudo, sob menores velocidades de resfriamento, essa temperatura volta a subir, provavelmente devi-

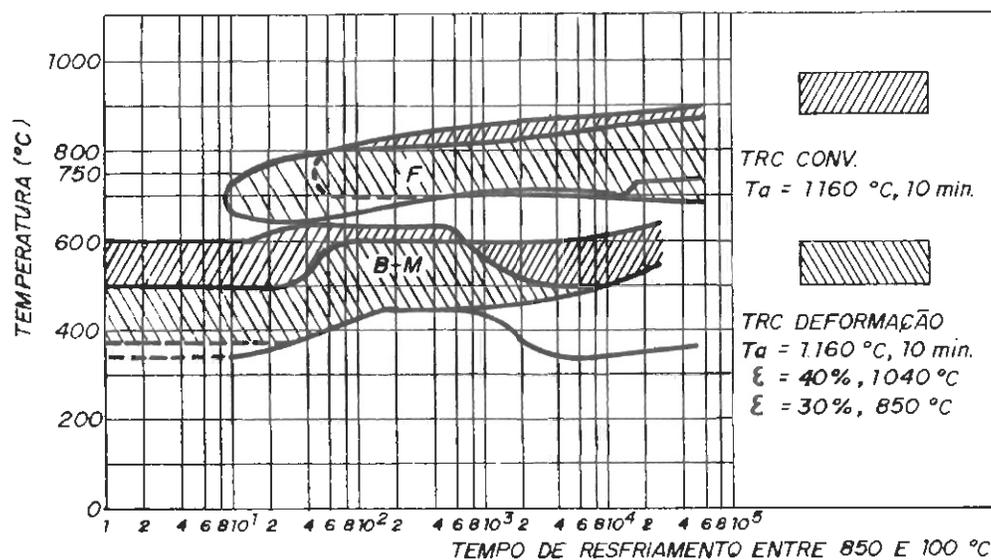


Fig. 15: Superposição dos diagramas TRC determinados a partir da austenita deformada ou não para um aço com 0,06% C, 1,36% Si, 1,20% Mn, 0,51% Cr e 0,37% Mo⁽²⁾.

do à recristalização da austenita metaestável, que se traduz numa apreciável redução da influência da deformação. A redução das temperaturas B_s e M_s pode ser explicada pela supersaturação de lacunas no material⁽⁵²⁾.

A fig. 16⁽²⁾ mostra o efeito da deformação e do tempo de resfriamento sobre o tamanho de grão e a fração de segunda "fase" presente no mesmo aço bifásico citado no parágrafo anterior. De maneira geral verifica-se que a deformação reduziu de forma notável o tempo necessário para a obtenção de 20% de segunda "fase" dura, bem como diminuiu o tamanho de grão para uma mesma velocidade de resfriamento. O refino de grão promovido pela deformação tem como resultado o aumento do limite de escoamento e de resistência; entretanto, o alongamento uniforme e a estrição

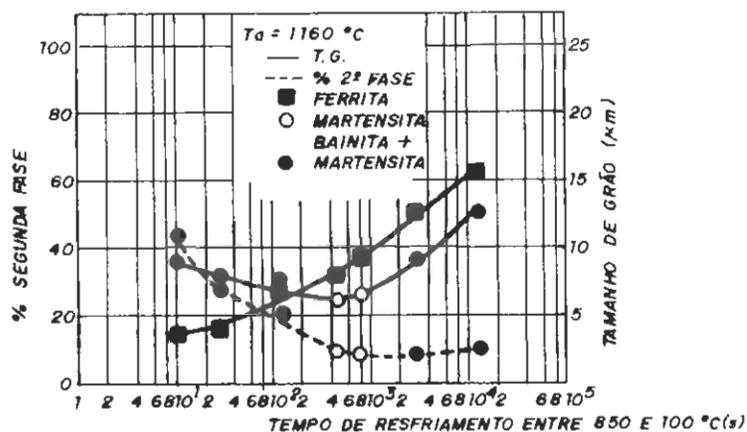


Fig. 16: Dependência da fração de segunda "fase" e do tamanho de grão dos diversos constituintes em relação à deformação e tempo de resfriamento para o mesmo aço da fig. 15(2).

verificada no ensaio de tração não são alterados significativamente(2).

O efeito da deformação sobre a transformação da austenita nos aços bifásicos obtidos diretamente da laminação a quente foi atribuído ao aumento da densidade de defeitos na austenita e da área dos contornos austeníticos, o que aumenta a velocidade de nucleação da ferrita e o fluxo de difusão(51,55).

2.3.5. Influência da Velocidade de Resfriamento

2.3.5.1. Constituintes Presentes

Como já foi afirmado anteriormente, ELDIS et alii⁽⁵⁾ procuraram desenvolver uma composição química ideal para os aços bifásicos laminados a quente, onde o intervalo de tempo necessário para a formação de 85 a 100% de ferrita imediatamente após a deformação da austenita seja máximo. Tal faixa corresponde ao período de formação de 75% a 100% de ferrita nos diagramas TRC determinados a partir da austenita não-deformada.

A fig. 17⁽⁵⁾ mostra o diagrama TRC de uma liga que apresenta "janela de bobinamento" máxima graças à combinação dos teores de silício, cromo e molibdênio. A partir deste diagrama pode-se observar que a têmpera em água desse aço leva à formação de uma microestrutura totalmente bainítica, sem cementita, formando um constituinte denominado ferrita bainítica mais martensita "inter-laths" com teor de carbono relativamente baixo⁽⁵⁾.

Sob velocidades intermediárias de resfriamento - entre 3,65 e 0,19°C/s a 700°C - ocorre a formação de matriz de ferrita poligonal e grãos de segunda "fase" compostos de bainita granular - ferrita bainítica mais martensita -, e martensita com alto teor de carbono além de filmes de austenita retida. Enquanto que a martensita com alto teor de carbono tem aspecto "compacto", a bainita granular apresenta aspecto "lamelar", em decorrência da alternância de ferrita bainítica e martensita⁽⁵⁾.

Sob menores velocidades de resfriamento ocorre a for-

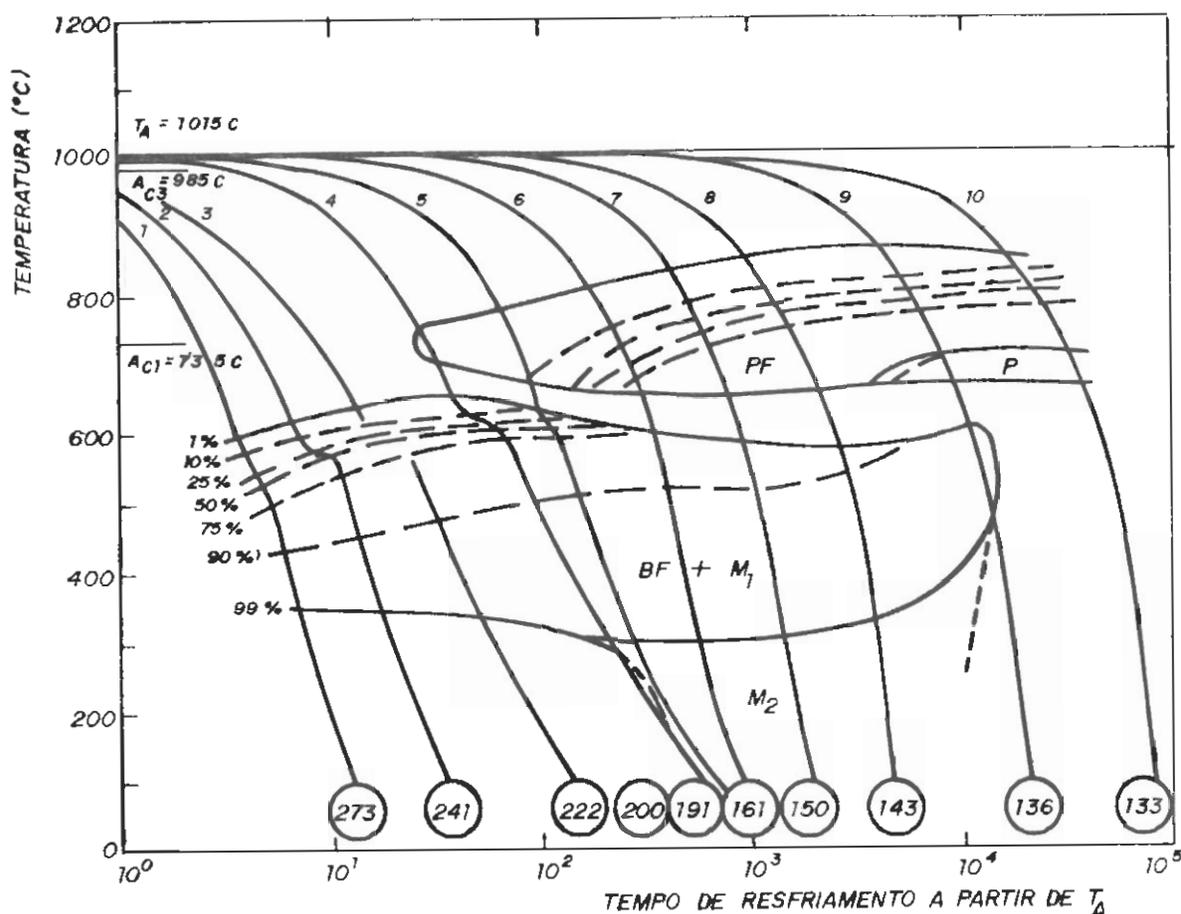


Fig. 17: Diagrama TRC de um aço bifásico para laminação a quente cuja composição química é 0,05% C, 0,90% Mn, 1,20% Si, 0,50% Cr e 0,40% Mo⁽⁵⁾.

mação de matriz de ferrita poligonal e segunda "fase" constituída de perlita^(1,2,5).

A fig. 18⁽⁵⁾ mostra o efeito do molibdênio, cromo e silício na "janela de bobinamento" - razão P_5/PF_{75} - onde se verifica o efeito preponderante do molibdênio em seu alargamento, o que aumenta a faixa de velocidades de resfriamento que possibilitam a obtenção da microestrutura bifásica^(5,9). Para o aço com 0,05% C, 0,90% Mn, 1,20% Si, 0,50% Cr e 0,40% Mo, resfriado a

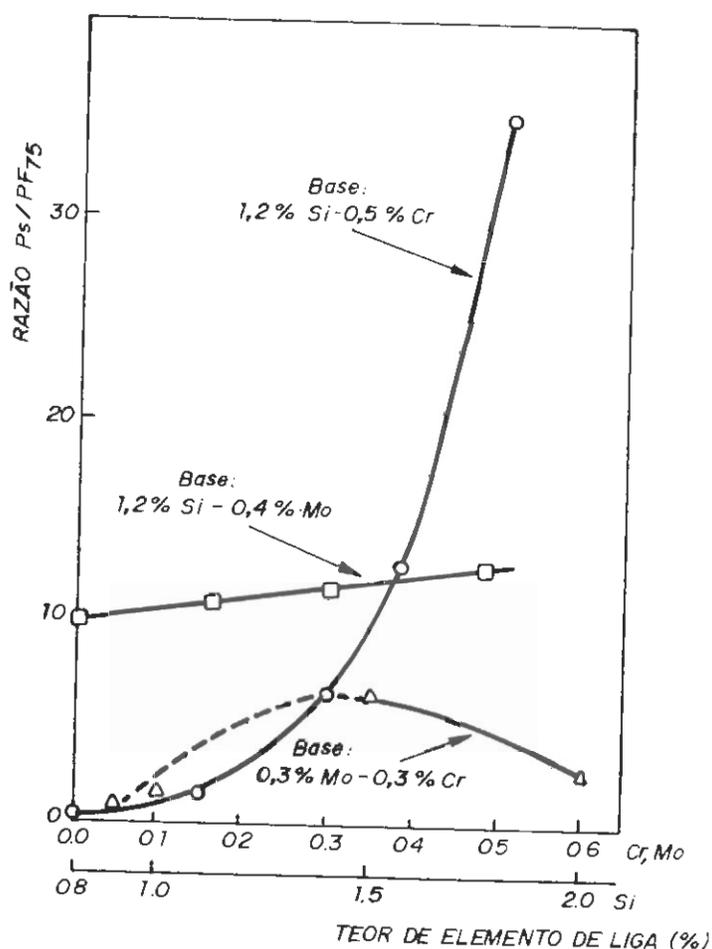


Fig. 18: Efeito do teor de silício, cromo e molibdênio sobre a "janela de bobinamento", ou razão PF_5/PF_{75} (5).

partir de 1015°C , a formação de 75% de ferrita na microestrutura leva cerca de 300 s, enquanto que a perlita começa a se formar a partir de 10000 s (5).

ANELLI et alii (39) estudaram a transformação da austenita dos aços bifásicos após a laminação em escala laboratorial, e confirmaram que o aumento da velocidade de resfriamento tende a aumentar a fração de segunda "fase" na microestrutura, particularmente para aços ao molibdênio, conforme mostra a fig. 19.

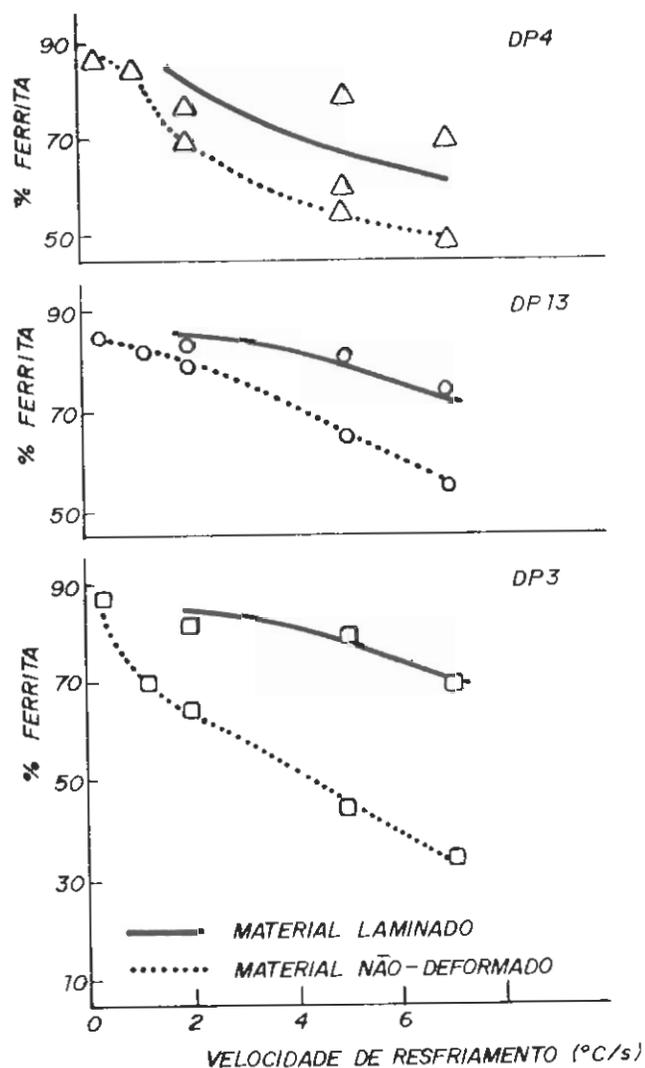


Fig. 19: Efeito da velocidade de resfriamento sobre a formação da ferrita poligonal para aços bifásicos não-deformados e laminados a quente⁽³⁹⁾. Composições químicas-

DP 3: 0,058% C, 1,50% Mn, 1,04% Si, 1,01% Cr;

DP 4: 0,062% C, 1,48% Mn, 0,98% Si, 0,49% Cr, 0,18% Mo;

DP 13: 0,062% c, 1,50% Mn, 1,00% Si, 0,49% Cr, 0,080% V.

A mesma tendência é confirmada por SIMON et alii⁽¹⁶⁾, conforme os dados da tab. I, e por BEENKEN et alii⁽²⁾, como se pode observar na fig. 16. A partir dessa figura verifica-se que, para o material deformado a quente conforme as condições descritas na fig. 15, a fração de segunda "fase" passa de aproximadamente 45 para 10% ao se variar o tempo de resfriamento entre 850 e 100°C de 10 para 800 s, estabilizando-se para tempos maiores.

É interessante notar que a medida que se abaixa a velocidade de resfriamento a segunda "fase" passa de bainita granular a martensita e, para tempos ainda maiores, perlita. A transição de bainita granular a martensita pode ser explicada pelo fato que a formação de maior quantidade de ferrita poligonal faz com que a segunda "fase" seja mais enriquecida de carbono, o que aumenta sua temperabilidade e favorece a formação de martensita. Contudo, para tempos muito longos de resfriamento, esse aumento de temperabilidade proporcionado pelo carbono é suplantado, ocorrendo a formação de perlita^(2,5).

2.3.5.2. Tamanho de Grão da Ferrita e da Segunda "Fase"

A fig. 16 permite observar, a partir dos dados de BEENKEN et alii⁽²⁾, a evolução do tamanho de grão da matriz ferrítica e da segunda "fase", para velocidades de resfriamento decrescentes. No tocante ao tamanho de grão ferrítico observa-se

que ele passa de 4 para 16 microns ao se aumentar o intervalo de tempo de resfriamento entre 850 e 100°C de 10 para 10000 segundos. Já o tamanho de grão da segunda "fase" diminui de 9 para 6 microns ao se aumentar esse mesmo intervalo de tempo de 10 para 400 s. A partir daí ele passa a aumentar, atingindo aproximadamente 13 microns a 10000 s. É interessante notar que o tamanho de grão da segunda "fase" diminuiu enquanto a fração da mesma cresceu, passando a aumentar quando essa fração se estabilizou.

A partir desses dados observa-se que o resfriamento acelerado permite, de fato, refino do grão ferrítico nos aços bifásicos laminados a quente. GLADMAN & BALLIGER⁽⁸⁾ também verificaram a influência preponderante da velocidade de resfriamento sobre o tamanho de grão, e constataram ainda que o abaixamento da temperatura de acabamento na laminação laboratorial permite reduzir o tamanho de grão ferrítico, ainda que seu efeito não seja tão marcante.

Já o tamanho de grão da segunda "fase" depende não só da velocidade de resfriamento como também da própria fração de segunda "fase" presente na microestrutura. Assumindo-se que os grãos ferríticos sejam esféricos, o tamanho de grão da segunda "fase" é determinado pelo volume entre os grãos de ferrita. A medida que a velocidade de resfriamento diminui, o tamanho de grão ferrítico aumenta, o que tende a aumentar o espaço entre os grãos ferríticos e, em consequência, o tamanho de grão da segunda "fase". Para velocidades de resfriamento relativamente altas esse aumento de grão é contrabalançado pela diminuição na fração de segunda "fase", o que, em termos globais, resulta no refino da

mesma. Contudo, a medida que se diminui a velocidade de resfriamento, a fração de segunda "fase" se estabiliza. Desse modo, ocorre aumento no tamanho de grão da segunda "fase", acompanhando o crescimento dos grãos da matriz ferrítica⁽²⁾.

2.3.5.3. Dureza dos Constituintes Presentes

MATHY et alii⁽⁵⁶⁾ determinaram a dureza dos diversos constituintes presentes na microestrutura de um aço bifásico laminado a quente, cujos resultados podem ser vistos na fig. 20. Observa-se que no caso da ferrita, sua dureza diminui a medida que o tempo de resfriamento aumenta. Já a dureza da bainita diminui de 275 para 235 HV ao se diminuir a velocidade de resfriamento de 100 para 10°C/s, mas apresenta evolução para 320 HV para taxas entre 2 e 4°C/s. Quanto à martensita, os mesmos autores verificaram um pico de dureza sob taxas de aproximadamente 1,0°C/s.

A fig. 21 mostra os resultados obtidos por BEENKEN et alii⁽²⁾ sobre a evolução da dureza dos constituintes presentes na microestrutura de um aço bifásico laminado a quente. Seus resultados são muito semelhantes aos obtidos por MATHY et alii⁽⁵⁶⁾.

Verifica-se que a dureza da ferrita diminui juntamente com a velocidade de resfriamento, enquanto que a martensita atinge um máximo para um tempo de resfriamento de aproximadamente 900 s entre 850 e 100°C. Contudo, os mesmos autores preferiram

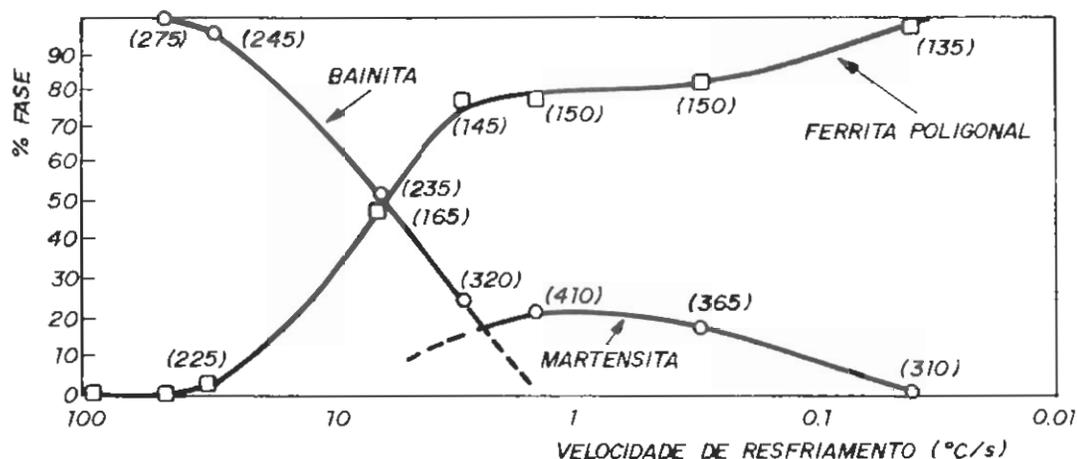


Fig. 20: Fração em volume e dureza Vickers (carga de 10 g), dos constituintes microestruturais de um aço bifásico em função da velocidade de resfriamento contínuo. Aço com 0,07% C, 1,00% Mn, 1,00% Si, 0,50% Cr, 0,20% Mo⁽⁵⁶⁾.

não apresentar a evolução da dureza da bainita, preferindo utilizar uma faixa de dispersão que contém os valores medidos, sem contudo apresentar nenhuma tendência.

Uma vez que nos aços bifásicos laminados a quente o teor de carbono é baixo e o de silício é alto, as temperaturas em que ocorre a formação de ferrita são altas, entre 700 a 900°C, de acordo com os diagramas TRC das figuras 6, 13, 15 e 17. Segundo HONEYCOMBE⁽³⁾, a ferrita formada nessa faixa de temperaturas se nucleia como alotriomorfos nos contornos de grão austeníticos; os grãos assim formados são equiaxiais ou lenticulares. Eventualmente também são nucleados cristais intergranulares, e se a reação for completada estabelece-se uma morfologia de grãos poliédricos

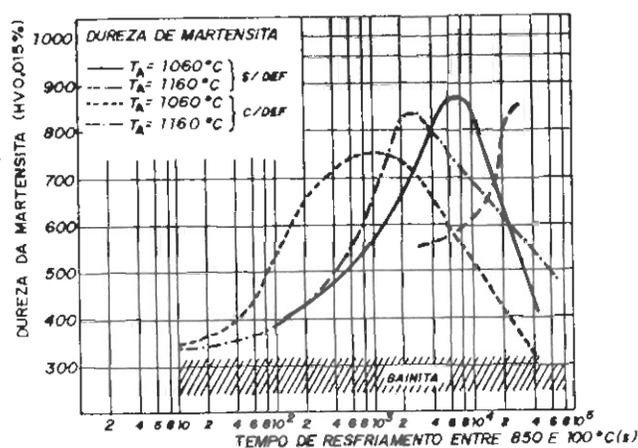
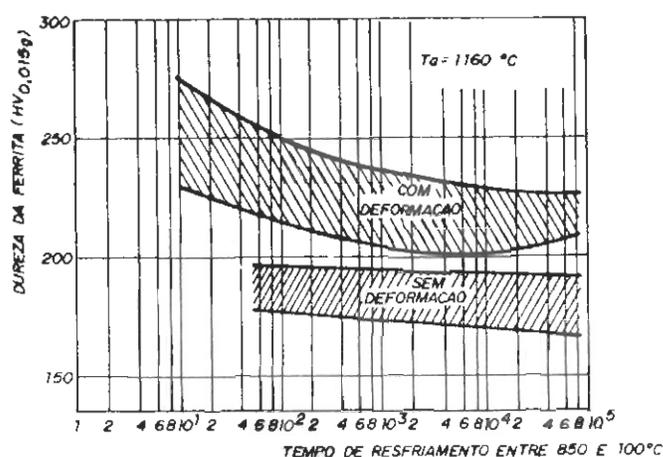


Fig. 21: Evolução da dureza Vickers (carga de 15 g) dos diversos constituintes da microestrutura do aço bifásico processado nas condições expostas na fig. 15(2).

equiaxiais.

Outro aspecto também citado por HONEYCOMBE⁽³⁾ é a densidade de discordâncias presente na ferrita, que é função de sua temperatura de formação. Tais discordâncias tem origem na variação volumétrica que ocorre na transformação da austenita a ferrita, que é de 1% no ferro puro na temperatura de equilíbrio da transformação. Isto leva ao desenvolvimento de tensões internas e seu alívio subsequente pela geração e migração de discor-

dâncias. A medida que se abaixa a temperatura em que a ferrita se forma, maior será a alteração no volume e maior a densidade de discordâncias presentes na microestrutura final. DESTERLE et alii⁽⁵⁷⁾ verificaram que essa ferrita com maior densidade de discordâncias apresenta maior dureza. Outro mecanismo endurecedor a ser levado em conta é a supersaturação de carbono da ferrita, que leva a um aumento de dureza mais intenso a medida que se abaixa a temperatura de formação da ferrita⁽²⁾.

No caso específico dos aços bifásicos foram sugeridos mecanismos adicionais. SHEN et alii⁽⁵⁸⁾ acreditam que o aumento da fração de segunda "fase" presente na microestrutura dos aços bifásicos também aumenta a densidade de discordâncias presente na ferrita, especialmente na interface ferrita-martensita, o que contribuiria para o aumento da sua dureza. MAID et alii⁽⁵⁹⁾ sugeriram também um "efeito de apoio" exercido pela segunda "fase", o qual pode afetar as medidas de dureza efetuadas sobre a ferrita. Tal efeito tende a aumentar a medida que cresce a fração de segunda "fase" na microestrutura e/ou sua dureza.

Todos esses mecanismos podem justificar a diminuição da dureza da ferrita a medida que se reduz a velocidade de resfriamento, como se pode observar nos dados de BEENKEN et alii⁽²⁾ e MATHY et alii⁽⁵⁶⁾. É interessante notar que o efeito da maior densidade de discordâncias devido à maior fração de segunda "fase" proposto por SHEN et alii⁽⁵⁸⁾ e o efeito de apoio sugerido por MAID et alii⁽⁵⁹⁾ são coerentes com os dados observados, pois a dureza da ferrita cai com a diminuição da fração de segunda "fase" presente na microestrutura.

Os picos de dureza observados na bainita e martensita foram atribuídos por BEENKEN et alii⁽²⁾ ao progressivo enriquecimento de carbono que ocorre na austenita remanescente a medida que a velocidade de resfriamento é abaixada até um determinado valor. Segundo esses mesmos autores, a ocorrência desse pico é consequência de um balanço entre o tempo disponível para a difusão do carbono até a austenita remanescente e o aumento de seu fluxo de difusão através de uma microestrutura refinada com alta área de contornos de grão, o que favorece a migração do carbono. A deformação exerce grande efeito neste sentido. Assim, ocorre um máximo na dureza da martensita para um dado valor de velocidade de resfriamento. Segundo BEENKEN et alii⁽²⁾, para velocidades menores o fluxo de difusão do carbono diminui devido à menor área de contornos de grão formada na microestrutura mais grosseira. Já MAID et alii⁽¹⁸⁾ atribuíram tal diminuição na dureza também a processos de revenido atuantes ao longo do resfriamento lento.

2.3.5.4. Efeito nas Propriedades Mecânicas

Conforme foi visto no ítem anterior, a alteração da taxa de resfriamento se refletirá na microestrutura dos aços bifásicos e, conseqüentemente, em suas propriedades mecânicas.

SIMON et alii⁽¹⁶⁾ estudaram tais efeitos para o aço com 0,21% Mo, com deformação de 35% a 930°C; os resultados obtidos podem ser vistos na fig. 14. Verificou-se que a medida que se

aumenta a velocidade de resfriamento ocorre elevação tanto no limite de escoamento como no de resistência, mas a relação de escoamento é abaixada até a velocidade de 5°C/s , permanecendo constante a partir daí. As velocidades de resfriamento entre $2,5$ a $5,0^{\circ}\text{C/s}$ são as mais adequadas para se otimizar as características mecânicas do aço bifásico em termos de resistência mecânica e conformabilidade. BEENKEN et alii⁽²⁾ também constataram efeitos semelhantes quando se aumentava a velocidade de resfriamento entre 850 e 700°C , conforme mostra a fig. 22. Neste caso a deformação a quente foi aplicada através de ensaio de tração a quente em dois estágios. Observa-se igualmente aumento no limite de escoamento e de resistência a medida que se aumenta a velocidade de resfriamento. Já o alongamento uniforme diminui levemente, e a estrição total se manteve praticamente constante para todos os aços estudados.

Já no caso da Laminação de Tiras a Quente dos aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo vários autores^(11,15,20,23,26,68) apontam a temperatura de bobinamento como o principal fator de processo para o controle da microestrutura e propriedades mecânicas. Ela deve estar abaixo de 600°C para que se evite a formação de perlita como segunda "fase", garantindo-se assim o escoamento contínuo do material. De fato, OKITA et alii⁽²⁰⁾ verificaram que a elevação da temperatura de bobinamento pode promover aumento do limite de escoamento juntamente com o surgimento do patamar de escoamento durante o ensaio de tração.

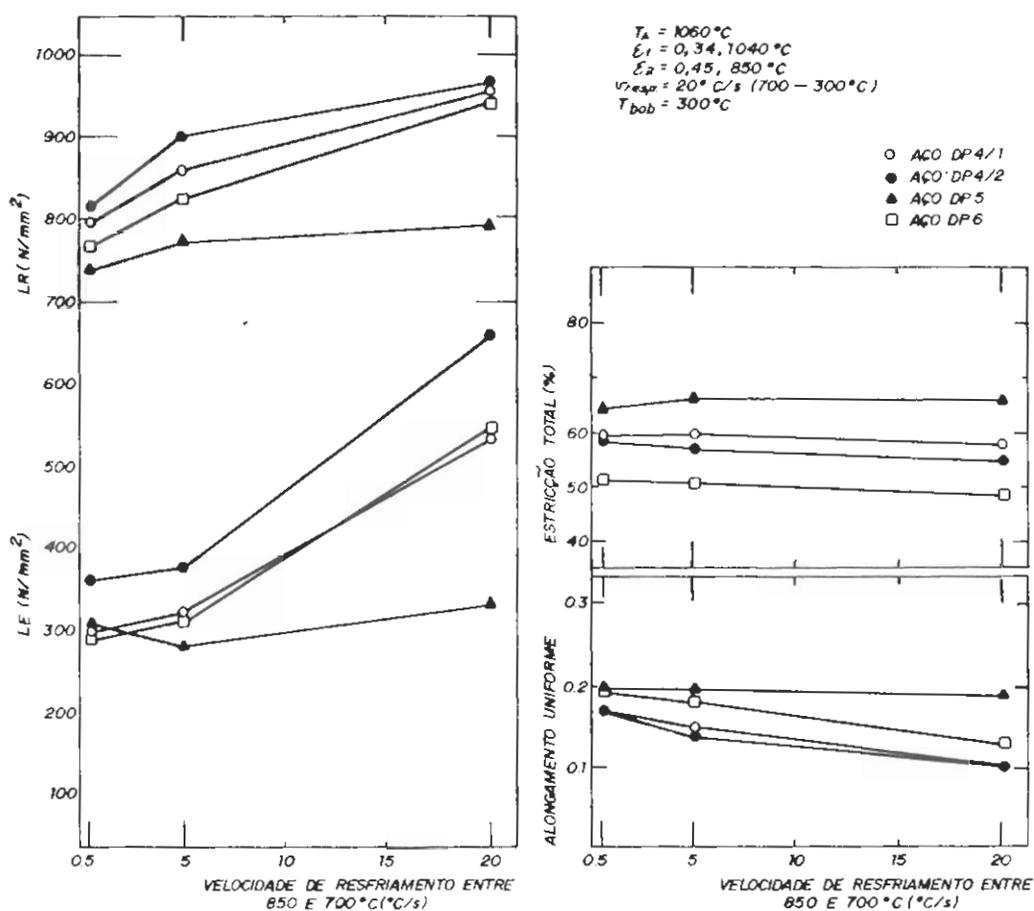


Fig. 22: Influência da velocidade de resfriamento entre a temperatura de acabamento - 850°C - e 700°C sobre as propriedades mecânicas de aços bifásicos para laminação a quente(2).

2.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS BIFÁSICOS

2.4.1. Introdução

A fig. 23⁽⁶⁰⁾ mostra a curva de alongamento versus tensão, obtida através de ensaio de tração, para aços ao carbono, microligado e bifásico.

Constata-se, a partir da comparação destas três curvas, as características mecânicas peculiares aos aços com microestrutura bifásica: ausência de ponto de escoamento, baixa relação de escoamento, alto coeficiente de encruamento e maior re-

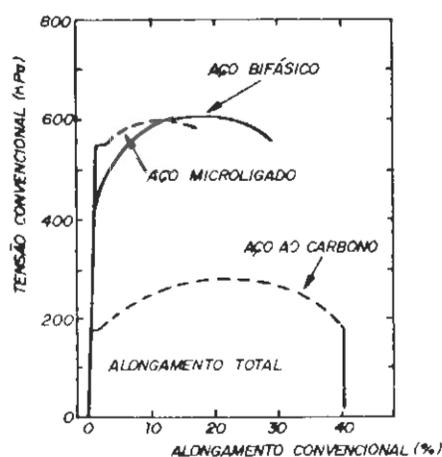


Fig. 23: Comparação da curva tensão versus alongamento para aços ao carbono, microligado e bifásico⁽⁶⁰⁾.

lação alongamento uniforme/alongamento total em relação aos demais aços⁽⁶⁰⁾.

De acordo com GLADMAN & BALLIGER⁽⁸⁾, as características mecânicas que definem o aço como tipicamente bifásico são⁽²⁾:

- escoamento contínuo;
- limite de escoamento a 0,2% entre 300 e 380 MPa;
- limite de resistência entre 620 e 655 MPa;
- razão de escoamento entre 0,5 a 0,6;
- alongamento total mínimo de 27%;
- coeficiente de encruamento n entre 0,2 e 0,3.

Estas características peculiares aos aços bifásicos decorrem da interação entre o comportamento de escoamento e encruamento dos componentes microestruturais desses aços. Parâmetros como fração volumétrica, composição, tamanho de grão e distribuição dos constituintes podem alterá-las⁽⁶⁰⁾.

O alto coeficiente de encruamento característico dos aços bifásicos faz com que eles apresentem maior valor de alongamento uniforme em relação aos aços microligados, como mostra qualitativamente a fig. 24⁽⁵⁹⁾, que utiliza o critério de instabilidade de Considère. Os maiores valores da curva de encruamento diferencial relativos aos aços com microestrutura bifásica fazem com que o ponto de intersecção com a curva de escoamento seja deslocado para maiores valores de alongamento. Uma vez que esse ponto de intersecção determina o alongamento uniforme, decorrem daí os valores superiores desse parâmetro para os aços bifásicos. Em outras palavras, o aumento no coeficiente de encruamento representa um aumento na resistência à estrição do material, prolongando o alongamento uniforme durante o ensaio de tração⁽⁵⁹⁾.

A fig. 25 mostra os dados da taxa de encruamento obtidos por MAGEE & DAVIES⁽⁶¹⁾ para aços ao carbono, microligados e

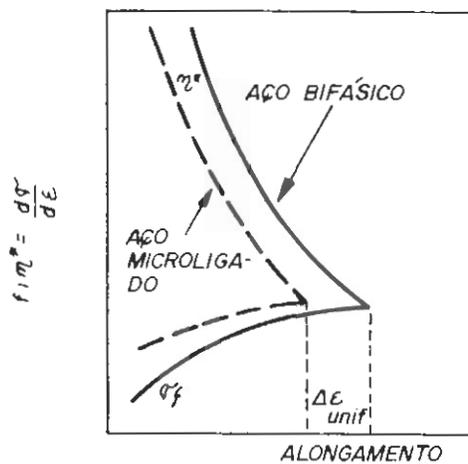


Fig. 24: Representação esquemática da evolução do coeficiente de encruamento diferencial e da curva de escoamento em função do alongamento para aços microligado e bifásico (59).

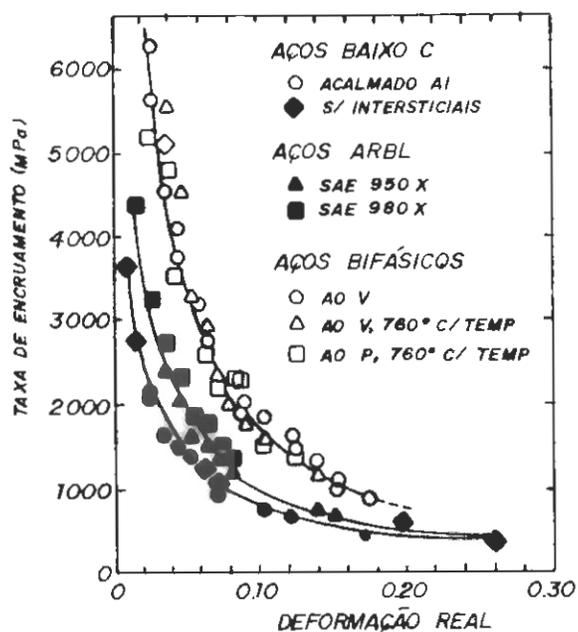


Fig. 25: Taxa de encruamento versus alongamento para aços ao carbono, microligados e bifásicos (61).

bifásicos. Observa-se a partir destes dados que os valores obtidos para os aços bifásicos são maiores que os relativos aos outros dois tipos de aço.

De acordo com CORNFORD et alii⁽⁶²⁾ e GLADMAN⁽⁶³⁾, o alto coeficiente de encruamento n e o alto valor de alongamento uniforme associado torna mais uniforme a distribuição da deformação sobre a microestrutura durante a conformação da chapa, o que justifica a melhor conformabilidade dos aços bifásicos.

Verifica-se desse modo que o processo de conformação da peça aumenta significativamente sua resistência mecânica devido ao alto coeficiente de encruamento. Uma vez que o limite de escoamento é relativamente baixo, o chamado efeito mola ("spring-back") que ocorre na conformação de chapas de aço de alta resistência é minimizado nos aços bifásicos⁽⁶⁴⁾.

2.4.2. Correlação entre Propriedades Mecânicas e Microestrutura

A fig. 26 mostra, de forma esquemática, o efeito de alterações na microestrutura sobre as propriedades mecânicas, conforme determinado por MAID et alii⁽⁵⁹⁾. Estes autores estudaram tais efeitos para aços bifásicos obtidos através de recozimento intercrítico, mas os resultados obtidos podem ser estendidos aos aços bifásicos laminados a quente.

MAID et alii⁽⁵⁹⁾ verificaram que o limite de resis-

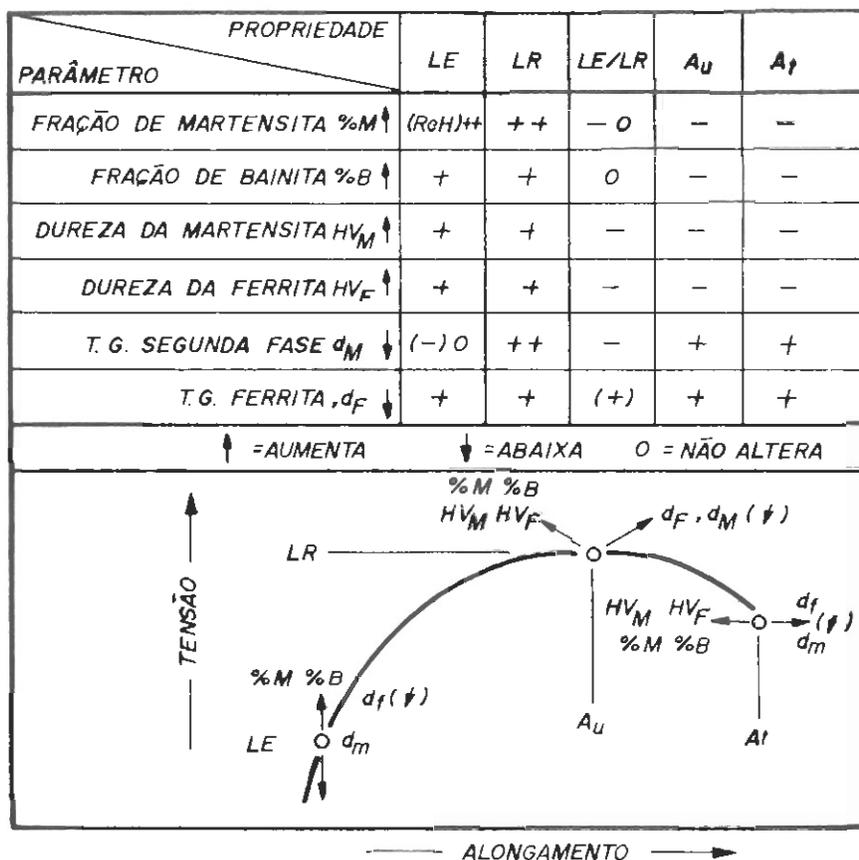


Fig. 26: Representação esquemática da influência dos parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas⁽⁵⁹⁾.

tência dos aços bifásicos aumenta linearmente com a fração de martensita presente na microestrutura. BALLIGER & GLADMAN⁽⁸⁾ e DAVIES⁽⁶⁵⁾ também constataram tal efeito, verificando ainda que outros fatores, como o tamanho de grão ferrítico, precipitação na ferrita e teor de carbono na martensita, tem importância secundária.

O escoamento contínuo verificado no ensaio de tração exige a presença de 4 a 10% de martensita na microestrutura, conforme constataram MAID et alii⁽⁵⁹⁾. Essa variação na fração de martensita decorre de outros fatores da microestrutura, como ta-

manho de grão, morfologia dos constituintes e dureza da ferrita. Nesta faixa de frações de martensita ocorre um mínimo no limite de escoamento. A medida que a dureza da ferrita aumenta, maior será a fração de martensita que deverá estar presente na microestrutura para que ocorra o escoamento contínuo. A medida que se aumenta a fração de martensita ao se ultrapassar a faixa de 4 a 10% o limite de escoamento passa a crescer. Tal fato já havia sido constatado por LAWSON et alii⁽⁶⁶⁾, como mostra a fig. 27. Contudo, MAID et alii⁽⁵⁹⁾ afirmam que a magnitude do limite de escoamento dependerá essencialmente da ferrita, uma vez que a martensita se deformará muito pouco na faixa de alongamento em questão. De fato, SHEN et alii⁽⁵⁸⁾ verificaram que a dureza da ferrita aumenta com a fração de martensita presente na microestrutura devido ao aumento da densidade de discordâncias que ocorre na matriz. Isto pode explicar o aumento do limite de escoamento para frações de martensita acima de 10%.

MAID et alii⁽⁵⁹⁾ verificaram também que os alongamentos uniforme e total diminuem a medida que se aumenta a fração de martensita presente na microestrutura. Para se assegurar a ductilidade e conformabilidade a frio do produto deve-se ainda evitar a disposição dos grãos de martensita em forma de rede ou bandas, o que também foi sugerido por HORNBOGEN et alii⁽¹⁰⁾ e VLAD⁽¹³⁾.

A redução no diâmetro dos grãos de martensita abaixo de 4 microns aumenta o limite de resistência e melhora a conformabilidade a frio, de acordo com MAID et alii⁽⁵⁹⁾. A maior uniformidade na distribuição dos grãos de martensita, ou seja, a diminuição na distância entre eles, tem efeito similar. Neste caso

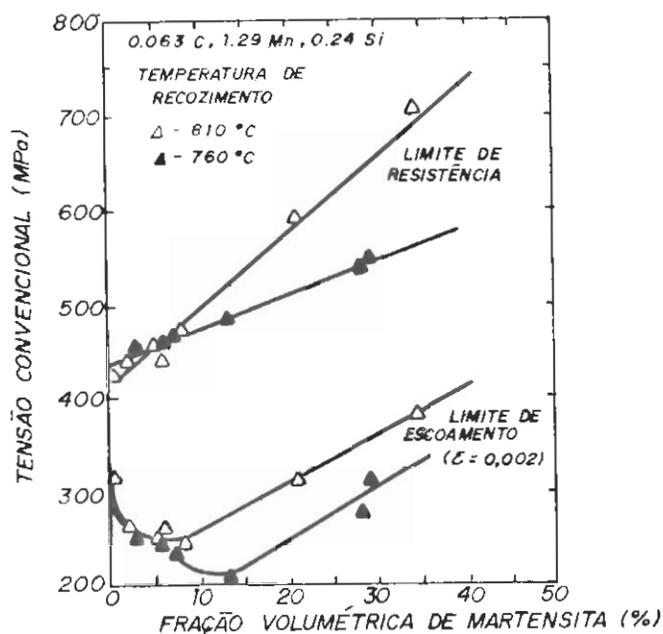


Fig. 27: Relação entre a fração de martensita e o limite de escoamento e o de resistência para um aço com 0,063% C, 1,29% Mn, 0,24% Si, recozido por dez minutos a 810 ou 760°C(66).

ocorre ainda diminuição do limite de escoamento.

DAVIES(65) não verificou nenhum efeito da dureza da martensita sobre o limite de resistência dos aços bifásicos, constatando ainda que apenas a fração de segunda "fase" dura exercia efeito neste parâmetro. Contudo, MAID et alii(59) verificaram que o aumento na dureza da martensita promove aumento tanto no limite de escoamento como no de resistência. Valores excessivos de dureza - da ordem de 750 HV - podem levar à fratura precoce, reduzindo os valores de alongamento total.

A substituição da segunda "fase" de martensita por bainita faz com que o aumento no limite de resistência com a elevação da fração desse constituinte na microestrutura seja de duas a tres vezes menor do que o observado para a martensita, de acordo com MAID et alii⁽⁵⁹⁾. Contudo, a diminuição no alongamento total é proporcionalmente maior ao verificado com o aumento da fração volumétrica de martensita.

MAID et alii⁽⁵⁹⁾ verificaram que o refino dos grãos ferríticos aumenta a magnitude dos limites de escoamento e resistência. De fato, MATLOCK et alii⁽⁶⁰⁾ observaram uma dependência linear do limite de escoamento em relação ao inverso da raiz quadrada do diâmetro de grão ferrítico, ou seja, uma relação similar à de Hall-Petch, conforme mostra a fig. 28. O aumento no limite de resistência foi atribuído por MAID et alii⁽⁵⁹⁾ à distribuição mais uniforme e ao menor diâmetro dos grãos de segunda "fase" decorrentes do refino de grão ferrítico. Isto ainda promove aumento da conformabilidade a frio.

A medida que cresce a dureza da ferrita a resistência mecânica do aço bifásico aumenta, com elevação da relação de escoamento, segundo MAID et alii⁽⁵⁹⁾. Contudo, não foi detectada nenhuma influência no alongamento total, o que indica pouca alteração na conformabilidade.

BALLIGER & GLADMAN⁽⁸⁾ constataram que durante o ensaio de tração os grãos de martensita somente se deformam muito além do alongamento uniforme máximo. Isto permite a aplicação da teoria de Ashby, que prevê que o coeficiente de encruamento depende da razão $(f_{\beta} / D)^{-0,5}$, o que indica que o refino de grão da

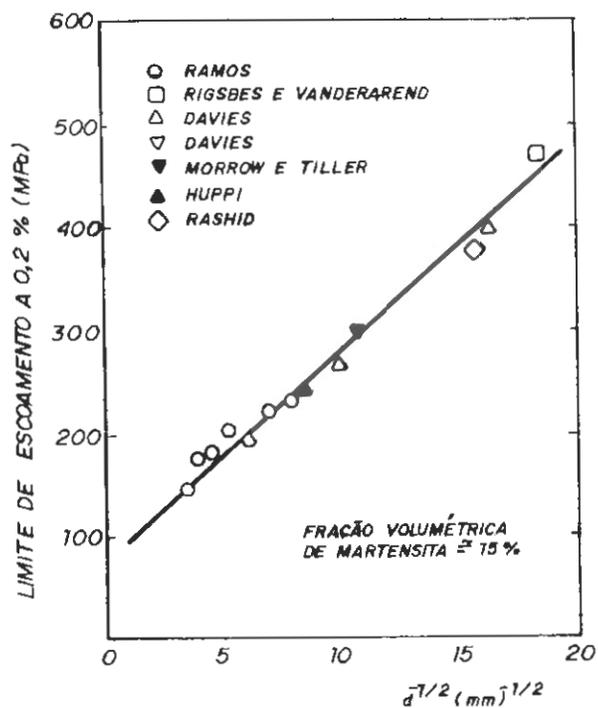


Fig. 28: Limite de escoamento a 0,2% em função da raiz quadrada do diâmetro de grão ferrítico para aço bifásico com fração volumétrica de martensita igual a 15% (59).

segunda "fase" dura aumenta o coeficiente de encruamento do aço. De acordo com o modelo de Ashby os precipitados indeformáveis - grãos de segunda "fase", no caso dos aços bifásicos - re-arranjam discordâncias, formando conjuntos que ao serem alongados levam à formação de tensões extras na ferrita, o que aumenta a resistência mecânica através do corte de sistemas de escorregamento da ferrita.

2.4.3. Mecanismos Microestruturais Responsáveis pelas Propriedades Mecânicas

A ausência de ponto de escoamento - ou seja, escoamento contínuo no ensaio de tração - foi atribuído por DAVIES⁽⁶⁵⁾ como sendo o resultado da produção de discordâncias móveis na ferrita durante a transformação de austenita a martensita devido à expansão volumétrica. TANAKA et alii⁽⁶⁷⁾ e RIGSBEE et alii⁽⁶⁸⁾ observaram, através de Microscopia Eletrônica de Transmissão, regiões com alta densidade de discordâncias na interface ferrita-martensita, enquanto que no interior do grão ferrítico ocorria o contrário. Supôs-se que essas regiões com alta densidade de discordâncias atuariam como fontes de discordâncias durante o escoamento. Desse modo, segundo MATLOCK et alii⁽⁶⁹⁾, uma distribuição não-uniforme e baixa densidade de discordâncias livres móveis na ferrita devem ser a explicação para o comportamento típico da deformação observado nos aços bifásicos.

Contudo, KASPAR et alii⁽⁷⁰⁾ verificaram que aços bifásicos com microestrutura de ferrita e martensita, recozidos a 160°C durante 20 minutos, perderam suas características de escoamento contínuo, sem que houvesse alteração na topologia ou dureza de ambos os constituintes. Por outro lado, corpos de prova com microestrutura bifásica, mas com as discordâncias móveis bloqueadas através de deformação e envelhecimento a 120°C durante 20 minutos, continuaram apresentando escoamento contínuo. Estes dois fatos levaram ao questionamento do papel exclusivo das discordâncias livres móveis no escoamento contínuo dos aços bifásicos.

Desse modo, BALLIGER & GLADMAN⁽⁸⁾ e KASPAR et alii⁽⁷⁰⁾ propuseram como explicação ao escoamento contínuo o tensionamento devido à formação de martensita ou bainita na microestrutura: assim, quando há aplicação de carga externa, alguns componentes da tensão interna do material atuarão na mesma direção, facilitando o processo de escoamento. A magnitude das tensões internas na microestrutura bifásica dependerá da fração em volume, natureza e distribuição dos grãos de segunda "fase", bem como da relaxação das tensões durante o resfriamento do aço após o tratamento térmico ou termomecânico.

Por outro lado, KUNISHIGE et alii⁽¹¹⁾ observaram a ocorrência de patamar de escoamento em amostras de aço bifásico com teor máximo de 0,02% de carbono submetidas a temperaturas de acabamento próximas do ponto Arg. Segundo os mesmos autores, tal ocorrência poderia ser atribuída à formação de atmosferas de Cottrell devido à segregação de carbono na sub-estrutura formada durante a laminação abaixo do ponto Arg e ao empobrecimento do teor de carbono na segunda "fase" devido à precipitação de carbonetos.

Como se vê, vários autores propuseram diversos mecanismos responsáveis pela ausência do patamar de escoamento nos aços bifásicos, mas nenhum deles foi comprovado experimentalmente de maneira inequívoca.

Já o alto coeficiente de encruamento para pequenas deformações observado nos aços bifásicos foi atribuído por GERBASE et alii⁽⁷¹⁾ a tensões de oposição produzidas pela incompatibilidade plástica entre a ferrita e martensita. Segundo SPEICH⁽⁷²⁾, o encruamento dos aços bifásicos é um processo com tres estágios:

até 0,5% de deformação o encruamento é rápido devido à eliminação das tensões residuais e surgimento de tensões de oposição. De 0,5 a 4% ocorre um segundo estágio, caracterizado por uma menor taxa de encruamento da ferrita, que é constrangida pelas partículas duras de martensita. Já para grandes deformações há a formação de células na ferrita, sendo sua deformação governada pelos processos convencionais.

No caso específico dos aços bifásicos laminados a quente KUNISHIGE et alii⁽¹¹⁾ sugeriram que o silício, presente em teores de até 1,4% nestes aços, se solubiliza na ferrita, restringindo a movimentação dos sistemas de escorregamento das discordâncias e elevando desse modo o coeficiente de encruamento n . DAVIES⁽⁷³⁾ verificou um efeito semelhante através da adição de silício a um aço bifásico ao C-Mn obtido por recozimento intercrítico. Houve ainda melhoria na relação resistência/capacidade de alongamento, que foi atribuída à redução do teor de carbono da ferrita, tornando-a mais "limpa" e com maior capacidade de alongamento.

CAPÍTULO III

OBJETIVOS

O objetivo deste estudo é determinar a influência da temperatura final de laminação a quente e das condições de resfriamento sobre a formação da microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço bifásico para laminação a quente ao Mn-Si-Cr-Mo.

CAPÍTULO IV

MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

4.1. MATERIAL

Escolheu-se para o estudo um aço cuja composição química propicie o surgimento de uma "janela de bobinamento" máxima no diagrama TRC, conforme ilustrado nas figuras 6 e 18. Essa característica facilita a produção de tiras a quente de aço bifásico, uma vez que permite o desenvolvimento de sua microestrutura peculiar dentro de uma faixa de dispersão mais larga dos parâmetros de laminação. A composição química real, que está de acordo com as recomendações de ELDIS et alii⁽⁵⁾, pode ser vista na tab. II.

ANÁLISE QUÍMICA (% em peso)

C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S	Al
0,063	0,87	1,46	0,41	0,38	0,013	0,012	0,020

Tab. II: Composição Química do Aço Experimental.

O material foi elaborado em forno de indução a vácuo GCA Vacuum Industries, modelo 6054-2A, pertencente ao Laboratório de Elaboração de Metais e Ligas do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo - I.P.T. Foi obtido um lingote de aproximadamente 100 kg através de lingotamento direto em lingoteira "big-end-up", de secção quadrada inferior com aresta de 100

mm e superior de 140 mm, e comprimento de 775 mm.

O lingote assim obtido teve sua superfície esmerilhada com o objetivo de se remover imperfeições que pudessem prejudicar os processos de conformação a quente subsequentes, e cortado ao meio para possibilitar seu manuseio.

Procedeu-se então ao forjamento do lingote. Cada metade do mesmo foi aquecida a 1100°C durante duas horas em um forno de marca BRASIMET com 20 kW de potência, 220 V e temperatura máxima de 1200°C . O forjamento foi efetuado em um martelo hidráulico marca CHAMBERSBURG, localizado no Laboratório de Conformação Mecânica do I.P.T., até que se obtivessem barras com 38 mm de espessura e 54 mm de largura, aproximadamente. Seu resfriamento foi feito ao ar calmo.

Posteriormente as barras forjadas sofreram laminação de desbaste para atingir a espessura dos corpos de prova destinados ao ensaio de laminação. Elas foram novamente aquecidas a 1050°C durante uma hora em um forno-mufla de marca PYRO, com 20 kW de potência, 220 V e temperatura máxima de 1300°C , situado ao lado do laminador onde foi efetuada a conformação. As barras foram laminadas em quatro passes até atingirem a espessura de 29 mm. O laminador utilizado foi do tipo duo-reversível, marca STANAT, modelo TA-315, com 15 HP de potência e 50 t de carga máxima, também localizado no Laboratório de Conformação Mecânica do I.P.T. Após a laminação as barras foram novamente resfriadas ao ar calmo.

Os corpos de prova destinados ao ensaio de laminação foram obtidos pela usinagem dessas barras no Centro de Testes da

Companhia Siderúrgica Paulista. Suas dimensões podem ser vistas na fig. 29. Os chanfros presentes nestes corpos de prova destinam-se a facilitar a mordida do laminador no primeiro passe, e foram determinados a partir de ensaios preliminares de laminação.

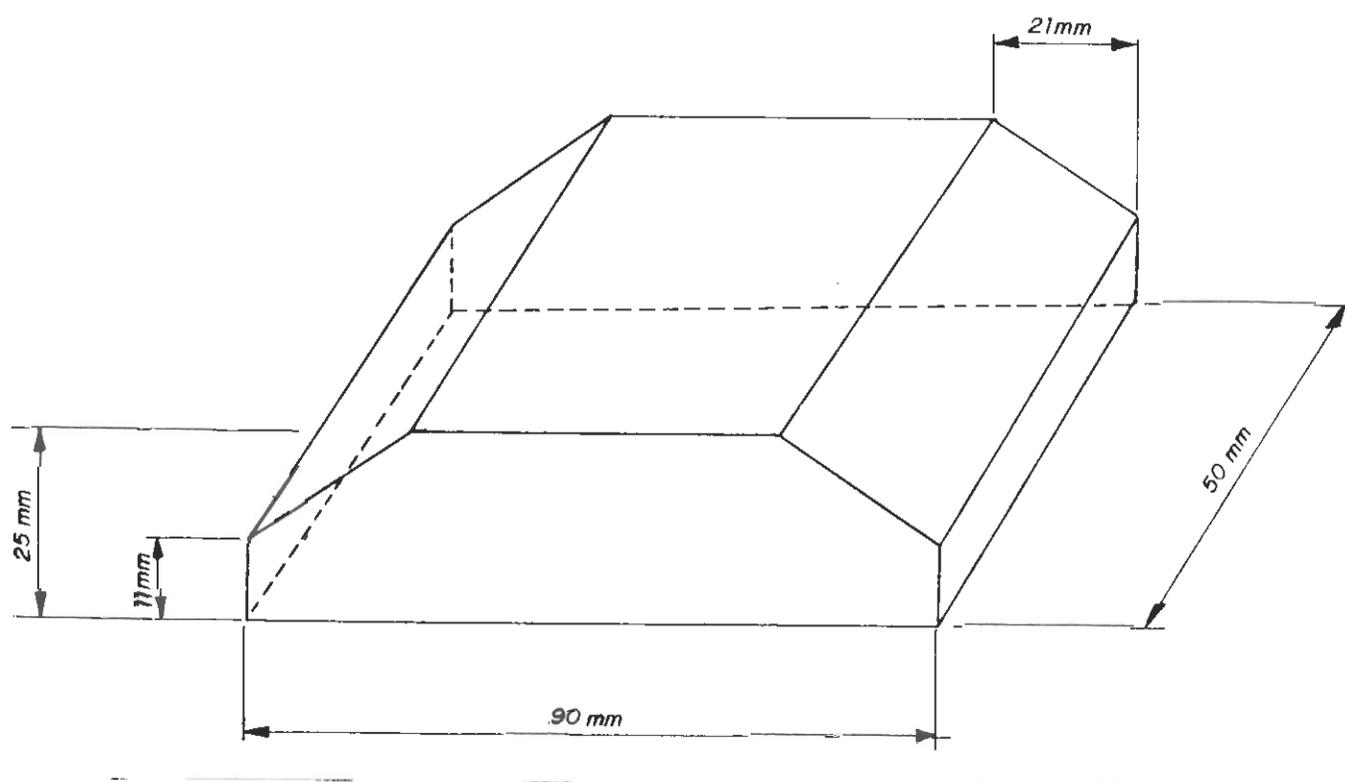


Fig. 29: Dimensões dos corpos de prova de laminação utilizados neste trabalho.

4.2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.2.1. Introdução

Foi escolhido o ensaio de laminação a quente neste trabalho graças à possibilidade de controle relativamente fácil que ele oferece sobre a evolução de temperatura e etapas de deformação aplicadas no corpo de prova, as quais são muito semelhantes ao processo de Laminação de Tiras a Quente.

Os ensaios de laminação consistiram em se aquecer o corpo de prova com um termopar inserido até a temperatura de austenitização, encharcá-lo e deformá-lo em cinco passes segundo um esquema pré-determinado de reduções. Após a laminação a quente o corpo de prova era resfriado em um dos vários meios de tempera disponíveis. Posteriormente foi retirada uma amostra da região central do material laminado para determinação da fração volumétrica de segunda "fase", tamanho de grão e dureza dos diversos constituintes da microestrutura através de análise metalográfica quantitativa. Além disso, parte do laminado foi reservado para a confecção de corpos de prova de tração através de usinagem.

Os parâmetros do ensaio de laminação estão listados abaixo, e esquematizados na fig. 30.

- temperatura de reaquecimento: 1200°C;
- tempo de encharque: 30 minutos;
- espessura inicial: 25 mm;
- número de passes: 5;

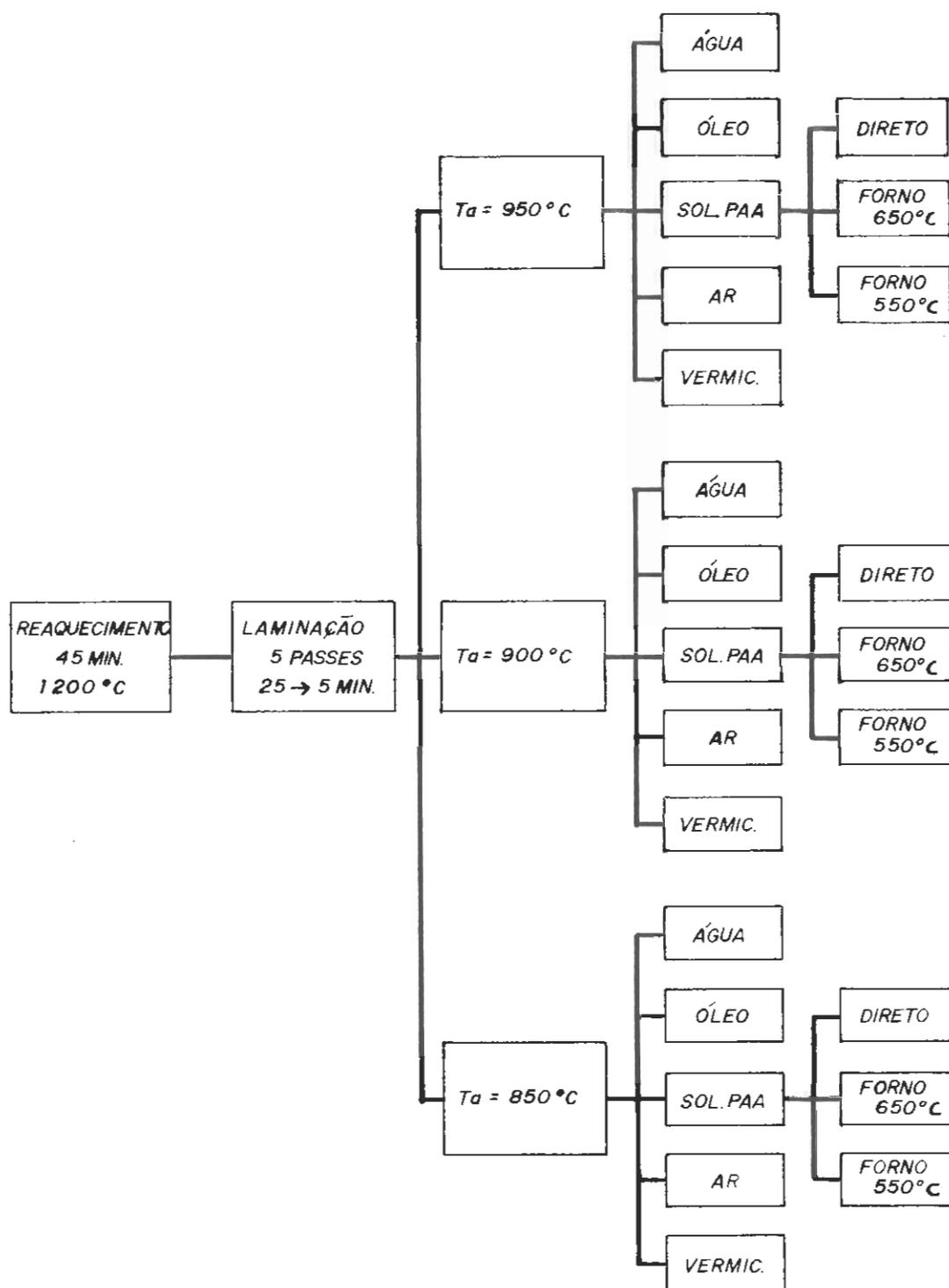


Fig. 30: Esquema dos parâmetros usados nos ensaios de laminação.

- espessura final: 5 mm;
- temperaturas de acabamento: 950/900/850°C;
- meios de têmpera: água/óleo/solução aquosa de poli-
acrilamida a 0,55%/ar/vermiculita/solução de polia-
crlamida até 650/550°C seguida de resfriamento em
forno previamente aquecido a essa temperatura;
- diâmetro dos cilindros: 129 mm;
- velocidade dos cilindros: 58 rpm.

4.2.2. Reaquecimento

O reaquecimento dos corpos de prova de laminação foi realizado no mesmo forno utilizado para o aquecimento das barras forjadas para a laminação de desbaste, como descrito no ítem 4.1.

Verificou-se, através de ensaios preliminares de laminação, que para se conseguir a temperatura máxima de 950°C no final de laminação os corpos de prova teriam de ser reaquecidos a 1200°C. Esta foi a temperatura fixada para o reaquecimento das amostras, a qual promove rápida austenitização e homogeneização do aço, mas acarretando também um maior crescimento de grão⁽²⁾.

Após a estabilização do forno a 1200°C o corpo de prova era enforado e posicionado no centro do forno com o intuito de se evitar flutuações de temperatura.

Monitorou-se continuamente a temperatura do corpo de prova através de um termopar tipo K (cromel-alumel) encapsulado em tubo de aço inoxidável com diâmetro de 3,0 mm e com isolamento mineral. Este termopar estava inserido no centro do corpo de prova e ligado a um registrador gráfico de um canal marca LEEDS & NORTHROP, modelo SPEEDOMAX W, com velocidade de carta de 0,635 cm/s, o qual registrou o sinal elétrico proveniente do termopar na forma de um gráfico milivoltagem versus tempo. O termopar também estava acoplado a um pirômetro digital marca GULTON, modelo TASTOTHERM 1200, o qual fornecia diretamente a temperatura instantânea do corpo de prova, compensando eletronicamente a junta fria do termopar.

O tempo de encharque após o corpo de prova atingir 1200°C foi fixado em 30 minutos, o que é suficiente para a austenitização e homogeneização do corpo de prova^(1,2,5).

Terminado o período de encharque o corpo de prova era desenformado e submetido ao esquema de passes pré-estabelecido no laminador. Alguns corpos de prova foram temperados em água imediatamente após o desenformamento para que se pudesse determinar posteriormente o tamanho de grão austenítico desenvolvido durante esse tratamento.

4.2.3. Laminação

O ensaio de laminação foi efetuado no mesmo laminador utilizado na laminação de desbaste das barras forjadas, conforme descrito no ítem 4.1. Os cilindros de laminação utilizados tinham diâmetro de 129 mm e a velocidade destes foi mantida constante em 58 rpm durante todo o ensaio. Essa foi a máxima velocidade possível para se efetuar o ensaio sem que ocorresse sobrecarga e problemas de mordida, particularmente no primeiro passe.

O ensaio foi efetuado com o laminador operando no modo reversível, objetivando-se um intervalo de tempo entre passes mínimo, apenas o estritamente necessário para se efetuar o posicionamento manual do cilindro superior de laminação para o próximo passe.

Durante a laminação foram cronometrados os intervalos de tempo entre o desenformamento e o primeiro passe, entre os passes e entre o último passe e a têmpera do corpo de prova laminado. A temperatura do corpo de prova era continuamente registrada, através do termopar inserido, no registrador e no pirômetro digital.

Foram selecionadas tres temperaturas de final de laminação: 950, 900 ou 850°C, com o objetivo de se estudar seu efeito na microestrutura e propriedades mecânicas do material. Esta faixa de temperaturas foi escolhida tendo em vista a obtenção de uma microestrutura final com grãos relativamente finos e sem serem orientados pela deformação aplicada. Em função desse fato foi necessário estabelecer um período de espera no ensaio de

laminação após o segundo passe. A duração desse intervalo de tempo foi maior para as temperaturas de acabamento menores. Desse modo, os dois passes iniciais podem ser considerados como sendo uma etapa de esboçamento, onde a recristalização da austenita entre os passes de laminação ocorre de forma plena^(2,74). Tal estágio está separado da etapa de acabamento, ou seja, os tres passes finais, pelo período de espera. Conforme a sugestão de TANAKA⁽⁷⁴⁾, a espessura inicial da etapa de acabamento é cerca de tres vezes superior à espessura final.

A tabela III e a fig. 31 mostram os dados nominais relativos aos esquemas de laminação de esboçamento e acabamento para as tres temperaturas objetivadas de final de laminação. Nesta tabela o tempo de espera indicado entre as duas etapas de laminação se refere a um acréscimo a ser feito ao tempo relativo ao posicionamento manual do cilindro superior. Ensaios prévios de laminação indicaram a ocorrência de recalescência no aço bifásico abaixo de 900°C, provavelmente devido ao início da reação ferrítica, pois, de acordo com CHOQUET et alii⁽⁷⁵⁾

$$A_{rg} = 902 - 527 \%C - 62 \%Mn + 60 \%Si \quad (2)$$

onde % X = porcentagem em peso do elemento X

o ponto A_{rg} do aço laminado aqui estudado é igual a 902°C. Tal fenômeno teve de ser levado em conta na determinação do tempo de espera do esquema de laminação com temperatura de acabamento objetivada de 850°C. Essa recalescência não foi detectada nos en-

saídos preliminares de laminação usando aço comum com 0,18% C e 0,80% Mn.

	PASSE	TEMPO (s)	TEMPERATURA (°C)	ESPESSURA (mm)	REDUÇÃO (%)
ESBOÇAMENTO	1	7	1174	19,5	22
	2	18	1120	14,5	26
ACABAMENTO	3	29	1074	10,0	31
$T_a=950^{\circ}\text{C}$	4	37	999	7,5	25
espera: 0s	5	44	948	5,0	33
ACABAMENTO	3	37	1022	10,0	31
$T_a=900^{\circ}\text{C}$	4	44	968	7,5	25
espera: 8s	5	52	902	5,0	33
ACABAMENTO	3	47	947	10,0	31
$T_a=850^{\circ}\text{C}$	4	58	900	7,5	25
espera: 18s	5	67	853	5,0	33

Tab. III: Dados nominais dos esquemas de laminação utilizados.

Após o ensaio de laminação os corpos de prova laminados eram transferidos até o meio de têmpera. Essa operação levou

de 4 a 8 segundos.

Com o objetivo de se determinar o tamanho de grão austenítico ao longo do ensaio de laminação uma amostra foi temperada imediatamente após a etapa de esboçamento, a cerca de 1060°C. Outra amostra foi temperada após a etapa de espera, a 950°C, cerca de 29 s após o término da etapa de esboçamento.

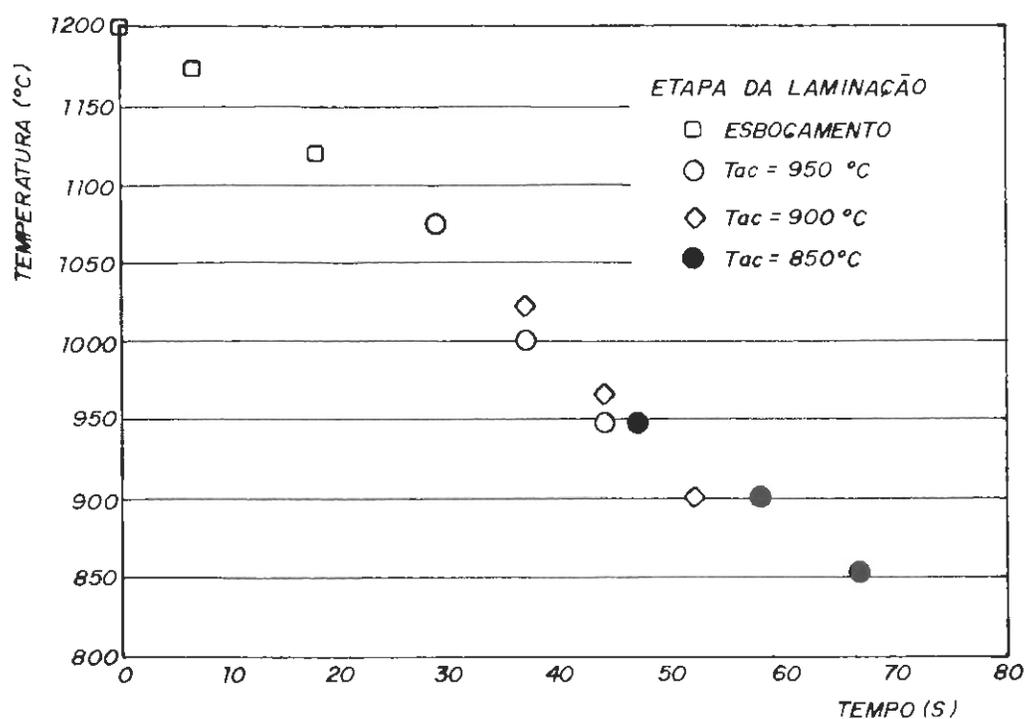


Fig. 31: Evolução nominal da temperatura durante o ensaio de laminação.

4.2.4. Resfriamento

Para se alcançar os objetivos deste trabalho foram escolhidos cinco meios de resfriamento para as amostras laminadas a quente, de modo a possibilitar a observação do comportamento da transformação do aço estudado dentro de uma faixa relativamente larga de velocidades de resfriamento. Os meios de têmpera utilizados foram água, óleo, soluço de 0,55% de poliacrilamida em água, ar ou vermiculita, em ordem decrescente de severidade de têmpera.

Disponha-se desse modo de dois meios de resfriamento severos - água e óleo - e dois brandos - ar e vermiculita. A escolha da soluço de poliacrilamida em água serviu para se estabelecer um meio de resfriamento intermediário. A poliacrilamida aqui utilizada foi da marca NALCO, fórmula 7174, que   um polímero de alto peso molecular que forma soluço ani nica de alta viscosidade com a água - aproximadamente 1000 cp para teores de 0,5% em peso, de acordo com ZAKHEMELDIN et alii⁽⁷⁶⁾. Ensaios preliminares demonstraram que a concentra o de 0,55% de poliacrilamida em água permite a obten o de uma taxa média de resfriamento intermediária   do óleo e do ar.

Algumas amostras foram submetidas a um esquema de resfriamento semelhante ao que ocorre na Lamina o de Tiras a Quente. Ele consistiu no resfriamento inicial das amostras laminadas na soluço de 0,55% de poliacrilamida em água, as quais tinham sua evolu o de temperatura monitorada através do termopar inserido. A têmpera era interrompida quando a amostra alcançava a

chamada temperatura de "bobinamento", que neste trabalho foram duas: 650 ou 550°C. A amostra tinha então seu termopar seccionado e era imediatamente colocada num forno de marca HOSKINS, com 3,3 kW de potência, 220 V e temperatura máxima de 800°C, previamente aquecido à temperatura de bobinamento selecionada. Após o enforamento as amostras foram encharcadas a essa temperatura durante uma hora, e em seguida o forno foi desligado com as amostras laminadas em seu interior, até que elas atingissem a temperatura ambiente. A velocidade de resfriamento a que a amostra foi submetida dentro do forno foi de aproximadamente 100°C/h. Este esquema de resfriamento pode ser visto esquematicamente na fig. 32.

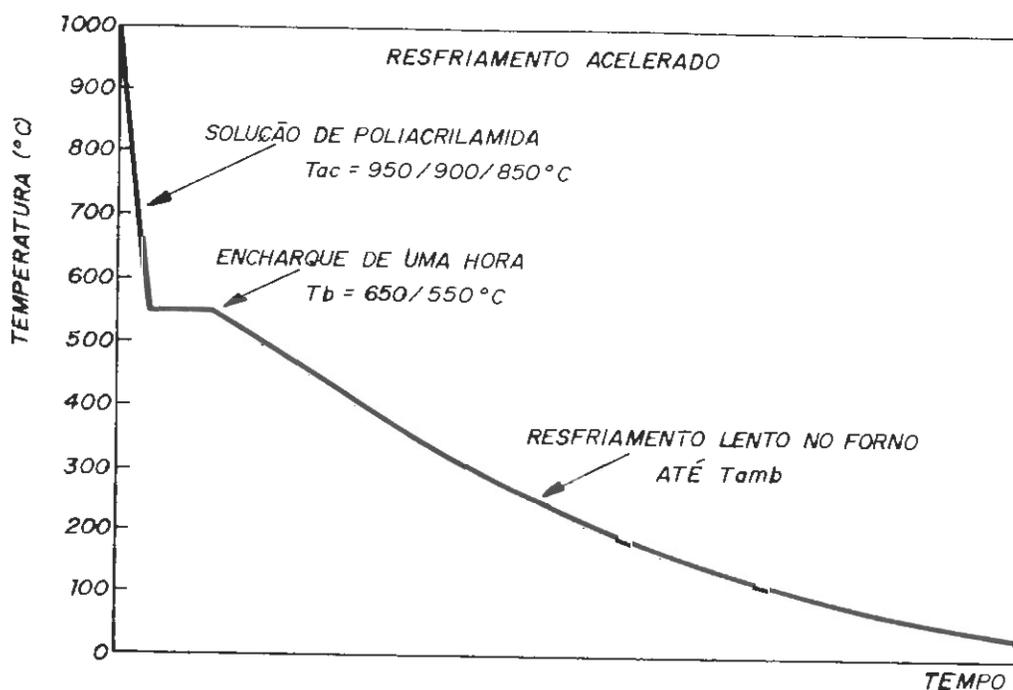


Fig. 32: Esquema do resfriamento escalonado, semelhante à evolução de temperatura durante o resfriamento do material processado no Laminador de Tiras a Quente.

A tabela IV mostra a velocidade de resfriamento para cada meio de têmpera utilizado, através da velocidade de resfriamento a 700 C conforme sugerido por ELDIS et alii⁽⁵⁾, e também pelo tempo de resfriamento entre 800 e 500 C, de acordo com LOTTER et alii⁽³⁸⁾.

Meio de Têmpera	Velocidade de Resfriamento a 700�C (�C/s)	Intervalo de Tempo entre 800 e 500�C (s)
�gua	200	1,5
�leo	38	8,0
poliacrilamida	12	29,0
ar	5	131,0
vermiculita	0,5	500,0

Tab. IV: Severidade de têmpera dos diversos meios de resfriamento utilizados. Dados sobre água e óleo estimados a partir de LOTTER et alii⁽³⁸⁾; demais dados medidos experimentalmente.

Os dados relativos ao resfriamento em soluço aquosa de poliacrilamida, ar e vermiculita foram determinados experimentalmente a partir dos dados de temperatura coletados pelos termopares e registrados em papel milimetrado. Contudo, a velocidade de resfriamento proporcionada pela água ou óleo foi alta de-

mais para ser medida com precisão através da instrumentação utilizada. Os dados referentes a esses meios de têmpera constantes na tabela IV são estimativas feitas a partir dos dados de LOTTER et alii(38), os quais são mostrados na fig. 33.

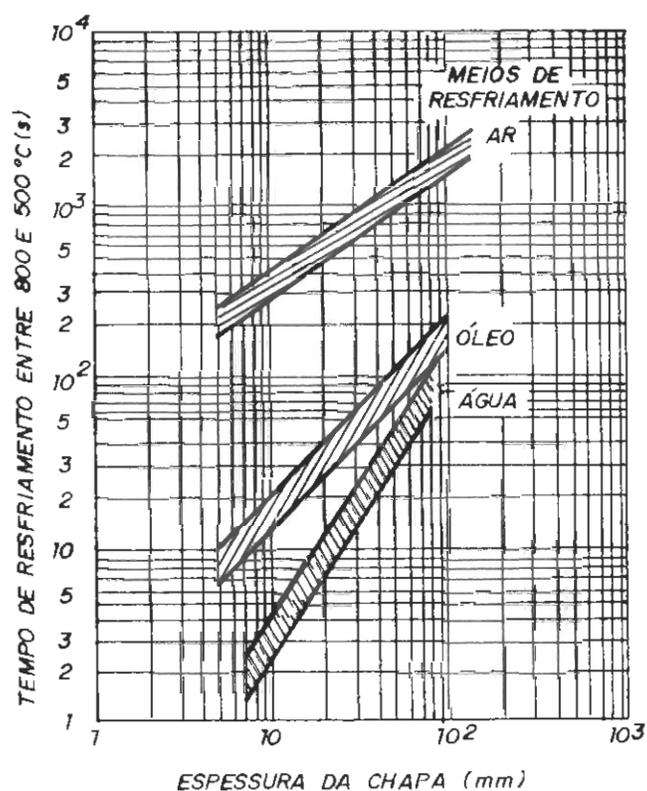


Fig. 33: Relação entre a espessura de chapa e o tempo de resfriamento em diferentes meios de têmpera, de acordo com LOTTER et alii(38).

4.3. ANÁLISE METALOGRAFICA

4.3.1. Introdução

As amostras para análise metalográfica foram retiradas da região central do laminado, como mostra a fig. 34. A seguir elas foram preparadas para a análise metalográfica através de corte, embutimento com baquelite, lixamento na sequência #180, #240, #320, #400 e #600 e polimento em pasta de diamante com granulometria de 6, 3 e 1 microns, sucessivamente.

O microscópio ótico utilizado foi da marca CARL ZEISS JENA, modelo NEOPHOT 30.

A análise metalográfica foi efetuada na seção transversal dos corpos de prova. Dada a importância do condicionamento da austenita no desenvolvimento da microestrutura final (2,44-46) foram determinados os tamanhos de grão austenítico após reaquecimento, esboçamento e laminação, ou seja, dos corpos de prova temperados em água após o reaquecimento ou laminação com temperatura de acabamento igual ou superior a 950°C. Em todas as amostras foi também determinada a fração volumétrica de segunda "fase" dura presente na microestrutura e o tamanho de grão da fase matriz e da segunda "fase". Estes procedimentos visaram quantificar a influência dos parâmetros do ensaio de laminação sobre a microestrutura. Além disso, foi medida a dureza Vickers com carga de 25 g de todos os constituintes presentes na microestrutura, para auxiliar em sua identificação e constatar o efeito da variação dos parâmetros do ensaio de laminação sobre eles.

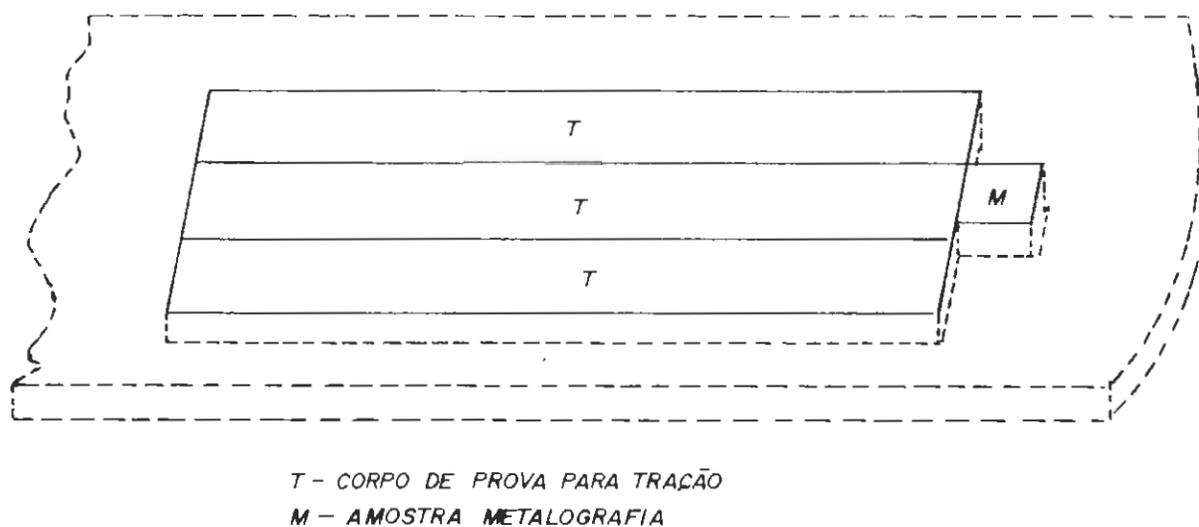


Fig. 34: Esquema da retirada dos corpos de prova para os ensaios metalográficos e mecânicos.

4.3.2. Determinação do Tamanho de Grão Austenítico

Para o delineamento dos contornos de grão austeníticos nas amostras temperadas em água utilizou-se o reativo cuja composição está indicada na tab. V.

O procedimento para o ataque consistiu em se recobrir a amostra previamente polida com uma película de agente molhante neutro, designado comercialmente como TEEPOL, e em seguida aplicar o reativo impregnado em um chumaço de algodão, o qual era esfregado nos corpos de prova durante aproximadamente 75 s. Após o

Quantidade	Reagente
100 ml	Água Destilada
2 g	Ácido Pícrico
2 g	Cloreto Férrico

Tab. V: Composição do reativo utilizado para a revelação dos contornos de grão austeníticos.

ataque as amostras eram lavadas em água e secas.

Utilizou-se o método de Hilliard para a determinação do tamanho de grão austenítico, de acordo com a norma ASTM E-112⁽⁷⁷⁾. Ele consiste na superposição de um círculo de comprimento conhecido sobre a imagem da superfície a ser medida e contagem das intersecções dos contornos de grão com o círculo. A partir desses dados o tamanho de grão pode ser calculado pela fórmula

$$\overline{d\gamma} = \frac{L_T}{P_L \times M} \quad (3)$$

onde:

- $\overline{d\gamma}$ = diâmetro médio do grão austenítico;
- L_T = comprimento total da Linha Teste;
- P_L = número de intersecções da Linha Teste com o contorno de grão;

M = aumento.

O círculo utilizado tinha um raio de 4,0 mm, o que resultou num comprimento total de Linha Teste de 25,1327 mm. O aumento que foi aplicado em cada amostra foi selecionado de forma que se obtivesse pelo menos 35 intersecções por aplicação do círculo.

A precisão do tamanho de grão obtido a partir de várias medidas foi calculada a partir da fórmula abaixo^(78,79), com 95% de confiança:

$$\% p = \frac{200 \times \sqrt{\quad}}{\bar{d} \times \sqrt{n}} \quad (4)$$

onde: % p = precisão obtida;
 $\sqrt{\quad}$ = desvio-padrão da amostra;
 \bar{d} = média da amostra;
 n = número de medidas.

Por outro lado, o número total de medidas que devem ser efetuadas para se obter um determinado grau de precisão com o mesmo nível de confiança de 95% é dado pela equação

$$n_r = \frac{200 \times \sqrt{\quad}}{\%p_r \times \bar{d}} \quad (5)$$

onde: n_r = número de medidas requerido;
% p_r = precisão requerida.

Adotou-se neste trabalho a precisão mínima de 5% de desvio do valor médio. Ou seja, para cada amostra foram feitas n_r medidas para que o desvio do valor da média do tamanho de grão encontrado fosse de, no máximo, 5%. Esse valor foi escolhido de forma a garantir um grau de precisão relativamente alto a partir da contagem de um número factível de campos metalográficos.

A evolução do tamanho de grão austenítico ao longo do ensaio de laminação a quente foi determinado a partir de corpos de prova processados da seguinte forma:

- a) encharque de 30 minutos a 1200°C seguido de têmpera em água; neste caso a espessura dos corpos de prova foi de 25 mm, igual ao valor inicial de espessura dos corpos de prova destinados ao ensaio de laminação;
- b) encharque de 30 minutos a 1200°C, seguido de laminação em dois passes até que seja atingida a espessura de 14,5 mm e têmpera em água a 1070°C; isto corresponde à condição encontrada após a etapa de esboçamento sem período de espera que se verifica nas amostras submetidas a temperatura de acabamento objetivada de 950°C;
- c) igual ao item b), mas com aplicação de um período de espera de

30 segundos após a laminação de esboçamento, o que acarreta têmpera em água a cerca de 950°C. Isto corresponde à condição encontrada após a etapa de esboçamento com período de espera, que é típica das amostras que devem ter temperatura de acabamento objetivada de 850°C.

d) igual ao item b), mas com laminação em cinco passes até a espessura de 5,0 mm e têmpera em água a partir de temperatura de acabamento igual a 950°C.

A determinação do tamanho de grão austenítico para temperaturas de acabamento menores que 950°C para a condição d) não foi possível devido à grande quantidade de ferrita formada na microestrutura, o que impediu a revelação dos contornos de grão austeníticos pelo reagente metalográfico.

4.3.3. Determinação da Fração Volumétrica de Segunda "Fase"

A revelação da segunda "fase" nas amostras que apresentaram microestrutura bifásica foi efetuada com ataques metalográficos diferentes conforme sua morfologia.

Nas amostras em que a segunda "fase" era constituída de martensita ou bainita granular foi utilizado o ataque de Le Pera⁽⁸⁰⁾, o qual ataca de forma diferenciada os diversos consti-

tuíntes presentes na microestrutura: a ferrita assume cor bronzeada, a perlita cor preta e a martensita não é atacada, permanecendo branca. Os contornos de grão não são revelados. A composição dos reativos para este ataque pode ser vista na tabela VI. O ataque é efetuado misturando-se quantidades iguais das soluções de picral e metabissulfito de sódio e imergindo imediatamente a amostra na mistura durante cerca de 7 s. A seguir ela foi lavada com álcool etílico.

Nas amostras onde a segunda "fase" era constituída de perlita utilizou-se como ataque Picral a 4% devido ao baixo contraste na microestrutura proporcionado pelo ataque de Le Pera. Este ataque também não revelou os contornos de grão e mostrou a ferrita com cor branca e a perlita com cor preta. O ataque foi efetuado por imersão da amostra na solução por aproximadamente 45 s. A seguir a amostra foi lavada com álcool etílico.

A determinação da fração volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura foi efetuada de acordo com a norma ASTM E-562⁽⁸¹⁾. Esta norma recomenda a análise da seção normal à direção preferencial em materiais com microestrutura anisotrópica para se diminuir o erro da medida. Por isso, analisou-se neste trabalho a seção transversal à direção de laminação dos corpos de prova. Outra recomendação é a utilização de ataques metalográficos que atribuam cores aos constituintes da microestrutura através da deposição de substâncias sobre eles ("tint etching") ao invés dos ataques que apenas formam relevo através de corrosão preferencial. Isto se deve ao fato de o contraste entre os constituintes no primeiro caso ser melhor, tornando as medidas mais

	Quantidade	Reagente
Solução 1	96 ml	Alcool Etílico
	4 g	Ácido Pícnico
Solução 2	98 ml	Água Destilada
	2 g	Metabissulfito de Sódio

Tab. VI: Composição dos reativos do ataque de Le Pera, utilizado para revelação de segunda "fase" bainítica e martensítica(80).

confiáveis. Por isso foi adotado neste trabalho, sempre que possível, o ataque de Le Pera para a determinação da fração volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura.

A medição da fração volumétrica foi efetuada através da superposição de uma rede sobre a imagem da superfície a ser analisada e a contagem do número de pontos da rede que se localizam sobre os grãos de segunda "fase". Sua fração volumétrica foi então calculada pela fórmula (6):

$$f_{\beta} (\%) = \frac{P_p}{P_t} \times 100 \quad (6)$$

onde: f_{β} = fração volumétrica de segunda "fase";

P_p = número de intersecções entre os pontos da grade e a segunda "fase";

P_t = número total de pontos na rede.

A rede utilizada tinha um total de 121 pontos. O aumento utilizado para a análise de cada amostra era selecionado de forma a atender o critério de Hilliard citado na norma ASTM E-562⁽⁸¹⁾, ou seja, apenas um ponto da rede deve cair sobre a mesma porção de segunda "fase" presente na microestrutura.

A precisão da fração volumétrica determinada a partir de várias medidas e o tamanho de amostra requerido para uma dada precisão foram calculados aplicando-se as equações (4) e (5) a este caso. A precisão mínima requerida também foi de 5%.

4.3.4. Determinação do Tamanho de Grão da Fase Matriz e da Segunda "Fase"

A revelação dos contornos de grão das amostras com microestrutura bifásica foi realizada através do ataque da superfície polida da amostra com Nital a 5% por imersão durante 35 s, seguida de enxague com álcool etílico.

A determinação do tamanho de grão dos dois constituintes presentes na microestrutura foi efetuado através da extensão do método de Hilliard às microestruturas com dois constituintes, conforme descrito por LANZILOTTO & PICKERING⁽⁹⁾, UNDER-

WOOD⁽⁷⁸⁾, PADILHA & AMBRÓZIO⁽⁷⁹⁾ e CRIBB⁽⁸²⁾. O procedimento é similar ao descrito no ítem 4.3.2., mas neste caso torna-se necessário discriminar o tipo de contorno que faz intersecção com a linha-teste.

Considerando-se α como fase matriz e β como a segunda "fase", a partir dos dados medidos calcula-se inicialmente o número de objetos interceptados pela linha-teste pelas fórmulas (7a) e (7b).

$$N_{L\alpha} = \frac{2 P_{L\alpha\alpha} + P_{L\alpha\beta}}{2} \quad N_{L\beta} = \frac{2 P_{L\beta\beta} + P_{L\alpha\beta}}{2}$$

(7a) (7b)

onde:

- $N_{L\alpha}$ = número de objetos relativos a fase α interceptados pela linha-teste;
- $N_{L\beta}$ = número de objetos relativos a segunda "fase" β interceptados pela linha-teste;
- $P_{L\alpha\alpha}$ = número de intersecções dos contornos de grão da fase α com a linha-teste;
- $P_{L\beta\beta}$ = número de intersecções dos contornos de grão da segunda "fase" β com a linha-teste;
- $P_{L\alpha\beta}$ = número de intersecções dos contornos entre α e β com a linha-teste.

A partir de $N_{L\alpha}$ e $N_{L\beta}$ pode-se calcular o diâmetro médio dos grãos α e β através das fórmulas (8a) e (8b), respectivamente.

$$\bar{d}_{\alpha} = \frac{(1-f_{\beta}) LT}{N_{L\alpha} M} \quad (8a) \quad \bar{d}_{\beta} = \frac{f_{\beta} LT}{N_{L\beta} M} \quad (8b)$$

onde: \bar{d}_{α} = diâmetro médio do grão da fase matriz;
 \bar{d}_{β} = diâmetro médio do grão da segunda "fase";
 f_{β} = fração volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura.

O círculo e as condições de medição aplicadas neste caso foram análogas às utilizadas na determinação do tamanho de grão austenítico, conforme relatado no ítem 4.3.2.

O cálculo da precisão obtida e do número de campos necessários para um dado grau de precisão foi efetuado através das equações (4) e (5) respectivamente. Novamente adotou-se valor máximo de 5% para o desvio do valor médio. Desse modo, mediu-se um número de campos suficiente para que os valores do tamanho de grão médio de ambas os constituintes apresentassem simultaneamente esse grau de precisão mínimo.

4.3.5. Determinação da Dureza Vickers dos Constituintes Presentes na Microestrutura

A determinação da dureza dos constituintes isolados na microestrutura foi efetuada nas amostras polidas e atacadas com Nital 5%, conforme já descrito no ítem 4.3.4. Este ensaio foi efetuado de acordo com a Norma ASTM E-384(83).

Procedeu-se ao ensaio posicionando-se primeiramente a máquina sobre o constituinte que teria sua dureza medida. A seguir era aplicado um penetrador piramidal de diamante para dureza Vickers com uma carga de 25 g sobre o ponto previamente selecionado, durante 18 segundos. A seguir o penetrador era removido e as diagonais da impressão piramidal na amostra eram medidas com auxílio de um retículo. A partir dos valores das diagonais era calculada a dureza Vickers de acordo com a fórmula

$$HV_{0,025} = 1,8544 \frac{P}{\bar{d}_v} \quad (9)$$

onde: $HV_{0,025}$ = dureza Vickers;
 P = carga utilizada, em quilogramas;
 \bar{d}_v = média das diagonais medidas, em microns.

As medidas foram efetuadas num microdurômetro marca ZWICK, modelo 3212. O valor de carga utilizado - 25 g - foi selecionado de forma que se produzisse uma impressão de maior tamanho

possível mas que não ultrapassasse os contornos do constituinte medido, de modo a garantir a precisão dos valores das diagonais medidos opticamente, obtendo-se dessa forma um valor representativo de dureza. O aumento utilizado na medição das diagonais foi de 600 vezes.

4.4. ENSAIO DE TRAÇÃO

As amostras para o ensaio de tração foram retiradas da região útil do material laminado, fora da região entalhada do corpo de prova original, conforme mostra a fig. 34, e usinados até as dimensões especificadas da fig. 35, de acordo com a Norma ASTM A-370(84).

Conforme mostrado na fig. 34, os corpos de prova de tração são longitudinais, ou seja, seu eixo é paralelo à direção de laminação do material. A espessura de 3,0 mm foi escolhida devido a necessidade de se remover a camada oxidada e descarbonetada das amostras laminadas a quente e corrigir eventuais empenamentos. Essa camada foi igualmente removida nas faces superior e inferior da amostra.

O comprimento útil de 25 mm dos corpos de prova de tração foi dividido em cinco seções de 5,0 mm cada para se proceder à determinação do alongamento total após ruptura, conforme estabelecido na Norma ABNT NBR-6673(85).

Os ensaios de tração foram efetuados de acordo com a

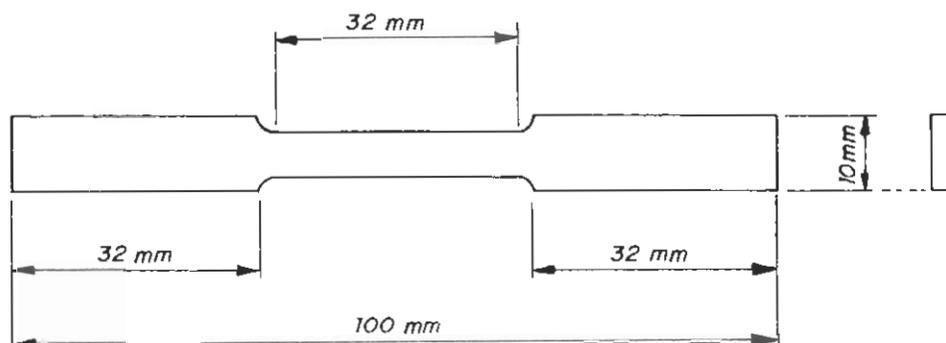


Fig. 35: Corpo de prova para tração, conforme Norma ASTM A-370⁽⁸⁵⁾. Escala 1:1.

norma ASTM A-370⁽⁸⁴⁾, em uma máquina de tração INSTRON TT-DM-L, equipada com célula de carga de 10000 kgf, extensômetro de 10 mm e velocidade de deslocamento do cabeçote de 1,0 mm/min. Portanto, a velocidade de deformação aplicada foi de aproximadamente $6,7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Os resultados obtidos no ensaio, em termos de carga e alongamento, foram registrados em papel milimetrado. Foram realizados tres ensaios de tração para cada chapa laminada, a fim de se maximizar a confiabilidade nos resultados obtidos.

Os parâmetros determinados no presente trabalho a partir dos resultados do ensaio de tração foram: limite de escoamento inferior ou a 0,2% quando não houve a ocorrência de pata-

mar, limite de resistência, alongamento de escoamento, uniforme e total e estrição total. A determinação dessas propriedades é fundamental para se analisar o efeito das variáveis do ensaio de laminação a quente sobre as características mecânicas do material, bem como verificar quais amostras atenderam aos requisitos mecânicos típicos dos aços com microestrutura bifásica.

CAPÍTULO V

RESULTADOS EXPERIMENTAIS

5.1. PARÂMETROS DOS ENSAIOS DE LAMINAÇÃO

A tabela VII mostra as condições efetivas de reaquecimento, laminação e têmpera dos ensaios efetuados. Nesta tabela temos que:

- . e_i = espessura inicial do corpo de prova, milímetros;
- . e_f = espessura final do corpo de prova, milímetros;
- . t_r = tempo de encharque durante o reaquecimento, minutos;
- . t_i = tempo em que ocorreu o passe de número i , contado a partir do instante do desenformamento do corpo de prova, segundos;
- . T_i = temperatura do corpo de prova durante o passe de número i , segundos;
- . t_p = intervalo de tempo entre o fim da laminação e a têmpera do corpo de prova, segundos;
- . T_p = temperatura em que ocorreu a têmpera, °C;
- . v = velocidade de resfriamento do meio de têmpera, °C/s.

A amplitude da variação da temperatura para os diversos passes, nos tres esquemas de laminação, foi da ordem de 15 a 35°C e foi mais acentuada nos dois primeiros passes em decorrência da maior variação do tempo de desenformamento, ou seja, no intervalo de tempo durante o deslocamento da amostra desde o forno de reaquecimento até o laminador laboratorial. As condições de temperatura dos dois primeiros passes - ou seja, da etapa de esboçamento - foi semelhante para todos os corpos de prova que fo-

C.P.	e _i (mm)	t _r (min)	PASSE 1		PASSE 2		PASSE 3		PASSE 4		PASSE 5		ef (mm)	meio	t _p (s)	TEMPERA (°C)	V (°C/s)
			t ₁ (s)	T ₁ (°C)	t ₂ (s)	T ₂ (°C)	t ₃ (s)	T ₃ (°C)	t ₄ (s)	T ₄ (°C)	t ₅ (s)	T ₅ (°C)					
101	25,6	30											25,6	água	4	1195	25,0
102	25,8	32											25,8	água	4	1194	25,0
201	25,2	30	8,0	1169									14,5	água	8	1070	60,0
202	25,4	32	7,5	1171									14,5	água	39	947	60,0
301	25,0	32	7,0	1175	19,0	1115	29,0	1073	37,0	1000	43,0	951	5,2	água	6	926	200,0
302	25,3	30	6,5	1179	17,0	1125	37,0	1021	44,0	968	53,0	899	5,2	água	8	870	200,0
303	25,1	30	6,5	1178	17,0	1124	28,5	1077	36,5	1002	44,5	946	5,3	água	6	922	200,0
304	25,0	30	6,0	1180	18,0	1123	47,0	950	57,0	907	66,0	855	5,2	água	7	822	200,0
401	25,0	30	6,5	1177	19,5	1113	30,5	1070	35,5	996	45,0	947	5,3	óleo	4	926	38,0
402	25,0	30	7,5	1170	20,0	1110	30,5	1068	35,0	998	44,5	949	5,3	óleo	5	923	38,0
403	25,3	30	6,0	1180	18,0	1117	29,0	1075	33,5	1007	43,0	959	5,4	óleo	5	933	38,0
404	25,1	30	6,5	1179	17,0	1122	51,0	945	57,0	908	67,0	854	5,2	óleo	5	837	38,0
405	25,0	30	8,0	1170	19,0	1115	35,5	1028	46,0	960	54,0	897	5,3	óleo	5	870	38,0
501	25,2	30	8,0	1169	19,0	1114	30,0	1072	37,5	995	45,0	945	5,3	PAR	4	924	11,0
502	25,0	30	11,0	1155	22,0	1102	36,0	1020	44,0	965	52,0	895	5,2	PAR	5	870	13,0
503	25,3	31	7,5	1168	19,0	1112	46,0	945	58,0	900	68,0	845	5,3	PAR	5	821	12,0
601	25,0	30	6,0	1181	17,5	1121	28,0	1077	36,0	1005	42,0	954	5,2	ar	0	954	3,8
602	25,0	30	6,5	1175	19,0	1115	46,5	950	56,5	906	65,0	856	5,1	ar	0	856	4,2
603	25,1	30	6,0	1181	17,0	1125	38,0	1023	45,0	970	52,0	905	5,1	ar	0	905	4,5
604	25,0	30	6,0	1180	17,5	1122	37,0	1025	44,5	975	52,5	900	5,2	ar	0	902	5,0
701	25,0	30	6,0	1181	17,0	1126	28,0	1078	36,0	1005	42,0	956	5,1	verm	4	935	0,6
702	25,1	30	6,5	1178	18,0	1121	49,0	942	58,0	898	65,0	856	5,2	verm	4	836	0,4
703	25,0	30	6,0	1180	18,0	1120	37,0	1025	43,5	972	51,0	907	5,2	verm	5	879	0,7
704	25,2	32	6,0	1181	17,0	1124	46,0	951	57,0	903	66,5	855	5,2	verm	4	833	0,5
705	25,3	30	7,0	1175	17,0	1125	36,5	1026	43,0	974	50,0	906	5,3	verm	5	988	0,6
801	25,0	31	6,0	1167	19,0	1114	30,0	1070	38,0	995	46,0	944	5,3	PAR+F650	5	921	12,570,028
802	25,0	30	6,5	1167	19,0	1114	36,0	1024	44,0	968	52,0	906	5,1	PAR+F650	5	885	11,070,028
803	25,0	30	8,0	1168	19,0	1115	49,0	948	60,0	901	68,0	855	5,3	PAR+F650	4	833	10,570,028
901	25,1	30	6,0	1181	18,5	1122	29,0	1069	36,0	1005	44,0	956	5,3	PAR+F550	5	930	13,070,028
902	25,0	30	7,0	1170	17,0	1126	35,0	1028	42,0	972	50,0	904	5,3	PAR+F550	5	880	12,570,028
903	25,0	30	5,5	1188	15,5	1130	50,0	942	59,0	995	68,0	856	5,3	PAR+F550	4	834	11,570,028

Tab. VII: Condições efetivas dos ensaios de resfriamento, laminação e temperatura para obtenção das amostras para estudo do tamanho de grão austenítico, microestrutura bifásica e propriedades mecânicas. Todos os dados expostos foram medidos, com exceção das velocidades de resfriamento em água ou óleo, as quais foram estimadas a partir dos dados de LOTTER et alii (38), e da velocidade de resfriamento dentro do forno, determinada a partir de dados obtidos em ensaios preliminares.

ram laminados. A partir do terceiro passe a evolução de temperatura variou em função da temperatura de acabamento visada, devido ao período de espera que se fez necessário entre o segundo e terceiro passe de laminação.

5.2. TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

A tabela VIII mostra os dados de tamanho de grão austenítico relativos à seção transversal da amostra. Nesta tabela temos que:

- . \bar{d}_g = valor médio do tamanho de grão austenítico, em microns;
- . \sqrt{d} = desvio-padrão das medidas, em microns;
- . P = precisão absoluta do valor médio do tamanho de grão austenítico, calculada pela equação (4);
- . n = número de campos da amostra em que foram efetuadas medidas do tamanho de grão austenítico.

A fig. 36 mostra graficamente os dados da tab. VIII. Observa-se a partir daí que a etapa de esboçamento reduziu praticamente à metade o tamanho de grão austenítico da amostra reaquelada. Contudo, o período de espera após o esboçamento levou a um aumento do tamanho de grão austenítico, o qual havia sido previamente refinado. Contudo, esse crescimento não foi suficiente para que se retomassem os valores iniciais após reaquelamento. Já

as amostras laminadas em cinco passes apresentaram o menor tamanho de grão austenítico, o que já seria de se esperar tendo em vista o maior grau e menor temperatura de deformação a quente a que foram submetidas.

AMOSTRA	\bar{d}_γ (μm)	σ_d (μm)	P (μm)	n
101	55,1	7,1	2,4	35
102	53,3	3,8	1,7	20
201	27,6	2,4	1,1	20
202	40,5	5,1	1,7	35
301	15,9	1,0	0,4	20
302	18,5	0,9	0,4	20

Tab. VIII: Tamanho de Grão Austenítico obtido ao longo do ensaio de laminação a quente.

5.3. MICROESTRUTURAS FINAIS OBTIDAS

5.3.1. Fração em Volume de Segunda "Fase"

A tabela IX apresenta as características das microestruturas obtidas e a fração volumétrica de segunda "fase" para os

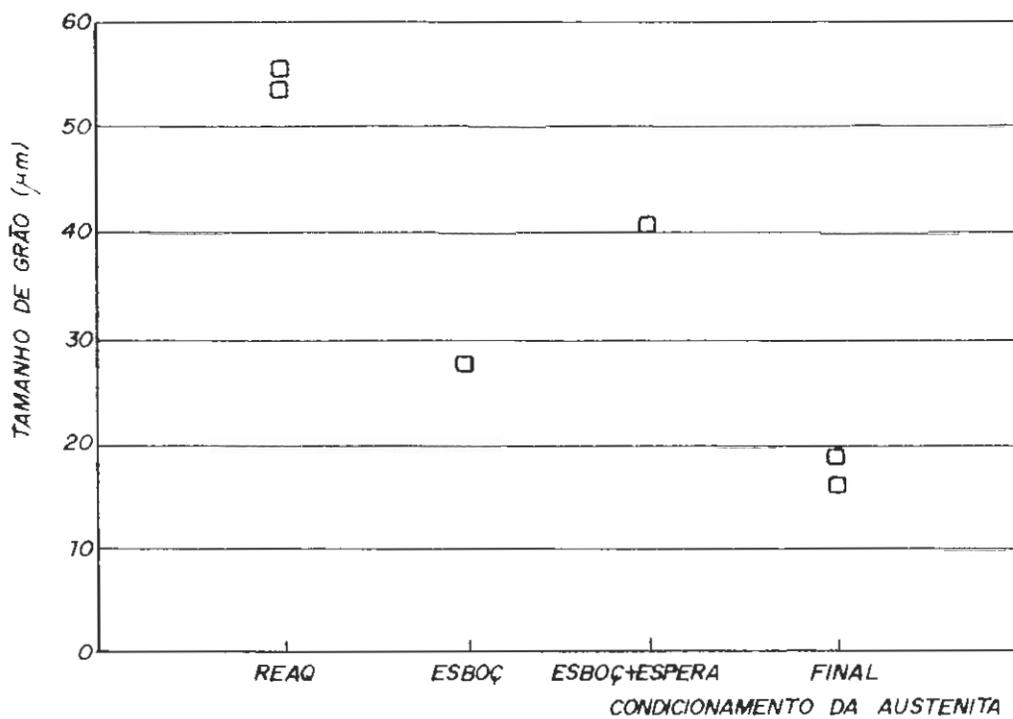


Fig. 36: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo do ensaio de laminação: após reaquecimento, esboçamento, esboçamento mais espera e após laminação completa em cinco passes com temperatura de acabamento de 950°C. Todas as amostras foram temperadas em água.

corpos de prova laminados de acordo com os parâmetros constantes na tabela VII.

Os símbolos usados na tabela IX são os seguintes:

- . \bar{f}_β = fração volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura, em porcentagem;
- . \sqrt{f} = desvio-padrão das medidas, em porcentagem;

AMOSTRA	DESCRIÇÃO DA MICROESTRUTURA	\bar{f}_f (%)	\sqrt{f}_f (%)	P (%)	n
301	Totalmente Bainítica	-	-	-	-
302	Matriz de Bainita + Ferrita	27,2	3,2	1,4	22
303	Totalmente Bainítica	-	-	-	-
304	Matriz de Ferrita + Bainita	40,7	4,1	1,9	19
401	Matriz de Ferrita + B + M	21,3	1,5	0,7	20
402	Matriz de Ferrita + B + M	15,3	3,1	0,8	68
403	Matriz de Ferrita + B + M	17,1	1,8	0,8	20
404	Matriz de Ferrita + B + M	17,2	3,0	0,9	51
405	Matriz de Ferrita + B + M	14,1	2,0	0,6	40
501	Matriz de Ferrita + B + M	10,3	1,4	0,4	40
502	Matriz de Ferrita + B + M	11,3	1,7	0,5	40
503	Matriz de Ferrita + B + M	11,9	1,9	0,6	40
601	Matriz de Ferrita + B + M	10,9	2,2	0,5	72
602	Matriz de Ferrita + B + M	12,1	1,8	0,6	40
603	Matriz de Ferrita + B + M	13,3	2,0	0,6	40
604	Matriz de Ferrita + B + M	11,0	2,5	0,5	82
701	Matriz de Ferrita + B + M	8,7	1,5	0,4	49
702	Matriz de Ferrita + B + M	12,3	2,1	0,6	52
703	Matriz de Ferrita + B + M	12,4	2,1	0,6	46
704	Matriz de Ferrita + B + M	13,0	2,4	0,6	56
705	Matriz de Ferrita + B + M	8,3	1,2	0,4	40
801	Matriz de Ferrita + Perlita	5,5	1,0	0,3	48
802	Matriz de Ferrita + Perlita	5,6	0,8	0,2	40
803	Matriz de Ferrita + Perlita	5,8	0,9	0,3	40
901	Matriz de Ferrita + Bainita	10,4	1,6	0,5	40
902	Matriz de Ferrita + Bainita	9,0	1,3	0,4	40
903	Matriz de Ferrita + Bainita	10,2	1,6	0,5	40

Tab. IX: Características das microestruturas finais obtidas e fração volumétrica da segunda "fase" para os corpos de prova laminados conforme as condições da tabela VII.

- . P = precisão absoluta do valor médio da fração volumétrica de segunda "fase", calculado pela equação (4);
- . n = número de campos da amostra em que foram efetuadas medidas de fração volumétrica de segunda "fase";
- . B = bainita;
- . M = martensita.

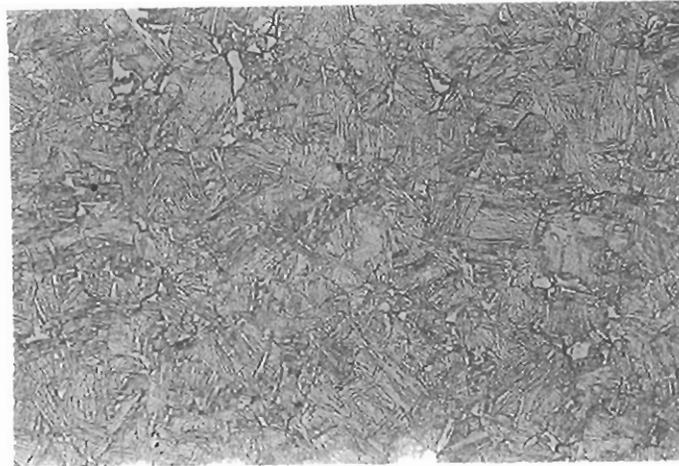
A figura 37 mostra a evolução da microestrutura a medida que a temperatura de acabamento é abaixada para as amostras resfriadas em água. Já a figura 38 mostra as microestruturas obtidas pelo resfriamento escalonado em solução de poliacrilamida seguida de enforamento a 650 ou 550°C.

Verifica-se a partir dos dados da tabela IX e das figuras 37 e 38 que as microestruturas obtidas foram constituídas de matriz de ferrita poligonal, sem alinhamento, e de segunda "fase" constituída de uma mistura de bainita e martensita. Entretanto, houveram algumas exceções: nos corpos de prova 801, 802 e 803 a segunda "fase" presente era perlita. Os corpos de prova 301 e 303 apresentaram microestrutura plenamente bainítica, enquanto que no corpo de prova 302 houve formação de ferrita como segunda fase numa matriz de bainita.

O ataque de Le Pera foi utilizado para se determinar a fração volumétrica de todos os corpos de prova, com exceção das amostras 801, 802 e 803, onde foi utilizado Picral a 5%.

Na maioria dos corpos de prova constatou-se a coexistência de bainita e martensita nos grãos de segunda "fase". Contudo, não foram determinadas as frações de cada constituinte de-

a) $T_a = 950^\circ\text{C}$



b) $T_a = 900^\circ\text{C}$



c) $T_a = 850^\circ\text{C}$

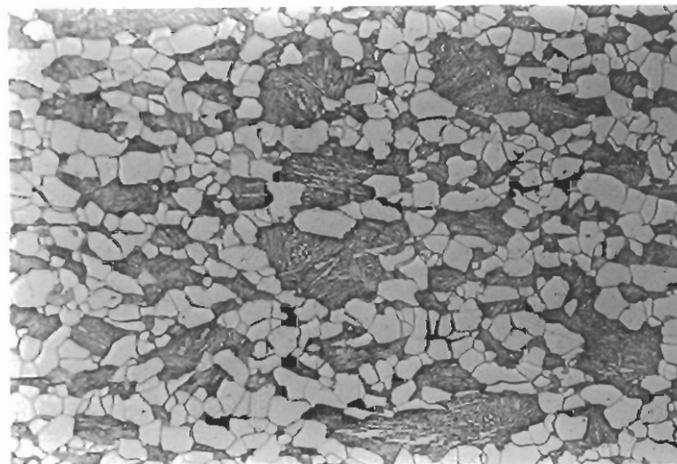
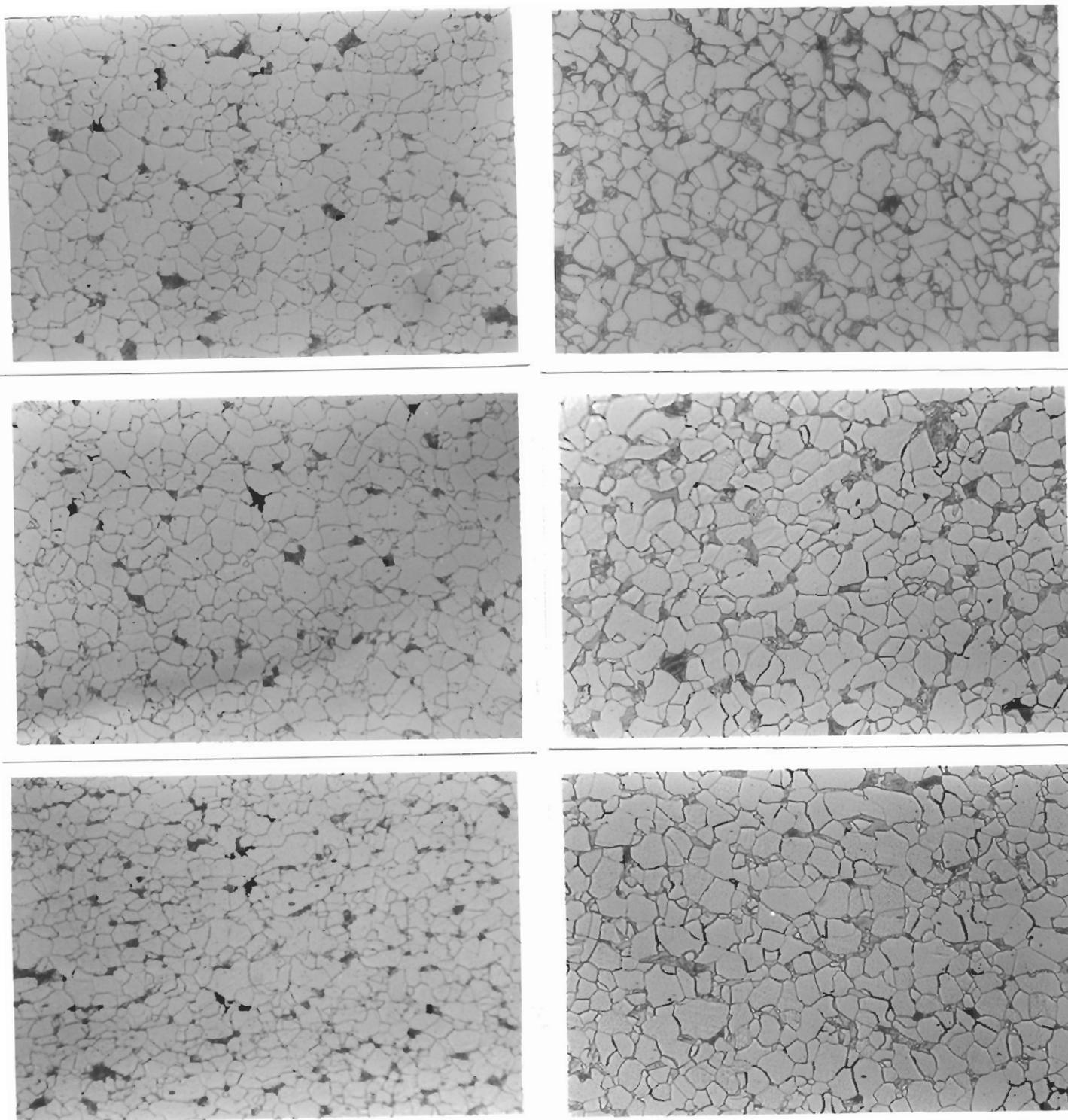


Fig. 37: Evolução da microestrutura final das amostras laminadas e temperadas em água conforme a temperatura de acabamento. Amostras a) 301, b) 302 e c) 304. Aumento: 400 x. Ataque: Nital 5%.



a) $T_b = 650^{\circ}\text{C}$

b) $T_b = 550^{\circ}\text{C}$

Fig. 38: Microestrutura final das amostras laminadas e submetidas a têmpera escalonada. Amostras a) 801, 802 e 803; b) 901, 902 e 903. Aumento: 400 x. Ataque: Nital 5%.

vido à fraca distinção entre eles proporcionada pelos ataques metalográficos e ao fato desta medição separada requerer um número de campos a serem observados muito elevado para que se mantivesse a precisão mínima de 5%.

De maneira geral, o ataque de Nital revelou a bainita granular como um constituinte nitidamente composto por um aglomerado de fases, enquanto que a aparência da martensita é mais homogênea, e por vezes com nervuras aciculares. Quando se utilizou o ataque de Le Pera a matriz ferrítica e a "ferrita bainítica" presente no interior da bainita granular assumiram coloração bronzeada, enquanto que tanto a martensita isolada com alto teor de carbono como a martensita presente na bainita granular não foram atacadas, permanecendo com coloração branca brilhante.

Nas amostras submetidas à têmpera direta, a diminuição da severidade de têmpera levou a uma redução na fração volumétrica de segunda "fase" dura, como pode ser visto na fig. 39. Por outro lado, verificou-se que a redução na temperatura de acabamento levou à diminuição na fração volumétrica de segunda "fase" apenas nas amostras resfriadas em água ou óleo, embora neste último caso essa influência não tenha sido muito acentuada. As amostras resfriadas nos demais meios de têmpera não apresentaram variações significativas na fração de segunda "fase" a medida que a temperatura de acabamento era abaixada, como se pode observar na fig. 40.

Quanto às amostras submetidas à têmpera escalonada verificou-se que quando a temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - foi de 650°C a fração de segunda "fase"

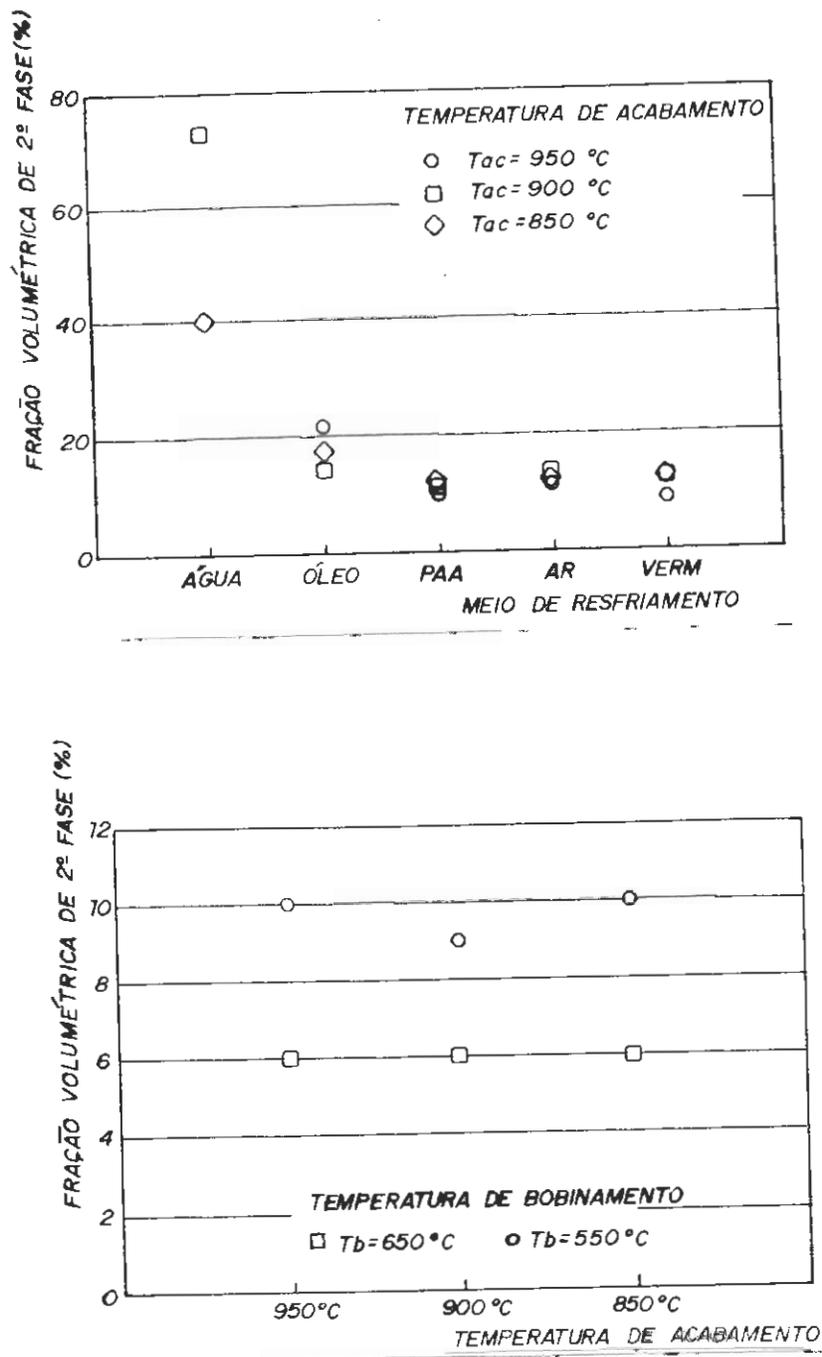


Fig. 39: Fração Volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, nas amostras submetidas à tēpera a) direta ou b) escalonada.

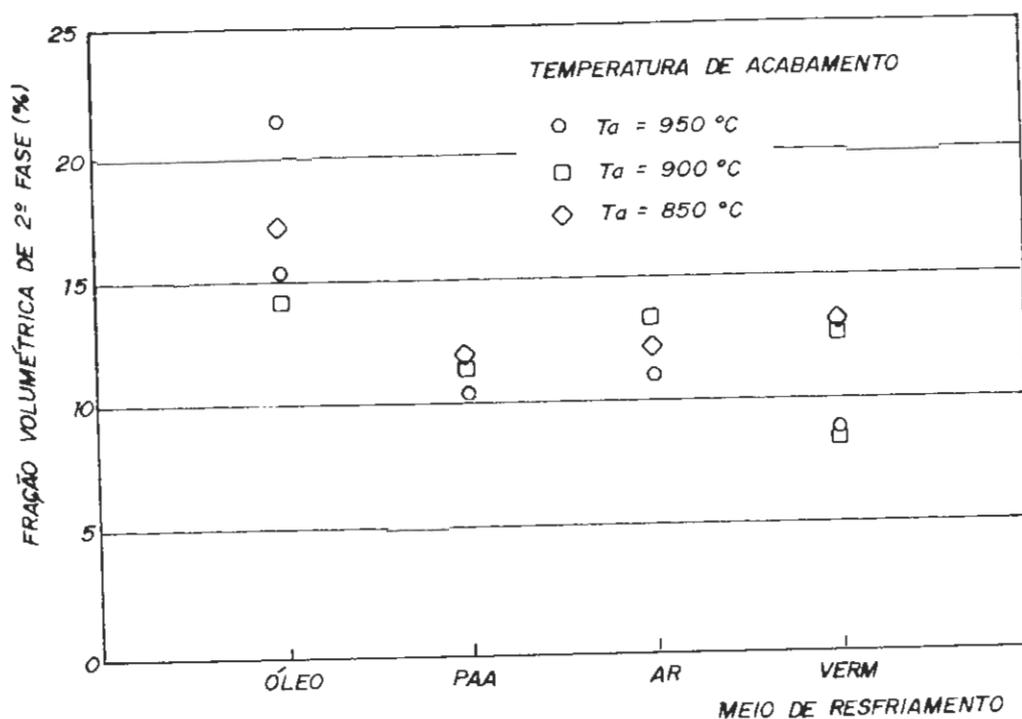


Fig. 40: Fração Volumétrica de segunda "fase" presente na microestrutura das amostras submetidas à tempera direta, com exceção das resfriadas em água, em função da temperatura de acabamento e meio de resfriamento aplicados no ensaio de laminação.

presente foi bem menor do que para a outra temperatura de "bobinamento" de 550°C, como mostra a fig. 39b. Também neste caso não foi observada influência da temperatura de acabamento sobre a fração de segunda "fase" presente na microestrutura.

5.3.2. Tamanho de Grão da Fase Matriz e da Segunda "Fase"

A tabela X mostra o tamanho de grão da fase matriz e da segunda "fase" para os corpos de prova laminados de acordo com os parâmetros constantes na tabela VII. Os símbolos usados na tabela X são discriminados a seguir:

- . \bar{D}_α = valor médio do diâmetro de grão da ferrita, em microns;
- . $\sqrt{D_\alpha}$ = desvio-padrão das medidas relativas à fase ferrítica, em microns;
- . P = precisão absoluta do valor médio do diâmetro de grão da ferrita, calculada pela equação (4);
- . \bar{D}_β = valor médio do diâmetro de grão da segunda "fase", em microns;
- . $\sqrt{D_\beta}$ = desvio-padrão das medidas relativas à segunda "fase", em microns;
- . P = precisão absoluta do valor do tamanho de grão da segunda "fase", calculada pela equação (4);
- . n = número de campos da amostra em que foram efetuadas medidas de tamanho de grão.

Não foram efetuadas medidas de tamanho de grão da fase matriz e de segunda "fase" nas amostras 301 e 303 pois sua microestrutura foi totalmente bainítica.

Tanto o aumento na velocidade de resfriamento como o abaixamento na temperatura de acabamento levaram ao refinamento

AMOSTRA	\bar{D}_{α} (μm)	$\sigma_{D_{\alpha}}$ (μm)	P (μm)	\bar{D}_{β} (μm)	$\sigma_{D_{\beta}}$ (μm)	P (μm)	n
302	4,9	1,0	0,2	17,1	3,2	0,7	78
304	6,3	0,8	0,3	9,6	1,1	0,4	27
401	8,3	0,8	0,2	7,4	1,1	0,3	41
402	8,0	0,7	0,3	5,3	0,7	0,3	27
403	9,7	0,7	0,3	6,5	0,8	0,3	25
404	6,4	0,6	0,2	5,6	0,9	0,3	40
405	6,6	0,6	0,2	4,7	0,6	0,2	40
501	8,1	0,7	0,2	4,5	0,6	0,2	40
502	7,8	0,8	0,2	4,7	0,7	0,2	40
503	8,0	0,8	0,3	4,9	0,7	0,2	40
601	12,9	1,2	0,3	7,6	1,7	0,4	86
602	8,2	0,8	0,3	6,1	0,9	0,3	35
603	9,1	1,0	0,2	8,2	2,0	0,4	100
604	9,2	1,0	0,3	5,7	0,9	0,3	40
701	14,8	1,7	0,4	8,1	1,7	0,4	72
702	9,2	0,9	0,2	7,1	1,5	0,4	72
703	10,6	0,9	0,2	8,8	1,6	0,4	61
704	9,2	0,8	0,2	8,3	1,4	0,4	50
705	10,0	0,9	0,3	5,4	0,9	0,3	41
801	8,4	0,8	0,2	3,5	0,7	0,2	60
802	7,9	0,8	0,2	3,7	0,7	0,2	60
803	7,5	0,6	0,2	3,3	0,4	0,1	40
901	8,2	0,8	0,3	5,2	0,7	0,2	40
902	8,2	0,7	0,2	3,8	0,6	0,2	40
903	8,0	0,6	0,2	4,1	0,6	0,2	40

Tab. X: Tamanho de Grão da matriz ferrítica e da segunda "fase" para os corpos de prova laminados conforme as condições da tabela VII.

do grão ferrítico, como mostram as figuras 41a e 42, respectivamente. A única exceção verificada quanto ao efeito da temperatura de acabamento ocorreu no caso das amostras temperadas em água, onde o tamanho de grão ferrítico aumentou quando se abaixou a temperatura de acabamento.

Quanto às amostras submetidas à têmpera escalonada verificou-se, como mostra a fig. 41b, que a temperatura de interrupção de têmpera não afetou significativamente o tamanho de grão ferrítico, enquanto que se pode perceber um sutil efeito da redução da temperatura de acabamento no sentido de refinar o grão.

O tamanho de grão da segunda "fase" dura das amostras submetidas à têmpera direta apresentou uma tendência peculiar para todas as temperaturas de acabamento, como mostra a fig. 43a. Esse parâmetro assumiu valor mínimo quando o resfriamento foi feito na solução aquosa de poliacrilamida. Já o efeito da temperatura de acabamento sobre o tamanho de grão da segunda "fase" não foi significativo.

No caso específico das amostras submetidas à têmpera escalonada ocorreu uma discreta diminuição do tamanho de grão da segunda "fase" dura a medida que se abaixou a temperatura de acabamento, como mostra a fig. 43b. Verificou-se ainda que o tamanho de grão da segunda "fase" é menor nas amostras onde a têmpera foi interrompida a 650°C.

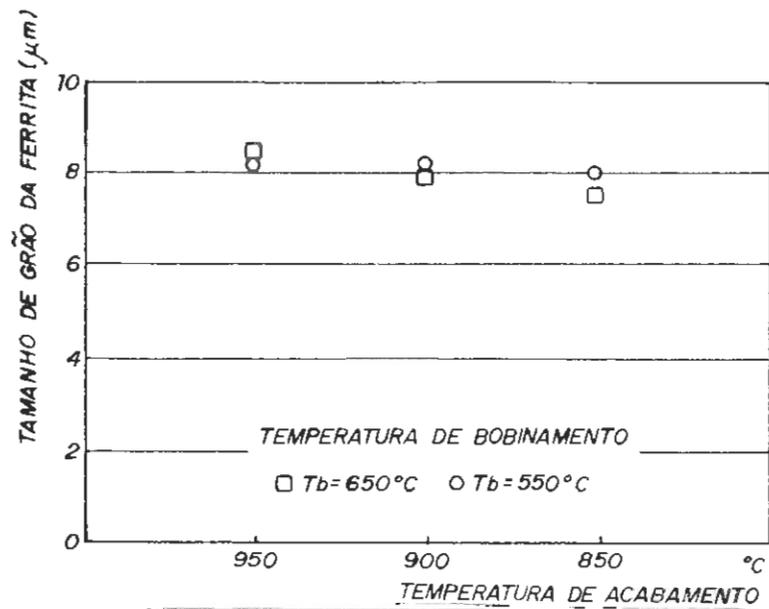
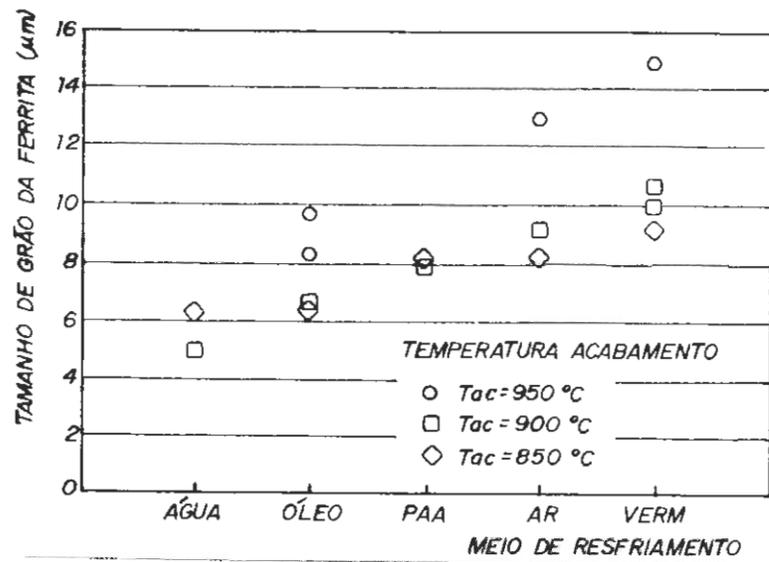


Fig. 41: Tamanho de Grão Ferrítico, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras submetidas à temperatura a) direta ou b) escalonada.

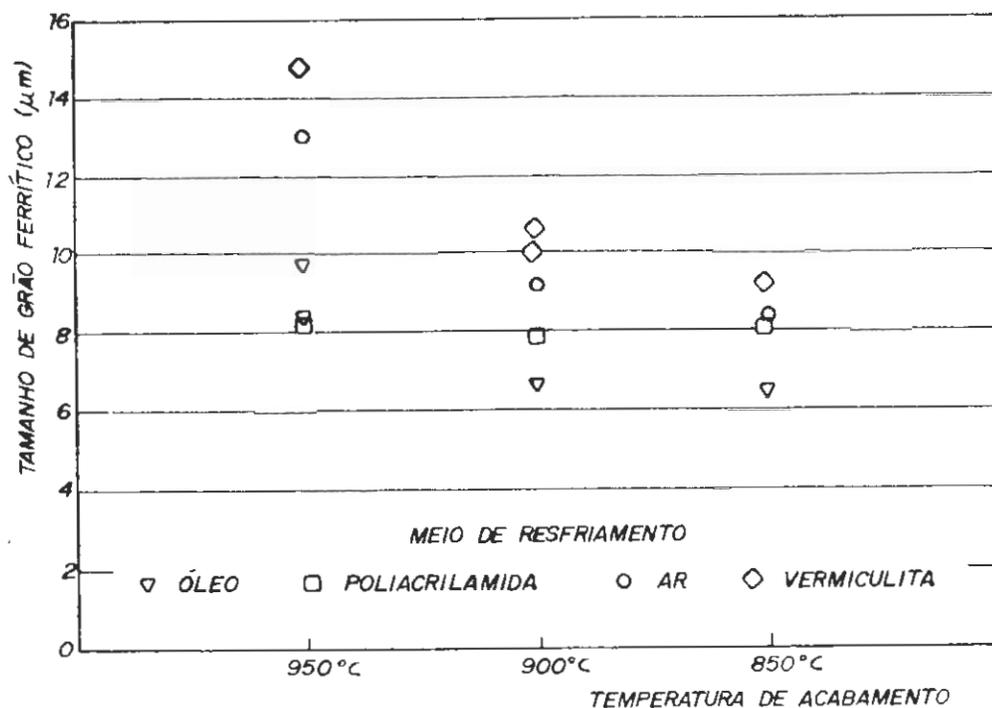


Fig. 42: Tamanho de Grão Ferrítico das amostras submetidas à temperatura direta, com exceção das resfriadas em água, em função da temperatura de acabamento e meio de resfriamento aplicados no ensaio de laminação.

5.3.3. Dureza dos Constituintes Presentes na Microestrutura

A tabela XI mostra os valores de dureza Vickers com carga de 25 g dos constituintes presentes na microestrutura dos corpos de prova laminados de acordo com os parâmetros constantes na tab. VII. Os símbolos da tab. XI têm o seguinte significado:

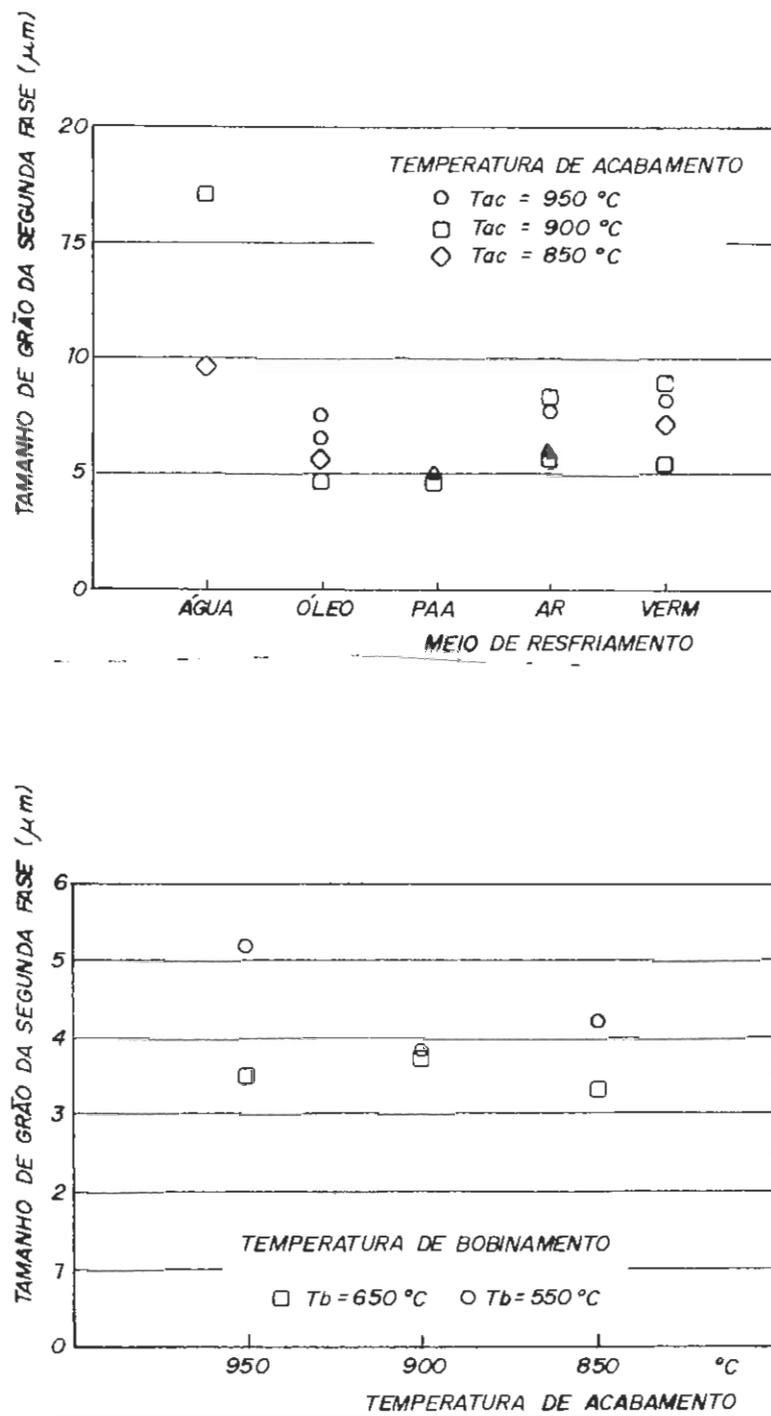


Fig. 43: Tamanho de Grão da segunda "fase", em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, das amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada.

C.P.	HV _{0.05}	√HV _{0.05}	P _{0.05}	n _{0.05}	HVB	√HVB	P _B	n _B	HVM	√HVM	P _M	n _M	HVP	√HVP	P _P	n _P
301	--	--	--	--	263	18	11	10	--	--	--	--	--	--	--	--
302	246	24	12	16	299	34	11	21	--	--	--	--	--	--	--	--
303	--	--	--	--	264	24	13	14	--	--	--	--	--	--	--	--
304	219	14	9	10	350	16	10	10	--	--	--	--	--	--	--	--
401	201	10	6	11	378	19	10	13	446	20	12	11	--	--	--	--
402	200	12	8	10	370	17	10	11	523	33	18	13	--	--	--	--
403	204	13	8	10	377	15	10	10	446	25	14	12	--	--	--	--
404	195	11	7	10	369	14	9	9	429	23	13	12	--	--	--	--
405	176	12	7	13	391	12	9	12	421	21	19	8	--	--	--	--
501	159	12	8	10	322	13	8	10	411	21	19	9	--	--	--	--
502	165	13	7	13	341	19	10	14	442	30	20	9	--	--	--	--
503	160	11	7	11	333	17	10	11	414	10	7	8	--	--	--	--
601	157	8	5	10	501	40	24	11	654	27	17	10	--	--	--	--
602	148	9	4	17	480	17	10	12	756	32	29	6	--	--	--	--
603	165	9	6	10	562	19	19	12	708	42	27	10	--	--	--	--
604	145	9	6	10	478	30	23	9	770	49	35	8	--	--	--	--
701	146	8	5	10	349	30	16	14	565	31	21	9	--	--	--	--
702	157	18	10	13	330	19	16	7	614	29	18	10	--	--	--	--
703	145	9	5	14	338	16	13	7	557	37	25	9	--	--	--	--
704	147	5	3	10	324	18	11	11	609	34	30	7	--	--	--	--
705	159	13	8	10	335	22	13	11	658	38	29	7	--	--	--	--
801	171	10	5	16	---	---	---	---	---	---	---	---	238	10	6	10
802	167	13	8	10	---	---	---	---	---	---	---	---	231	16	10	10
803	166	13	8	10	---	---	---	---	---	---	---	---	246	20	12	10
901	169	11	7	10	339	16	8	15	---	---	---	---	---	---	---	---
902	155	9	6	10	324	23	12	16	---	---	---	---	---	---	---	---
903	168	10	6	10	323	16	8	16	---	---	---	---	---	---	---	---

Tab. XI: Dureza Vickers com carga de 25 g das diversas fases presentes nas microestruturas das amostras laminadas conforme as condições da tab. VII.

- . HV_i : dureza do constituinte i ;
- . σ_{HV_i} : desvio padrão das medidas relativas ao constituinte i ;
- . P_{HV_i} : precisão absoluta do valor de dureza do constituinte i , calculada pela equação (4);
- . n_i : número de medidas de dureza para o constituinte i ;
- . α : ferrita;
- . B : bainita;
- . M : martensita;
- . P : perlita.

Os resultados obtidos quanto à dureza da ferrita nas amostras submetidas à têmpera direta permitem concluir que ela cai a medida que se diminui a velocidade de resfriamento - fig. 44a. Somente se observou efeito da temperatura de acabamento na dureza da ferrita para as amostras temperadas em água: neste caso, o abaixamento dessa temperatura tendeu a reduzir os valores de dureza da ferrita obtidos.

Já para as amostras submetidas à têmpera escalonada tanto a temperatura de acabamento como a de "bobinamento" - ou seja, de interrupção de têmpera - não afetaram de forma significativa a dureza da ferrita.

A segunda "fase" das amostras submetidas à têmpera direta se constituiu de uma mistura de bainita e martensita, exceto no caso das amostras resfriadas em água. A evolução da dureza dessas fases em função das condições dos ensaios de laminação pode ser vista na fig. 45a para a bainita e 45b para a martensita. Pode-se notar que tanto a dureza da bainita como a da martensita.

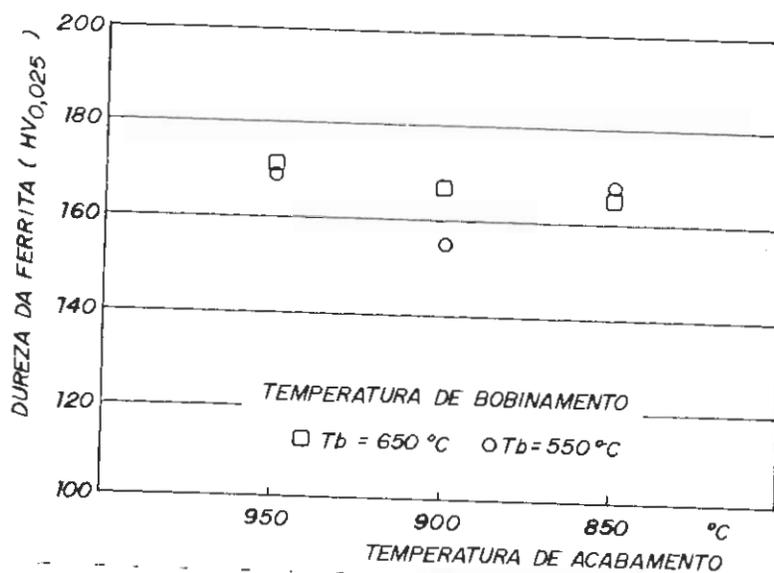
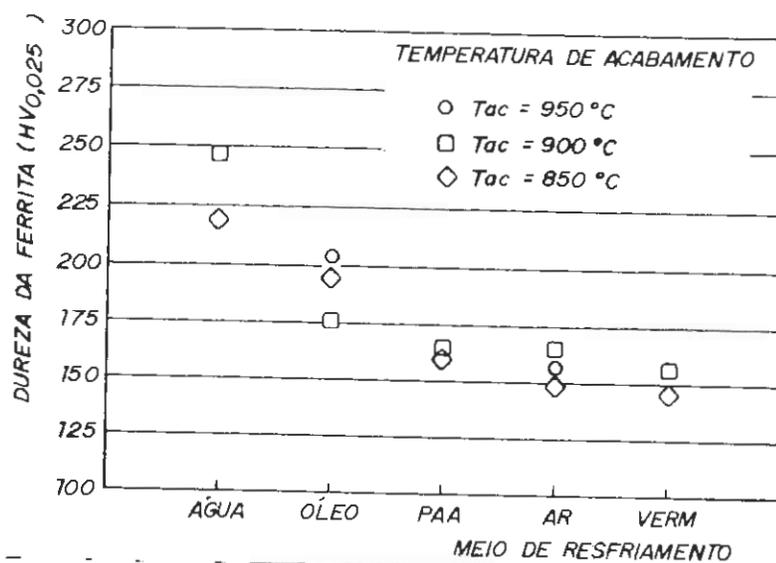


Fig. 44: Evolução da Dureza da Ferrita, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada.

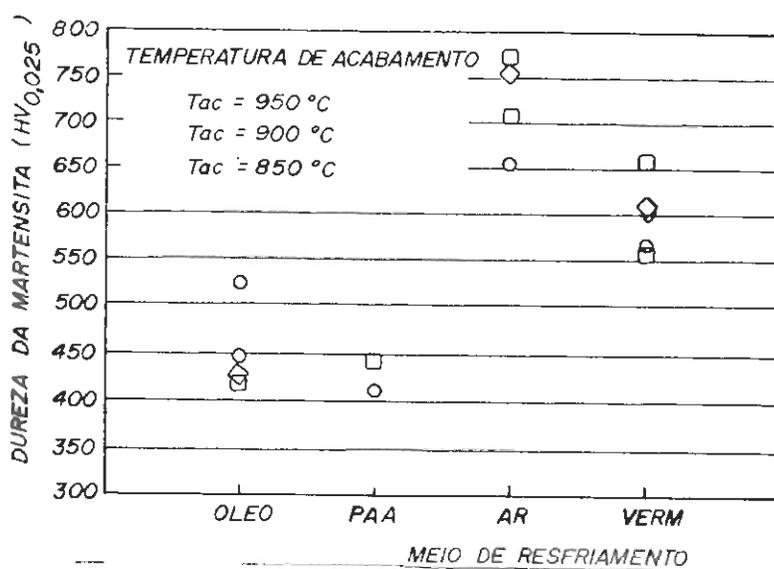
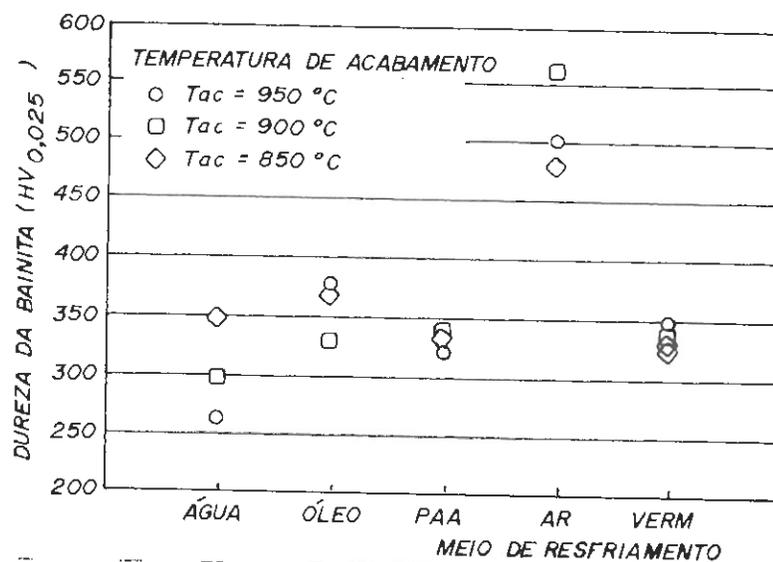


Fig. 45: Evolução da dureza da a) bainita ou b) martensita em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras submetidas à têmpera direta.

sita apresentaram um máximo para as amostras resfriadas ao ar, para todas as temperaturas de acabamento aplicadas. No caso das amostras resfriadas em vermiculita a martensita apresentou dureza inferior apenas à das amostras resfriadas ao ar.

A temperatura de acabamento não exerceu efeito visível na dureza da bainita ou martensita, exceto no caso das amostras temperadas em água, onde o abaixamento da temperatura de acabamento levou a um aumento na dureza da bainita.

As amostras submetidas à têmpera interrompida a 650 e 550°C apresentaram perlita ou bainita como segunda "fase", respectivamente. Isto influenciou decisivamente na dureza da segunda "fase", como mostra a fig. 46. Como seria de se esperar, a dureza da perlita foi bem menor do que a da bainita. Contudo, não se verificou efeito significativo da temperatura de acabamento ou de interrupção de têmpera sobre a dureza da segunda "fase".

5.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS

A tabela XII mostra as propriedades mecânicas determinadas através do ensaio de tração para os corpos de prova laminados de acordo com as condições listadas na tab. VII. Os símbolos utilizados na tabela XII são discriminados a seguir:

- . LE : Limite de Escoamento, em MPa;
- . LR : Limite de Resistência, em MPa;

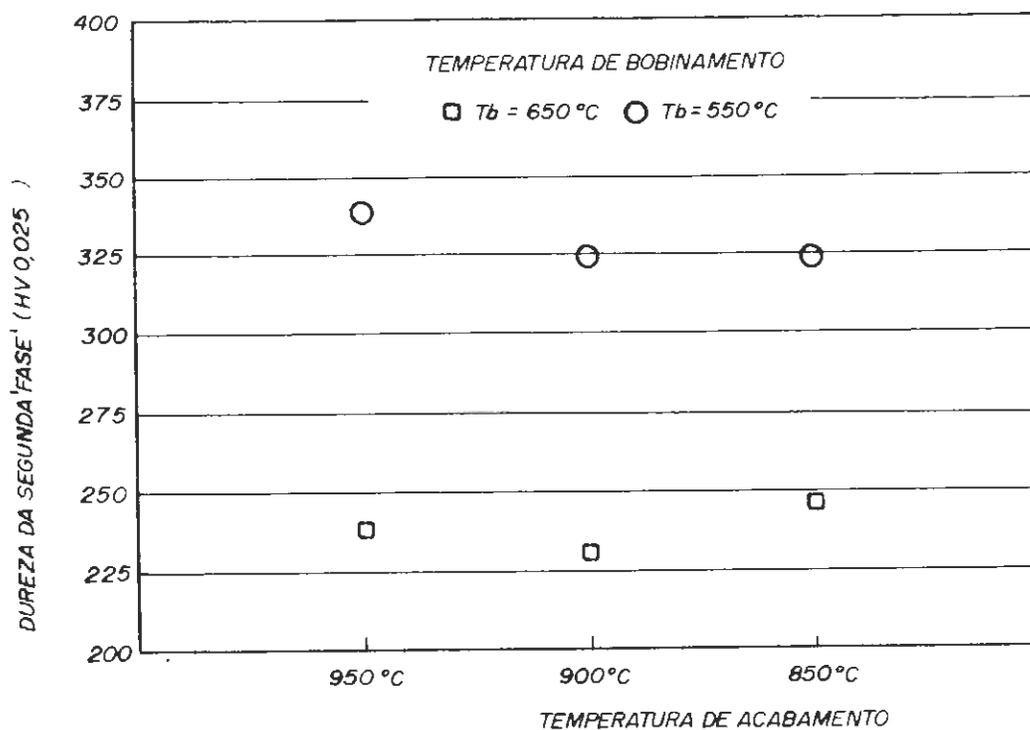


Fig. 46: Dureza da segunda "fase" das amostras submetidas à têmpera escalonada, em função da temperatura de acabamento e de interrupção de têmpera aplicadas no ensaio de laminação.

- . a_u : Alongamento Uniforme (sob carga máxima), em porcentagem;
- . a_t : Alongamento Total, em porcentagem;
- . Z : Estricção Total, em porcentagem;
- . a_e : Alongamento no Escoamento, em porcentagem.

O limite de escoamento das amostras temperadas de forma direta apresentou tendência a cair quando se diminuiu a velocidade de resfriamento - fig. 47a - e se aumentou a temperatura

AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR (%)	a_u (%)	a_t (%)	Z (%)	a_e (%)
301	715	1000	72	7,0	12,5	60,1	-
302	560	845	66	8,0	13,9	57,1	-
303	635	950	67	6,9	14,7	61,1	-
304	390	765	51	12,3	21,1	54,3	-
401	380	725	53	13,8	21,9	55,8	-
402	355	665	53	16,4	22,6	50,3	-
403	325	655	49	17,5	21,5	52,9	-
404	380	675	57	13,9	23,6	50,2	-
405	370	665	56	17,3	23,3	52,0	-
501	325	625	52	15,6	26,0	59,3	-
502	345	645	53	19,8	23,7	59,1	-
503	370	635	58	16,3	25,5	51,2	-
601	315	580	54	22,2	30,3	59,4	-
602	295	610	55	23,2	30,2	58,5	-
603	325	610	53	21,8	30,9	59,4	-
604	315	590	53	20,6	27,1	67,1	-
701	285	520	55	24,4	34,7	74,8	-
702	335	510	65	23,6	36,6	75,9	1,9
703	305	530	57	26,6	36,2	74,2	0,3
704	335	550	61	26,0	36,2	74,7	1,1
705	335	540	62	21,9	32,7	74,7	1,0
801	410	530	78	24,9	36,8	76,9	3,7
802	410	530	78	25,4	36,8	75,9	2,8
803	410	530	78	24,9	32,6	74,9	2,6
901	335	570	59	27,2	35,2	74,7	-
902	345	570	60	26,3	34,4	75,1	-
903	345	570	60	24,8	32,6	73,4	-

Tab. XII: Propriedades Mecânicas determinadas por ensaio de tração para os corpos de prova laminados conforme as condições da tabela VII.

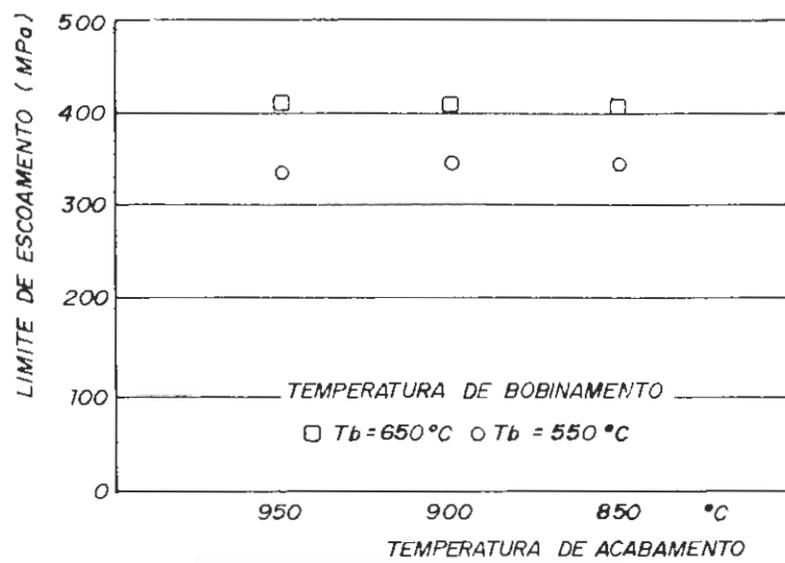
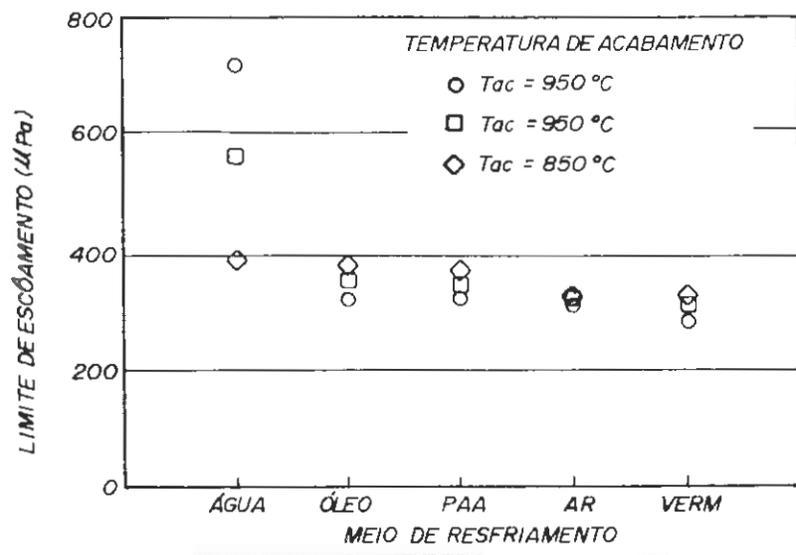


Fig. 47: Limite de Escoamento, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada.

de acabamento - fig. 48.

Quanto às amostras submetidas a têmpera escalonada não se verificou efeito significativo da temperatura de acabamento; apenas a temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - exerceu efeito no limite de escoamento. De fato, o escoamento das amostras com têmpera interrompida a 650°C foi descontínuo, coincidindo com um aumento na magnitude do limite de escoamento.

O limite de resistência também diminuiu com a redução da velocidade de resfriamento das amostras temperadas de forma direta, mas de maneira mais acentuada, como mostra a fig. 49a. Contudo, a temperatura de acabamento não exerceu efeito significativo sob tal parâmetro, o que também ocorreu para as amostras submetidas à têmpera escalonada - fig. 49b. Neste último caso a temperatura de "bobinamento" também atua: as amostras que tiveram sua têmpera interrompida a 550°C apresentaram maior limite de resistência do que as "bobinadas" a 650°C. Pode-se notar que essa situação é inversa à observada no limite de escoamento.

A partir dos dados apresentados para as amostras temperadas de forma direta pode-se notar que a alteração no limite de escoamento ao se passar da têmpera em água para óleo foi muito acentuada. Contudo, ao se passar para outros meios de têmpera menos severos o limite de escoamento foi menos afetado. Já a variação do limite de resistência foi menos abrupta ao se passar do resfriamento em água para óleo e um pouco mais acentuada para os meios de têmpera menos severos do que o óleo.

Todas as amostras apresentaram escoamento contínuo,

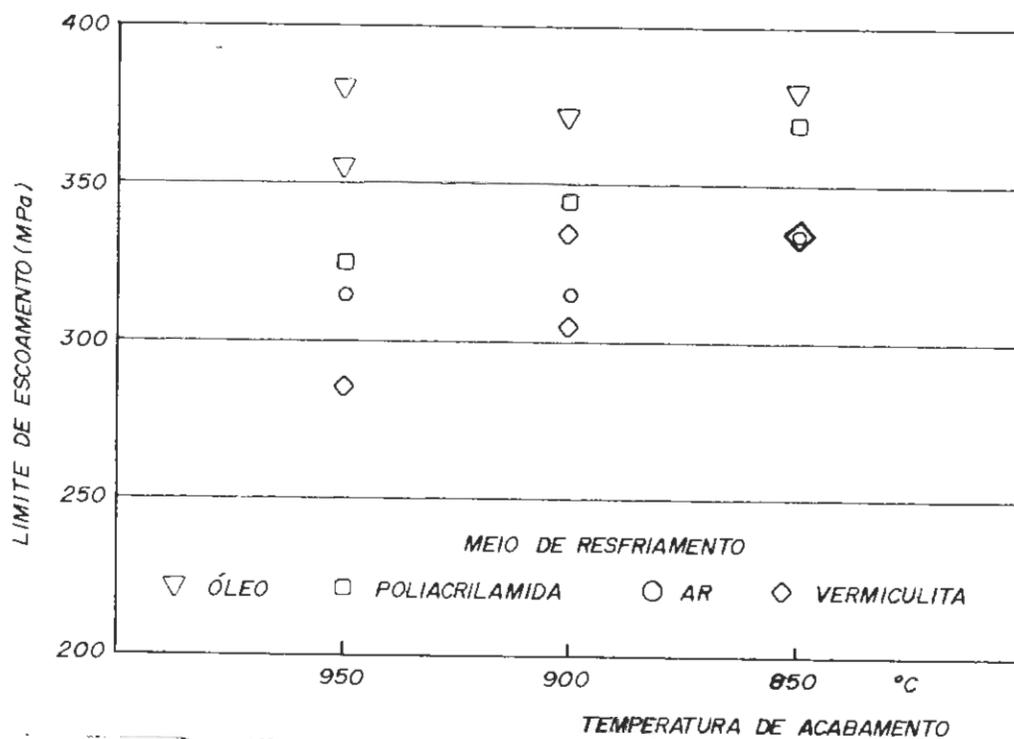


Fig. 48: Influência da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento das amostras submetidas à têmpera direta.

ou seja, ausência de patamar de escoamento, com exceção das amostras resfriadas em vermiculita a partir de temperaturas de acabamento de 900 e 850°C e das amostras submetidas à têmpera interrompida a 650°C. No último caso a extensão do patamar verificado por ocasião do escoamento foi maior.

A relação de escoamento - ou razão limite de escoamento/limite de resistência - das amostras resfriadas de forma direta atingiu um mínimo para velocidades intermediárias de resfriamento, com exceção das amostras submetidas à temperatura de acabamento de 850°C, onde a menor relação de escoamento foi conseguida para a amostra resfriada em água, como mostra a fig. 50a.

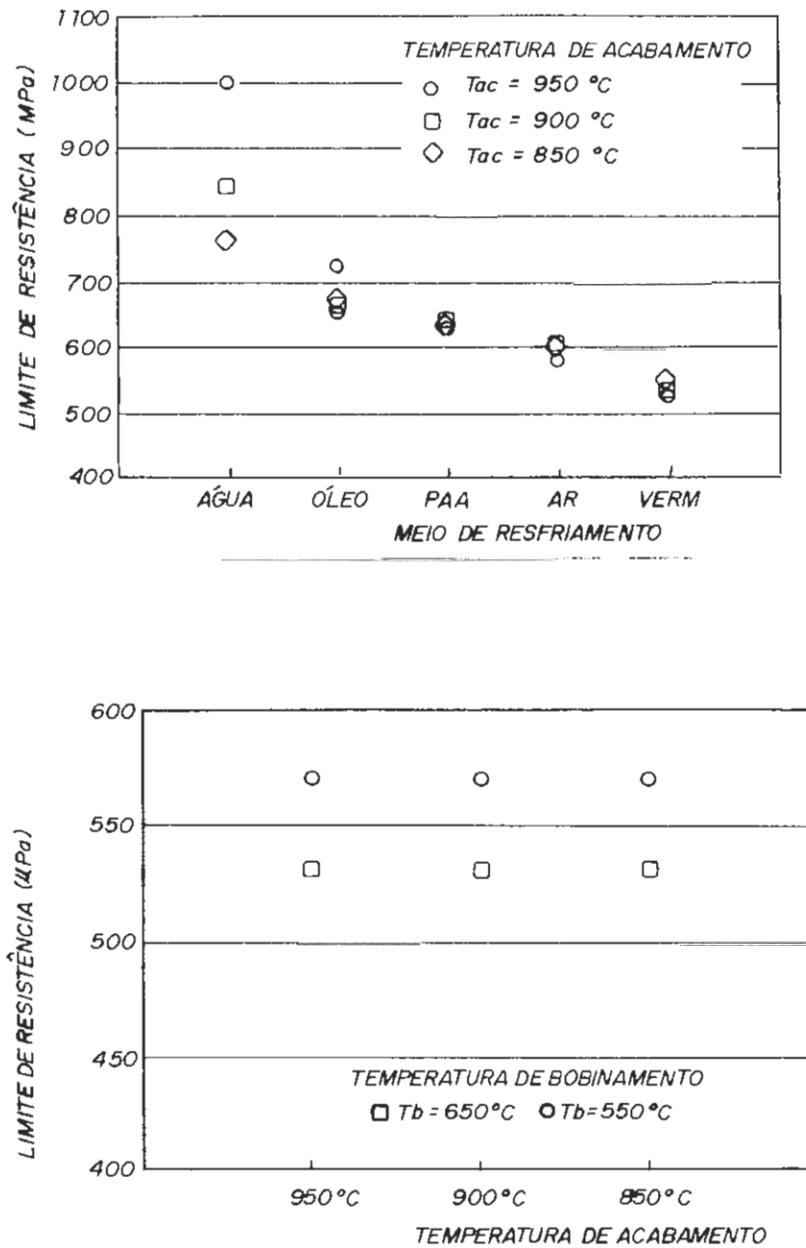


Fig. 49: Evolução do Limite de Resistência, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para amostras submetidas à têmpera a) direta ou b) escalonada.

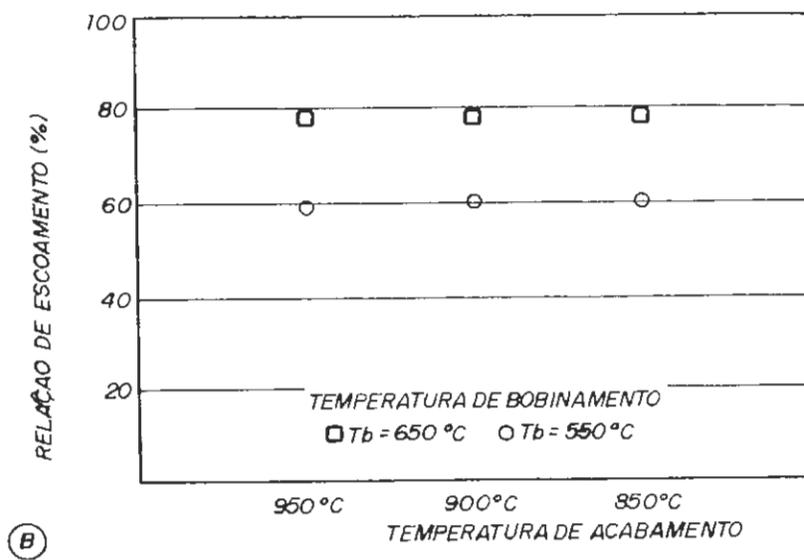
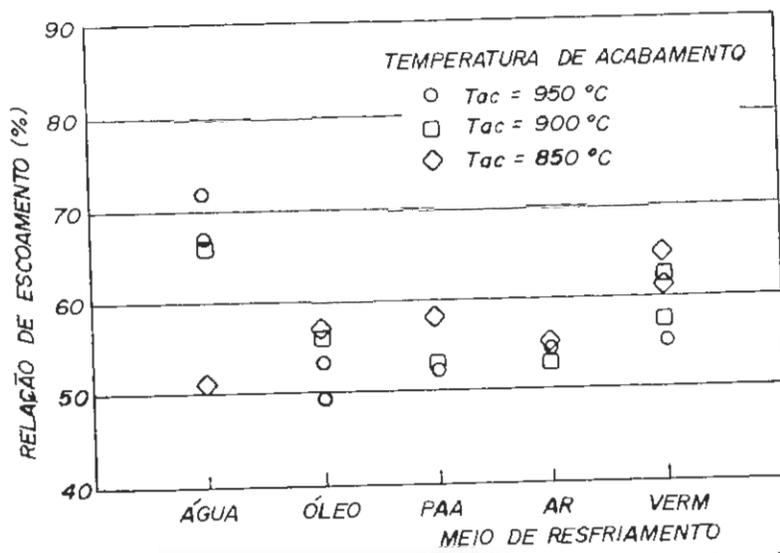


Fig. 50: Relação de escoamento, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada.

O efeito da temperatura de acabamento sobre a relação de escoamento foi semelhante ao observado para o limite de escoamento: para as amostras temperadas em água a relação de escoamento foi reduzida a medida que se diminuiu a temperatura de acabamento, enquanto que para as amostras resfriadas nos demais meios de têmpera ocorreu o contrário, conforme mostra a fig. 51.

Quanto às amostras submetidas a têmpera escalonada verifica-se que somente a temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - exerceu efeito na relação de escoamento, como se pode constatar na fig. 50b. Isto já era esperado, com base no efeito da temperatura de acabamento e de "bobinamento" so-

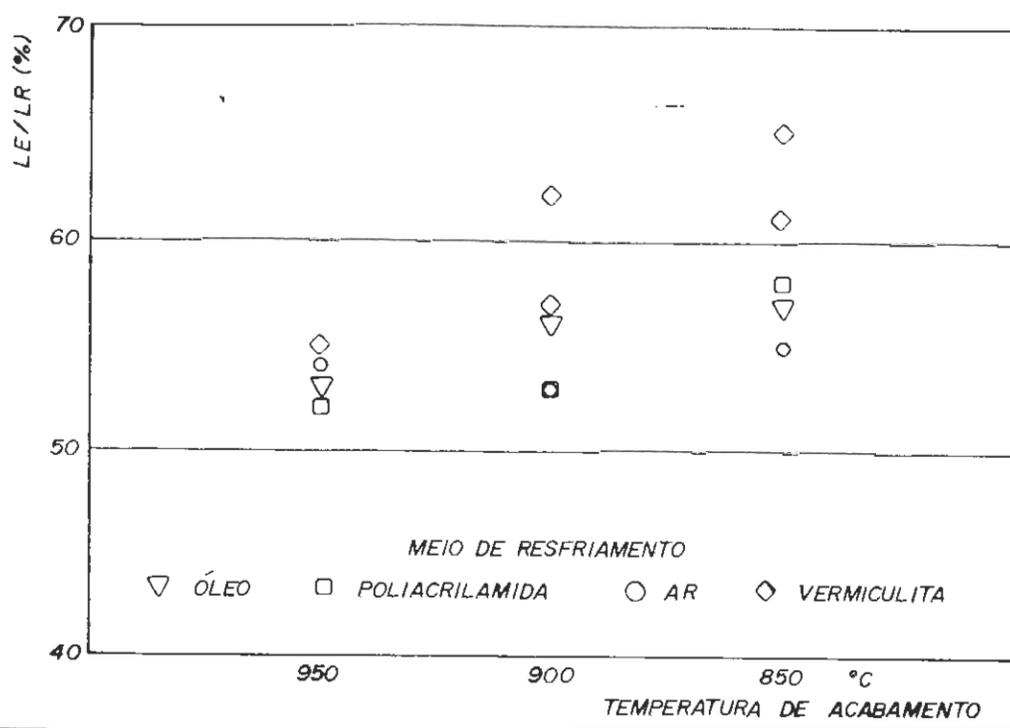


Fig. 51: Influência da temperatura de acabamento sobre a relação de escoamento das amostras submetidas à têmpera direta.

bre o limite de escoamento e resistência, mostrado respectivamente nas figuras 47b e 49b.

Uma diminuição na velocidade de resfriamento nas amostras submetidas à t \hat{e} mpera direta levou a um aumento tanto no alongamento uniforme - fig. 52a - como no alongamento total - fig. 53a. J \acute{a} a temperatura de acabamento n \tilde{a} o exerceu nenhum efeito consider \acute{a} vel sobre essas duas grandezas.

No caso das amostras submetidas à t \hat{e} mpera escalonada observa-se que as amostras "bobinadas" a 550 $^{\circ}$ C apresentaram alongamento uniforme ligeiramente superior às "bobinadas" a 650 $^{\circ}$ C, como mostra a fig. 52b. A situa \tilde{c} o se inverteu para o alongamento total - fig. 53b. O abaixamento da temperatura de acabamento levou a uma discreta redu \tilde{c} o nos valores de alongamento.

Para as amostras submetidas à t \hat{e} mpera direta os valores de estric \tilde{c} o total apresentaram valor m \acute{i} nimo para meios de resfriamento de severidade intermedi \acute{a} ria e valor m \acute{a} ximo para as amostras resfriadas em vermiculita, como mostra a fig. 54a. A redu \tilde{c} o da temperatura de acabamento levou a uma leve diminu \tilde{c} o dos valores de estric \tilde{c} o total.

J \acute{a} para as amostras submetidas à t \hat{e} mpera escalonada verificou-se que os valores de estric \tilde{c} o total foram ligeiramente superiores para a temperatura de "bobinamento" de 650 $^{\circ}$ C. Verificou-se ainda discreta redu \tilde{c} o na magnitude da estric \tilde{c} o total a medida que se diminuiu a temperatura de acabamento, como mostra a fig. 54b.

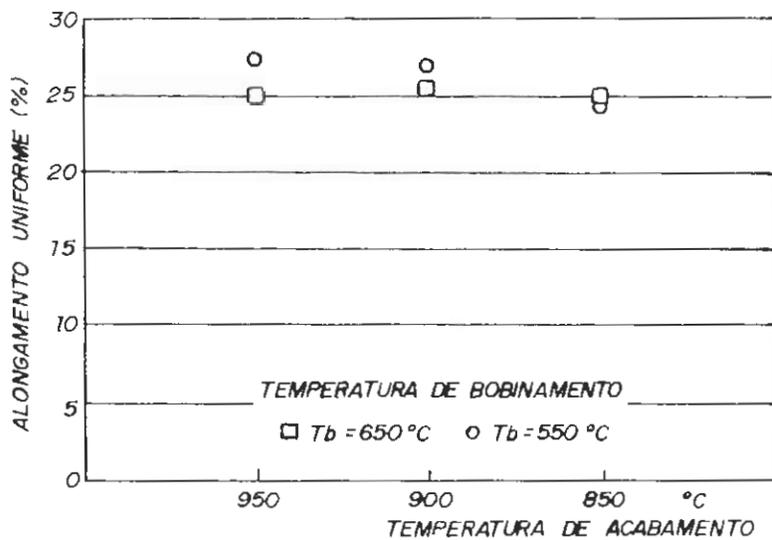
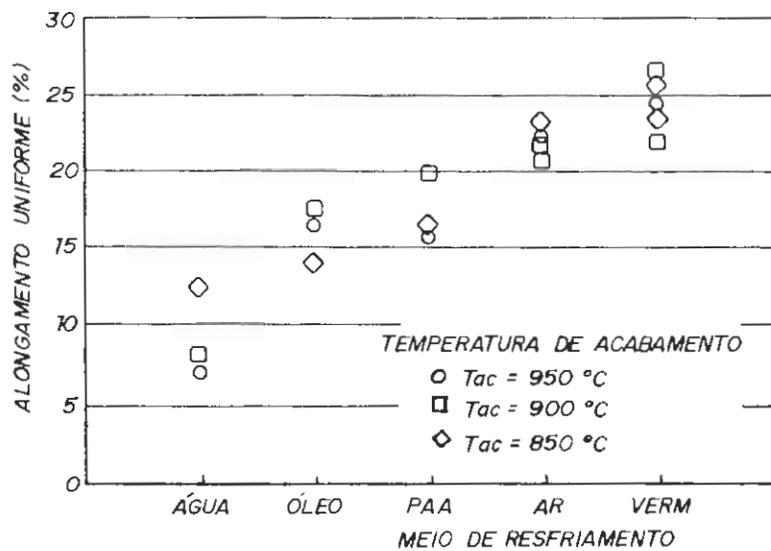


Fig. 52: Alongamento Uniforme determinado no ensaio de tração, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada.

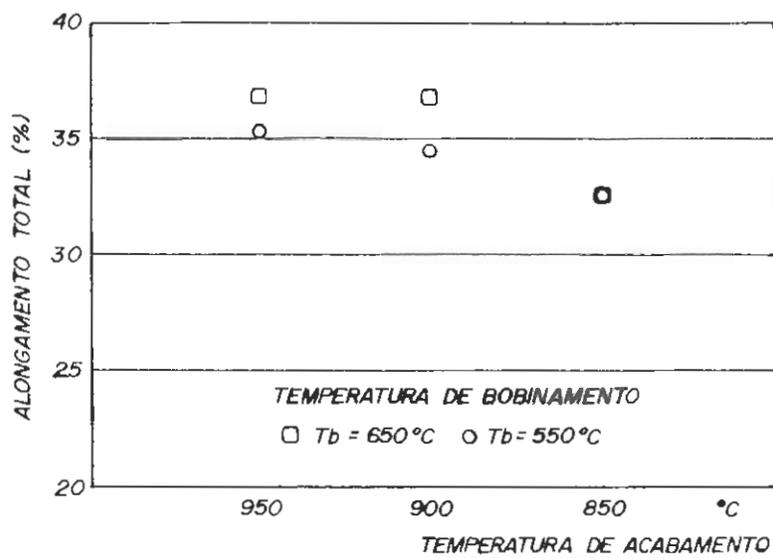
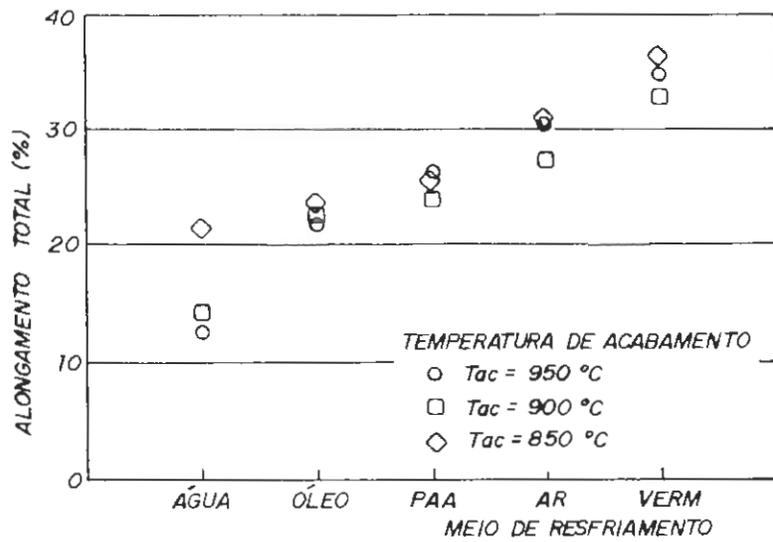


Fig. 53: Alongamento Total determinado no ensaio de tração, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada.

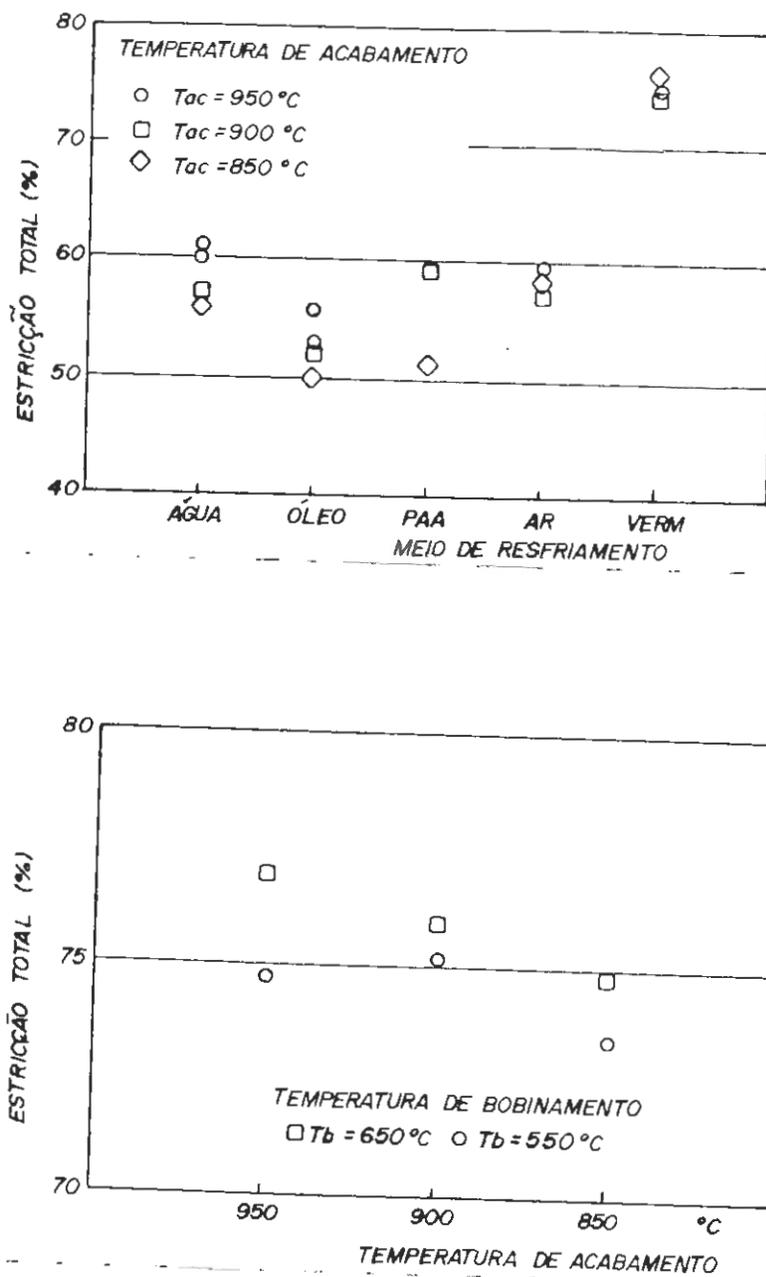


Fig. 54: Estricção Total determinada no ensaio de tração, em função da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento aplicadas no ensaio de laminação, para as amostras temperadas de forma a) direta ou b) escalonada.

CAPÍTULO VI

ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

6.1. TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

Os valores de tamanho de grão austenítico após reaquecimento obtidos neste trabalho, conforme mostra a fig. 36, foram próximos aos obtidos por BEENKEN et alii⁽²⁾, apresentados na fig. 3. Segundo estes autores, o tamanho de grão austenítico de aços bifásicos para laminação a quente após reaquecimento de dez minutos a 1160°C pode variar de 40 a 70 microns, em função da composição química.

Já o crescimento de grão austenítico observado no presente trabalho durante o período de espera entre as etapas de esboçamento e acabamento pode ser atribuído à ausência de elementos de micro-liga na composição química, conforme constatado por SELLARS⁽⁴⁾ em aços similares. Contudo, as amostras que passaram pelo período de espera e submetidas a temperatura de acabamento de 850°C apresentaram tamanho de grão ferrítico mínimo, como mostram as figuras 41 e 42. Isto é uma indicação, ainda que indireta, do maior grau de refino do grão austenítico a medida que se abaixou a temperatura de acabamento.

De todo modo, é possível verificar o grande efeito de redução do tamanho de grão austenítico proporcionado pelas deformações a quente sucessivas sob temperaturas decrescentes, a despeito do relativo crescimento de grão durante a etapa de espera.

6.2. CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA

6.2.1. Identificação dos Constituintes Presentes

No presente trabalho as amostras temperadas em água a partir da temperatura de acabamento de 950°C apresentaram microestrutura totalmente bainítica, conforme mostra a fig. 37. Este resultado coincide com os obtidos por ELDIS et alii⁽⁵⁾ e BEENKEN et alii⁽²⁾, conforme mostram os diagramas TRC das figuras 17 e 15, determinados a partir da austenita não-deformada e deformada a quente, respectivamente. Neste caso, o efeito da alta velocidade de resfriamento suplantou o da aceleração da reação ferrítica proporcionada pela deformação, como mostra a fig. 15⁽²⁾, suprimindo a formação de ferrita poligonal.

Contudo, observou-se no presente trabalho que a medida que se abaixou a temperatura de acabamento das amostras temperadas em água houve a ocorrência de frações crescentes de ferrita poligonal na microestrutura. Por outro lado, registrou-se uma nítida queda na velocidade de resfriamento no decorrer da laminação das amostras abaixo de 900°C. Este fenômeno foi inusitado, uma vez que durante os ensaios preliminares, onde foram aplicadas as mesmas condições de laminação a um aço comum ao C-Mn, observou-se um contínuo aumento na taxa de resfriamento da amostra ao longo de todo o ensaio, a medida que a espessura era reduzida.

Essa recalescência, observada nos ensaios de laminação do aço bifásico, teve de ser levada em conta no cálculo do tempo de espera das amostras submetidas à temperatura de acaba-

mento de 850°C. De fato, pode-se observar na tab. III que neste caso a etapa de acabamento se iniciava quando as mesmas se encontravam a uma temperatura apenas 94°C superior a essa, enquanto que para as amostras submetidas às temperaturas de acabamento de 950 e 900°C essa etapa se iniciava a uma temperatura 120°C superior. Note-se que os demais parâmetros do ensaio de laminação foram mantidos constantes para as três temperaturas de acabamento.

A recalescência aqui observada coincide com o cálculo da temperatura A_{rg} através da equação (2), válida para amostras laminadas a quente em laboratório, e que foi proposta por CHOQUET et alii⁽⁷⁵⁾. De acordo com essa equação a transformação austenita \rightarrow ferrita do aço bifásico aqui estudado após a laminação a quente se inicia a 902°C, ou seja, a temperatura em que ocorreu a recalescência observada no presente trabalho. Além disso, JONAS et alii⁽⁵¹⁾ constataram que a deformação pode elevar a temperatura A_{rg} devido à intensificação da transformação.

Portanto, pode-se associar a recalescência observada durante os ensaios de laminação com o aparecimento de ferrita poligonal nas amostras submetidas à temperatura de acabamento de 900 ou 850°C. No primeiro caso a formação de ferrita deve ter ocorrido durante o intervalo de tempo correspondente à transferência da amostra desde o laminador até o meio de têmpera. Já no caso das amostras submetidas à temperatura de acabamento de 850°C é possível que tenha ocorrido formação de ferrita entre o quarto e quinto passe. Por outro lado, não houve evidência do encruamento da ferrita formada durante a laminação, pois ela sempre se mostrou equiaxial, mesmo nas amostras laminadas sob temperaturas

de acabamento baixas, ou seja, 900 ou 850°C.

As amostras submetidas à têmpera direta em meios meios severos que a água apresentaram microestrutura composta de matriz ferrítica equiaxial formada a altas temperaturas (900 - 750°C) e segunda "fase" constituída de bainita granular e martensita. A diferenciação entre a bainita granular e martensita através de microscopia ótica não foi muito nítida, uma vez que seus aspectos ao microscópio ótico são muito semelhantes. De fato, EL-DIS et alii⁽⁵⁾ utilizaram Microscopia Eletrônica de Varredura para caracterizar de forma segura esses dois constituintes.

No caso das amostras submetidas à têmpera escalonada verificou-se que a temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - exerceu papel fundamental na determinação da segunda "fase" presente, conforme mostra a fig. 39. Para a temperatura de "bobinamento" de 650°C houve a formação de perlita como segunda "fase". Isto mostrou que a austenita continuou se transformando durante o tratamento isotérmico de uma hora sob essa temperatura. Já as amostras submetidas à temperatura de "bobinamento" de 550°C apresentaram bainita como segunda "fase". Ou seja, neste caso a austenita remanescente já se encontrava metaestável ao se iniciar o encharque de uma hora a 550°C, transformando-se posteriormente em bainita granular ou martensita revenida, durante o lento resfriamento da amostra dentro do forno.

6.2.2. Fração Volumétrica de Segunda "Fase"

Os dados apresentados na fig. 39a levam à conclusão de que a diminuição na velocidade de resfriamento reduziu a fração de segunda "fase" dura presente nas amostras submetidas à têmpera direta, como seria de se esperar. Isto é decorrência do progressivo aumento do tempo disponível para a formação de ferrita poligonal, como mostram os diagramas TRC das figuras 15⁽²⁾ e 17⁽⁵⁾.

Outro aspecto que merece destaque é a pequena diferença entre os valores de fração de segunda "fase" dura na microestrutura das amostras resfriadas nos diversos meios de têmpera, exceto água. Tal constatação pode ser explicada com base no fato de que a composição química do aço aqui estudado é muito semelhante à proposta por ELDIS et alii⁽⁵⁾, a qual apresenta como principal característica a geração de microestrutura bifásica - ou seja, matriz de ferrita poligonal com 15 a 20% de segunda "fase" dura composta de bainita granular e martensita - para uma larga faixa de valores de velocidade de resfriamento. A fig. 18⁽⁵⁾ mostra que a liga utilizada neste trabalho apresenta alto valor da razão PF_{75}/P_s , ou seja, uma larga "janela de bobinamento", o que lhe confere alto grau de insensibilidade às condições de resfriamento.

Deve-se notar ainda que os valores da fração de segunda "fase" dura presente na microestrutura das amostras resfriadas em meios de têmpera menos severos que a água são, mais baixos que os previstos por BEENKEN et alii⁽²⁾ - fig. 16 - e EL-

DIS et alii⁽⁵⁾. Isto pode ser atribuído, a princípio, ao maior teor de silício do aço aqui estudado e às diferenças entre os ensaios de conformação utilizados por aqueles autores e o empregado no presente estudo.

No caso das amostras submetidas à têmpera escalonada observou-se que a fração de segunda "fase" dura foi menor para as amostras submetidas à temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - de 650°C do que para as "bobinadas" a 550°C. Tal fato indica que no primeiro caso a reação ferrítica continuou a se processar enquanto a amostra era submetida ao período de encharque a 650°C, durante uma hora, dentro do forno. Já no segundo caso a fração de segunda "fase" foi praticamente igual à obtida na têmpera direta na mesma solução aquosa de poliacrilamida, o que indica que não houve transformação da austenita metaestável durante o período de encharque de uma hora a 550°C dentro do forno.

A variação da temperatura de acabamento somente afetou a fração de segunda "fase" presente na microestrutura das amostras temperadas em água. Neste caso, a fração de ferrita poligonal cresceu à medida que a temperatura de acabamento era abaixada, pois desse modo havia um maior período de tempo disponível para a formação de ferrita antes da têmpera da amostra em água.

6.2.3. Tamanho de Grão da Fase Matriz e Segunda "Fase"

Verificou-se para as amostras submetidas à têmpera direta que tanto o aumento da velocidade de resfriamento como a redu o da temperatura de acabamento concorreram para o refino de grão da matriz ferrítica. Tais constata es coincidem com as feitas por BEENKEN et alii⁽²⁾ e GLADMAN & BALLIGER⁽⁸⁾.

A redu o do tamanho de grão ferrítico pelo aumento da velocidade de resfriamento pode ser explicado pelo abaixamento da temperatura de forma o da ferrita, fazendo com que a velocidade de nuclea o seja aumentada em rela o a de crescimento, segundo De ARDO⁽⁴⁵⁾.

O refino do grão ferrítico através da redu o da temperatura de acabamento aparentemente está ligada a um menor tamanho de grão austenítico prévio, conforme constatado por SELLARS⁽⁴⁴⁾, uma vez que o tamanho de grão da microestrutura final está ligado a ele. Contudo, ocorreu uma exce o para as amostras temperadas em água, onde o tamanho de grão ferrítico aumentou ao se abaixar a temperatura de acabamento de 900 para 850 C. Contudo, tal ocorrência pode ser atribuída ao maior tempo disponível para a forma o e crescimento da ferrita no segundo caso.

Verificou-se ainda no presente trabalho que o efeito da velocidade de resfriamento sobre o tamanho de grão ferrítico   bem maior do que o proporcionado pela temperatura de acabamento. Isto também foi constatado por GLADMAN & BALLIGER⁽⁸⁾.

Nas amostras submetidas à têmpera escalonada também observou-se leve tendência para o refino do grão ferrítico a medida que se abaixava a temperatura de acabamento. Contudo, não se observou efeito significativo da temperatura de "bobinamento", ou de interrupção de têmpera.

A evolução do tamanho de grão da segunda "fase" dura presente na microestrutura das amostras submetidas à têmpera direta foi peculiar: observou-se um valor mínimo de tamanho de grão para as amostras temperadas na solução aquosa de poliacrilamida.

A variação da temperatura de acabamento não produziu efeito definido sobre o tamanho de grão da segunda "fase" dura.

O comportamento do tamanho de grão da segunda "fase" em função da velocidade de resfriamento pode ser explicado pelo fato de que ele é proporcional à fração de segunda "fase" presente na microestrutura e ao tamanho de grão da matriz ferrítica. A partir dos dados de BEENKEN et alii⁽²⁾ - fig. 16 - pode-se constatar que o tamanho de grão ferrítico aumenta continuamente a medida que a velocidade de resfriamento é reduzida, enquanto que a fração de segunda "fase" diminui até que se atinja um valor intermediário de velocidade de resfriamento, passando a ser constante a partir daí. Logo, o tamanho de grão mínimo da segunda "fase" será obtido para uma certa velocidade de resfriamento, a qual será função da interação entre as duas tendências conflitantes.

Isto ainda explica a ausência de um efeito mais significativo da temperatura de acabamento sobre o tamanho de grão da segunda "fase", pois dos dois fatores que o controlam - tama-

nho de grão ferrítico e fração de segunda "fase" - apenas o primeiro sofre claramente a influência da temperatura de acabamento.

Verifica-se desse modo que os resultados obtidos por BEENKEN et alii⁽²⁾ relativos à evolução da fração volumétrica da segunda "fase", e tamanho de grão ferrítico e da segunda "fase" em função da velocidade de resfriamento, conforme apresentados na fig. 16, mostram concordância com os obtidos no presente trabalho, de acordo com os dados das figuras 39a, 41a e 43a, respectivamente. Neste trabalho o tamanho de grão ferrítico aumentou continuamente a medida que a velocidade de resfriamento diminuiu; o tamanho de grão de segunda "fase" diminuiu enquanto que a fração de segunda "fase" se reduzia, passando a crescer assim que essa fração se estabilizou.

No caso específico das amostras submetidas à têmpera escalonada verificou-se uma discreta atuação da redução da temperatura de acabamento no sentido de diminuir o tamanho de grão da segunda "fase". Contudo, seu efeito foi pequeno devido às flutuações dos valores de fração de segunda "fase".

Já a temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - exerceu efeito marcante sobre o tamanho de grão da segunda "fase". As amostras "bobinadas" a 650°C apresentaram menor tamanho de grão do que as "bobinadas" a 550°C. Tal diferença pode ser atribuída à formação suplementar de ferrita que ocorreu durante o encharque de uma hora a 650°C no primeiro caso, e que reduziu a fração de segunda "fase" dura presente na microestrutura. Já no segundo caso, onde a têmpera foi interrompida a 550°C, não houve essa formação adicional de ferrita durante o período de

encharque no forno, e a austenita remanescente se transformou em bainita - ou martensita revenida - durante o resfriamento lento dentro do forno.

6.2.4. Dureza dos Constituintes Presentes na Microestrutura

Nas amostras submetidas à têmpera direta a dureza da ferrita caiu a medida que a velocidade de resfriamento decresceu, como mostra a fig. 44a. Isto também foi observado por BEENKEN et alii⁽²⁾, fig. 21, e MATHY et alii⁽⁵⁶⁾, fig. 20.

Esta evolução de dureza da matriz ferrítica pode ser atribuída a diversas causas. O grau de supersaturação de carbono na ferrita pode ser uma delas⁽²⁾. SHEN et alii⁽⁵⁸⁾ acreditam que o aumento da fração de segunda "fase" dura na microestrutura também aumenta a densidade de discordâncias na ferrita e, consequentemente, sua dureza. MAID et alii⁽⁵⁹⁾ sugerem ainda que a segunda "fase" dura pode exercer um efeito de "apoio" durante o ensaio de dureza Vickers, levando a um aumento do valor obtido na medida.

Verificou-se efeito significativo da temperatura de acabamento sobre a dureza da ferrita apenas nas amostras temperadas em água ou óleo. É interessante notar que nestes casos o abaixamento da temperatura de acabamento levou a uma redução na fração de segunda "fase" dura presente na microestrutura, coincidindo com a diminuição na dureza da ferrita. Tal fato também está

de acordo com os mecanismos citados no parágrafo anterior.

Para as amostras resfriadas nos demais meios de têmpera a variação da temperatura de acabamento não acarretou variações substanciais na dureza da ferrita. Isto pode ser explicado pela alteração muito pequena na fração de segunda "fase" dura presente na microestrutura que ocorre com a variação da temperatura de acabamento.

No caso das amostras submetidas à têmpera escalonada tanto a temperatura de acabamento como a de "bobinamento" não alteraram significativamente a dureza da ferrita, conforme mostra a fig. 44b. Isto pode ser explicado pelo fato de que estas amostras foram submetidas a um ciclo de resfriamento muito semelhante, gerando microestruturas com poucas diferenças entre si.

Por outro lado, é interessante notar que poder-se-ia esperar menor dureza da ferrita para as amostras "bobinadas" a 650°C, uma vez que neste caso a segunda "fase" formada foi perlita, a qual apresenta menor diferença de volume específico em relação à austenita que lhe deu origem, e a menor fração em volume de segunda "fase", o que tenderia a reduzir a densidade de discordâncias na ferrita e, portanto, sua dureza. Além disso, a perlita apresenta menor dureza em relação à martensita revenida ou bainita, o que minimizaria um suposto efeito de "apoio" por ocasião do ensaio de dureza Vickers.

A evolução da dureza da bainita e martensita nas amostras submetidas à têmpera direta foi peculiar, conforme mostrado na fig. 45, apresentando valor máximo para as amostras resfriadas ao ar. BEENKEN et alii⁽²⁾ e MATHY et alii⁽⁵⁶⁾ apresenta-

ram resultados semelhantes, os quais podem ser vistos nas figuras 21 e 20, respectivamente.

Essas evoluções características podem ser explicadas levando-se em conta que a dureza da segunda "fase" é proporcional ao seu teor de carbono. Para uma dada porcentagem nominal desse elemento no aço, seu teor na segunda "fase" aumenta a medida que a fração em volume desta diminui, devido à difusão de carbono desde a ferrita formada até a austenita metaestável remanescente que posteriormente dará origem a segunda "fase" dura. A difusão de carbono será mais intensa a medida que o tamanho de grão for reduzido devido ao maior fluxo de difusão que os contornos proporcionam a esse elemento. Desse modo, BEENKEN et alii⁽²⁾ explicam a ocorrência do máximo de dureza da martensita como resultado da interação entre o tempo disponível para a difusão de carbono durante o resfriamento, o crescimento de grão ferrítico que ocorre durante esse período e a fração de segunda "fase" presente na microestrutura. Além disso, MAID et alii⁽¹⁸⁾ também consideram que o auto-revenido da segunda "fase" proporcionado pelos longos tempos de resfriamento tende a reduzir essa dureza.

É interessante notar ainda que a evolução do tamanho de grão da segunda "fase" é justamente o inverso do observado para sua dureza. Os resultados obtidos no presente trabalho apontam para a confirmação do efeito do tamanho de grão ferrítico sobre o fluxo de difusão do carbono para a austenita durante a transformação, conforme proposto por BEENKEN et alii⁽²⁾.

A evolução da dureza da bainita também pode ser atribuída aos mecanismos que acabaram de ser descritos.

Assim, a menor dureza da segunda "fase" dura para as amostras temperadas em água ou óleo pode ser atribuída a seu menor teor de carbono oriundo do pequeno tempo disponível para sua difusão desde a ferrita até a austenita metaestável, enquanto que para as amostras resfriadas em vermiculita não é alcançado um máximo na dureza da segunda "fase" devido à sua menor concentração de carbono, provocada pelo maior tamanho de grão ferrítico, e também pelos processos de auto-revenido que atuaram durante o resfriamento lento.

No caso das amostras submetidas à têmpera escalonada - fig. 46 - a diferença de dureza provocada pela alteração da temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de têmpera - deve ser atribuída à própria natureza da segunda "fase" formada - perlita para as amostras "bobinadas" a 650°C e bainita para as "bobinadas" a 550°C. Por outro lado, a temperatura de acabamento não alterou significativamente os valores obtidos de dureza da segunda "fase" para as amostras submetidas à têmpera escalonada.

6.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS

A redução nos limites de escoamento e resistência das amostras submetidas à têmpera direta a medida que se reduz a velocidade de resfriamento, constatada no presente trabalho a partir dos dados apresentados nas figuras 47a e 49a respectivamente, apresenta concordância com os dados obtidos por BEENKEN et

alii⁽²⁾ - fig. 22 - e SIMON et alii⁽¹⁶⁾ - fig. 14.

Os limites de escoamento e de resistência máximos foram atingidos para as amostras resfriadas em água a partir de uma temperatura de acabamento de 950°C, as quais apresentaram microestrutura totalmente bainítica. Ao se abaixar a temperatura de acabamento obteve-se para as amostras resfriadas em água maior fração de ferrita poligonal na microestrutura, o que levou a uma queda nos limites de escoamento e resistência devido a sua menor dureza.

Já as amostras resfriadas em meios de t^êmpera menos severos que a água apresentaram microestrutura predominantemente ferrítica para todas as condições experimentais empregadas. Isto justifica a menor alteração que ocorre nos valores de limite de escoamento e de resistência ao se mudar o meio de resfriamento ou temperatura de acabamento, como mostram as figuras 47a, 48 e 49a. Neste caso, o abaixamento da velocidade de resfriamento levou a um aumento no tamanho de grão ferrítico, bem como diminuição da dureza da ferrita e da fração da segunda "fase" dura, o que justifica a redução nos limites de escoamento e resistência, conforme também constatou MAID et alii⁽⁵⁹⁾ - fig. 26. Por outro lado, deve-se notar que o aumento da dureza da segunda "fase", que ocorreu ao se diminuir a velocidade de resfriamento, e que tende a elevar os limites de escoamento e de resistência segundo MAID et alii⁽⁵⁹⁾, não foi suficiente para contrabalançar o efeito contrário da variação de outros parâmetros microestruturais que ocorreram nas amostras do presente trabalho.

No caso das amostras resfriadas em meios de temperatura menos severos que a água a redução da temperatura de acabamento acarretou um leve aumento no limite de escoamento, o qual pode ser atribuído ao refino do grão da matriz ferrítica que ocorreu sob tais condições. Isto também está de acordo com as constatações de MAID et alii⁽⁵⁹⁾. Por outro lado, não se verificou nenhum efeito significativo da redução da temperatura de acabamento sobre o limite de resistência.

Já no caso das amostras submetidas à temperatura escalonada verificou-se que as amostras onde a temperatura de "bobinamento" - ou de interrupção de temperatura - foi de 650°C ocorreu o maior valor de limite de escoamento observado para as amostras com microestrutura predominantemente ferrítica, conforme mostra a fig. 47b, enquanto que o limite de resistência esteve bem próximo dos valores mínimos observados no presente trabalho - fig. 49b. Conseqüentemente, a relação de escoamento para essas amostras foi muito alto, de acordo com a fig. 50b. As amostras "bobinadas" a 550°C apresentaram escoamento contínuo, ao contrário das "bobinadas" a 650°C, o que levou a valores de limite de escoamento bem menores. Esse fato, associado ao alto limite de resistência obtido para essas amostras, resultou numa relação de escoamento inferior à obtida para as amostras "bobinadas" a 650°C.

Todas as amostras submetidas à temperatura direta apresentaram escoamento contínuo, ou seja, ausência de patamar no início do escoamento, com exceção das amostras submetidas a temperatura de acabamento de 900 ou 850°C e resfriadas em vermiculita.

Já as amostras submetidas à têmpera escalonada apresentaram tipos diferentes de escoamento conforme a temperatura de "bobinamento", ou de interrupção de têmpera. As "bobinadas" a 550°C apresentaram escoamento contínuo, enquanto que as "bobinadas" a 650°C apresentaram patamar de escoamento. O alongamento do patamar neste caso foi bem maior do que o verificado para as amostras resfriadas diretamente em vermiculita que apresentaram escoamento descontínuo, de acordo com os dados da tab. XII.

Tal comportamento está aparentemente de acordo com o verificado por TANAKA et alii⁽⁶⁷⁾, RIGSBEE et alii⁽⁶⁸⁾, MATLOCK et alii⁽⁶⁹⁾ e KASPAR et alii⁽⁷⁰⁾, onde a presença de martensita na segunda "fase" levou à supressão do patamar de escoamento. Isto é particularmente válido no caso das amostras submetidas à têmpera escalonada, onde as amostras "bobinadas" a 650°C, que possuem segunda "fase" composta de perlita, apresentaram patamar de escoamento. Já nas amostras "bobinadas" a 550°C, onde a segunda "fase" foi martensita revenida ou bainita, o escoamento foi contínuo.

Para as amostras submetidas à têmpera direta a influência da temperatura de acabamento sobre a relação de escoamento foi diferente para as amostras temperadas em água e as resfriadas em meios de têmpera menos severos, conforme mostrado nas figuras 50a e 51. De fato, no primeiro caso ocorreu um valor mínimo de relação de escoamento para as amostras submetidas à temperatura de acabamento de 850°C, pois neste caso a microestrutura da amostra continha 59% de ferrita poligonal, enquanto que para as temperaturas de acabamento de 950 e 900°C a microestrutura

formada era predominantemente bainítica.

Os resultados obtidos para as amostras temperadas em meios de resfriamento menos severos que a água estão de acordo com os citados por SIMON et alii⁽¹⁶⁾, fig. 14, que indicam aumento na relação de escoamento para amostras submetidas a velocidades de resfriamento menores que 2,5°C/s.

No caso das amostras resfriadas em vermiculita o aumento da relação de escoamento para as amostras submetidas à temperatura de acabamento de 900 ou 850°C pode ser atribuído ao fato de que seu limite de escoamento é definido por um patamar. Já para as demais amostras, onde ocorreu escoamento contínuo, ele foi definido como a tensão correspondente a 0,2% de alongamento. Os valores de limite de escoamento foram maiores quando ocorreu o patamar, o que também foi constatado por OKITA et alii⁽²⁰⁾.

O abaixamento da temperatura de acabamento provocou nas amostras temperadas em meios de resfriamento menos severos que a água uma ligeira elevação na relação de escoamento. Tal fato já era previsto a partir da constatação de que a redução na temperatura de acabamento levou a um pequeno aumento no limite de escoamento mas não alterou significativamente o limite de resistência.

No caso das amostras submetidas à tempera escalonada as amostras "bobinadas" a 650°C apresentaram valores de relação de escoamento bem mais elevados do que as "bobinadas" a 550°C. Isto se deve à ocorrência de patamar de escoamento nas amostras "bobinadas" a 650°C, o que está associado a um maior valor de limite de escoamento; além disso, o limite de resistência dessas

amostras foi muito baixo. Tal comportamento é consequência da ocorrência de perlita como segunda "fase" nessas amostras, enquanto que para as "bobinadas" a 550°C a segunda "fase" se constituiu de bainita granular ou martensita revenida.

Ao se analisar o alongamento uniforme e total obtido no ensaio de tração das amostras submetidas à têmpera direta verificou-se que esses parâmetros aumentam a medida que se reduz a velocidade de resfriamento, conforme mostram as figuras 52a e 53a, respectivamente. Isto coincide com os dados obtidos por BENKEN et alii⁽²⁾ - fig. 22 - e SIMON et alii⁽¹⁶⁾ - fig. 14.

Já a temperatura de acabamento não exerceu nenhum efeito expressivo sobre os alongamentos uniforme e total.

Segundo MAID et alii⁽⁵⁹⁾ - fig. 26 - das quatro alterações microestruturais que ocorrem com a diminuição da velocidade de resfriamento - redução da fração de segunda "fase", redução da dureza da ferrita, aumento do tamanho de grão da ferrita e aumento da dureza da segunda "fase" - as tres primeiras tendem a aumentar os valores de alongamento, enquanto que a última tem ação contrária. No presente trabalho esse último fator foi sobrepujado pelos tres primeiros.

Já as amostras submetidas à têmpera escalonada apresentaram altos valores de alongamento uniforme e total, semelhantes aos obtidos nas amostras resfriadas de forma direta na vermiculita, conforme mostram as figuras 52b e 53b, respectivamente. A redução da temperatura de acabamento provocou apenas discreta diminuição nos valores de alongamento.

Quanto à estrição total das amostras submetidas à têmpera direta verificou-se que ela apresentou valor mínimo para velocidades intermediárias de resfriamento, de acordo com a fig. 54a. A redução da temperatura de acabamento levou a uma leve diminuição nos valores de estrição total obtidos.

No caso específico das amostras submetidas à têmpera escalonada os valores de estrição total obtidos foram muito altos, similares aos obtidos nas amostras resfriadas de forma direta em vermiculita, conforme mostra a fig. 54b. A redução da temperatura de acabamento levou a uma ligeira diminuição nos valores de estrição total.

Estes resultados indicam que a estrição aumenta a medida que se reduz a fração de segunda "fase" e a dureza da ferrita, e se eleva o tamanho de grão da ferrita.

Pode-se observar na tabela XIII a comparação das propriedades mecânicas determinadas a partir das amostras aqui estudadas e a faixa de valores que caracterizam os aços bifásicos ideais, conforme BALLIGER & GLADMAN⁽⁸⁾, aqui utilizados como referência.

A partir desta tabela pode-se verificar que, no caso das amostras submetidas à têmpera direta, somente as que foram resfriadas ao ar atenderam a todos os requisitos para todas as temperaturas de acabamento aplicadas. As amostras temperadas em água apresentaram quantidade excessiva de bainita na microestrutura, o que levou a altos valores de limite de escoamento e resistência, além de baixo alongamento. As amostras temperadas em óleo ou solução aquosa de poliacrilamida apresentaram microestru-

tura predominantemente ferrítica, mas com alongamento total insuficiente. Já a amostra temperada em vermiculita a partir da temperatura de acabamento de 950°C atendeu a todos os requisitos mecânicos, mas houve a ocorrência de patamar de escoamento - característica indesejável nos aços bifásicos - quando se utilizaram menores temperaturas de acabamento.

	L.E. (300-380MPa)	L.R. (620-655MPa)	R _e (50-60%)	A _t (>27%)	ESCORAMENTO CONTÍNUO
ÁGUA	SIM(*)	SIM(*)	SIM(*)	NÃO	SIM
ÓLEO	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM
SOLUÇÃO PARA	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM
AR	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM
VERMICULITA	SIM	SIM	SIM(**)	SIM	SIM(***)
PARA -> F 850°C	NÃO	SIM	NÃO	SIM	NÃO
PARA -> F 550°C	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM

(*) -> só para T_{acab} = 850°C

(**) -> só para T_{acab} = 950 e 900°C

(***) -> só para T_{acab} = 950°C.

Tab. XIII: Comparação das propriedades mecânicas das amostras aqui estudadas com os requisitos que caracterizam o comportamento mecânico dos aços bifásicos⁽⁸⁾.

No caso específico das amostras submetidas à temperatura escalonada observou-se que as amostras "bobinadas" a 550°C atenderam plenamente a todos os requisitos relativos a propriedades mecânicas. Já as "bobinadas" a 650°C apresentaram escoamento descontínuo e alto valor de limite de escoamento e relação de escoamento, em virtude da formação de perlita como segunda "fase", o que é indesejável para os aços bifásicos. Logo, tais amostras não podem ser consideradas como tal.

6.4. SUGESTÕES PARA O PROCESSO INDUSTRIAL

Os resultados obtidos neste trabalho permitiram verificar que no caso específico das amostras submetidas à temperatura direta a variável de processo mais importante foi a velocidade de resfriamento aplicada à amostra após a laminação a quente, a qual notadamente influenciou todas as características microestruturais e propriedades mecânicas. Já a temperatura de acabamento aplicada à amostra apresentou influência bem menor, atuando somente na fração de segunda "fase" das amostras resfriadas em meios de temperatura severos - como água ou óleo - e no tamanho de grão ferrítico de todas as amostras; em consequência, afetou também o limite e relação de escoamento.

Desse modo, na eventualidade de se aplicar resfriamento direto à chapa produzida industrialmente, a temperatura de acabamento teria de ser mantida relativamente alta - em torno de

950 a 900°C - a fim de se garantir baixo limite e relação de escoamento, minimizando-se a ocorrência do chamado efeito mola ("spring-back") por ocasião da conformação da chapa, além de altos valores de alongamento. Convém notar que TIVOLLE et alii⁽¹⁷⁾ também sugerem a utilização de altas temperaturas de acabamento. O resfriamento direto ao ar da chapa garante a obtenção das características microestruturais e mecânicas típicas dos aços bifásicos desde que a velocidade de resfriamento esteja em torno de 5°C/s, o que limita a faixa de espessuras de chapa que podem ser produzidas, a menos que seja utilizado resfriamento acelerado.

Contudo, os aços bifásicos para laminação a quente são normalmente processados no Laminador de Tiras a Quente, onde o resfriamento ao ar da tira antes do bobinamento é inviável em termos de produtividade. Logo, as recomendações do parágrafo anterior seriam válidas para o processamento do aço bifásico em Laminador de Chapas Grossas, que não é a rota de fabricação preferencial, dada a aplicação das chapas laminadas de aço bifásico em auto-peças, o que restringe sua espessura a um máximo de 5,0 mm.

Por outro lado, pode-se obter subsídios para a determinação dos parâmetros de processo para a Laminação de Tiras a Quente através da análise dos resultados obtidos a partir das amostras submetidas à têmpera escalonada. Verificou-se neste caso que o parâmetro industrial de maior importância é a temperatura de bobinamento, a qual determinou o tipo de segunda "fase" formada, sua fração presente na microestrutura e tamanho de grão, bem como o limite e relação de escoamento e limite de resistência. A redução da temperatura de acabamento refinou ligeiramente o tama-

nho de grão ferrítico mas não afetou os limites de escoamento e resistência, diminuindo discretamente os valores de alongamento e estrição. Contudo, o papel da temperatura de bobinamento foi bem mais decisivo do que a temperatura de acabamento, conforme já tinham constatado KUNISHIGE et alii⁽¹¹⁾, CRAWLEY et alii⁽¹⁵⁾, TIVOLLE et alii⁽¹⁷⁾, GREDAY et alii⁽²³⁾, HANSEN & BRAMFITT⁽²³⁾ e RIGSBEE et alii⁽⁶⁸⁾.

Assim, o processo industrial de Laminação de Tiras a Quente deve aplicar à tira uma alta temperatura de acabamento - entre 950 e 900°C - para garantir a obtenção de um alto valor de alongamento. A seguir a tira deve ser submetida a resfriamento acelerado até uma temperatura de bobinamento igual ou inferior a 550°C, procedendo-se então ao bobinamento da tira. Tais recomendações devem garantir a obtenção de uma tira com características microestruturais e mecânicas típicas dos aços bifásicos.

Note-se ainda que a fração de segunda "fase" das amostras submetidas à têmpera escalonada a 550°C atingiu no máximo 10,4%, que é um valor muito baixo considerando-se a faixa de 15 a 20% típica dos aços bifásicos produzidos em escala industrial^(1,4,13,14,17,26). Uma vez que a fração de segunda "fase" controla as propriedades mecânicas do produto pode ser desejável alterá-la em certos casos conforme o grau de resistência mecânica desejado. No caso do presente trabalho a possível causa dos pequenos valores de fração de segunda "fase" foi o alto teor de silício e baixo teor de carbono do aço, o que favoreceu a formação de ferrita poligonal. Desse modo, uma sugestão para o aumento da fração de segunda "fase" - que levará a um aumento de resistência

mecânica e perda de ductilidade no material - é a redução do teor de silício e o aumento do teor de carbono do aço(2,5,13).

Outro aspecto a ser levado em conta é a alta temperatura Arg observada nos ensaios de laminação efetuados no presente trabalho, que se encontra entre 850 e 900°C. Note-se que na Laminação de Tiras a Quente o grau e velocidade de deformação são muito maiores do que o observado na laminação laboratorial aplicada neste trabalho; além disso, o intervalo de tempo entre passes é bem menor no primeiro caso. Todos esses fatores levam a um maior grau de encruamento da austenita durante a Laminação de Tiras a Quente, o que provoca um maior grau de aceleração da reação ferrítica e, eventualmente, uma elevação ainda maior da temperatura Arg. Isto poderá levar à formação de ferrita durante a etapa final de laminação a qual, se for suficientemente deformada, poderá ser encruada e alongada, o que pode prejudicar a conformabilidade do produto e propiciar o aparecimento do patamar de escoamento. Mais uma vez neste caso poderá ser recomendável a diminuição do teor de silício do aço, de forma a não favorecer excessivamente a formação de ferrita, abaixando a temperatura Arg e evitando sua formação antes que o material esteja completamente laminado.

CAPITULO VII

CONCLUSÕES

Os resultados deste estudo acerca do efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre a evolução da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo através de ensaios de laminação a quente nos levaram às seguintes conclusões principais:

- A velocidade de resfriamento foi o parâmetro de ensaio que mais afetou o desenvolvimento da microestrutura e propriedades mecânicas. À medida que ela foi reduzida foram verificados os seguintes efeitos:
 - . abaixamento da fração volumétrica de segunda fase dura;
 - . redução do tamanho de grão e dureza da ferrita;
 - . obtenção de tamanho de grão mínimo e dureza máxima da segunda fase dura para velocidades intermediárias de resfriamento;
 - . redução dos valores de limite e relação de escoamento e do limite de resistência;
 - . aumento dos valores de alongamento e estrição.

- A influência da temperatura de acabamento foi bem menos marcante: seu efeito foi decisivo apenas no caso das amostras temperadas em água. Nas demais amostras ocorreu apenas redução do tamanho de grão ferrítico e aumento do limite de escoamento à medida que a temperatura de acabamento era abaixada;

- No caso das amostras submetidas à têmpera escalonada o parâmetro de ensaio mais importante foi a temperatura de "bobinamento", ou de interrupção de têmpera que, dentro da faixa utilizada, definiu a natureza da segunda fase formada, alterando significativamente as propriedades mecânicas do material.

Como conclusões secundárias temos que:

- O tamanho de grão austenítico foi reduzido a medida que o material foi progressivamente deformado a quente, apesar de seu crescimento durante a fase de espera entre o esboçamento e acabamento;
- Observou-se recalescência a cerca de 900°C durante o ensaio de laminação, o que sugere que a temperatura de início de formação da ferrita no aço bifásico aqui estudado é relativamente alta;
- Foram conseguidas microestrutura e propriedades mecânicas características dos aços bifásicos ideais, conforme BALLIGER & GLADMAN⁽⁸⁾, nos seguintes casos: a) amostras resfriadas diretamente ao ar; b) amostras submetidas ao resfriamento acelerado em solução aquosa de poliacrilamida interrompido a 550°C, seguido de encharque por uma hora a essa temperatura e resfriamento posterior dentro do forno até a temperatura ambiente.

CAPÍTULO VIII

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) COLDREN, A.P. et alii. Development and mill trial of as-rolled dual phase steel. In: FORMABLE HSLA AND DUAL-PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1977. p. 205-208.
- (2) BEENKEN, H. Einfluss unterschiedlicher Legierungszusammensetzungen und thermomechanischer Verfahren auf das Umwandlungsverhalten, das Gefuege und die mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Baustaehle. Bonn, Bundesministerium fuer Forschung und Technologie, 1986. 109 p.
- (3) HONEYCOMBE, R.W.K. Ferrite. Metal Science, 14(6):201-214, June 1980.
- (4) THOMAS, G. The physical metallurgy and alloy design of dual phase steels. Berkeley, Lawrence Berkeley Laboratory, 1983. 45 p.
- (5) ELDIS, G.T. et alii. Alloying and transformation control in Mn-Si-Cr-Mo as-rolled dual phase steels. In: ALLOYS FOR THE EIGHTIES. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980. p. 37-57.
- (6) HABRAKEN, L.J. & ECONOMOPOULOS, M. Bainite microstructure in low alloy steels and their mechanical properties. In: TRANSFORMATION AND HARDENABILITY OF STEELS. Proceedings. Climax Molybdenum Company - University of Michigan, Ann Arbor, 1967. p. 69-108.

- (7) POINTNER, P. & JOELLER, A. Auftreten einer "Quasizwischenstufe" in Mn-Si-legierten Staehlen. Radex-Rundschau, (4):828-842, 1976.
- (8) BALLIGER, N.K. & GLADMAN, T. Work hardening of dual phase steels. Metal Science, 15(3):95-108, March 1981.
- (9) LANZILOTTO, C.A.N. & PICKERING, F.B. Structure-property relationships in dual-phase steels. Metal Science, 16(8):371-382, Aug. 1982.
- (10) HORNBOGEN, E. et alii. Dualphase-Gefuege. Zeitschrift fuer Metallkunde, 71(1):27-31, Jan. 1980.
- (11) KUNISHIGE, K. et alii. Aço bifásico produzido diretamente da laminação a quente com alta resistência e boa ductilidade. Tetsu-to-Hagané, 65(13):92-101, Nov. 1979.
- (12) TAKAHASHI, I. et alii. Properties of hot rolled high strength steel sheets for automotive use. Kawasaki Steel Technical Report, 2:23-30, Mar. 1981.
- (13) VLAD, C.M. Eigenschaften von direkt aus der Walzhitze erzeugten Dual-Phasen-Staehlen. Stahl und Eisen, 102(22):1101-1106, 1 Nov. 1982.

- (14) De VITO, A. et alii. Nastri laminato a caldo per applicazioni speciali. La Metallurgia Italiana, 79(4):303-310, Apr. 1987.
- (15) CRAWLEY, A.F. et alii. Microstructures, properties and rolling mill requirements for some as-hot-rolled dual phase steels. Canadian Metallurgical Quarterly, 22(4):485-494, 1983.
- (16) SIMON, A. et alii. Optimization des parametres du traitement thermomécanique d'aciers dual-phase directement dans la chaude de laminage. Revue de Metallurgie - CIT, 81(7):593-606, Jul. 1984.
- (17) TIVOLLE, A. et alii. Production industrielle d'acier double-phase directement en sortie de train à bandes. Revue de Metallurgie - CIT, 81(12):925-929, Dec. 1984.
- (18) MAID, D. et alii. Production of hot rolled dual-phase steel strip by coiling below martensite start temperature. Steel Research, 56(5):271-274, Mai 1985.
- (19) FURUKAWA, T. et alii. Effects of composition and processing factors on the mechanical properties of as-hot rolled dual-phase steels. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 24(2):113-121, Feb. 1984.

- (20) OKITA, T. et alii. Production and quality of hot rolled dual phase steel. Nippon Kokan Technical Report Overseas, 43:25-32, Apr. 1985.
- (21) KUNISHIGE, K. et alii. Microstructures and mechanical properties of high strength steel sheets taking full advantage of thermomechanical treatment on hot strip mills. The Sumitomo Search, 31:53-62, Nov. 1985.
- (22) HE, X.J. Transformation processes and products in dual phase steels during continuous cooling. Materials Science and Technology, 2(11):1162-1165, Nov. 1986.
- (23) GREDAY, T. et alii. About different ways to obtain multiphase steels. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979. p. 260-280.
- (24) GUIMARÃES, J.R.C. & CHAWLA, K.K. Uso do pseudo-diagrama de equilíbrio para estudar a resposta do aço Niocor aos tratamentos intercríticos. In: 1º SEMINÁRIO SOBRE TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS. Associação Brasileira de Metais, Belo Horizonte, 1980. p. 53-68.
- (25) KATO, T. et alii. Development of as-hot-rolled dual phase steel sheet. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1981. p. 199-220.

- (26) HANSEN, S.S. & BRAMFITT, B.L. Hot strip mill processing of dual-phase steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STEEL ROLLING. Proceedings. ISIJ, Tokyo, 1980. p. 1297-1308.
- (27) PRADHAN, R. High strength/high yield-ratio cold rolled steels produced by continuous annealing. Scandinavian Journal of Metallurgy, 13(2):298-307, 1984.
- (28) KINSMAN, K.R. & AARONSON, H.I. Influence of Al, Co and Si upon the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction. Metallurgical Transactions, 4(4):959-967, Apr. 1973.
- (29) WAKITA, J.I. et alii. Effect of Si content on isothermal transformation kinetics of ferrite and bainite in commercial low C steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PHYSICAL METALLURGY OF THERMOMECHANICAL PROCESSING OF STEELS AND OTHER METALS. Proceedings. ISIJ, Tokyo, 1988. p. 315-321.
- (30) ROY, S.K. et alii. Diffusivity of C in austenite of Fe-Si-C alloys. Archive fuer das Eisenhuettenwesen, 51(3):91-96, Mar. 1980.
- (31) ROSE, A. et alii. Kohlenstoffentmischungen bei der Waermebehandlung von Staehlen als Folge der Primaerseigerungen. Archive fuer das Eisenhuettenwesen, 35(3):209-220, Mar. 1964.

- (32) ABRAMOWITZ, P. & MOLL, R.A. Silicon-carbon interaction and its effect on the notch toughness of mild steel. Metal-lurgical Transactions, 1(6):1773-1775, June 1970.
- (33) REPAS, P.E. Metallurgy, production technology and properties of dual phase steel sheets. In: DUAL PHASE AND COLD PRESSING VANADIUM STEELS IN THE AUTOMOBILE INDUSTRY. Proceedings. VANITEC, Berlin, 1978. p. 13-24.
- (34) FURUKAWA, T. & ENDO, M. Structure and characteristics of as-rolled dual phase steels produced by low-temperature method. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 22(9):B-282, Sept. 1982.
- (35) AARONSON, H.I. et alii. Thermodynamics of the austenite \rightarrow proeutectoid ferrite transformation. II, Fe-C-X alloys. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 236(5):768-781, May 1966.
- (36) KINSMAN, K.R. & AARONSON, H.I. Influence of molybdenum and manganese on the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction. In: TRANSFORMATION AND HARDENABILITY OF STEELS. Proceedings. Climax Molybdenum Company - University of Michigan, Ann Arbor, 1967. p. 39-56.
- (37) ESSABIQUI, E. & JONAS, J.J. Effect of deformation on the austenite to ferrite transformation in a plain carbon and

- two microalloyed steels. Metallurgical Transactions A, 19(3):417-426, Mar. 1988.
- (38) LOTTER, V. et alii. Anwendung von Umwandlungsschaubildern bei der Entwicklung und Verarbeitung von Staehlen. Thyssen Technische Berichte, 16(1):13-26, 1984.
- (39) ANNELLI, E. et alii. Sviluppo di un acciaio bifasico grezzo di laminazione a caldo non contenente molibdeno. Bollettino Tecnico Finsider, 395:169-179, Sit.-Dic. 1982.
- (40) BALLIGER, N.K. et alii. Development in dual phase steels by the British Steel Corporation. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE ADVANCES IN THE PHYSICAL METALLURGY AND APPLICATIONS OF STEEL. Proceedings. The Metals Society, London, 1983. p. 349-361.
- (41) LAMBERIGTS, M. & GREDAY, T. Rapport de synthese des recherches sur les traitements thermomechaniques des aciers. Liège, Commission des Communautés Européennes, 1977. 119 p.
- (42) HOUGARDY, H.P. & SACHOVA, E. Möglichkeiten der Beeinflussung von Austenitkorngroessen. Steel Research, 57(5):188-198, Mai 1986.
- (43) FUCHS, A. Vorgaenge im Austenit bei der Walzung von mikrolegierten Baustaehlen. Steel Research, 57(5):226-228, Mai

1986.

- (44) SELLARS, C.M. The physical metallurgy of hot working. In: HOT FORMING AND WORKING PROCESSES. Proceedings. The Metals Society, London, 1979. p. 3-15.
- (45) De ARDO, A.J. Accelerated cooling: a physical metallurgy perspective. Canadian Metallurgical Quarterly, 27(2):141-154, 1988.
- (46) DESALOS, Y. & LE BON, A. Perspectives ouvertes par les traitements thermomechaniques a haute temperature des aciers faiblement alliés. Traitement Thermique, 145:59-77, 1980.
- (47) MAEHARA, Y. et alii. Efeito dos elementos de liga sobre a recristalização estática na região austenítica de aço de baixa liga. Tetsu-to-Hagané, 67(2):362-371, Fev. 1981.
- (48) AKBEN, M.G. et alii. Dynamic precipitation and solute hardening in a V microalloyed steel and two Nb steels containing high levels of Mn. Acta Metallurgica, 29(1):111-121, Jan. 1981.
- (49) KASPAR, R. & PAWELSKI, D. Austenite grain in the process of thermomechanical treatment. Steel Research, 57(5):199-206, Mai 1986.

- (50) DESALOS, Y. et alii. Influence de l'écroissage de l'austénite sur les conditions de transformation d'aciers peu ou moyennement alliés. Les Mémoires et études Scientifiques de la Revue de Metallurgie, 76(6):377-396, Juin 1979.
- (51) JONAS, J.J. et alii. Effect of deformation on the gamma \rightarrow alpha transformation in two high silicon dual phase steels. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1981. p. 95-112.
- (52) VLAD, C.M. The effect of cooling rates on the transformation behaviour of deformed austenite. In: ACCELERATED COOLING OF STEEL. Proceedings. TMS-AIME, Warrendale, 1985. p. 435-446.
- (53) DESALOS, Y. et alii. Influence de l'écroissage de l'austénite sur les conditions de transformation gamma \rightarrow alpha des aciers. In: LES TRAITEMENTS THERMOMÉCANIQUES: ASPECTS THÉORIQUES ET APPLICATIONS. Proceedings. INSTN, Saclay, 1981. p. 137-147.
- (54) OUCHI, C. et alii. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of gamma \rightarrow alpha transformation after hot rolling. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 22(3):214-222, Mar. 1982.

- (55) SMITH, Y.E. & SIEBERT, C.A. Continuous cooling transformation kinetics of thermomechanically worked austenite. Metallurgical Transactions, 2(6):1711-1725, Jun. 1971.
- (56) MATHY, H. et alii. Aspects des performances potentielles des aciers multiphases pour tôles de diverses épaisseurs. Revue de Metallurgie - CIT, 77(5):421-438, Mai 1980.
- (57) DESTERLE, W. et alii. The role of grain size and ferrite substructure in respect to mechanical properties of an HSLA steel. Steel Research, 57(7):340-343, July 1986.
- (58) SHEN, H.P. & LEI, T.C. Shear lag analysis of strength of dual phase steels. Metal Science, 18(5):257-264, May 1984.
- (59) MAID, D. et alii. Einfluss der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von dualphasen Stahl. Stahl und Eisen, 108(8):355-364, 18 Apr. 1988.
- (60) MATLOCK, D.K. et alii. Structure, properties and strain hardening of dual-phase steels. In: DEFORMATION, PROCESSING AND STRUCTURE. ASM Materials Science Seminar, Metals Park, 1982. p. 47-87.
- (61) MAGEE, C.L. & DAVIES, R.G. Automotive sheet steels for the 1980s. In: ALLOYS FOR THE EIGHTIES. Proceedings. Climax

Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980. p. 25-35.

- (62) CORNFORD, A.E. et alii. Properties of as-rolled dual phase steels. SAE Technical Paper Series, 79007, 1979.
- (63) GLADMAN, T. Dual phase and other formable steels. In: ADVANCES IN THE PHYSICAL METALLURGY AND APPLICATIONS OF STEELS. Proceedings. The Metals Society, London, 1983. p. 65-72.
- (64) LANG, C. & BLUEMEL, K.W. Stahlwerkstoffe fuer die Pkw-Rae-derfertigung. Thyssen Technische Berichte, 20(2):389-397, 1988.
- (65) DAVIES, R.G. The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual phase steel. Metallurgical Transactions A, 9A(1):41-52, Jan. 1978.
- (66) LAWSON, R.D. et alii. The effect of microstructure on the deformation behavior and mechanical properties of a dual phase steel. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1981. p. 347-382.
- (67) TANAKA, T. et alii. Formation and properties of ferrite plus martensite structures. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979. p. 221-241.

- (68) RIGSBEE, J.M. et alii. Structure-processing and structure-property relationships in commercial alloy processed dual phase steels. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979. p. 304-329.
- (69) MATLOCK, D.K. et alii. A correlation of processing variables with deformation behavior of dual phase steels. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979. p. 63-90.
- (70) KASPAR, R. et alii. Contribution to the deformation characteristics of dual phase steels. Zeitung fuer Metallkunde, 76(5):348-352, Mai 1985.
- (71) GERBASE, J. et alii. The mechanical behavior of some dual phase steels - with emphasis on the initial work hardening rate. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979. p. 118-144.
- (72) SPEICH, G.R. Physical metallurgy of dual-phase steels. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1981. p. 3-46.

- (73) DAVIES, R.G. On the ductility of dual-phase steels. In: FORMABLE HSLA AND DUAL-PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1977, p. 25-39.
- (74) TANAKA, T. Controlled rolling of steel plate and strip. International Metals Review, 26(4):185-212, 1981.
- (75) CHOQUET, P. et alii. Mathematical model for predictions of austenite and ferrite microstructures in hot rolling processes. St. Germain-en-Laye, IRSID, 1985. 7 p.
- (76) ZAKAMALDIN, A.A. et alii. New Quenchants. Metal Science and Heat Treatment, 25(1-2):13-18, Jan.-Feb. 1983.
- (77) ASTM. Standard methods for estimating the average grain size of metals - ASTM E 112-84. In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - METALLOGRAPHY, NON DESTRUCTIVE TESTING. Philadelphia, vol. 11, 1984. p. 127-131.
- (78) UNDERWOOD, E. Quantitative Stereology. Addison-Wesley Publishing Company, Reading, 1970. 274 p.
- (79) PADILHA, A.F. & AMBROZIO FILHO, F. Técnicas de Análise Microestrutural, São Paulo, Hemus Editora, 1985, cap. 5.
- (80) LE PERA F.S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high strength dual phase steel. Jour-

nal of Metals, 32(3):38-39, Mar. 1980.

- (81) ASTM. Standard recommended practice for determining volume fraction by sistematic manual point count - ASTM E 562-76. In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - METALLOGRAPHY, NONDESTRUCTIVE TESTING. Philadelphia, vol. 11, 1982. p. 539-544.
- (82) CRIBB, W.R. Quantitative metallography of poly-phase microstructures. Scripta Metallurgica, 12(10):893-898, Oct. 1978.
- (83) ASTM. Standard test method for microhardness of materials - ASTM E 384-73. In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - METALLOGRAPHY, NONDESTRUCTIVE TESTING. Philadelphia, vol. 11, 1982. p. 373-396.
- (84) ASTM. Standard methods and definitions for mechanical testing of steel products - ASTM A 370-77. In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS - METALS: PHYSICAL, MECHANICAL, CORROSION TESTING. Philadelphia, vol. 10, 1982. p. 277-300.
- (85) ABNT. Produtos planos de aço - determinação das propriedades mecânicas a tração - NBR 6673. Julho 1981. 22 p.