

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR MARCELO DOS SANTOS
PEREIRA E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 21 / 05 / 98.

ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**Influência do Processamento Termomecânico na
Estrutura e nas Propriedades Mecânicas de um
Aço Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais**

Autor: **Marcelo dos Santos Pereira**

Orientador: **Paulo Roberto Mei**

10/98

P414i
34939/BC

UNICAMP*
BIBLIOTECA CENTRAL

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

**Influência do Processamento Termomecânico na
Estrutura e nas Propriedades Mecânicas de um
Aço Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais**

Autor: Marcelo dos Santos Pereira

Orientador: Paulo Roberto Mei

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 1998

S.P. - Brasil

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

P414i Pereira, Marcelo dos Santos
 Influência do processamento termomecânico na
 estrutura e nas propriedades mecânicas de um aço ultra-
 baixo carbono livre de intersticiais. / Marcelo dos
 Santos Pereira.--Campinas, SP: [s.n.], 1998.

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

 1. Aço – Propriedades mecânicas. 2. Aço-carbono.
 3. Laminação (Metalurgia). 4. Materiais – Deformação.
 5. Conformação de metais. I. Mei, Paulo Roberto. II.
 Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
 Engenharia Mecânica. III. Título.

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

TESE DE DOUTORADO

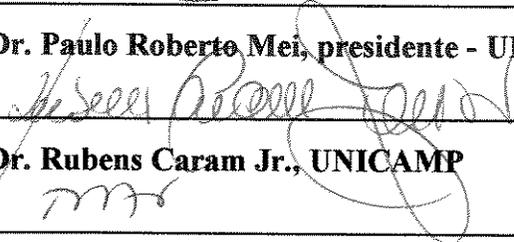
**Influência do Processamento Termomecânico na
Estrutura e nas Propriedades Mecânicas de um
Aço Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais**

Autor: Marcelo dos Santos Pereira

Orientador: Paulo Roberto Mei



Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, presidente - UNICAMP



Prof. Dr. Rubens Caram Jr., UNICAMP

Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, UNICAMP



Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo, USP



Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto, UNESP

Campinas, maio de 1998.

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha esposa Eliane,
à minha filha Maria Victória.....
.....e à quem mais chegar.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser realizado sem a colaboração de diversas pessoas às quais presto minha homenagem. Aqui desejo meu agradecimento e gratidão a todos que me ajudaram, direta ou indiretamente, a concluir esta etapa tão importante de minha carreira.

Ao meu orientador Prof. Paulo Roberto Mei pelo respeito, apoio, compreensão, incentivo e elevado profissionalismo no qual se desenvolveu este trabalho.

Ao meu amigo Prof. Tomaz Manabu Hashimoto pelas nossas extensas discussões técnicas, pelo ideal universitário, mas acima de tudo por sua inestimável amizade.

Ao Prof. Luis Rogério de Oliveira Hein por seu constante apoio dado durante toda o desenvolvimento desta tese e, acima de tudo, pelo respeito profissional e de amizade que temos tido ao longo destes anos.

Aos Prof. Sérgio João Crnkovic e Prof. Ângelo Caporalli Filho por suas inúmeras e constantes colaborações, e aos demais professores do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá, por um salutar ambiente de trabalho.

Ao Sr. Paschoal Bordignon, da Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração - CBMM, pelo incentivo fundamental nos momentos de definição do tema desenvolvido e na pesquisa bibliográfica.

Ao Sr. Jorge Otubo, pós-doutorando do Departamento de Materiais da UNICAMP, pelas salutares discussões técnicas realizadas durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá Maria Aparecida Alkmin, Humberto Lopes Rodrigues e José Manoel Bernardes pela forte amizade e pelo total incentivo que têm me dado nesses anos em que passamos juntos.

Aos técnicos do Departamento de Materiais da UNICAMP Emílio Cardoso e José Luis Lisboa pelo apoio e pela extrema dedicação durante a realização do processamento termomecânico.

Aos colegas do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá Domingos Hasmann Neto e Manoel Francisco Santos Filho pelo ajuda no desenvolvimento da parte experimental e pela amizade criada nestes momentos.

Aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá Célio José de Souza e Wilson Roberto Monteiro pelo auxílio nos ensaios mecânicos.

Ao técnico Francisco de Paiva do DEMAR/Lorena pelo apoio nos ensaios de tração.

Ao técnico Benedito David de Melo - da ALCAN/Pindamonhangaba pela realização dos ensaios de embutimento.

A técnica Elizabeth Godoy Cezar Salgado do AMR/CTA pela realização da microscopia eletrônica de varredura.

A AÇOMINAS pela doação do material utilizado.

A CONFAB TUBOS S.A. pela realização da análise química do material.

Aos meus orientados de iniciação científica do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá, Engenheiro Guilherme Henrique Zurita Filho, Engenheiro Sandro Assêncio Varanda, Gisélia Alves de Souza, Vinicius Stoco Patricio, Marcos Sampaio Martins e José Eduardo Gleria Rossi de Almeida, e ao aluno José Antônio Marques Neto, pelo auxílio dado nas diversas fases deste trabalho, aos quais desejo muitas felicidades na carreira profissional.

Ao engenheiro Alfeu Saraiva Ramos pela saudável troca de informações sobre o assunto.

A CAPES pela concessão de bolsa de estudo dentro do Programa de Incentivo à Capacitação Docente.

Aos professores Fernando Augusto Silva Marins e Guilherme Eugênio Fillippo Fernandes Filho, respectivamente, diretor e vice-diretor da Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá/UNESP, pela amizade e pelo apoio constante que têm me dado no desenvolvimento de minhas atividades universitárias.

Finalmente, aos meus pais Glauco Luiz Guedes Pereira e Nilva dos Santos Pereira e a minha irmã Dra. Selma dos Santos Pereira, simplesmente por tudo que já vivemos juntos.

Sumário

1 Introdução.....	1
2 Revisão da Literatura.....	4
2.1 Definição. Considerações Iniciais.....	4
2.2 Fabricação de Aços Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais.....	6
2.2.1 Refino Primário de Aços IF.....	7
2.2.1.1 Remoção de Carbono no Refino Primário.....	9
2.2.1.2 Teores de Nitrogênio no Refino Primário.....	12
2.2.1.3 Controle do Oxigênio no Refino Primário.....	15
2.2.2 Desgaseificação à Vácuo.....	15
2.2.2.1 Controle do Carbono na Desgaseificação à Vácuo.....	17
2.2.2.2 Controle do Nitrogênio na Desgaseificação à Vácuo.....	22
2.2.2.3 Controle do Oxigênio na Desgaseificação à Vácuo.....	22
2.2.3 Lingotamento.....	22
2.2.3.1 Controle do Carbono no Lingotamento.....	23
2.2.3.2 Controle do Nitrogênio no Lingotamento.....	24
2.2.3.3 Controle do Oxigênio no Lingotamento.....	25
2.3 Influência da Composição Química sobre as Propriedades Mecânicas dos Aços Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais.....	27
2.3.1 Titânio.....	28
2.3.2 Nióbio.....	36
2.3.3 Carbono.....	38
2.3.4 Nitrogênio.....	41
2.3.5 Manganês.....	42
2.3.6 Enxofre.....	43

2.3.7 Fósforo.....	47
2.3.8 Silício.....	49
2.4 Processamento Termomecânico dos Aços IF.....	50
2.4.1 Laminação a Quente.....	50
2.4.1.1 Temperatura de Reaquecimento das Placas.....	51
2.4.1.2 Temperatura de Acabamento.....	56
2.4.1.3 Temperatura de Bobinamento.....	63
2.4.2 Laminação a Frio.....	70
2.4.3 Recozimento Contínuo.....	74
3 Procedimento Experimental.....	77
3.1 Material. Análise Química.....	77
3.2 Processamento Termomecânico.....	80
3.2.1 Preparação dos Corpos de Prova.....	83
3.2.2 Reaquecimento dos Corpos de Prova.....	87
3.2.3 Laminação a Quente.....	88
3.2.4 Preparação das Chapas para a Simulação do Bobinamento e Laminação a Frio.....	95
3.2.5 Simulação do Bobinamento.....	95
3.2.6 Laminação a Frio.....	96
3.2.7 Recozimento Contínuo.....	96
3.2.8 Tratamentos Termomecânicos Complementares.....	97
3.3 Ensaio Mecânicos.....	99
3.3.1 Ensaio de Tração.....	100
3.3.2 Ensaio para Determinação do Coeficiente de Anisotropia.....	101
3.3.3 Ensaio de Embutimento.....	104
3.4 Microscopia Óptica.....	106
3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura.....	107
4 Resultados e Discussões.....	108
4.1 Ensaio de Tração.....	109
4.2 Ensaio para Determinação do Coeficiente de Anisotropia Médio e Planar.....	115
4.3 Ensaio de Embutimento.....	121
4.4 Microscopia Óptica.....	125
4.4.1 Influência da Temperatura de Reaquecimento sobre a Microestrutura.....	125

4.4.2 Influência da Quantidade de Redução a Quente sobre a Microestrutura.....	126
4.4.3 Influência da Temperatura de Acabamento sobre a Microestrutura.....	128
4.4.4 Influência da Temperatura de Bobinamento sobre a Microestrutura.....	133
4.4.5 Influência da Laminação a Frio sobre a Microestrutura.....	136
4.4.6 Influência da Temperatura de Recozimento sobre a Microestrutura.....	137
4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura.....	139
4.5.1 Microanálise para Determinação da Composição Química dos Precipitados.....	139
4.5.2 Análise Fractográfica.....	141
4.6. Correlação entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas.....	145
4.6.1. Influência da Temperatura de Acabamento.....	145
4.6.2. Influência da Temperatura de Bobinamento.....	149
4.7. Análise Global do Processo.....	153
5 Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos.....	156
Referências Bibliográficas.....	160

Lista de Figuras

2.1 Representação esquemática de uma rota típica de fabricação de aços IF.....	6
2.2 Representação esquemática de conversores do tipo BOF.....	7
2.3 Representação esquemática de um conversor Q-BOP.....	8
2.4 Representação esquemática de um conversor K-BOP.....	8
2.5 Relação entre o teor de carbono no final do sopro e o teor total de ferro na escória para conversores do tipo BOP, Q-BOP e K-BOP.....	11
2.6 Relação entre teor de oxigênio e teor de carbono para sopro convencional e combinado.....	12
2.7 Efeito da altura da escória sobre a absorção de nitrogênio.....	14
2.8 Representação esquemática de um desgaseificador RH - tipo-circulação.....	16
2.9 Efeito da taxa de vazão do argônio sobre a reação de descarbonetação em aços IF...	18
2.10 Efeito do diâmetro do tubo sobre a descarbonetação em um processo do tipo RH..	18
2.11 Teores de carbono e de oxigênio após processo de desgaseificação.....	19
2.12 Alterações no teor de carbono durante o tratamento de desgaseificação RH.....	20
2.13 Carbono absorvido durante a adição de elementos de liga.....	21
2.14 Efeito do excesso de titânio e da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços Ti-IF.....	29
2.15 Efeito da quantidade de elemento estabilizador sobre o alongamento de aços Ti-IF contendo 20-30 ppm de carbono e 26-35 ppm de nitrogênio.....	30
2.16 Efeito da temperatura de bobinamento e do teor de titânio em excesso sobre a temperatura de recristalização de aços Ti-IF.....	32
2.17 Efeito da quantidade de titânio em excesso sobre as propriedades mecânicas de aços UBC-IF recozidos continuamente.....	34

2.18	Efeito da temperatura de reaquecimento das placas sobre a dissolução de precipitados em aços IF estabilizados ao Nb e ao Ti.....	35
2.19	Efeito da relação atômica Nb/C sobre o índice de envelhecimento e o coeficiente de anisotropia médio de um aço IF estabilizado ao nióbio, com 40 ppm de carbono e recozido continuamente.....	37
2.20	Efeito do teor de carbono sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio em aços.....	39
2.21	Efeito do teor de carbono sobre o coeficiente de anisotropia médio com diferentes reduções a frio em aços.....	40
2.22	Efeito do teor de manganês sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços contendo diferentes teores de carbono.....	43
2.23	Efeito do teor de manganês e de enxofre sobre as propriedades mecânicas de aços IF estabilizados ao titânio, laminados a frio e recozidos continuamente.....	45
2.24	Efeito do teor de manganês e de enxofre sobre o índice de envelhecimento e o bake-hardenability de aços IF estabilizados ao titânio e recozidos continuamente.....	46
2.25	Efeito do índice de envelhecimento e do teor de fósforo sobre a fragilização a frio (temperatura do ensaio = 0°C) em um aço IF estabilizado ao nióbio.....	48
2.26	Representação esquemática da temperatura de precipitação e da estabilidade dos precipitados de titânio em aços IF estabilizados ao titânio.....	50
2.27	Efeito da temperatura de reaquecimento das placas sobre as propriedades dos aços IF ao Ti e Nb.....	53
2.28	Efeito da quantidade efetiva de titânio e de nióbio disponível para combinar com o carbono e da temperatura de reaquecimento das placas sobre o coeficiente de anisotropia médio de um aço recozido continuamente.....	54
2.29	Efeito da temperatura de reaquecimento das placas sobre o limite de escoamento, a ductilidade e o coeficiente de anisotropia médio de aços UBC-Ti-IF, laminados a frio em 75%.....	56
2.30	Efeito da temperatura de reaquecimento das placas e da temperatura de acabamento sobre as propriedades de aços Ti-IF com ultra-baixo teor de carbono....	59
2.31	Efeito da temperatura de acabamento sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio e sobre os valores do coeficiente de anisotropia nas direções L, T e D de aços Ti-IF recozidos continuamente.....	60

2.32 Efeito da temperatura de acabamento sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio e sobre os valores do coeficiente de anisotropia nas direções L, T e D de aços Ti+Nb-IF recozidos continuamente.....	60
2.33 Efeito da temperatura de acabamento e da relação Nb/C sobre o coeficiente de anisotropia médio e o índice de envelhecimento de aços ao nióbio, contendo 40 ppm de carbono e recozidos a 830°C por 40 segundos.....	62
2.34 Efeito da temperatura de bobinamento sobre a temperatura de recristalização de aços IF ao titânio, ao nióbio + titânio e ao nióbio.....	64
2.35 Efeito da temperatura de bobinamento e do teor de carbono sobre as propriedades de tração de aços Ti-IF.....	66
2.36 Efeito do elemento estabilizador sobre as propriedades mecânicas em aços Nb-IF contendo 20-30 ppm de carbono e 26-35 ppm de nitrogênio.....	67
2.37 Efeito da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas de aços C-Nb (Nb/C = 1,7), recozidos continuamente a 830°C e processados industrialmente..	70
2.38 Efeito da redução a frio sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços IF.....	73
2.39 Efeito da redução a frio sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio em aços Ti-IF recozidos continuamente, laminados a quente e a frio em laboratório e industrialmente.....	73
2.40 Efeito da temperatura do recozimento contínuo sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços ultra-baixo carbono.....	76
3.1 Representação esquemática do corte feito no material, fornecido em forma de placa.	80
3.2 Fluxograma do processamento termomecânico.....	82
3.3 Forno tipo mufla do LTT-DEMA/UNICAMP.....	84
3.4 Registrador de temperatura do LTT-DEMA/UNICAMP.....	84
3.5 Laminador FENN do LTT-DEMA/UNICAMP.....	85
3.6 Forno tipo mufla do LTT-FE-G/UNESP.....	85
3.7 Representação esquemática do corpo de prova para laminação a quente.....	86
3.8 Corpo de prova para laminação a quente.....	86
3.9 Corpo de prova para laminação a quente em temperatura de reaquecimento de 1050°C.....	88
3.10 Representação esquemática do processamento termomecânico - condições 1 a 4....	89
3.11 Representação esquemática do processamento termomecânico - condições 5 a 8....	90

3.12. Representação esquemática do processamento termomecânico - condições 9 a 12.	90
3.13 Corpo de prova durante laminação a quente com redução de 74,6%.....	93
3.14 Representação dos cortes feitos nos CDP's após laminação a quente.....	94
3.15 Representação esquemática da chapa laminada a frio, com posicionamento (layout) dos CDP's de tração e embutimento.....	99
3.16 Representação dos corpos de prova utilizados em ensaios de tração e de determinação do coeficiente de anisotropia.....	100
3.17 Máquina de ensaio de tração EMIC do LEM-FE-G/UNESP.....	102
3.18 Representação dos corpos de prova utilizados em ensaios de embutimento.....	105
3.19 Representação dos corpos de prova após ensaios de embutimento.....	105
4.1. Efeito da temperatura de acabamento sobre o alongamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.....	112
4.2. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o alongamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.....	112
4.3. Efeito da temperatura de acabamento sobre a resistência à tração em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.....	113
4.4. Efeito da temperatura de bobinamento sobre a resistência à tração em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.....	113
4.5. Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.....	114
4.6. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o limite de escoamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.....	114
4.7. Classificação dos aços para operações de estampagem.....	116
4.8. Efeito da temperatura de acabamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em um aço UBC Ti-IF.....	118
4.9. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em um aço UBC Ti-IF.....	118
4.10. Efeito da temperatura de acabamento sobre o coeficiente de anisotropia planar (earing tendency) em um aço UBC Ti-IF.....	119
4.11. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia planar (earing tendency) em um aço UBC Ti-IF.....	119

4.12. Efeito da temperatura de acabamento sobre os coeficientes de anisotropia a 0°, 45° e 90° em um aço UBC Ti-IF.....	120
4.13. Efeito da temperatura de bobinamento sobre os coeficientes de anisotropia a 0°, 45° e 90° em um aço UBC Ti-IF.....	120
4.14. Efeito da temperatura de acabamento sobre o embutimento em um aço UBC Ti-IF.....	123
4.15. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o embutimento em um aço UBC Ti-IF.....	123
4.16. Classificação dos aços em operações de embutimento, segundo norma ABNT NBR 5915.....	124
4.17. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na condição como fornecido. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	127
4.18. Microestrutura do aço UBC Ti-IF reaquecido a 1050°C e resfriado em água. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.	127
4.19. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 1000°C e resfriado em água. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	127
4.20. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 950°C e resfriado em água. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	128
4.21. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 900°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	129
4.22. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 850°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	129
4.23. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 800°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	129
4.24. Representação parcial do diagrama Fe-C.....	130
4.25. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 900°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	132
4.26. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 850°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	132

4.27. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 800°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	132
4.28. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 700°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	134
4.29. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 650°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	134
4.30. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 600°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	134
4.31. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 550°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	135
4.32. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 700°C. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	135
4.33. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 650°C. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	135
4.34. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 600°C. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	136
4.35. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 550°C. Ataque: LePera. Aumento. 500X.....	136
4.36. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a frio com redução de 80%. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	136
4.37. Microestrutura final do aço UBC Ti-IF após recozimento a 850°C. Temperatura de acabamento de 900°C e temperatura de bobinamento de 700°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	138
4.38. Microestrutura final do aço UBC Ti-IF após recozimento a 850°C. Temperatura de acabamento de 850°C e temperatura de bobinamento de 700°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	138
4.39. Microestrutura final do aço UBC Ti-IF após recozimento a 850°C. Temperatura de acabamento de 800°C e temperatura de bobinamento de 700°C. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.....	138
4.40. Espectro típico obtido através de microanálise dos precipitados presentes no aço UBC Ti-IF.....	139

4.41. Representação esquemática da fração volumétrica dos sulfetos presentes em aços Ti-IF contendo 0,06% e 0,72% de manganês.....	140
4.42. Superfície de fratura - condição 1. Aumento - 1000X.....	143
4.43. Superfície de fratura - condição 12. Aumento - 1000X.....	143
4.44. Superfície de fratura - condição 1. Aumento - 80X.....	144
4.45. Superfície de fratura - condição 12. Aumento - 80X.....	144
4.46. Síntese da influência da temperatura de acabamento sobre os parâmetros de microestrutura e de propriedades mecânicas no aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.....	145
4.47. Influência do processamento termomecânico sobre a microestrutura de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.....	148
4.48. Síntese da influência da temperatura de bobinamento sobre os parâmetros de microestrutura e de propriedades mecânicas no aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.....	149
4.49. Influência do processamento termomecânico sobre a morfologia e o tamanho dos precipitados de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.....	151
4.50. Número médio de precipitados por área analisada e tamanho médio dos precipitados em função da temperatura de bobinamento.....	152
4.51. Análise global das alterações do tamanho de grão ferrítico e do tamanho do precipitado em função da evolução do processamento termomecânico.....	154
4.52. Influência da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em um aço ultra baixo carbono livre de intersticiais.....	155
4.53. Influência da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento sobre o limite de escoamento em um aço ultra baixo carbono livre de intersticiais.....	155

Lista de Tabelas

2.1 Composições químicas típicas de aços IF.....	5
2.2 Exemplos de composições químicas típicas de aços IF.....	5
2.3 Propriedades mecânicas típicas de aços IF.....	6
2.4 Teores de carbono finais típicos oriundos dos conversores de refino primário.....	10
2.5 Efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas em aços Ti-IF.....	41
3.1 Condições geradas no processamento termomecânico.....	79
4.1. Composição química do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.....	101
4.2. Escala de passes aplicados na laminação a quente.....	106
4.3. Resultados obtidos nos ensaios de tração.....	126
4.4. Resultados obtidos nos ensaios dos coeficientes de anisotropia médio e planar.....	131
4.5. Resultados obtidos nos ensaios de embutimento.....	138

Resumo

PEREIRA, Marcelo dos Santos, *Influência do Processamento Termomecânico na Estrutura e nas Propriedades Mecânicas de um Aço Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais*, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1998. 169p. Tese (Doutorado)

Nos últimos anos, melhorias substanciais na tecnologia de fabricação de aços tornaram possível o desenvolvimento de aços de ultra-baixo carbono livres de intersticiais (interstitial-free steels). Os aços IF apresentam teores de carbono menores que 50ppm, em peso, e são estabilizados com titânio e/ou nióbio, objetivando remover os elementos intersticiais presentes, principalmente o carbono e o nitrogênio. Se caracterizam por apresentar altos valores no coeficiente de anisotropia médio e no alongamento, e são aplicados em operações que requerem materiais com alta capacidade de conformação. O principal objetivo deste trabalho é o de estabelecer uma correlação entre parâmetros do tratamento termomecânico; em especial as temperaturas de acabamento e bobinamento; a microestrutura e as propriedades mecânicas e, com isso, propor uma otimização no processamento deste material. O aço, doado pela Açominas, foi laminado a quente e a frio e recozido continuamente em escala laboratorial. As propriedades mecânicas foram determinadas através de ensaios de tração e de embutimento e ensaios para determinação do coeficiente de anisotropia médio, enquanto a microestrutura foi caracterizada através de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que a aplicação de altas temperaturas de acabamento (900°C) e de bobinamento (700°C), durante a laminação a quente, ocasiona a formação de uma microestrutura fina, homogênea e equiaxial, provoca um crescimento no tamanho dos precipitados e aumenta os valores do coeficiente de anisotropia e do alongamento do material, propiciando uma condição de processamento ótima do aço para aplicações em estampagem extra-profunda.

Palavras Chave

- Aços ultra-baixo carbono, aços IF, processamento termomecânico, estampabilidade, propriedades mecânicas.

Abstract

PEREIRA, Marcelo dos Santos, *Influência do Processamento Termomecânico na Estrutura e nas Propriedades Mecânicas de um Aço Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais*, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1998. 169p. Tese (Doutorado)

In the last years, substantial improvements on steelmaking technology have made possible the development of interstitial-free steels containing ultra-low carbon. The IF steels show carbon content lower than 50 ppm, in weight, and are stabilized with titanium and niobium, in order to remove the interstitial elements, mainly carbon and nitrogen. They are characterized by high levels of r-values and elongation, and are applied in operations which require materials with high conformation capacity. The purpose of this investigation is to establish correlations among thermomechanical treatment parameters; specially finishing and coiling temperatures; microstructure and mechanical properties and, on establishing these correlations, it proposes a processing optimizing of this material. The steel, produced by Açominas, was hot and cold rolled and continuous annealed in laboratorial scale. The mechanical properties were determined by tensile, drawing and r-value tests, whereas the microstructure was characterized by optical and scanning electron microscopy. The results showed that the use of high finishing temperature (900°C) and high coiling temperature (700°C), during hot rolling, promotes a fine, homogeneous and equiaxial microstructure, grows the precipitate and increases the r-values and the elongation, propitiating a steel optimum processing condition for extra deep-drawing applications.

Key Words

- IF steel, ultra-low carbon steels, themomechanical treatment, deep-drawing quality, mechanical properties.

Capítulo 1

Introdução

O grande número de artigos, publicados atualmente, sobre o tema aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais ou aços IF (Interstitial-Free) é indicativo do interesse mundial na pesquisa e desenvolvimento deste material. No final da década passada, GUPTA *et al.* (1988) relataram o pensamento de engenheiros de uma grande indústria automobilística dos Estados Unidos, que na época já afirmavam: “O uso de aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais, ao invés de aços de baixo carbono (0,03% a 0,06%), elimina essencialmente toda quebra nas operações de estampagens, além de proporcionar benefícios adicionais como aumento na produtividade e qualidade superior nas partes estampadas”.

A pesquisa e o desenvolvimento dos aços IF iniciou-se à mais de duas décadas (ELIAS e HOOK, 1970) com o objetivo principal de fornecer aos aços características de maior conformabilidade para aplicação em produtos finais em forma de chapas. O primeiro IF, com características comerciais, foi produzido por volta de 1970 como um aço com extra-baixo teor de carbono estabilizado ao titânio (FUKUDA e SHIMIZU, 1972). Ainda no início da década de 70, foram publicados os primeiros trabalhos em aços IF estabilizados ao nióbio. AKISUE e TAKAHASHI (1972) avaliaram o efeito da adição de nióbio sobre a textura de chapas de aços com baixo carbono e HOOK *et al.* (1975) estudaram a influência da adição de nióbio sobre a textura de aços IF para aplicações em estampagens profundas.

Em 1973, ELIAS e HOOK (1973) relataram sobre a produção de aços extra-baixo carbono, com teores variando entre 0,005-0,010%, desgaseificados à vácuo, com a proposta inovadora de adição conjunta de titânio e nióbio, em quantidades suficientes para aprisionar os

elementos intersticiais presentes. Uma importante observação é que o nióbio e o titânio sempre foram utilizados como elementos estabilizadores de carbono e nitrogênio. Porém, em função das limitações tecnológicas dos processos de fabricação da época, tornava-se impossível a obtenção de aços limpos, ou seja, com teores muito baixos de elementos intersticiais. Com isso, era necessária a adição de uma grande quantidade de elementos microligantes para estabilizar a matriz IF, tornando os aços relativamente caros. Com o surgimento e a instalação de modernos equipamentos de desgaseificação à vácuo, tornou-se viável a produção de aços com teores de carbono e nitrogênio menores que 0,003%, resultados estes que reduziram em muito a necessidade da adição de altos teores de nióbio e ou titânio (TITHER *et al.*, 1994).

Os aços IF começaram a ser produzidos em massa em 1979, em substituição aos aços de baixo carbono acalmados ao alumínio, quando as chapas de aço galvanizadas por imersão a quente foram primeiro utilizadas para confecção de painéis automotivos com elevada resistência à corrosão. A linha de galvanização contínua executa um tipo de processamento com aplicação de técnicas de recozimento contínuo, além de não possuir um forno para tratamento térmico posterior de super-envelhecimento. Por isso, em função das características dos aços IF e do tipo de processamento realizado nas linhas de galvanização, não existe hoje uma classe de aços mais adequada para produção de chapas com excelente conformabilidade. Seu uso também é menos custoso e fornece produtos finais de melhor qualidade do que a alternativa anterior, ou seja os aços acalmados ao alumínio (TOKUNAGA e KATO, 1990).

Nos últimos anos, a produção em escala comercial dos aços IF apresentou um franco crescimento. A produção da Nippon Steel mais do que duplicou no período de 1986 a 1992 (TAKESHI, 1994), apresentando uma variação positiva de 115%. No ano de 1990, todos os produtores de aços japoneses manufaturaram uma quantidade total de mais de três milhões de toneladas de aços IF (TSUNOYAMA *et al.*, 1990), onde somente a Kawasaki Steel atingiu a marca de dois milhões de toneladas/ano (TAKESHI, 1991). Neste mesmo ano, a indústria automobilística mundial consumiu mais de 10 milhões de toneladas de aços IF (TITHER *et al.*, 1994). Na Europa e América do Norte a produção de aços IF também se desenvolve em ritmo acelerado. Dados da Thyssen Stahl AG (BLECK, 1991) mostram um crescimento, no período de 1983 a 1990, de quase quatrocentas mil toneladas. Além dos grandes centros siderúrgicos, a produção comercial dos aços IF já foi iniciada na Coreia do Sul, e seu desenvolvimento científico e tecnológico atinge outros países, entre eles o Brasil (PRADO *et al.*, 1991).

Atualmente as siderúrgicas brasileiras, especialmente a Usiminas e a CSN, tentam se manter na vanguarda nacional em termos de tecnologia para desenvolvimento dos aços livre de intersticiais - IF. Todas as indústrias automobilísticas brasileiras tem interesse na aplicação deste material em suas linhas de produção, particularmente em peças de difícil conformação. Os aços IF levam a uma redução de refugos e de óleo de estampagem, além de tornarem possíveis a confecção de componentes mais largos de carroçaria, como citado em reportagem feita pela revista Materiais e Metalurgia, na sua edição de fevereiro de 1998.

A justificativa estratégica para a realização deste trabalho reside no fato que o desenvolvimento tecnológico deste material é recente e, principalmente, porque as informações sobre o seu comportamento mecânico final em função das variações nos parâmetros do tratamento termomecânico, em especial quando avaliadas as temperaturas de acabamento e de bobinamento, ainda são conflitantes e insuficientes.

Além disso, objetiva-se uma produção de conhecimentos técnicos e científicos nos estudos dos aços ultra-baixo carbono livres de intersticiais, já que a pesquisa desses materiais feita no Brasil é praticamente inexistente. Tendo em vista o atendimento futuro ao crescente mercado destes aços, espera-se contribuir para que o país adquira capacidade para desenvolver e produzir aços IF, visando alcançar os níveis de conhecimento, qualidade e competitividade, já atingidos nos países desenvolvidos.

Neste trabalho é estabelecida uma correlação entre o processamento termomecânico, a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais. Os principais parâmetros a serem avaliados são: a temperatura de acabamento e a temperatura de bobinamento no processamento termomecânico; a morfologia e o tamanho dos grãos ferríticos assim como a morfologia e o tamanho dos precipitados na microestrutura; e o coeficiente de anisotropia médio e o alongamento nas propriedades mecânicas finais do material. Conseqüentemente será proposta uma otimização no processamento termomecânico dos aços ultra-baixo carbono livres de intersticiais, através de um melhor entendimento da correlação entre os principais parâmetros de laminação, principalmente as temperaturas de acabamento e de bobinamento, as características microestruturais e as propriedades mecânicas finais do material.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1. Definição. Considerações Iniciais.

Os aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais são assim denominados por possuírem elementos intersticiais, como o carbono e o nitrogênio, em teores muito baixos, menores que 50 e 30 ppm respectivamente, estabilizados por elementos microligantes, como o titânio e o nióbio, fortes formadores de carbonetos e nitretos, que removem os elementos intersticiais presentes em solução sólida no material. Os teores muito reduzidos de carbono e nitrogênio somados a adição de alumínio, nióbio e titânio, como estabilizadores, resultam no desenvolvimento de uma textura de recristalização {111} (KRAUSS *et al.*, 1990 e TSUNOYAMA, 1990) altamente favorável a operações de conformação, como a estampagem profunda .

Os aços IF, laminados a frio e desgaseificados à vácuo, são caracterizados por apresentarem mais altos níveis no alongamento, no coeficiente de encruamento (n) e no coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}), e menores níveis no limite de escoamento e na resistência à tração, quando comparados aos aços de baixo carbono, laminados a frio e não desgaseificados à vácuo (FEKETE *et al.*, 1992). Além disso, por possuírem características mecânicas de excelente estampagem profunda e de não-envelhecimento, os aços IF possibilitaram à indústria automobilística a confecção de partes “mais difíceis de conformar” (TITHER *et al.*, 1990) e, conseqüentemente, contrabalançando a forte competição pelo crescimento na utilização do plástico, alumínio e de outros materiais, substitutos em potencial dos aços.

As composições químicas e as propriedades mecânicas típicas de alguns aços IF comerciais são apresentadas nas tabelas 2.1, 2.2 e 2.3. Seu desenvolvimento tornou-se possível, basicamente, em função:

- de melhorias substanciais na tecnologia da fabricação dos aços, principalmente pelo advento da degaseificação à vácuo,
- do surgimento de novas técnicas de processamento, como o recozimento contínuo e
- de um melhor controle e entendimento da composição química do material.

Trata-se, portanto, do mais recente passo na evolução de aços laminados a frio e recozidos para aplicações em processos de conformação.

Tabela 2.1. Composições químicas típicas de aços IF (CRAMB e BYRNE, 1990).

ELEMENTO QUÍMICO	NÍVEIS DE COMPOSIÇÃO
Carbono	20 - 50 ppm
Silício	< 0,003%
Manganês	0,20 - 0,30%
Fósforo	0,015 - 0,025%
Enxofre	0,012 - 0,025%
Titânio	0,035 - 0,060%
Nitrogênio	< 30 ppm
Alumínio	0,02 - 0,06%
Nióbio	0,008 - 0,016%

Tabela 2.2. Exemplos de composições químicas típicas de aços IF (BORDIGNON, 1992).

AÇO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)								
	C	Mn	P	S	Si	Ti	Nb	Al	B
Super EEP	0,0014	0,17	0,003	0,003	0,02	0,05	0,014	0,05	-
EEP	0,0018	0,09	0,003	-	0,004	0,008	0,01	0,02	-
EEP-BH	0,0025	0,15	0,01	0,01	-	-	0,015	0,04	-
RM 350 BH	0,0025	0,20	0,07	0,01	-	-	0,015	0,04	-
RM 400	0,0032	0,18	0,08	-	0,25	0,01	0,018	0,04	0,0003

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas típicas de aços IF (BORDIGNON, 1992).

AÇO	PROPRIEDADES MECÂNICAS						
	LE(MPa)	RT(MPa)	Al(%)	n	\bar{r}	Δr	BH(MPa)
Super EEP	140	262	54	0,27	2,89	0,44	-
EEP	150	300	51	0,25	2,15	-	-
EEP-BH	170	290	51	-	2,3	-	44
RM 350 BH	200	380	43	-	2,2	-	49
RM 400	240	420	39	0,24	1,95	-	-

2.2. Fabricação de Aços Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais (IF).

A rota mais comum para fabricação de aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais é ilustrada na figura 2.1. Estes são comumente produzidos em usinas integradas, por um processo completo que envolve três etapas principais: o refino primário, a degaseificação à vácuo e o lingotamento contínuo (CRAMB e BYRNE, 1990). A seguir são apresentadas breves descrições, os equipamentos utilizados e, principalmente, a influência sobre a composição química do aço, especialmente sobre o carbono, o nitrogênio e o oxigênio, de cada uma das três etapas principais do processo de fabricação.

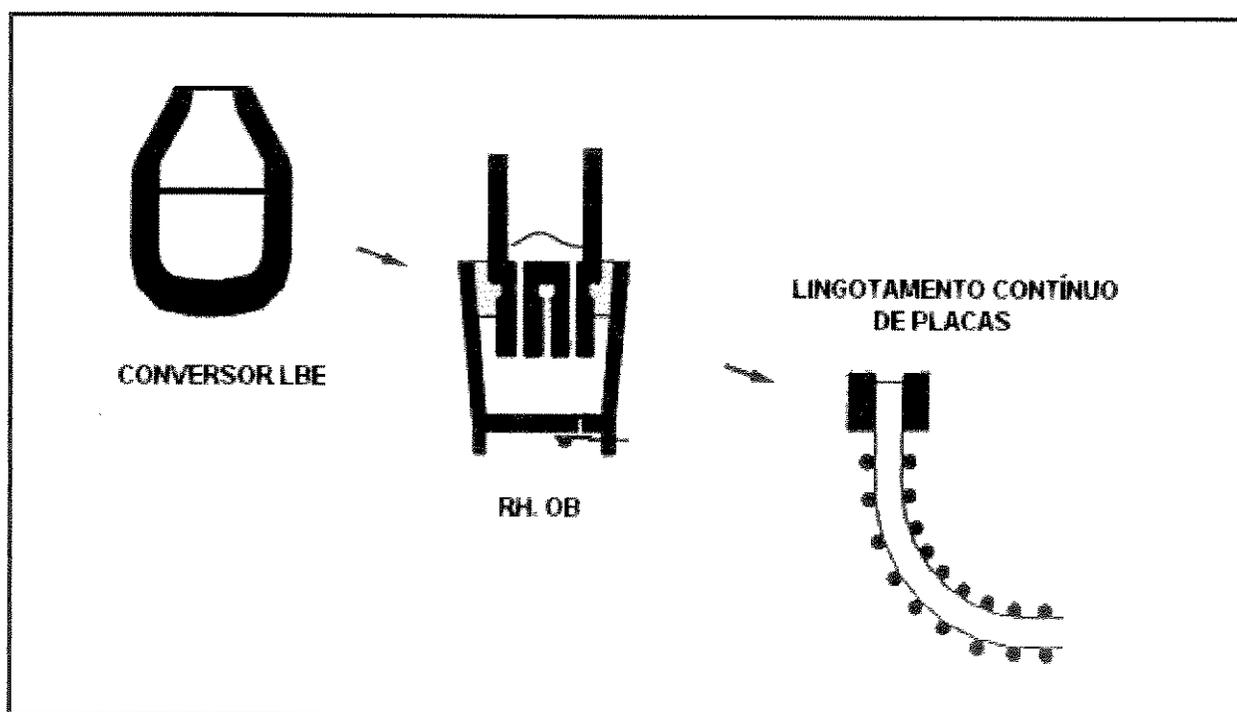


Figura 2.1. Representação esquemática de uma rota típica de fabricação de aços IF.

2.2.1. Refino Primário de Aços IF.

Apesar de apresentarem diferenças na configuração, todos os conversores ou vasos do refino primário servem para os mesmos propósitos, ou seja, removerem carbono a um nível ótimo para realização da desgaseificação à vácuo e produzirem uma temperatura adequada para processamento posterior.

Os diferentes conversores utilizados no refino primário são esquematizados nas figuras 2.2, 2.3 e 2.4, variando desde os tipos BOF (figura 2.2), onde o processo de sopro a oxigênio é feito por cima, ou seja pela parte superior do vaso, por intermédio de uma lança refrigerada com água gelada, até os tipos Q-BOP (figura 2.3), onde o processo de sopro a oxigênio é feito pelo fundo, ou seja, pela parte inferior do vaso, através de diversos tubos ou ventaneiras. Há também os processos combinados, ou seja, uma mistura dos dois processos anteriores, aliando características de sopro por cima e pelo fundo (figura 2.4). Estes processos combinados diferem-se um do outro pelo tipo do gás, inerte ou oxigênio, e pela vazão do gás injetado pelo fundo do conversor. Sabe-se que a utilização de oxigênio como gás injetado pelos tubos ou ventaneiras apresenta maior intensidade de agitação.

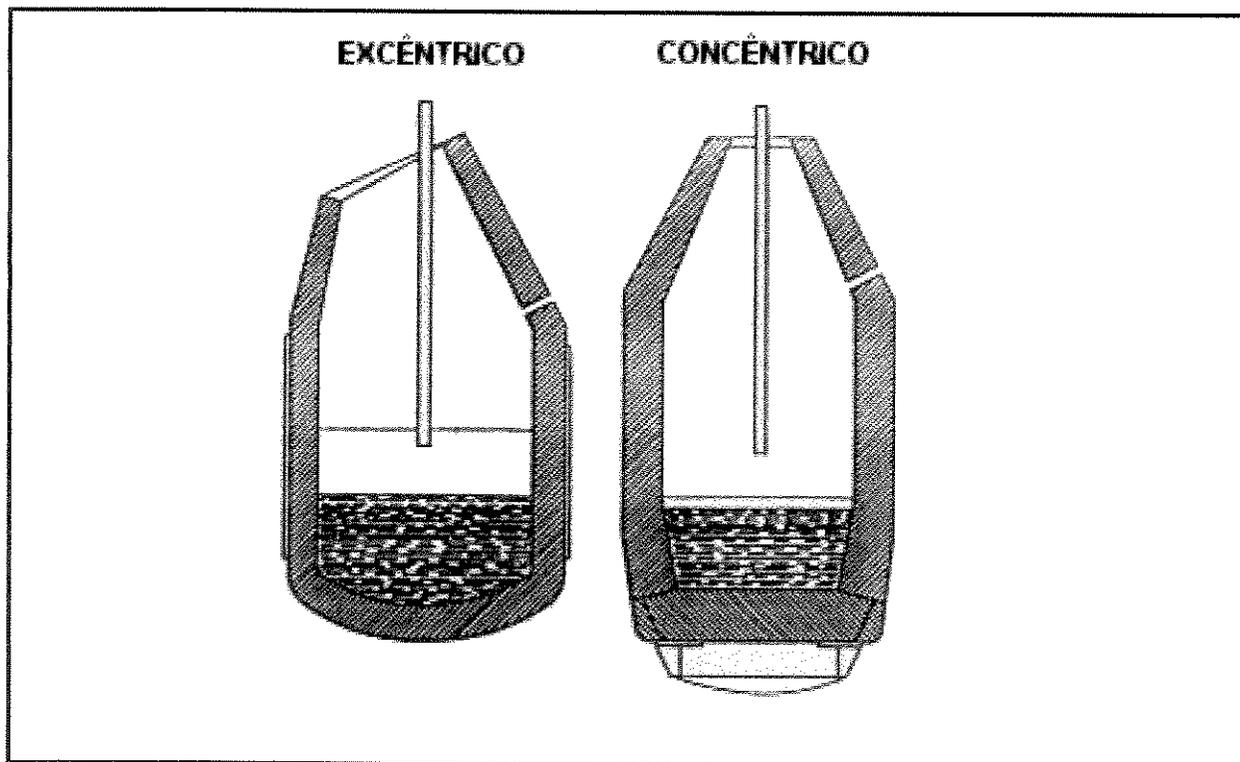


Figura 2.2. Representação esquemática de conversores tipo BOF.

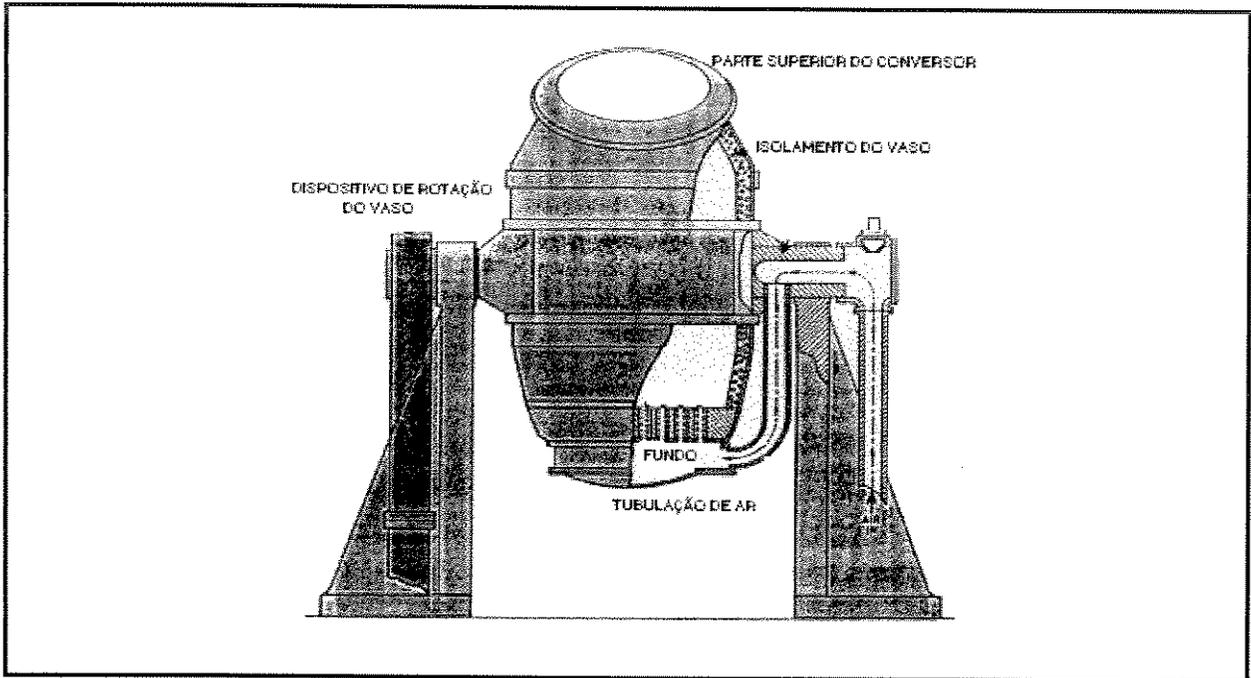


Figura 2.3. Representação esquemática de um conversor Q-BOP.

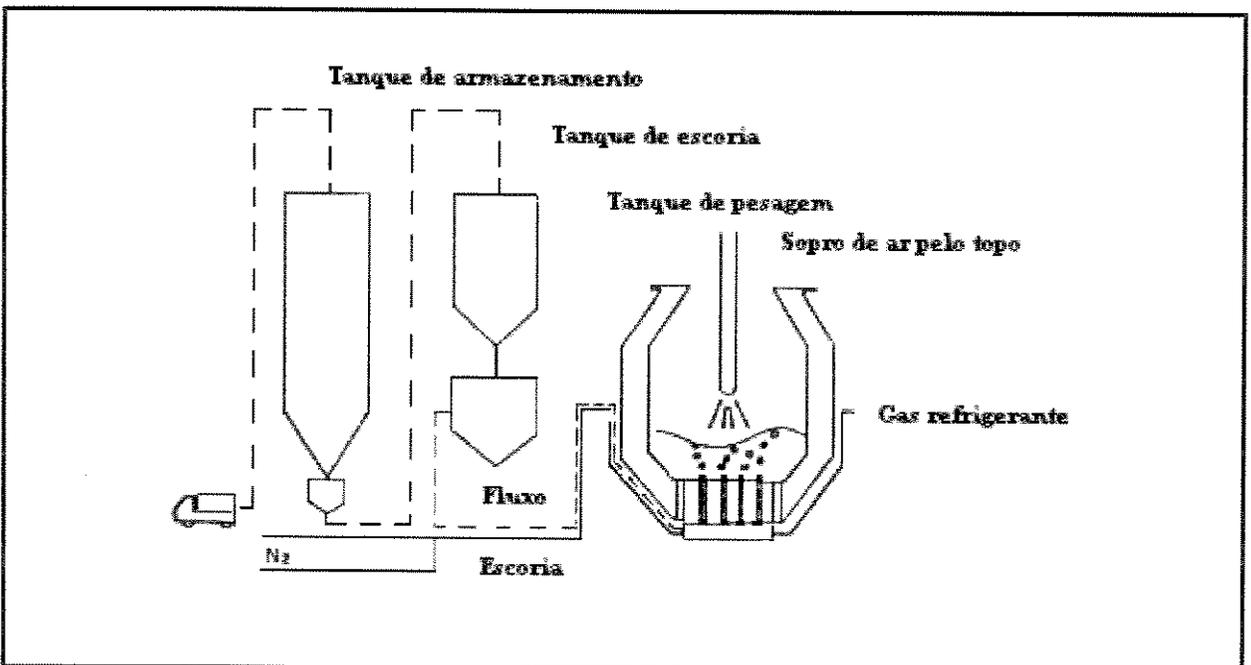


Figura 2.4. Representação esquemática de um conversor K-BOP.

2.2.1.1. Remoção de Carbono no Refino Primário.

A descarbonetação efetiva do aço líquido é um dos parâmetros mais importantes na produção dos aços IF, já que os teores de carbono determinam as propriedades do produto final (TAKESHI, 1994).

A remoção de carbono nos conversores ocorre, inicialmente, através da reação do oxigênio, soprado para o interior do banho, com o carbono, dissolvido no aço líquido, a qual resulta na produção dos gases monóxido de carbono e dióxido de carbono, segundo as seguintes reações:



A taxa de descarbonetação é determinada pela taxa de oxigênio injetado no conversor. Em taxas normais de sopro a oxigênio, após o silício ter sido removido, ela diminui linearmente com o tempo de injeção, até o líquido atingir cerca de 0,3% de carbono. A partir de então, passa a ser controlada através da velocidade de transporte de massa de carbono, que passa do líquido para os locais preferenciais de reação com o oxigênio dissolvido. FRUEHAN (1976) mostrou que a taxa de descarbonetação respeita a seguinte reação, quando a velocidade de transporte de massa de carbono é a taxa controladora:

$$\log (\%C)_t / (\%C)_o = K (t - t_o) \dots\dots\dots(2.3)$$

onde K é o coeficiente da velocidade de transporte de massa de carbono específico para uma dada operação, $\%C_t$ é o teor de carbono em um determinado tempo (t) e $\%C_o$ é o teor de carbono em um tempo (t_o) anterior a fase onde a velocidade de transporte de massa de carbono é a taxa controladora.

A capacidade dos conversores de refino primário removerem diferentes quantidades de carbono no final do sopro é dependente da intensidade da agitação inferior. O tipo BOF, que tradicionalmente não possui agitação pelo fundo, pode produzir aços líquidos com teores de carbono de 0,030% no final do seu ciclo de injeção, porém, queimando quantidades

substanciais de ferro e produzindo uma escória com relativamente alta quantidade de óxido de ferro. Por outro lado, o tipo Q-BOP, que tem intensa agitação na parte inferior, é capaz de produzir um aço líquido com teores de carbono muito baixos, na ordem de 0,010% no final do ciclo de injeção, com relativamente baixa quantidade de óxido de ferro na escória. Alguns teores finais típicos de carbono nos processos mais comuns de refino primário são ilustrados na tabela 2.4.

Tabela 2.4. Teores de carbono finais típicos oriundos dos conversores de refino primário

PROCESSO	DESCRIÇÃO	TEOR DE CARBONO FINAL
BOF	Sopro por cima	0,04%
BOF - Sopro Combinado	Agitação por gás inerte	0,03%
K - BOP	Sopro por cima e pelo fundo	0,02%
Q - BOP	Sopro pelo fundo	0,01%

Como foi citado, além da descarbonetação, todos os processos de refino primário produzem óxido de ferro em maiores ou menores quantidades, dependendo da intensidade de agitação causada pelo gás soprado pelo fundo, segundo a reação:



onde quantidades significantes de FeO são formadas no interior da escória.

Como citado, os conversores com intensa agitação inferior são os melhores na produção de aços com menores teores de carbono e com menor nível de FeO. Na figura 2.5 são plotados níveis típicos de FeO, encontrados na escória de diferentes fornos de fabricantes de aços, em função do teor de carbono. A formação de óxido de ferro é indesejável, pois leva a um menor rendimento do processo e a um aumento do desgaste do refratário.

Sabe-se que as operações nos conversores de refino primário têm um compromisso entre a produção de aços com um teor de carbono tão baixo quanto o possível e a minimização da produção de óxido de ferro na escória. O surgimento dos processos combinados de injeção, como o realizado nos conversores BOF equipados com agitação pelo fundo, feita com gás

inerte, tem levado os produtores a atingir baixos teores finais de carbono evitando substancial super-oxidação do aço líquido e das escórias do forno. A melhoria na performance do teor de carbono final, com agitação feita por processo de sopro combinado, é ilustrada na figura 2.6.

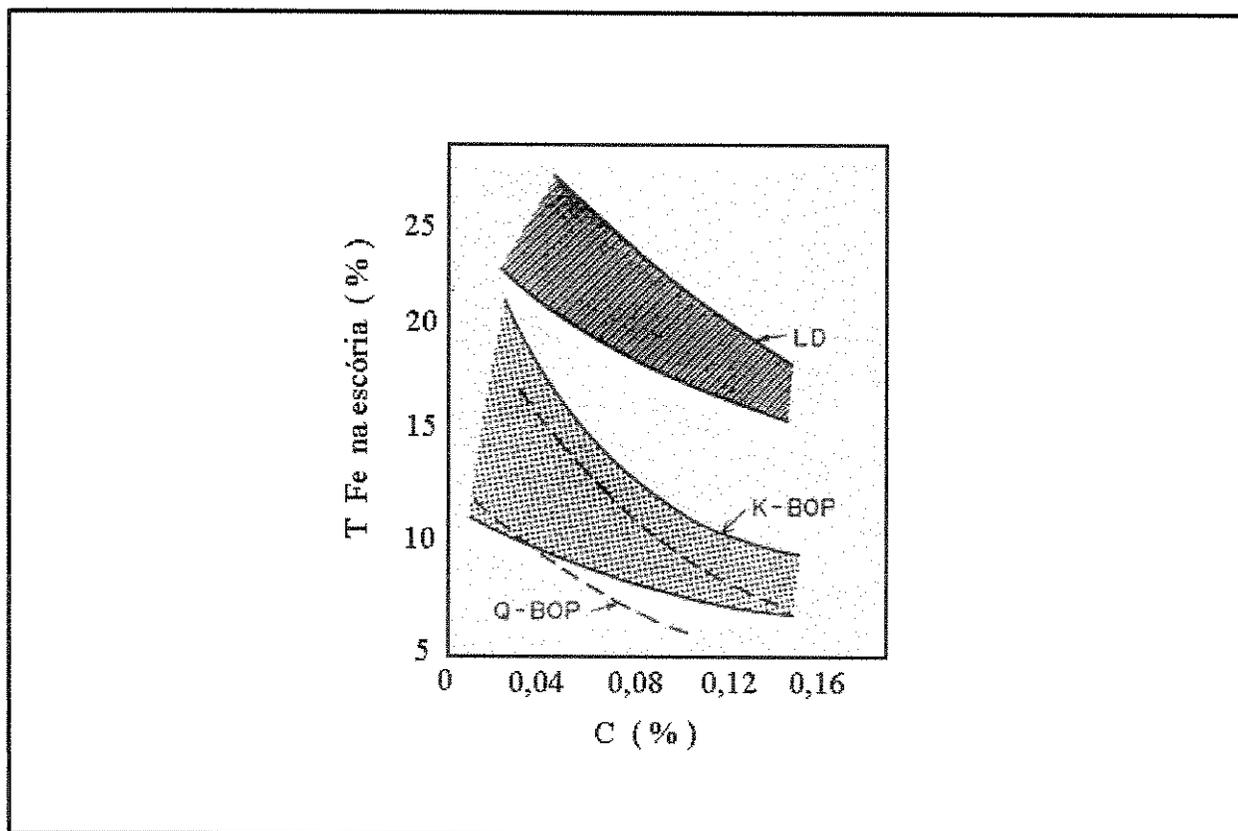


Figura 2.5. Relação entre o teor de carbono no final do sopro e o teor total de ferro na escória para conversores do tipo BOP, Q-BOP e K-BOP.

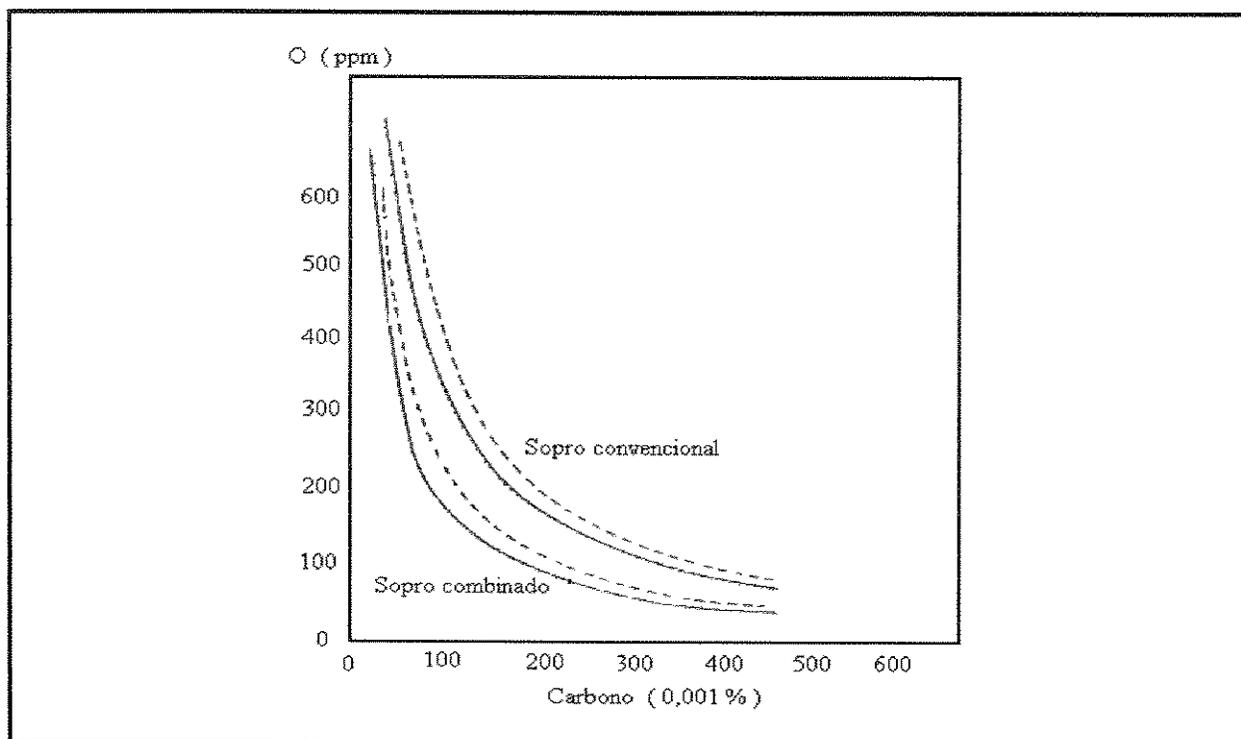


Figura 2.6. Relação entre teor de oxigênio e teor de carbono para processos com sopro convencional e sopro combinado.

O teor de carbono, atingido no ponto final do processo do refino primário do aço, é extremamente importante, pois controla diretamente o tempo necessário para o desgaseificador atingir o seu próprio objetivo no teor final de carbono. Em geral, quanto mais baixo o teor de carbono do aço entrando no desgaseificador, mais curto será o tempo do ciclo de desgaseificação para atingir o teor final de carbono desejado.

2.2.1.2. Teores de Nitrogênio no Refino Primário.

Basicamente, os níveis de nitrogênio nos conversores de refino primário são controlados pelo comportamento do gás monóxido de carbono, produto principal da descarbonetação durante o sopro de oxigênio. Uma agitação violenta, devido ao monóxido de carbono, serve para extrair a maior parte do nitrogênio em solução no metal quente, oriundo dos alto fornos.

Teores típicos de nitrogênio no vazamento, após o refino primário, são da ordem de 20 a 25 ppm para conversores do tipo BOF e da ordem de 15 a 20 ppm em conversores do tipo Q-BOP com processo de sopro pelo fundo com violenta agitação. Os níveis de nitrogênio alcançados no vazamento por produtores japoneses são mais baixos que os atingidos por

produtores norte americanos, o que pode ser justificado devido a forte presença japonesa nos pré-tratamentos dos metais a quente e aos baixos níveis de refugo de sucata usados nas operações de fornos em siderúrgicas japonesas.

Porém, durante a operação do refino primário, assim que a reação de descarbonetação se encerra, próximo ao final do sopro, pequenas quantidades de ar são capazes de infiltrar-se no conversor e ocasionar uma reabsorção do nitrogênio. Esta reabsorção também pode ocorrer devido a presença de sucata com altos teores de nitrogênio. Trabalho realizado na Nippon Steel's Hirohata Works (KUWABAR *et al.*, 1987) sugere que esta infiltração de ar pode ser controlada através da utilização de uma escória alta e espumante, praticada no final do sopro (figura 2.7), servindo como uma barreira física à infiltração de ar para dentro do forno. Testes com fornos equipados com agitação pelo fundo têm mostrado que o próprio gás nitrogênio pode ser usado como o responsável pela agitação do aço líquido durante a maior parte do sopro, sem aumento do teor final de nitrogênio no refino primário, pois o gás é substituído pelo argônio antes do encerramento da reação de descarbonetação. Experimentos, também realizados na Nippon Steel, têm mostrado que a agitação pelo fundo feita com dióxido de carbono, atuando como um substituto do argônio como gás responsável pela agitação, pode acelerar a remoção de nitrogênio no vaso, com uma redução no teor final de cerca de 4 ppm. Este aumento da remoção é atribuído à reação:



Além disso, se as mesmas taxas de vazão forem aplicadas utilizando-se CO₂ em substituição ao argônio, o efeito será o dobro da quantidade de agitação com gás e, conseqüentemente, da eficiência da agitação.

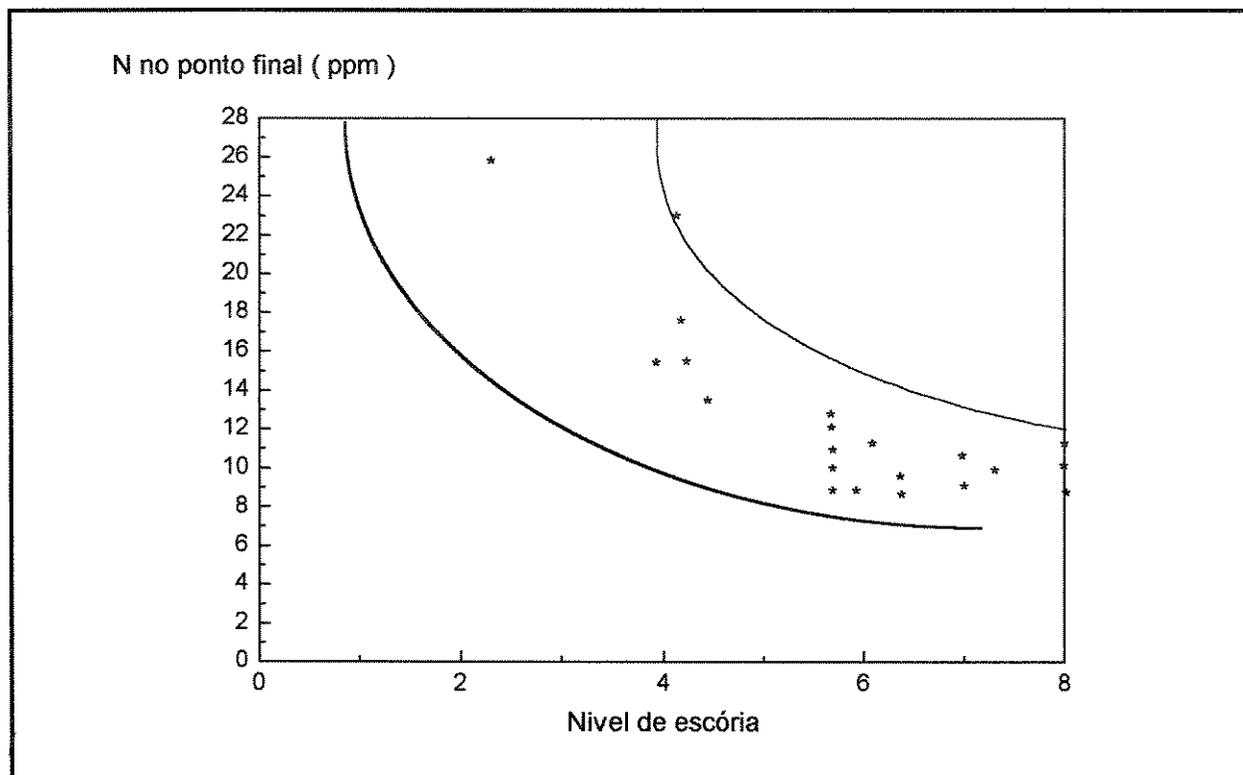


Figura 2.7. Efeito da altura da escória sobre a absorção de nitrogênio no final do sopro.

Outra origem da absorção do nitrogênio é durante o vazamento. A taxa de nitrogênio absorvido no aço líquido é bastante aumentada se os níveis de oxigênio e de enxofre, presentes nos aços, forem muito baixos. Oxigênio e enxofre são elementos ativos e segregam para a superfície do aço líquido. Suas presenças na superfície têm um efeito retardador na dissociação do nitrogênio, desde que ocupem os locais preferenciais de reação. Além disso, em baixos níveis de carbono, como visto na figura 2.6, os teores de oxigênio são elevados e o nitrogênio absorvido durante o vazamento é mínimo. Contudo, se o aço é desoxidado durante o vazamento, os níveis de oxigênio no aço se tornam muito baixos e a segregação de oxigênio para a superfície é minimizada. Os locais preferenciais de reação, os quais foram bloqueados anteriormente, são agora abertos e a taxa do nitrogênio absorvido aumenta significativamente. Portanto, para garantir que sejam produzidos baixos teores finais de nitrogênio, é necessário vaziar o aço líquido com a mínima possibilidade de desoxidação, alcançando-se com isso um perfeito controle da composição final.

2.2.1.3. Controle do Oxigênio no Refino Primário.

Após a produção de sua composição básica nos conversores de refino primário, o aço líquido é vazado para o interior da panela, para ser transferido para o desgaseificador. Para fabricação de aços limpos, deve ser tomado um grande cuidado para assegurar que seja carregada para a panela a menor quantidade possível de escória do forno. A presença de escória resulta em operações secundárias instáveis de fabricação do aço, principalmente pela presença de possíveis óxidos, como o FeO e MnO. A entrada destas escórias pode levar a um teor significativo de inclusões exógenas no aço, que dificilmente podem ser removidas no processamento subsequente.

2.2.2. Desgaseificação à Vácuo.

A desgaseificação à vácuo do aço é necessária para a obtenção de níveis muito baixos de carbono, ou seja, menores que 0,005%, fundamentais para a produção de aços IF. O tipo de desgaseificador mais comum, atualmente em uso, é o do tipo-circulação, que é ilustrado esquematicamente na figura 2.8. Neste desgaseificador, dois tubos (snorkels) refratários são imersos no interior da panela com aço líquido. Faz-se vácuo na câmara acima dos tubos, e o argônio é injetado no interior do aço através de diversos pontos de injeção localizados em um dos tubos. O argônio local reduz a densidade aparente do aço e causa um movimento ascendente do aço líquido que entra na câmara e que, subsequente, retorna desgaseificado à panela através do segundo tubo. Por intermédio desta diferença de densidades é estabelecido o fluxo de circulação. Exemplos deste tipo de desgaseificador são o RH na Armco's Middletown Works e o VCP na LTV's Indiana Harbor Works (BLOSSEY *et al.*, 1989).

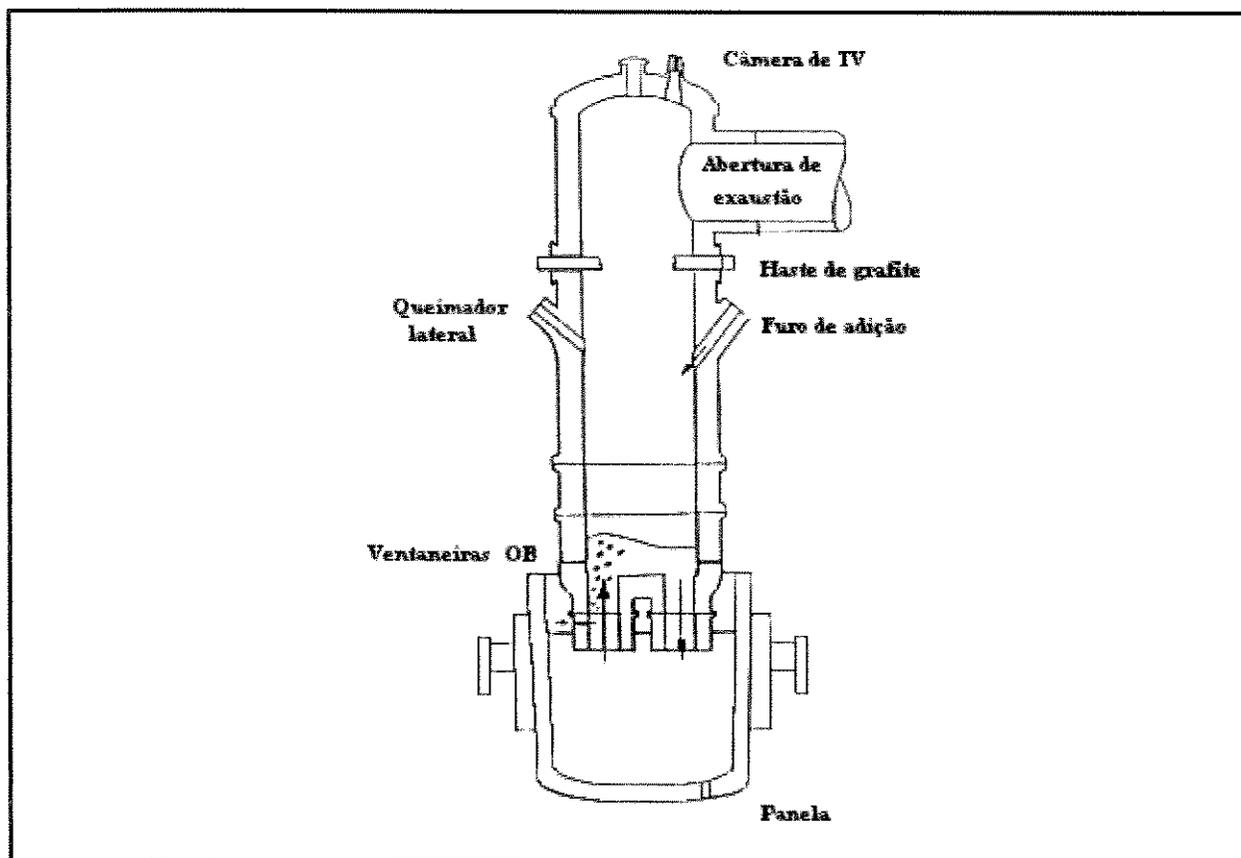


Figura 2.8. Representação esquemática de degaseificador RH - tipo-circulação.

Como citado por FLUX (1965) trata-se de um método antigo, com referências a sua utilização inicial datando de 1886 e com aplicação em nível industrial, generalizada mundialmente, na década de 50. Na indústria siderúrgica, suas primeiras aplicações foram na remoção do hidrogênio de seções pesadas e forjadas. Porém, no final dos anos 50 e no início dos anos 60, a degaseificação à vácuo foi aplicada com objetivo de tornar os aços mais limpos e com maior precisão e uniformidade na composição química (FEKETE *et al.*, 1992). Os níveis de qualidade dos produtos produzidos pelas siderúrgicas elevaram-se acentuadamente neste período. Muitos dos produtos manufaturados por degaseificação à vácuo foram os lingotes forjados, os produtos trabalhados em forma de tubos e barras e as grandes peças fundidas.

Atualmente, os grandes produtores mundiais de aços têm utilizado a degaseificação à vácuo nos processo de fabricação de seus materiais e, desse modo, atingindo a capacidade de produzir aços com níveis de carbono menores que 50 ppm em peso. Estes reduzidos níveis de carbono, a extrema pureza e o melhor controle da uniformidade química, têm sido aproveitados na produção de uma variedade de novos produtos planos laminados.

2.2.2.1. Controle de Carbono na Desgaseificação à Vácuo.

Independente do tipo do desgaseificador usado, a descarbonetação ocorre pela reação:



onde pode ser visto que, reduzindo-se a pressão parcial do monóxido de carbono, através da extração do gás, a equação 2.6 é forçada a ir para a direita e, conseqüentemente, é promovida a descarbonetação (NADIF, 1989). A descarbonetação continua até que tenha decorrido um tempo suficiente para produzir o teor de carbono final desejado, tempo no qual é estabilizado o aço líquido com a adição de elementos de liga e, desse modo, é fixado o carbono presente. Na prática, o teor de carbono pode ser estimado através de modelamentos matemáticos aplicados ao desgaseificador.

O tempo do ciclo de desgaseificação é dependente sobretudo do teor de carbono do aço, vindo do refino primário, e também da taxa de desgaseificação possível de ser atingida no desgaseificador. A Kawasaki (KONDO *et al.*, 1989) tem mostrado que para um desgaseificador RH, a taxa de descarbonetação se eleva com o aumento da vazão do argônio injetado e da taxa de circulação do aço.

A capacidade de aumentar a vazão do argônio e, conseqüentemente a agitação do aço líquido, é limitada pela quantidade do espirramento ou borrifação que pode ocorrer no vaso em vácuo, que resulta no aparecimento de uma crosta grossa ou cascão nas paredes do vaso, ocasionando problemas adicionais. A figura 2.9 mostra a relação entre a taxa de vazão do gás injetado e a taxa de descarbonetação (OHNISHI, 1988).

A taxa de circulação do metal é limitada pelo diâmetro interno do tubo refratário. Maiores tubos permitem altas taxas de circulação e, conseqüentemente, mais rápida descarbonetação. Na prática, um aumento no diâmetro do tubo significa uma diminuição da espessura do refratário da parede. Porém há um limite de quanto esta redução pode ser feita, antes que o tubo comece a ter problemas de desgaste. A Nippon Hirohata Works (KUWABAR *et al.*, 1987) descreveu com sucesso o uso de tubos ovais para aumentar a taxa

de circulação. A figura 2.10 mostra a relação entre o diâmetro do tubo imerso e a taxa de decarbonetação (OHNISHI *et al.*, 1984).

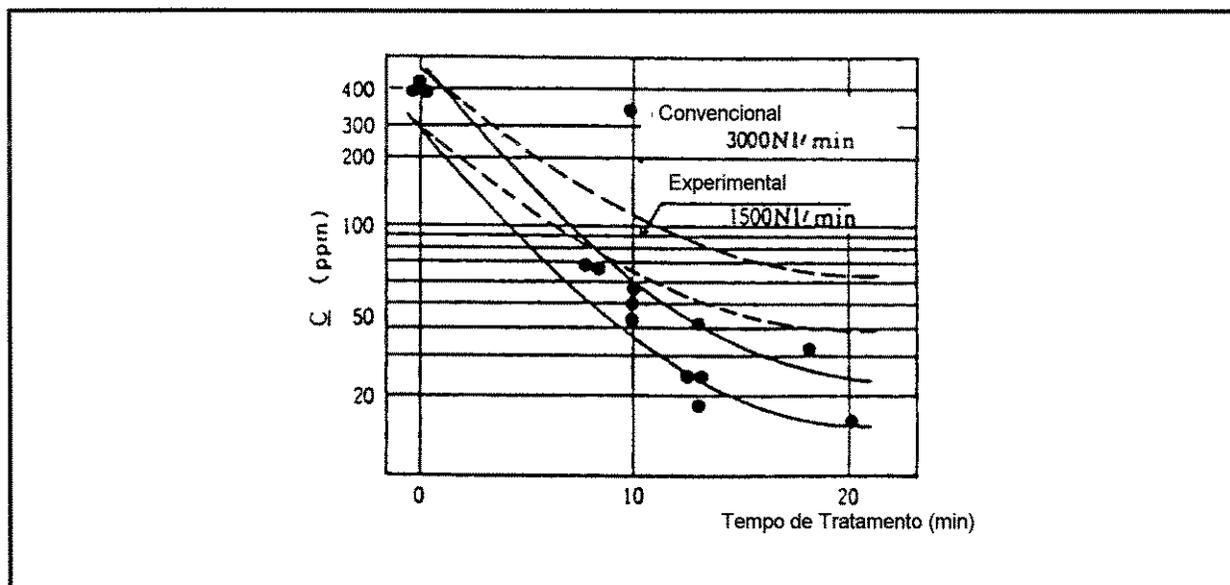


Figura 2.9. Efeito da taxa de vazão do argônio sobre a reação de decarbonetação em aços IF.

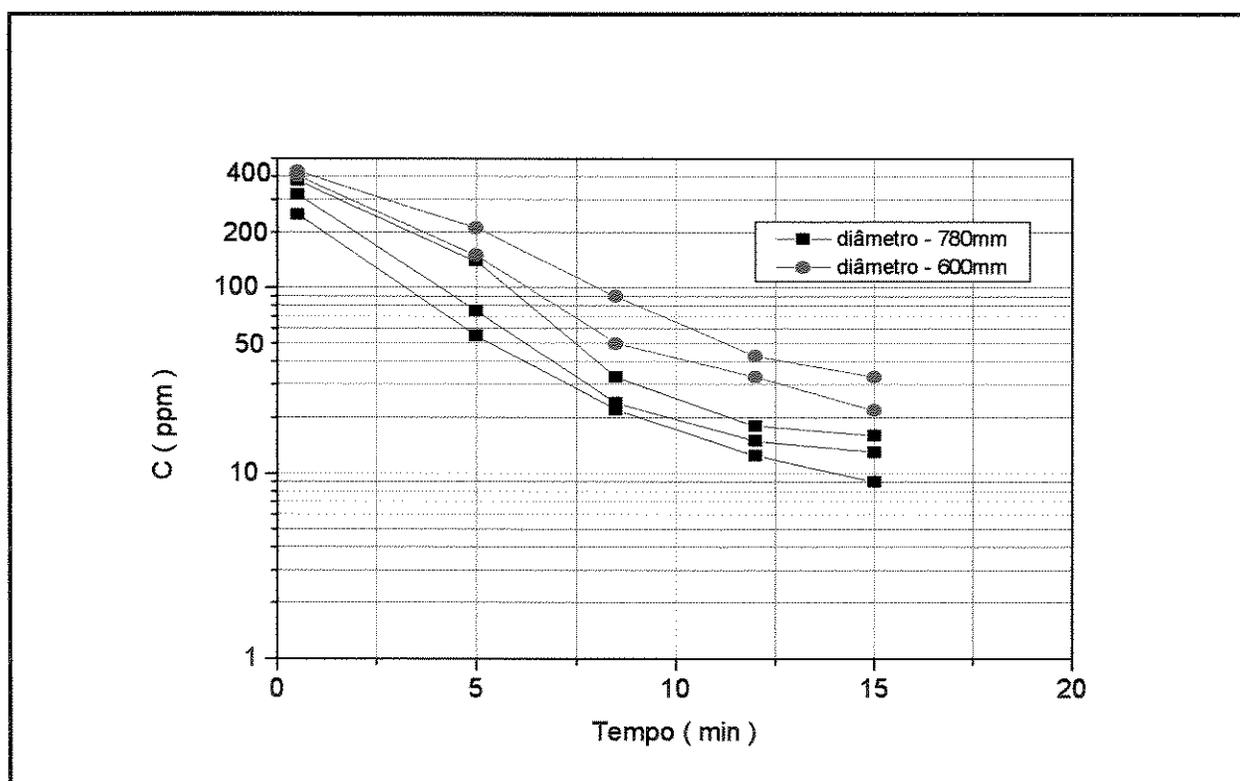


Figura 2.10. Efeito do diâmetro do tubo sobre a decarbonetação em um processo do tipo RH.

A Kawasaki (KONDO *et al.*, 1989) relatou que, através da otimização da taxa de circulação e da taxa de vazão do argônio, a decarbonetação reduz os teores de carbono para

menos de 20 ppm. Com isso ela pode ser realizada em 10 a 15 minutos, partindo-se de um teor inicial de carbono de 100 a 200 ppm, vindo do conversor Chiba tipo Q-BOP. O tempo total do tratamento no desgaseificador passa a ser de 25 minutos, comparado com um tempo total de 40 minutos antes da otimização. A Nippon Steel (KUWABAR *et al.*, 1987) relatou que a descarbonetação atingindo teores menores que 20 ppm é feita em 20 minutos, partindo-se de um nível de carbono no vazamento de 250 a 300 ppm. Alguns resultados típicos durante a desgaseificação, extraídos de um trabalho da Sollac, são mostrados na figura 2.11 (NADIF, 1989).

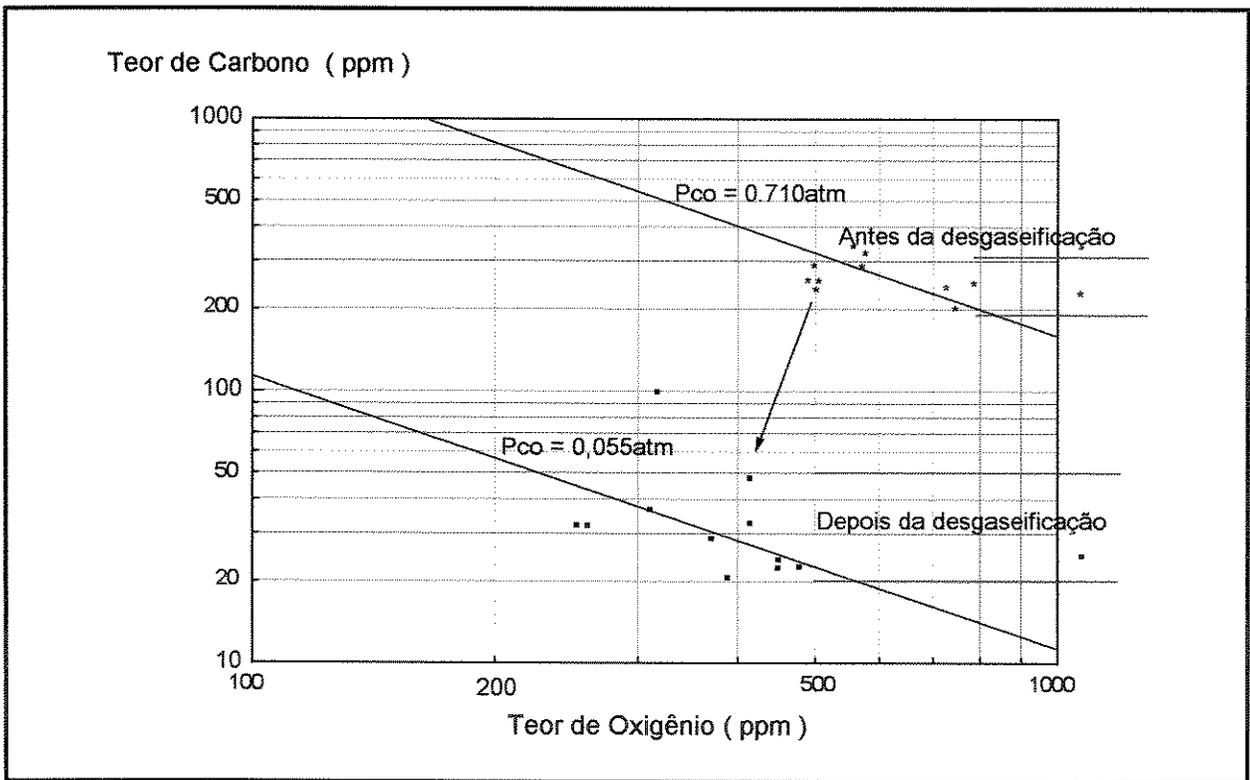


Figura 2.11. Teores de carbono e de oxigênio após processo de desgaseificação.

Em geral, o tempo de descarbonetação segue uma lei exponencial onde:

$$C_t = C_o \cdot \exp [K^*t] \dots\dots\dots(2.7)$$

onde C_t e C_o são os teores de carbono nos tempos $t=t$ e $t=0$, respectivamente, e K^* é o coeficiente de descarbonetação aparente. Isto leva a curvas de descarbonetação similares as mostradas na figura 2.12, onde o teor de carbono é plotado em função do tempo de tratamento. Após o aço ser acalmado com adição de alumínio, a reação de descarbonetação se

encerra e o carbono é reabsorvido devido a reação com os refratários contendo carbono e as adições de elementos de liga feitas neste momento. K^* deve ser determinado para uma operação primária específica através de parâmetros de recirculação (NADIF, 1989).

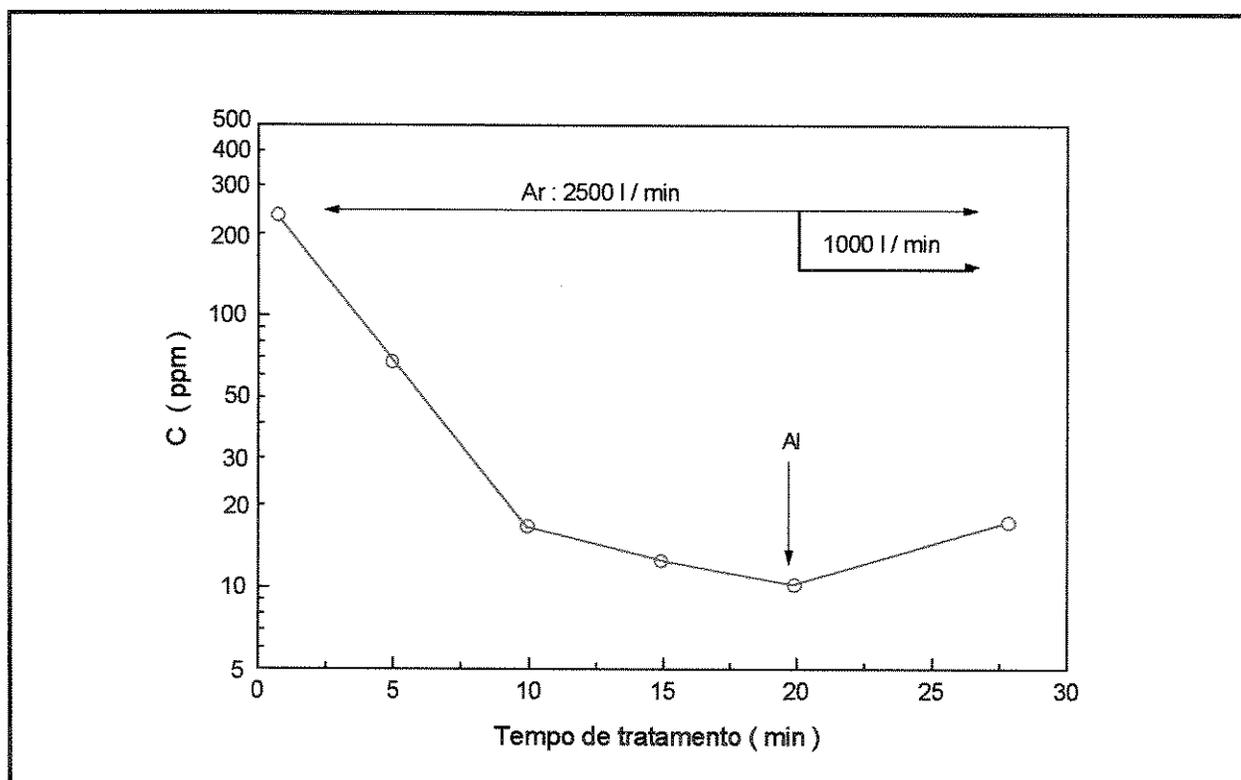


Figura 2.12. Alterações no teor de carbono durante o tratamento de desgaseificação RH.

Uma modificação, relativamente recente, nos desgaseificadores do tipo circulação é a introdução do sopro a oxigênio no interior do vaso em vácuo, para promover uma descarbonetação mais rápida. O oxigênio é injetado no banho de aço líquido, na porção inferior do vaso sob vácuo, através de ventaneiras anulares protegidas por gás. O gás protetor usado é geralmente o argônio ou o nitrogênio. Este tipo de desgaseificador é conhecido como RH-OB ou VCP-O, como o instalado na Inland Steel, que se trata de um desgaseificador do tipo RH-OB (KITTENBRINK, 1988). O modelamento matemático desenvolvido por VAN ES *et al.* (1986), na Hoogovens, tem mostrado que o tempo de descarbonetação no RH-OB é cerca de 30% menor do que em um RH. O gás protetor, usado para proteger as ventaneiras de oxigênio, gera agitação adicional no desgaseificador e ajuda a atingir a taxa de descarbonetação mais rapidamente. Quando a capacidade total de sopro a oxigênio não estiver sendo usada no RH-OB, o gás argônio é injetado através das ventaneiras de oxigênio. A

capacidade de injeção do oxigênio do RH-OB também permite o reaquecimento do aço. O sopro a oxigênio apresenta problemas pois podem ocorrer pesadas encrustações no vaso sob vácuo, devido às violentas borrafas, durante a sua injeção. Além disso, o sopro a oxigênio impõe severas variações térmicas nos refratários dos vasos.

Como mencionado anteriormente, uma vez que a descarbonetação é completada, o aço é desoxidado e é feita a adição de elementos estabilizadores. Neste momento, são adicionados o titânio e o nióbio necessários para estabilizar o carbono e o nitrogênio que permaneceram no aço. NADIF *et al.* (1989) relatou que, desde o momento em que ocorreu a adição de elementos de liga até quando o ciclo de degaseificação foi completado, foi observada sistematicamente uma absorção de carbono. A absorção variou de aquecimento para aquecimento (figura 2.13) devido a contaminação através das crostas formadas nos vasos. Deste ponto de vista, torna-se importante, para a performance do processo, lavagens a quente periódicas para minimizar a quantidade de crostas no vaso e, conseqüentemente, a quantidade potencial de contaminação.

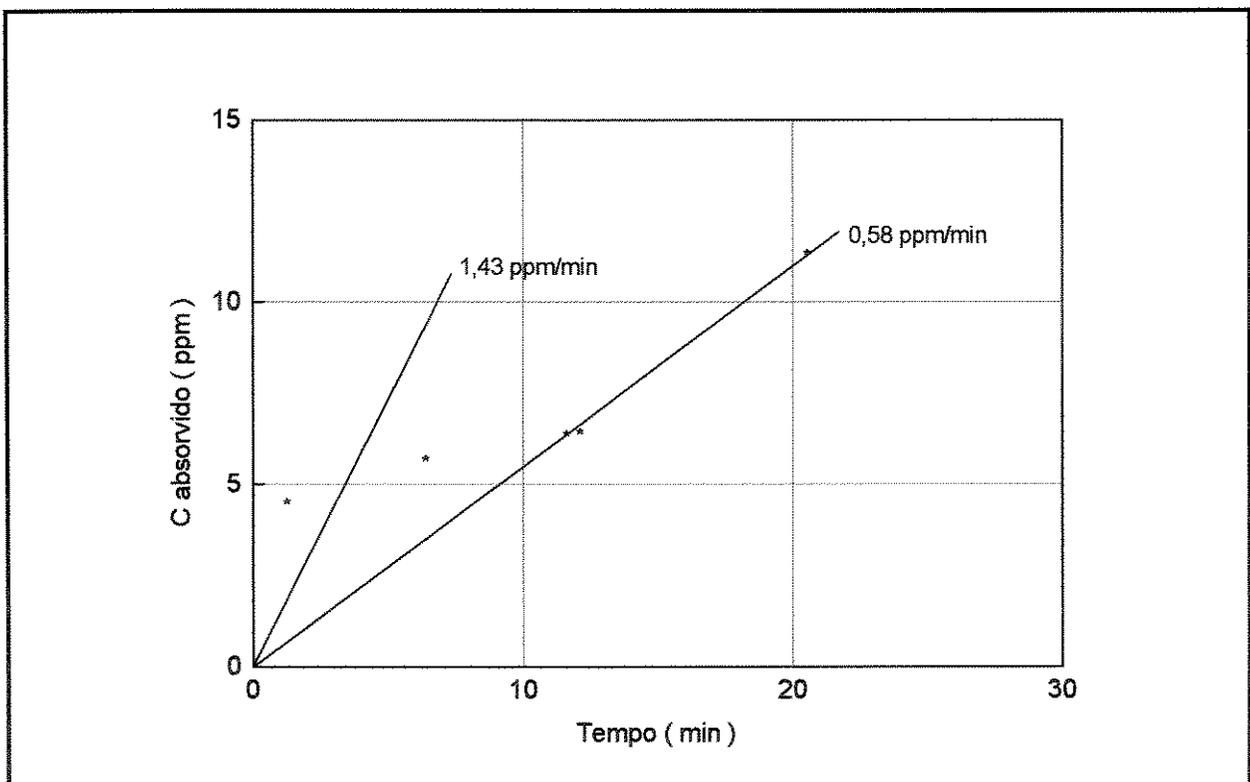


Figura 2.13. Carbono absorvido durante adição de elementos de liga.

2.2.2.2. Controle do Nitrogênio na Desgaseificação à Vácuo.

O desgaseificador à vácuo não é uma ferramenta eficaz na remoção do nitrogênio contido no aço, pois esta é geralmente controlada por uma lenta reação química que ocorre na superfície do ferro líquido (BRADSHAW e RICHARDSON, 1965). Em geral, pode ser esperada uma remoção de 30% do nitrogênio. Contudo, se o teor de nitrogênio no aço herdado do refino primário pelo desgaseificador é particularmente baixo, então nenhuma remoção do elemento irá ocorrer e, em alguns casos, poderá acontecer uma pequena absorção de nitrogênio se houverem vazamentos no sistema (FRUEHAN, 1976).

2.2.2.3. Controle do Oxigênio na Desgaseificação à Vácuo.

A pureza do aço no desgaseificador é controlada, principalmente, pela quantidade de desoxidantes adicionados e subsequente agitação realizada para remoção e flutuação das inclusões. Como o teor de oxigênio dissolvido no aço é geralmente muito baixo, menor do que 500 ppm, ele requer menores adições de alumínio para o controle da desoxidação do que nos aços não desgaseificados. Contudo, mesmo que os aços desgaseificados tenham um teor inicial de oxigênio dissolvido mais baixo do que os aços não desgaseificados, um período de tempo suficiente deve ser permitido, após as adições de elementos de liga estabilizadores, para que a agitação do banho promova a remoção e a flutuação das inclusões. Isto é particularmente verdadeiro para desgaseificadores que usam injeção de oxigênio em conjunto com adições de alumínio. Esta fornece aquecimento químico através da oxidação do alumínio e forma a alumina. O tempo extra de agitação, necessário para limpar o aço, neste caso, pode aumentar substancialmente o tempo de tratamento no desgaseificador. A origem da reoxidação, como em panelas de escórias oxidadas, crostas oxidadas nas paredes dos vasos de desgaseificação e vazamentos no desgaseificador, deve ser minimizada para garantir a produção de aços com baixos teores de inclusões de óxidos.

2.2.3. Lingotamento.

A prevenção na contaminação do aço durante lingotamento contínuo é o maior problema encontrado pelas siderúrgicas. Se não for tomado um extremo cuidado durante o lingotamento, torna-se muito fácil ocasionar grandes aumentos na quantidade total de oxigênio

e nitrogênio, e aumentos sensivelmente menores na quantidade de carbono. Não há grandes problemas de solidificação associados com o lingotamento de aços IF desde que seja realizado um significativo superaquecimento. Como esses aços são muito puros e, portanto, existindo somente um pequeno intervalo entre a linha líquidus e a linha sólidus, um cuidado todo especial deve ser tomado para garantir um superaquecimento suficiente para assegurar o seu transporte para o molde. Os aços IF não são propensos a problemas causados pelo surgimento de trincas durante a solidificação do material.

2.2.3.1. Controle do Carbono no Lingotamento.

Os principais problemas encontrados no controle do carbono, durante o lingotamento dos aços IF, dependem fundamentalmente do teor de carbono desejado no produto final. A absorção de carbono durante o lingotamento pode atingir até 10 ppm, de acordo com a Nippon Kokan (TANAKA *et al.*, 1987). Portanto, o processamento estará sob controle e, dentro de uma margem de segurança confiável, se o teor vindo do degaseificador for menor do que 40 ppm, para uma especificação do produto final com teor de carbono menor que 50 ppm. Algumas práticas necessárias para evitar absorção de carbono são as seguintes:

a) Reduzir o teor de carbono dos refratários. A contaminação de carbono devido a reação entre o aço e o refratário pode ser uma das origens do carbono absorvido.

b) Eliminar o uso de isolantes contendo carbono. A absorção de carbono durante o vazamento é dependente do tempo, sendo mais alto no início do aquecimento. Esta é a parte do aquecimento que pode ser mais turbulenta e também é geralmente quando mais isolantes são adicionados. Os isolantes, geralmente utilizados, são materiais contendo sílica, com um significativo teor de carbono. A absorção ocorre devido a reação entre o aço e o isolante.

c) Reduzir ou eliminar o teor de carbono do pó moldante. Uma significativa absorção de carbono também ocorre no contato do aço com o molde, no início da fundição, quando são utilizados pós contendo teores mais altos carbono.

Destas três práticas, pode-se dizer que, a eliminação do carbono originado nos refratários se dá através do recobrimento da superfície refratária com materiais contendo sílica

e eliminando materiais refratários contendo carbono. Esta alteração pode reduzir o carbono absorvido para até 3 ppm no transporte do vaso para o lingotador.

O carbono absorvido através do pó moldante é mínimo se nenhuma turbulência excessiva é feita no molde. Infelizmente, a extração de amostras do molde causa turbulência e, frequentemente, essas amostras são contaminadas devido ao próprio processo, resultando em quantidades anormais de carbono no interior do aço. Os teores não são substancialmente afetados através da retirada de amostras do produto final. Porém, deve ser tomado um grande cuidado na avaliação de amostras extraídas da panela intermediária e do molde quando o objetivo é o estudo do carbono absorvido.

Outro problema comum, mostrado por vários fabricantes de aços, é a contaminação da amostra quando o líquido das amostras de aço são retiradas da panela intermediária ou do molde. Grande cuidado deve ser tomado para garantir que as amostras vindas do líquido não estejam próximas à superfície, onde as escórias recobertas podem ser conduzidas devido a turbulência causada pelo processo de amostragem.

2.2.3.2. Controle do Nitrogênio no Lingotamento.

A absorção de nitrogênio durante o lingotamento é causado principalmente devido ao contato do ar com o aço líquido. Nas operações de fundição, a aspiração do ar para dentro da capa ou invólucro da panela pode ocasionar uma absorção de nitrogênio calculada em até 20 ppm. Logicamente, deve ser eliminada toda origem da reoxidação e mantida a integridade da capa da panela, enquanto o lingotamento estiver sendo realizado, assegurando a vedação entre a capa da panela e o bocal do coletor da panela.

Outro problema que pode ocorrer no lingotamento destes tipos de aços é a formação de nitreto de titânio no molde do lingotador contínuo (LIAO e FRUEHAN, 1989). A precipitação de nitreto de titânio é aumentada através de altos níveis de nitrogênio e de baixas temperaturas de vazamento. Estes precipitados levam a uma superfície lingotada de baixa qualidade devido as ilhas de nitreto e óxido de titânio presentes na superfície da placa. Além disso, se a precipitação do nitreto de titânio ocorrer no molde, o surgimento de partículas sólidas também pode ocorrer no pó lubrificante do molde e, eventualmente, ocorre um rompimento na

superfície, no cenário de pior situação. Para evitar esses problemas devem ser tomados cuidados para garantir que sejam mantidos baixos teores de nitrogênio e que um superaquecimento nas panelas de vazamento seja suficiente para manutenção do estado líquido do metal.

2.2.3.3. Controle do Oxigênio no Lingotamento.

Há dois tipos principais de defeitos causado por óxidos em aços lingotados: os defeitos por reoxidação e os defeitos exógenos. Em aços IF os defeitos por reoxidação são as aluminas presentes, enquanto os defeitos exógenos estão nas escórias arrastadas nos vazamentos.

a) Defeitos de Reoxidação.

A alumina é formada devido a reação do alumínio, dissolvido no aço líquido, com o oxigênio atmosférico ou dissolvido, ou então através de óxidos que podem ser facilmente reduzidos como o óxido de ferro, o óxido de manganês e a sílica, que podem ser constituintes da escória. A alumina que é causada pela reoxidação atmosférica acontece normalmente devido a uma inadequada vedação do sistema de vazamento do aço. Sempre que o aço líquido é exposto à atmosfera, a reoxidação ocorre e são formadas as inclusões de alumina. Inicialmente estas inclusões são muito pequenas, porém, a alumina se agrupa rapidamente umas as outras e formam-se grandes inclusões. Estas inclusões agrupadas no aço, se não separadas antes da solidificação no molde, causam defeitos no produto final.

Portanto, os passos necessários para evitar problemas de inclusão de alumina no produto final são:

- i) Eliminar toda a contaminação atmosférica, onde for possível.
- ii) Garantir que cada etapa do processo seja planejada para facilitar a remoção de inclusões. Por exemplo: no livre vazamento de escórias originadas no forno, apropriadamente vazadas no fundidor e com apropriada configuração interna da panela de vazamento para aumentar flutuações, são necessárias adições apropriadas de pós na panela de vazamento e nos moldes.
- iii) Minimizar a injeção de oxigênio no molde e na panela de vazamento. A injeção excessiva de oxigênio na panela de vazamento e no molde podem levar a problemas severos de qualidade, devido a formação de crostas. O controle do superaquecimento do aço deve ser

praticado para evitar este problema de formação de crostas. O uso do recobrimento das panelas durante fundição é essencial.

iv) Desenvolvimento de operações para inibir as escórias, e garantir baixos níveis de FeO e MnO nas escórias recobridoras.

v) Desenvolvimento de técnicas de controle on-line ou off-line para determinar os níveis atuais de pureza dos aços em todos os lingotadores. Por exemplo, a composição química da escória da panela de vazamento, os níveis de oxigênio nas panelas intermediárias, nas panelas de vazamento e nos moldes, a solubilidade e a insolubilidade do alumínio, desde a panela intermediária até o molde, e a absorção de nitrogênio, devem ser monitorado em cada aquecimento.

b) Óxidos Complexos ou Defeitos Exógenos.

Os óxidos complexos, que causam defeitos no produto final, são também causados através de escórias arrastadas das panelas, do molde ou dos vasos dos refratários. Além disso, para eliminar estas inclusões do produto, é necessário isolar a origem das inclusões e alterar as práticas operacionais. Estas práticas que causam o arraste das escórias devem ser perfeitamente monitoradas.

Como a maioria dos óxidos complexos são partículas arrastadas no interior das escórias, tudo o que deve ser feito é seguir os passos do processamento e, através de procedimentos padrões em cada etapa, limitar ou evitar o arraste das partículas. Óxidos complexos, os quais são resultados da erosão dos refratários, são muito difíceis de se controlar ou prever. Geralmente, eles se tornam um grande problema, afetando a vida da panela e a vida do bocal. A escória é arrastada no aço líquido quando há uma excessiva turbulência na interface metal-escória. A turbulência na interface é induzida através do vazamento dos fluidos, da agitação do gás e de baixos níveis de controle.

2.3. Influência da Composição Química sobre as Propriedades Mecânicas dos Aços Ultra-Baixo Carbono Livre de Intersticiais.

O controle da composição química influencia diretamente as propriedades mecânicas finais dos aços IF e seu monitoramento é fundamental para a obtenção de excelente conformabilidade no material, ou seja, altos valores na ductilidade e no coeficiente de anisotropia médio. Muitos estudos tem sido realizados, explorando e esclarecendo o efeito da composição química sobre as propriedades mecânicas dos aços IF, com ultra-baixo teor de carbono. Entre eles pode-se citar ONO *et al.* (1982) que estudou o efeito do carbono sobre as propriedades mecânicas em aços, com qualidade para estampagem, recozidos continuamente, GOODMAN *et al.* (1985) que relatou sobre o efeito da composição e o processamento sobre o comportamento da recristalização e as propriedades de tração em chapas de aço IF ao titânio recozidas continuamente e TOKUNAGA *et al.* (1987) que descreveu o efeito da adição combinada de nióbio e titânio sobre as propriedades mecânicas em chapas de aço com extra-baixo teor de carbono.

Em geral, os aços IF são classificados em três classes, ou tipos, em função do elemento utilizado como estabilizador dos elementos intersticiais, em especial do carbono, do nitrogênio e do enxofre. As principais classes são: aços IF ao titânio (Ti-IF), aços IF ao nióbio (Nb-IF) e aços IF ao nióbio e titânio (Nb+Ti-IF). Dos três tipos de aços apresentados, os aços Ti-IF são conhecidos por serem os mais sensíveis a variações da composição e do processamento (SATOH *et al.*, 1985).

Os estudos de pesquisa e desenvolvimento de aços IF tem mostrado coerência nos resultados obtidos, quando investigada a influência da composição química sobre o comportamento do material, especialmente quando avaliados aços IF ao nióbio e aços IF ao nióbio e titânio. Por outro lado, estes mesmos autores que mostram concordâncias, caracterizam divergências quando avaliadas as variações na composição química e a sua influência sobre o comportamento mecânico nos aços IF ao titânio (GUPTA e BHATTACHARIA, 1990).

2.3.1. Titânio.

COMSTOCK *et al.* (1949) foram os primeiros a descreverem como as propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono pode se melhorada pela adição de titânio, em uma quantidade de quatro a cinco vezes superior a de carbono. No final da década de 60, GOODENOW e HELD (1970) relataram que em aços contendo titânio, com teores de carbono reduzidos para 100 ppm, através de processos de desgaseificação à vácuo, o valor do coeficiente de anisotropia médio torna-se alto o suficiente para preencher os requisitos de estampagem profunda em chapas de aços.

A adição de elementos estabilizadores como o titânio, assim como o nióbio, afeta o processo de recristalização de duas maneiras. A primeira e mais importante, atuando como elementos formadores de carbonetos, que removem o carbono em solução sólida intersticial. A segunda, através de carbonetos e outros compostos de titânio e nióbio, formando uma distribuição de partículas que restringem migrações nos contornos de grão, reduzindo portanto as taxas de nucleação e crescimento de grãos recristalizados (WILSHYNSKY *et al.*, 1994). Nos aços IF, com baixos teores de carbono intersticiais em solução sólida, ocorre preferencialmente a nucleação e o crescimento dos grãos com texturas {111}, benéficas à operações de conformação que conseqüentemente retardam a nucleação e o crescimento dos grãos com outras orientações cristalográficas (HUTCHINSON, 1984).

Neste trabalho, para clarear e distinguir entre o titânio total, o titânio disponível para combinar com o carbono e o excesso de titânio, é utilizada a seguinte terminologia. A sigla Ti refere-se ao teor total de titânio no aço IF. O Ti_{eff} refere-se ao titânio disponível para combinar com o carbono, após combinar-se com o nitrogênio e o enxofre. O Ti^* refere-se ao excesso de titânio sobre a quantidade necessária para estabilizar o carbono, o nitrogênio e o enxofre. O Ti_{eff} e o Ti^* são dados pelas seguintes equações (em peso, %):

$$Ti_{eff} = Ti - 3,42N - 1,5S \dots\dots\dots(2.8)$$

$$Ti^* = Ti - 4C - 3,42N - 1,5S \dots\dots\dots(2.9)$$

Aparentemente, há uma concordância geral entre vários autores (KATOH *et al.*, 1985, HAYAKAWA *et al.*, 1986 e TOKUNAGA *et al.*, 1987) que para obtenção de boas propriedades mecânicas, o teor de titânio deve exceder o necessário para aprisionar todo o nitrogênio, o enxofre e o carbono, ou seja, o Ti^* deve ser maior do que zero. As figuras 2.14 (KATOH *et al.*, 1985) e 2.15 (TOKUNAGA *et al.*, 1987) mostram a influência do teor de titânio sobre os valores do coeficiente de anisotropia médio e da ductilidade em aços Ti-IF.

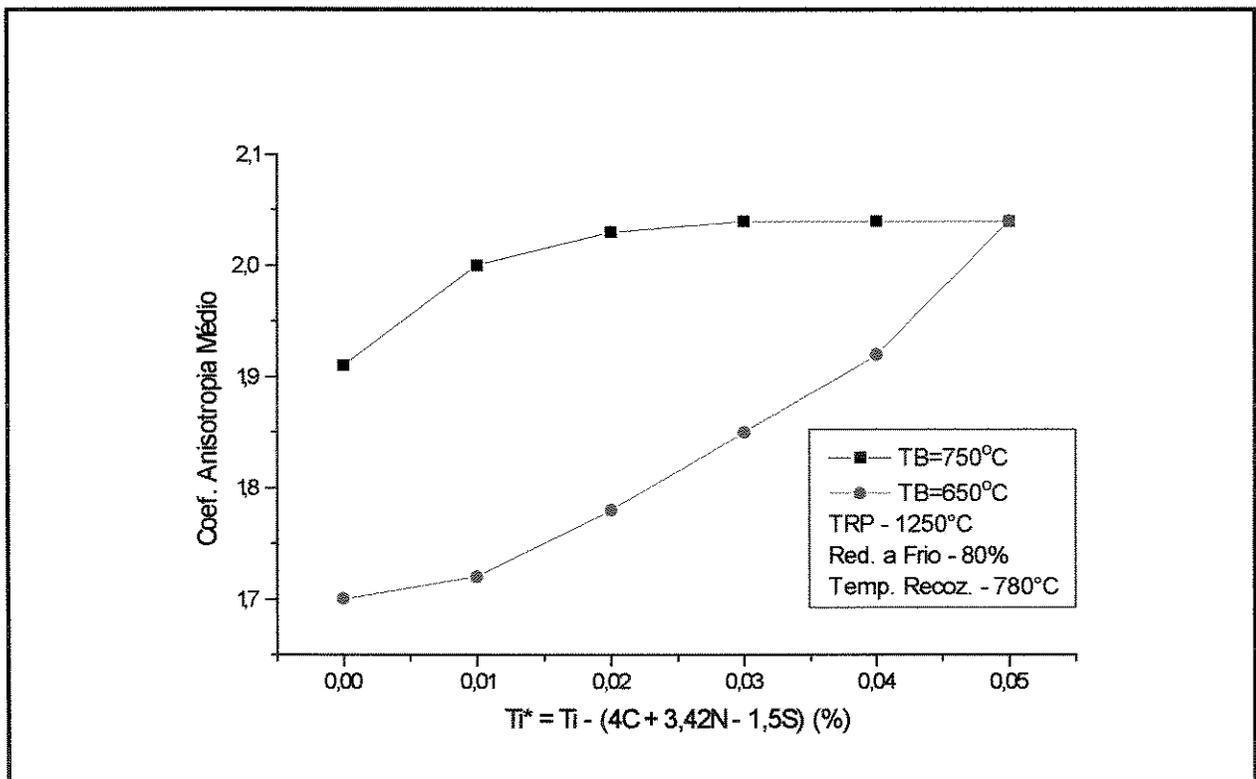


Figura 2.14. Efeito do excesso de titânio e da temperatura de bobinação sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços Ti-IF (KATOH *et al.*, 1985).

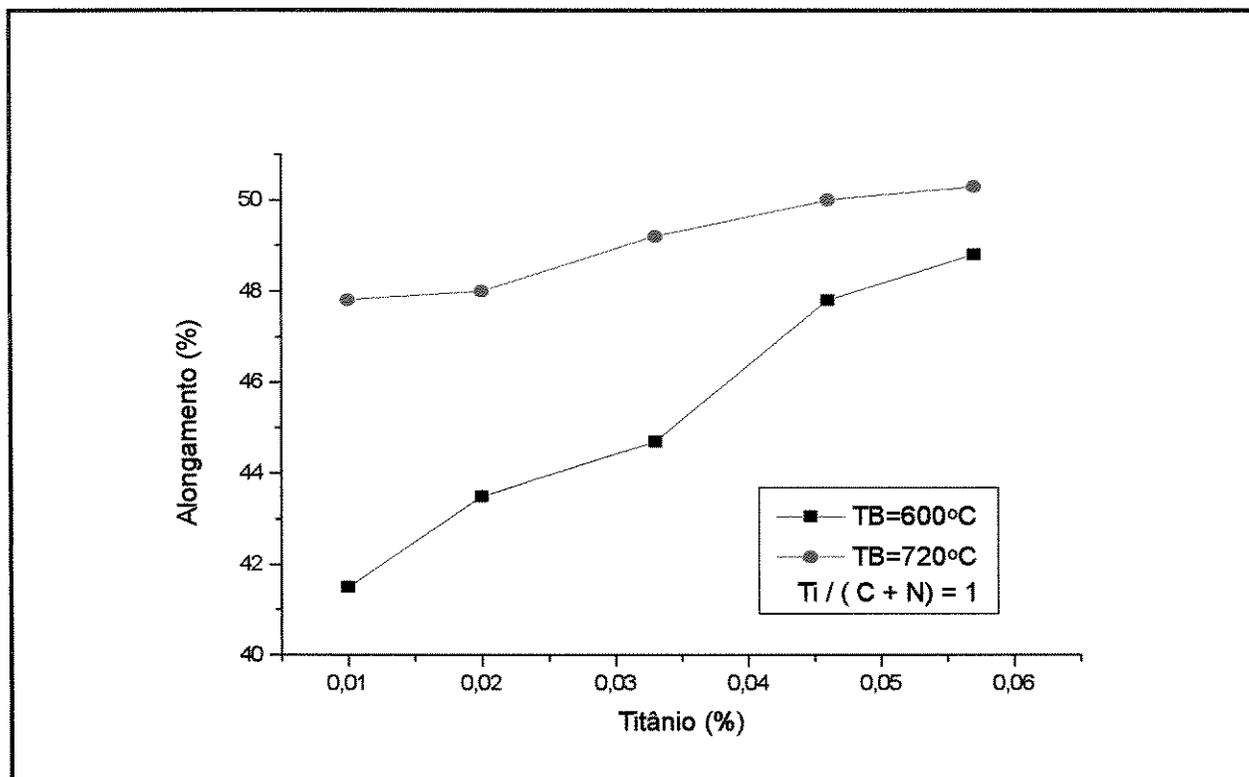


Figura 2.15. Efeito da quantidade de elemento estabilizador sobre o alongamento de aços Ti-IF contendo 20-30 ppm de carbono e 26-35 ppm de nitrogênio (TOKUNAGA *et al.*, 1987).

Além disso, o nível de titânio em excesso necessário para obtenção de boas propriedades é dependente da temperatura de bobinamento utilizada na laminação a quente. Como também mostrado na figuras 2.14 e 2.15, o uso de altas temperaturas de bobinamento reduz a quantidade de Ti^* , necessária para a obtenção de altos valores de \bar{r} e de ductilidade.

GOODMAN *et al.* (1985) também mostraram que as propriedades dos aços Ti-IF melhoram ou se mantêm inalteradas com a elevação do Ti^* , indicando que este aumento tem efeito benéfico sobre o coeficiente de anisotropia médio e o alongamento. Além disso, esses estudos demonstraram que a temperatura de recristalização destes aços eleva-se com o aumento da quantidade de titânio em excesso. Foi mostrado que, elevando-se o Ti^* de zero para 0,2% aumenta-se a temperatura de recristalização em cerca de 65°C, ou seja de 685°C para 750°C, para aços contendo até 0,02% de carbono. Os resultados de GOODMAN *et al.* (1985) estão, em geral, em concordância com os estudos realizados por HAYAKAWA *et al.* (1983) quando avaliados aços IF com $Ti^* \geq 0,02\%$. Contudo, são encontradas divergências quando avaliado o comportamento da temperatura de recristalização em aços IF, contendo teores menores que 0,02% de titânio em excesso. Estes últimos autores encontraram uma

temperatura de recristalização mais alta (825°C) para teores de titânio insuficientes para combinar com o enxofre, o nitrogênio e o carbono. Com o aumento da quantidade de titânio em excesso, em quantidades entre 0,01% e 0,02%, a temperatura de recristalização diminui muito rapidamente, para $\cong 730^\circ\text{C}$, para finalmente, elevar-se com adicional aumento no teor de Ti*, ou seja acima de 0,02%.

Em posterior publicação, HAYAKAWA *et al.*(1986) mostraram que o efeito do Ti* sobre a temperatura de recristalização é altamente dependente da temperatura de bobinamento para teores entre $\cong 0-0,02\%$, como mostrado na figura 2.16. Estes resultados mostram que a temperatura de recristalização diminui com o aumento de Ti* entre 0-0,02% para baixas temperaturas de bobinamento (625°C), mas eleva-se com o aumento da quantidade de titânio em excesso, para teores acima de zero, para altas temperaturas de bobinamento (850°C). As diferenças nos resultados obtidos na determinação da temperatura de recristalização e os efeitos da temperatura de bobinamento sobre a temperatura de recristalização obtidos por GOODMAN *et al.* (1985) e HAYAKAWA *et al.* (1986) para Ti* $\cong 0-0,02\%$, são associadas aos efeitos do titânio em excesso sobre a precipitação de carbonetos de titânio (TiC). Deste modo, uma quantidade de titânio em excesso acima de 0,02% parece desejável para obtenção de boas propriedades, mantendo uma baixa temperatura de recristalização e reduzindo com isso a sensibilidade à temperatura de bobinamento.

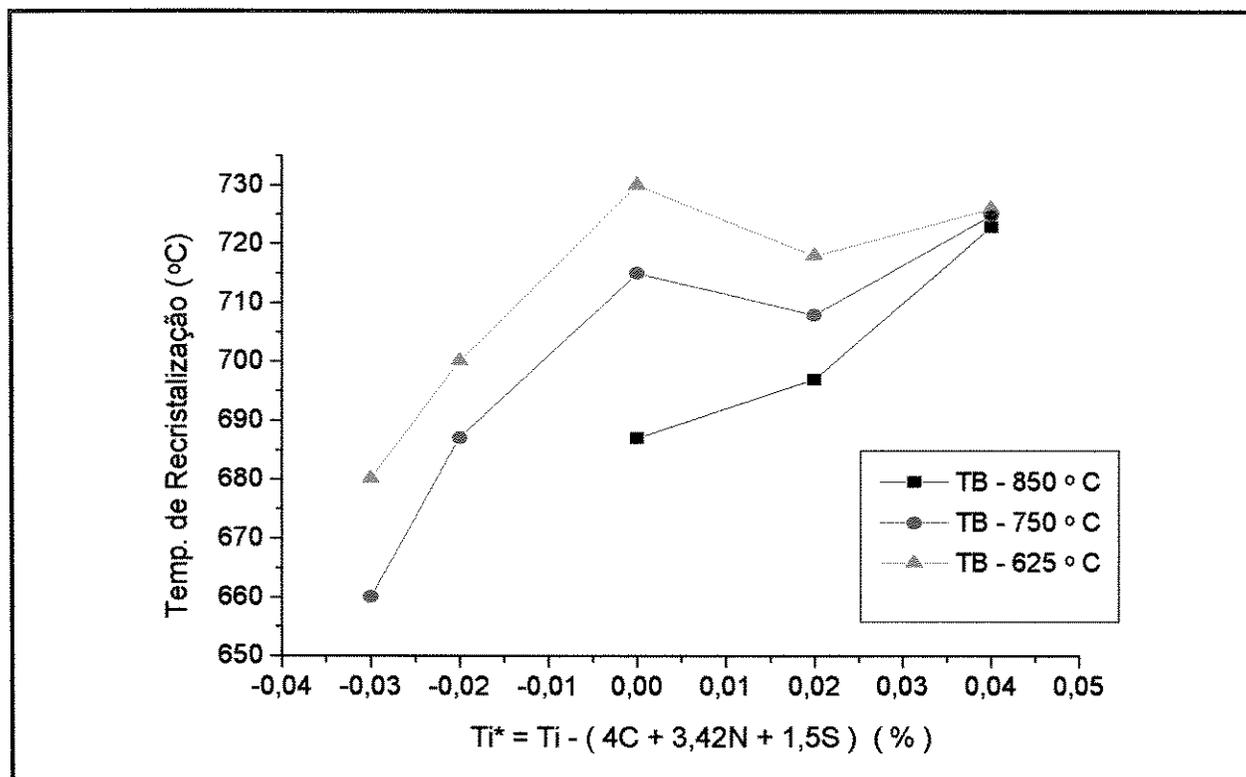
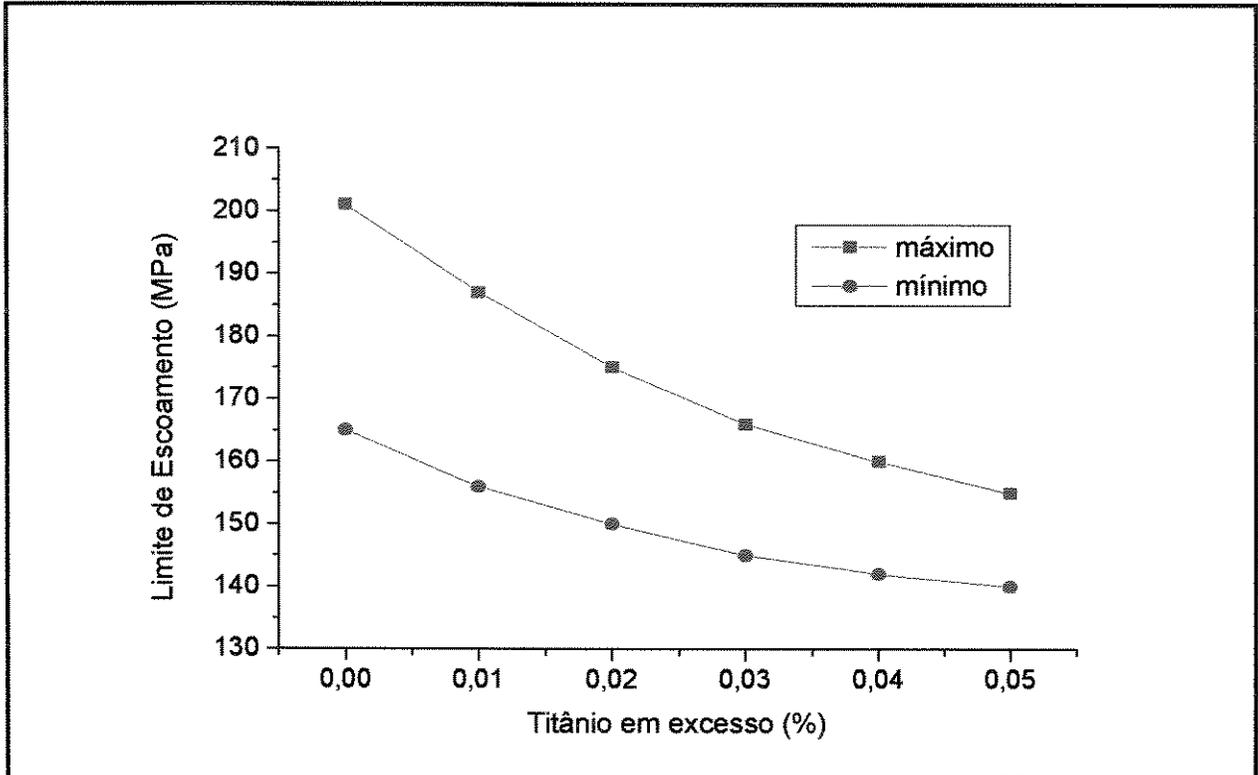


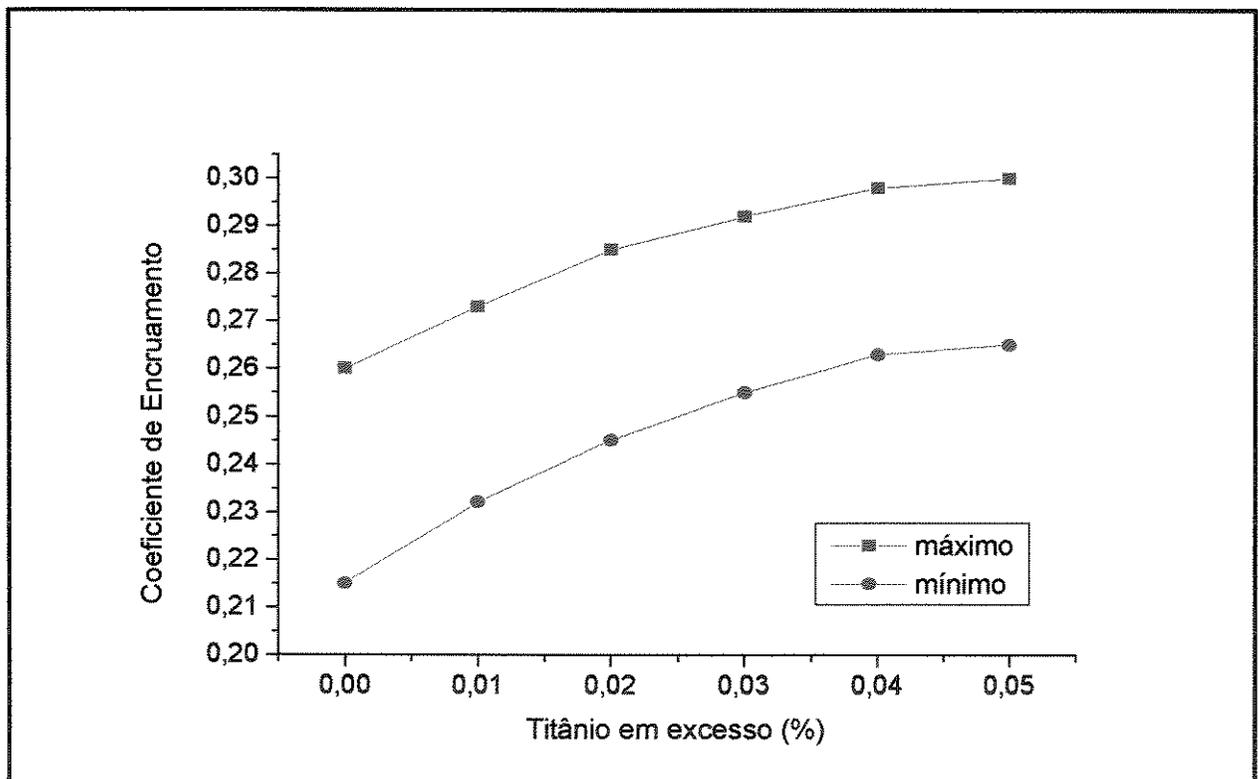
Figura 2.16. Efeito da temperatura de bobinamento e do teor de titânio em excesso sobre a temperatura de recristalização de aços Ti-IF (HAYAKAWA *et al.*, 1986)

NILSSON e JOHANSSON (1990) mostraram que o limite de escoamento diminui com o aumento do titânio em excesso, em teores de até cerca de 0,04% e que, acima desta quantidade, a adição de titânio não tem mais influência significativa sobre o limite de escoamento, como pode ser visto na figura 2.17(a). KATOH *et al.* (1984) relatou que a diminuição do teor de titânio em excesso provoca a formação de precipitados finos de TiC, que retardam a recristalização e o crescimento de grão e que, conseqüentemente, provoca um aumento no limite de escoamento.

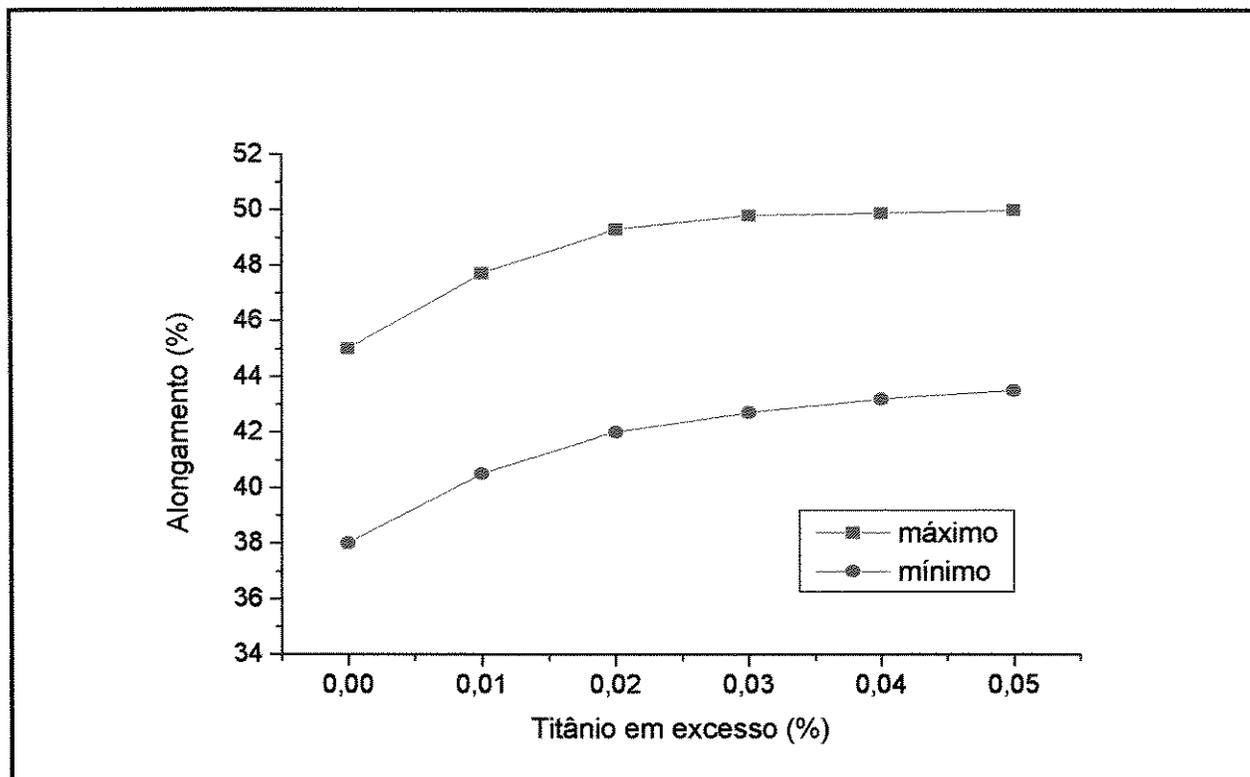
Além disso, mais altos teores de titânio em excesso aumentam os valores do coeficiente de encruamento (figura 2.17(b)), o alongamento (figura 2.17(c)), os valores do coeficiente de anisotropia médio (figura 2.17(d)) pela mesma razão mencionada no parágrafo anterior. O alongamento aumenta até que o titânio em excesso atinja cerca de 0,03%. Acima deste teor os níveis no alongamento se mantêm inalterados. Altos valores de \bar{r} também requerem altos teores de titânio. A figura 2.17(d) mostra que uma quantidade de titânio, acima da necessária para combinar com todo o nitrogênio, o enxofre e o carbono, é favorável para obtenção de altos valores no coeficiente de anisotropia médio (KATOH *et al.*, 1985).



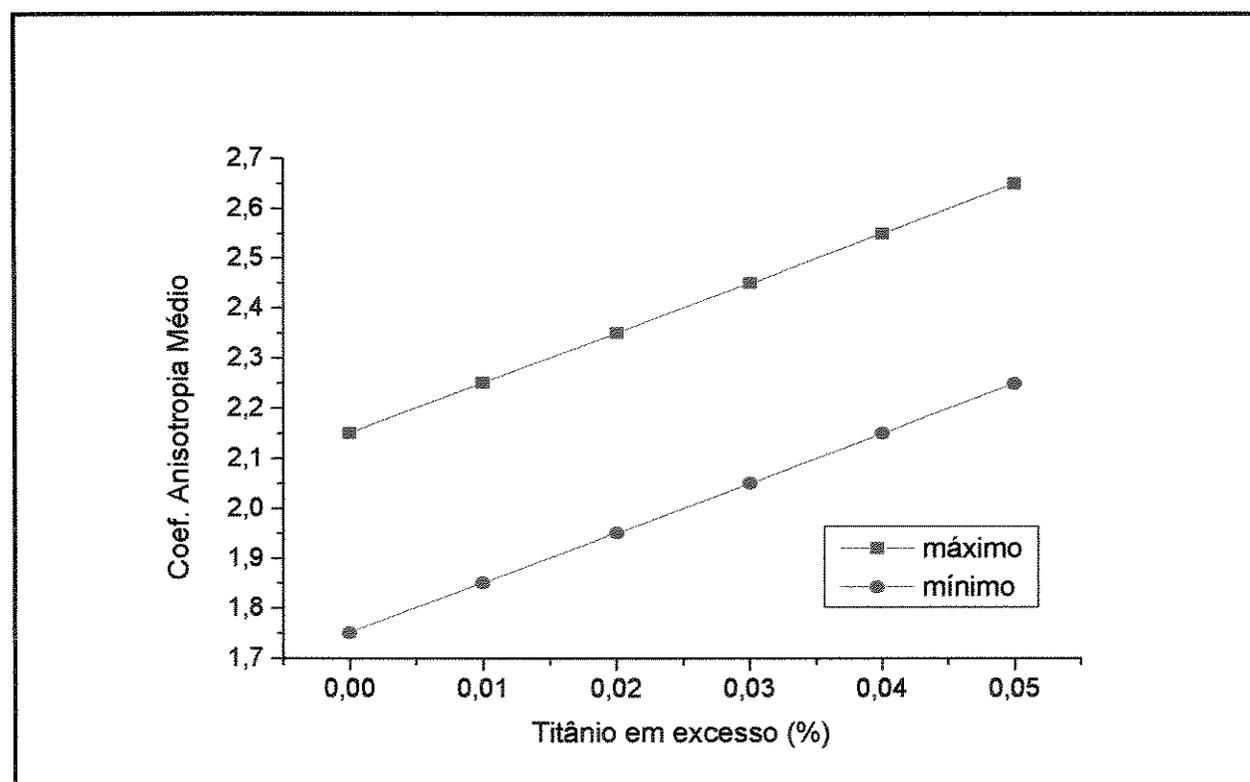
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 2.17. Efeito da quantidade de titânio em excesso sobre as propriedades mecânicas de aços UBC-IF recozidos continuamente (NILSSON e JOHANSON, 1990).

A dependência da temperatura de dissolução, durante o aquecimento, e de precipitação, durante o resfriamento, dos vários compostos de titânio e nióbio afetam fortemente o processamento e as características finais dos aços IF. Em geral, os compostos de titânio se dissolvem e precipitam em temperaturas mais altas do que em compostos de nióbio. Como resultado, os precipitados de titânio são mais estáveis e têm uma pequena influência em temperaturas de processamento mais baixas (laminação a quente de acabamento, bobinamento e recozimento). A alta estabilidade dos compostos de titânio em relação ao NbC é demonstrado na figura 2.18, que compara os efeitos da temperatura de rea aquecimento na dissolução dos precipitados em aços IF ao nióbio e titânio (OHASHI *et al.*, 1981). Em temperaturas de rea aquecimento de 1000°C, todo o NbC e praticamente todo o AlN são dissolvidos, enquanto que, mesmo a 1250°C quantidades substanciais de precipitados de titânio ainda não estão dissolvidas.

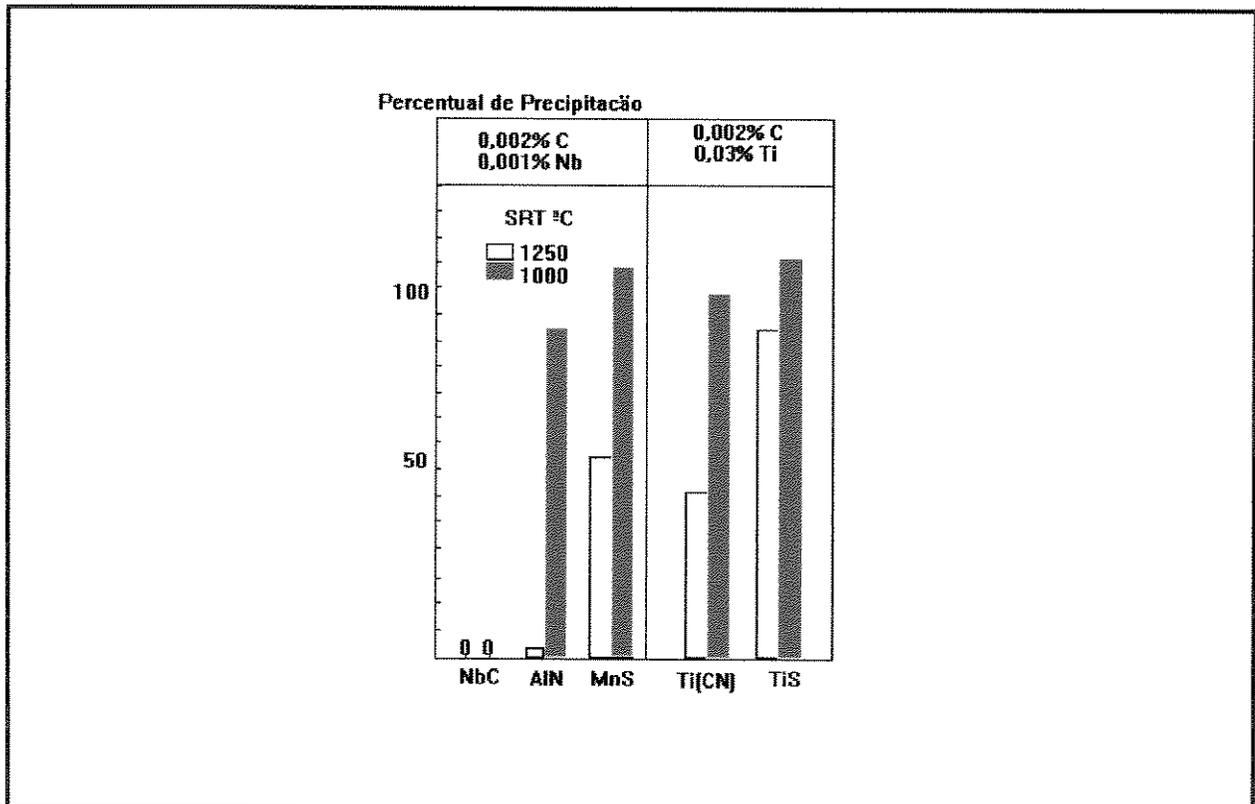
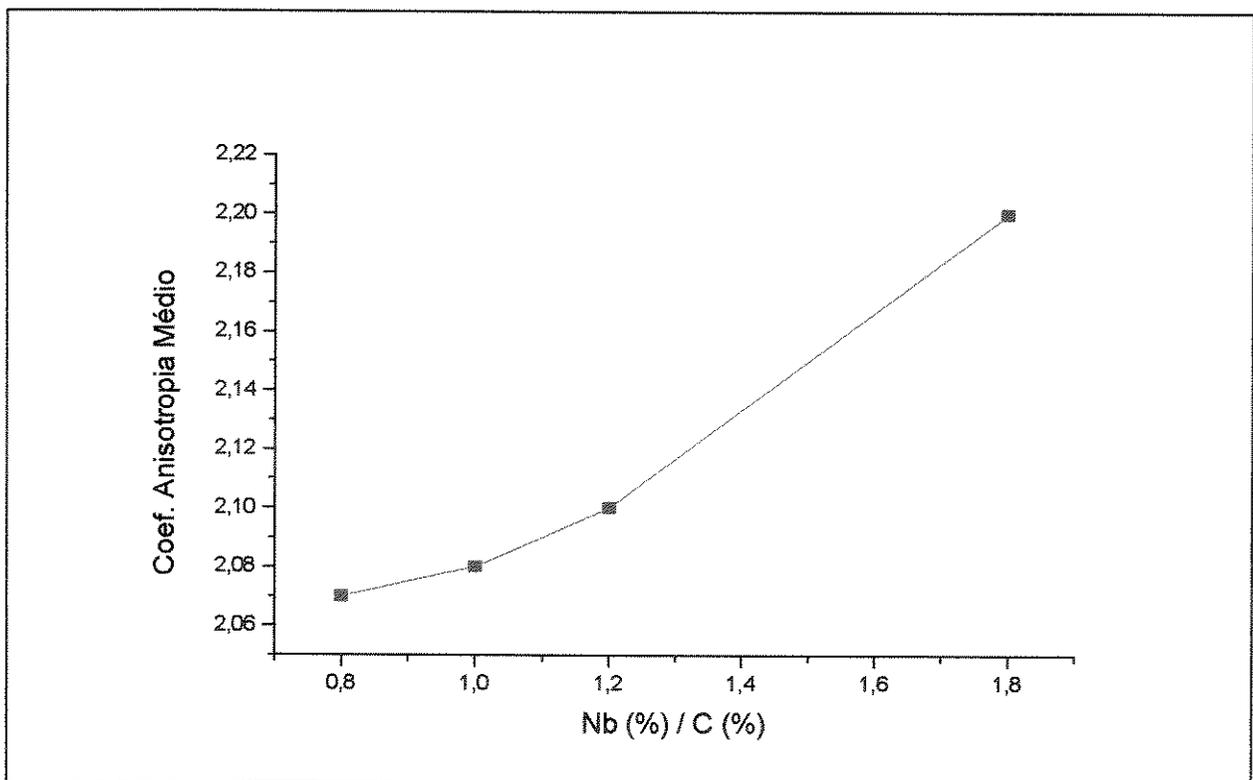


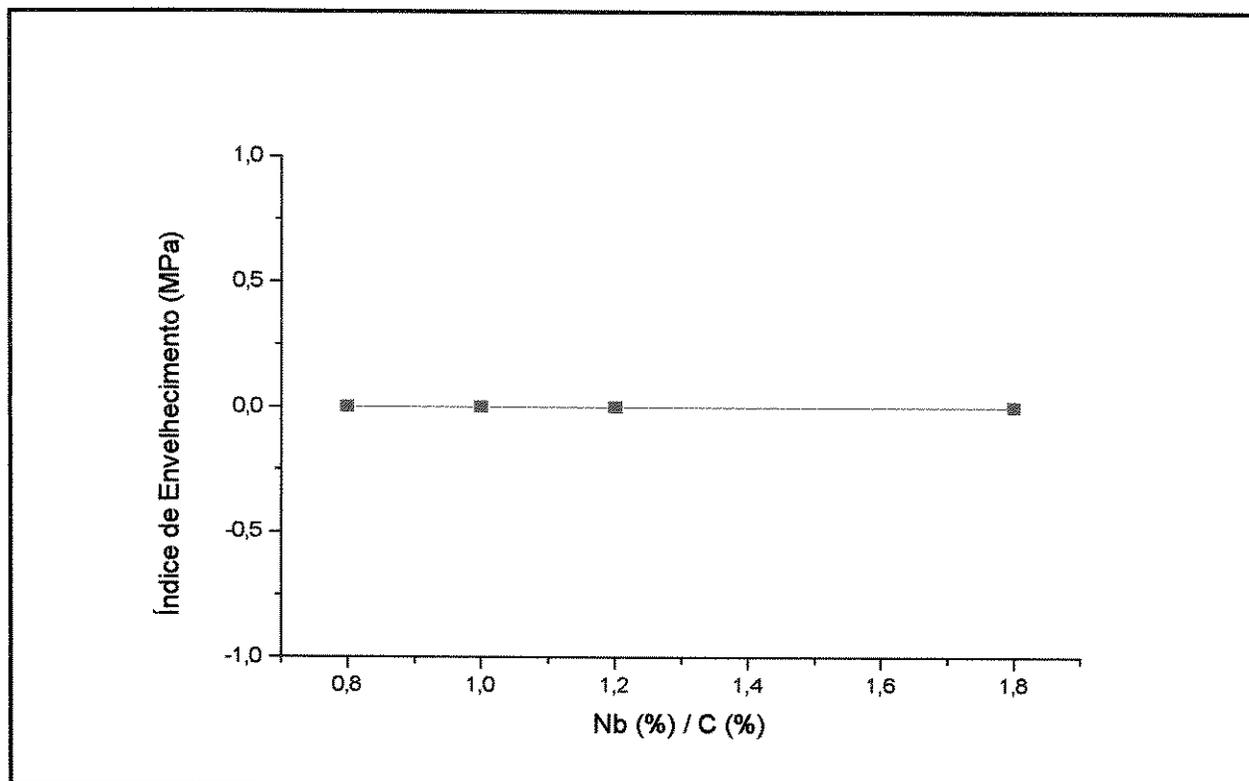
Figura 2.18. Efeito da temperatura de rea aquecimento das placas sobre a dissolução de precipitados em aços IF estabilizados ao Nb e ao Ti (OHASHI *et al.*, 1981).

2.3.2. Nióbio.

É assumido que o nióbio, quando adicionado aos aços IF, combina-se somente com o carbono e, portanto, nenhuma correção é feita para o seu efeito sobre outros elementos. A figura 2.19 (OHASHI *et al.*, 1981) mostra o efeito do nióbio sobre as propriedades de um aço IF ao nióbio, após laminação a frio e recozimento a 830°C. Como no caso do titânio, é necessária uma quantidade de nióbio acima do percentual para combinar completamente com o carbono para atingir mais altos valores do coeficiente de anisotropia médio (figura 2.19(a)). O índice de envelhecimento (IE), uma medida mecânica da quantidade de carbono intersticial disponível para o envelhecimento por deformação, após a laminação a quente, bobinamento, trabalho a frio e recozimento, é zero, indicando que o carbono, mesmo em taxas Nb/C menores que 1, não se mantém em solução sólida intersticial após processamento (figura 2.19(b)).



(a)



(b)

Figura 2.19. Efeito da relação atômica Nb/C sobre (a) o coeficiente de anisotropia médio e (b) o índice de envelhecimento de um aço IF estabilizado ao nióbio, com 40 ppm de carbono e recozidos continuamente (OHASHI *et al.*, 1981).

O efeito do teor de nióbio sobre os aços Nb-IF parece ser mais complexo, em comparação aos aços Ti-IF, em função de diferenças notáveis entre propriedades obtidas em aços processados em laboratório e produzidos comercialmente (GUPTA e BHATTACHARYA, 1990).

Em estudos laboratoriais (TOKUNAGA *et al.*, 1987 e OHASHI *et al.*, 1981) foi demonstrado que, tanto a ductilidade como o coeficiente de anisotropia médio, diminuem com o aumento dos teores de nióbio e de carbono, indicando que é necessária a manutenção de teores muito baixos destes elementos, ou seja, carbono menor do que 30 ppm e nióbio menor do que 0,025%.

TOKUNAGA *et al.* (1987) também estudaram o efeito do nióbio e do carbono sobre a temperatura de recristalização em aços Nb+Ti-IF e encontraram que a temperatura de recristalização aumenta sensivelmente com o aumento das quantidades de nióbio e de carbono.

Além disso, mostraram que o efeito do aumento do nióbio sobre a temperatura de recristalização nos aços Nb+Ti-IF é muito maior do que o efeito do titânio em excesso sobre a temperatura de recristalização nos aços Ti-IF. Dados obtidos por estes pesquisadores demonstraram que em aços Nb+Ti-IF, contendo entre 25 e 30 ppm de carbono, aumentando-se o teor de nióbio de 0,01% para 0,05%, tem-se uma elevação de 75°C na temperatura de recristalização do material, ou seja de 725°C para 800°C. Estes valores podem ser comparados a um aumento de 20°C na temperatura de recristalização em aços Ti-IF, para um aumento similar na quantidade de titânio em excesso. Estes resultados são divergentes aos encontrados por GOODMAN *et al.* (1985) em aços Ti-IF, nos quais a temperatura de recristalização aumenta somente com a quantidade de titânio em excesso, independentemente do nível de carbono.

De acordo com HOOK *et al.* (1975) e AKAMATSU *et al.* (1975) a relação atômica Nb/C deve ser maior que 1,0 (relação em peso maior que 7,74) para obtenção de altos valores no coeficiente de anisotropia médio. Contudo, resultados laboratoriais indicam que, para níveis de carbono muito baixos, menores que 40ppm, podem ser obtidos altos valores de \bar{r} e de ductilidade com teores de nióbio abaixo da relação estequiométrica, ou seja Nb/C < 1,0. Estes resultados vem sedimentar a afirmação que os aços Nb-IF têm suas propriedades fortemente influenciadas pelos parâmetros de laminação a quente como temperatura de acabamento, deformação total, velocidade de laminação, número de passes e temperatura de bobinamento. Além disso, HASHIMOTO *et al.* (1982) mostrou que os aços Nb-IF recozidos continuamente produzidos através de laminadores industriais, exibem mais alta ductilidade e mais alto coeficiente de anisotropia médio do que os aços Nb-IF produzidos em laboratório.

2.3.3. Carbono.

Uma das justificativas para a produção dos aços IF é o efeito benéfico no qual teores muito baixos de carbono e nitrogênio tem sobre a conformabilidade. A figura 2.20 mostra o coeficiente de anisotropia médio em função do teor de carbono para alguns diferentes aços (HUTCHINSON *et al.*, 1985) e a figura 2.21, em trabalho prévio realizado por FUKUDA (1967), mostra o efeito de carbono e da deformação na laminação a frio sobre os valores do coeficiente de anisotropia médio. Ambas curvas demonstram o efeito muito positivo do baixo teor de carbono sobre o coeficiente de anisotropia médio. Altos valores de \bar{r} são associados

com a formação de texturas de recristalização benéficas que são produzidas após deformação a quente, bobinamento, laminação a frio e recozimento. É fato que átomos de carbono em solução sólida intersticial degradam a textura de recristalização $\{111\}$ e aumentam as componentes não favoráveis $\{110\}$ e $\{100\}$ (HUTCHINSON *et al.*, 1985). Porém, o mecanismo através da qual o carbono intersticial afeta a recristalização ainda não está completamente esclarecido.

Apesar disso, algumas contradições são encontradas quando é avaliada a influência do carbono sobre as propriedades mecânicas e, em especial, sobre o coeficiente de anisotropia médio. Em trabalho realizado por NILSSON e JOHANSSON (1990) foi demonstrado que teores de carbono entre 20 e 80 ppm não afetam significativamente o valor de \bar{r} , mas que de modo geral, para obtenção de boas propriedades mecânicas o teor de carbono obtido deve ser inferior a 50 ppm. Como é esperado, altos teores de carbono aumentam o limite de escoamento, enquanto o alongamento e os valores do coeficiente de encruamento tornam-se mais baixos, o que pode ser explicado pela presença de um grande número de precipitados finos de TiC.

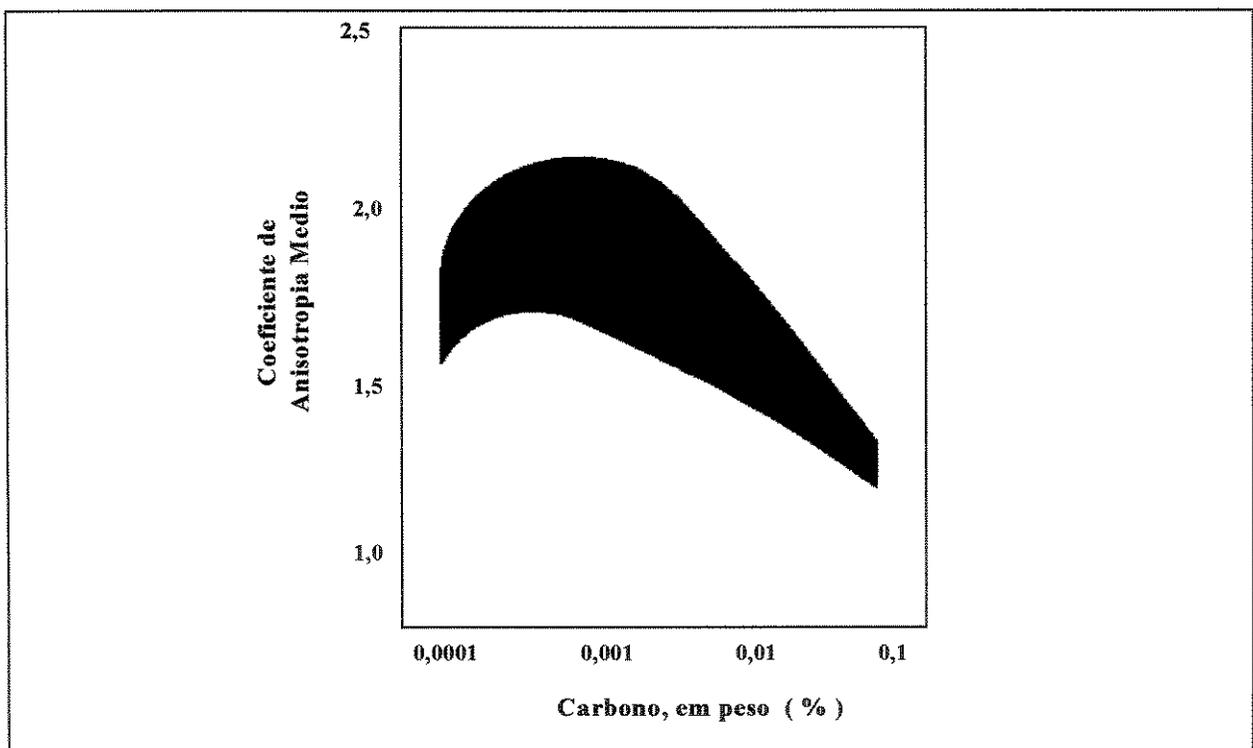


Figura 2.20. Efeito do teor de carbono sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio em aços (HUTCHINSON *et al.*, 1985)

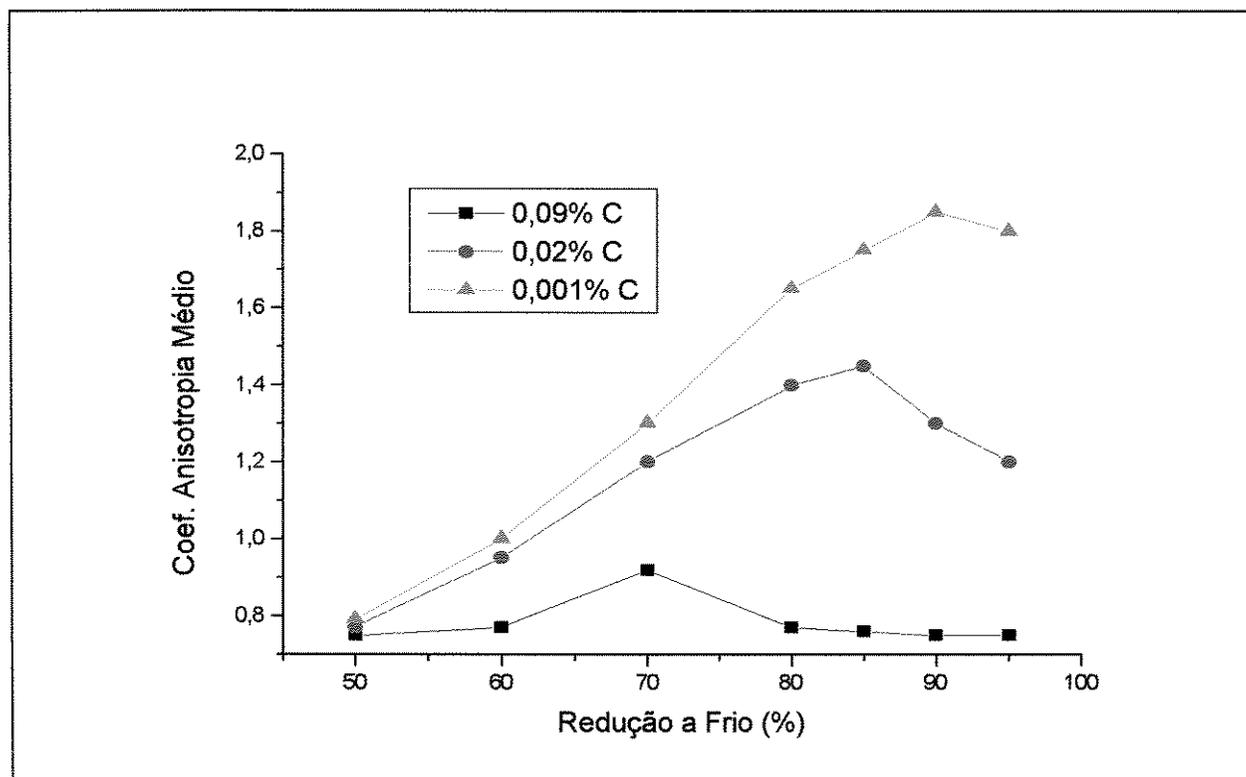


Figura 2.21. Efeito do teor de carbono sobre o coeficiente de anisotropia médio com quantidades variadas de laminação a frio em aços (FUKUDA, 1967).

GOODMAN *et al.* (1985) mostraram que, em aços IF ao titânio, a resistência à tração aumenta, a ductilidade e o valor do coeficiente de encruamento diminuem, mas o valor de \bar{r} se mantém essencialmente inalterado com o aumento do teor de carbono em até 0,02%. Por outro lado, YASUDA *et al.* (1985) mostraram que os valores de \bar{r} diminuem linearmente com o aumento do teor de carbono no intervalo de 0,002-0,006%. Estes autores não examinaram aços contendo mais do que 0,006% de carbono. A tabela 2.5 mostra as propriedades mecânicas dos aços recozidos continuamente, testados na Inland Steel Company (GUPTA e BATTACHARYA, 1990), contendo teores de carbono entre 0,005 e 0,05%. Estes resultados sugerem que os aços Ti-IF para estampagem podem ser produzidos contendo relativamente alto carbono, até 0,01%. Contudo, uma maior quantidade de titânio deve ser adicionada para estabilizar o aço com o aumento do teor de carbono, elevando-se com isso a susceptibilidade do material a defeitos superficiais.

Tabela 2.5. Efeito do teor carbono nas propriedades mecânicas em aços Ti-IF.

Carbono (%)	Titânio (%)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Coefficiente de Encruamento	Coefficiente de Anisotropia Médio
<0,005	0,10	152	48	0,25	1,9
0,008	0,16	165	46	0,26	1,81
0,007	0,14	172	51	0,25	2,10
0,028	0,18	195	40	-	1,80
0,050	0,41	220	38	0,21	1,85

Em geral, pode-se dizer que seja desejável manter o nível de carbono tão baixo quanto possível, preferencialmente em teores menores ou igual a 50 ppm.

2.3.4. Nitrogênio.

O nitrogênio é também um elemento intersticial crítico mas, em função dos baixos teores presentes nos aços IF, considera-se que ele seja efetivamente removido da solução sólida intersticial, através da formação de nitretos, principalmente de alumínio e de titânio.

Nos aços IF contendo titânio, o nitrogênio combina-se como nitreto de titânio, durante a fase líquida. O nitrogênio é portanto fixado durante o lingotamento e muito pouco, se houver, é dissolvido em um reaquecimento subsequente. As partículas de nitreto de titânio formadas variam em tamanho de 0,2 a 5,0 μ m. Embora as partículas de nitreto de titânio sejam muito estáveis, elas contribuem nas reações de precipitação que ocorrem durante um subsequente processamento, agindo como locais de nucleação para estes precipitados. Um exemplo é a precipitação epitaxial de TiS e Ti₄C₂S₂ nas partículas de TiN, como observado por TITHER *et al.* (1994).

Aços comerciais, galvanizados por imersão a quente contendo ≤ 50 ppm de carbono, 0,08-0,01% de titânio e 0,002-0,010% de nitrogênio foram testados na Inland Steel Company. Os resultados mostraram que, praticamente, não existe nenhum efeito da variação do teor de nitrogênio sobre as propriedades mecânicas, como a resistência, a ductilidade, o valor de \bar{r} e o

coeficiente de encruamento. Estes resultados não são surpreendentes já que praticamente todo o nitrogênio combina com o titânio no aço líquido para formar o precipitado nitreto de titânio (TiN) e não se dissolve durante o reaquecimento das placas, fase anterior a laminação a quente. YASUDA *et al.* (1985) mostraram que aços denominados Ti-IF com adição de nitrogênio exibem excelentes propriedades mecânicas, porém quantidades extras de titânio devem ser adicionadas para combinar com o nitrogênio adicionado. Em geral, pode-se dizer que seja preferível manter o teor de nitrogênio o mais baixo possível para obtenção de melhores propriedades de estampagem no material.

2.3.5. Manganês.

O manganês é o elemento mais caro, utilizado como elemento endurecedor, a ser adicionado nos aços IF, em função da grande quantidade necessária para provocar um aumento na resistência mecânica do material. Embora os aços endurecidos ao manganês possam atingir níveis de resistência similares aos endurecidos ao fósforo, o manganês é menos efetivo nos aços Ti-IF (KATOH *et al.*, 1985) do que nos aços Nb-IF (HOSOYA *et al.*, 1991). O manganês degrada os valores de \bar{r} e do alongamento, tanto para aços Ti-IF (TOKUNAGA e KATO, 1990) como para aços Nb-IF (OHASHI *et al.*, 1981). Apesar disso, os aços IF endurecidos ao manganês são menos susceptíveis a fragilização nas operações de estampagem profunda.

O manganês e o enxofre também se combinam em aços de baixo carbono e, um excesso no teor de manganês, acima do necessário para combinar com o enxofre disponível, faz com que os valores de \bar{r} diminuam, como mostrado na figura 2.22 (MATSUDO *et al.*, 1985). Esta redução é atribuída ao impedimento do crescimento de grãos ferríticos com orientações {111}, através de um mecanismo de arraste do soluto manganês (HUTCHINSON *et al.*, 1985). A figura 2.22 também mostra que o efeito do manganês sobre os valores de \bar{r} diminui com a redução do teor de carbono e é mínimo em aços estabilizados ao titânio.

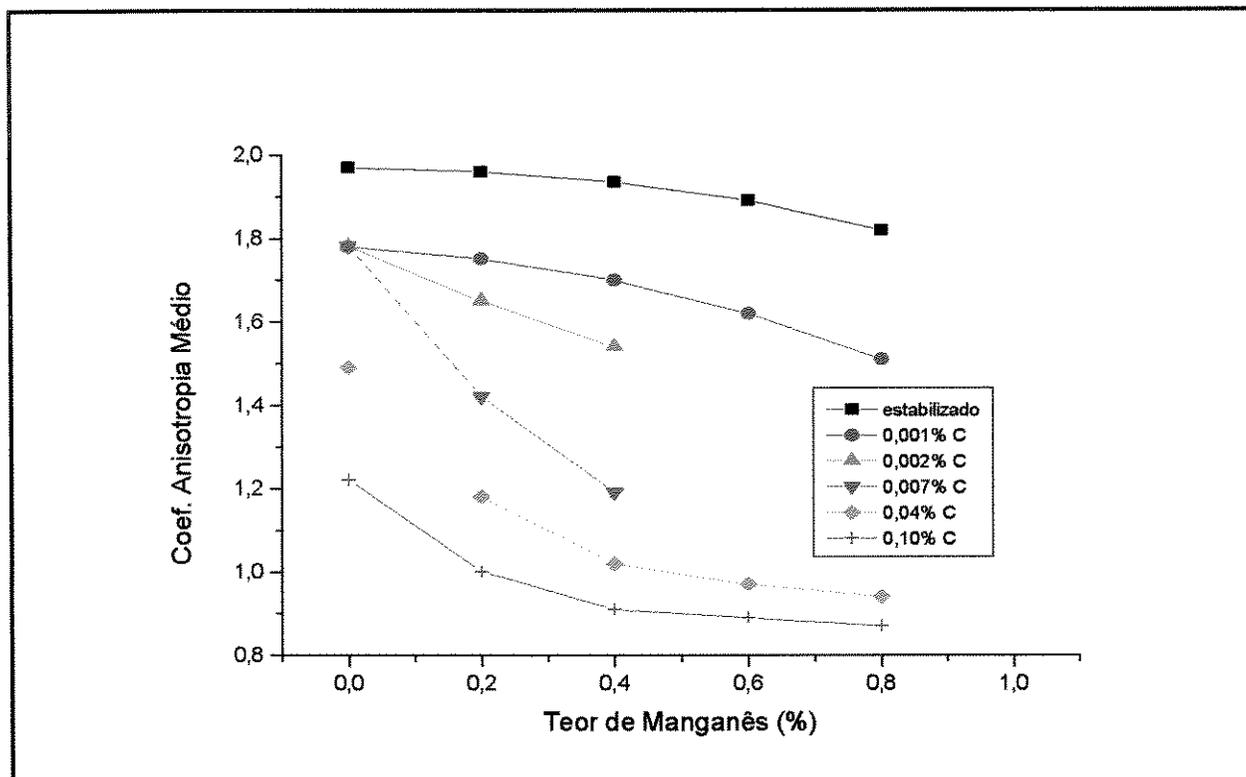
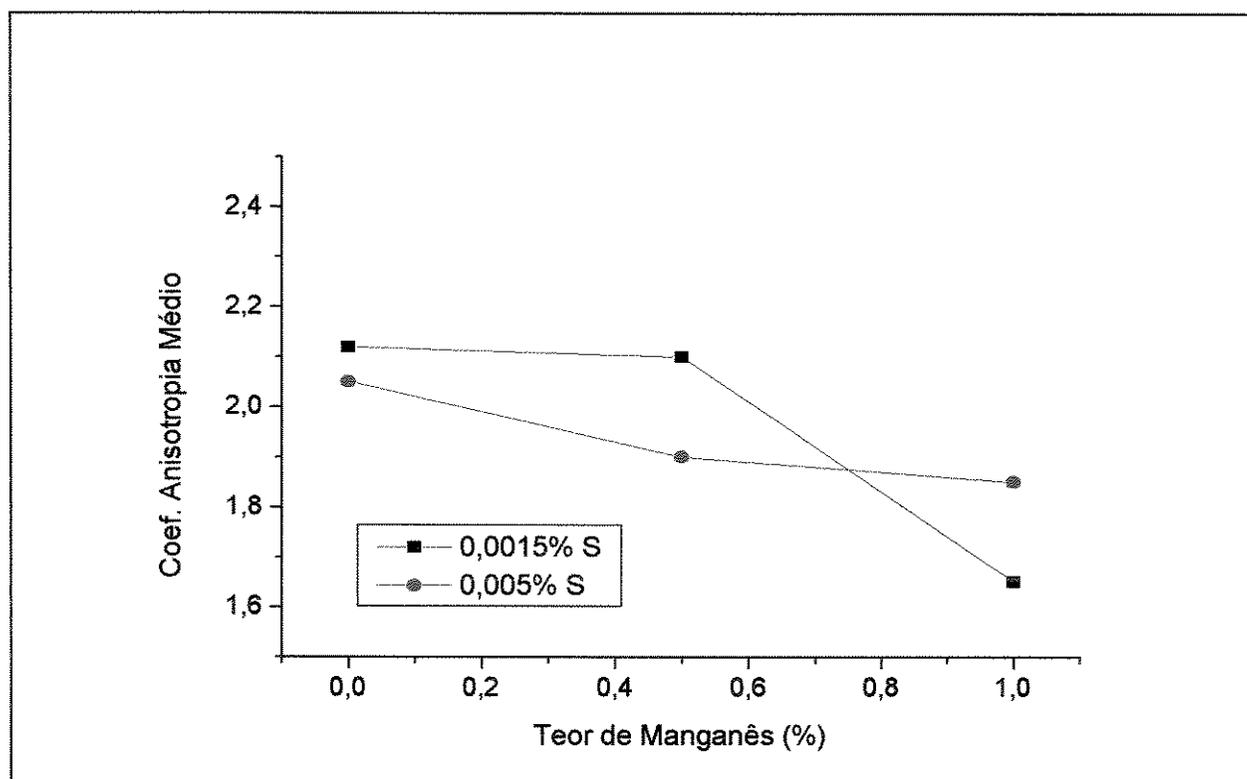


Figura 2.22. Efeito do teor de manganês sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços contendo diferentes teores de carbono (MATSUDO *et al.*, 1985).

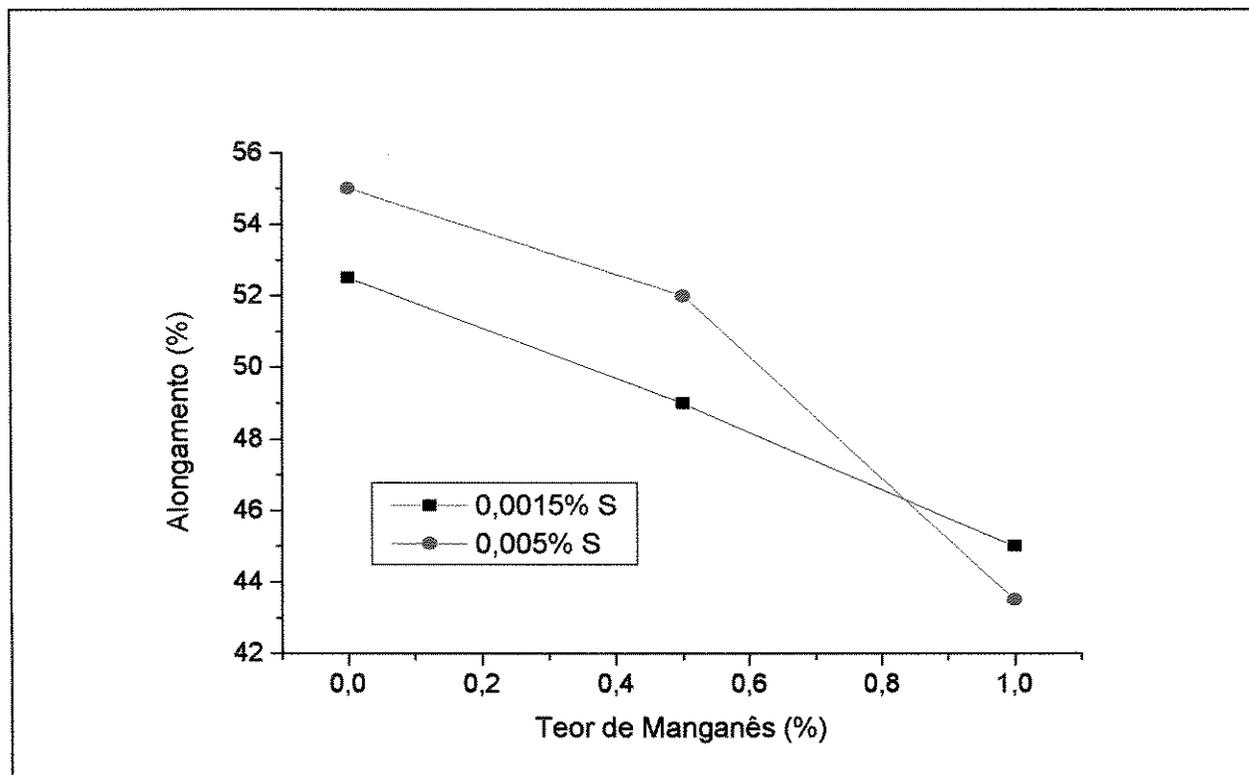
2.3.6. Enxofre.

Em estudo realizado por KAWASAKI *et al.* (1991) foi demonstrada a complexidade das interações entre o manganês e elementos como o enxofre, o carbono e o titânio, que contribuem para o desenvolvimento de melhores propriedades mecânicas nos aços Ti-IF. A figura 2.23 mostra o efeito do manganês sobre o coeficiente de anisotropia médio (figura 2.23(a)), a ductilidade (figura 2.23(b)) e a resistência à tração e o limite de escoamento (figura 2.23(c)) em aços com dois teores diferentes de enxofre. A figura 2.24 mostra o efeito do manganês, em aços contendo dois teores diferentes de enxofre, sobre o índice de envelhecimento (figura 2.24(a)) e sobre o índice de envelhecimento após pintura (figura 2.24(b)). O envelhecimento foi realizado a 100°C, após uma pré-deformação de 10% e o envelhecimento após pintura foi simulado por aquecimento a temperatura de 170°C, após 2% de pré-deformação. Os resultados foram correlacionados com a identificação de precipitados formados em vários aços. Sem manganês, foram observados somente $Ti(C,N)$ e $Ti_4C_2S_2$. Com manganês, em níveis de 1%, MnS e TiC substituem $Ti_4C_2S_2$ como os precipitados que combinam com enxofre e carbono. Como resultado, menos carbono se combina com $Ti_4C_2S_2$ e

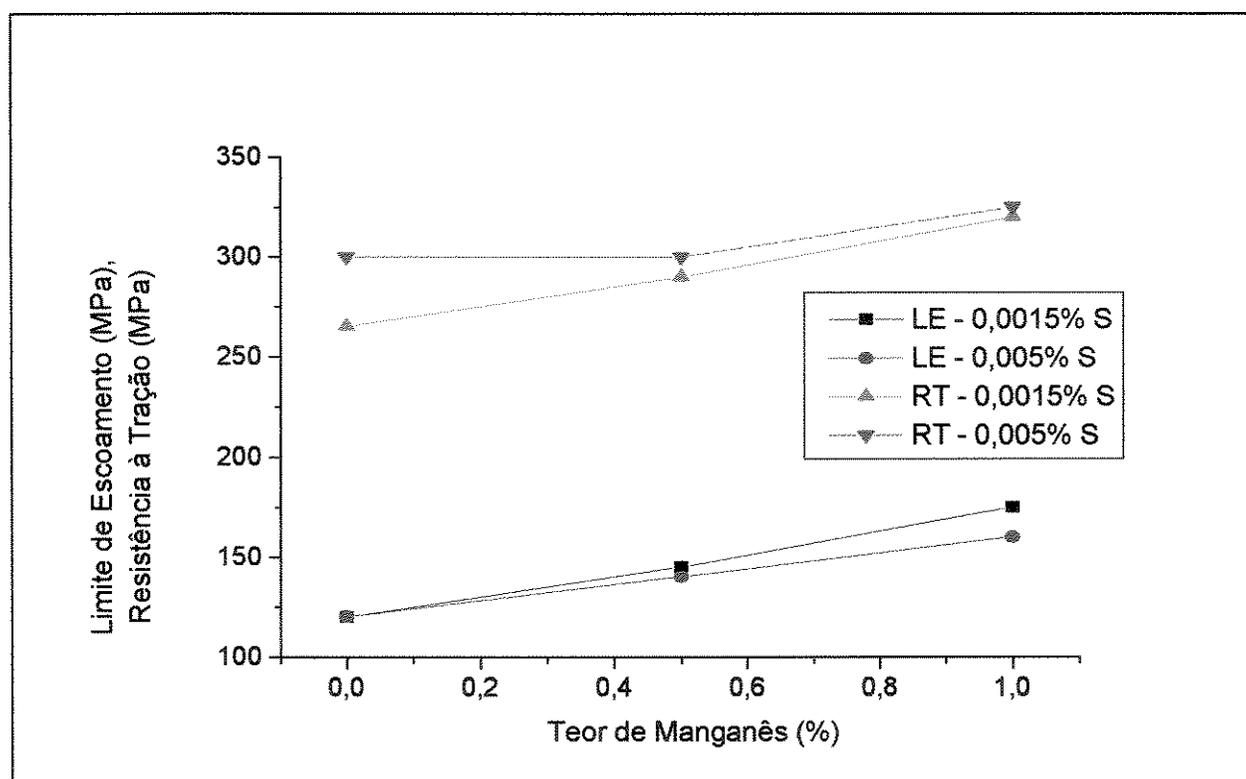
mais carbono fica disponível para manter-se em solução e contribuir para o envelhecimento e endurecimento após pintura.



(a)

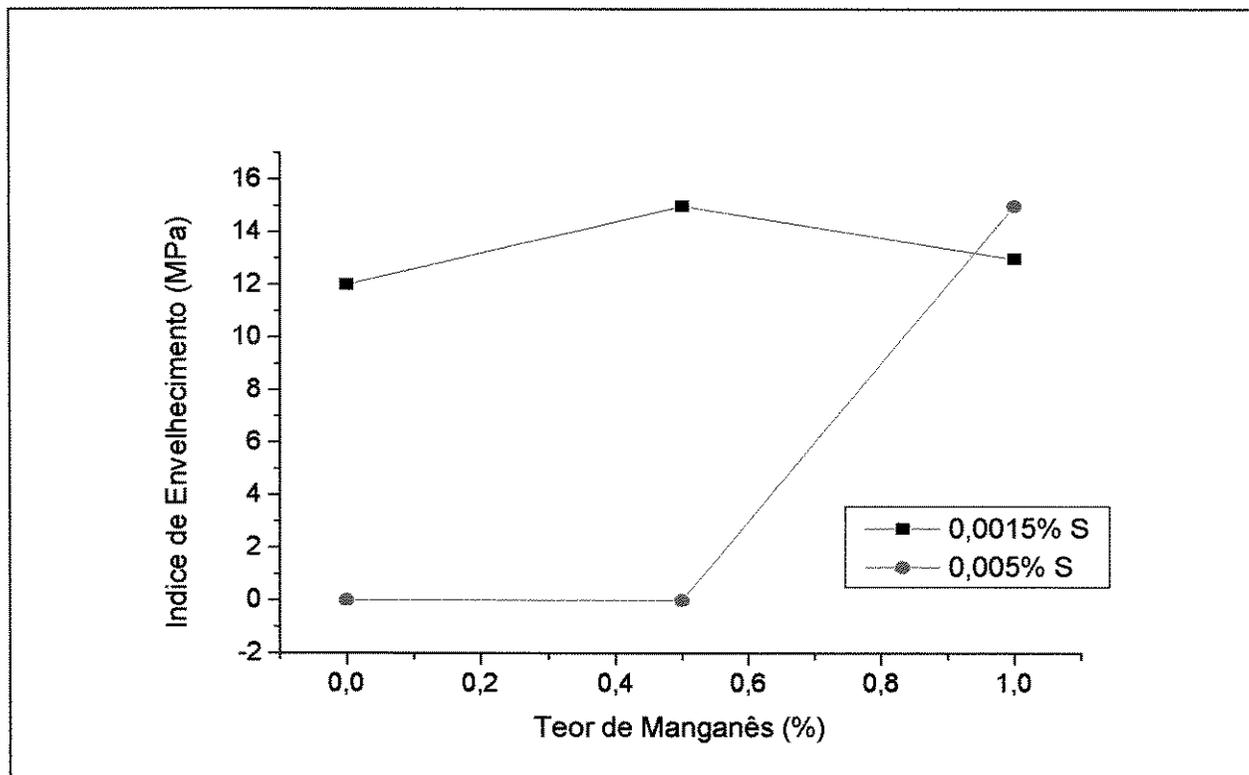


(b)

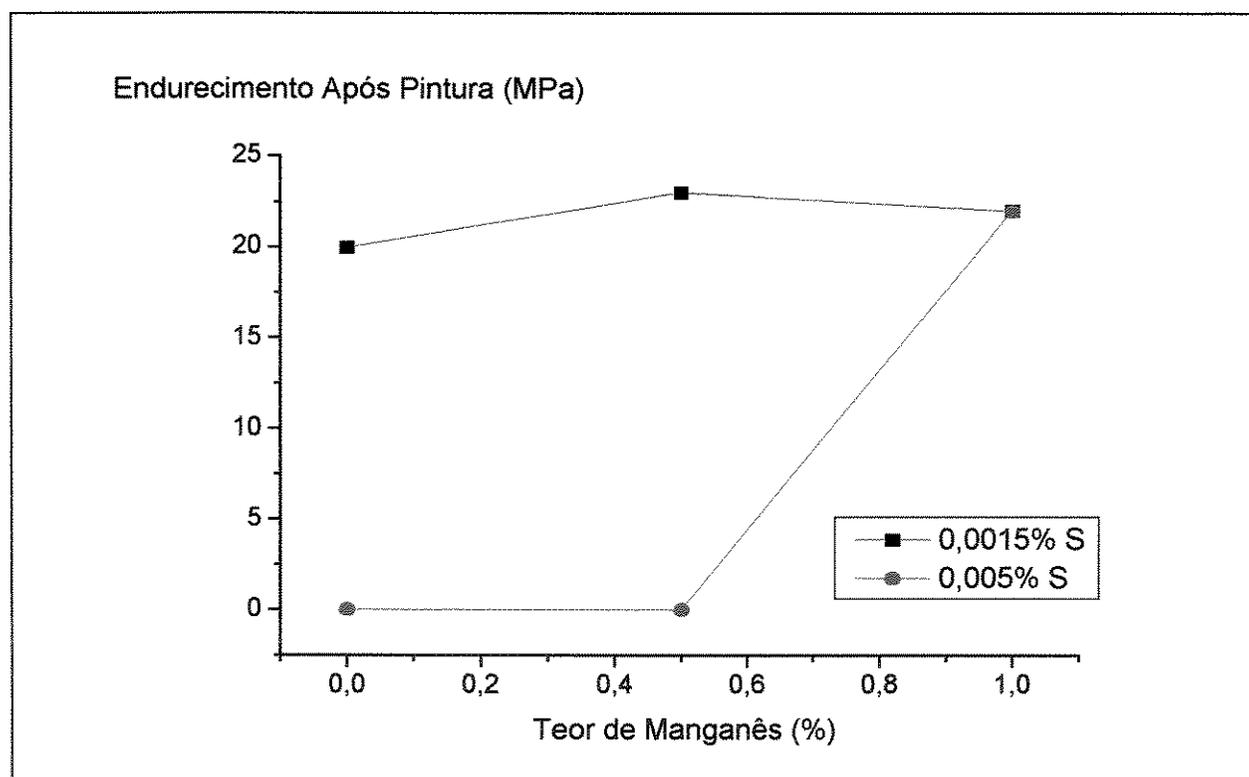


(c)

Figura 2.23. Efeito do teor de manganês e de enxofre sobre as propriedades mecânicas de aços IF estabilizados ao titânio, laminados a frio e recozidos continuamente (KAWASAKI *et al.*, 1991).



(a)



(b)

Figura 2.24. Efeito do teor de manganês e de enxofre sobre o índice de envelhecimento e o endurecimento após pintura de aços IF, estabilizados ao titânio e recozidos continuamente (KAWASAKI *et al.*, 1991).

YODA *et al.* (1994) também mostraram o efeito do enxofre sobre o valor de \bar{r} em um aço contendo 20ppm de carbono e 0,025%Ti. Em seu estudo, os valores de \bar{r} se deterioraram com o aumento no teor de enxofre variando de 0,001 a 0,005% e atinge um valor constante a partir de 0,005%S.

2.3.7. Fósforo.

A adição de fósforo nos aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais cria um mecanismo muito efetivo no endurecimento por solução sólida. Trata-se do elemento químico mais econômico, adicionado como elemento de liga, quando comparado ao manganês e ao titânio. O aumento no endurecimento devido ao fósforo pode ser obtido junto com altos valores de \bar{r} (MOULD, 1975). Contudo, são necessários cuidados no controle do processo e da composição para prevenir fragilização por trabalho a frio, devido a segregação de fósforo nos contornos de grão ferrítico durante e após o recozimento (IRIE *et al.*, 1985). Segundo FEKETE *et al.* (1994) o elemento fósforo atua de modo mais efetivo nos aços IF estabilizados ao titânio do que em aços IF estabilizados ao nióbio.

McMAHON (1974) tem mostrado que o carbono tende a segregar no contorno de grão ferrítico, em aços de baixo carbono e atua como um elemento de coesão muito forte no contorno de grão. Em aços ultra-baixo carbono, o carbono não é disponível e o fósforo, conseqüentemente, segrega nos contornos de grão ferríticos durante o recozimento. Esta segregação resulta em uma alta sensibilidade a fratura intergranular, em baixas temperaturas, durante as subseqüentes operações de conformação, especialmente em estampagens profundas. Trata-se do fenômeno conhecido como fragilização secundária ou fragilização por trabalho a frio (NILSSON e JOHANSSON, 1990)

Para prevenir a segregação do fósforo nos contornos de grão, alguns importantes passos podem ser realizados:

a) Controlar o residual do soluto carbono nos aços, após recozimento, através de um aumento na temperatura de recozimento e/ou através de um aumento na taxa de resfriamento (NILSSON e JOHANSSON, 1990 e TSUNOYAMA *et al.*, 1988).

b) Utilizar o elemento nióbio como estabilizador. Isto também pode reduzir a temperatura de transição através de um aumento no nível de soluto carbono (FEKETE *et al.*, 1994).

c) Adicionar boro, o qual migra nos contornos de grão, endurecendo-os e prevenindo a segregação do fósforo (TOKUNAGA e KATO, 1990 e TAKAHASHI *et al.*, 1982).

KRAUSS *et al.* (1990) descreveram que o procedimento para controlar a fragilização pelo fósforo é ajustar o processamento e a composição química para fornecer carbono intersticial suficiente para substituir o fósforo no contorno de grão ferrítico, sem degradação da conformabilidade. A figura 2.25 mostra a correlação do teor de fósforo, do índice de envelhecimento e do aparecimento de trincas em um aço IF contendo nióbio. Como notado acima, o índice de envelhecimento é um bom indicador da quantidade de carbono em solução sólida intersticial após o recozimento. É demonstrado que índices de envelhecimento mais altos significam maiores quantidades de carbono disponíveis para o estabelecimento de uma forte ligação nos contornos de grão e, com isso, mais baixa sensibilidade a trincas por deformação a frio, mesmo em relativamente altos teores de fósforo.

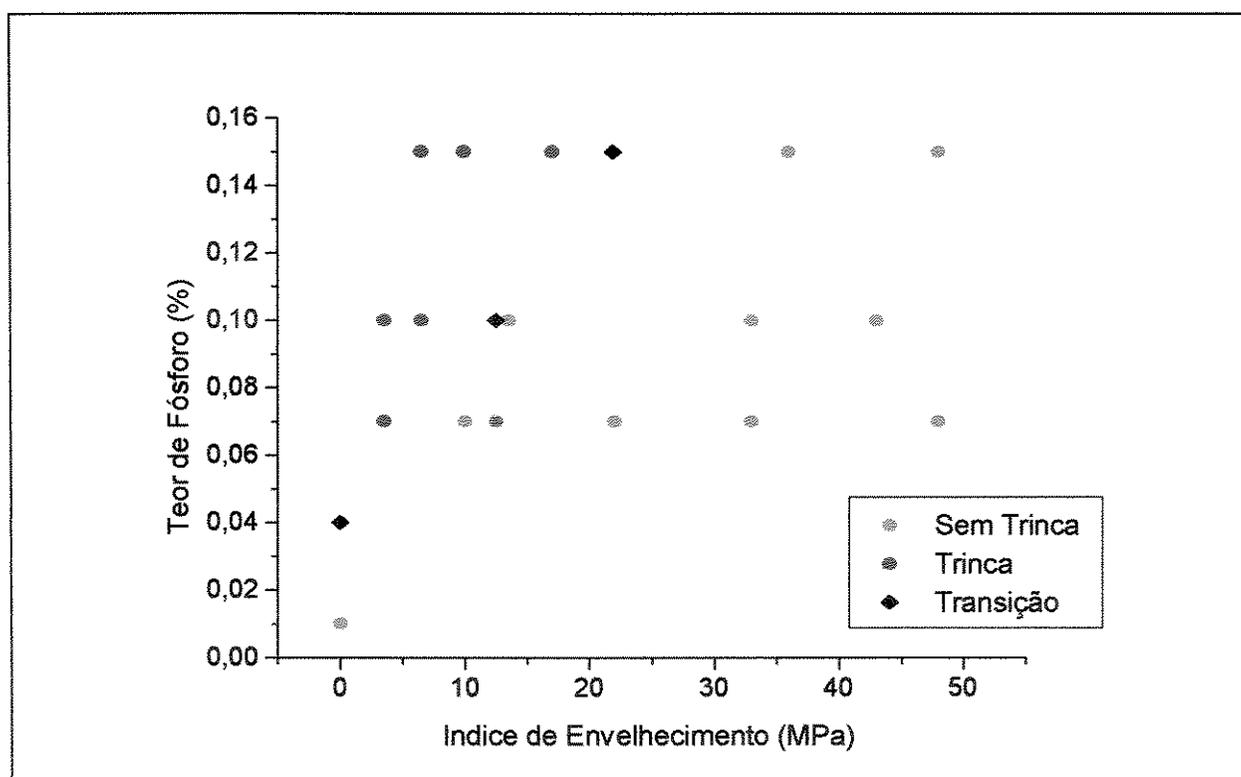


Figura 2.25. Efeito do índice de envelhecimento e do teor de fósforo sobre a fragilização a frio (temperatura do ensaio = 0°C) em um aço IF estabilizado ao nióbio (IRIE *et al.*, 1985).

Precipitados do tipo fosfetos de titânio e/ou ferro podem formar-se em aços IF ao titânio com alto teor de fósforo. IRIE *et al.* (1985) mostraram que partículas grosseiras de FeTiP podem aumentar a nucleação de grãos ferríticos recristalizados com orientação aleatória e desse modo diminuir os componentes {111} da textura. Contudo, outros estudos tem mostrado que o controle da precipitação de FeTiP pode aumentar a formação de textura {111}. OKAMOTO e MIZUI (1990) tem analisado a complexa seqüência da formação de precipitados em função da temperatura e da composição de aços IF. A figura 2.26 mostra diagramas esquemáticos destas seqüências de precipitados em dois tipos de aços e mostram que os precipitados FeTiP se formam em temperaturas mais baixas. De acordo com a seqüência de precipitações, a precipitação de FeTiP pode ser suprimida nas tiras quentes durante baixas temperaturas de bobinamento. Os autores mostram que altas taxas de aquecimento, durante a recristalização no recozimento, previnem a precipitação de FeTiP, mesmo após a nucleação de grãos com texturas favoráveis {111}. A precipitação subsequente de FeTiP previnem, então, a nucleação e o crescimento de grãos ferríticos com indesejáveis orientações e, desse modo, tornam possíveis a produção de chapas recozidas com altos valores de \bar{r} .

2.3.8. Silício.

De maneira similar ao manganês, o silício tem um maior efeito como elemento endurecedor nos aços Nb-IF do que nos aços Ti-IF (HOSOYA *et al.*, 1991). O silício reduz levemente o valor do coeficiente de anisotropia médio e o alongamento dos aços Nb-IF (IRIE *et al.*, 1980). Nos aços Ti-IF não apresenta efeito prejudicial sobre os valores de \bar{r} e de n (OKAMOTO e MIZUI, 1990), chegando em alguns casos a, até mesmo, aumentar o valor de do coeficiente de anisotropia médio (TOKUNAGA e KATO, 1990). O silício é raramente utilizado em aços recobertos, pois um alto teor do elemento pode reduzir a adesão superficial (NILSSON e JOHANSON, 1990).

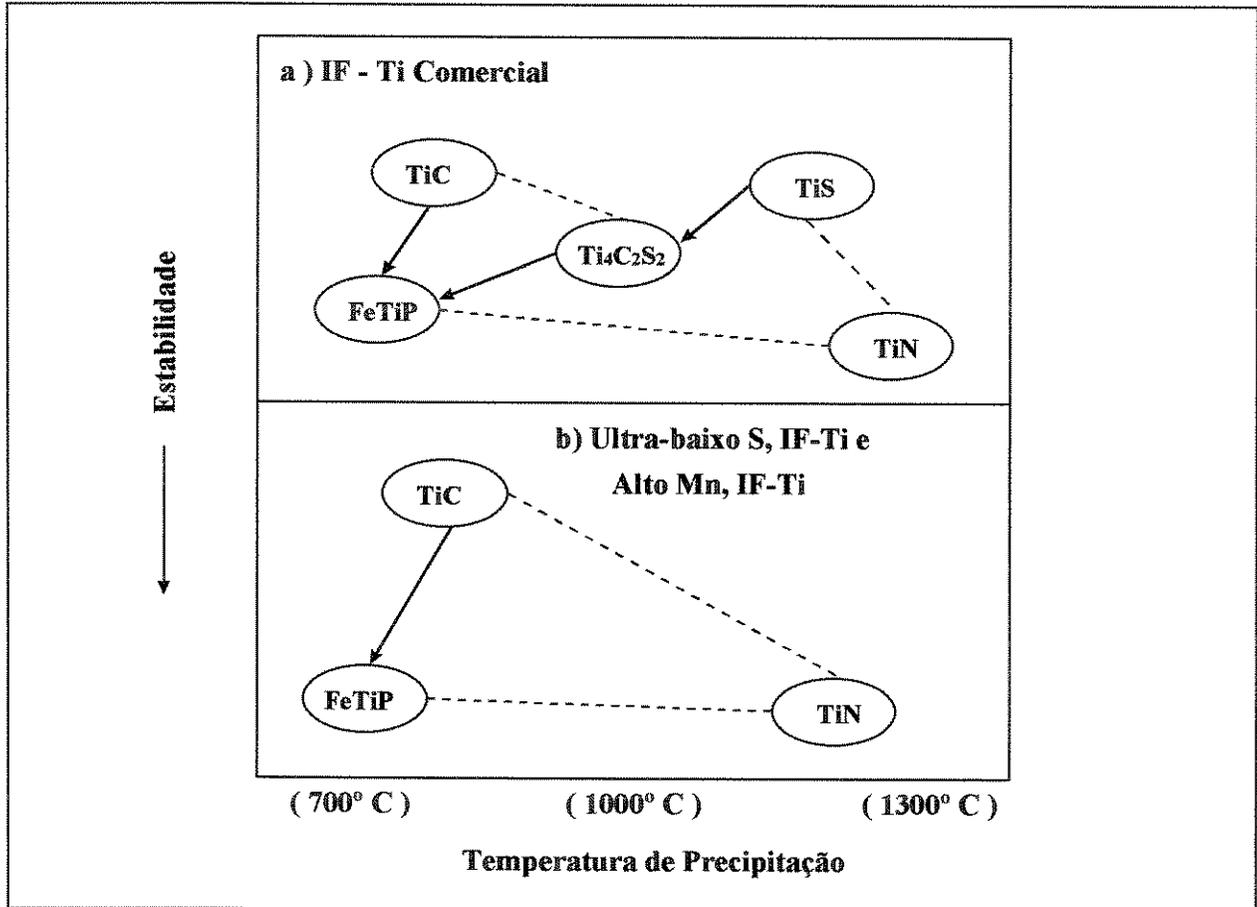


Figura 2.26. Representação esquemática da temperatura de precipitação e da estabilidade dos precipitados de titânio em aços IF estabilizados ao titânio (OKAMOTO *et al.*, 1990).

2.4. Processamento Termomecânico dos Aços IF.

2.4.1. Laminação a Quente.

Virtualmente, nos aços IF, todo carbono e nitrogênio são aprisionados na forma de carbonetos e nitretos de titânio, nióbio e alumínio, dependendo do tipo do aço. A morfologia destes precipitados e a microestrutura nas tiras a quente tem uma grande influência sobre a recristalização e, mais importante, sobre as propriedades mecânicas finais dos produtos laminados a frio e recozidos em IF. Precipitados grosseiros de TiC e NbC (KATOH *et al.*, 1985, SATOH *et al.*, 1984, e HASHIMOTO *et al.*, 1982) e um tamanho de grão fino nas tiras a quente (TANAKA *et al.*, 1987) ajudam atingir alta ductilidade e altos valores no coeficiente de anisotropia médio. Para uma dada composição química, a morfologia e a microestrutura dos precipitados nas tiras a quente são controladas pelos parâmetros de laminação a quente, ou seja, temperatura de reaquecimento das placas, temperaturas de acabamento, temperatura de

bobinamento, deformação na laminação a quente, velocidade de laminação, número de passes, resfriamento na saída da mesa de laminação, etc. O controle destes parâmetros é fundamental para obtenção de boas propriedades mecânicas. Nos próximos itens é discutida a influência destes vários parâmetros, contudo, deve ser compreendido que esses efeitos são interdependentes e também, dependentes da composição química do material.

2.4.1.1. Temperatura de Reaquecimento das Placas.

Carbono e nitrogênio se combinam preferencialmente como: (i) TiC e TiN em aços ao Ti, (ii) NbC e TiN em aços ao Nb+Ti e (iii) NbC e AlN em aços ao Nb (TOKUNAGA *et al.*, 1987). Dependendo da quantidade de titânio, aços ao Nb+Ti também poderão conter TiC e AlN. A temperatura de reaquecimento das placas (TRP), anterior a laminação a quente, controla a dissolução destes precipitados e representa o primeiro passo no controle da morfologia dos precipitados e do tamanho de grão nas tiras a quente. Uma temperatura de reaquecimento mais baixa restringe a dissolução dos precipitados, em especial de titânio e nióbio, levando-os a uma formação mais grosseira (FEKETE *et al.*, 1992) que agem como locais preferenciais para a recristalização dos grãos (WILSHYNSKY *et al.*, 1991).

GUPTA e BHATTACHARYA (1990) mostraram que a TRP apresenta um determinado efeito sobre a recristalização e as propriedades mecânicas finais dos aços IF, de maneira particular em aços IF contendo baixos teores de titânio e nióbio. Pode-se afirmar que a dissolução de carbonetos e nitretos também é controlada pelos níveis de carbono, de nitrogênio e dos elementos formadores de carbonetos e nitretos, como titânio e nióbio, através da solubilidade destes produtos no aço. Deste modo, a temperatura de reaquecimento das placas também é dependente do nível destes elementos presentes no aço.

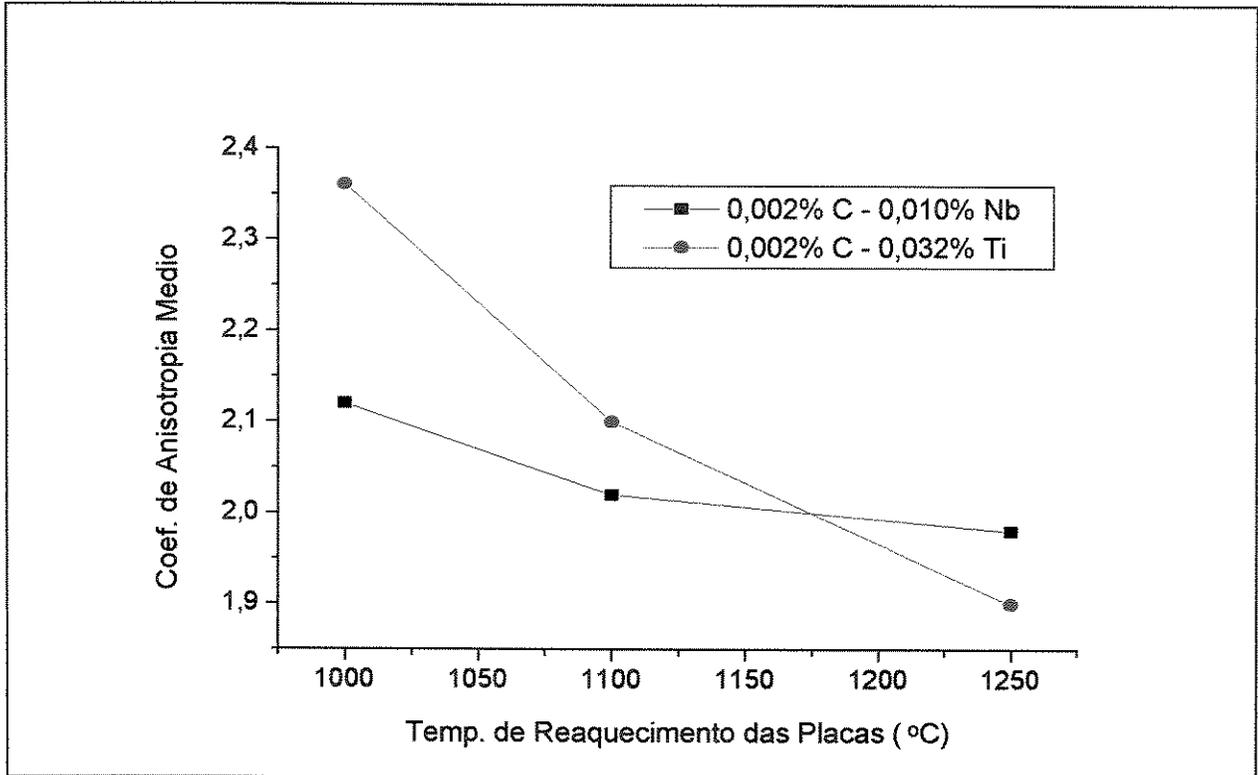
SATOH *et al.* (1985) compararam a dissolução dos carbonetos e nitretos em aços ao Ti ($Ti_{eff}/C=0.9$) e em aços ao Nb ($Nb/C=0.8$), trabalhando com temperaturas de reaquecimento das placas (TRP) de 1000°C e 1250°C. Resultados semelhantes foram, inicialmente, publicados por OHASHI *et al.* (1981) e estão reproduzidos na figura 2.18. Como pode ser avaliado, o carboneto de nióbio (NbC) é completamente dissolvido a 1000°C e o nitreto de alumínio (AlN) praticamente dissolvido a 1250°C. Porém, a dissolução do carbonitreto de titânio (Ti(C,N)) e do sulfeto de titânio (TiS) não é completa, mesmo a 1250°C. Além disso, os precipitados de

carbonitreto de titânio nas tiras a quente dos aços Ti-IF apresentam-se mais finos e mais numerosos com TRP de 1250°C do que com TRP de 1000°C. Como já foi relatado, estes resultados sugerem que os efeitos da temperatura de reaquecimento das placas (TRP) são, provavelmente, mais acentuados em aços Ti-IF do que em aços Nb-IF.

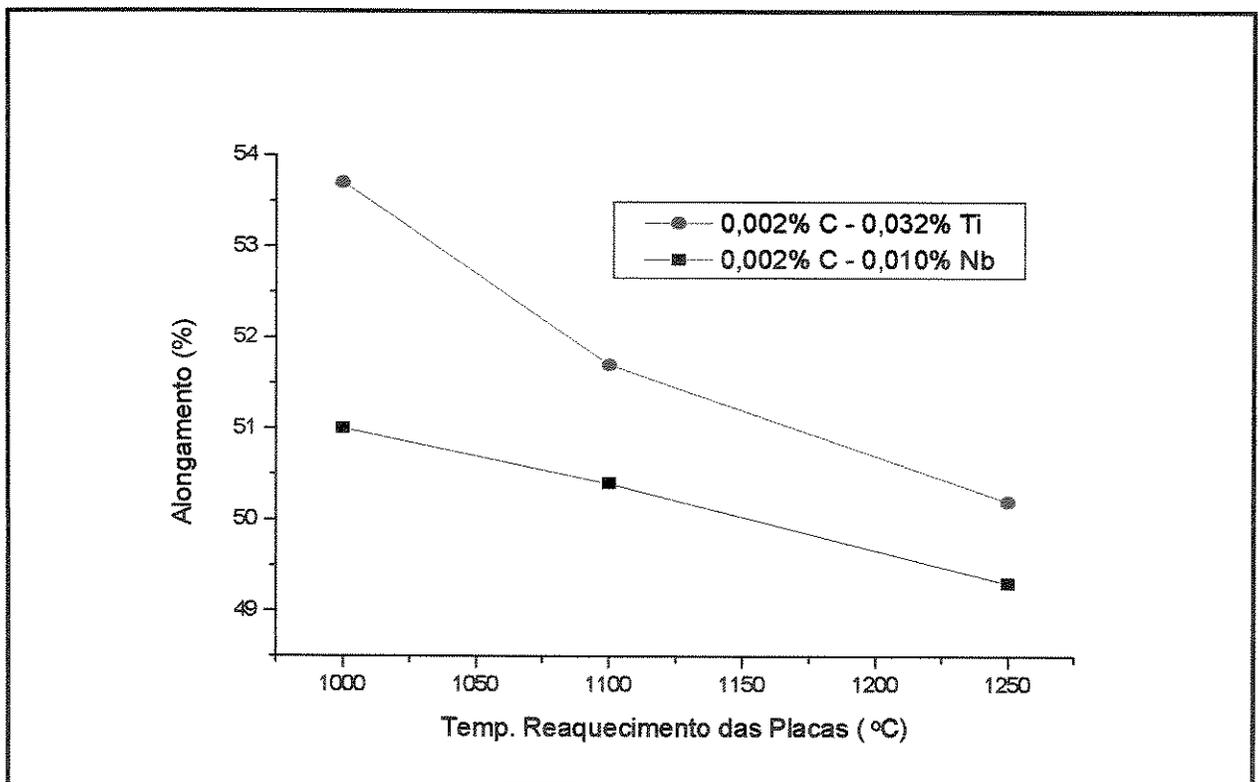
KATOH *et al.* (1985) e HAYAKAWA *et al.* (1986) estudaram o efeito da TRP e do Ti* sobre a recristalização dos aços ao Ti. Eles encontraram que a temperatura de recristalização diminui com a redução da temperatura de reaquecimento das placas, justificada por um engrossamento dos precipitados de TiC. Dados similares para aços ao Nb não são disponíveis. Contudo, esses autores acreditam que a TRP terá pequeno efeito sobre a temperatura de recristalização, se aplicada uma temperatura acima da qual a dissolução do NbC é completa.

Um grande número de autores (SATOH *et al.* (1985), KATOH *et al.* (1985), SATOH *et al.* (1985), SAYANAGI *et al.* (1985), GUPTA *et al.* (1988), MATSUMOTO *et al.* (1987) e TAKASAKI *et al.* (1985) têm examinado o efeito da TRP sobre as propriedades mecânicas dos aços IF. Embora haja diferenças nas suas descobertas, os resultados concordam que as propriedades de estampabilidade destes aços, ou seja a ductilidade e o coeficiente de anisotropia médio, geralmente melhoram com a diminuição da TRP. SATOH *et al.* (1985) mostraram que o valor de \bar{r} (figura 2.27 (a)) e o alongamento (figura 2.27 (b)), tanto em aços ao Ti como em aços ao Nb, elevam-se com a diminuição da TRP, com o aumento sendo mais pronunciado em aços Ti-IF do que em aços Nb-IF.

Resultados de KATOH *et al.* (1985) e SATOH *et al.* (1985) comprovam que o efeito da TRP depende do nível efetivo de elementos ligantes, ou seja de Ti_{eff} e Nb. A figura 2.28 mostra os efeitos da quantidade efetiva de elementos ligantes sobre o valor \bar{r} em aços ao Ti e ao Nb. Nota-se que, para altos níveis de adição de elementos de ligas, a influência da TRP é pequena. Porém, para baixos níveis de adição de elementos de ligas, os valores do coeficiente de anisotropia médio são sensivelmente aumentados de modo mais acentuado em aços ao Ti. Acredita-se que, para pequenas adições de titânio e nióbio, baixas TRP ajudam a manter os precipitados de TiC e NbC, evitando com isso que o carbono apareça na solução.



(a)



(b)

Figura 2.27. Efeito da temperatura de reaquecimento das placas sobre as propriedades dos aços IF ao Ti e Nb (SATOH *et al.*, 1985).

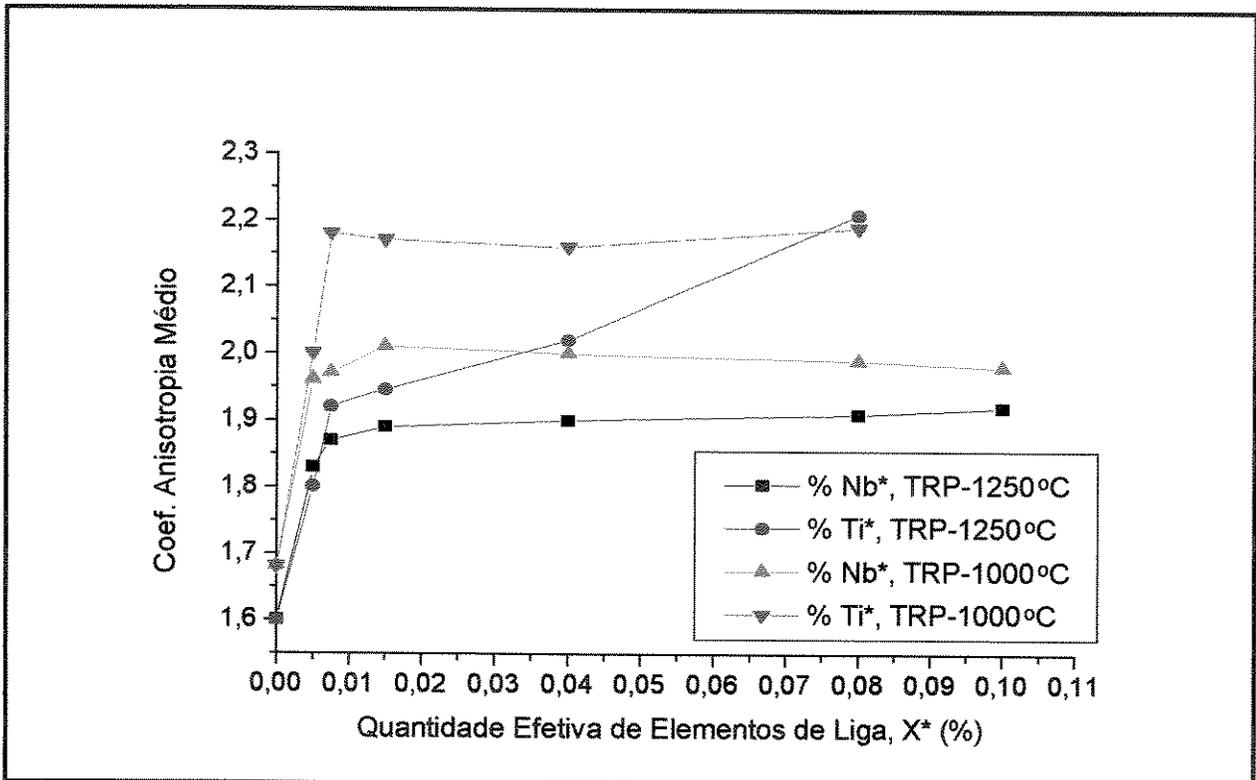
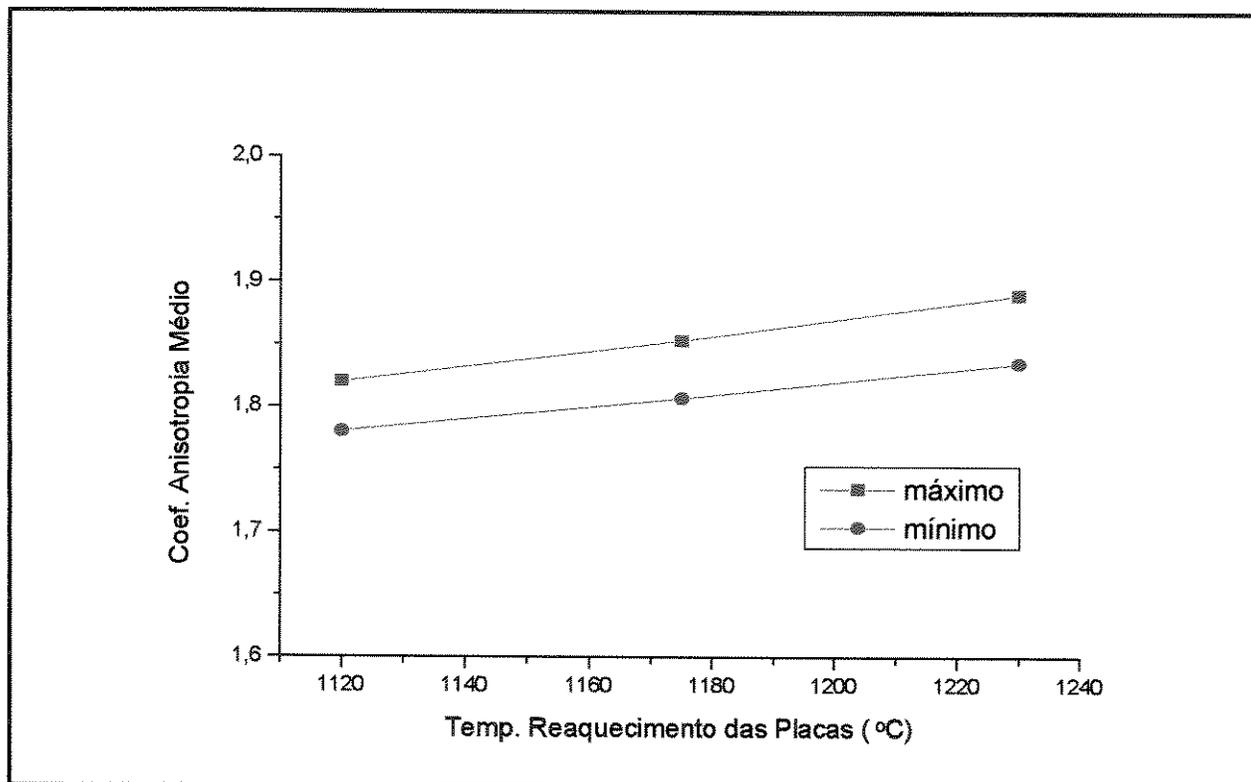


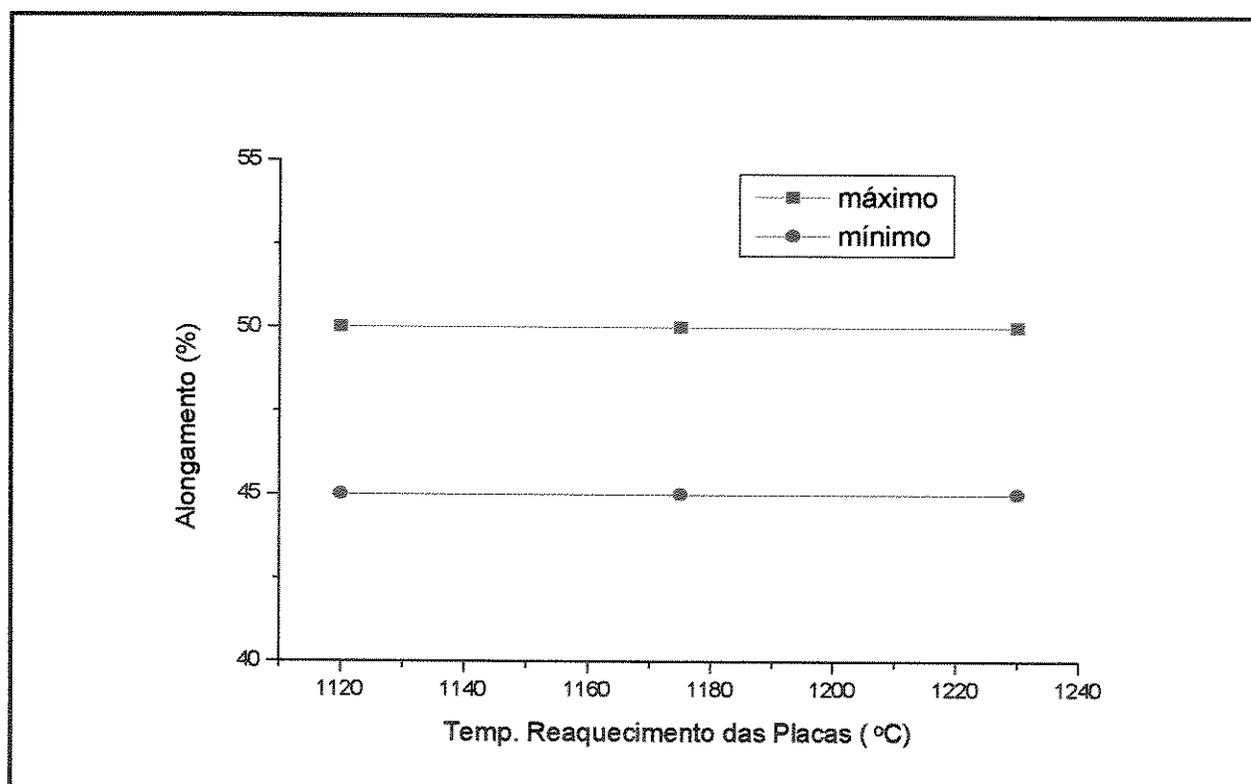
Figura 2.28. Efeito da quantidade efetiva de titânio e de nióbio disponível para combinar com o carbono e da temperatura de reaquecimento das placas sobre o coeficiente de anisotropia médio de um aço recozido continuamente (SATOH *et al.*, 1985)

GUPTA *et al.* (1988) mostraram os efeitos da temperatura de reaquecimento das placas sobre o coeficiente de anisotropia médio (figura 2.29 (a)), a ductilidade (figura 2.29 (b)) e o limite de escoamento (figura 2.29 (c)). Estes resultados estão em parcial concordância com os obtidos por SAYANAGI *et al.* (1985) que examinaram o efeito da TRP, em um intervalo de temperatura entre 1000°C e 1250°C, nas propriedades de aços Ti-IF com ultra baixo carbono, em baixas (650°C) e altas (750°C) temperaturas de bobinamento. GUPTA *et al.* (1988) mostraram que o valor de \bar{r} diminui com a redução da TRP, em divergência aos resultados obtidos também por SATOH *et al.*, como mostrado na figura 2.27 (a).

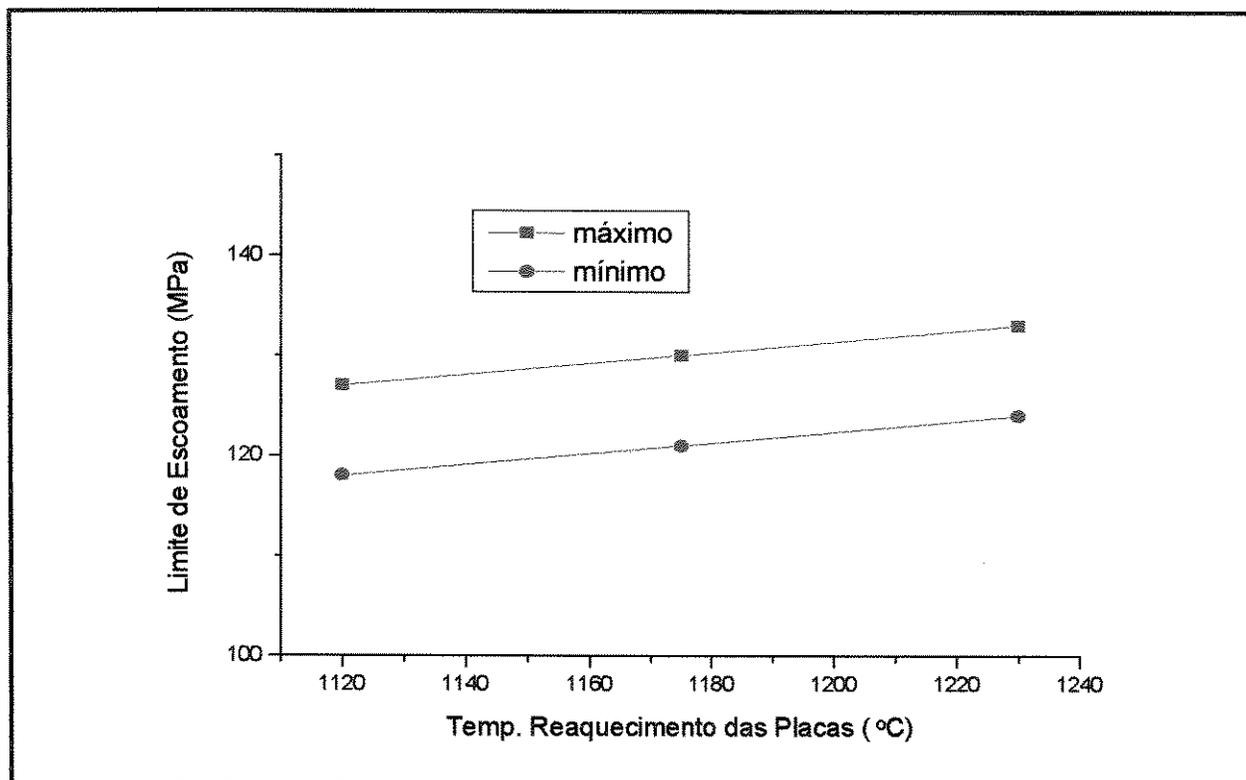
Em geral, pode se afirmar que uma baixa temperatura de reaquecimento das placas é preferível para o processamento de aços IF, especialmente com pequenas adições de titânio e nióbio, e que a TRP tem pequeno efeito sobre as propriedades mecânicas finais dos aços Ti-IF com ultra-baixo teor de carbono.



(a)



(b)



(c)

Figura 2.29. Efeito da temperatura de reaquecimento das placas sobre (a) o coeficiente de anisotropia médio, (b) a ductilidade e (c) o limite de escoamento de aços UBC-Ti-IF, laminados a frio em 75% (GUPTA *et al.*, 1988).

2.4.1.2. Temperatura de Acabamento.

As condições de acabamento na laminação a quente, denominadas temperatura de acabamento (TA), redução na laminação a quente e velocidade de laminação, apresentam uma grande influência sobre as propriedades dos aços IF. Contudo, os efeitos das condições de acabamento na laminação a quente são difíceis de serem avaliados, pelo fato de que, em muitas instâncias, estes efeitos são interligados com os efeitos da TRP e/ou com a composição do aço, especialmente no caso de aços ao Nb. Além disso, medições da temperatura de acabamento (TA) em diferentes instalações, como por exemplo em laboratórios ou em laminadores industriais, também não podem ser exatamente comparáveis.

O efeito da temperatura de acabamento em aços TI-IF tem sido estudada através de inúmeros autores (SATO *et al.* (1985), GUPTA *et al.* (1988), MATSUMOTO *et al.* (1987), TAKASAKI *et al.* (1985) e FURONO *et al.* (1985)). As investigações realizadas demonstram

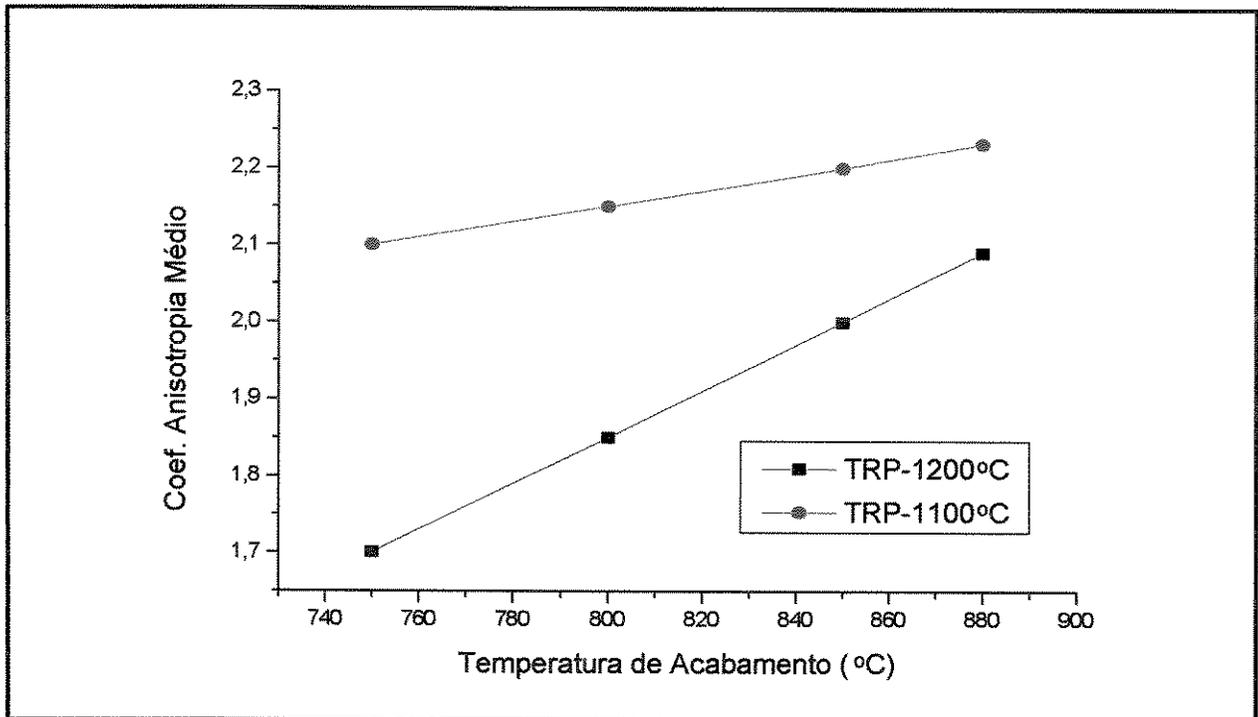
que a redução da temperatura de acabamento é prejudicial as propriedades de estampagem em aços IF, quando a laminação de acabamento é feita inteiramente na região austenítica. Contudo, grandes divergências ocorrem quando a laminação de acabamento é parcialmente realizada na região de ferrita + austenita e/ou na região ferrítica.

Estas divergências geraram três diferentes tipos de afirmações para o entendimento da influência da temperatura de acabamento sobre as propriedades, em especial do coeficiente de anisotropia médio dos aços IF. A primeira afirmação feita por GUPTA *et al.* (1988), MATSUMOTO *et al.* (1987), CHANG *et al.* (1993) e YODA *et al.* (1993) demonstrou a ocorrência de um pico ou um máximo nos valores de \bar{r} em função de variações na temperatura de acabamento. Este máximo localiza-se muito próximo ou levemente abaixo de Ar_3 . A segunda afirmação mostrou que a estampabilidade é progressivamente reduzida com a diminuição da temperatura de acabamento e foi demonstrada por SATOH *et al.* (1984), SATOH *et al.* (1985) e FUKONO (1987). A terceira afirmação, de forma inversa a afirmação anterior, mostrou uma elevação das propriedades de estampabilidade com a diminuição da temperatura de acabamento e pode ser encontrada em estudos realizados por KWON *et al.* (1990), NAKAMURA e ESAKA (1987), KASHIMA *et al.* (1991), HASHIMOTO *et al.* (1982) e KUNISHIGE e KUMATORI (1989).

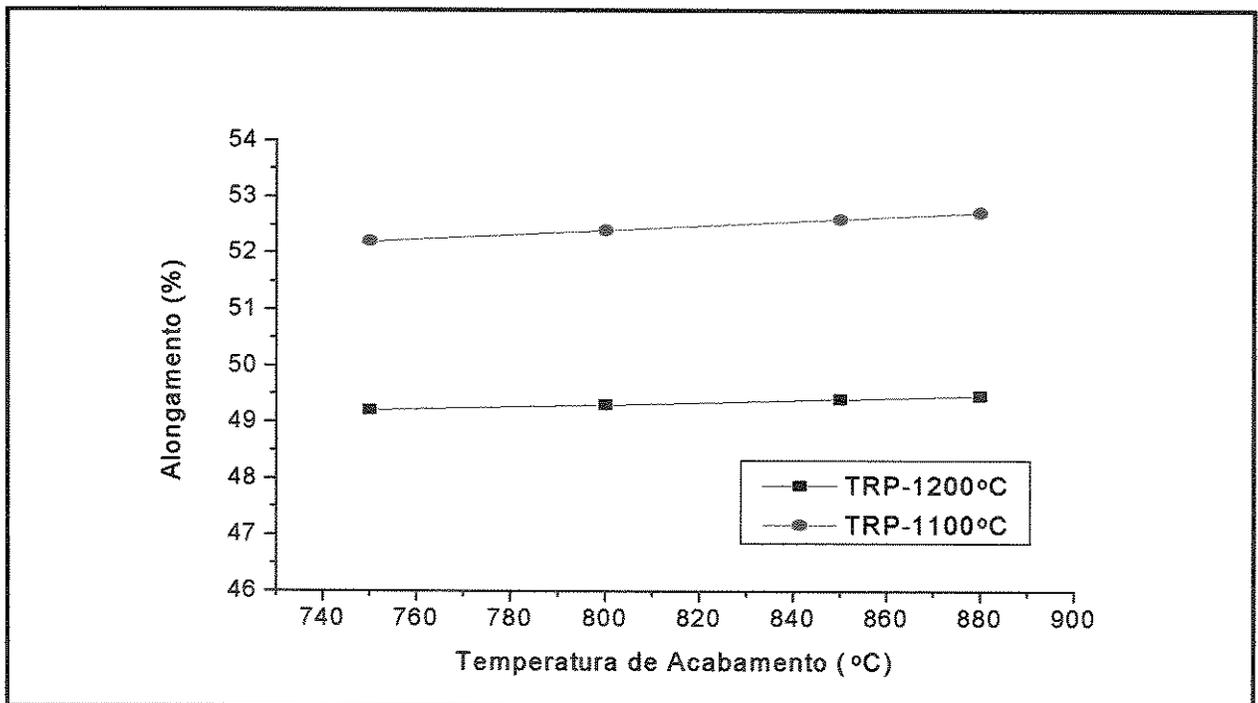
SATOH *et al.* (1985) mostraram uma contínua redução nos valores de \bar{r} com a diminuição da temperatura de acabamento no intervalo entre 750°C e 880°C. Neste trabalho foi demonstrado que o efeito da temperatura de acabamento sobre as propriedades dos aços ao Ti também é influenciada pela TRP, como por exemplo sobre o valor de \bar{r} que sofre uma influência mais pronunciada para TRP = 1200°C do que para TRP = 1100°C (figura 2.30 (a)). A figura 2.30 (b) também mostra que a temperatura de acabamento tem efeito muito pequeno sobre a ductilidade dos aços Ti-IF, apresentando uma redução no alongamento em função da diminuição da temperatura de acabamento. Contudo, os resultados de TAKASAKI *et al.* (1985) mostraram o efeito oposto da TRP sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio. Eles obtiveram valores de \bar{r} similares para alta (870°C) e baixa (775°C) temperatura de acabamento com TRP = 1200°C. Além disso, com a diminuição da TRP, os valores de \bar{r} atingiram valores mais elevados em baixas TA (775°C) do que em altas TA (870°C), indicando um grande efeito da temperatura de acabamento com baixa TRP. Existem dois fatores que sugerem que a utilização de uma alta temperatura de acabamento ($\geq Ar_3$) seja desejável.

Primeiro, como citado por FURONO *et al.* (1985) que, com baixa TA, as partes estampadas podem exibir defeitos superficiais, como por exemplo saliências. Segundo, com $TA < Ar_3$, a transformação de fase de austenita (CFC) para ferrita (CCC) provavelmente ocorrerá na mesa de acabamento do laminador, resultando em uma repentina queda na tensão de escoamento do aço (MITSUJI *et al.*, 1985). Esta transformação aumenta as chances de imperfeições no processo de laminação e torna mais difícil o controle das medidas nas tiras a quente.

GUPTA *et al.* (1988) avaliaram o efeito da temperatura de acabamento sobre os valores do coeficiente de anisotropia médio e sobre o coeficiente de anisotropia (\bar{r}) em função da direção de laminação, ou seja nas direções longitudinal (r_L), transversal (r_T) e diagonal (r_D), para aços IF ao Ti e ao Ti+Nb. Para aços Ti-IF, a temperatura de acabamento, no intervalo entre 810°C e 900°C, tem pequeno efeito sobre os valores de \bar{r} , que variaram de 1,66 a 1,82, com um máximo na $TA \cong 870^\circ\text{C}$ (figura 2.31). O efeito da temperatura de acabamento sobre os valores de \bar{r} foram mais pronunciados no caso dos aços Ti + Nb-IF do que nos aços Ti-IF. Para uma temperatura de acabamento entre 835°C e 920°C, os valores de \bar{r} estiveram entre 1,64 e 1,98, com um máximo na temperatura de 900°C (figura 2.32). Estes resultados estão em concordância aos obtidos por FURONO *et al.* (1985) para aços Ti-IF e MATSUMOTO *et al.* (1987) para aços ao Ti + Nb. FURONO *et al.* (1985) examinaram o efeito da TA em um intervalo entre 780°C e 880°C em aços estabilizados ao titânio, utilizando uma TRP de 1000°C. Seus resultados também mostraram um sensível efeito da temperatura de acabamento sobre o valor de \bar{r} . MATSUMOTO *et al.* (1987), por outro lado, encontrou um máximo nos valores de \bar{r} em temperaturas de acabamento de, aproximadamente, 900°C, para aços Nb + Ti-IF.



(a)



(b)

Figura 2.30. Efeito da temperatura de rea aquecimento das placas e da temperatura de acabamento sobre as propriedades de aços Ti-IF com ultra-baixo teor de carbono (OHASHI *et al.*, 1981).

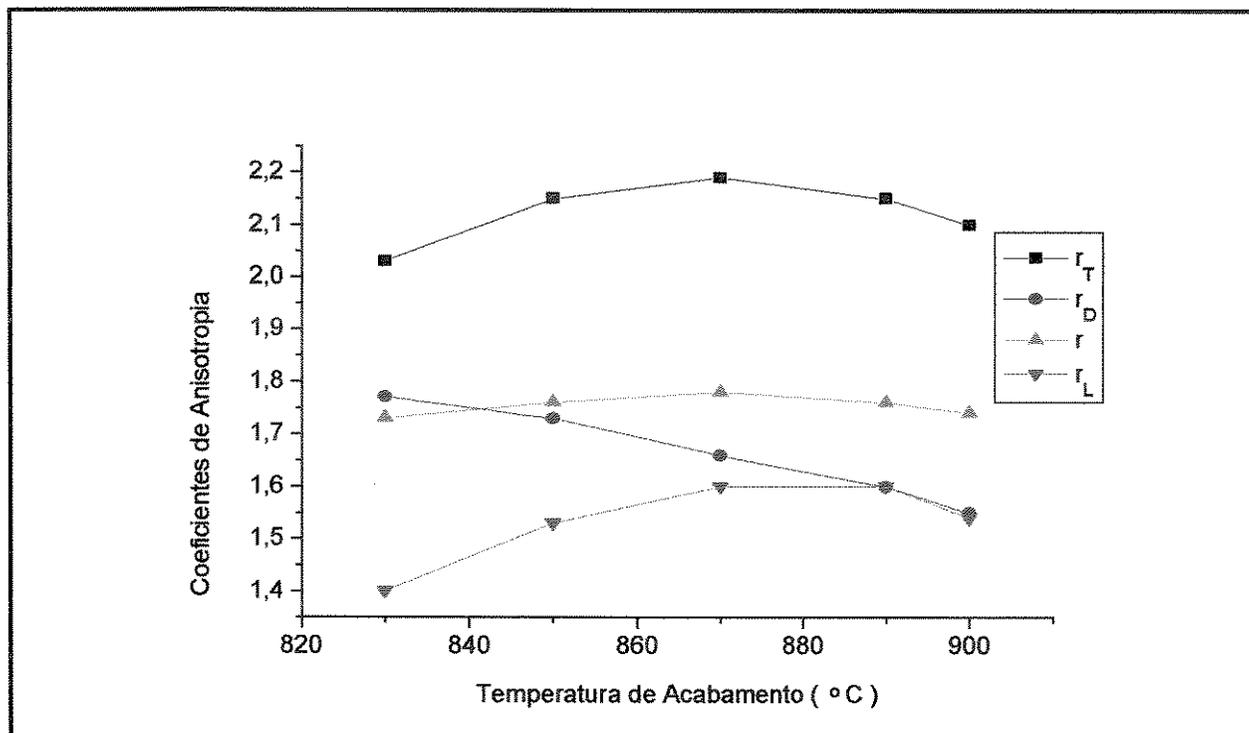


Figura 2.31. Efeito da temperatura de acabamento sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio e sobre os valores do coeficiente de anisotropia nas direções L, T e D de aços Ti-IF recozidos continuamente (GUPTA *et al.*, 1988).

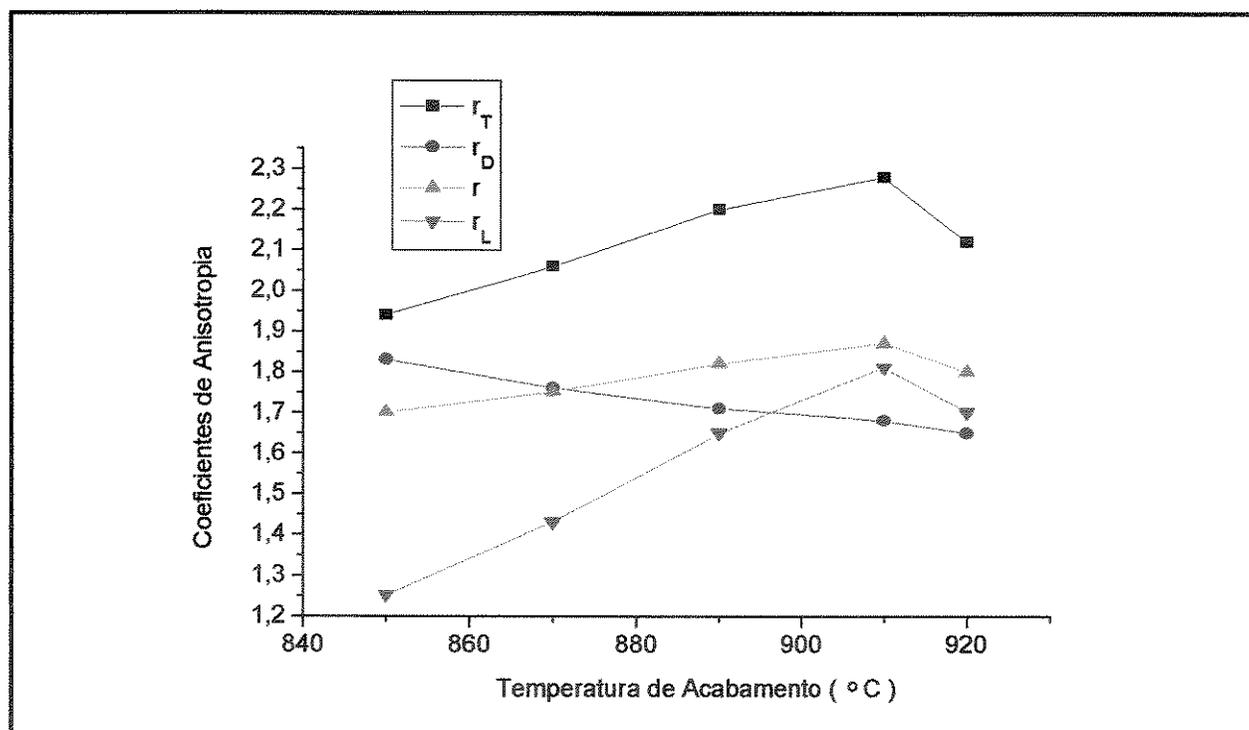
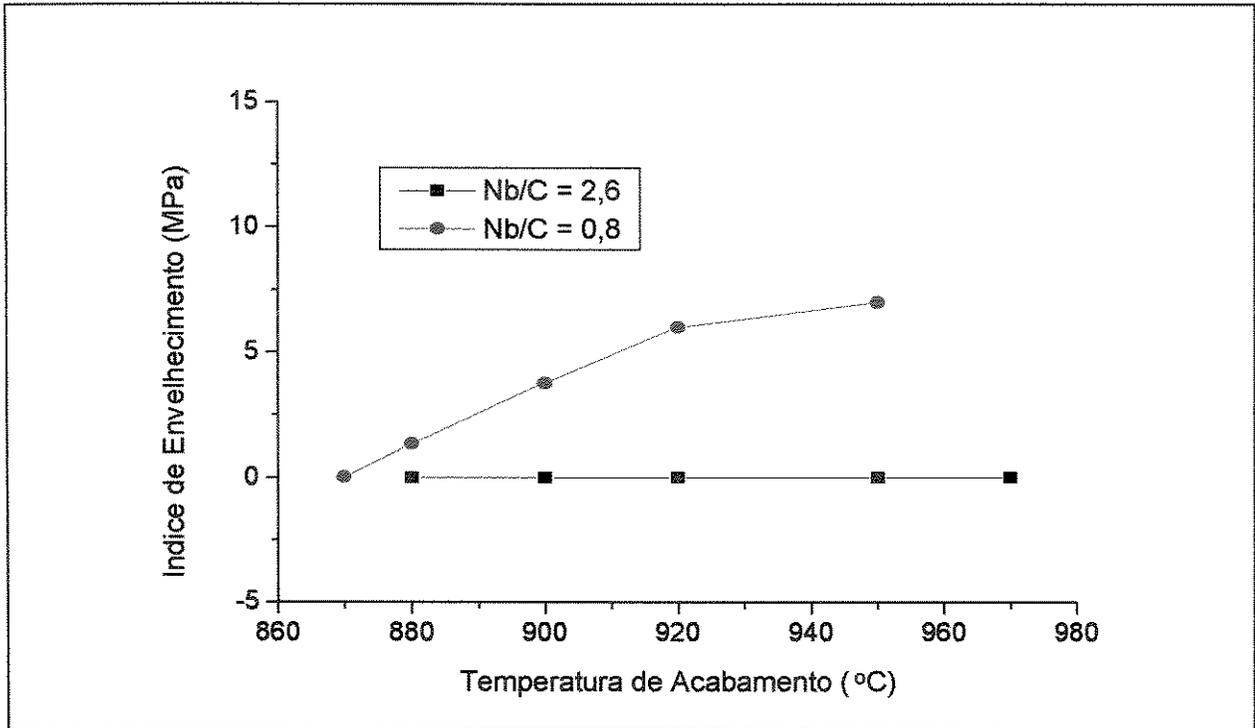
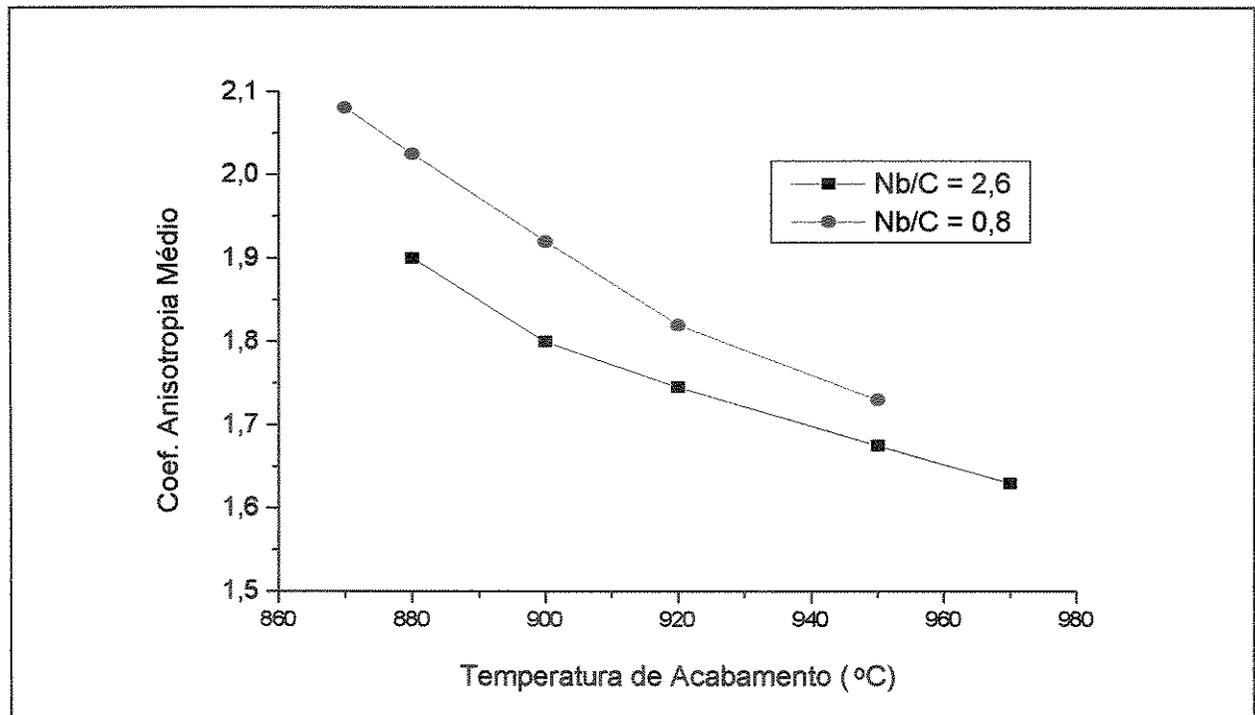


Figura 2.32. Efeito da temperatura de acabamento sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio e sobre o valor do coeficiente de anisotropia nas direções L, T e D de aços Ti+Nb-IF recozidos continuamente (GUPTA *et al.*, 1988).

HASHIMOTO *et al.* (1982) mostraram que a temperatura de acabamento tem um efeito significativo em aços Nb-IF, com o valor de \bar{r} e a ductilidade aumentando com a diminuição da TA. Seus resultados mostraram o efeito da TA sobre o índice de envelhecimento (IE) (figura 2.33 (a)) e sobre o valor de \bar{r} (figura 2.33 (b)) de dois aços ao nióbio contendo 0.004% de carbono, com proporções atômicas Nb/C de 0,8 e 2,6. Nota-se que os valores de \bar{r} aumentam rapidamente com a diminuição da TA em ambos os aços, com o efeito sendo mais pronunciado no aço com Nb/C = 0,8. Os resultados também mostraram que, neste aço, o índice de envelhecimento diminuiu com a diminuição de TA, de forma contrária ao aço com Nb/C = 2,6 que teve um índice igual a zero, independente da temperatura de acabamento utilizada. O aumento do tamanho dos precipitados NbC e um tamanho do grão mais fino nas tiras a quente são consideradas as causas primárias do aumento nos valores de \bar{r} e na ductilidade dos aços ao Nb, com a diminuição da temperatura de acabamento. Os resultados de HASHIMOTO *et al.* (1982) sobre aços Nb foram obtidos utilizando laminações a quente em laboratório. Pouca informação tem sido publicada sobre os efeitos da TA nos aços ao Nb sobre as condições de processamento em laminação industrial. Porém, pode-se afirmar que todas as siderúrgicas têm usado TA \geq Ar3 (880°C a 900°C) para produção de aços IF (HASHIMOTO *et al* (1982), TANAKA *et al* (1987) e IRIE *et al* (1982). De acordo com TSUNOYAMA *et al* (1990), a temperatura de acabamento em aços ao nióbio devem ser próximas de Ar₃, porém levemente acima desta linha, para melhoria das propriedades de estampabilidade.



(a)



(b)

Figura 2.33. Efeito da temperatura de acabamento e da relação Nb/C sobre o índice de envelhecimento e o coeficiente de anisotropia médio em aço ao nióbio, contendo 40 ppm de carbono e recozidos a 830°C por 40s (HASHIMOTO *et al.*, 1982).

2.4.1.3. Temperatura de Bobinamento.

A morfologia, o tamanho e a distribuição dos precipitados TiC e NbC tem um papel fundamental na determinação das propriedades finais dos aços IF. Precipitados grosseiros e amplamente espaçados aumentam o desenvolvimento de texturas {111}, necessárias para obtenção de altos valores de \bar{r} , enquanto precipitados finos e densos inibem a recristalização e o crescimento de grão causando propriedades relativamente inferiores (SATOH *et al.*, 1986). Além dos fatores composição química, temperatura de reaquecimento das placas e condições de acabamento na laminação a quente, a temperatura de bobinamento (TB) é o passo final no controle da morfologia dos carbonetos. Além disso, a temperatura de bobinamento está entre os principais parâmetros no controle da temperatura de recristalização e das propriedades de estampabilidade finais. Baixas temperaturas de bobinamento ocasionam temperaturas de recristalização mais elevadas devido a distribuição de precipitados mais finos, resultando em menores valores de \bar{r} , do coeficiente de encruamento e do alongamento. Contudo, este efeito é minimizado em aços TI-IF através de um aumento na quantidade de titânio em excesso. As figuras 2.14 e 2.15 mostram exemplos do efeito da TB sobre a temperatura de recristalização e as propriedades de estampabilidade.

Assim como foi discutido no item anterior, sobre a influência da temperatura de acabamento nas propriedades mecânicas dos aços IF, muitas divergências no que diz respeito ao efeito da temperatura de bobinamento sobre a temperatura de recristalização e sobre as propriedades finais dos aços Ti-IF tem também sido apresentadas. A figura 2.34 (YAMADA e TOKUNAGA, 1985) mostra a temperatura de recristalização de aços ao Ti, ao Nb+Ti e ao Nb para temperaturas de bobinamento de 630°C e 730°C. É mostrado que o aumento da TB diminui a temperatura de recristalização em todos os casos, com a redução sendo maior nos aços ao Nb e menor nos aços ao Ti. Como consequência, mais baixas temperaturas de recozimento podem ser usadas nos aços IF, bobinados em temperaturas mais altas, do que os bobinados com temperaturas mais baixas. Na figura 2.15 é mostrado que os efeitos da TB sobre a temperatura de recristalização em aços ao Ti-IF foram reduzidos com o aumento da Ti*, ou seja, com aumento da quantidade de soluto Ti. Não se sabe se o mesmo efeito pode ser observado para o soluto Nb em aços ao Nb-IF.

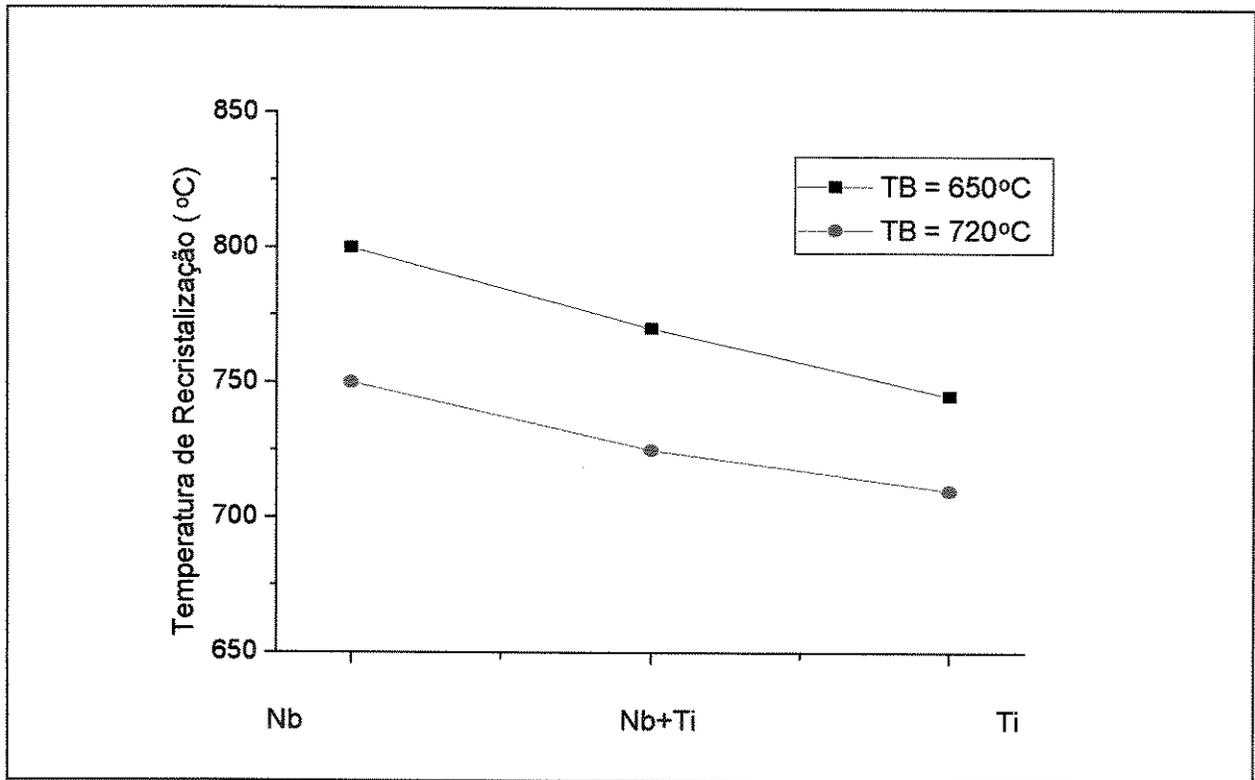
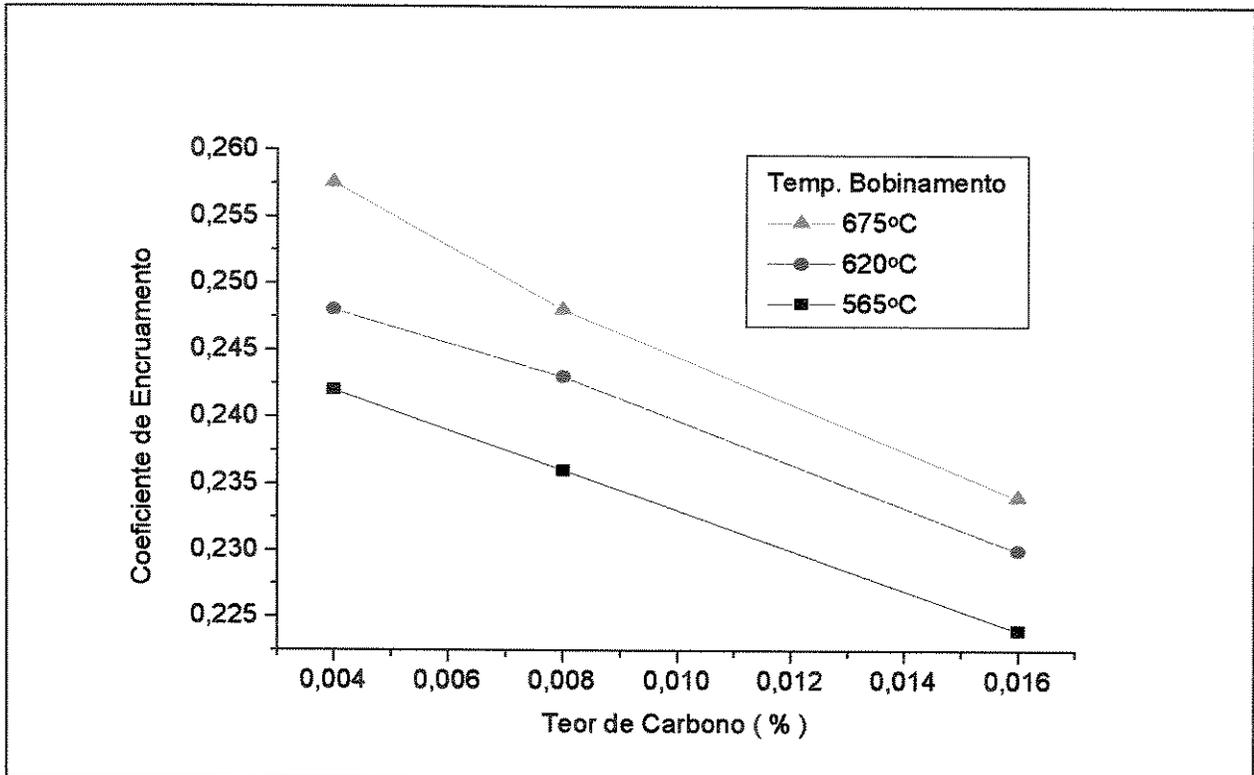
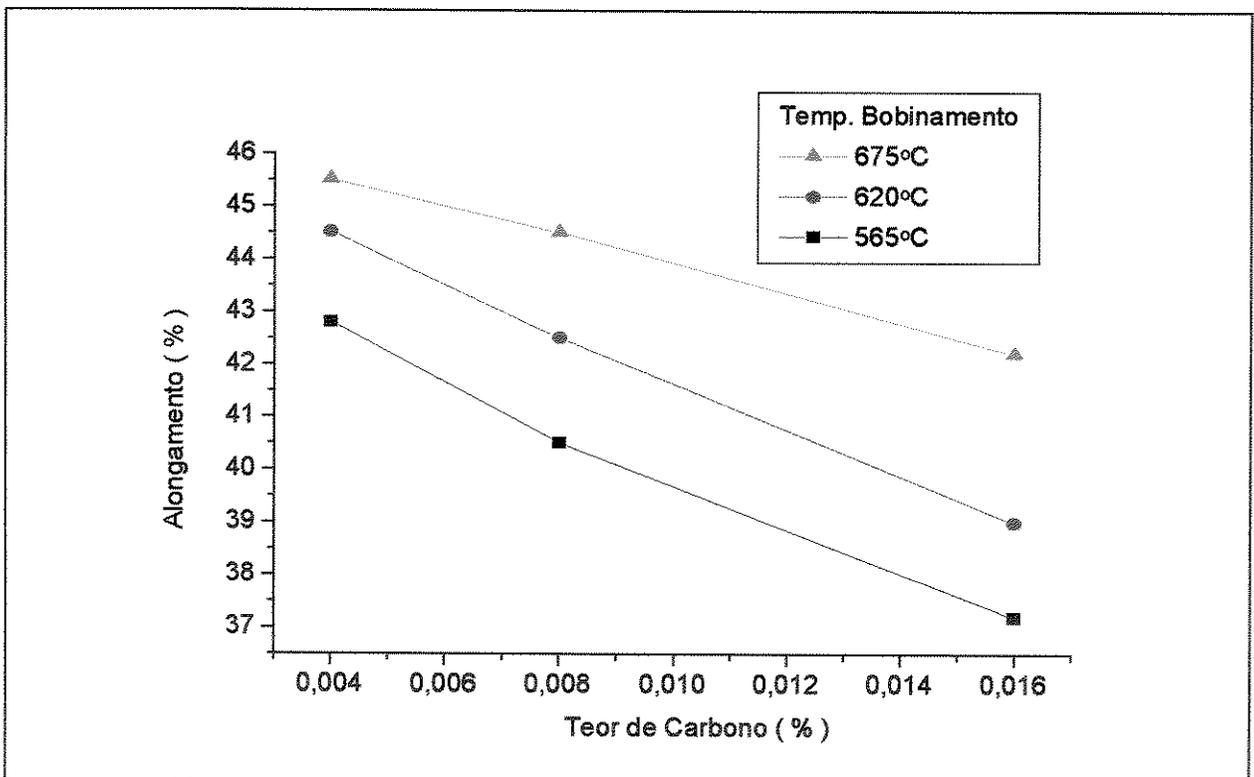


Figura 2.34. Efeito da temperatura de bobinação sobre a temperatura de recristalização de aços IF ao titânio, nióbio + titânio e nióbio (YAMADA *et al.*, 1985).

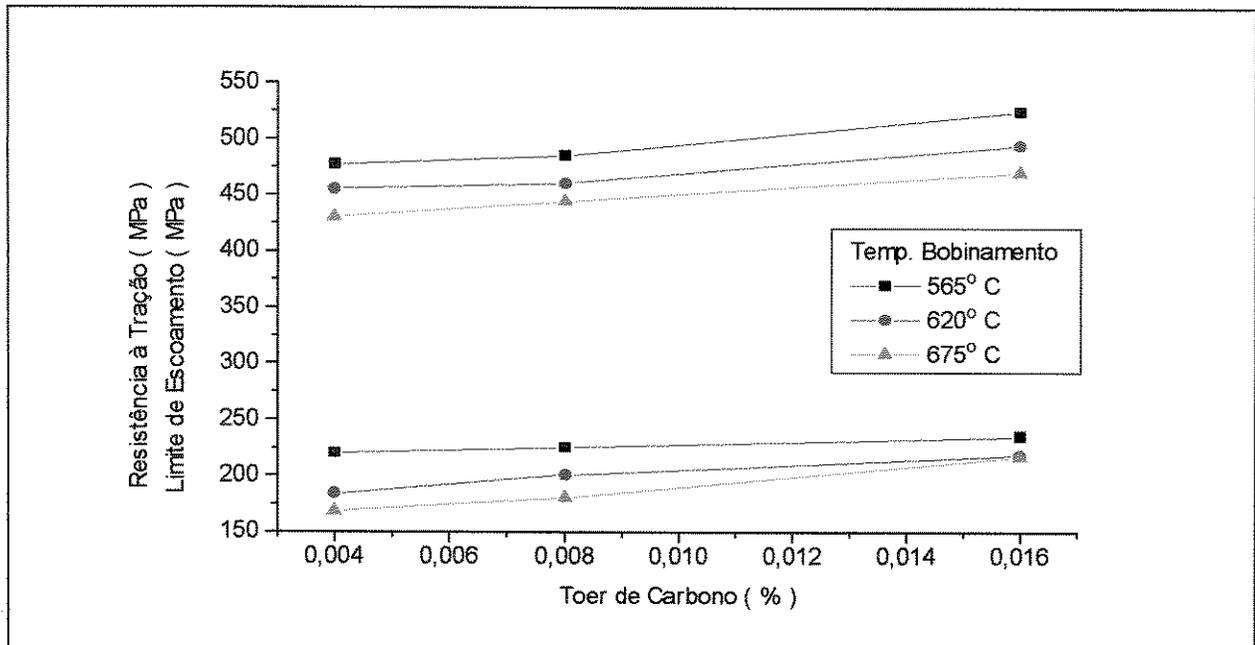
KATOH *et al.* (1985), GOODMAN *et al.* (1985), TOKUNAGA *et al.* (1987) e GUPTA *et al.* (1988) têm avaliado o efeito da temperatura de bobinação sobre as propriedades dos aços Ti-IF. Estes estudos tem demonstrado que o valor de \bar{r} , o valor de n (figura 2.35 (a)), e a ductilidade (figura 2.35 (b)) aumentam, enquanto a resistência à tração e o limite de escoamento diminuem (figura 2.35 (c)), com o aumento da temperatura de bobinação (GOODMAN *et al.*, 1985). Como mostrado nas figuras 2.14 e 2.15 e já discutido anteriormente, o efeito da TB sobre as propriedades dos aços ao Ti é também influenciada pelo excesso de titânio (Ti^*). Estas figuras mostram que a temperatura de bobinação tem um grande efeito para teores de Ti^* mais baixos, mas que seu efeito diminui com o aumento da quantidade de titânio.



(a)



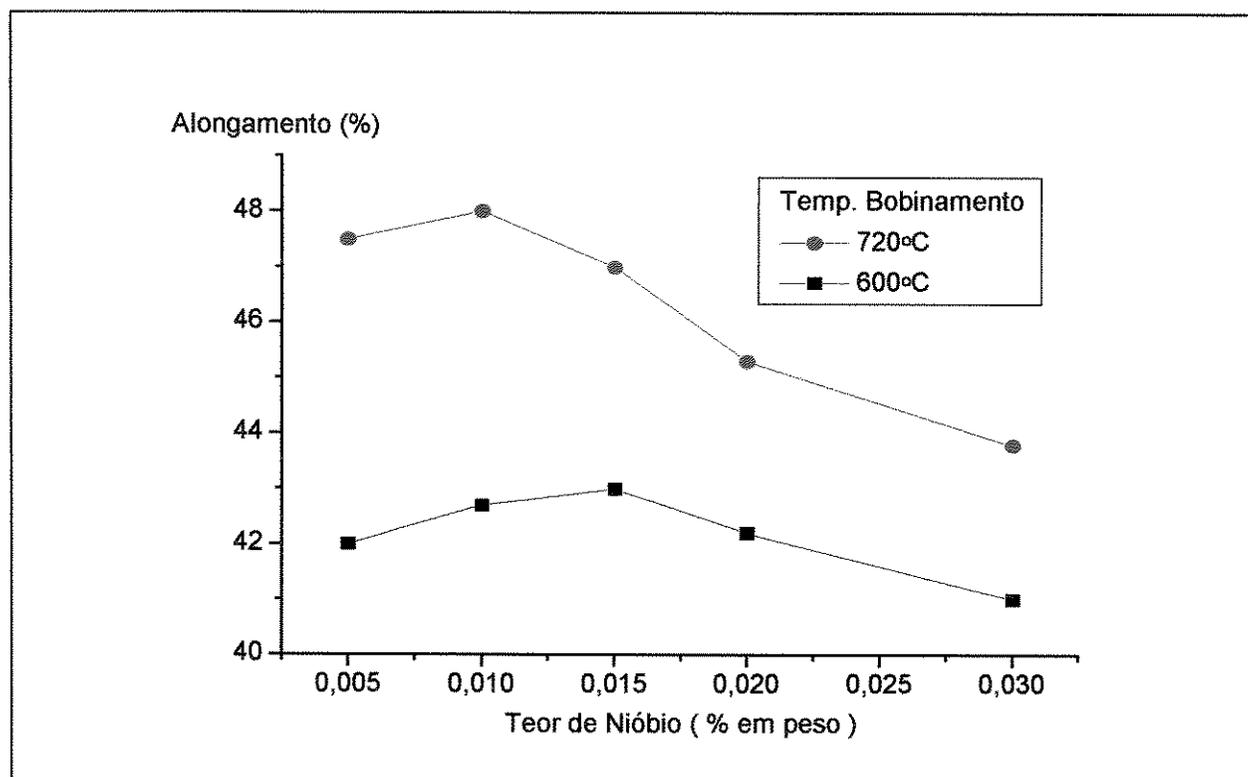
(b)



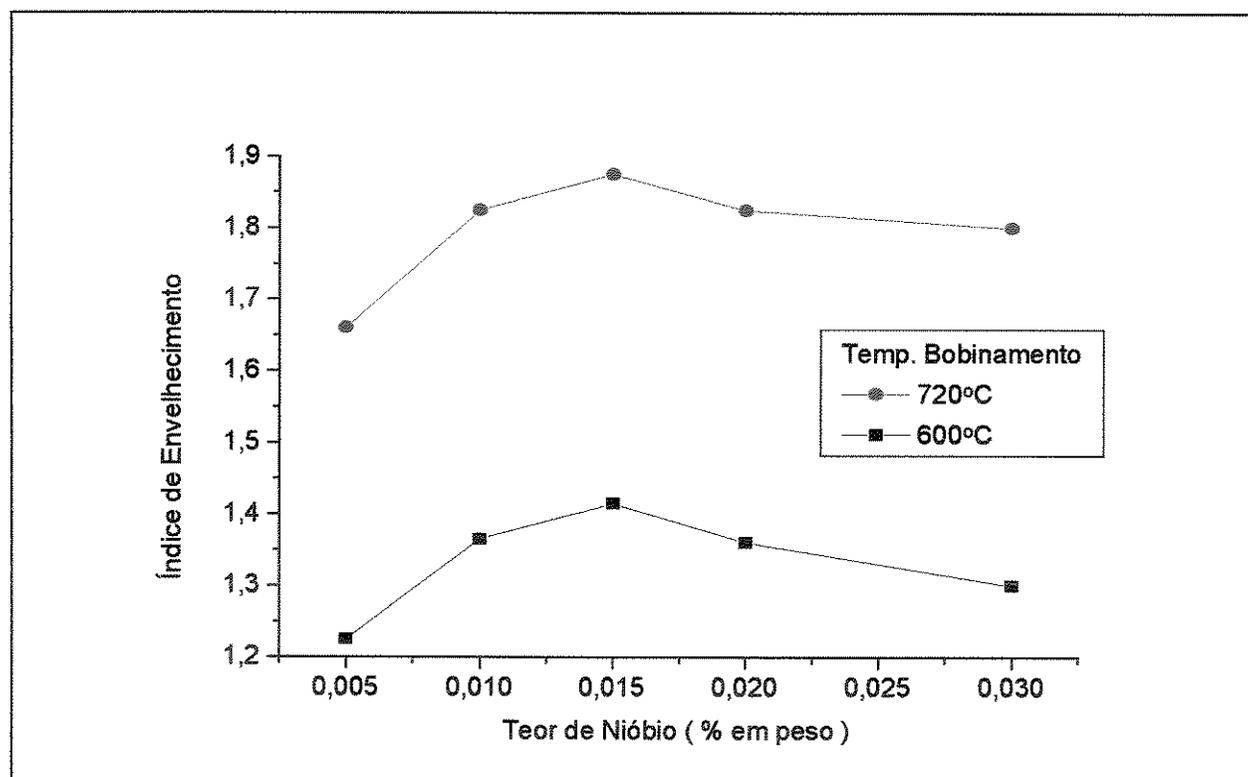
(c)

Figura 2.35. Efeito da temperatura de bobinação e do teor de carbono sobre as propriedades de tração de aços Ti-IF (GOODMAN *et al.*, 1985).

No caso dos aços ao Nb + Ti e ao Nb o efeito da TB sobre as propriedades é mais significativo do que nos aços Ti. Os resultados plotados na figura 2.36 mostram um drástico aumento nos valores do alongamento (figura 2.36 (a)) e no índice de envelhecimento (figura 2.36 (b)) dos aços ao Nb quando a TB é aumentada de 600°C para 720°C. IRIE *et al.* (1985) encontrou um efeito similar da TB sobre os valores de $\bar{\epsilon}$ nos aços ao Nb com proporção atômica Nb/C de 0.6 e 1.34. HASHIMOTO *et al.* (1982) estudaram o efeito da TB sobre as propriedades de um aço 0.003%C ao Nb (Nb/C - proporção atômica 1.7) sob condições industriais de processamento de laminação. Estes resultados são reproduzidos na figura 2.37. Eles encontraram que, com o aumento da TB de 500°C para 850°C, o índice de envelhecimento manteve-se zero, a ductilidade aumentou de 46% para 53% e o valor de $\bar{\epsilon}$ aumentou de 1.88 para 2.10, enquanto a resistência à tração diminuiu de 360 para 300MPa e o limite de escoamento reduziu de 192 para 150MPa. Estes resultados, embora similares em natureza aos resultados da figura 2.35 (IRIE *et al.*, 1985), mostram um efeito um tanto menor da TB. Isto pode ser creditado devido a diferentes condições de processamento (laboratório vs. industrial) e/ou aplicação de mais altas taxas de Nb/C no material usado por HASHIMOTO *et al.* (1982). GUPTA *et al.* (1988) também mostrou melhorias no valor de $\bar{\epsilon}$ dos aços ao Nb + Ti com um aumento na temperatura de bobinação.

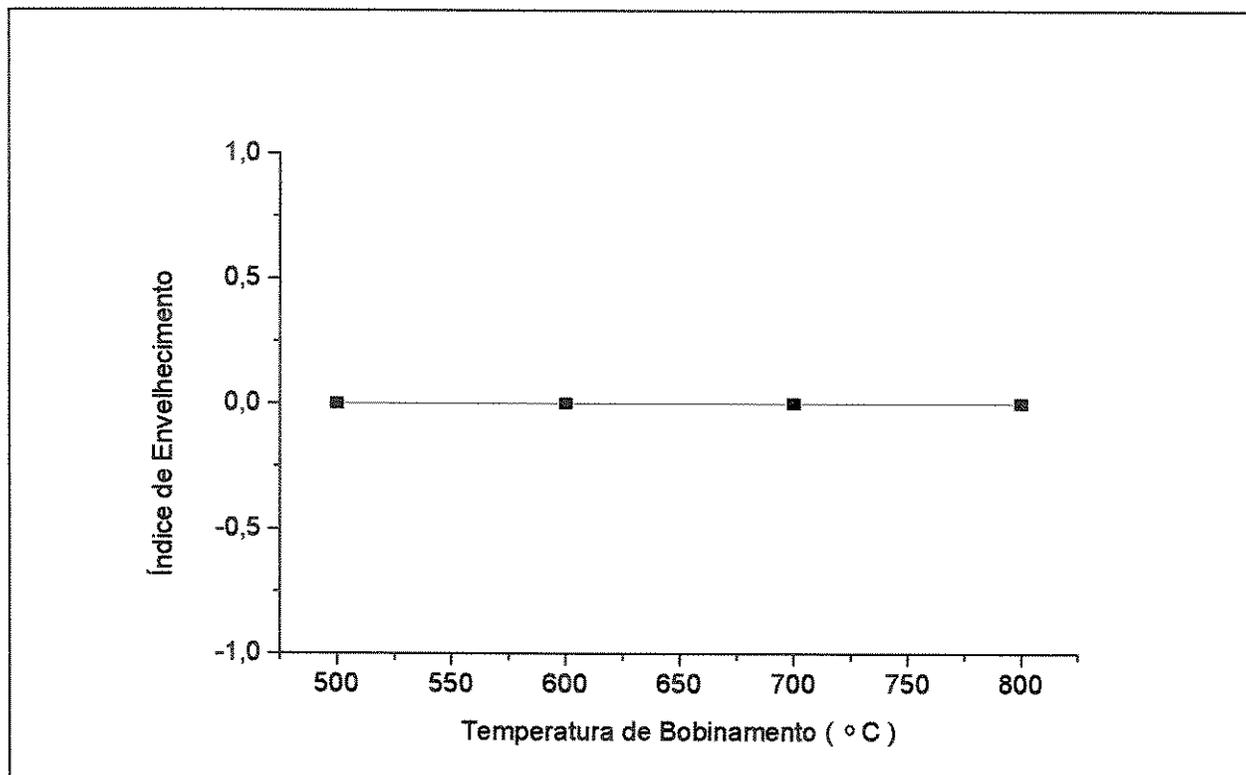


(a)

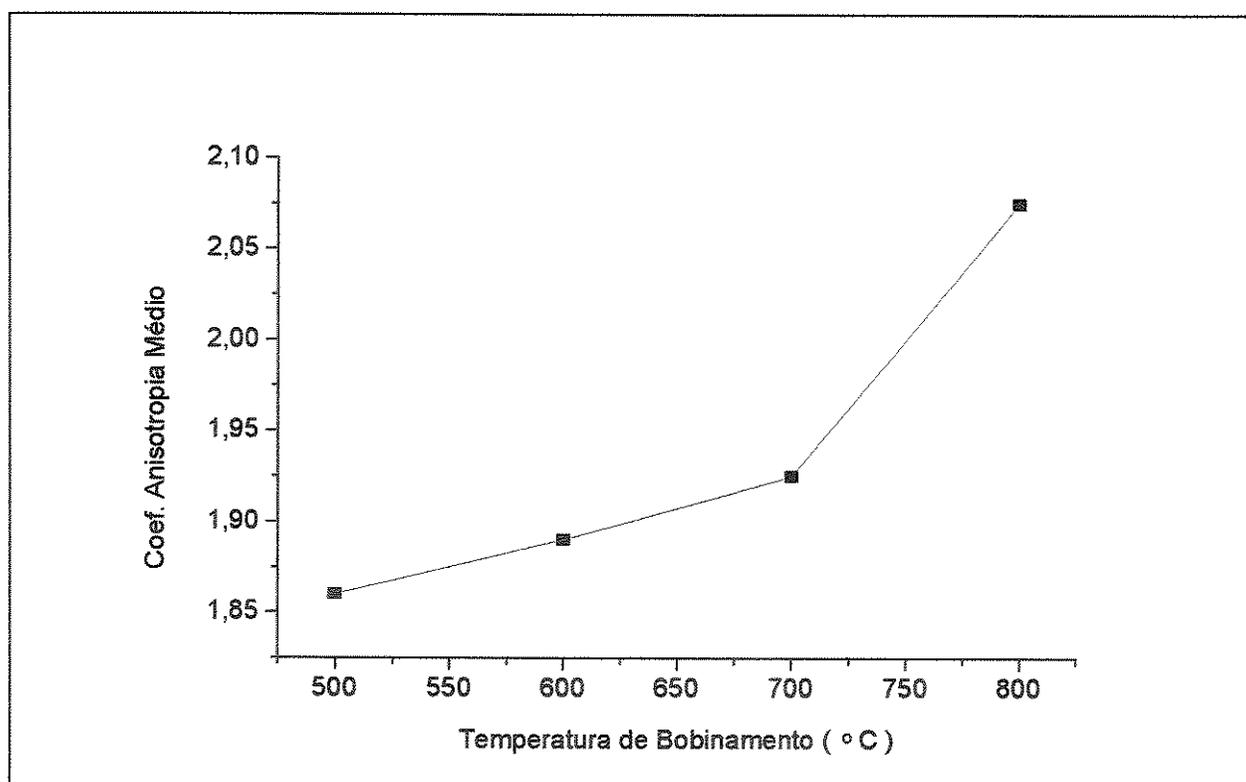


(b)

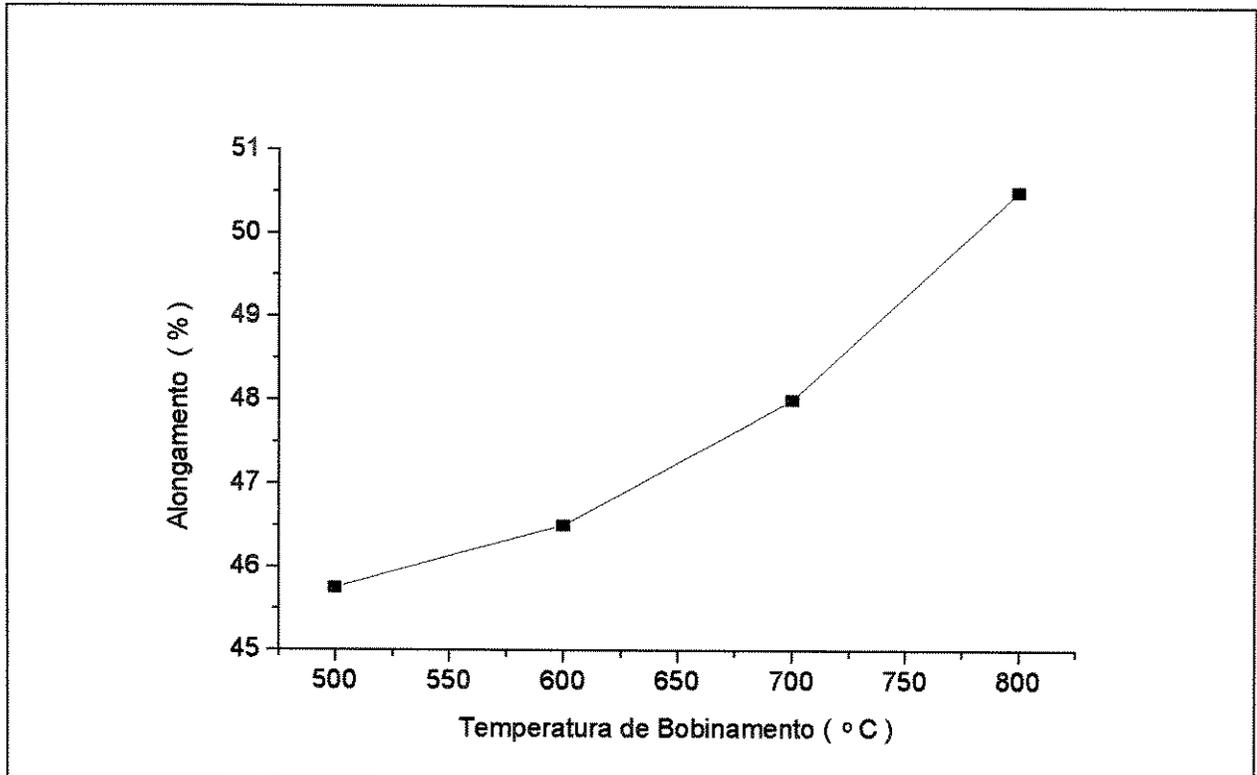
Figura 2.36. Efeito do elemento estabilizador sobre as propriedades mecânicas em aços Nb-IF contendo 20-30 ppm de carbono e 26-35 ppm de nitrogênio (TOKUNAGA *et al*, 1987)



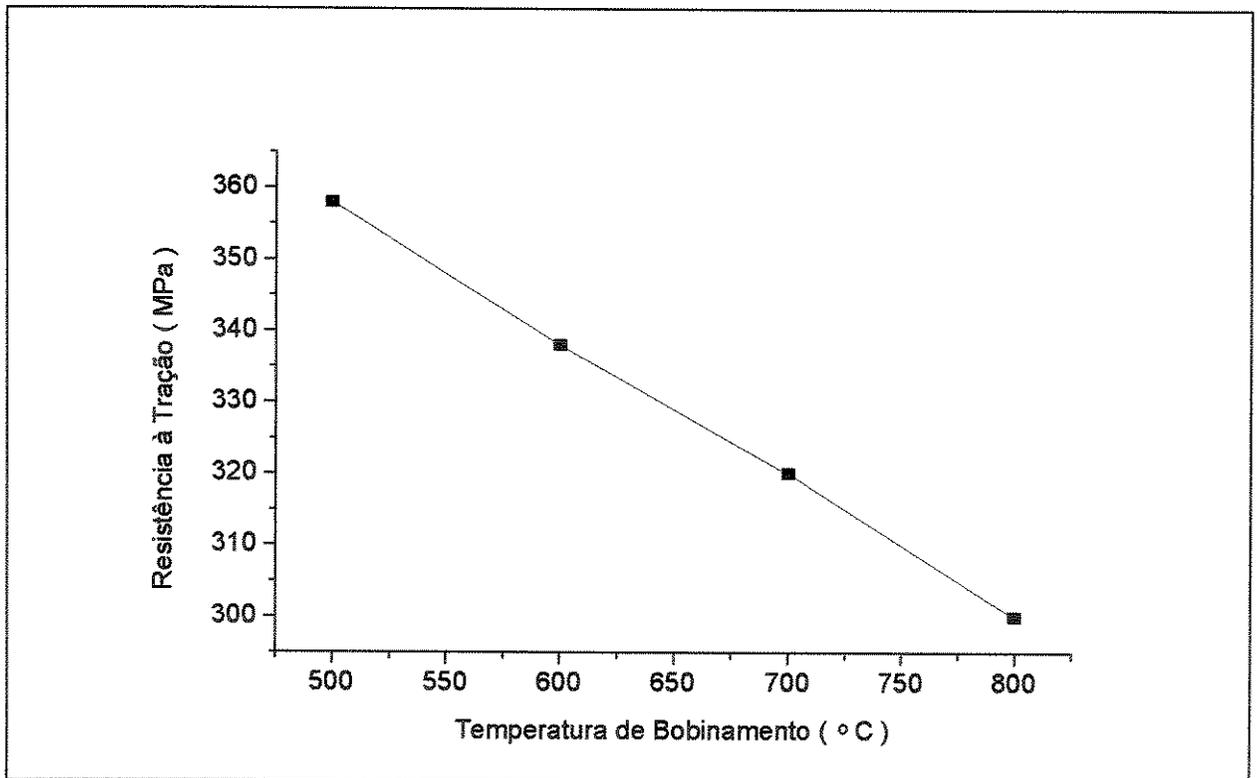
(a)



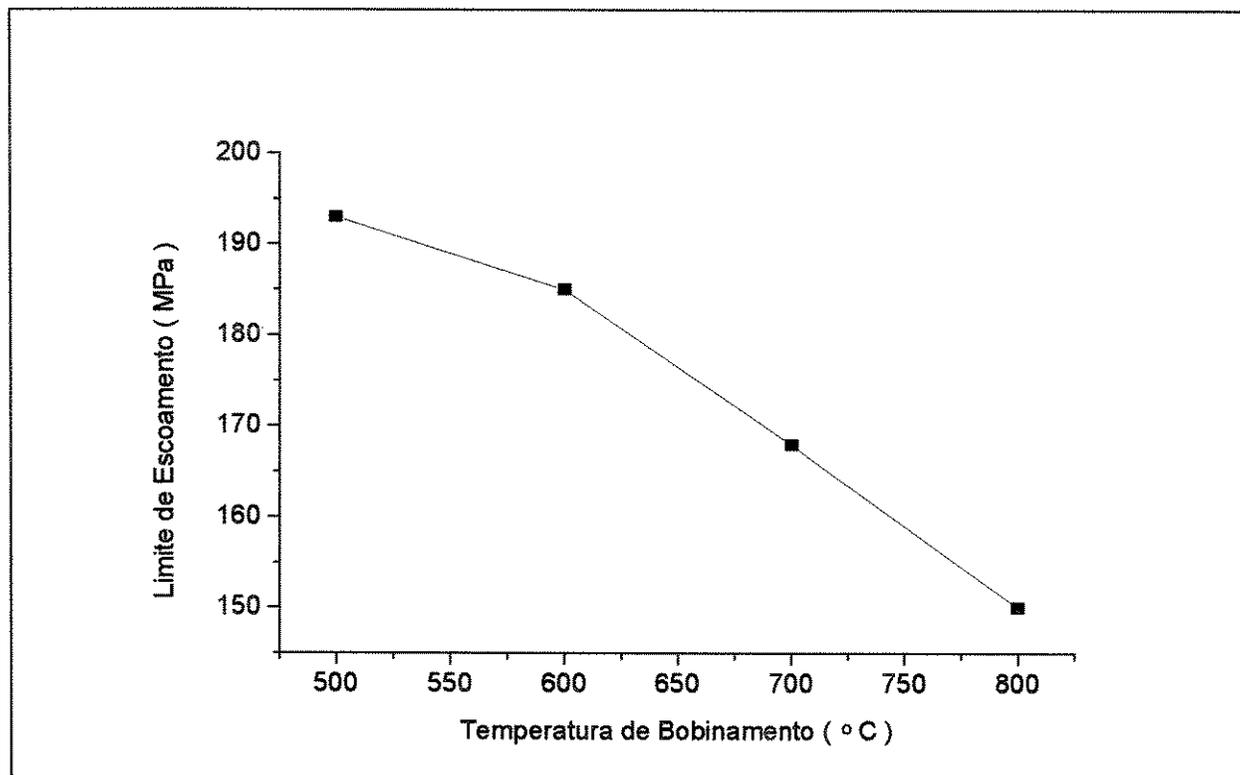
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 2.37. Efeito da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas de aços C-Nb ($Nb/C = 1,7$), recozidos continuamente a $830^{\circ}C$ e processados industrialmente (HASHIMOTO *et al.*, 1982).

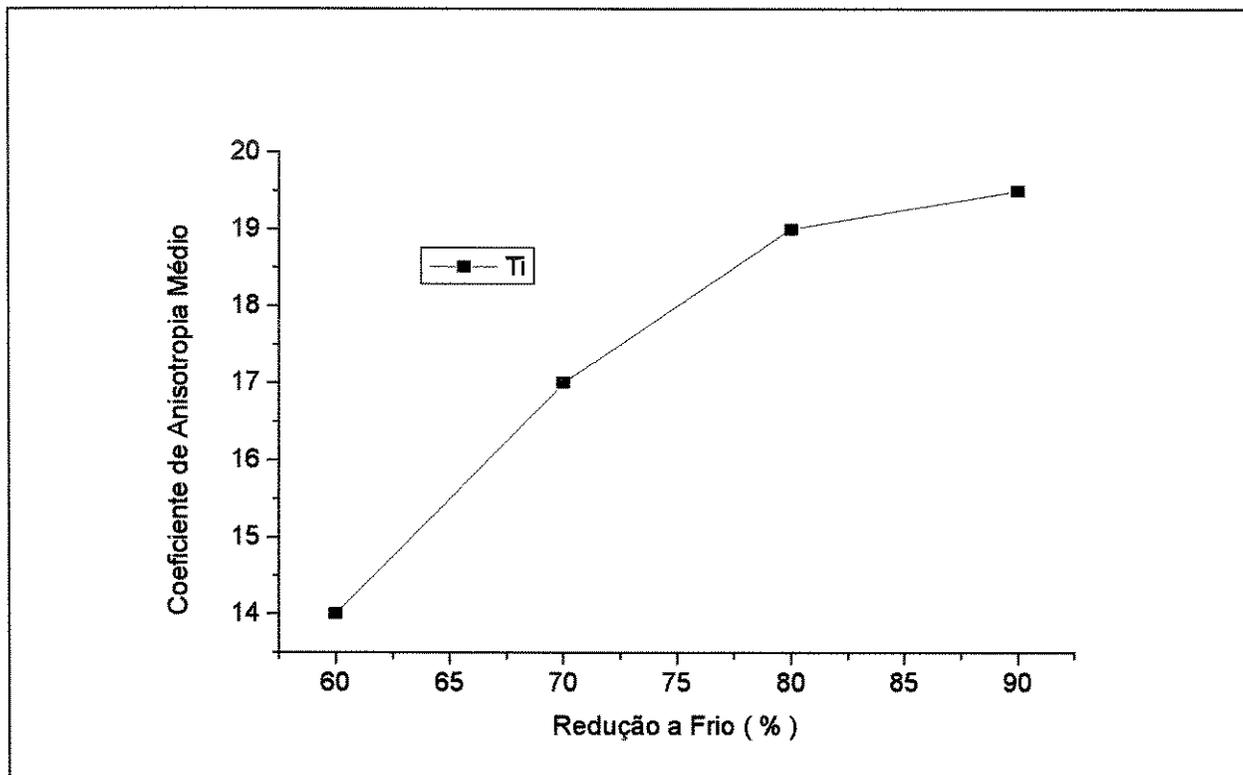
Como foi discutido, o efeito total dos parâmetros de laminação a quente sobre as propriedades de estampabilidade em aços IF ocorre devido a combinação da temperatura de reaquecimento das placas, da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento assim como da quantidade de reduções durante a laminação, curso de resfriamento, programas de laminação e composição química. Isto talvez possa explicar porque as microestruturas e, conseqüentemente, as propriedades obtidas através do processamento do aço em laboratórios, talvez não possam ser exatamente comparáveis com as obtidas por processamento industrial.

2.4.2. Laminação a Frio.

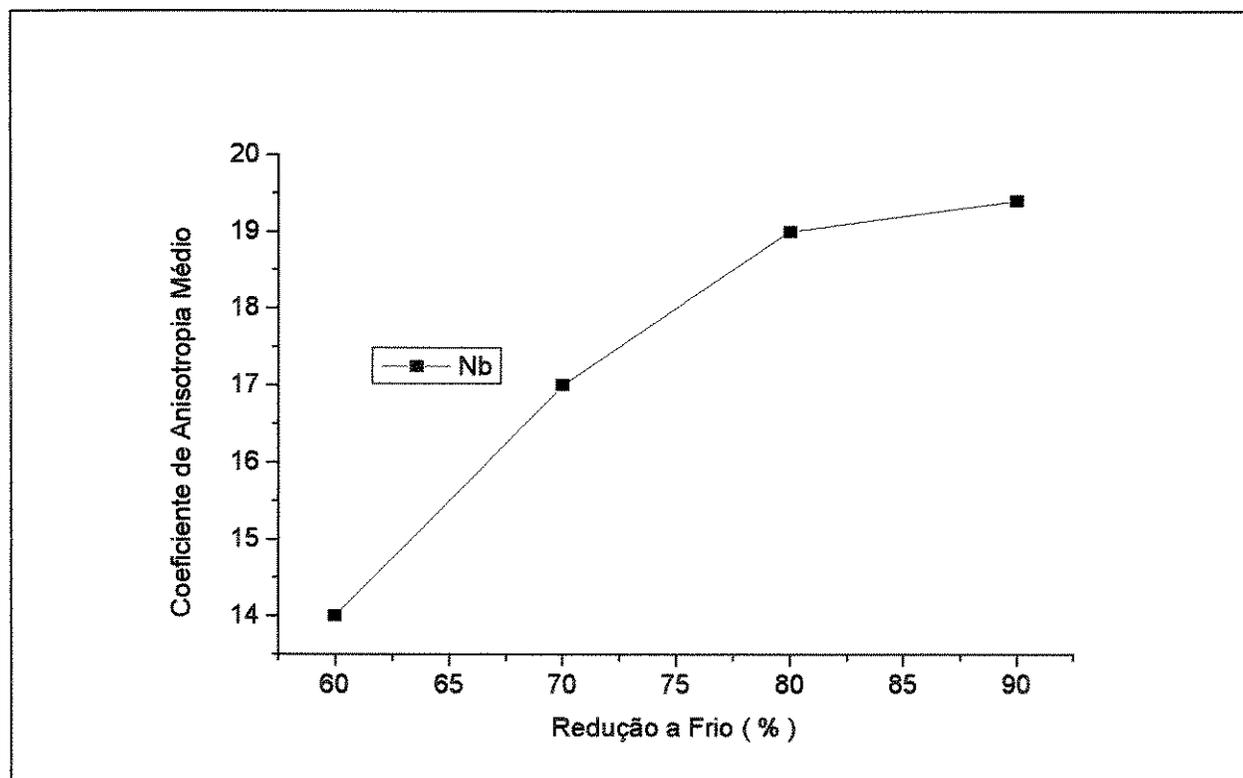
Para um aço IF, com composição apropriada e corretamente processado a quente, o valor do coeficiente de anisotropia médio é controlado principalmente pela redução a frio. Em contraste, a resistência, a ductilidade e o valor do coeficiente de encruamento são funções menos afetadas pela laminação a frio. Há em geral uma concordância na literatura mostrando

que o valor de \bar{r} se eleva com o aumento da redução a frio, até o máximo de 90% (GOODMAN *et al.* (1985), HAYAKAWA *et al.* (1983), TANAKA *et al.* (1987) e GUPTA *et al.* (1988)). A figura 2.38 (TOKUNAGA *et al.*, 1987) exemplifica o efeito da redução a frio sobre o valor de \bar{r} em aços IF ao titânio (figura 2.38 (a)), ao nióbio (figura 2.38 (b)) e ao titânio + nióbio (figura 2.38 (c)). Na produção comercial destes aços, reduções a frio $\geq 75\%$ são comumente usadas para obter altos valores de \bar{r} .

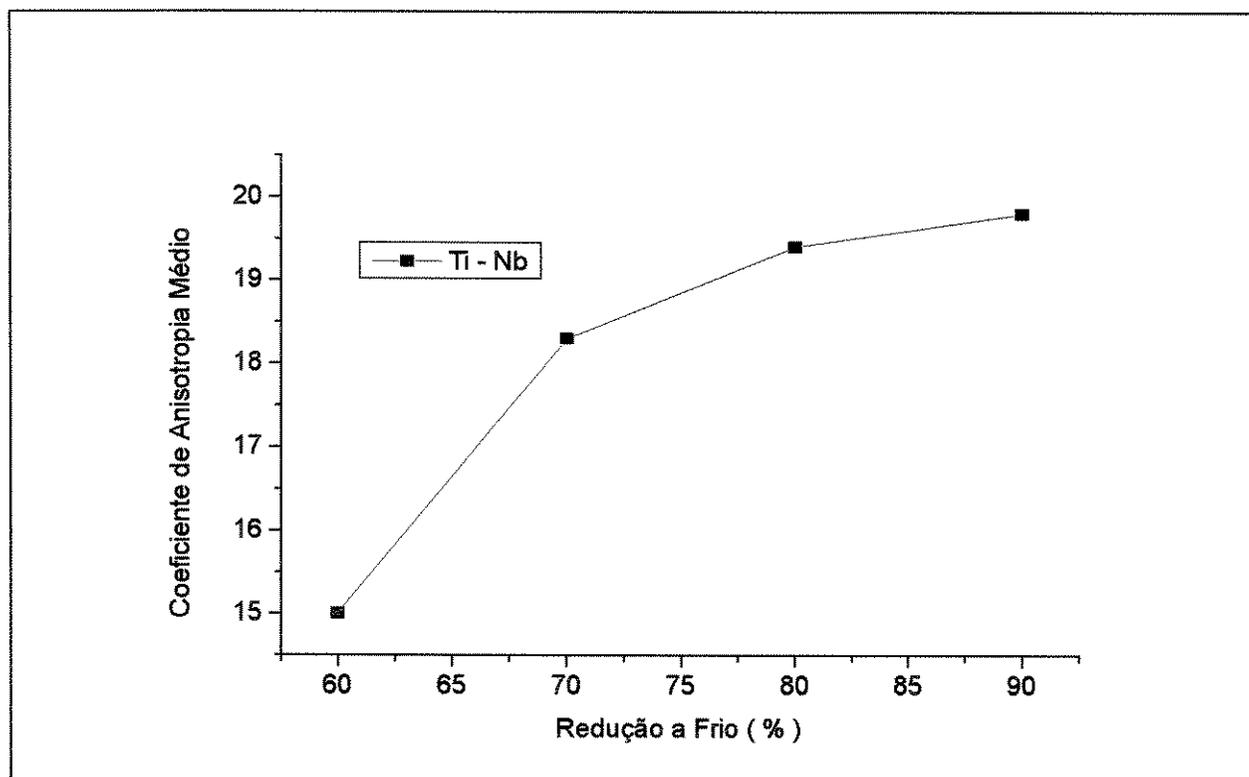
GUPTA *et al.* (1988) utilizaram dois diferentes tipos de aço Ti-IF para avaliar o efeito da redução a frio sobre o coeficiente de anisotropia médio. Um dos aços foi laminado a quente e a frio em laboratório e o outro foi laminado a quente e a frio, em escala piloto, em um laminador industrial. Os dois aços foram recozidos continuamente na temperatura de 815°C, e os resultados estão plotados na figura 2.39. Estes estão em concordância com os resultados publicados por GOODMAN *et al.* (1985) e por HAYAKAWA *et al.* (1983), e mostram que o valor de \bar{r} se eleva com o aumento da quantidade de redução a frio, em um intervalo entre 55% e 75% de deformação. HAYAKAWA *et al.* (1983) também mostrou que os valores de \bar{r} continuam a se elevar com o aumento da redução a frio em até 90% e que experimentos realizados com posterior tratamento de recozimento contínuo tem resultados semelhantes aos feitos com recozimento em caixa. Em concordância, estudos realizados por MATSUDO *et al.* (1976) mostraram que os aços Ti-IF recozidos em caixa exibem um valor máximo nos valores de \bar{r} em reduções a frio de 90%.



(a)



(b)



(c)

Figura 2.38. Efeito da redução a frio sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços IF (TOKUNAGA *et al.*, 1985).

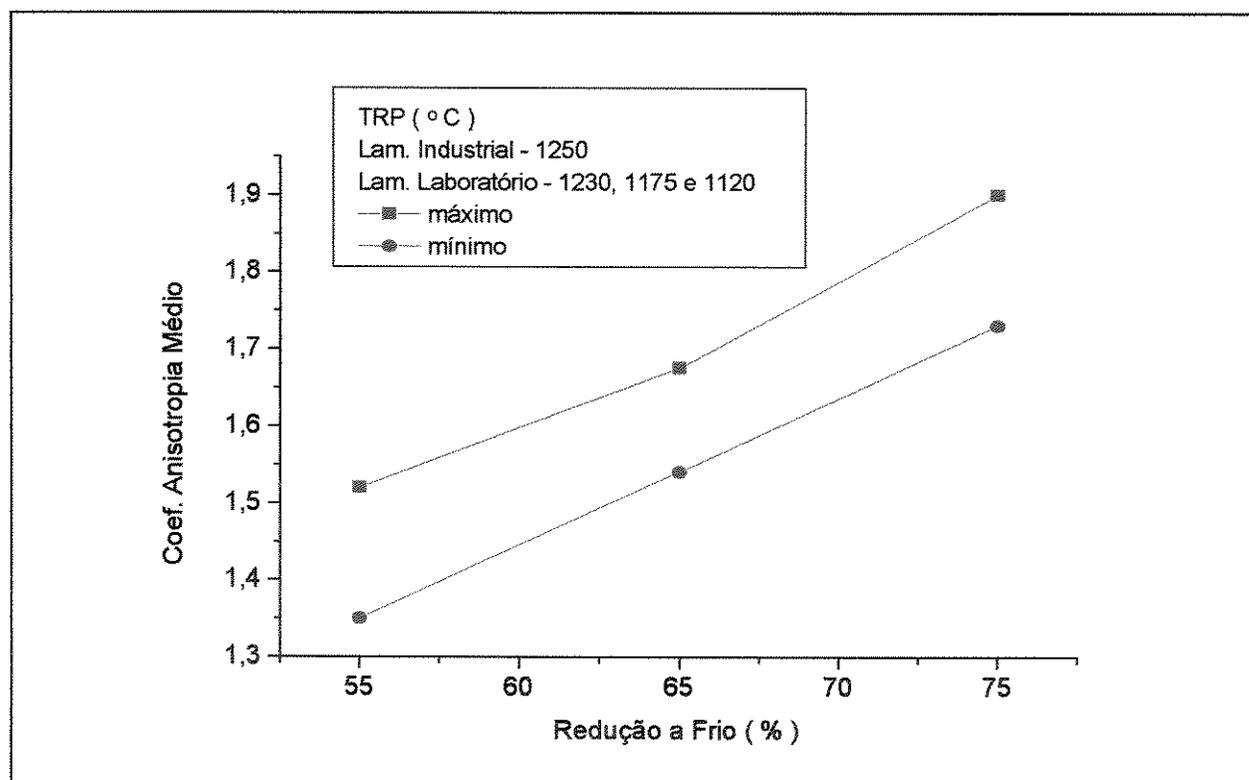


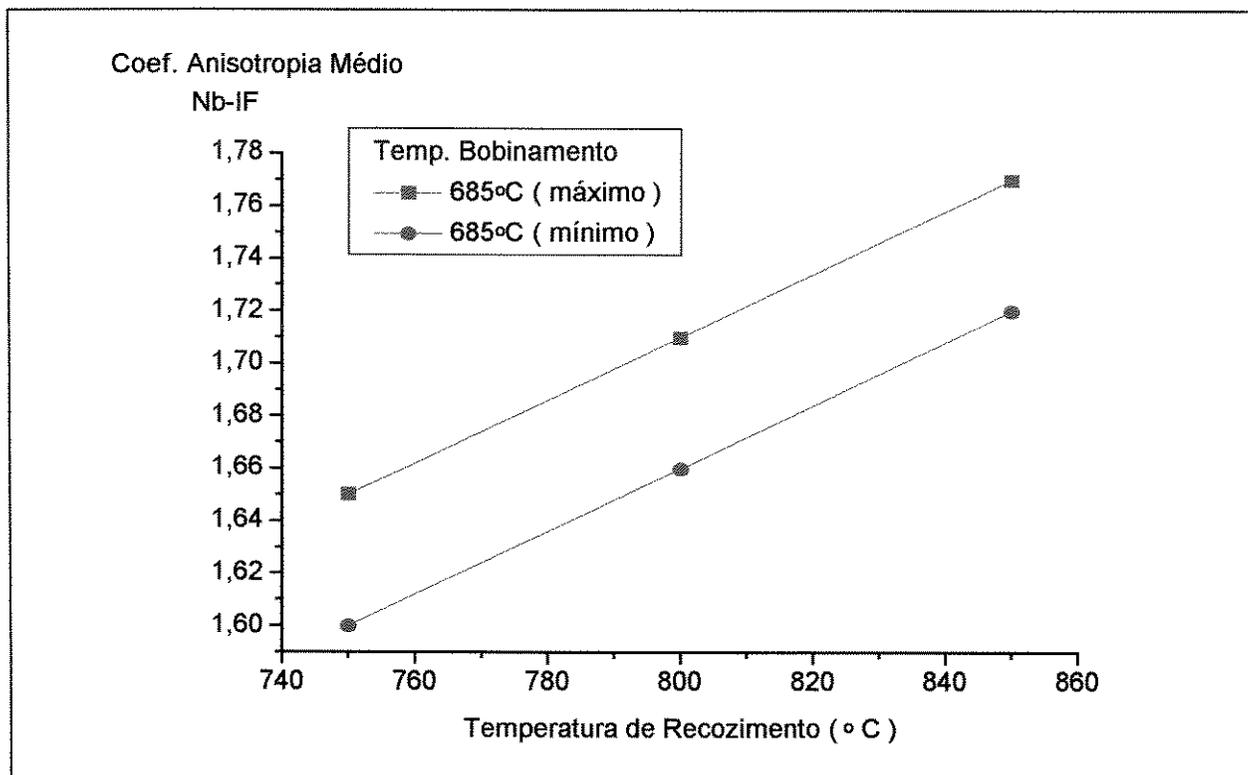
Figura 2.39. Efeito da redução a frio sobre o valor do coeficiente de anisotropia médio em aços Ti-IF recozidos continuamente, laminados a quente e a frio em laboratório e industrialmente (GUPTA *et al.*, 1988).

2.4.3. Recozimento Contínuo.

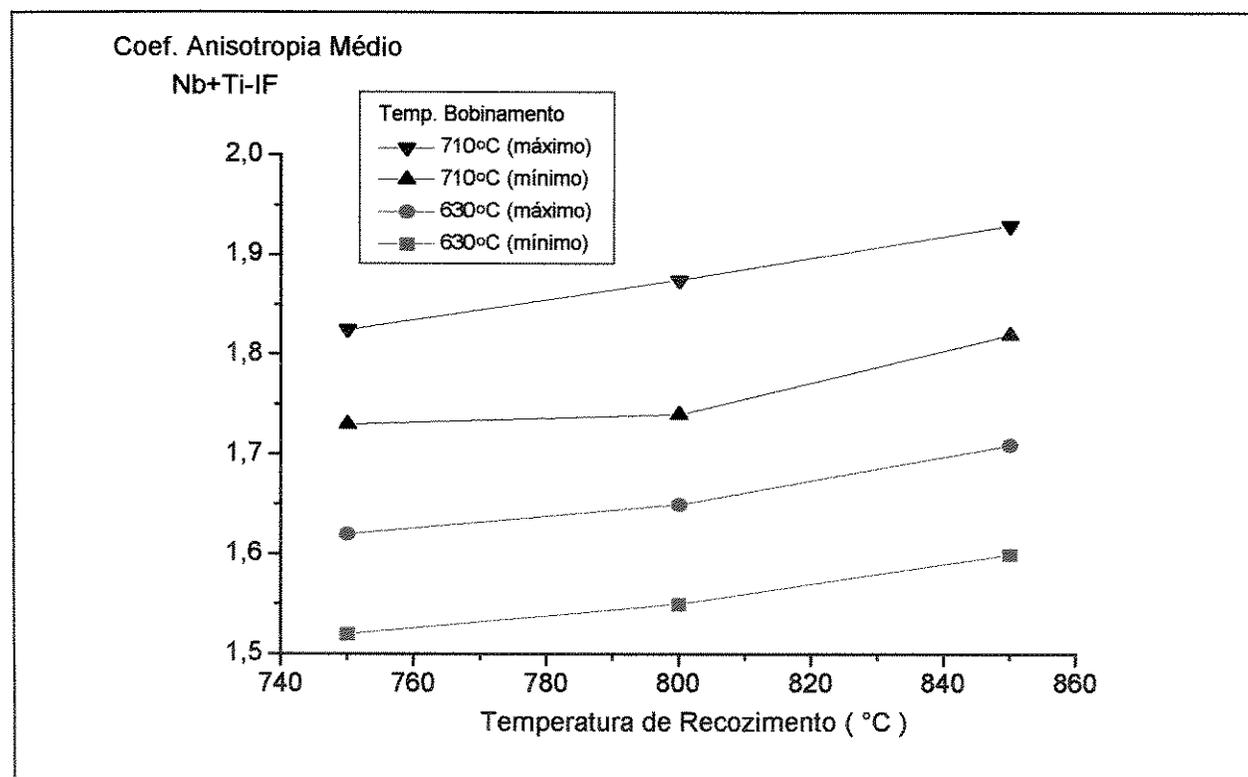
Após a laminação a frio, a microestrutura completamente deformada é recozida em uma linha de recozimento contínuo ou em uma linha de galvanização a quente por imersão, com o objetivo de produzir uma microestrutura recristalizada e desenvolver as propriedades necessárias para boa conformabilidade. As condições de recozimento são muito importantes no controle das propriedades do produto final.

O efeito da temperatura de recozimento sobre as propriedades dos aços IF tem sido bem documentadas (GOODMAN *et al.* (1985), SATOH *et al.* (1984) e GUPTA *et al.* (1988)). Todos autores mostraram que o valor de \bar{r} aumenta com o aumento da temperatura de recozimento. A figura 2.40 mostra o efeito da temperatura de recozimento no intervalo de 760°C - 845°C sobre os valores de \bar{r} dos aços Ti-IF, Nb+Ti-IF e Nb-IF. Estes resultados mostram que a temperatura de recozimento tem o mais forte efeito sobre o valor de \bar{r} dos aços ao Nb e os mais fracos efeitos sobre o valor de \bar{r} dos aços Ti-IF. IRIE *et al.* (1982) tem mostrado um aumento muito rápido no valor de \bar{r} dos aços IF ao Nb e Ti, no intervalo de 870-940°C. Acima deste, o valor de \bar{r} cai rapidamente, devido a transformação ferrita-austenita. OBARA *et al.* (1988) encontraram que o efeito do tempo de encharque, ou seja manutenção na temperatura de recozimento, é significativo somente em temperaturas próximas a temperatura de recristalização, mas insignificantes para temperaturas mais altas. Acredita-se que o aumento no valor \bar{r} com o aumento da temperatura de recozimento está associado com um mais rápido crescimento dos grãos com orientação {111}, comparada a outras orientações.

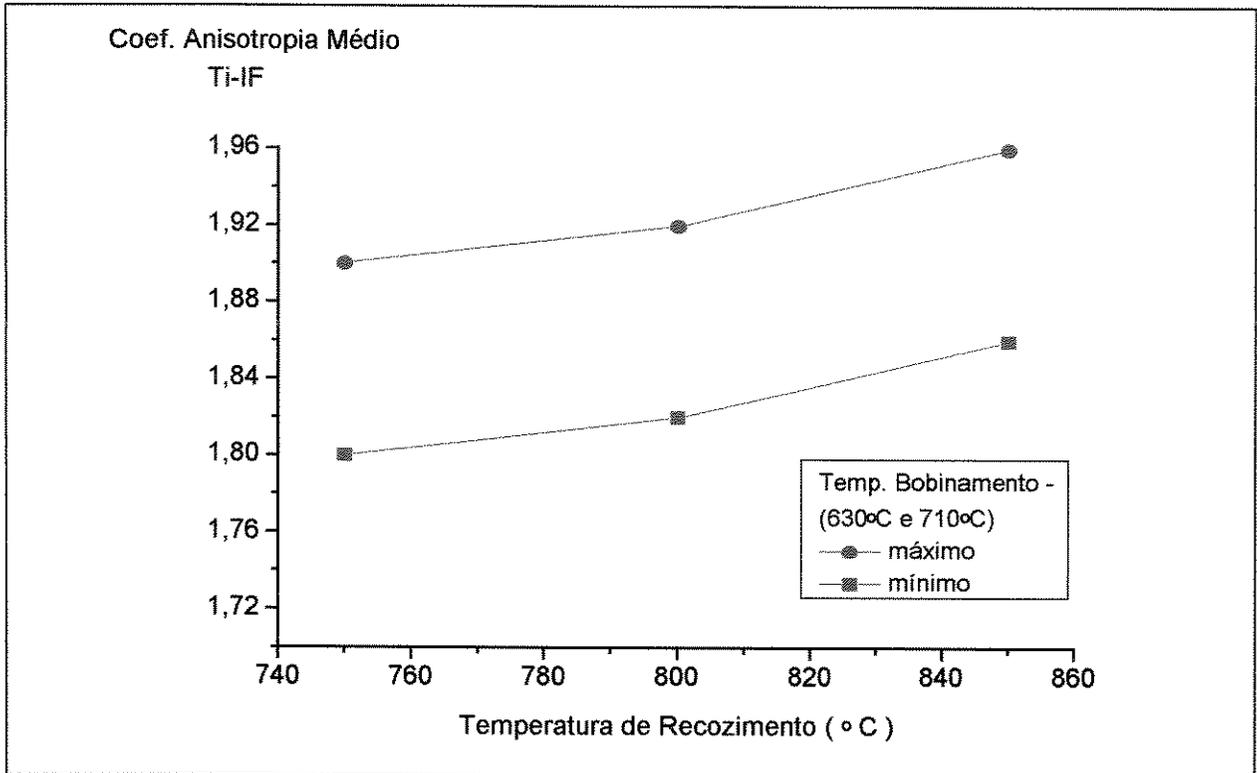
A resistência, a ductilidade e o coeficiente de encruamento dos aços ao Ti e ao Nb+Ti foram mostrados por GUPTA *et al.* (1988) como sendo relativamente insensíveis a temperatura de recozimento no intervalo de 760-845°C. Mas os aços ao nióbio exibiram aumento substancial na ductilidade com aumento na temperatura de recozimento. TAKECHI *et al.* (1988) também encontraram que o alongamento nos aços ao Nb aumenta aproximadamente 4.0% (e o valor de \bar{r} aproximadamente 0.4) através do aumento da temperatura de recozimento de 750°C para 800°C.



(a)



(b)



(c)

Figura 2.40. Efeito da temperatura do recozimento contínuo sobre o coeficiente de anisotropia médio em aços ultra-baixo carbono (GUPTA *et al.*, 1988).

Todos estudos sobre os efeitos da temperatura de recozimento sugerem que as propriedades dos aços IF podem ser aumentadas pela utilização de altas temperaturas de recozimento, talvez mais no caso dos aços ao Nb do que nos aços ao Ti ou ao Nb+Ti. Porém, por razões de consumo de energia, é desejável a utilização de temperaturas de recozimento tão baixas quanto possíveis na produção comercial.

Capítulo 3

Procedimento Experimental

3.1. Material. Análise Química.

O material utilizado neste trabalho foi produzido, e doado à Universidade Estadual Paulista - UNESP, pela AÇOMINAS S.A.. Trata-se de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais produzido comercialmente pela siderúrgica, que tem como principais e potenciais consumidores deste material as indústrias automobilísticas.

O aço foi fornecido em forma de placa com 200mm de espessura, 905mm de largura e 305mm de comprimento, com, aproximadamente, 300kg. As dimensões citadas neste trabalho são sempre consideradas tendo como referência a direção de laminação da placa.

A composição química foi determinada no Laboratório de Análises Químicas da Confab-Tubos S.A., por intermédio dos seguintes equipamentos: um espectômetro a plasma - SPECTRO FLAME (ICP) seqüencial, um SPECTROCAST, um CS 125 - LECO e um TC 436 - LECO. Amostras foram extraídas de diferentes posições da placa, visando verificar a homogeneidade do material e, principalmente, medir os teores de carbono, titânio e nióbio presentes.

A análise química apresentou os resultados mostrados na tabela 3.1. Alguns comentários sobre a determinação da composição química do aço IF são importantes para um entendimento do princípio de funcionamento dos equipamentos utilizados e são realizados a seguir.

Tabela 3.1. Composição química do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

Tipo de Aço	Composição Química (% em peso)								
	C	Mn	S	Si	P	Al	Ti	N	Nb
UBC-IF	0,004	0,200	0,015	0,040	0,012	0,040	0,066	0,002	-

O teor de carbono foi determinado pelo CS125 - LECO. Neste equipamento a amostra é queimada em um forno de indução de alta frequência e o produto da combustão, passando através de um coletor de umidade, vai para uma célula infravermelha de enxofre onde é medido como dióxido de enxofre. Os gases que saem da célula de enxofre passam através de um catalizador onde qualquer monóxido de carbono é convertido em dióxido de carbono. O SO₂ é retido e o carbono é medido como dióxido de carbono em uma célula infravermelha de carbono. O equipamento CS125 detectou a presença de 0,004% de carbono no aço.

A quantidade de nitrogênio presente foi determinada pelo TC 436 - LECO. Este instrumento é baseado em microprocessamento com determinação de nitrogênio e, se necessário também de oxigênio, utilizando o forno-eletrodo EF400. O elemento químico nitrogênio é medido através da condutividade térmica. Neste material foi encontrado um teor de nitrogênio de 0,002%.

A quantidade dos outros elementos químicos presentes foram determinadas pelos espectômetros SPECTRO FLAME a plasma e SPECTROCAST. No primeiro espectômetro, a amostra é aspirada por um capilar e conduzida até uma tocha onde está ocorrendo o fenômeno de plasma. Os átomos metálicos emitem uma luz, a qual é captada e quantificada por um monocromador. No segundo espectômetro, a amostra no estado sólido (metal) sofre uma descarga elétrica com fechamento de um arco, através de um eletrodo de tungstênio. Este excita os átomos da amostra que emitem uma luz. Esta luz é captada e quantificada. A quantidade dos elementos químicos presentes, além do carbono e do nitrogênio, estão mostradas, como já citado, na tabela 3.1.

Através do resultado da análise química pode-se afirmar que o material apresenta composição química típica de aços ultra-baixo carbono, em especial se avaliados os teores de carbono (0,004%), de nitrogênio (0,002%) e de titânio (0,066%).

O material também se caracteriza por ser um aço ultra-baixo carbono - livre de intersticiais ao titânio, ou seja Ti-IF, por apresentar um teor de titânio de 0,066% e uma ausência do elemento químico nióbio. Não foi detectada a presença deste último elemento na análise química realizada.

Com relação a adição de titânio pode-se considerar que ela está em um nível adequado para obtenção de um aço com boas propriedades finais para aplicações em estampagem profunda. Esta afirmação é comprovada ao avaliar-se a quantidade de titânio em excesso (Ti*) necessária para estabilizar o carbono, o nitrogênio e o enxofre presentes. Se aplicada a equação 2.9, é encontrada uma quantidade de titânio em excesso igual a 0,021%. Como demonstrado na figura 2.14 por SATOH *et al.* (1985) e na figura 2.17 por NILSSON e JOHANSON (1990), os valores do coeficiente de anisotropia médio e do alongamento elevam-se com o aumento da quantidade de titânio em excesso, e atingem um máximo quando a quantidade de Ti* é maior do que 0,020%.

A quantidade de titânio (0,066%) também é suficiente para reagir com todo, ou com praticamente todo, o carbono (0,004%) presente no material. Esta reação é importante pois é fato que a retirada dos átomos de carbono da solução sólida é favorável para a formação de uma textura de recristalização {111} benéfica (HUTCHINSON *et al.*, 1985).

Para maior facilidade no manuseio do material, a placa foi cortada em nove partes iguais, aqui denominadas como blocos, com as seguintes dimensões: 200mm de espessura, 300mm de largura e 100mm de comprimento, conforme demonstrado na figura 3.1.

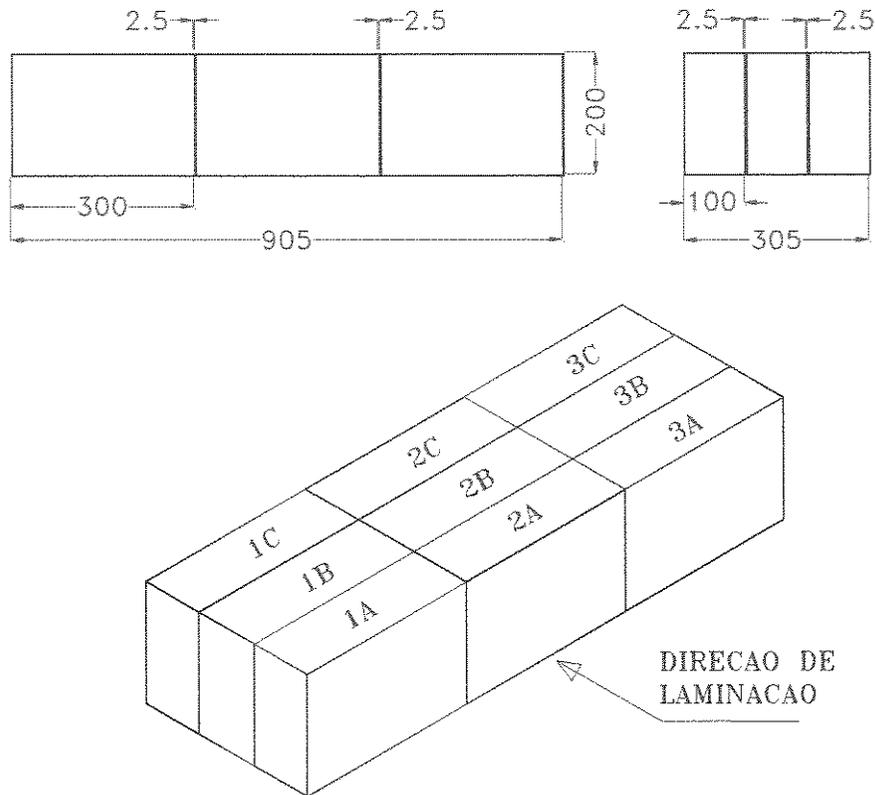


Figura 3.1. Representação esquemática do corte feito no material, fornecido em forma de placa.

3.2. Processamento Termomecânico.

A definição da metodologia do processamento termomecânico, aplicada neste trabalho, foi feita através de extensa pesquisa bibliográfica, onde foram detectadas as principais dúvidas e as reais possibilidades de otimização no processamento de aços IF. Também foram efetuados inúmeros testes, prévios ao desenvolvimento das atividades experimentais definitivas, buscando um melhor conhecimento dos equipamentos e um perfeito controle dos tempos e das temperaturas utilizados.

O processamento termomecânico foi realizado no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica de Campinas/UNICAMP (LTT-DEMA/UNICAMP) e no Laboratório de Tratamentos Térmicos da Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá/UNESP (LTT-FE-G/UNESP), e consistiu basicamente das seguintes etapas:

- preparação dos corpos de prova;
- reaquecimento dos corpos de prova;
- laminação a quente;
- preparação de chapas para simulação do bobinamento e laminação a frio;
- simulação de bobinamento;
- laminação a frio e
- recozimento contínuo.

A figura 3.2 mostra um fluxograma completo do processamento termomecânico, destacando as temperaturas aplicadas, os tempos de permanência nas temperaturas e as reduções efetuadas nas etapas de laminação a quente e laminação a frio. Ao final, foram geradas doze condições de processamento, em função da aplicação de três temperaturas diferentes de acabamento e de quatro temperaturas diferentes de bobinamento, identificadas na tabela 3.2.

Tabela 3.2. Condições geradas no processamento termomecânico.

Condição	Temperatura de Reaquecimento (°C)	Temperatura de Acabamento (°C)	Temperatura de Bobinamento (°C)	Temperatura de Recozimento (°C)
1	1050	900	700	850
2	1050	900	650	850
3	1050	900	600	850
4	1050	900	550	850
5	1050	850	700	850
6	1050	850	650	850
7	1050	850	600	850
8	1050	850	550	850
9	1050	800	700	850
10	1050	800	650	850
11	1050	800	600	850
12	1050	800	550	850

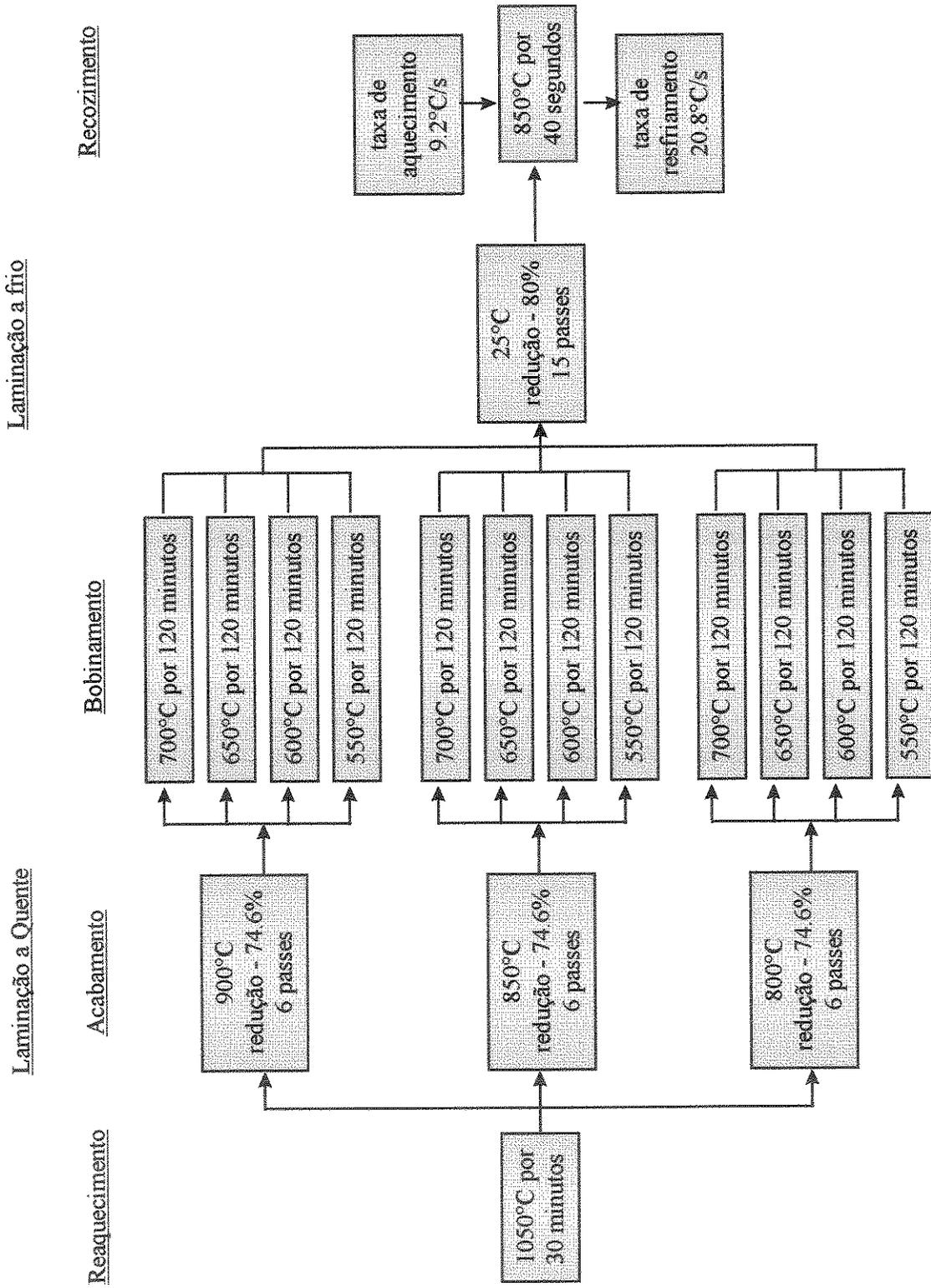


Figura 3.2. Fluxograma do Processamento Termomecânico

Os equipamentos utilizados nesta fase experimental são descritos sucintamente a seguir:

LTT-DEMA/UNICAMP

- Um forno, tipo mufla, com aquecimento por resistência elétrica, atmosfera não controlada e com temperatura máxima atingida na câmara de 1200°C (figura 3.3).
- Um registrador de temperatura Yokogawa, modelo LR 4220, tipo x-t, com quatro canais (figura 3.4).
- Um laminador FENN-051, de 50 ton de carga máxima, 25Hp, diâmetro dos cilindros de 133mm e velocidade máxima de 100 rpm (figura 3.5).

LTT-FE-G/UNESP

- Um forno Brasimet, tipo mufla, com aquecimento por resistência elétrica, atmosfera não controlada e com temperatura máxima atingida na câmara de 1200°C (figura 3.6).
- Um indicador digital de temperatura Robertshaw - Divisão Pyrotec, modelo IDT-800.

3.2.1. Preparação dos Corpos de Prova.

Para realização do processamento termomecânico foram confeccionados seis corpos de prova, retirados de um dos nove blocos extraídos da placa - especificamente o bloco central (2B) - como indicado na figura 3.1. Os corpos de prova foram usinados no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá nas seguintes dimensões: 25mm de espessura, 80mm de comprimento e 105mm de largura. Foram efetuados dois chanfros nas extremidades dos corpos de prova de 15mm por 27°, como demonstrado nas figuras 3.7 e 3.8.

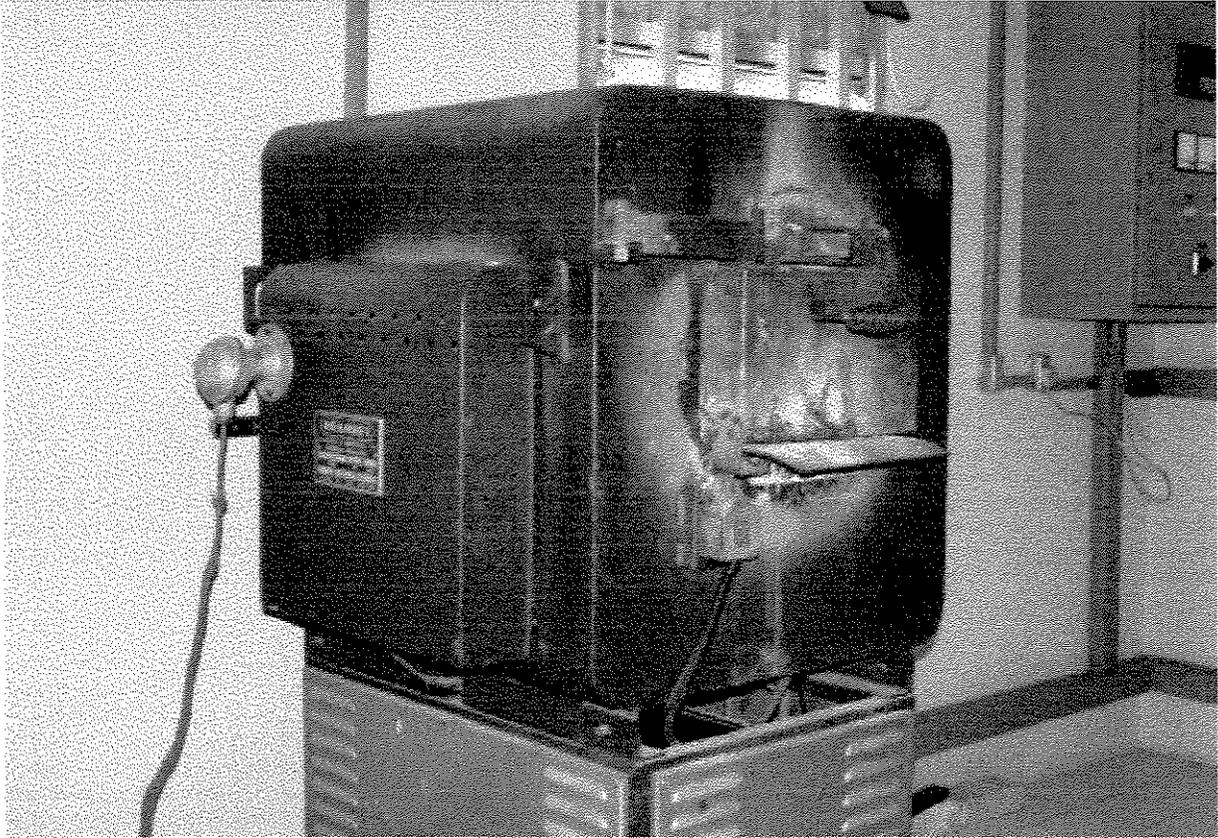


Figura 3.3. Forno tipo mufla do LTT-DEMA/UNICAMP.



Figura 3.4. Registrador de temperatura do LTT-DEMA/UNICAMP.

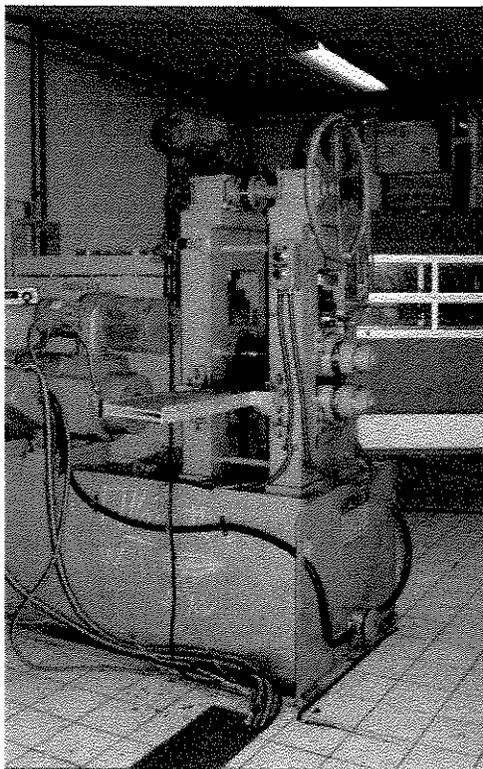


Figura 3.5. Laminador FENN do LTT-DEMA/UNICAMP.

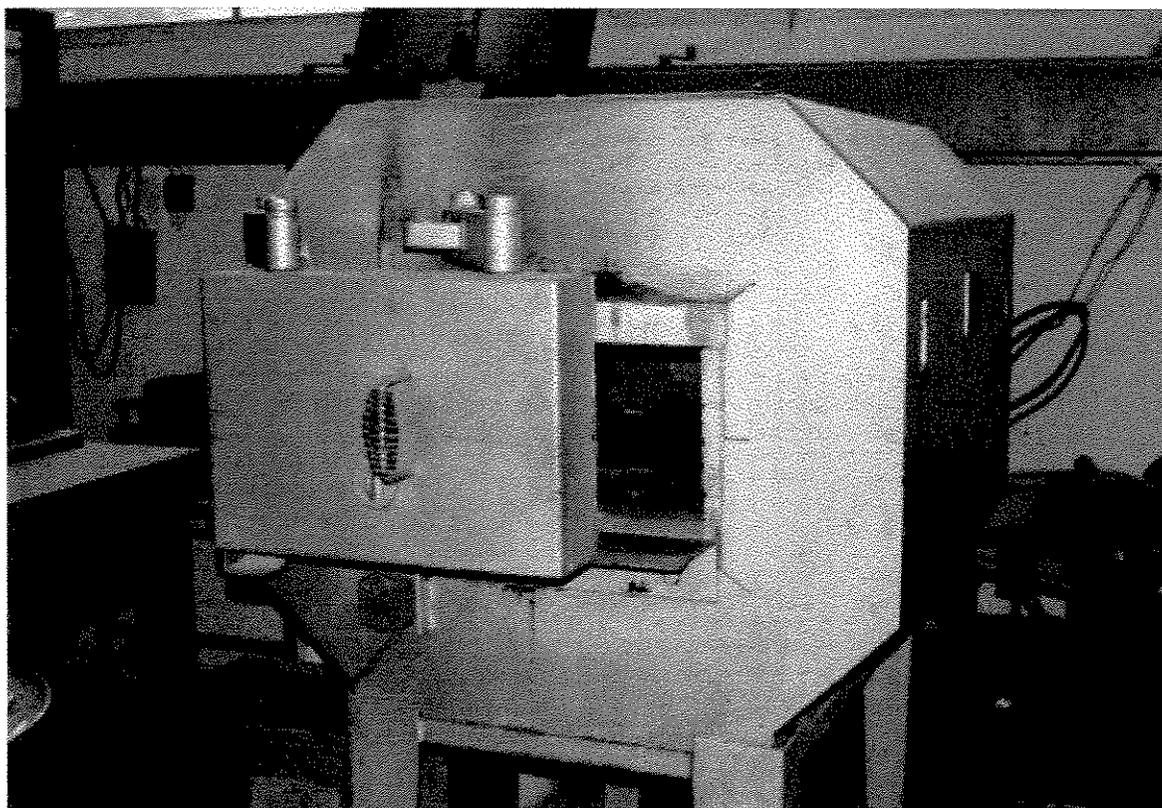


Figura 3.6. Forno tipo mufla do LTT-FE-G/UNESP.

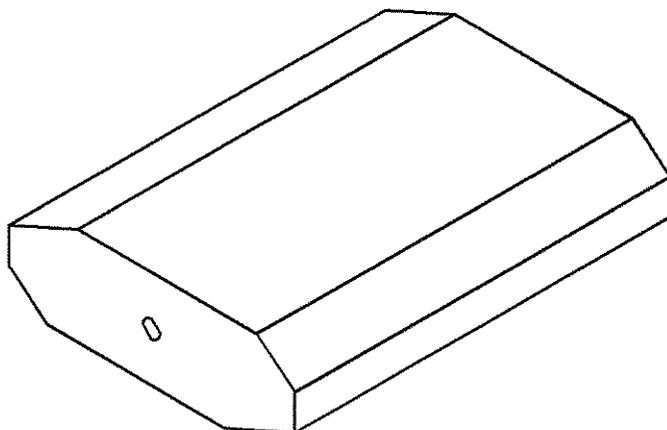
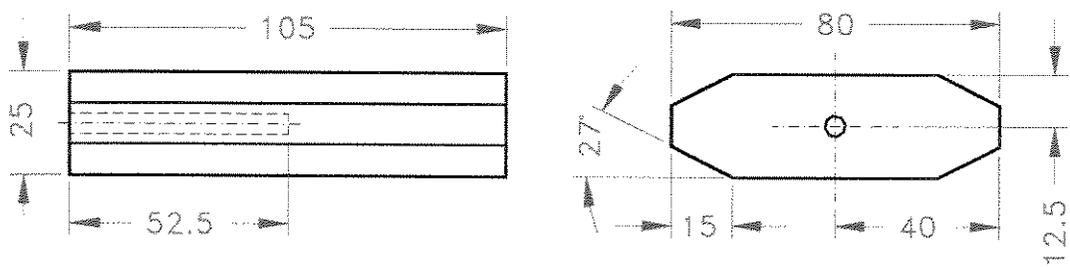


Figura 3.7. Representação esquemática do corpo de prova para laminação a quente.

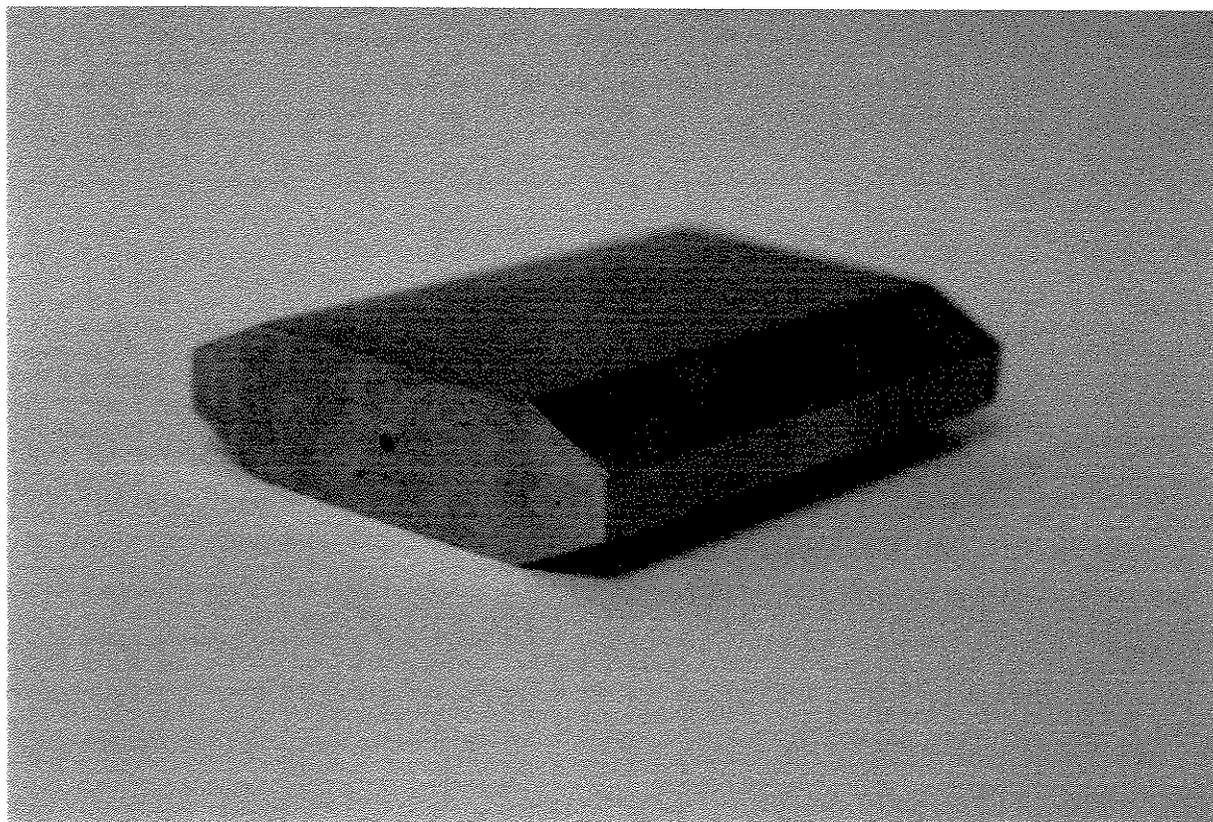


Figura 3.8. Corpo de prova para laminação a quente.

Objetivando um monitoramento da temperatura durante as etapas de reaquecimento e laminação a quente, foi efetuado um furo de 3mm de diâmetro por 52,5mm de profundidade em uma das laterais do corpo de prova. Este furo foi usinado visando o embutimento de um termopar, com a ponta posicionada exatamente no centro do CDP.

3.2.2. Reaquecimento dos Corpos de Prova.

Na etapa de reaquecimento dos corpos de prova foi aplicada uma única temperatura de encharque pois, como já mencionado, foge do objetivo deste trabalho avaliar a influência da temperatura de reaquecimento sobre as propriedades mecânicas finais do material. A temperatura utilizada foi de 1050°C e o tempo de permanência na temperatura foi de 30 minutos. Salienta-se que, no máximo, um corpo de prova por vez era colocado na câmara do forno e o tempo de encharque foi contabilizado a partir do momento que a temperatura estabilizou-se em 1050°C (figura 3.9).

Antes da colocação do corpo de prova no forno foi embutido o termopar de cromel-alumel revestido com capa de inconel, de 3mm de espessura.

A temperatura de 1050°C, utilizada no reaquecimento das placas, foi determinada em função da bibliografia estudada. A escolha pela aplicação de uma temperatura de reaquecimento mais baixa evita um crescimento inadequado dos grãos austeníticos e restringe uma completa solubilização dos precipitados, em especial nos aços ao titânio. Indiretamente ocasiona também uma grande economia de energia dentro de uma linha de laminação industrial.

Quanto ao tempo de encharque de 30 minutos, a quase totalidade dos trabalhos experimentais, que envolvem o reaquecimento das placas de aços IF, adotam tempos em uma faixa entre 30 e 60 minutos, objetivando-se com isso que não ocorra um crescimento exagerado dos grãos.

As etapas de reaquecimento das placas e de laminação a quente foram inteiramente realizadas no LTT-DEMA/UNICAMP.

3.2.3. Laminação a Quente.

Após serem retirados do forno, os corpos de prova foram submetidos a um processo de retirada das carepas, formadas durante o reaquecimento do aço, através de martelamento na superfície do CDP. Este processo fez com que toda carepa se soltasse com relativa facilidade, não produzindo efeitos prejudiciais tanto para o equipamento (cilindros do laminador) como para a continuidade do processamento termomecânico do material. Com a retirada da carepa procedeu-se a laminação a quente.

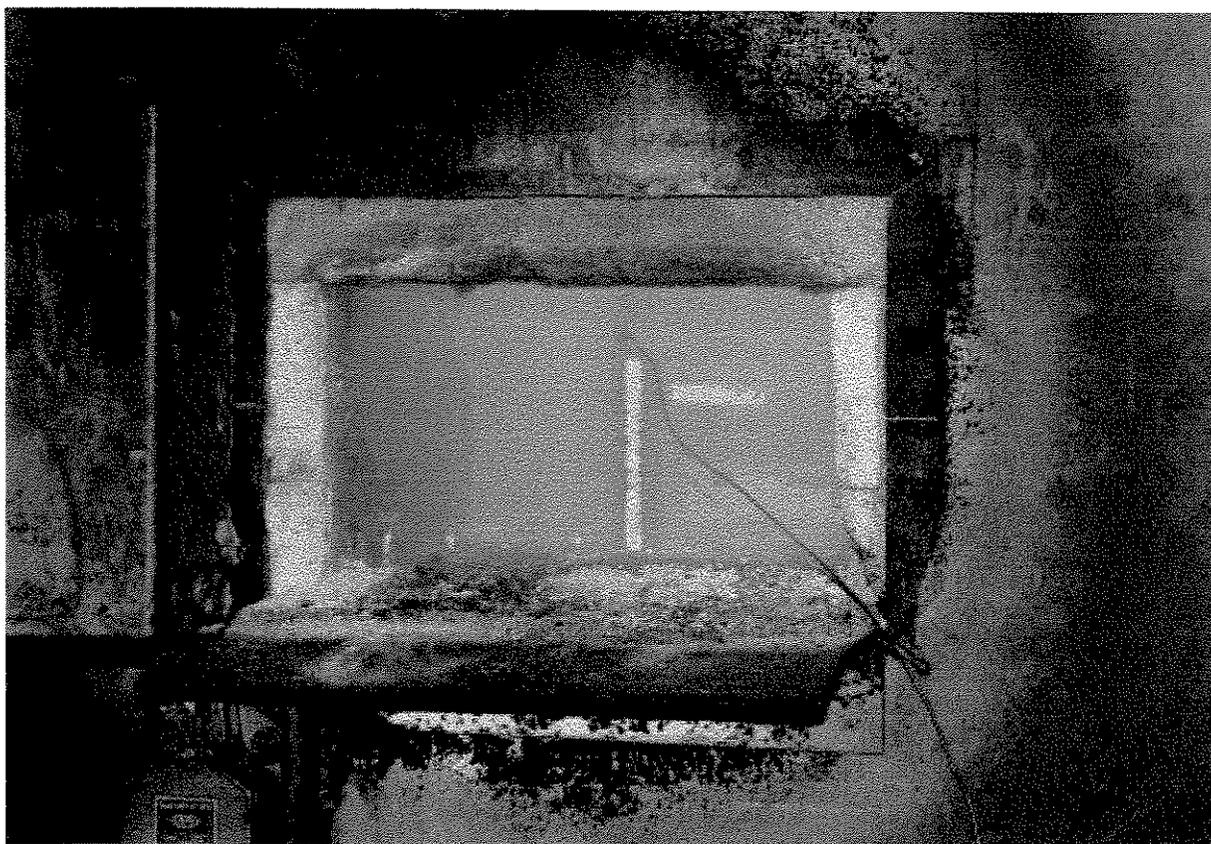


Figura 3.9. Corpo de prova para laminação a quente em temperatura de reaquecimento de 1050°C.

Uma representação esquemática parcial do processamento termomecânico (figuras 3.10 a 3.12), mostrando a evolução da temperatura das amostras em função do tempo de processamento do material, foi extraída do registrador de temperatura Yokogawa. Este gráfico mostra o final da etapa de reaquecimento dos corpos de prova, toda a etapa da laminação a quente e o início do resfriamento ao ar, destacando as temperaturas utilizadas. Em especial, é

indicada a temperatura de acabamento, ou seja a temperatura em que é dada a última passada na laminação a quente. Apesar da similaridade destes gráficos, gerados nas diferentes condições dos processamentos termomecânicos realizados neste trabalho (tabela 3.1), foram plotadas três representações esquemáticas, diferenciadas pela temperatura de acabamento aplicada. A primeira representação extraída das condições de 1 a 4 (fig. 3.10), ou seja uma temperatura de acabamento de 900°C, a segunda representação extraída das condições de 5 a 8 (fig. 3.11), ou seja uma temperatura de acabamento de 850°C e, finalmente, a terceira representação extraída das condições de 9 a 12 (fig. 3.12), ou seja uma temperatura de acabamento de 800°C.

As temperaturas utilizadas na laminação a quente foram selecionadas de acordo com faixas de temperaturas comumente aplicadas nas linhas de produção de aços IF das principais siderúrgicas mundiais, com destaque à aplicação de diferentes temperaturas de acabamento que são objetivos desta investigação.

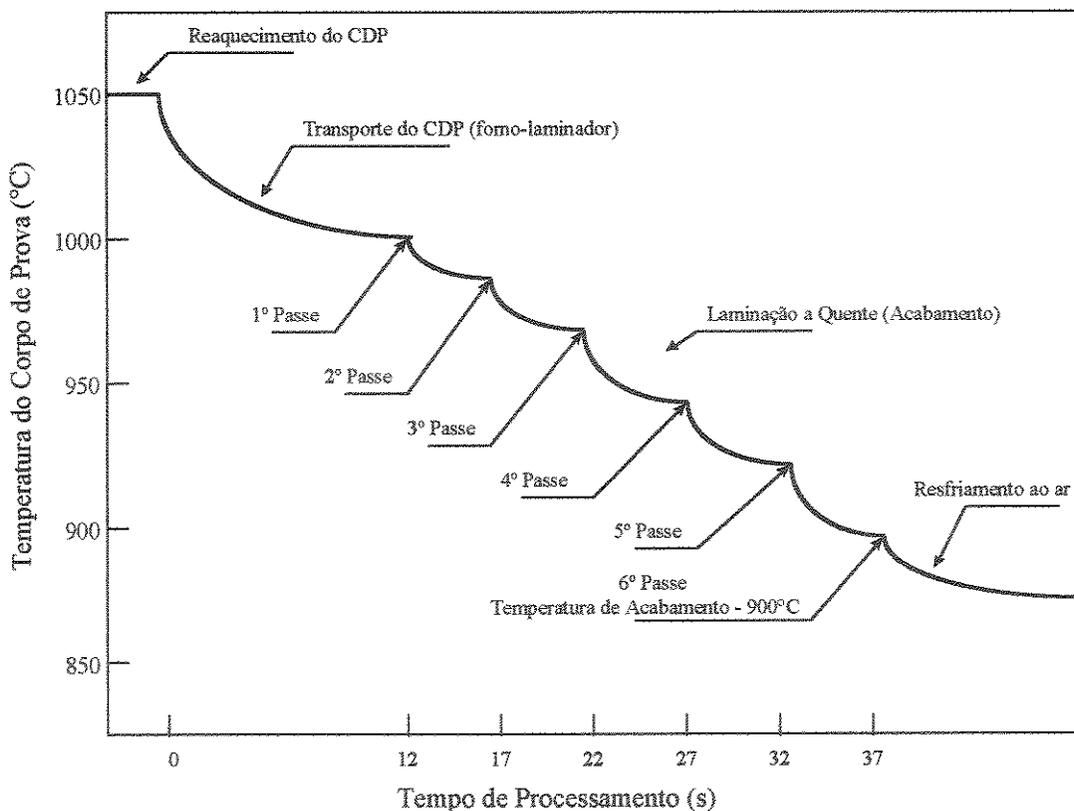


Figura 3.10. Representação esquemática do processamento termomecânico - condições 1 a 4.

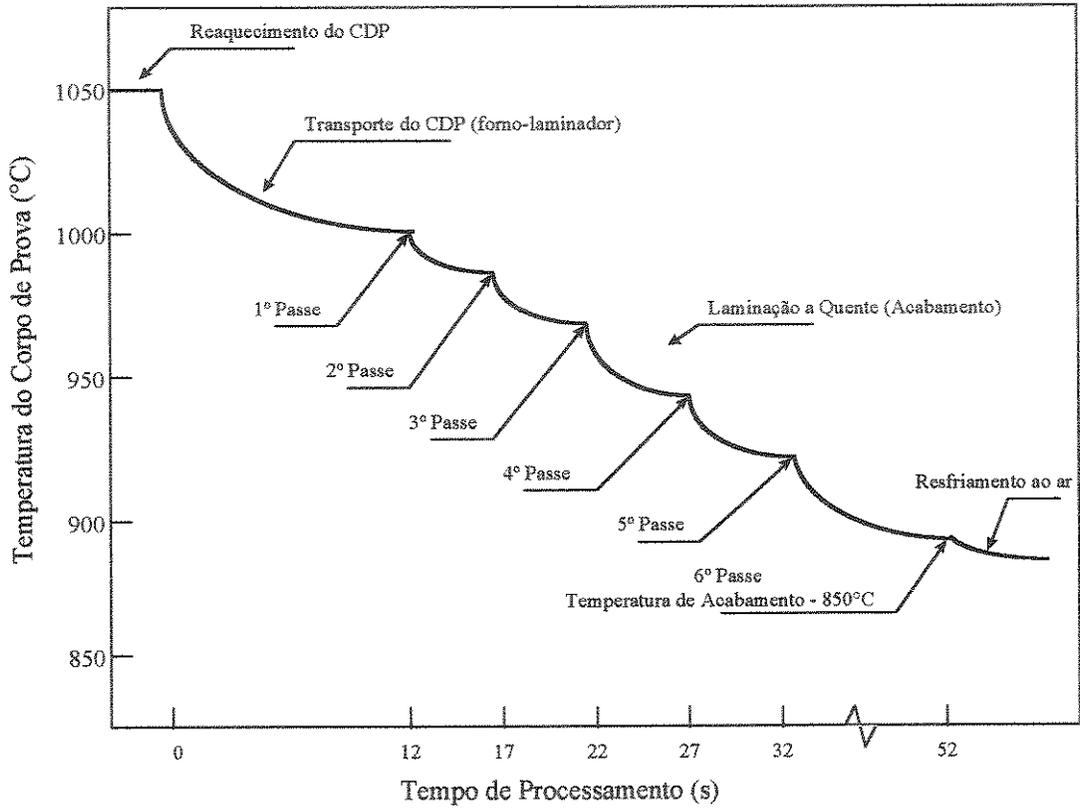


Figura 3.11. Representação esquemática do processamento termomecânico - condições 5 a 8.

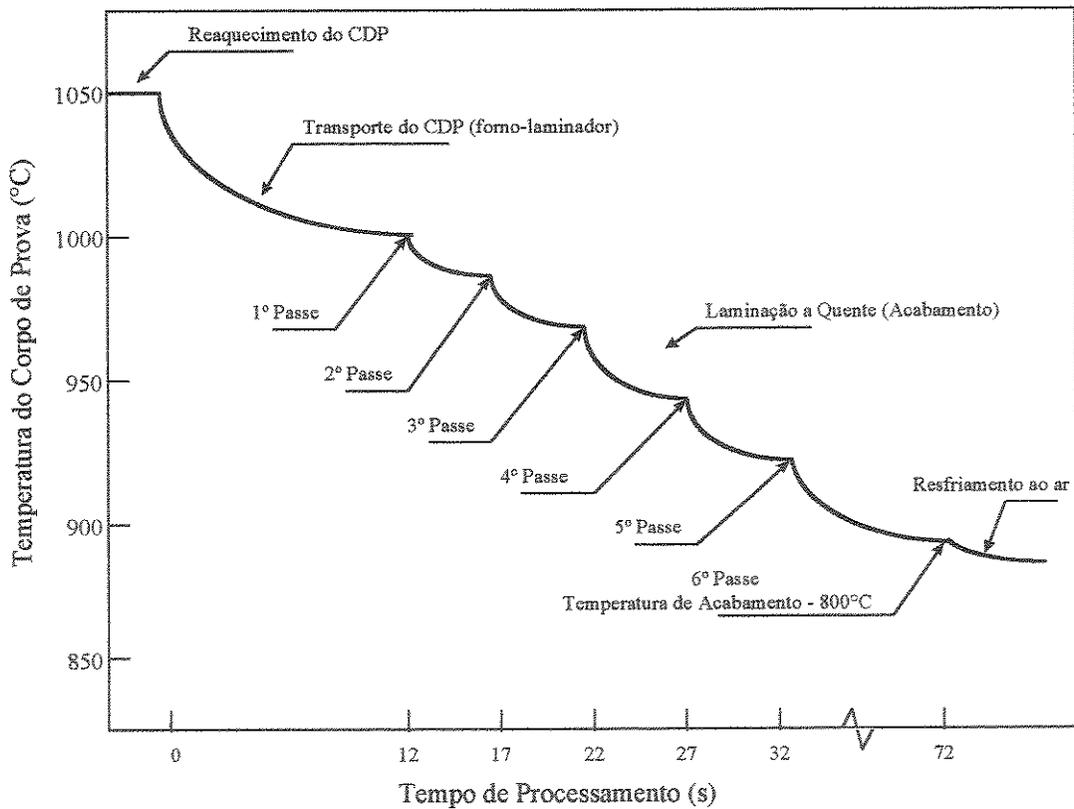


Figura 3.12. Representação esquemática do processamento termomecânico - condições 9 a 12.

A etapa da laminação de acabamento foi realizada em seis passes e dentro de um intervalo de temperatura que variou desde a temperatura de reaquecimento até a temperatura de acabamento. Nas condições de 1 a 4 esse intervalo foi de 1050°C a 900°C. Nas condições de 5 a 8 e de 9 a 12 esses intervalos foram de 1050°C a 850°C e de 1050°C a 800°C, respectivamente.

Os passes na laminação de acabamento foram efetuados nas seguintes temperaturas, aproximadamente: 1º passe - 1000°C, 2º passe - 980°C, 3º passe - 960°C, 4º passe - 940°C e 5º passe - 920°C. A 6ª passada foi dada em função da temperatura de acabamento desejada, ou seja, nas condições de 1 a 4 - 900°C, nas condições de 5 a 8 - 850°C e nas condições de 9 a 12 - 800°C. O tempo total gasto na laminação de acabamento variou de, aproximadamente, 25 segundos, nas condições de 1 a 4, a 60 segundos, nas condições de 9 a 12. Nas condições de 5 a 8 o tempo gasto aproximado foi de 40 segundos.

O tempo entre cada passe foi de aproximadamente 5 segundos, com exceção dos últimos passes nas condições de 5 a 8 e de 9 a 12 onde foi necessário um tempo de espera para que o CDP atingisse a temperatura de acabamento. Neste intervalo de 5 segundos foi efetuada a preparação do laminador, que consistiu na parada do giro dos eixos do laminador, redução da distância entre os cilindros, inversão no sentido de rotação dos eixos e reacionamento dos motores.

As reduções entre cada passe foram dimensionadas em função da potência do laminador, o que certamente determina a quantidade de passes executados na laminação a quente. Nesta laminação buscou-se trabalhar com o mínimo de passes possível, aumentando a quantidade de deformação a um máximo, dentro da limitação e de um coeficiente de segurança do equipamento (figura 3.13). Em geral, a quantidade de deformação entre cada passe esteve abaixo das laminações realizadas industrialmente. A escala de passes aplicados na laminação a quente é dada na tabela 3.3. Ao final atingiu-se um total de 74,6% de redução, ou seja diminuição na espessura do CDP de 25mm para 6,34mm.

Tabela 3.3. Escala de passes aplicados na laminação a quente.

Número do Passe	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Redução (mm)	Redução (%)	Temperatura (°C)
1	25,0	19,0	6,0	24,0	1000
2	19,0	15,5	3,5	18,4	980
3	15,5	12,5	3,0	19,4	960
4	12,5	10,0	2,5	20,0	940
5	10,0	8,0	2,0	20,0	920
6	8,0	6,3	1,7	20,8	900/850/800

Observa-se que, para cada nível de temperatura de acabamento, foram laminados dois corpos de prova, dos seis confeccionados especificamente para o processamento termomecânico; ou seja dois CDP's foram laminados com temperatura de acabamento de 900°C, dois com temperatura de acabamento de 850°C e dois com temperatura de acabamento de 800°C.

Após ser dado o último passe na temperatura de acabamento pré-estabelecida, os corpos de prova foram resfriados ao ar, a uma taxa média de resfriamento de, aproximadamente, 2°C/s até atingirem a temperatura ambiente. As dimensões finais dos corpos de prova, após a laminação a quente, foram de 6.34mm de espessura, 296 mm de comprimento e 105mm de largura, como pode ser visto na figura 3.14(a).



Figura 3.13. Corpo de prova durante laminação a quente com redução de 74,6%.

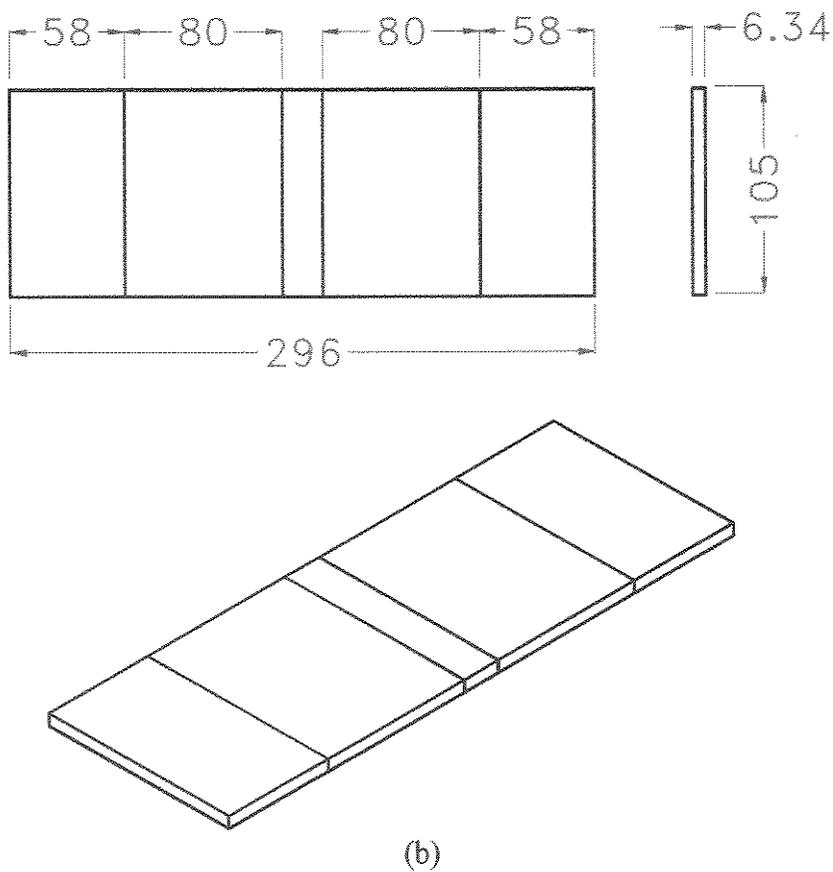
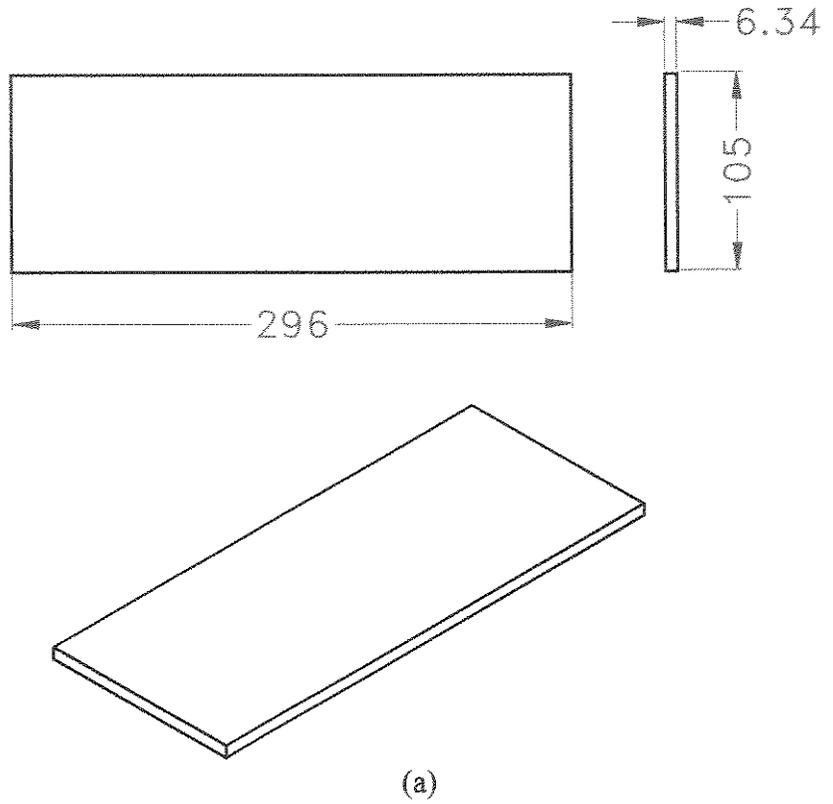


Figura 3.14. (a) Representação das dimensões finais dos CDP's após laminação a quente.
(b) Representação dos cortes feitos nos CDP's após laminação a quente.

3.2.4. Preparação de Chapas para a Simulação do Bobinamento e Laminação a Frio.

Antes da simulação do bobinamento, os corpos de prova, vindos da laminação a quente, foram cortados em 05 partes, conforme figura 3.14(b). As extremidades dos CDP's foram retiradas por não terem sofrido quantidades de deformações homogêneas, em função da variação de espessura do corpo de prova causado pela usinagem do chanfro. A região central, onde foi embutido o termopar, também foi excluída. Foram aproveitadas, para continuidade das atividades experimentais, somente as partes que, garantidamente, sofreram o mesmo nível de deformação, ou seja partiram de uma espessura inicial de 25mm e atingiram uma espessura final de 6.34mm com 74,6% de redução.

Estas partes podem ser caracterizadas como regiões úteis do material laminado, sendo denominadas, a partir de agora, como chapas. Portanto, em cada um dos corpos de prova laminados a quente houve um aproveitamento de duas chapas, com dimensões de 6.35mm de espessura, 80mm de comprimento e 105mm de largura, a serem utilizadas na continuidade do processamento termomecânico.

3.2.5. Simulação do Bobinamento.

A simulação do bobinamento foi realizada no LTT-FE-G/UNESP. Esta prática é normalmente utilizada em trabalhos experimentais e seu objetivo é o de simular o resfriamento natural de bobinas dentro de uma linha de laminação industrial, otimizando com isso os tempos de processamento industriais, quando um resfriamento natural de bobinas pode levar de 10 a 20 horas.

A simulação do bobinamento consistiu de um aquecimento das chapas até a temperatura de bobinamento desejada, manutenção dos corpos de prova na temperatura por duas horas, seguido de resfriamento lento ao ar até a temperatura ambiente.

As temperaturas de bobinamento aplicadas neste trabalho também foram extraídas de ensaios laboratoriais realizados por diversos centros de pesquisa, que simularam um processamento termomecânico industrial. Foram selecionadas quatro diferentes temperaturas de bobinamento: 700°C, 650°C, 600°C e 550°C, pois, assim como na escolha das temperaturas

de acabamento, é objetivo do trabalho o estudo da influência deste parâmetro sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

Observa-se que, para cada situação gerada na laminação a quente, ou seja para cada uma das temperaturas de acabamento adotadas (900°C, 850°C e 800°C), foi realizada uma simulação do processo de bobinamento aplicando-se uma das temperaturas selecionadas especificamente para esse parâmetro (700°C, 650°C, 600°C e 550°C), sendo geradas, a partir de então, as doze condições diferentes de processamento termomecânico.

3.2.6. Laminação a Frio.

A laminação a frio foi realizada no LTT-DEMA/UNICAMP com adequação do equipamento - laminador FENN - feita com a colocação de cilindros de laminação apropriados para esse tipo de processamento.

Todas as chapas laminadas a frio sofreram uma redução de 80%, ou seja a espessura inicial de 6.34mm foi diminuída para uma espessura final de 1.27mm. Um total de quinze passes foram aplicados em cada corpo de prova, para que a redução de 80% fosse atingida. As dimensões finais da chapa após a laminação a frio foram de 1.27mm na espessura, 400mm de comprimento e 105 mm de largura.

O número de passes realizados foi elevado em função da potência do laminador, pois novamente, um coeficiente de segurança foi aplicado para que as reduções fossem efetuadas dentro das limitações do equipamento. Porém, acredita-se que isto não tenha afetado de maneira sensível as propriedades finais do material. O acabamento superficial, após a redução, se mostrou bastante satisfatório, não apresentando defeitos ou falhas visíveis.

3.2.7. Recozimento Contínuo.

A temperatura adotada para realização do recozimento contínuo foi de 850°C, em todas as condições geradas neste trabalho. O tratamento térmico de recozimento foi feito no LTT-FE-G/UNESP.

O recozimento contínuo consistiu de três etapas.

- a) Aquecimento das chapas, saídas da laminação a frio, em um forno mufla, a uma taxa média de, aproximadamente, 9°C/s , ou seja partindo-se de uma temperatura inicial (ambiente) de 20°C até atingir uma temperatura final (dentro da câmara do forno) de 850°C em 90 segundos.
- b) Manutenção do material na temperatura de 850°C por 40 segundos.
- c) Resfriamento das chapas, através de imersão em um banho de óleo, a uma taxa média de resfriamento de 21°C/s , ou seja partindo de 850°C e atingindo 20°C em 40 segundos, aproximadamente.

O controle da temperatura foi feito em uma amostra preparada especificamente para este fim, mantido um termopar embutido no corpo de prova, mesmo após a laminação a frio.

Finalmente, torna-se importante reafirmar que todas as condições experimentais, de forma específica a seleção e o controle das temperaturas do processamento termomecânico, foram definidas após ampla pesquisa bibliográfica e numerosos testes. Além disso, procurou-se aproveitar ao máximo os recursos laboratoriais disponíveis, em especial do laminador, na tentativa de uma máxima aproximação das condições de processamento laboratoriais às condições industriais.

3.2.8. Processamentos Termomecânicos Complementares.

Neste fase do trabalho foram executados alguns processamentos termomecânicos complementares objetivando, exclusivamente, avaliar o comportamento microestrutural do aço em diferentes temperaturas de trabalho, no intervalo de temperatura de 800°C a 1050°C , ou seja desde a etapa de reaquecimento das placas até a etapa de laminação a quente. Não foram extraídos corpos de prova para avaliação do comportamento mecânico do material.

Nesta fase, seis corpos de prova para processamento termomecânico (figura 3.7) foram mantidos a uma temperatura de reaquecimento de 1050°C durante 30 minutos. Posteriormente, em cada um dos corpos de prova foi efetuada uma diferente rota de processamento. Foram determinadas temperaturas onde o tratamento termomecânico foi interrompido e o material imediatamente resfriado em água. O controle da temperatura foi

feito da mesma maneira que nos processamentos anteriores, ou seja através de um termopar embutido no centro do corpo de prova.

As seis rotas realizadas nesta fase de processamento termomecânico complementar são as seguintes:

- 1) Retirada do CDP do forno a 1050°C (temperatura de reaquecimento das placas), seguido de resfriamento em água gelada.
- 2) Retirada do CDP do forno a 1050°C, laminação a quente até a temperatura de 1000°C (temperatura acima das temperaturas de acabamento aplicadas neste trabalho), seguido de resfriamento em água gelada.
- 3) Retirada do CDP do forno a 1050°C, laminação a quente até a temperatura de 950°C (temperatura acima das temperaturas de acabamento aplicadas neste trabalho), seguido de resfriamento em água gelada.
- 4) Retirada do CDP do forno a 1050°C, laminação a quente até a temperatura de 900°C (uma das temperaturas de acabamento aplicadas neste trabalho), seguido de resfriamento em água gelada.
- 5) Retirada do CDP do forno a 1050°C, laminação a quente até a temperatura de 850°C (uma das temperaturas de acabamento aplicadas neste trabalho), seguido de resfriamento em água gelada.
- 6) Retirada do CDP do forno a 1050°C, laminação a quente até a temperatura de 800°C (uma das temperaturas de acabamento aplicadas neste trabalho), seguido de resfriamento em água gelada.

As microestruturas obtidas em cada amostra, retiradas de cada uma destas diferentes situações, foram analisadas em um banco metalográfico Neophot 30, no Laboratório de Metalografia da FE-G/UNESP. A preparação destas amostras foi realizada com uma sequência de lixamento e de polimento, sendo atacadas quimicamente com nital a 10%.

3.3. Ensaio Mecânicos.

Neste trabalho foram efetuados ensaios de tração, ensaios para determinação do coeficiente de anisotropia médio e ensaios de embutimento. Estes ensaios foram executados objetivando a determinação das propriedades mecânicas finais dos aços ultra-baixo carbono, obtidas em cada condição de processamento termomecânico.

Na figura abaixo (figura 3.15) é feita uma representação esquemática das dimensões finais da chapa, após a laminação a frio e o recozimento contínuo, e uma apresentação (layout) mostrando como foram extraídos os corpos de prova para realização dos ensaios mecânicos.

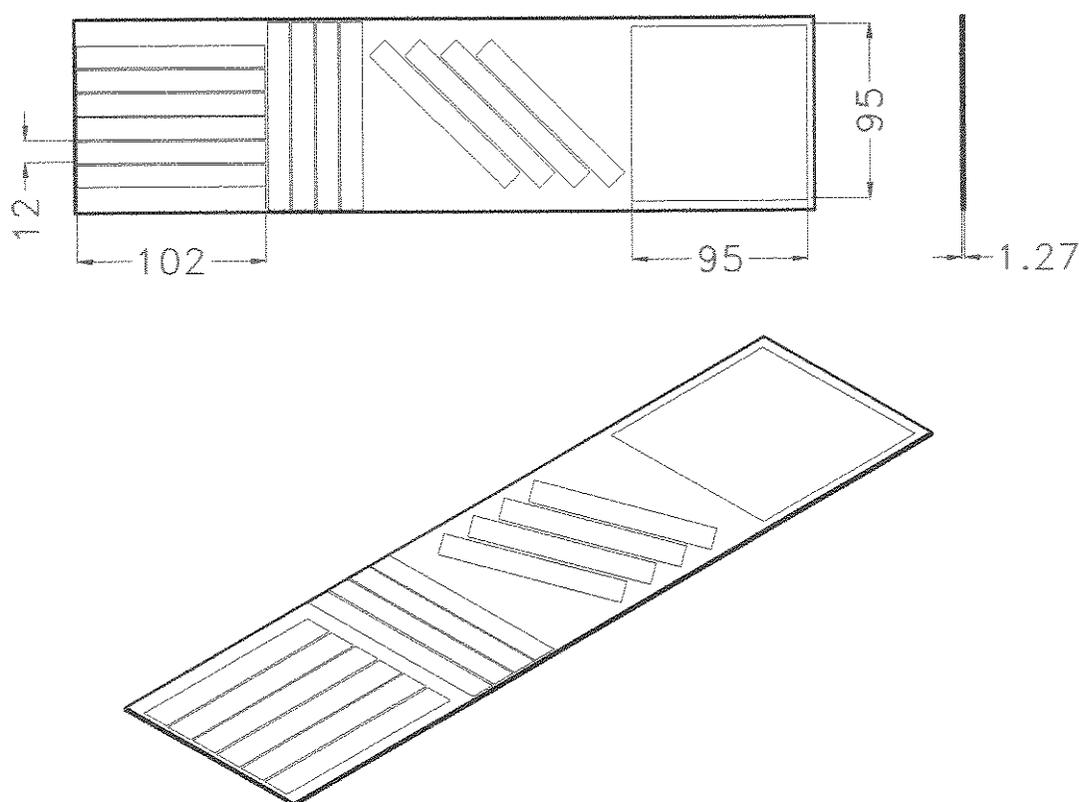


Figura 3.15. Representação esquemática da chapa laminada a frio, com posicionamento (layout) dos CDP's de tração e embutimento.

A seguir, nos itens 3.3.1, 3.3.2 e 3.3.3 são descritos com detalhes cada um dos ensaios realizados, assim como suas principais características e os equipamentos utilizados.

3.3.1. Ensaio de Tração.

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do DEMAR/Lorena de acordo com a norma ASTM E8M -95a, que rege sobre os ensaios de tração para materiais metálicos a temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi uma máquina de tração MTS, modelo 810.23M, servohidráulica, com célula de carga com capacidade de 10 kN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 0,5mm/min, com aquisição de pontos - carga e deformação - em intervalos de dois segundos.

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados nos Laboratórios de Usinagem e de Comando Numérico Computacional do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP/Guaratinguetá. Estes foram confeccionados com dimensões reduzidas, tipo subsize, seção retangular, retirados na direção de laminação da chapa e com comprimento da região útil (gage length) de 25mm. Uma representação esquemática do corpo de prova é feita na figura 3.16.

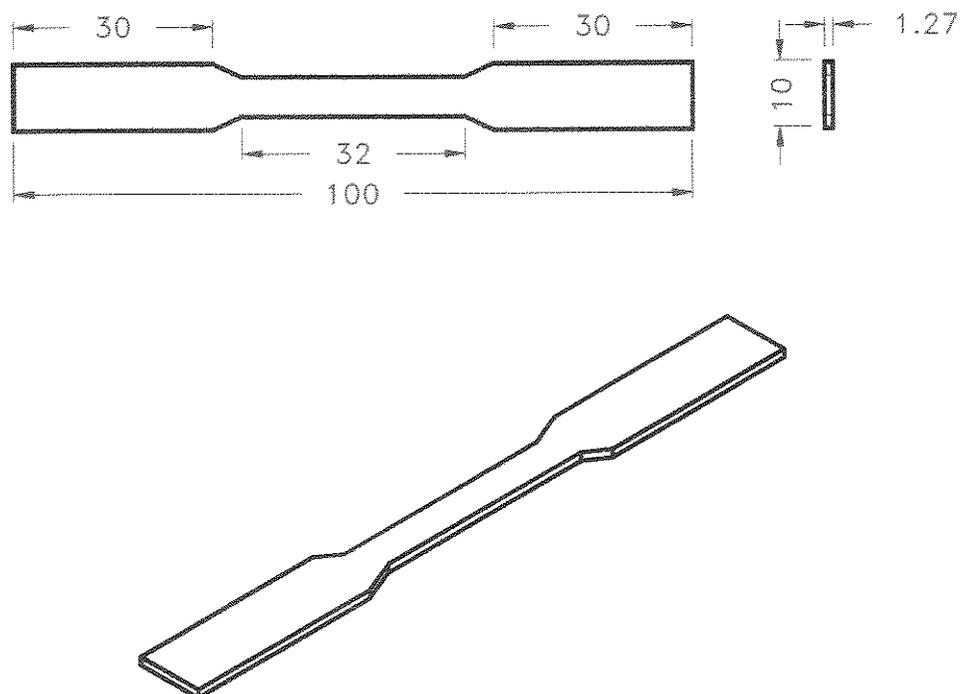


Figura 3.16. Representação dos corpos de prova utilizados em ensaios de tração e de determinação do coeficiente de anisotropia.

No ensaio de tração foram avaliados os seguintes parâmetros:

- limite de escoamento, determinado pelo método offset a 0,2%, em função das curvas tensão-deformação apresentarem escoamento contínuo;
- resistência à tração, calculada através do carregamento máximo aplicado durante o ensaio, dividido pela área inicial do corpo de prova; e
- alongamento, calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo de prova, após o rompimento.

O valor do alongamento do material, em função das características de anisotropia do aço, foi calculado através da seguinte equação:

$$Al (\%) = (Al_{0^\circ} + 2Al_{45^\circ} + Al_{90^\circ}) / 4 \dots\dots\dots(3.1)$$

onde Al_{0° , Al_{45° e Al_{90° são, respectivamente, os valores do alongamento medidos em corpos de prova retirados a 0° , a 45° e a 90° em relação a direção de laminação.

Buscando maior exatidão no cálculo do alongamento, foi utilizada uma projetora de perfis Carlzeiss-Jena MP320 para medição do comprimento final da região útil dos corpos de prova após o rompimento. O equipamento, do Laboratório de Metrologia da FE-G/UNESP, tem como principais características iluminação episcópica e precisão de leitura milesimal. Um aumento de 20 vezes foi aplicado no perfil dos corpos de prova fraturados.

3.3.2. Ensaio para Determinação do Coeficiente de Anisotropia.

O ensaio para determinação do coeficiente de anisotropia, ou coeficiente de deformação plástica, foi realizado de acordo com a norma ASTM E517 - 96, no Laboratório de Ensaios Mecânicos da FE-G/UNESP. O equipamento utilizado foi uma máquina EMIC MEM10000 (figura 3.17), eletro-mecânica, equipada com célula de carga com capacidade para 10 kN, e o ensaio foi realizado a uma velocidade de 0,5mm/min.

Os corpos de prova utilizados neste ensaio foram confeccionados nos Laboratórios de Usinagem e de Comando Numérico Computacional da FE-G/UNESP, de acordo com a norma

ASTM E8M - 95a, com as mesmas características e dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração (ver figura 3.16).

O coeficiente de anisotropia plástico, como citado na revisão bibliográfica, é um parâmetro que indica a capacidade de uma chapa metálica resistir ao afinamento quando sujeita a forças de tração e compressão no plano da chapa e é determinado através de variações na largura e na espessura do corpo de prova, medidas com precisão suficiente, resultantes da deformação provocada pelo ensaio de tração. Para os metais em forma de chapas finas é preferível a medição das variações na largura e no comprimento, assumindo volume constante.

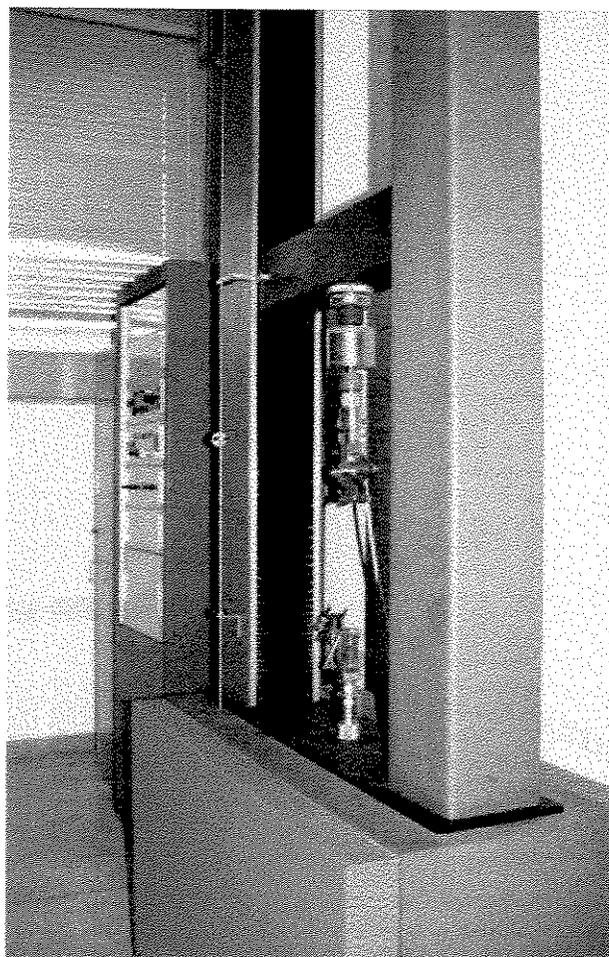


Figura 3.17. Máquina de ensaio de tração EMIC do LEM-FE-G/UNESP.

Por se tratar de um ensaio de tração com características específicas e ser atualmente o método aplicado por indústrias e centros de pesquisa para determinação do coeficiente de anisotropia de metais, em forma de chapas, com aplicações que requerem estampagem extra-profunda, é feita a seguir algumas considerações sobre o procedimento do ensaio.

Neste trabalho foi utilizado o procedimento manual para determinação do coeficiente de anisotropia. Este consistiu, inicialmente, na medição do corpo de prova, feita na projetora de perfis, sendo realizadas três medidas da largura (tolerância de +/- 0,013mm) e uma medida do comprimento (tolerância de +/- 0,025mm) da região útil do corpo de prova. A região útil (gage length), com comprimento de 25mm, havia sido previamente demarcada com auxílio de um altímetro.

Posteriormente, o corpo de prova foi colocado na máquina e aplicou-se uma força de tração axial, até que fosse atingida uma deformação de 20% acima do limite de escoamento. A velocidade utilizada no ensaio foi de 0,5mm/min.

As medidas da largura final e do comprimento final foram realizadas da mesma forma e com a mesma tolerância feita nas medidas iniciais, utilizando-se também a projetora de perfis e foram realizadas sem aplicação de carga de tração no corpo de prova, ou seja após a retirada do corpo de prova da máquina. Foram realizados dois ensaios para cada situação, utilizando-se uma média dos valores obtidos, para determinação do coeficiente de anisotropia.

Como os aços laminados a frio e recozidos apresentam valores no coeficiente de anisotropia (r) significativamente diferentes, em função do sentido de laminação, foi calculado o coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}), tornando-se necessária a retirada de corpos de prova nas direções paralelas (0°), diagonal (45°) e transversal (90°) com relação ao sentido da laminação.

Os cálculos para determinação do coeficiente de anisotropia (r), do coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}) e do coeficiente de anisotropia planar ou earing tendency (Δr) foram realizados de acordo com as seguintes equações.

$$r = \ln (l_o w_o / l_f w_f) \dots \dots \dots (3.2)$$

$$\bar{r} = (r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) / 4 \dots \dots \dots (3.3)$$

$$\Delta r = (r_{0^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) / 2 \dots \dots \dots (3.4)$$

onde l_o e l_f são, respectivamente, o comprimento inicial (antes do ensaio) e o comprimento final (após o ensaio) da área útil do corpo de prova; w_o e w_f são, respectivamente, a largura inicial e

a largura final da área útil do corpo de prova; e r_{0° , r_{45° e r_{90° são, respectivamente, os valores do coeficiente de anisotropia medidos em corpos de prova retirados a 0° , a 45° e a 90° em relação a direção de laminação.

3.3.3. Ensaio de Embutimento.

Os ensaios de embutimento foram efetuados de acordo com a norma ABNT NBR 5915, que descreve o método do ensaio Erichsen para determinação do índice de embutimento em chapas de aço. Para realização dos ensaios utilizou-se um equipamento Roell+Korthaus - Amsler, tipo BUP200, do Laboratório Físico / Área de Tecnologia da ALCAN - Pindamonhangaba. A velocidade, medida pelo deslocamento da punção, foi de 0,3mm/min, a carga aplicada no prensa-chapa foi de 10kN e o lubrificante utilizado para redução do atrito entre a chapa e a punção foi a vaselina sólida.

Para avaliação dos resultados de embutimento foi utilizada a norma ABNT 5915, que versa sobre chapas finas laminadas a frio de aço-carbono para estampagem. Nesta norma são definidos os valores mínimos de altura da impressão, que devem ser obtidos através do ensaio Erichsen modificado, para classificação do material segundo o grau de estampagem.

Para realização dos ensaios de embutimento foi retirado um corpo de prova de cada condição do tratamento termomecânico, com seção quadrada de 95mm por 95mm e espessura de 1,27mm, totalizando doze CDP's, conforme figura 3.18 e 3.19.

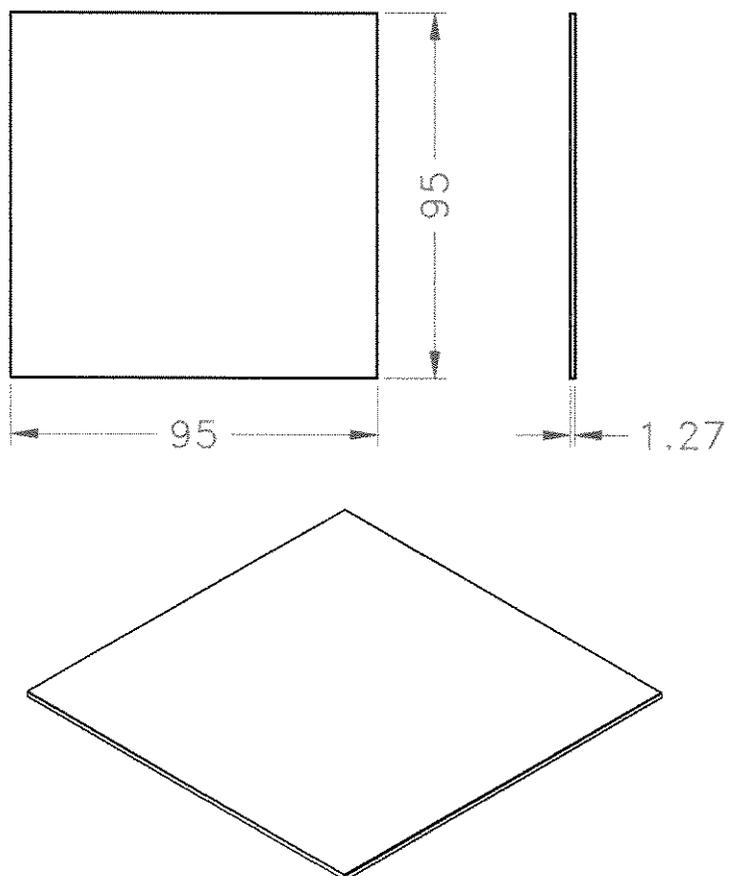


Figura 3.18. Representação dos corpos de prova utilizados em ensaios de embutimento.

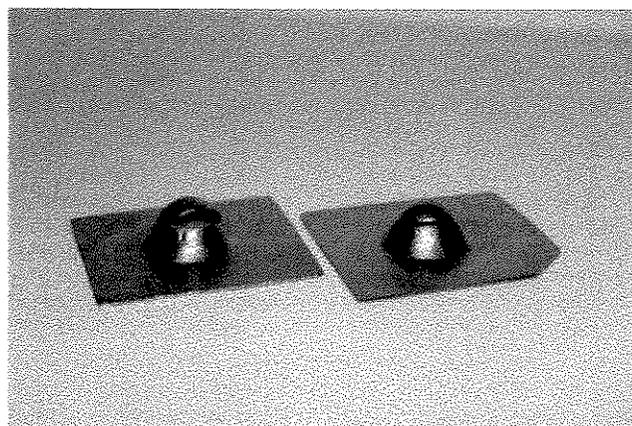


Figura 3.19. Representação dos corpos de prova após ensaio de embutimento.

3.4. Microscopia Óptica.

As amostras utilizadas na microscopia óptica foram extraídas de cada uma das doze diferentes condições do processamento termomecânico e das sete rotas dos processamentos termomecânicos complementares, sendo duas amostras para cada condição. A análise foi retirada na seção perpendicular ao plano de rolamento que contém a direção de laminação. Elas foram embutidas a frio em baquelite, lixadas em uma seqüência granulométrica de 100, 200, 320, 400, 600, 1200 e 1500 e polidas em solução OPS ou OPU da Struers.

As amostras sofreram dois diferentes tipos de ataques químicos para revelação da microestrutura. O primeiro tipo de ataque realizado foi o nital 3%, com tempo de imersão na solução de 20 a 30s, objetivando a revelação dos contornos de grão, e conseqüente determinação do tamanho e da morfologia dos grãos. O segundo foi o ataque com picral, com tempo de imersão na solução de 60s, para revelação da morfologia dos precipitados. O reativo nital 3% trata-se de uma solução de álcool etílico com 3% de ácido nítrico. O reagente de LePera é uma solução de 1% de metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) em água destilada com 4% de ácido pícrico [$\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_3)\text{OH}$] em álcool etílico desnaturado (1 parte de éter para 5 partes de álcool) em uma proporção de 1:1.

Para determinação do tamanho de grão foi utilizado o método de interseção linear de acordo com a norma ASTM E112-88. Foram avaliadas dez regiões diferentes da amostra para atingir-se um resultado final.

A microscopia óptica foi realizada no Laboratório de Metalografia da FE-G/UNESP. O equipamento utilizado foi um banco metalográfico Neophot. As fotos das microestruturas foram digitalizadas através do software NIH Image 1.62b7, instalado em um computador Macintosh Performa 6360 interligado ao banco metalográfico.

3.3.5. Microscopia Eletrônica de Varredura.

As amostras utilizadas na microscopia eletrônica de varredura foram extraídas das doze diferentes rotas de tratamento termomecânico, assim como na microscopia óptica. Neste caso foram efetuados ataques químicos com o reagente de LePera, com o objetivo de caracterizar a presença dos precipitados. Foi efetuada também uma microanálise na microestrutura do material para determinação da composição química dos precipitados.

Foram também efetuadas análises da superfície de fratura, através de corpos de prova rompidos nos ensaios de tração nas diferentes condições obtidas através do tratamento termomecânico. Após o ensaio mecânico, a superfície fraturada havia sido protegida com esmalte, evitando-se com isso, a corrosão superficial.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Microscopia Eletrônica da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço do Centro Técnico Aeroespacial (AMR/IAE/CTA) em um equipamento Carl Zeiss, modelo DSM959.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Numa primeira etapa deste capítulo, itens 4.1 a 4.4, são apresentados os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e na microscopia óptica. Aqui é realizada uma discussão dos resultados sob o ponto de vista tecnológico, avaliando como as variações nas temperaturas de acabamento e de bobinamento influenciaram a microestrutura e as propriedades mecânicas finais, especialmente o coeficiente de anisotropia e o alongamento. Esta discussão é importante pois um dos objetivos deste trabalho é a sua contribuição ao setor produtivo, já que o país ainda não possui os níveis de conhecimento atingidos nos países desenvolvidos para a produção em escala industrial dos aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais. A partir dos itens 4.5 e 4.6 é feita uma discussão aprofundada, justificando como as variações nas temperaturas de acabamento e de bobinamento influenciaram o comportamento mecânico do material. Nestes últimos itens objetiva-se discutir os resultados sob o ponto de vista científico, respondendo as perguntas sobre os mecanismos que regem as alterações microestruturais e que, conseqüentemente, afetam as propriedades mecânicas finais dos aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais estabilizados ao titânio.

4.1. Ensaio de Tração.

Os ensaios de tração foram realizados objetivando a determinação dos valores de alongamento, resistência à tração e limite de escoamento do material. Os resultados obtidos estão citados na tabela 4.1 e mostram algumas tendências bastante claras no comportamento mecânico do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

De acordo com os resultados obtidos nos ensaios de tração, pode-se afirmar que os valores do alongamento elevaram-se em função de um aumento na temperatura de acabamento e na temperatura de bobinamento do processamento termomecânico. A figura 4.1 mostra o efeito da temperatura de acabamento sobre o alongamento. Uma redução de 100°C na temperatura de acabamento, ou seja de 900°C para 800°C, provocou uma redução no alongamento, em média, de 3%. A diferença entre a condição 1, que apresentou o valor de alongamento mais alto (53%), e a condição 12, que apresentou o valor de alongamento mais baixo (46%), foi de, aproximadamente, 7%.

Pode-se afirmar que o parâmetro temperatura de bobinamento tem uma influência mais significativa sobre o alongamento do material, quando comparado ao parâmetro temperatura de acabamento. Uma redução da temperatura de bobinamento de 700°C para 550°C provocou uma queda nos níveis de alongamento, em média, de 5%. O gráfico, plotado na figura 4.2, mostra o crescimento nos valores de alongamento com a elevação da temperatura de bobinamento aplicada, apresentando curvas com inclinações mais intensas do que as curvas plotadas na figura 4.1.

Tabela 4.1. Resultados obtidos nos ensaios de tração.

Condição	Limite de Escoamento (MPa)	Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
1	135 ± 3	292 ± 3	53 ± 2
2	139 ± 4	294 ± 3	52 ± 1
3	143 ± 3	298 ± 4	50 ± 1
4	145 ± 4	302 ± 4	49 ± 2
5	144 ± 3	298 ± 2	53 ± 2
6	146 ± 3	300 ± 3	51 ± 1
7	149 ± 3	304 ± 3	49 ± 2
8	153 ± 4	307 ± 3	48 ± 1
9	151 ± 4	302 ± 3	51 ± 2
10	154 ± 3	304 ± 3	49 ± 1
11	156 ± 3	307 ± 3	48 ± 1
12	159 ± 4	310 ± 4	46 ± 2

A elevação das temperaturas de acabamento e de bobinamento ocasionou uma redução no limite de escoamento e na resistência à tração no aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais. Com a redução da temperatura de acabamento de 900°C para 800°C, o limite de escoamento apresentou um aumento médio de 9,5% enquanto a resistência à tração elevou-se, em média, 3%. Quanto a temperatura de bobinamento nota-se que com uma diminuição de 700°C para 550°C os valores médios no limite de escoamento e na resistência à tração aumentaram em 6% e 3 %, respectivamente. Trabalhando-se com dados obtidos em condições extremas, ou seja condição 1 e 12, a variação no limite de escoamento e na resistência à tração foram de 15% e de 6%, respectivamente.

As figuras 4.3 a 4.6 mostram a influência da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento sobre a resistência à tração e o limite de escoamento do material. Nota-se, através dos gráficos plotados, que o limite de escoamento é mais sensível a alterações no processamento termomecânico, se comparado a resistência à tração.

Sob o ponto de vista tecnológico, os resultados obtidos neste estudo, em especial nos ensaios de tração e na determinação do coeficiente de anisotropia, permitem tecer considerações muito importantes, quando avaliadas as possibilidades de alterações das propriedades mecânicas finais dos aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais, através de uma combinação de variações dos parâmetros de processamento. A utilização da tabela 4.1 e dos gráficos 4.1 a 4.6 mostram e definem essa gama de alternativas, em função de variações dos parâmetros temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento, na obtenção de propriedades mecânicas finais adequadas.

Como pode ser visto, a aplicação de uma temperatura de acabamento de 900°C e de uma temperatura de bobinamento de 600°C (condição 3), propicia a obtenção de um produto final com limite de escoamento de 143 MPa, praticamente o mesmo nível de tensão atingido em uma laminação a quente onde são aplicadas uma TA de 850°C e uma TB de 700°C (condição 5) que foi de 144 MPa.

O mesmo pode-se afirmar quanto a resistência à tração e, especialmente, ao alongamento. A utilização de uma temperatura de acabamento de 850°C e de uma temperatura de bobinamento de 800°C (condição 7) possibilita atingir os mesmos níveis de resistência à tração, ou seja 304 MPa, que a condição 10, onde foram utilizadas uma TA de 800°C e uma TB de 650°C. Em relação ao alongamento do material nota-se que nas condições 4, 7 e 10 os níveis de deformação atingidos foram os mesmos, ou seja 49%, sendo que nestas condições foram aplicadas três diferentes temperaturas de acabamento, respectivamente 900°C, 850°C e 800°C, e de bobinamento, respectivamente 550°C, 600°C e 650°C.

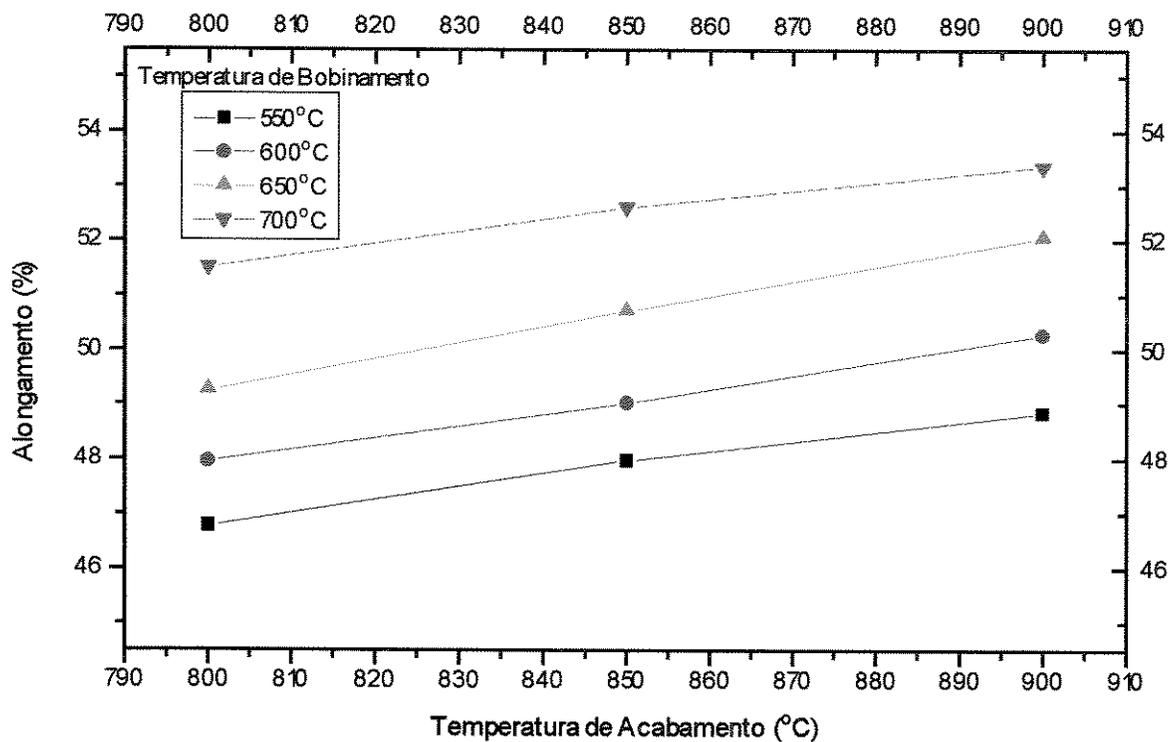


Figura 4.1. Efeito da temperatura de acabamento sobre o alongamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.

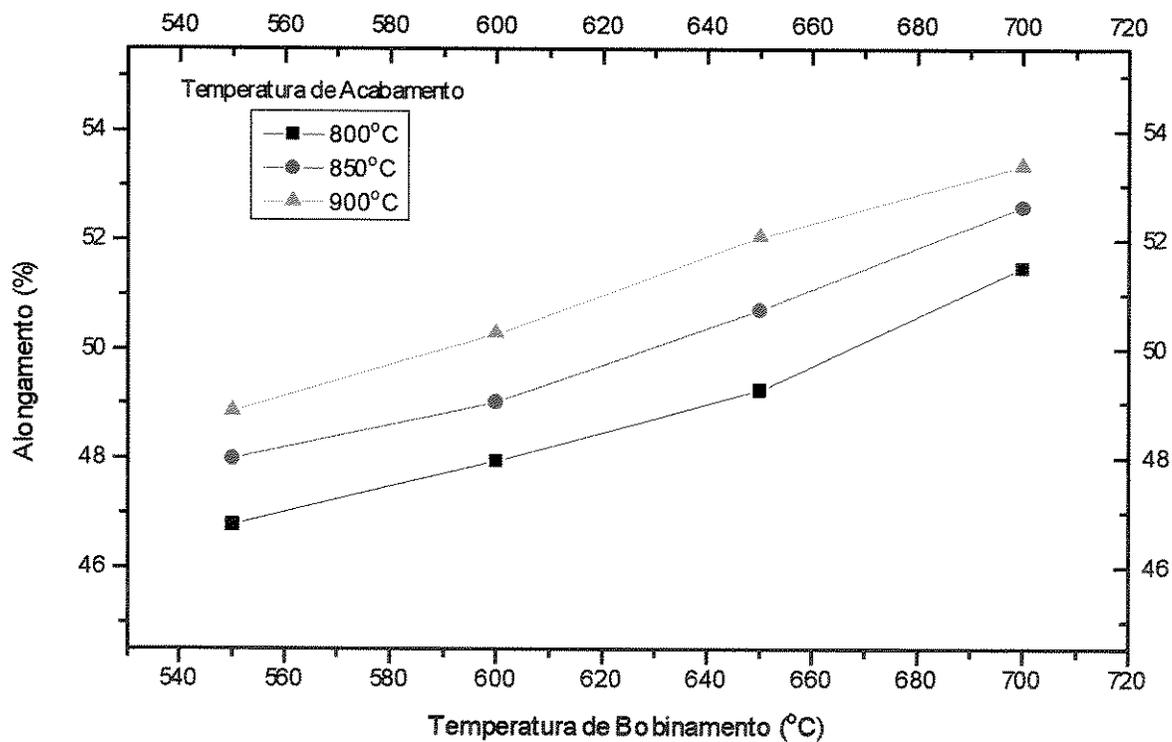


Figura 4.2. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o alongamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.

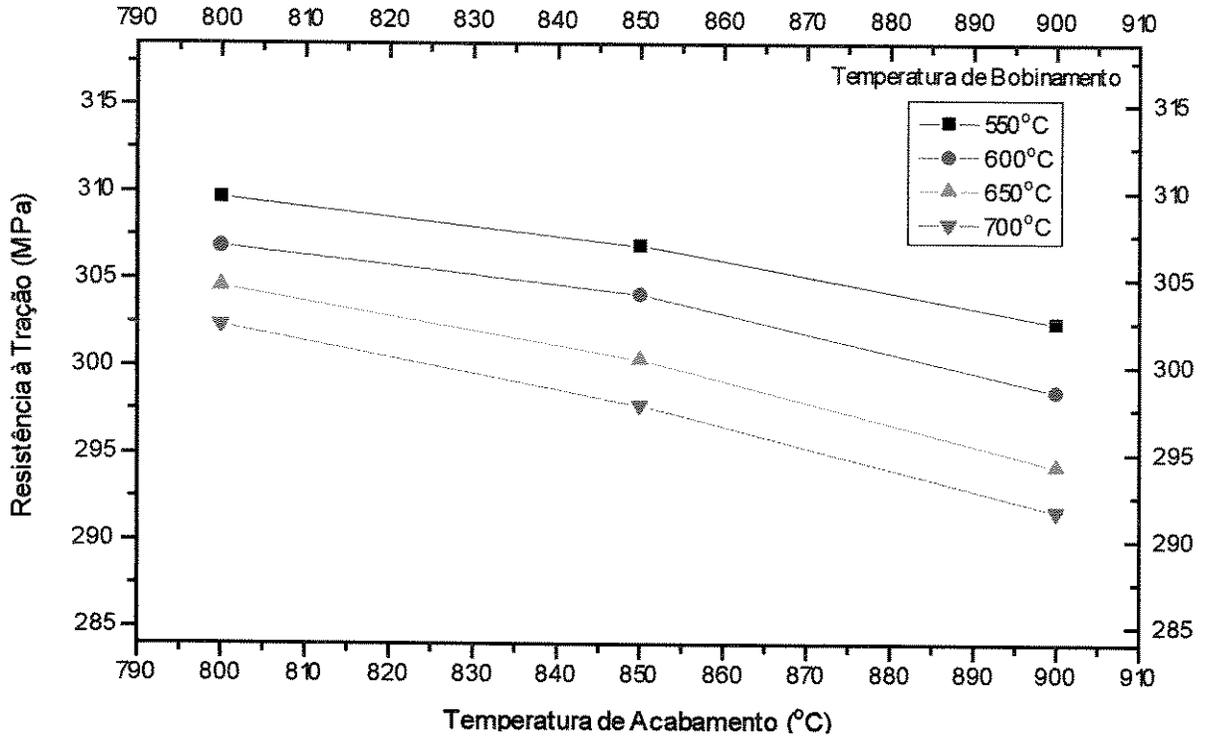


Figura 4.3. Efeito da temperatura de acabamento sobre a resistência à tração em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.

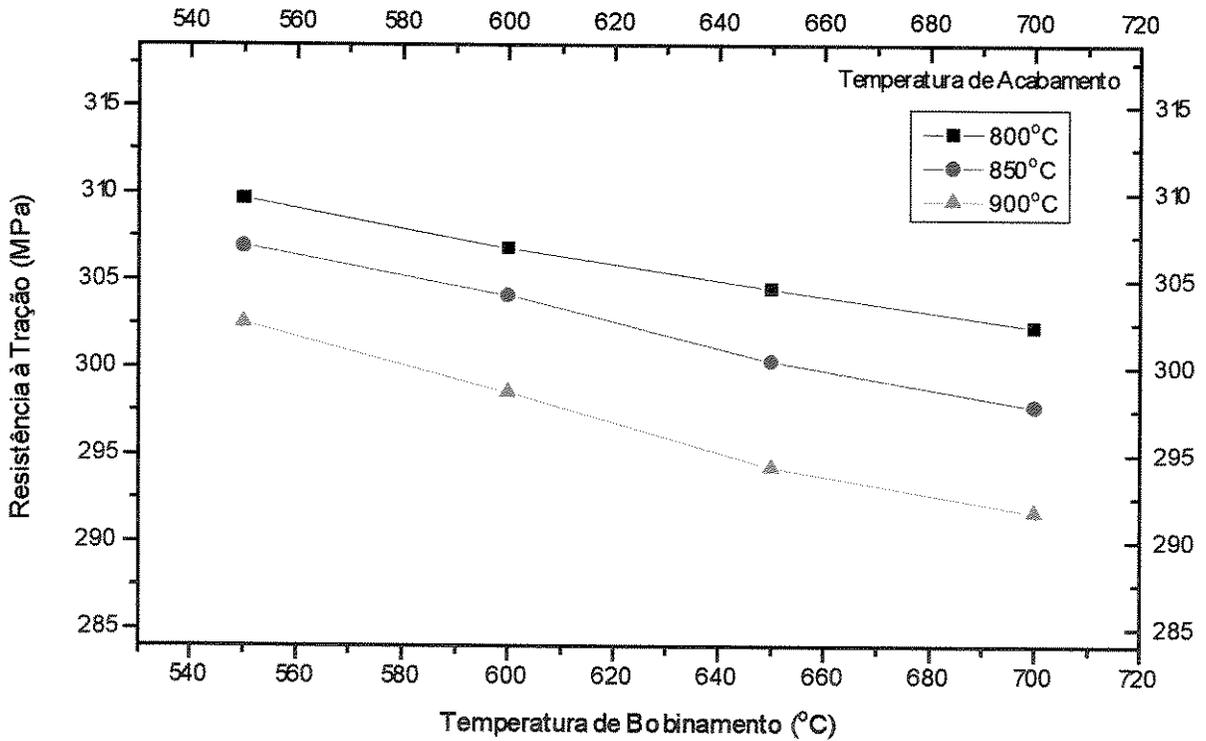


Figura 4.4. Efeito da temperatura de bobinamento sobre a resistência à tração em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.

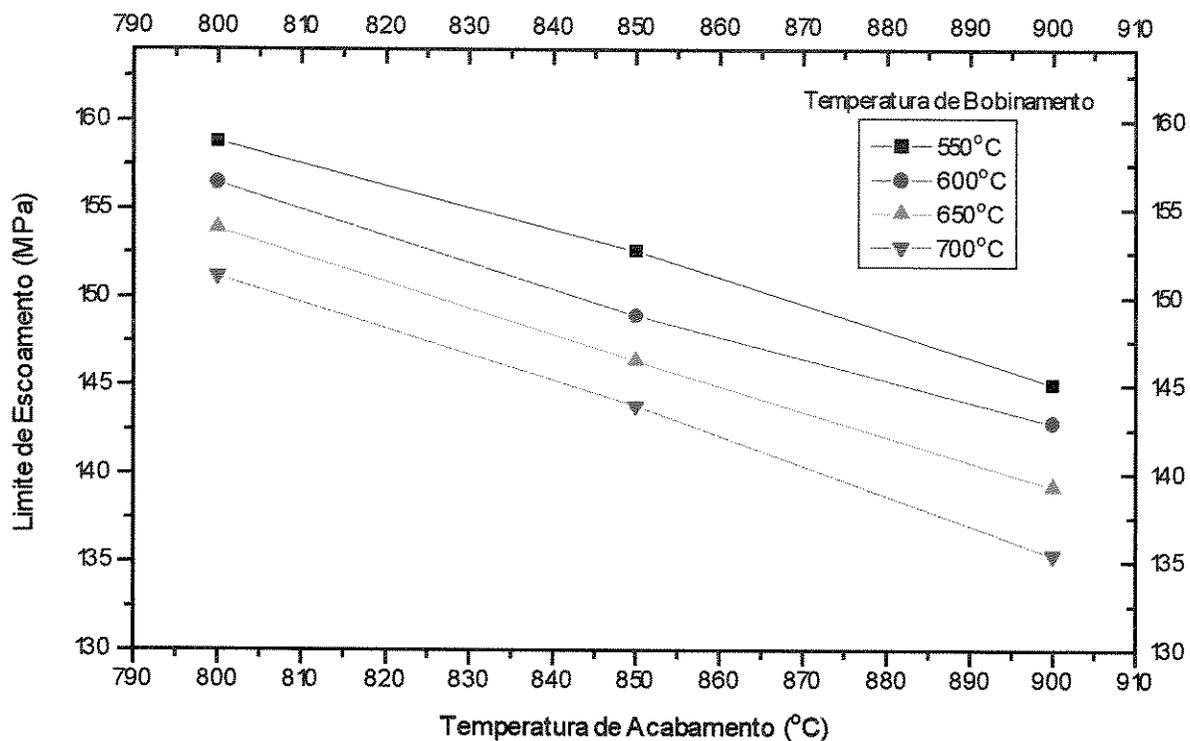


Figura 4.5. Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.

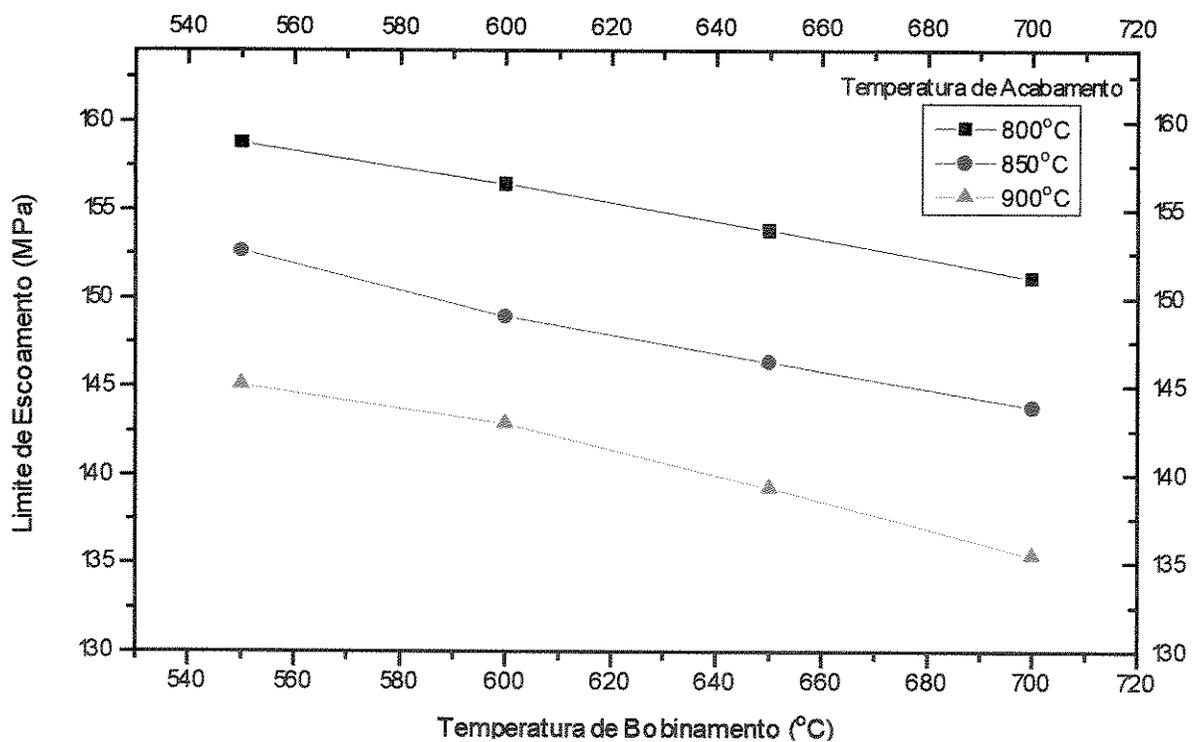


Figura 4.6. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o limite de escoamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - IF ao titânio.

4.2. Ensaios para Determinação dos Coeficientes de Anisotropia Médio e Planar.

O coeficiente de anisotropia médio ou valor de \bar{r} é, sem dúvida, o parâmetro mais utilizado na determinação da estampabilidade dos materiais, em especial na área de pesquisa e desenvolvimento. O ensaio para determinação do coeficiente de anisotropia propicia a geração de dados facilmente comparáveis com trabalhos realizados em todo o mundo, relacionados ao tema aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais - "IF steel".

A tabela 4.2 mostra que o coeficiente de anisotropia médio é mais elevado quanto maiores forem a temperatura de acabamento e a temperatura de bobinamento, aplicadas na laminação a quente, durante o processamento termomecânico.

Tabela 4.2. Resultados obtidos no ensaio para determinação do coeficiente de anisotropia.

Condição	Γ_0°	Γ_{45°	Γ_{90°	\bar{r}	Δr
1	2.19±0,04	2.03±0,03	2.37±0,03	2.16±0,02	0.25±0,02
2	2.04±0,03	1.88±0,04	2.32±0,03	2.03±0,03	0.30±0,03
3	1.90±0,06	1.71±0,03	2.20±0,05	1.88±0,02	0.34±0,02
4	1.83±0,04	1.61±0,05	2.19±0,04	1.81±0,03	0.40±0,03
5	2.15±0,03	1.96±0,02	2.38±0,02	2.11±0,04	0.31±0,04
6	2.01±0,05	1.79±0,03	2.29±0,05	1.97±0,03	0.36±0,03
7	1.87±0,03	1.60±0,06	2.25±0,04	1.83±0,02	0.46±0,02
8	1.80±0,04	1.53±0,03	2.19±0,06	1.76±0,04	0.47±0,04
9	2.13±0,03	1.91±0,03	2.34±0,05	2.07±0,02	0.33±0,02
10	1.98±0,02	1.72±0,04	2.27±0,04	1.92±0,03	0.41±0,03
11	1.83±0,04	1.55±0,03	2.23±0,03	1.79±0,03	0.48±0,03
12	1.77±0,03	1.44±0,03	2.19±0,04	1.71±0,03	0.54±0,03

Através da tabela 4.2 pode-se notar que na condição 1, onde a temperatura de acabamento aplicada foi de 900°C e a temperatura de bobinamento foi de 700°C, foi atingido um coeficiente de anisotropia médio de 2,16, bastante adequado quando se busca o desenvolvimento de um aço para aplicações em operações de estampagem. Este coeficiente,

aliado a um valor no alongamento de 53%, caracteriza o aço como um material potencial para estampagem super-extra-profunda (figura 4.7).

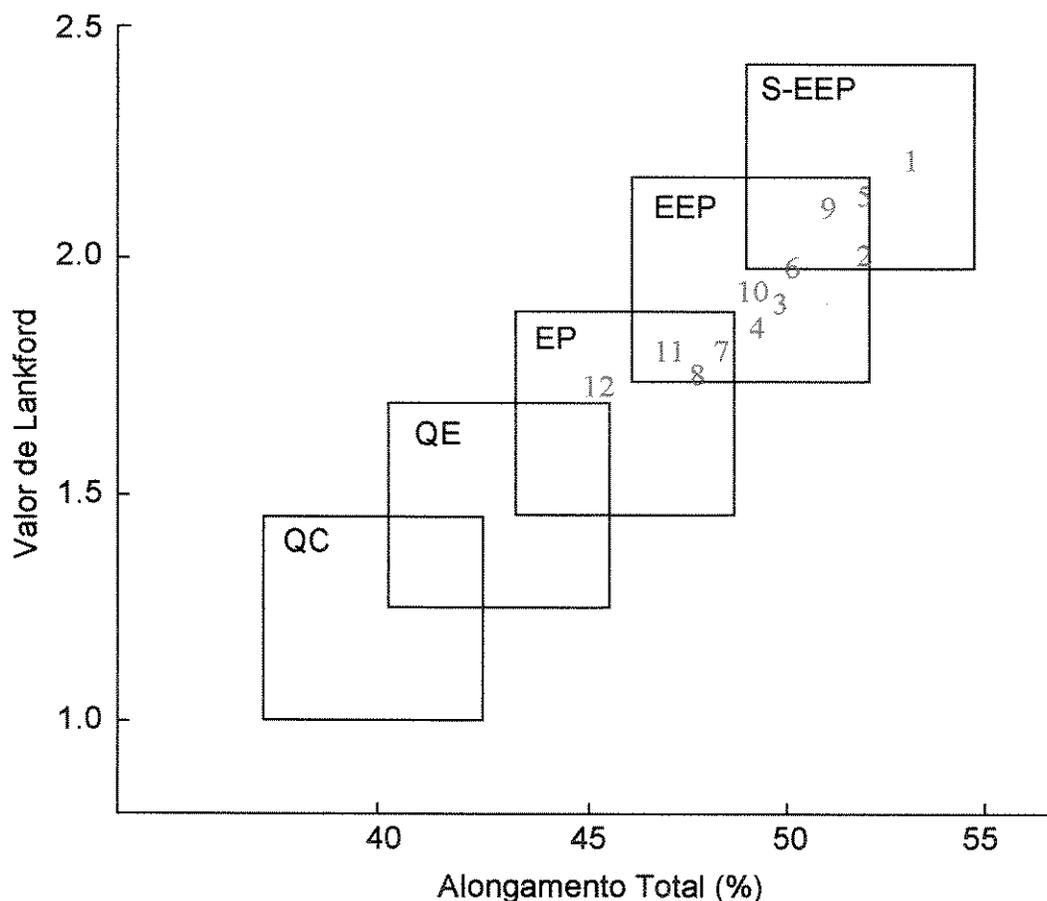


Figura 4.7. Classificação dos aços para operações de estampagem.

A figura 4.7 mostra uma classificação dos aços para operações de estampagem, através de uma combinação nos valores do alongamento e do coeficiente de anisotropia médio ou valor de Lankford. Quanto aos resultados obtidos neste trabalho, em função das condições do processamento termomecânico produzidos, pode-se classificá-los em:

- condição 1 - estampagem super-extra-profunda.
- condições 2, 5, 6 e 9 - interseção entre estampagem super-extra-profunda e extra-profunda.
- condições 3, 4 e 10 - estampagem extra-profunda.
- condições 7, 8 e 11 - interseção entre estampagem extra-profunda e profunda.
- condição 12 - estampagem profunda.

Se analisado em termos percentuais, o coeficiente de anisotropia médio apresenta uma redução média de 5% quando a temperatura de acabamento diminui, de 900 para 800°C, e uma redução média de 17% com a diminuição da temperatura de bobinamento, de 700°C para 550°C. Entre a condição 1 e a condição 12, ações combinadas de diminuição da temperatura de acabamento e de bobinamento ocasionaram um máximo de 17% na redução do coeficiente de anisotropia médio.

A partir destes resultados pode-se afirmar que os valores do coeficiente de anisotropia médio são mais sensíveis a variações na temperatura de bobinamento do que a variações na temperatura de acabamento. As figuras 4.8 e 4.9 mostram a variação dos valores de \bar{r} em função da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento, respectivamente.

O coeficiente de anisotropia planar (Δr) ou “earing tendency” apresentou uma elevação dos seus valores com a redução da temperatura de acabamento e de bobinamento. A diminuição da temperatura de acabamento, de 900° para 800°, proporcionou um aumento nos valores do Δr , em média, de 27%, enquanto a diminuição da temperatura de bobinamento, de 700°C para 550°C, provocou um aumento muito mais significativo nos valores do Δr , em média, de 36,8%. Entre as condições 1 e 12 a redução foi de, aproximadamente, 54%. As figuras 4.10 e 4.11 mostram a variação dos valores de Δr em função da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento, respectivamente.

Como pode ser visto nas figuras 4.12 e 4.13 foi avaliado também a influência da temperatura de acabamento e de bobinamento sobre os coeficientes de anisotropia (r) conforme o sentido de laminação. Os resultados mostraram que os corpos de prova extraídos a 90°, em relação ao sentido de laminação, atingiram os mais altos níveis no coeficiente de anisotropia, sempre superiores a 2. Especificamente na condição 1, obteve-se um coeficiente bastante elevado de 2,37. Os valores de r dos corpos de prova retirados no sentido da laminação (0°) estiveram bastante próximos aos valores médios, em níveis levemente superiores. Por outro lado, os menores valores do coeficiente de anisotropia foram obtidos nos ensaios dos CDP's extraídos a 45°. Na situação 12, o valor de r chegou a atingir 1,44. Os resultados obtidos através deste ensaio evidenciam a anisotropia do material, que é uma característica fundamental presente nos aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

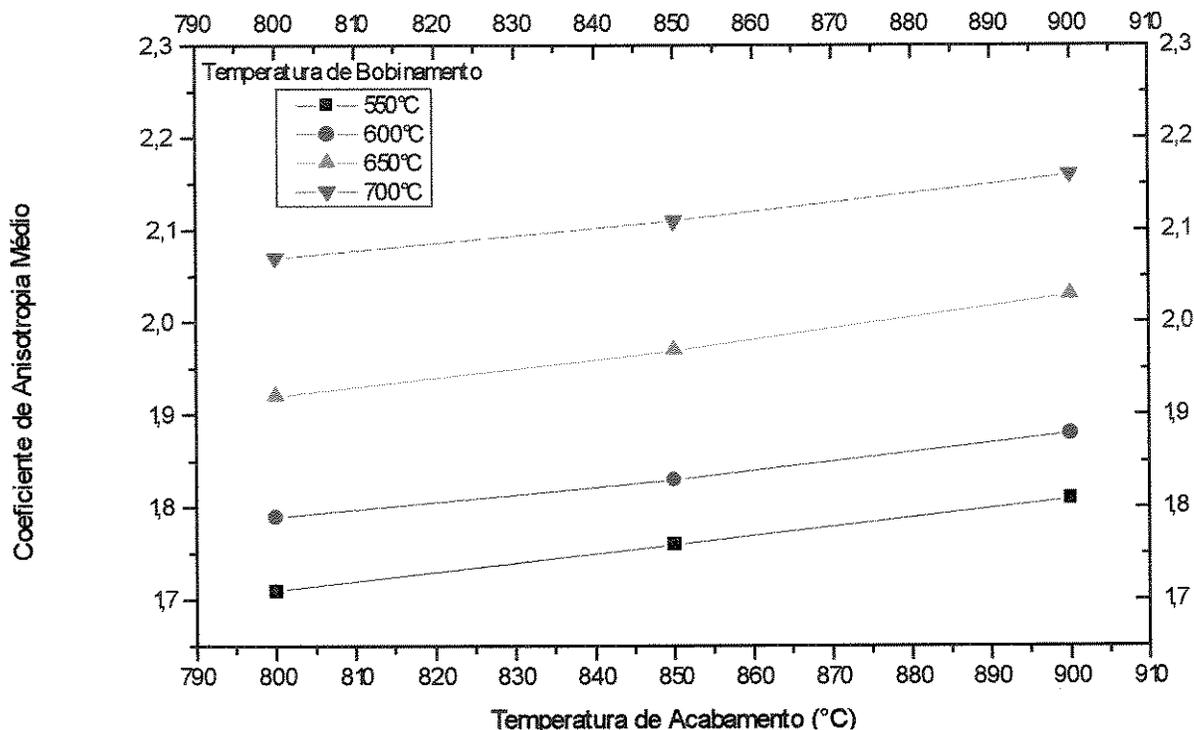


Figura 4.8. Efeito da temperatura de acabamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em um aço UBC Ti-IF.

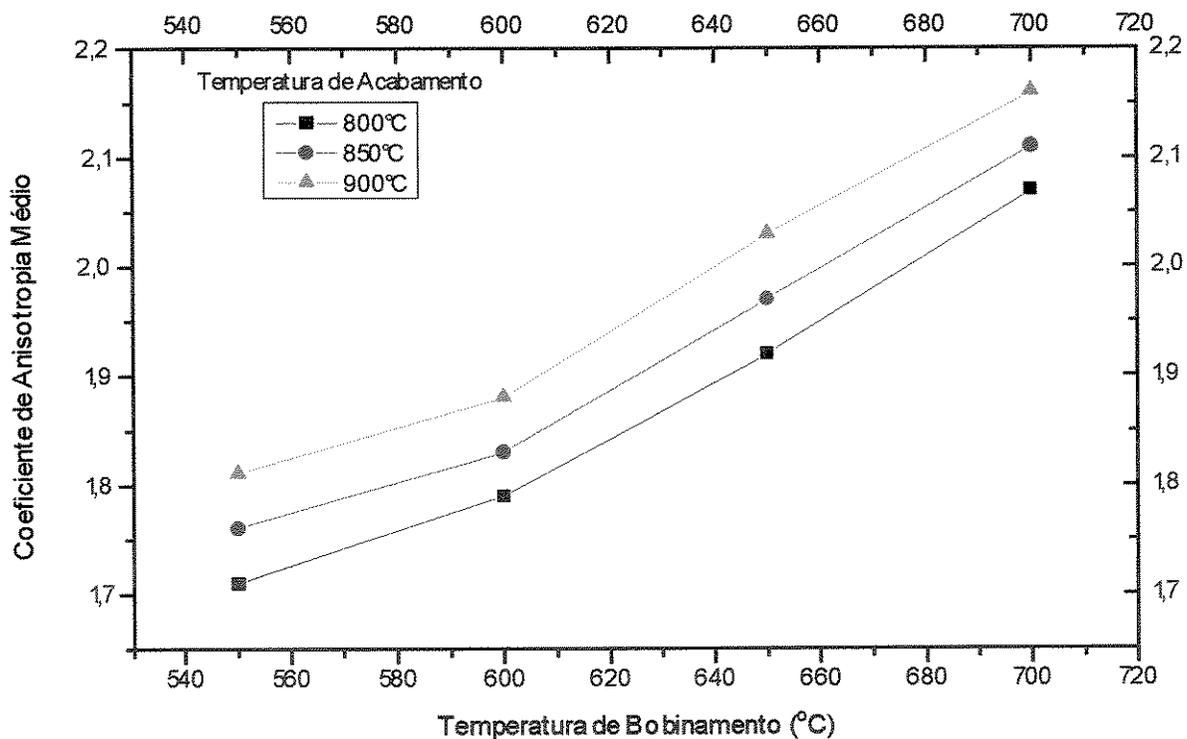


Figura 4.9. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em um aço UBC Ti-IF.

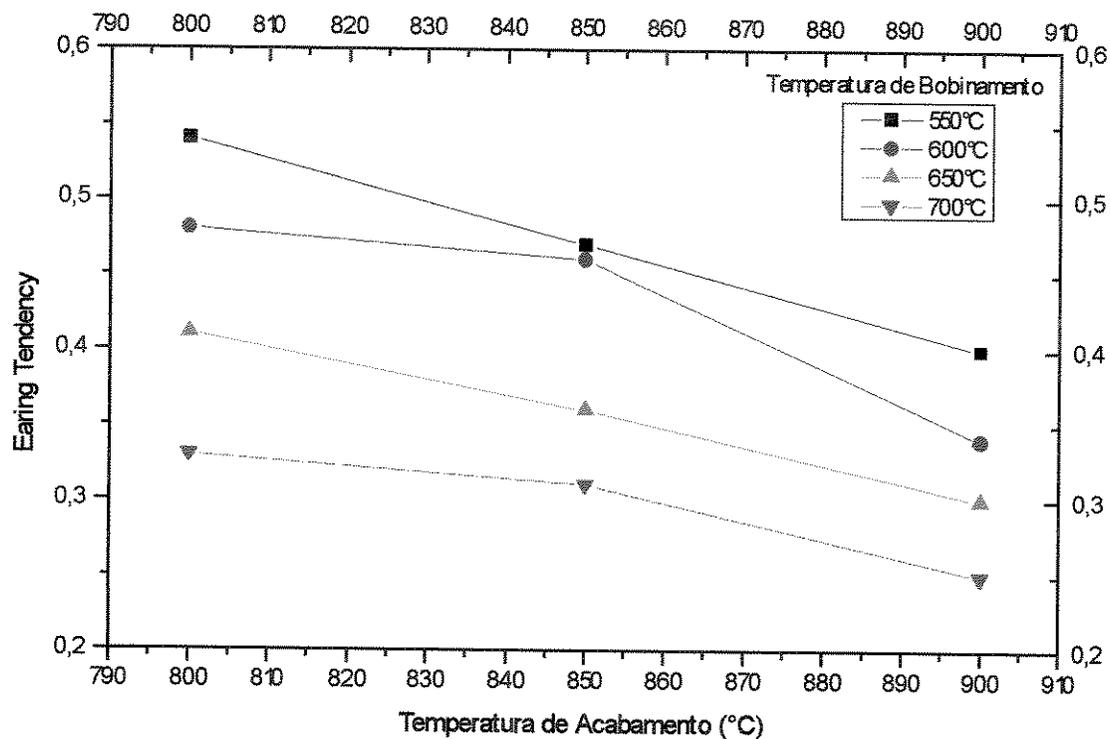


Figura 4.10. Efeito da temperatura de acabamento sobre o coeficiente de anisotropia planar (earing tendency) em um aço UBC Ti-IF.

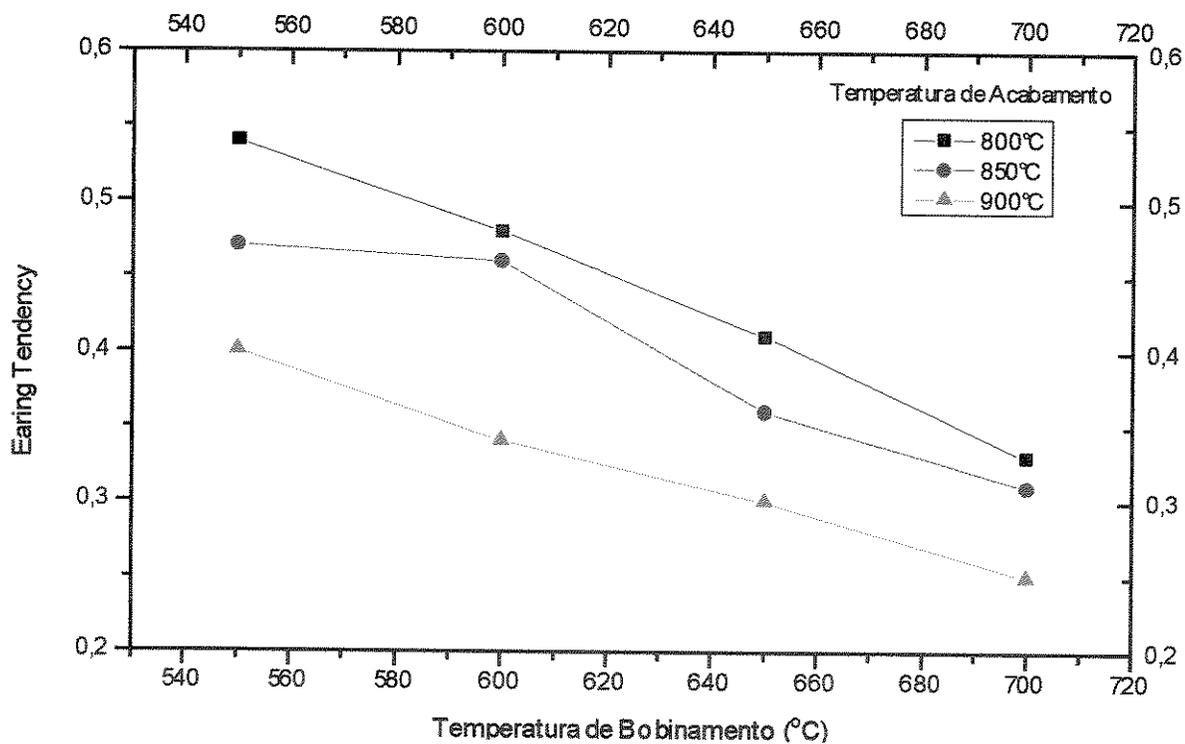


Figura 4.11. Efeito da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia planar (earing tendency) em um aço UBC Ti-IF.

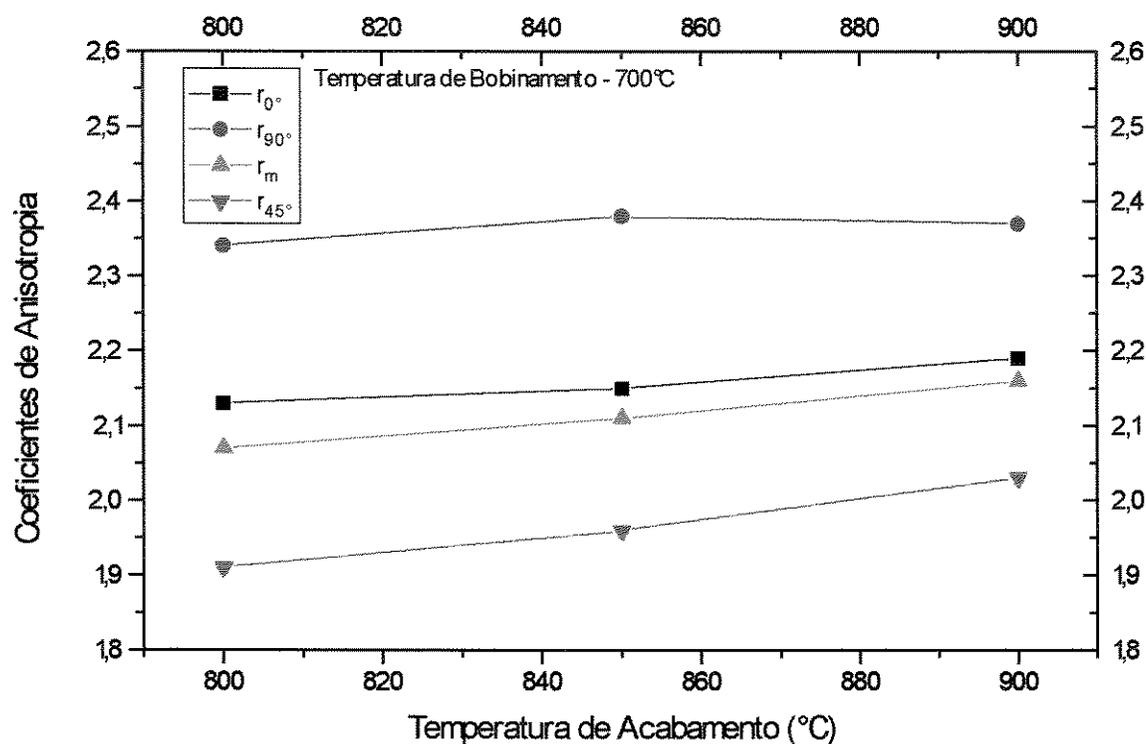


Figura 4.12. Efeito da temperatura de acabamento sobre os coeficientes de anisotropia a 0° , 45° e 90° em um aço UBC Ti-IF.

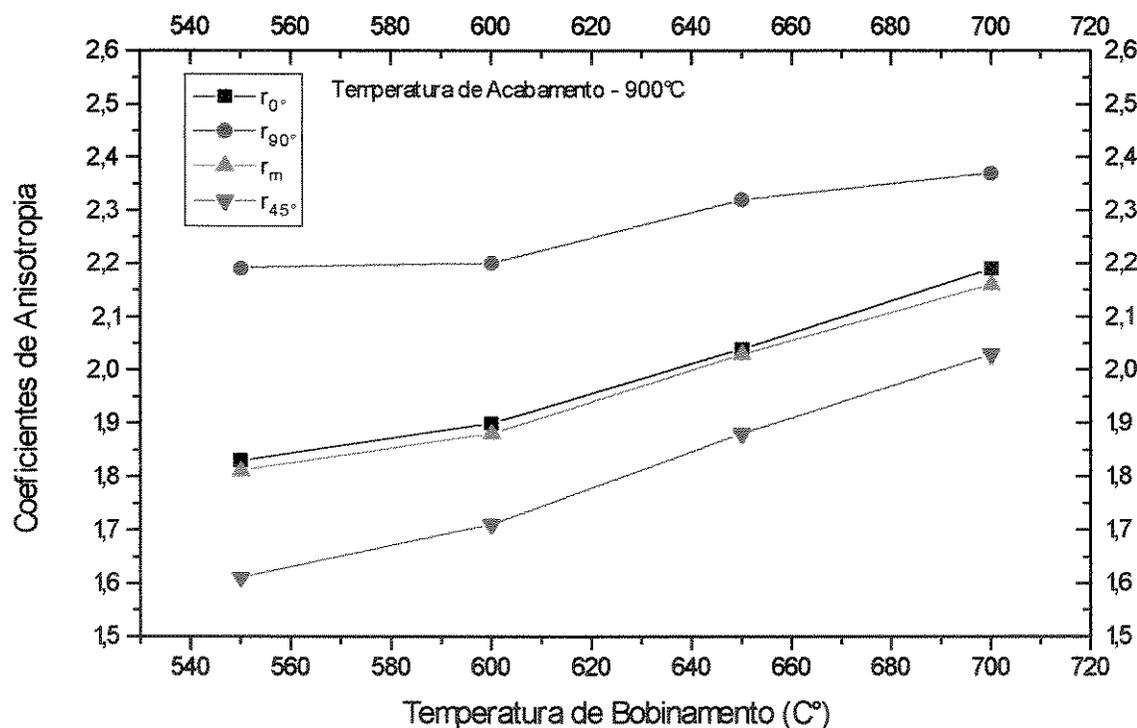


Figura 4.13. Efeito da temperatura de bobinamento sobre os coeficientes de anisotropia a 0° , 45° e 90° em um aço UBC Ti-IF.

Assim como foi discutido item anterior (4.1. Ensaio de tração), os resultados obtidos nos ensaios para determinação do coeficiente de anisotropia também permitem uma ampla gama de possibilidades de variações nos valores de \bar{r} do produto final, através de mudanças nos parâmetros do processamento termomecânico. Em algumas situações essa possibilidade fica bem caracterizada através da obtenção de valores de coeficientes de anisotropia médios muito próximos, por intermédio de uma combinação de diferentes temperaturas de acabamento e de bobinamento.

4.3. Ensaio de Embutimento.

Os ensaios de embutimento foram realizados objetivando a coleta de dados comparativos aos obtidos no ensaio para determinação do coeficiente de anisotropia médio. Apesar do ensaio para determinação do valor de \bar{r} ser, atualmente, o mais utilizado em institutos de pesquisa e desenvolvimento de materiais, o ensaio de embutimento, em especial o método Erichsen, ainda é aplicado em nível industrial.

Através de uma avaliação da altura do ressalto, produzida durante o ensaio de embutimento, pode-se afirmar que os resultados obtidos confirmam as conclusões extraídas do ensaio para determinação do coeficiente de anisotropia, mostrando que a condição 1 é a rota de processamento mais adequada para a obtenção de um material com características para aplicações em estampagens. Na tabela 4.3 e nas figuras 4.14 e 4.15 são mostrados os resultados obtidos nas doze condições de processamento, confirmando a elevação do índice de embutimento com a elevação das temperaturas de acabamento e de bobinamento

Tabela 4.3. Resultados obtidos nos ensaios de embutimento.

Condição	Embutimento - Altura da Impressão (mm)
1	12.90
2	12.76
3	12.63
4	12.52
5	12.72
6	12.54
7	12.41
8	12.25
9	12.59
10	12.37
11	12.20
12	12.05

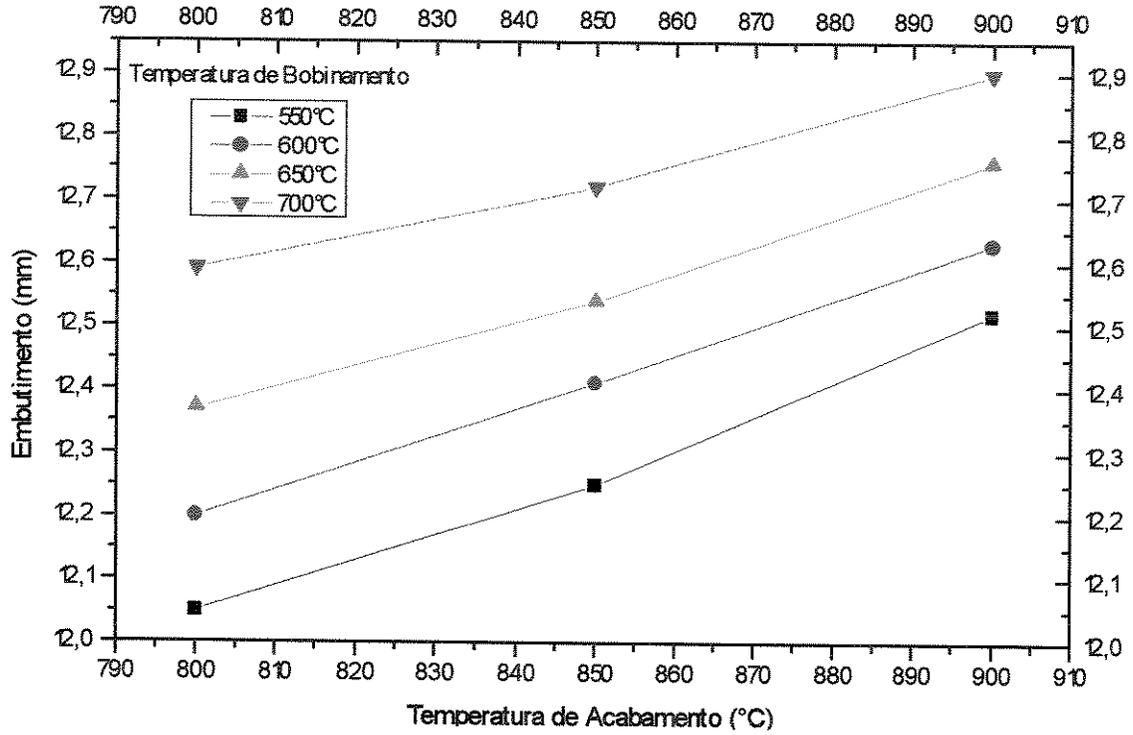


Figura 4.14. Efeito da temperatura de acabamento sobre o embutimento em um aço UBC Ti-IF.

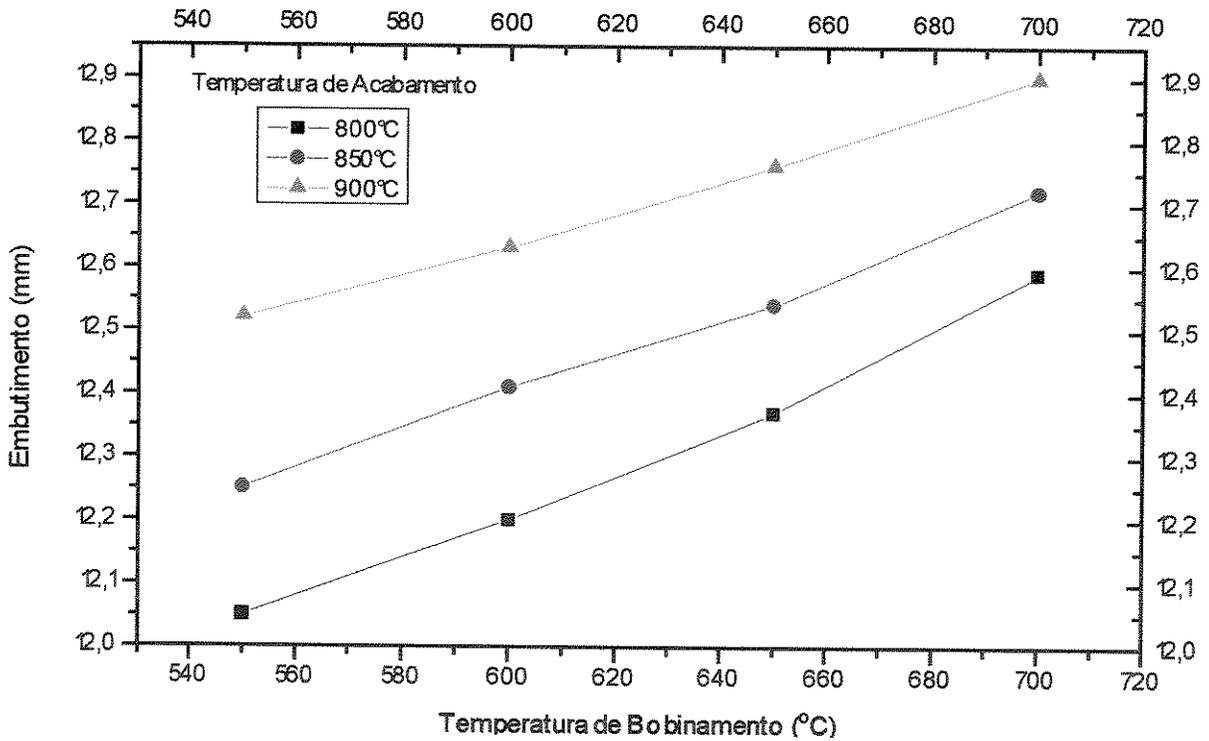


Figura 4.15. Efeito da temperatura de bobinação sobre o embutimento em um aço UBC Ti-IF.

Segundo a norma ABNT, todas as condições de processamento termomecânico realizadas neste trabalho, de 1 a 12, estão classificadas como apropriadas para estampagem extra-profunda, como pode ser visto na figura 4.16. Esta norma ainda não possui a recente classificação “estampagem super-extra-profunda”, porém, pode-se afirmar que grande parte dos índices de embutimento obtidos nesta investigação estariam inseridos nesta classificação. Esta afirmação é justificada em função da grande diferença entre as alturas dos ressaltos obtidos no ensaio do aço IF, todas acima de 12mm, e a altura do ressalto necessária para a classificação de um aço como apropriado para estampagem extra-profunda, acima de 11mm..

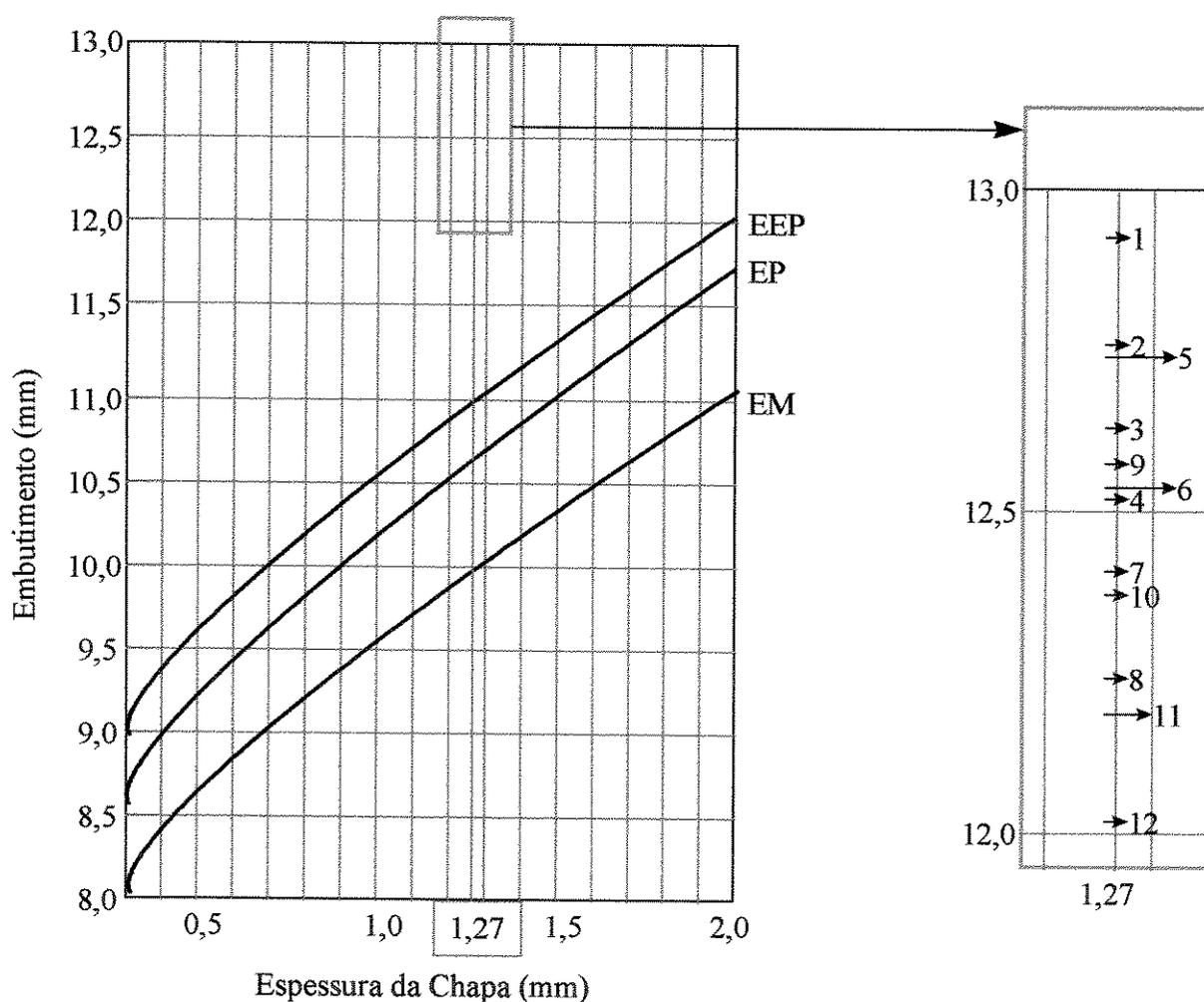


Figura 4.16. Classificação dos aços em operações de embutimento, segundo norma ABNT NBR 5915.

4.4. Microscopia Óptica.

Nesta etapa do trabalho procurou-se caracterizar a microestrutura do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais, em diversas condições obtidas nas diferentes fases do processamento termomecânico e correlacioná-la com as propriedades mecânicas finais do aço determinadas nesta investigação. São discutidas as características microestruturais do material nas seguintes etapas:

- anterior (material como fornecido) e imediatamente após ao reaquecimento dos corpos de prova, verificando a influência da temperatura e do tempo de permanência do corpo de prova na temperatura de reaquecimento,
- durante a laminação a quente, verificando a influência da quantidade de redução a quente,
- após a laminação a quente, verificando a influência da temperatura de acabamento,
- após a simulação do bobinamento, verificando a influência da temperatura de bobinamento,
- após a laminação a frio, verificando a influência da redução a frio,
- após o recozimento contínuo, verificando a influência da temperatura de recozimento.

Na microscopia ótica procurou-se, em especial, determinar a morfologia e o tamanho dos grãos ferríticos e a morfologia dos precipitados presentes.

4.4.1. Influência da Temperatura de Reaquecimento sobre a Microestrutura.

Para efeito de comparação, foram extraídas amostras do material na sua forma como fornecido e após a realização do reaquecimento dos corpos de prova. A figura 4.17 mostra que na primeira situação, prévia a qualquer tratamento termomecânico, a microestrutura caracteriza-se por apresentar grandes grãos austeníticos equiaxiais medindo, aproximadamente, 32 μm . A manutenção do corpo de prova em temperaturas de 1050°C, temperatura de reaquecimento ou de encharque, ocasionou um pequeno aumento no tamanho dos grãos austeníticos, que passaram a, aproximadamente, 37 μm (figura 4.18). Estes resultados caracterizam um crescimento dos grãos austeníticos, durante a manutenção dos corpos de prova em temperatura de reaquecimento, mesmo em tempos industrialmente utilizados na produção do aço. Ressalta-se ainda a necessidade da aplicação de diferentes técnicas de caracterização dos contornos de grão austeníticos em aços ultra-baixo carbono, possibilitando

assim uma afirmação definitiva quanto ao tamanho dos grão em altas temperaturas, como citado por ROLLO (1998).

4.4.2. Influência da Quantidade de Redução a Quente sobre a Microestrutura.

As microestruturas extraídas de diferentes temperaturas, durante a fase de laminação a quente, mostraram a efetividade deste processo no refino dos grãos austeníticos, através de mecanismos de recristalização da microestrutura do material. A figura 4.19 mostra a microestrutura do material de uma amostra extraída de um corpo de prova a 1000°C e resfriada em água gelada. Esta amostra foi retirada do forno de reaquecimento a 1050°C e sofreu um único passe de laminação a 1000°C, sofrendo uma redução na espessura de 25mm para 19mm. Esta equivale a uma redução total de 24%, se avaliado em termos percentuais. A microestrutura caracteriza-se por apresentar grãos equiaxiais com tamanho de 21 μm , sensivelmente menores do que quando comparado ao tamanho de grão médio da amostra retirada do forno de reaquecimento, anterior ao primeiro passe da laminação, que foi de 37,2 μm .

A figura 4.20 mostra a microestrutura de uma amostra extraída de um corpo de prova a 950°C e resfriado em água gelada. Esta caracteriza-se por apresentar uma microestrutura equiaxial com tamanho de grão médio de 14 μm , granulação ainda menor do que a amostra anterior. Esta amostra foi retirada do CDP após sofrer três passes de laminação a quente. O corpo de prova com 25mm de espessura inicial passa a 12,5mm de espessura final, ou seja uma redução a quente de 12,5mm equivalente a uma redução de 50% na espessura do material.

A redução no tamanho dos grãos deve-se aos processos de recuperação e recristalização dinâmica do material, ou seja pela movimentação de discordâncias resultantes de deformação plástica, originando novos subgrãos e contornos de grão, ocorrendo então a recristalização. Em temperaturas elevadas associadas a uma deformação induzida ao material, os efeitos da recuperação e da recristalização dinâmica se tornam maiores devido a maior mobilidade das discordâncias.



Figura 4.17. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na condição como fornecido. Ataque: nital 3%. Aumento. 500X.

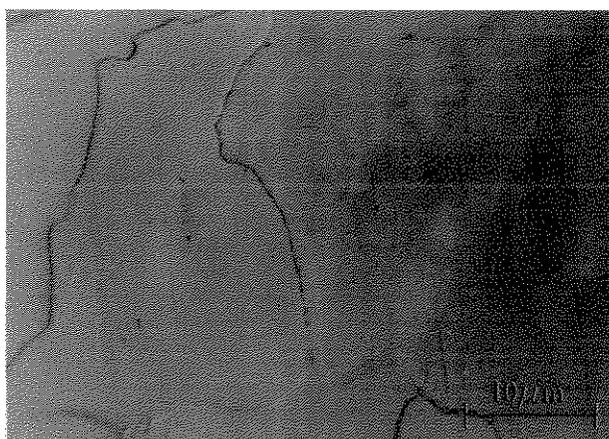


Figura 4.18. Microestrutura do aço UBC Ti-IF reaquecido a 1050°C e resfriado em água. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

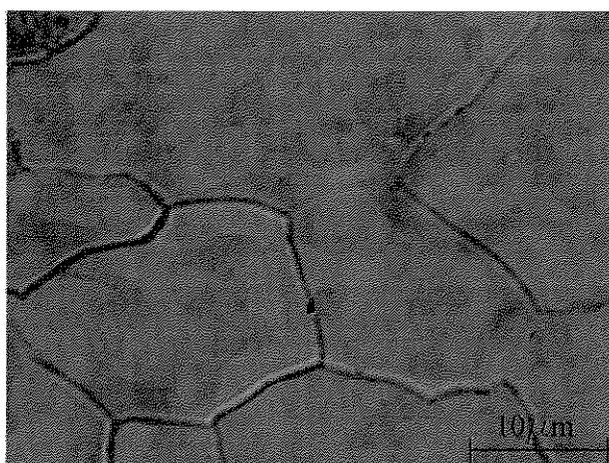


Figura 4.19. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 1000°C e resfriado em água. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

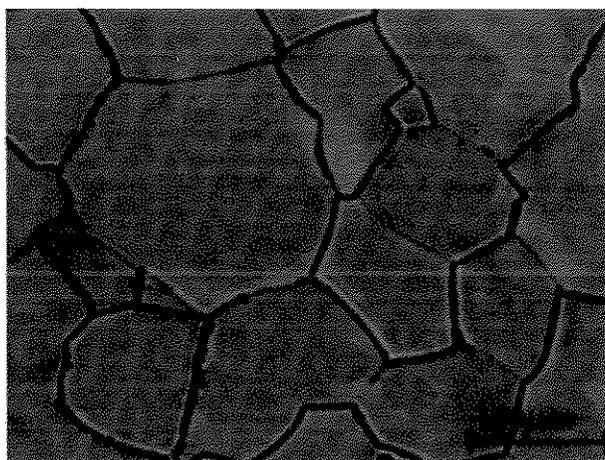


Figura 4.20. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de 950°C e resfriado em água. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

4.4.3. Influência da Temperatura de Acabamento sobre a Microestrutura.

As figuras 4.21, 4.22 e 4.23 mostram os efeitos da temperatura de acabamento sobre a microestrutura após a laminação a quente e antes da simulação do bobinamento no aço Ti-IF. Analisando-se sob o ponto de vista da morfologia dos grãos nota-se que a aplicação de uma temperatura de acabamento de 900°C resulta na formação de grãos ferríticos totalmente recristalizados, equiaxiais e de tamanho homogêneo, em média 11 μm . Com a redução da temperatura de acabamento para 850°C a morfologia da microestrutura passa a se caracterizar pela presença de grãos ferríticos parcialmente recristalizados, deformados na direção de laminação. O tamanho do grão manteve-se em 11 μm . Finalmente, com a diminuição da temperatura da última passada na laminação a quente para 800°C, a microestrutura apresenta-se ainda composta de grãos ferríticos parcialmente recristalizados, porém com maior grau de deformação que na situação anterior. Nesta última temperatura de acabamento aplicada o tamanho do grão apresentou, em média, 12 μm .

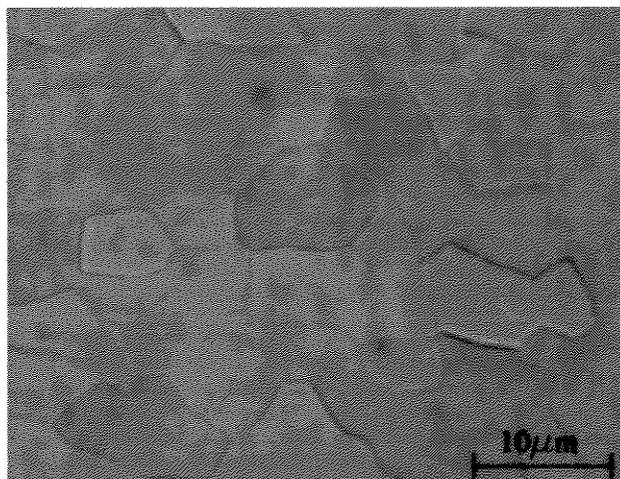


Figura 4.21. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 900°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

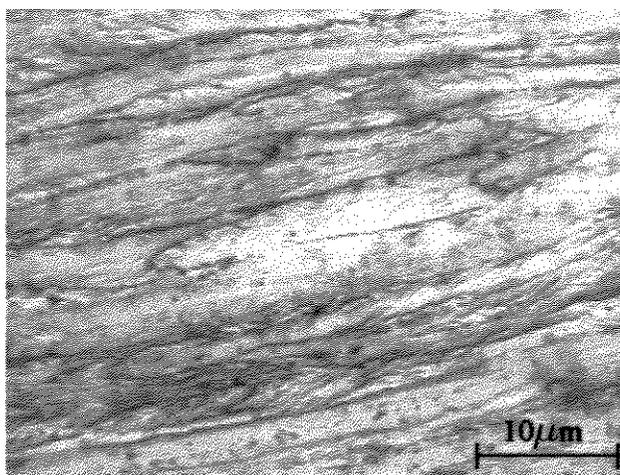


Figura 4.22. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 850°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

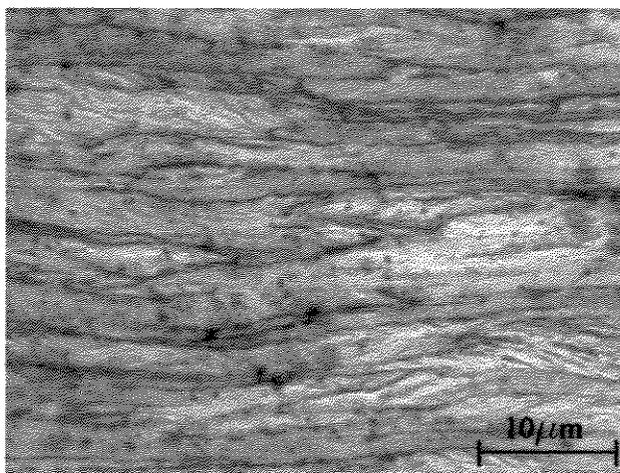


Figura 4.23. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 800°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

Este comportamento pode ser entendido através do comportamento da recristalização do material, e pode ser visto através do diagrama ferro-carbono (figura 4.24).

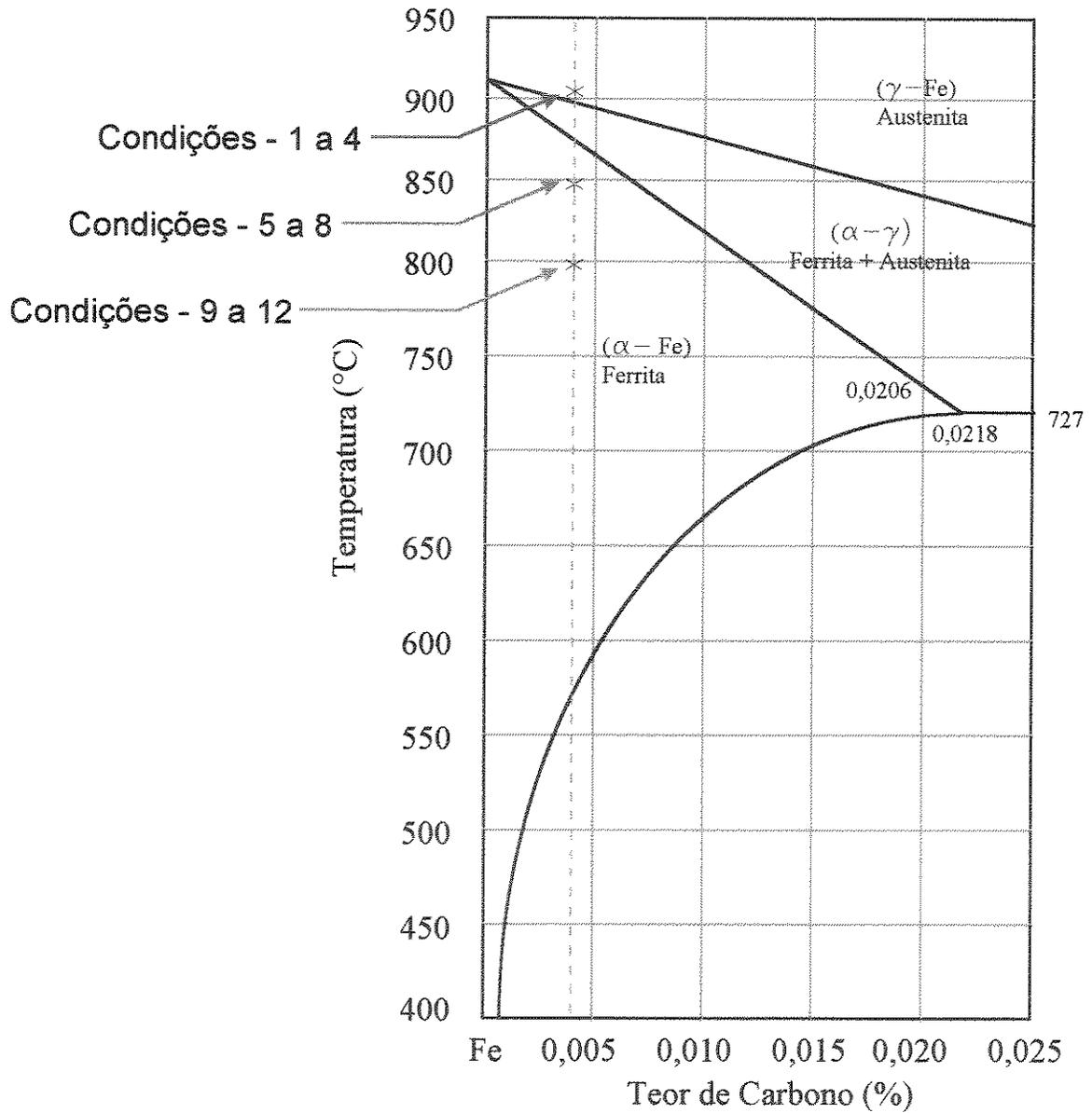


Figura 4.24. Representação parcial do diagrama Fe-C (Metals Handbook ASM).

Nota-se que com a temperatura de acabamento na ordem de 900°C (condições de 1 a 4), a deformação acontece totalmente na região austenítica, o que indica a ocorrência de uma recristalização total da microestrutura, e conseqüentemente o surgimento de grãos equiaxiais. Com a diminuição da temperatura de acabamento para 850°C (condições de 5 a 8) surgem os grãos ferríticos deformados, mostrando que parte da deformação na laminação a quente ocorre, muito provavelmente abaixo da linha Ar_3 , ou seja na região $\alpha+\gamma$ ou na região α . A quantidade de grãos ferríticos deformados aumenta ainda mais quando a temperatura de acabamento utilizada foi de 800°C, já que o último passe da laminação foi dado a uma temperatura de acabamento ainda menor e dentro da região ferrítica.

Os resultados apresentados nos itens 4.4.1, 4.4.2 e 4.4.3 estão em concordância com KASPAR *et al.* (1994) que afirmaram que, quando o reaquecimento e a laminação a quente acontecem, ou seja, aplicação de altas temperaturas e de deformação, ocorre uma evolução controlada do tamanho e da forma dos grãos austeníticos e ferríticos, ou seja, aumento no tamanho dos grãos durante o reaquecimento, refinamento dos grãos através da recristalização em temperaturas dentro da região austenítica e achatamento dos grãos caso ocorra deformação sem recristalização em temperaturas dentro da região ferrítica.

Com relação a morfologia dos precipitados observa-se que eles se apresentam com características finas, esferoidais e levemente espaçados, situados preferencialmente no interior dos grãos. Em função da variação da temperatura de acabamento não detectou-se nenhuma alteração substancial na morfologia dos precipitados, como pode ser observado nas figuras 4.25, 4.26 e 4.27.

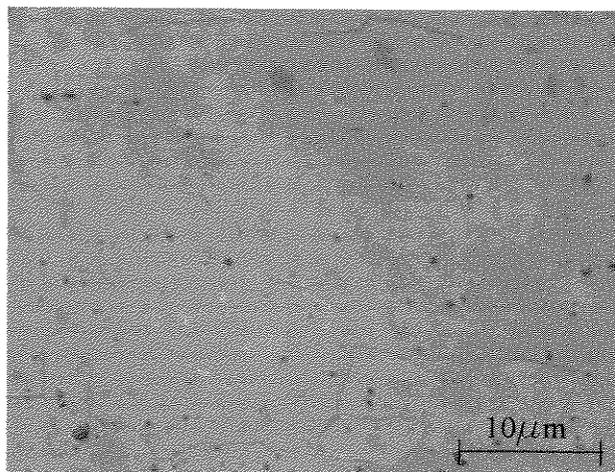


Figura 4.25. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 900°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: LePera. Aumento 500X.

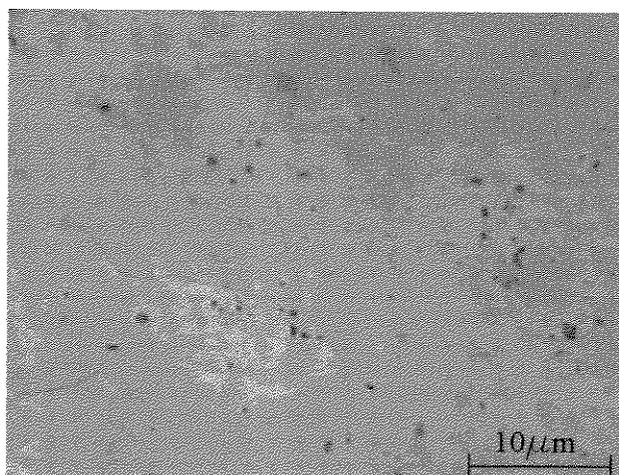


Figura 4.26. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 850°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: LePera. Aumento 500X.

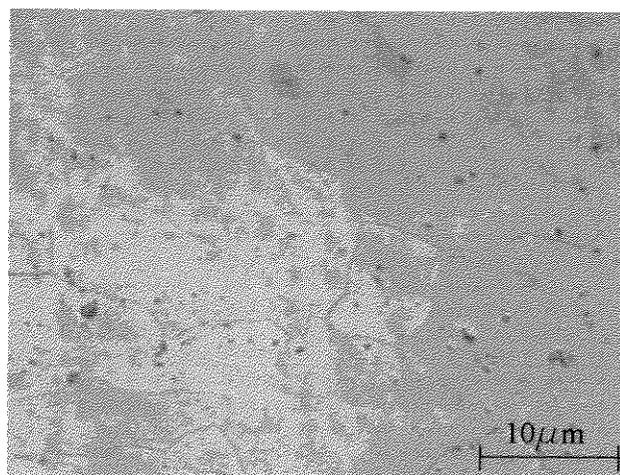


Figura 4.27. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a quente até a temperatura de acabamento de 800°C, seguido de resfriamento em água. Ataque: LePera. Aumento 500X.

4.4.4. Influência da Temperatura de Bobinamento sobre a Microestrutura.

Através das figuras 4.28 a 4.31 pode-se observar que a morfologia dos grãos ferríticos não se alteram com a variação da temperatura de bobinamento. As figuras mostram microestruturas extraídas das condições de 1 a 4, onde foram utilizadas temperaturas de acabamento de 900°C.

A elevação da temperatura de bobinamento ocasionou uma forte alteração na morfologia dos carbonetos que se transformaram gradativamente de precipitados finos, equiaxiais e levemente espaçados na condição 4, ou seja uma temperatura de bobinamento de 550°C, para precipitados grosseiros e amplamente espaçados na condição 1, ou seja uma temperatura de bobinamento de 700°C. As figuras 4.32 a 4.35 ilustram as condições 1, 2, 3 e 4, respectivamente.

Os resultados obtidos na influência da variação da temperatura de bobinamento sobre a morfologia dos precipitados estão em concordância com LEE e ZUIDEMA (1994). Estes pesquisadores mostraram que em baixas temperaturas de bobinamento - 550°C - a morfologia dos carbonetos foi do tipo esferoidal, enquanto com a aplicação de uma TB mais elevada - 620°C, 660°C e 700°C - a morfologia dos carbonetos se alterou para um tipo grosseiro.

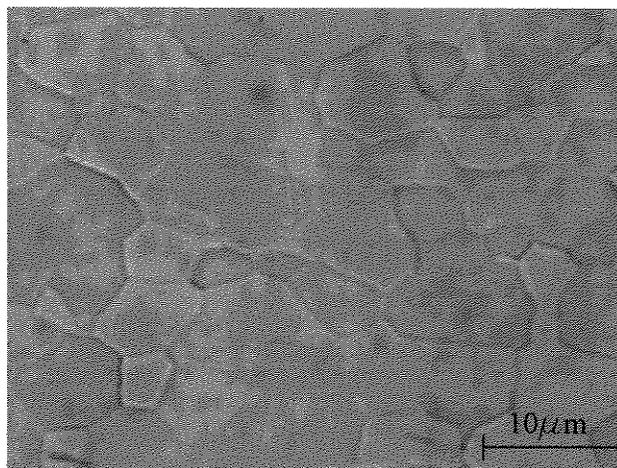


Figura 4.28. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 700°C. Temperatura de acabamento de 900°C. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

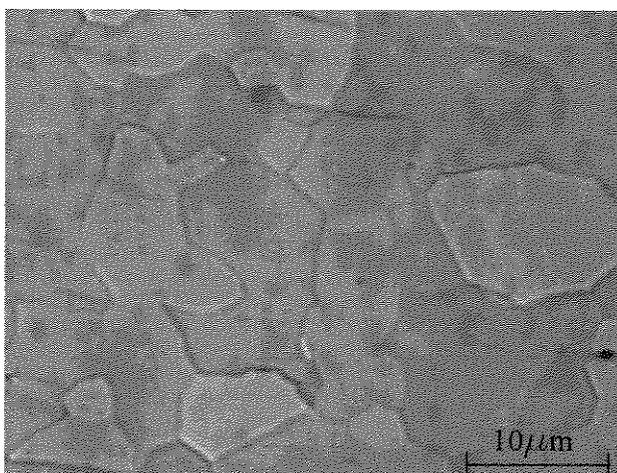


Figura 4.29. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 650°C. Temperatura de acabamento de 900°C. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

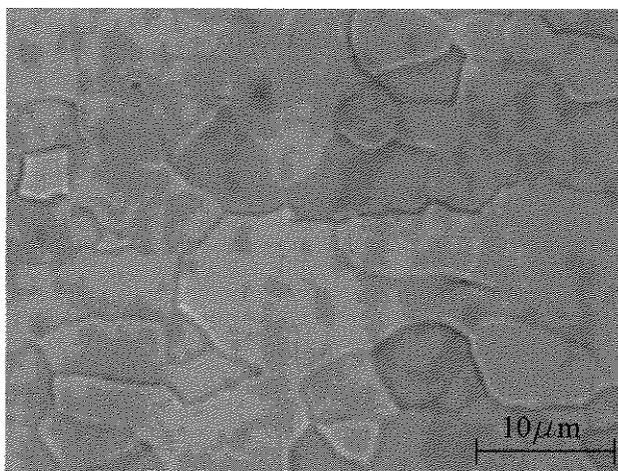


Figura 4.30. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 600°C. Temperatura de acabamento de 900°C. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

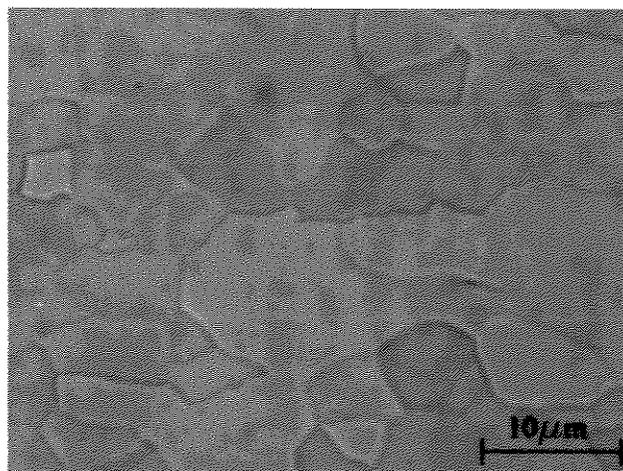


Figura 4.31. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 550°C. Temperatura de acabamento de 900°C. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

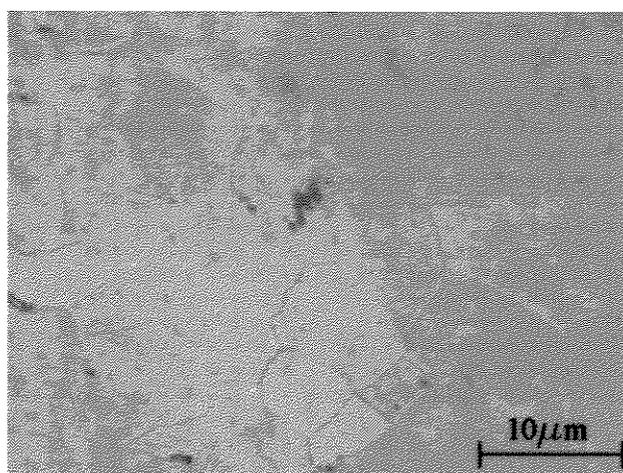


Figura 4.32. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 700°C. Ataque: LePera. Aumento 500X.

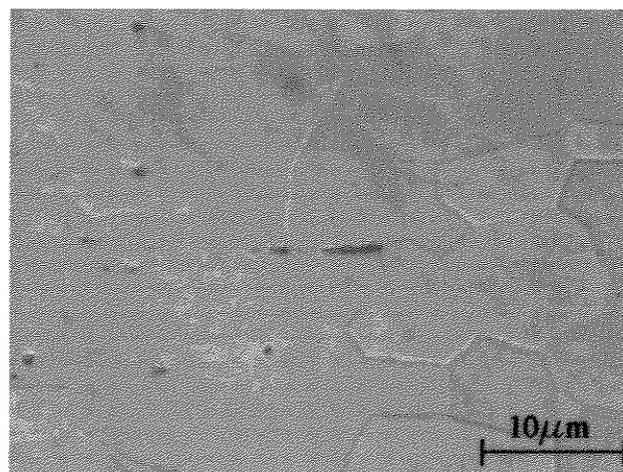


Figura 4.33. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 650°C. Ataque: LePera. Aumento 500X.

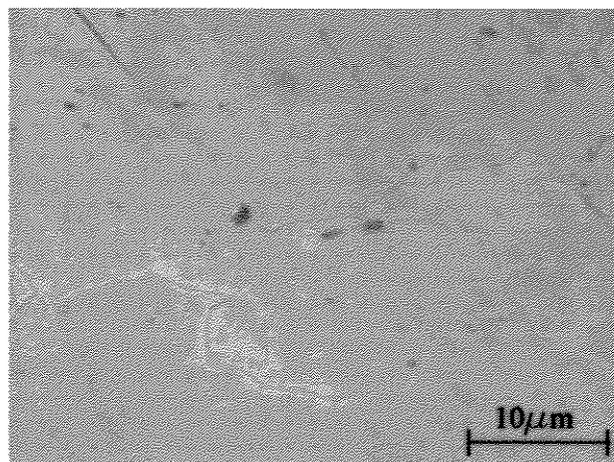


Figura 4.34. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 600°C. Ataque: LePera. Aumento 500X.

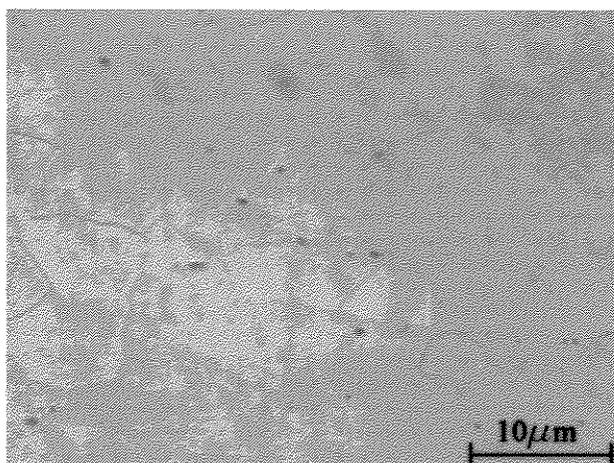


Figura 4.35. Microestrutura do aço UBC Ti-IF na temperatura de bobinamento de 550°C. Ataque: LePera. Aumento 500X.

4.4.5. Influência da Laminação a Frio sobre a Microestrutura.

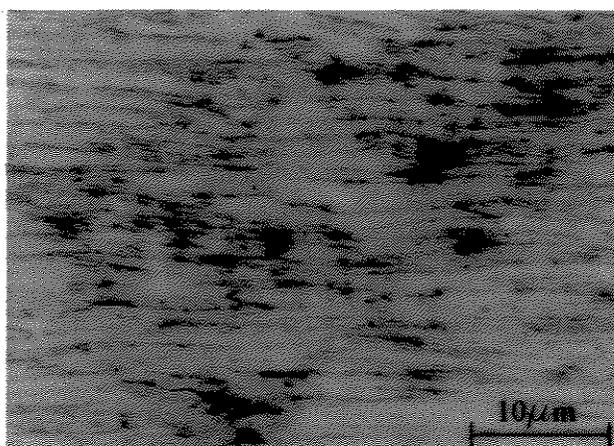


Figura 4.36. Microestrutura do aço UBC Ti-IF laminado a frio com redução de 80%. Condição 1. Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

Em função de uma concordância entre diversas investigações extraídas na literatura, em que diversos autores mostram que o valor do coeficiente de anisotropia médio é fortemente influenciado pela laminação a frio, até um máximo de 90%, definiu-se neste trabalho pela utilização de uma única quantidade de redução a frio, na ordem de 80%, ou seja diminuição da espessura de 6,34 para 1,27mm.

A figura 4.36 mostra as características da microestrutura após laminação a frio na condição 1. Em todas as condições realizadas neste trabalho, de 1 a 12, os grãos aparecem completamente deformados e alongados na direção de laminação. Em função da aplicação de três diferentes temperaturas de acabamento, diferentes graus de deformação devem ser encontrados, sendo que esta deformação é acumulada em maior quantidade quanto menor a temperatura de acabamento aplicada na laminação a quente.

4.4.6. Influência da Temperatura de Recozimento sobre a Microestrutura.

A microestrutura final, após a realização do recozimento contínuo, apresenta-se completamente recristalizada com morfologia equiaxial, como mostram as figuras 4.37 a 4.39. Neste trabalho foi aplicada somente uma temperatura de recozimento contínuo, ou seja 850°C.

Algumas particularidades podem ser observadas, quando avaliada a influência da laminação de acabamento e, conseqüentemente da quantidade de deformação acumulada pelo processo de laminação a quente e de laminação a frio, sobre a morfologia final da microestrutura. Como caracterizado na figura 4.37, a microestrutura final da condição 1 apresenta-se com uma granulação equiaxial, fina e homogênea. Porém uma redução na temperatura de acabamento para 850°C, como por exemplo na condição 5, faz com que a microestrutura final apresente uma granulação heterogênea, composta de grãos ferríticos equiaxiais de tamanhos variados (figura 4.38). Esta característica de heterogeneidade no tamanho de grão se acentua quando a temperatura de acabamento utilizada foi de 800°C (condição 9), demonstrando um maior crescimento dos grãos recristalizados (figura 4.39).

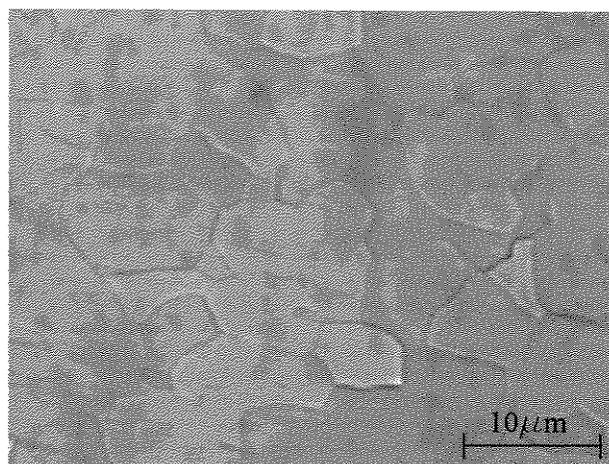


Figura 4.37. Microestrutura final do aço UBC Ti-IF após recozimento a 850°C. Condição 1 (TA=900°C e TB=700°C). Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

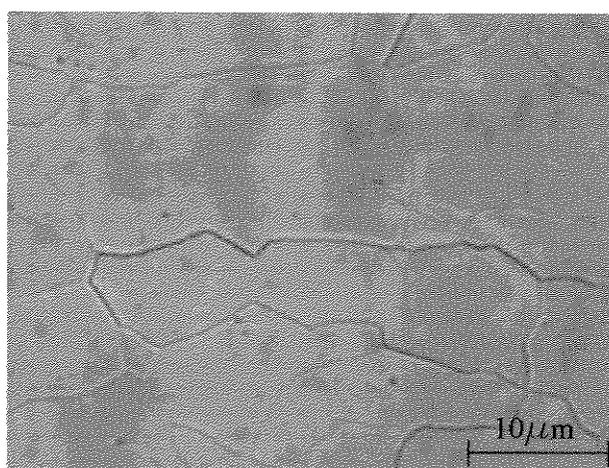


Figura 4.38. Microestrutura final do aço UBC Ti-IF após recozimento a 850°C. Condição 5 (TA=850°C e TB=700°C). Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

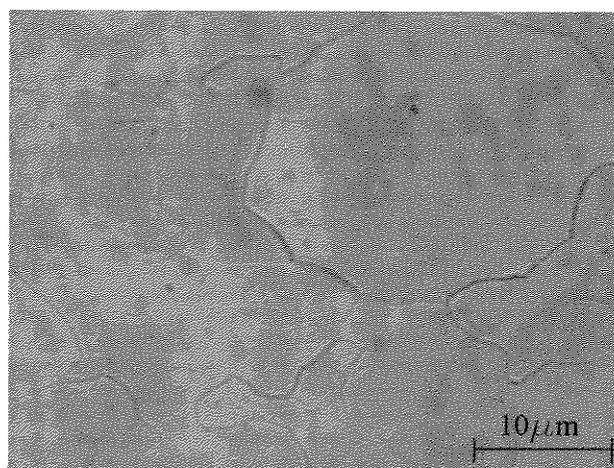


Figura 4.39. Microestrutura final do aço UBC Ti-IF após recozimento a 850°C. Condição 9 (TA=800°C e TB=700°C). Ataque: nital 3%. Aumento 500X.

4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura.

4.5.1. Microanálise para Determinação da Composição Química dos Precipitados.

A microanálise foi efetuada objetivando, primeiramente, caracterizar a presença dos precipitados e, posteriormente, determinar a composição química dos precipitados, ou seja, os elementos químicos presentes.

A figura 4.40 representa um espectro típico obtido através da análise dos precipitados presentes no aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais. Todas as amostras analisadas apresentaram este espectro típico, caracterizando a presença dos elementos titânio e enxofre. Em função de limitações do microscópio eletrônico de varredura, através de microanálise feita por EDS, não foi possível detectar-se o elemento carbono, que pode estar ou não presente no precipitado.

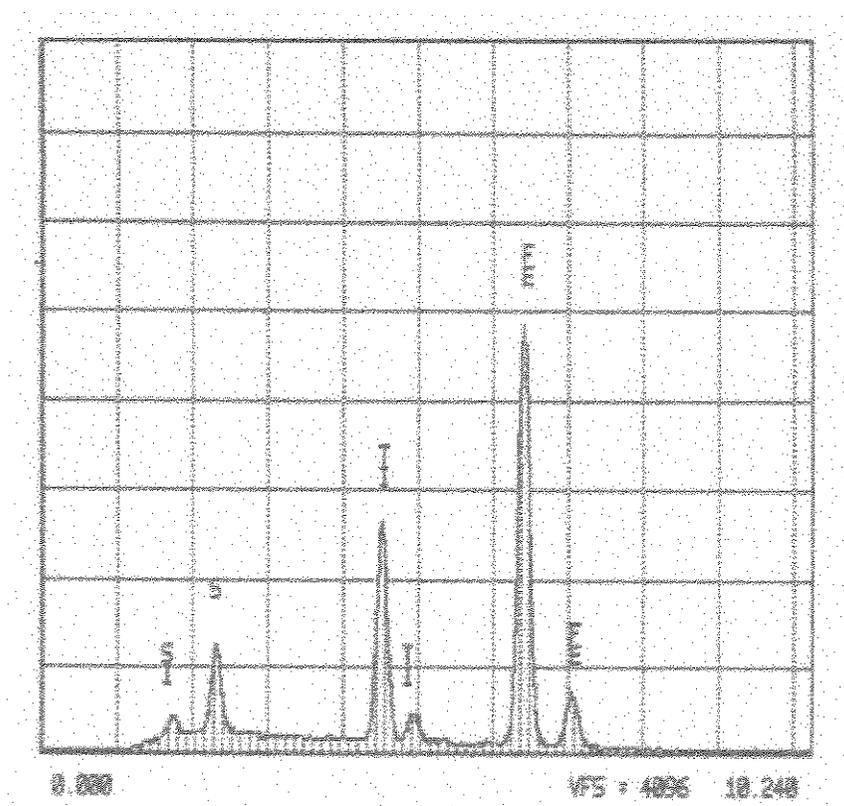


Figura 4.40. Espectro típico obtido através de microanálise dos precipitados presentes no aço UBC TI-IF

Além da presença do elemento químico ferro, o espectro mostrado na figura 4.40 caracteriza dois picos: um de titânio e um de enxofre, onde o primeiro apresenta o dobro da intensidade do segundo pico. De acordo com TSUNOYAMA *et al.* (1988) esta relação na altura dos picos $Ti/S = 2$ deve corresponder a presença de precipitados do tipo $Ti_4C_2S_2$. Uma relação $Ti/S = 1$ corresponde a presença do precipitado TiS .

De acordo com WILSHYNSKY-DRESLER *et al.* (1990) e YOSHINAGA *et al.* (1994) pode-se afirmar que em aços Ti-IF os principais precipitados encontrados contendo enxofre e titânio são o sulfeto de titânio (TiS) e o carbosulfeto de titânio ($Ti_4C_2S_2$). Estes podem aparecer isoladamente, coexistindo no mesmo precipitado (HUA *et al.*, 1993), ou se transformando em novos precipitados, como por exemplo o TiS em $Ti_4C_2S_2$ (TSUNOYAMA *et al.*, 1988 e OKAMOTO e MIZUI, 1990). Porém, em baixas temperaturas de reaquecimento, ou seja, menores ou igual a $1050^{\circ}C$, como a utilizada neste trabalho, o carbosulfeto de titânio ($Ti_4C_2S_2$) é o precipitado encontrado de forma predominante, como pode ser visto na figura 4.41.

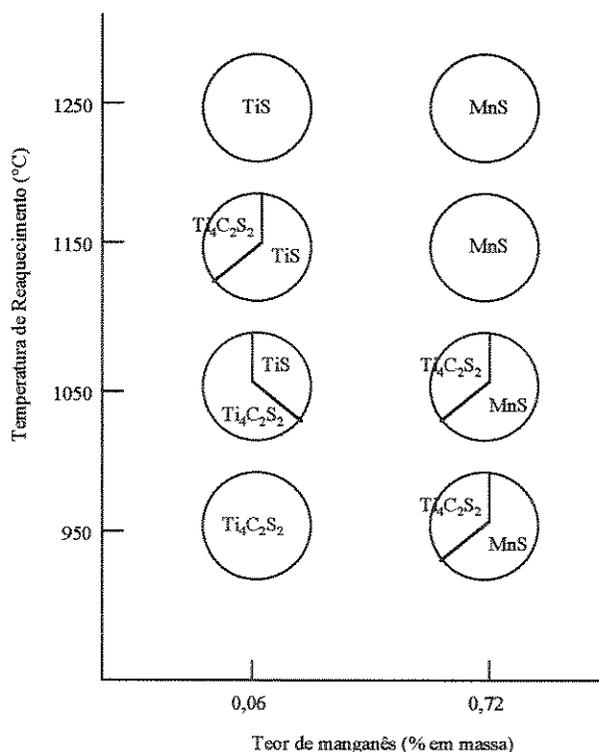


Figura 4.41. Representação esquemática da fração volumétrica dos sulfetos presentes em aços Ti-IF contendo 0,06% e 0,72% de manganês (HINOTANI *et al.*, 1994).

Portanto, baseado nas afirmações realizadas por HINOTANI *et al.* (1994) e TSUNOYAMA *et al.* (1988) pode-se afirmar que nesta investigação o precipitado presente de forma predominante deve ser o carbosulfeto de titânio ($Ti_4C_2S_2$).

4.5.2. Análise Fractográfica.

A análise da superfície fraturada foi realizada por intermédio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), já que este possui características de maior profundidade de campo e maior resolução quando comparados aos microscópios ópticos. Além disso, uma das maiores vantagens na utilização do MEV na análise de falhas é que a superfície pode ser vista diretamente no instrumento, evitando com isso a necessidade de toda a etapa de preparação da amostra a ser avaliada.

De acordo com as figuras 4.42 e 4.43 pode-se afirmar que os aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais apresentaram uma fratura do tipo dúctil, caracterizada microscopicamente pela presença de “dimples” equiaxiais e macroscopicamente pela fratura do tipo taça-cone. Os “dimples” se encontraram na região fibrosa da fratura tipo taça-cone, como mostrado nas figuras 4.44 e 4.45.

Este tipo de fratura dúctil ocorreu em todas as diferentes condições geradas no processamento termomecânico (condições de 1 a 12) realizadas neste trabalho. A figura 4.42 mostra a superfície de fratura resultante da condição 1, ou seja na situação onde foram aplicadas uma temperatura de acabamento de 900°C e uma temperatura de bobinamento de 700°C, enquanto a figura 4.43 mostra a superfície de fratura resultante da condição 12, ou seja, na situação onde foram aplicadas uma temperatura de acabamento de 800°C e uma temperatura de bobinamento de 550°C. As figuras 4.42 e 4.43 exemplificam as condições extremas do processamento termomecânico e mostram características superficiais bastante semelhantes, como a presença de “dimples” em toda a região analisada.

Acredita-se que a fratura em aços ultra-baixo carbono livre de intersticiais ocorreu através da nucleação, crescimento e eventual coalescência de microvazios. A morfologia dos microvazios depende do estado de tensão aplicado ao corpo de prova, podendo-se afirmar que sob condições de carregamento uniaxial, como no ensaio de tração, os microvazios crescem

equiaxiais em um plano normal a direção da tensão aplicada. Através das figuras 4.42 e 4.43 pode-se comprovar a presença de “dimples” equiaxiais gerados pela coalescência dos microvazios (HERTZBERG, 1996).

O espaçamento entre microvazios adjacentes é diretamente relacionado com a distância entre os precipitados presentes, assim como a diferença no tamanho dos “dimples” pode estar associada com o tamanho ou com a presença de diferentes tipos de precipitados nos aços IF . A figura 4.42 mostra que na condição 1 ocorreu a presença de “dimples” maiores, porém em menor quantidade, do que os da condição 12. Esta última caracterizou-se por apresentar uma maior quantidade de “dimples”, porém em menor tamanho, por toda a área investigada, como mostrado na figura 4.43. Esta diferença pode ser justificada pela presença de precipitados mais grosseiros e espaçados na condição 1, em função da utilização de uma temperatura de bobinamento mais elevada durante o processamento termomecânico. Na condição 12, os precipitados se encontraram equiaxiais, menos espaçados e, especialmente, com tamanhos menores do que os obtidos na condição 1.

Não foram encontradas características de fratura frágil, ou de processos de clivagem, nas superfícies de fratura analisadas.

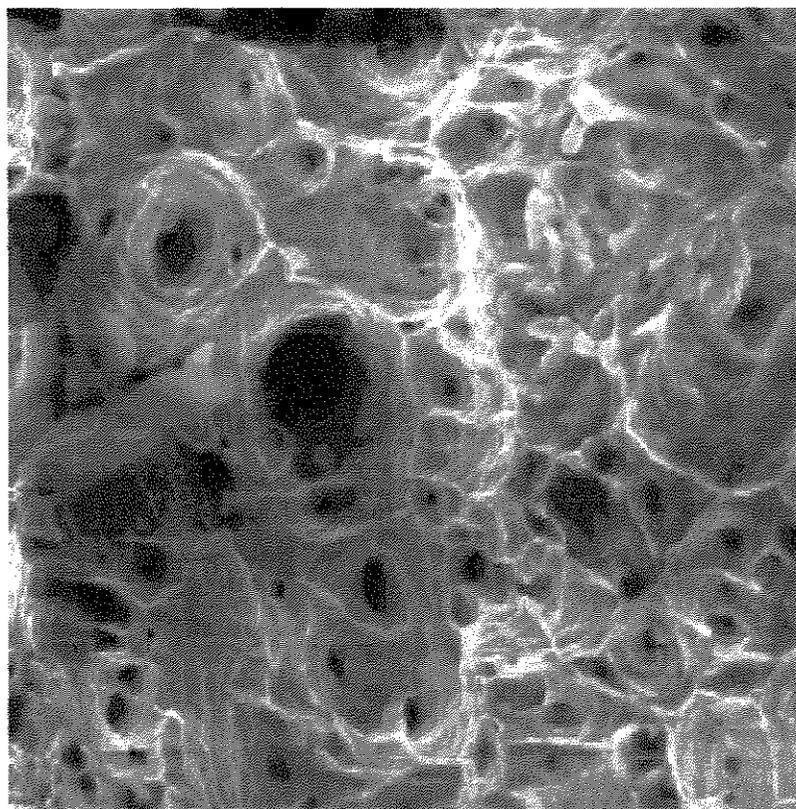


Figura 4.42. Superfície de fratura - condição 1. Análise microscópica. Aumento - 1000x.

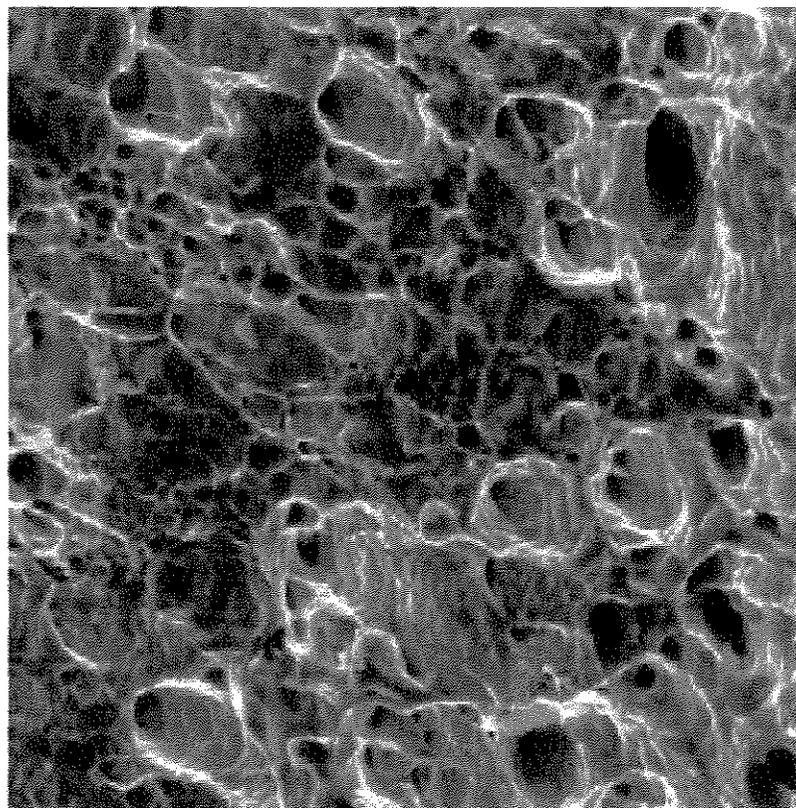


Figura 4.43. Superfície de fratura - condição 12. Análise microscópica. Aumento - 1000x.

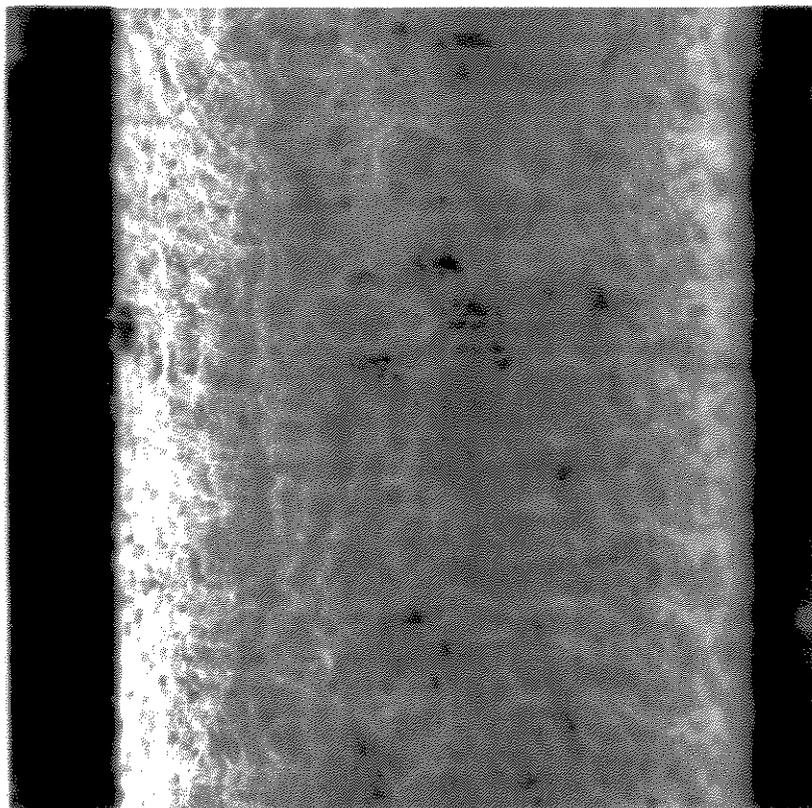


Figura 4.44. Superfície de fratura - condição 1. Análise macroscópica. Aumento - 80x.

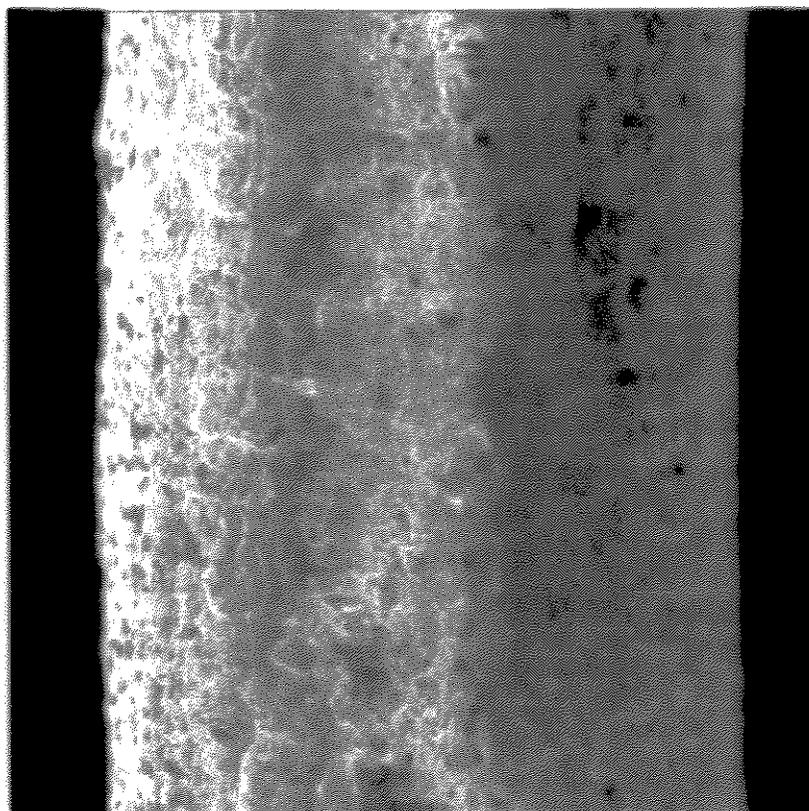


Figura 4.45. Superfície de fratura - condição 12. Análise macroscópica. Aumento - 80x.

4.6. Correlação entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas.

4.6.1. Influência da Temperatura de Acabamento.

A figura 4.46 sintetiza a influência da variação da temperatura de acabamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas finais do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais - Ti-IF - utilizado nesta investigação. Os parâmetros microestruturais (plotados em vermelho) puderam ser avaliados logo após a laminação de acabamento, enquanto os parâmetros de propriedades mecânicas (plotados em azul) foram avaliados somente após a realização de todo o processamento termomecânico. Quanto as propriedades mecânicas finais, nota-se que a elevação da temperatura de acabamento ocasionou um aumento nas propriedades de alongamento, no coeficiente de anisotropia médio e no embutimento e proporcionou uma redução nos níveis de resistência à tração, do limite de escoamento e do coeficiente de anisotropia planar.

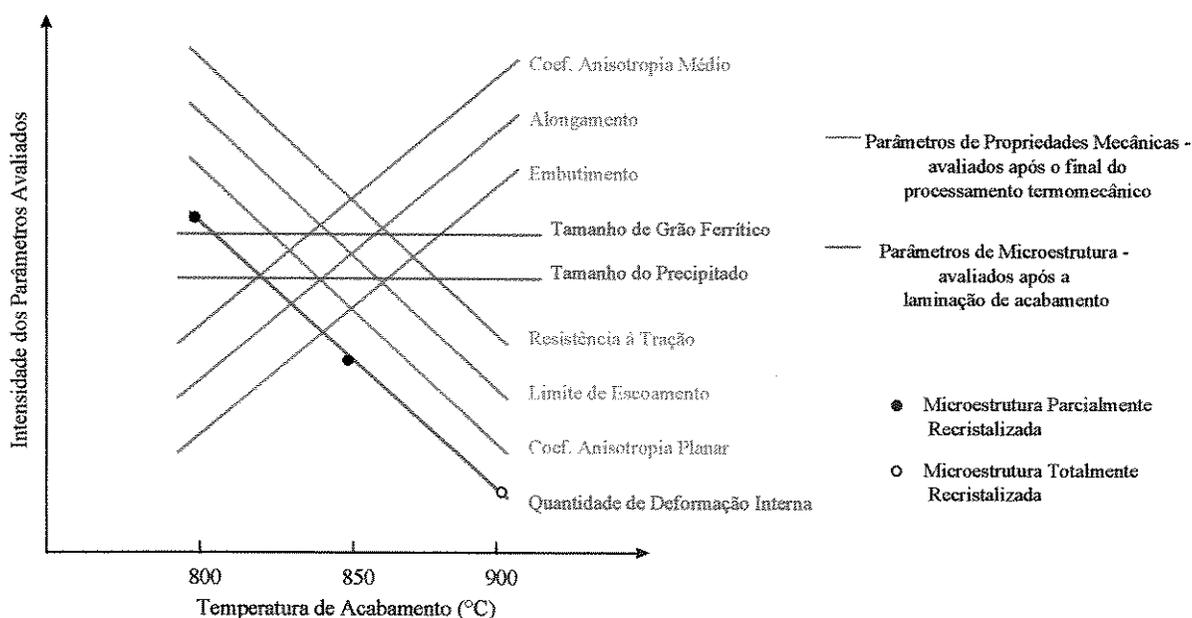


Figura 4.46. Síntese da influência da temperatura de acabamento sobre os parâmetros de microestrutura e de propriedades mecânicas no aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

Quanto aos aspectos microestruturais nota-se que o tamanho dos precipitados manteve-se constante com a elevação da temperatura de acabamento. Através de uma avaliação semi-quantitativa dos precipitados, feita em microestruturas extraídas após a laminação a quente,

permite-se afirmar que os mesmos se mantêm finos, equiaxiais, com pouco espaçamento entre as partículas e com diâmetro médio menor que 1 μm .

O tamanho de grão ferrítico também não se alterou, mantendo-se um diâmetro médio em torno de 11 μm . Porém a sua morfologia foi bastante modificada com a aplicação de diferentes temperaturas de acabamento. Nas condições de 1 a 4 os grãos ferríticos apresentaram-se equiaxiais após a laminação a quente, mostrando que uma temperatura de acabamento de 900°C provoca a recristalização total da microestrutura. Já nas condições de 5 a 8, onde foi aplicada uma temperatura de acabamento de 850°C, e nas condições de 9 a 12, onde foi aplicada uma temperatura de acabamento de 800°C, os grãos ferríticos apresentaram-se alongados com diferentes graus de deformação, mostrando que uma laminação de acabamento dentro da região α ou $\alpha + \gamma$ provocou uma recristalização parcial da microestrutura.

A principal alteração ocasionada pela variação da temperatura de acabamento no processamento termomecânico referiu-se a quantidade de deformação gerada na microestrutura do aço e, conseqüentemente, sobre o tamanho de grão ferrítico final obtido após o processamento termomecânico.

Pode-se afirmar que nas condições de 1 a 4, onde são aplicadas temperaturas de acabamento mais elevadas (900°C), a recristalização total dos grãos ferríticos gerou uma menor quantidade de deformação interna na estrutura do material e, conseqüentemente, uma menor densidade de discordâncias. Nas condições de 5 a 8 (TA = 850°C) ou de 9 a 12 (TA = 800°C) a recristalização parcial dos grãos ferríticos ocasionou uma estrutura com maior quantidade de deformação interna e com maior densidade de discordâncias quanto mais baixa foi a temperatura de acabamento aplicada no processamento termomecânico.

Estas diferentes quantidades de deformação interna geradas durante o processamento termomecânico, ou seja somadas as deformações internas geradas na laminação a quente e na laminação a frio, geraram um crescimento diferenciado no tamanho dos grãos ferríticos finais. Isto ocorreu pois, quanto mais baixa a temperatura de acabamento aplicada no processamento termomecânico, mais elevado foi o grau de deformação interna acumulado na microestrutura,

o que, conseqüentemente, ocasionou uma redução na temperatura necessária para recristalização do material. Portanto, como a temperatura de recozimento utilizada foi a mesma para todas as condições geradas neste trabalho, ou seja 850°C, nas estruturas com maior grau de deformação interna acumulada a recristalização ocorreu em uma temperatura inferior do que nas estruturas com menor grau de deformação. Esta redução na temperatura necessária para a recristalização gerou uma situação onde a temperatura de recozimento aplicada foi mais elevada do que a temperatura necessária para ocorrer a recristalização e, como conseqüência, criou-se uma condição favorável para um crescimento diferenciado dos grãos ferríticos. Em todas as condições termomecânicas realizadas neste trabalho, nota-se que a microestrutura final apresentou-se recristalizada com tamanho de grão ferríticos diferenciados, após o tratamento de recozimento contínuo.

Estas afirmações estão baseadas no fato de que quanto maior o grau de deformação do material menor a temperatura requerida para a recristalização. Além disso, sob condições de altas temperaturas alguns dos grãos recristalizados de um metal podem começar a crescer rapidamente as custas de outros grãos, fenômeno conhecido como crescimento de grão anormal ou exagerado (DIETER, 1981). Apesar do tempo bastante curto de manutenção do aço ultra-baixo carbono na temperatura de recozimento, 40 segundos, é certo que este tenha sido o suficiente, em função da grande quantidade de deformação acumulada, para ocasionar o crescimento dos grãos ferríticos. A figura 4.47 mostra a influência do processamento termomecânico, em especial da laminação de acabamento, sobre a microestrutura do aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais, destacando a morfologia da microestrutura após a laminação de acabamento e após o recozimento contínuo.

Em resumo, baseado nos resultados obtidos através dos ensaios de tração e para determinação do coeficiente de anisotropia médio e planar e, através da caracterização microestrutural, considerando-se a morfologia e o tamanho dos grãos, pode-se afirmar que a utilização de altas temperaturas de acabamento no processamento termomecânico, gerando uma estrutura com granulação totalmente recristalizada, equiaxial e com baixo grau de deformação interna após a laminação de acabamento, e uma estrutura fina e equiaxial após o recozimento contínuo, é altamente favorável a obtenção de propriedades adequadas para aplicação dos aços IF em operações de estampagem. Por outro lado, avalia-se também que uma laminação de acabamento realizada dentro da região ferrítica ou da região ferrita +

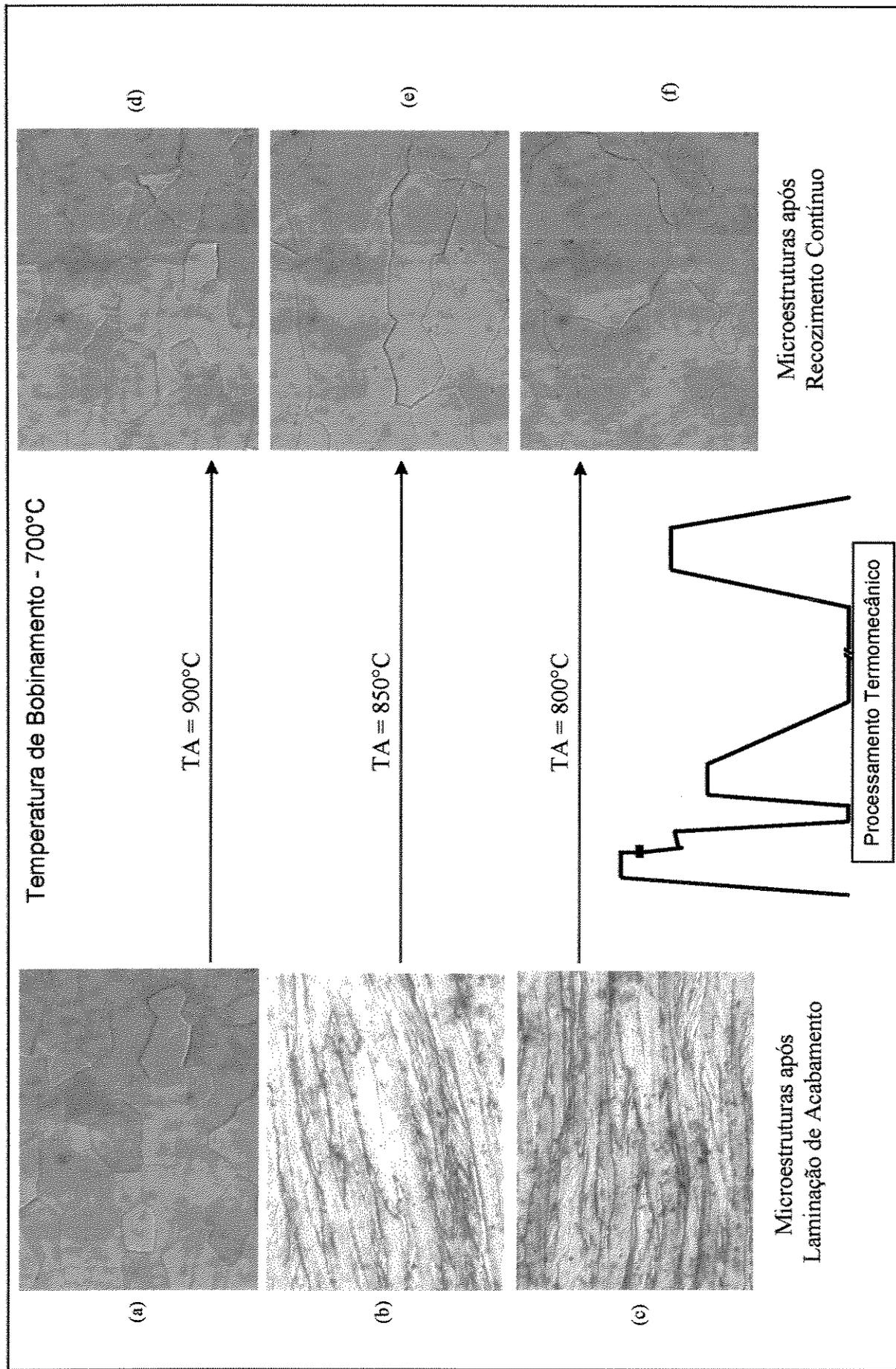


Figura 4.47. Influência do processamento termomecânico sobre a microestrutura de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

(a) estrutura após laminação de acabamento a 900°C, (b) estrutura após laminação de acabamento a 850°C, (c) estrutura após laminação de acabamento a 800°C, (d), (e) e (f) estruturas após recozimento contínuo a 850°C, respectivamente laminadas em acabamento a 900°C, 850°C e 800°C.

austenita, gerando uma estrutura parcialmente recristalizada, alongada e com alto grau de deformação interna após a laminação de acabamento e uma estrutura com grandes grãos ferríticos após o recozimento contínuo, é prejudicial a obtenção de propriedades para estampagem.

4.6.2. Influência da Temperatura de Bobinamento.

A figura 4.48 sintetiza a influência da variação da temperatura de bobinamento sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço ultra-baixo carbono Ti-IF utilizado neste trabalho. Os parâmetros microestruturais (plotados em vermelho) puderam ser avaliados logo após a simulação de bobinamento, enquanto os parâmetros de propriedades mecânicas (plotados em azul) foram avaliados somente após a realização de todo o processamento termomecânico. Em relação as propriedades mecânicas finais do material, pode-se afirmar que a elevação da temperatura de bobinamento ocasionou um aumento nas propriedades de alongamento, coeficiente de anisotropia médio e embutimento, enquanto proporcionou uma redução nos níveis de resistência à tração, do limite de escoamento e do coeficiente de anisotropia planar.

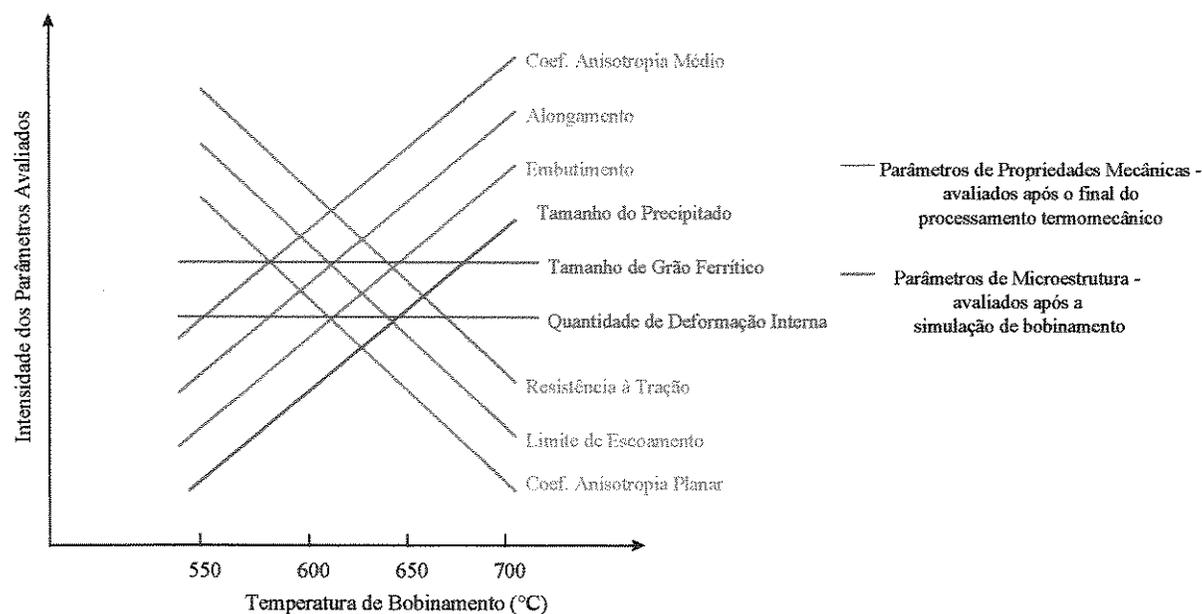


Figura 4.48. Síntese da influência da temperatura de bobinamento sobre os parâmetros de microestrutura e de propriedades mecânicas no aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

Nota-se que o tamanho de grão ferrítico não foi alterado pela variação na temperatura de bobinamento, quando analisadas microestruturas extraídas logo após a simulação. O tamanho do grão ferrítico se manteve com um diâmetro médio de 11 μm . A quantidade de deformação interna também se manteve inalterada em relação as deformações originadas na laminação de acabamento.

As principais alterações ocasionadas pela variação da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas finais do aço ultra-baixo carbono são correlacionadas com a morfologia e o tamanho dos precipitados. Pode-se afirmar que a presença de precipitados finos, equiaxiais e densamente distribuídos pela estrutura, gerados em baixas temperaturas de bobinamento (550°C), ocasionaram uma redução nos níveis de estampabilidade do material. Com a elevação da temperatura de bobinamento os precipitados coalesceram e transformaram-se gradativamente em um tipo grosseiro, com um maior espaçamento entre eles. Como já discutido no item anterior, quanto maior o grau de deformação imposto ao material, em função de uma menor temperatura de acabamento, maior foi a quantidade de discordâncias presente no material. Com isso, com a ocorrência de menores espaçamentos entre os precipitados, como nas condições onde se aplicaram baixas temperaturas de bobinamento, menor foi a mobilidade das discordâncias e, conseqüentemente, menores níveis de alongamento e do coeficiente de anisotropia médio foram atingidos. A figura 4.49 ilustra a influência do processamento termomecânico, em especial da simulação de bobinamento, sobre o aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais, destacando a morfologia dos precipitados após a laminação de acabamento e após a simulação do bobinamento.

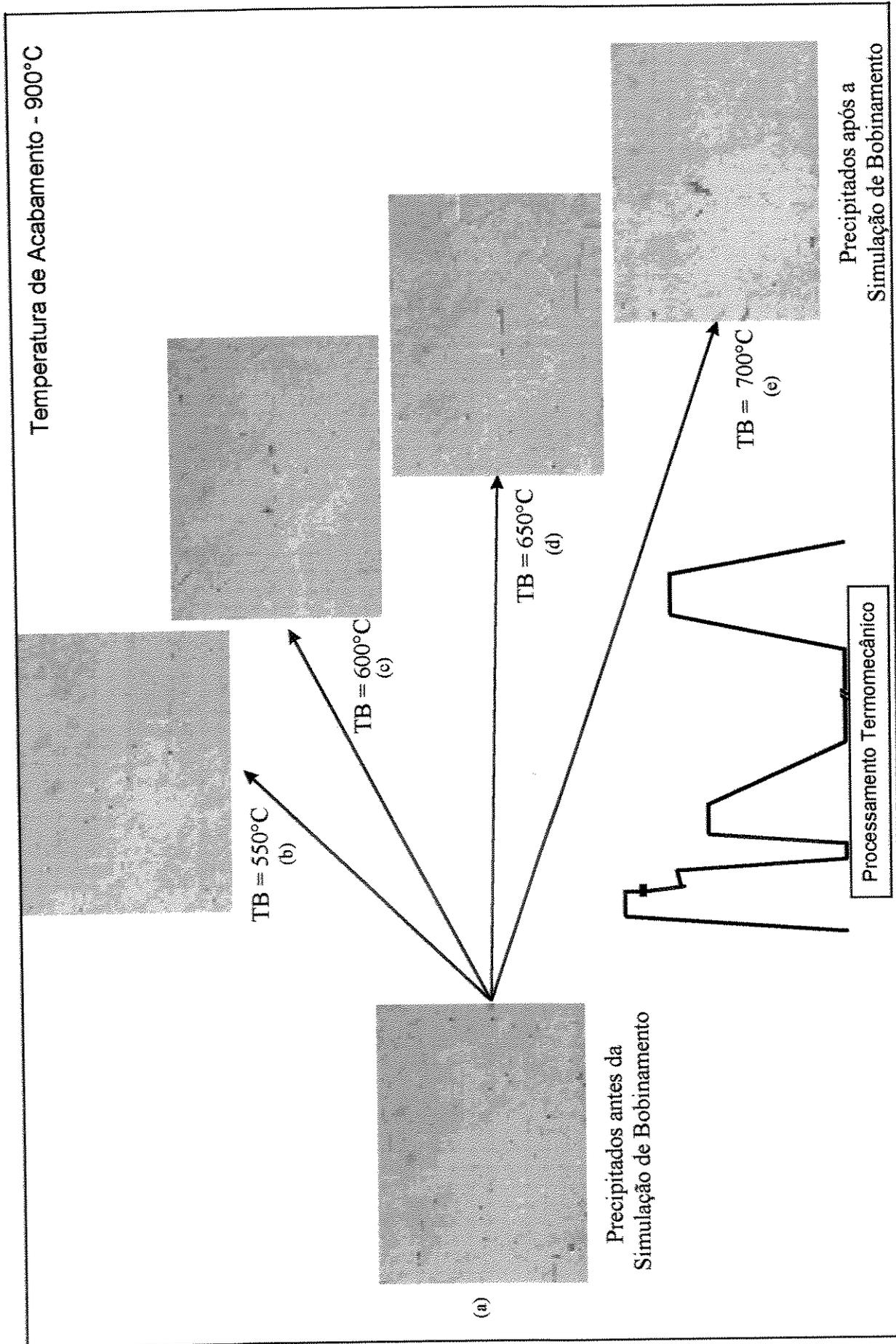


Figura 4.49. Influência do processamento termomecânico sobre a morfologia e o tamanho dos precipitados de um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais. (a) precipitados antes da simulação de bobinamento, (b), (c), (d) e (e) precipitados após a simulação de bobinamento em temperaturas de 550°C, 600°C, 650°C e 700°C, respectivamente.

Foi realizada uma análise semi-quantitativa (figura 4.50) que define a quantidade de precipitados presentes, assim como as alterações ocasionadas no tamanho dos precipitados, em função da variação da temperatura de bobinamento.

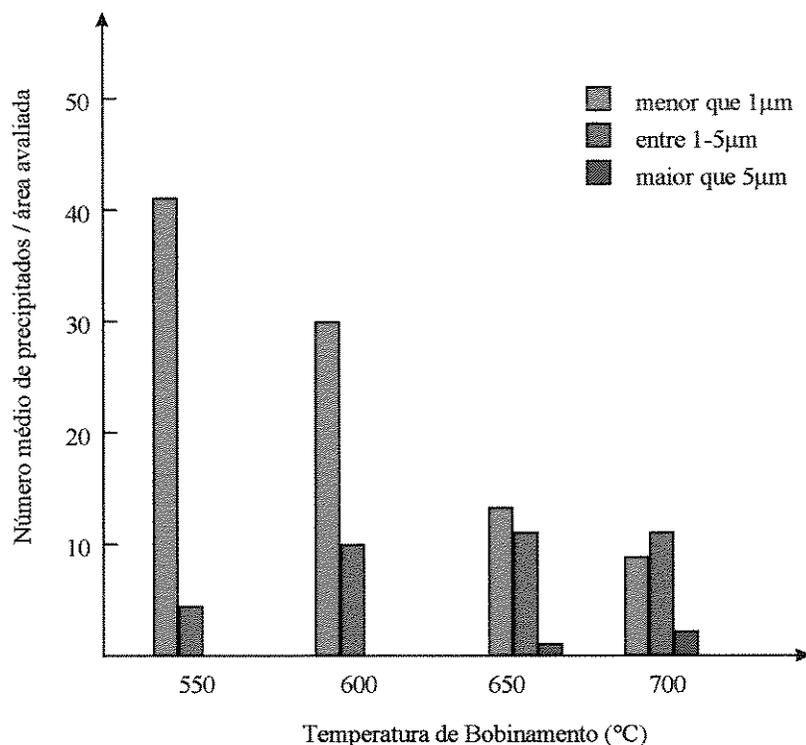


Figura 4.50. Número médio de precipitados por área analisada ($2000\mu\text{m}^2$) e tamanho médio dos precipitados em função da temperatura de bobinamento.

É importante salientar que nas condições 5 e 6 ($TA = 850^\circ\text{C}$) e 9 e 10 ($TA = 800^\circ\text{C}$), condições estas onde foram aplicadas altas temperaturas de bobinamento, obteve-se coeficientes de anisotropia mais elevados do que os atingidos nas condições 3 e 4 ($TA = 900^\circ\text{C}$), onde foram aplicadas mais baixas temperaturas de bobinamento, apesar de uma menor temperatura de acabamento aplicada no processamento. Isto pode ser explicado pela característica grosseira e espaçada dos precipitados presentes em condições onde foram aplicadas altas temperaturas de bobinamento.

Em resumo, baseado nos resultados obtidos através dos ensaios de tração e para determinação do coeficiente de anisotropia médio e planar e, através da caracterização microestrutural considerando-se a morfologia e o tamanho dos precipitados, pode-se afirmar que a utilização de altas temperaturas de bobinamento no processamento termomecânico,

gerando uma estrutura com precipitados grosseiros e amplamente espaçados e ocasionando uma maior mobilidade nas discordâncias presentes, são altamente favoráveis a obtenção de propriedades adequadas para aplicação dos aços IF em operações de estampagem. Por outro lado, avalia-se também que uma temperatura de bobinamento mais baixa, gerando uma estrutura com precipitados finos e pouco espaçados funcionando como barreiras para a movimentação das discordâncias, são prejudiciais a obtenção de propriedades para estampagem.

4.6.3. Análise Global do Processo.

Finalmente, neste item 4.7. pretende-se realizar, em síntese, uma avaliação global da influência do processamento termomecânico sobre a morfologia da microestrutura e dos precipitados. Através da figura 4.51 observa-se que o tamanho dos precipitados (linhas vermelhas) é afetado de maneira predominante pelo processo de simulação do bobinamento. Quanto mais alta a temperatura de bobinamento utilizada na simulação maior o tamanho do precipitado presente. Além disso, observa-se que o tamanho de grão ferrítico (linhas azuis) é afetado de maneira predominante pelo tratamento de recozimento contínuo, feito a uma temperatura de 850°C, porém influenciado pela quantidade de deformação interna gerada na laminação de acabamento. Quanto mais elevada a temperatura de acabamento menor o tamanho de grão ferrítico obtido na microestrutura final.

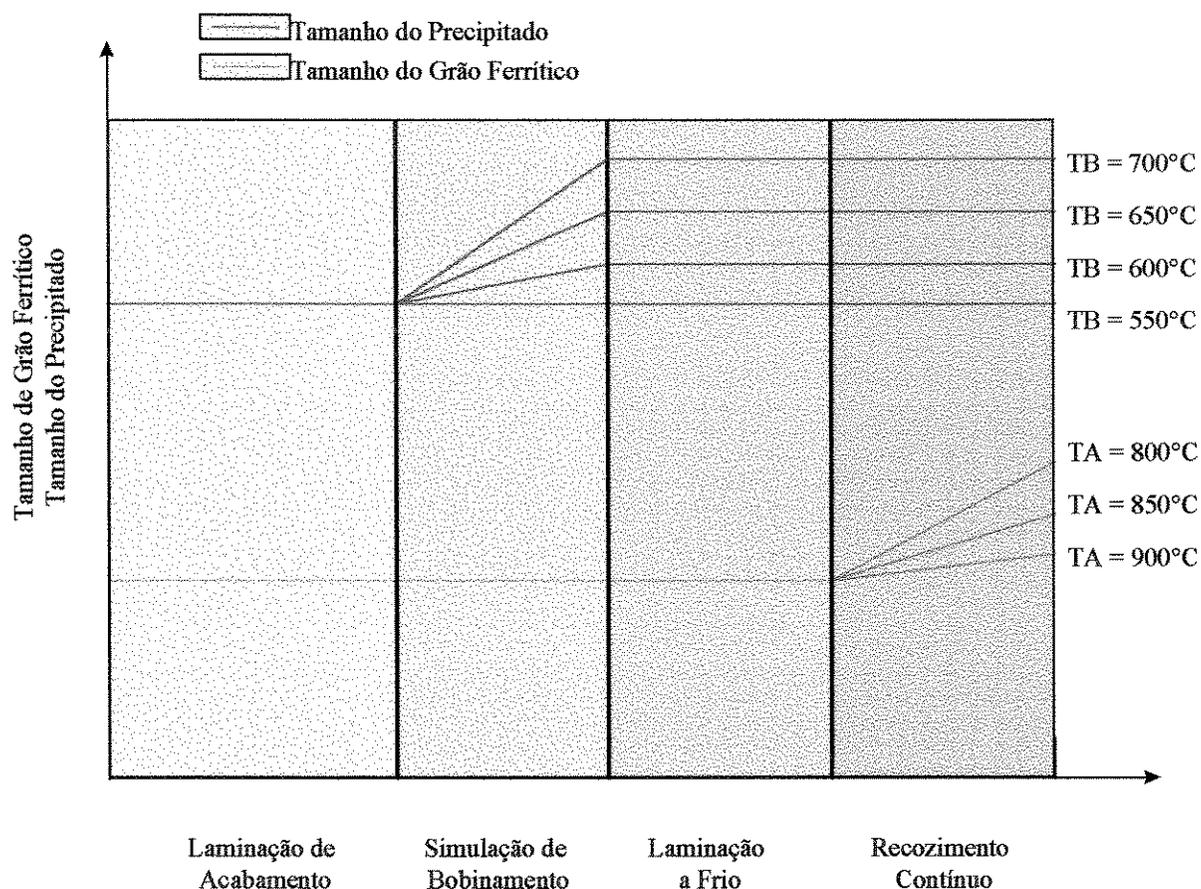


Figura 4.51. Análise global das alterações do tamanho de grão ferrítico e do tamanho do precipitado em função da evolução do processamento termomecânico.

As figuras 4.52 e 4.53 esclarecem e quantificam a influência das temperaturas de acabamento e de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia médio e o limite de escoamento, respectivamente, no aço ultra baixo carbono livre de intersticiais ao titânio (Ti-IF) estudado neste trabalho. Estes gráficos são muito importantes sob o ponto de vista tecnológico, já que definem a possibilidade da obtenção de isopropriedades através da aplicação de uma combinação de diferentes temperaturas de acabamento e de bobinamento. Como exemplo, pode-se observar, através da figura 4.52 que, com a aplicação de uma temperatura de acabamento de 900°C e de uma temperatura de bobinamento de 550°C, atinge-se um coeficiente de anisotropia médio muito próximo ao obtido se aplicada uma temperatura de acabamento de 800°C e uma temperatura de bobinamento de 600°C.

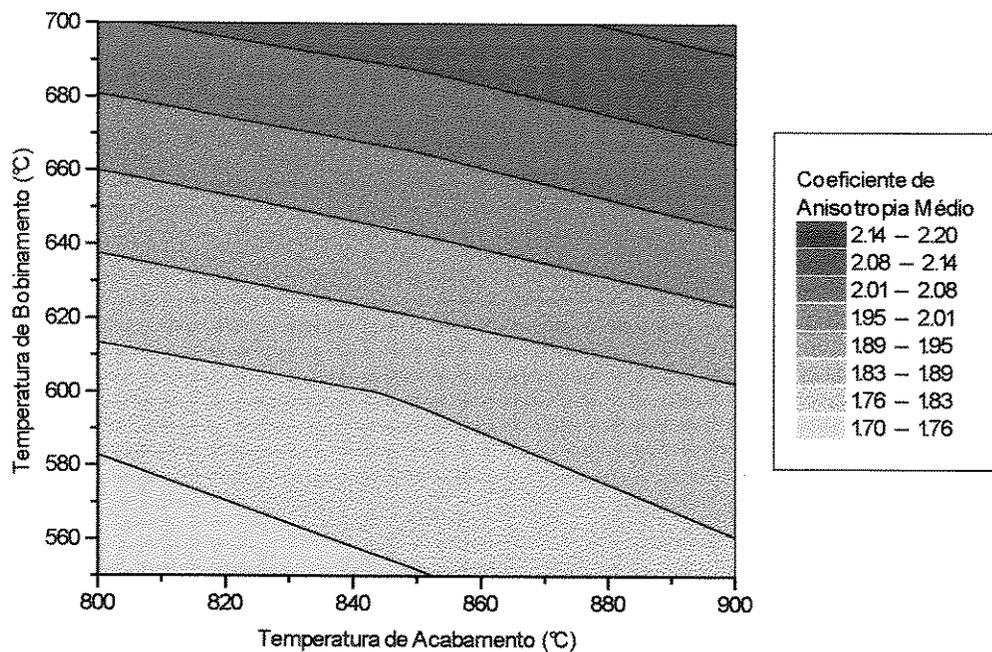


Figura 4.52. Influência da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente de anisotropia médio em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

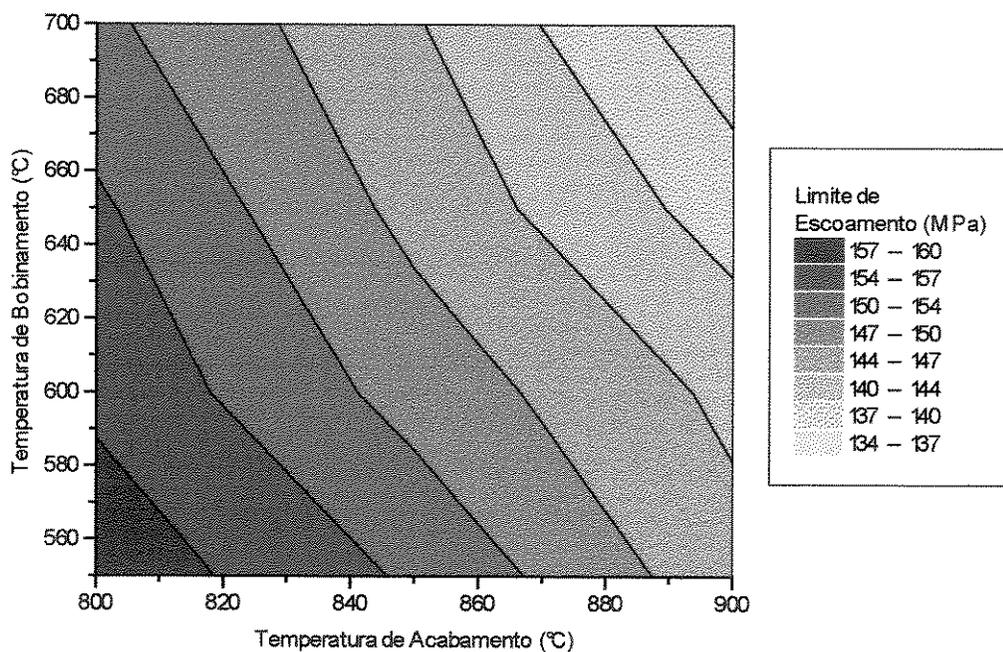


Figura 4.53. Influência da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento sobre o limite de escoamento em um aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

5.1. Conclusões.

Com relação ao aço ultra-baixo carbono livre de intersticiais estabilizado ao titânio (Ti-IF, contendo 0,004%C, 0,066%Ti, 0,020%Mn e 0,015%S, processado termomecanicamente em laboratório em temperatura de reaquecimento de 1050°C, em temperaturas de acabamento de 900°C, 850°C e 800°C, em temperaturas de bobinamento de 700°C, 650°C, 600°C e 550°C, laminado a quente com redução de 80% e recozido continuamente a 850°C, pode-se concluir que:

a) o tamanho final do grão ferrítico é atingido após o tratamento de recozimento contínuo e é influenciado pelo grau de deformação interna sofrido durante a aplicação de diferentes temperaturas de acabamento na laminação a quente. A presença de uma granulação fina, homogênea e equiaxial, obtida através de altas temperaturas de acabamento, é favorável para obtenção de melhores propriedades de estampagem.

b) a morfologia final dos precipitados está diretamente relacionada com a temperatura utilizada na simulação do bobinamento. Com a elevação da temperatura de bobinamento os precipitados tornam-se grosseiros e espaçados, ocasionando uma elevação nos níveis de ductilidade e no coeficiente de anisotropia médio.

c) é possível correlacionar diferentes níveis da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento para obtenção de isopropriedades mecânicas. Devido a importância tecnológica desta quantificação, para produção industrial de aços IF com propriedades mecânicas finais adequadas, foram plotados gráficos para o coeficiente de anisotropia médio e para o limite de escoamento em função da aplicação de diferentes temperaturas de acabamento e de bobinamento.

d) é possível quantificar e esclarecer as divergências e as discordâncias encontradas na literatura quanto a influência da temperatura de acabamento e da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas finais dos aços IF. Com a elevação das temperaturas de acabamento e de bobinamento os níveis de resistência à tração e do limite de escoamento diminuem, enquanto os valores do coeficiente de anisotropia médio e do alongamento aumentam.

e) a aplicação de uma temperatura de acabamento de 900°C e de uma temperatura de bobinamento de 700°C ocasionam os mais altos valores no coeficiente de anisotropia médio e no alongamento, propriedades fundamentais para aplicações onde se requer um material com características para aplicações em estampagem extra-profunda.

5.2. Sugestões para os Próximos Trabalhos.

- 1) Estudar os mecanismos de precipitação e caracterizar os precipitados presentes nos aços IF através de microscopia eletrônica de transmissão.
- 2) Avaliar a influência da textura dos aços IF correlacionando-a com as características de estampabilidade do material.
- 3) Verificar a influência do processamento termomecânico sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de um aço IF ao nióbio.
- 4) Estudar o fenômeno do envelhecimento após pintura (bake-hardenability) em um aço IF.
- 5) Produzir e caracterizar aços de ultra-baixo carbono com adições de teores variados de nióbio, titânio, carbono, silício, manganês, fósforo e boro.

Finalmente, como sugestão para trabalhos futuros é apresentada uma “matriz” onde, através de uma combinação dos itens citados em cada coluna da tabela, podem ser extraídas diversas linhas de pesquisa.

<i>Condições de Produção</i>	<i>Condições de Processamento</i>	<i>Condições de Composição Química</i>	<i>Propriedades Mecânicas</i>	<i>Caracterização</i>
Desgaseificação à Vácuo	Tratamento Termomecânico	Carbono Nitrogênio	Coefficiente de Anisotropia Médio	Análise Metalográfica
Aluminotermia		Titânio Nióbio	Alongamento	
Forno de Indução à Vácuo	Tratamento Térmico	Fósforo Silício Manganês	Limite de Escoamento Resistência à Tração	Análise Fractográfica
Composição Industrial - Nacional	Galvanizados	Boro Vanádio		Precipitados
Composição Industrial - Importação	Inoxidáveis Ferríticos	Cobre Cromo	Envelhecimento Bake Hardenability	Textura

Referências Bibliográficas

- AKAMATSU, T., TAKANO, S., WATANABE, K., TAUMI, M., in *Tetsu-to-Hagané*, 1975, p.28-61, apud GUPTA, I., PARAYIL, T., SHIANG, L-T. Effect of Processing Parameters on the Properties of Cold Rolled Interstitial Free Steels. In: *HOT & COLD-ROLLED SHEET STEELS*, Ed. by R. Pradhan and G. Ludkovsky, 1988, p.139-153.
- AKISUE, O., TAKAHASHI, K., Effects of Nb Addition on Texture in Low-Carbon Steels, *Journal of Japan Institute of Metals*, 36 (11), 1972, p.1124-1130.
- BLECK, W., Development of Cold-Rolled Extra-Low Carbon Sheet Steels at Thyssen Stahl AG, Thyssen Stahl Publication, 1991.
- BLOSSEY, R.G., FELLER, R.M., GIEDEMANN, D., HENNESSEY, R.J., Start-up and Operation of the Ladle Metallurgy Facility at LTV Steel, *STEELMAKING CONFERENCE PROCEEDINGS*, vol.72, 1989, p.235-239.
- BORDIGNON, P.J.P., *Microliga em Chapas de Aço para Indústria Automobilística*, In: 1^o SEMINÁRIO SOBRE CHAPAS METÁLICAS PARA A INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA, 1992, p.147-161.
- BRADSHAW, A.V., RICHARDSON, F.D., Vacuum Degassing of Steels, The Iron and Steel Institute, Special Report, nº 92, 1965.
- CHANG, S.K., RIST Research Report 2096A, Pohang, 1993.

- COMSTOCK, C.F., URBAN, S.F., COHEN, M., Titanium in Steel, Pitman Publishing Corp., 1949, 320p.
- CRAMB, A.W., BYRNE, M., Steelmaking and Castings Practices for High Quality Interstitial-Free Steel, In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.3-27.
- ELIAS, J.A., HOOK, R.E., Interstitial-Free Steels, In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING, vol.9, 1970, p.348-368.
- ELIAS, J.A., HOOK, R.E., Vacuum-Degassed Low Carbon Steel and Its Production Method, U.S. Patent nº 3, 765, 874, patenteada pela Armco Steel Corporation, 1973, apud TSUNOYAMA, K., SATOH, S., YAMAZAKI, Y., ABE, H. Recent Advance in Interstitial-Free Steels for formable Cold-Rolled Sheet Applications. In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.127-141.
- FEKETE, J.R., STRUGALA, D.C., YAO, Z. Advanced Sheet Steels for Automotive Applications, Journal of Metals, Jan 1992, p.17-21.
- FLUX, J.H., Vacuum Degassing 1955-1965: A Survey of Process and Plant for Bulk Specimen Production, VACUUM DEGASSING OF STEELS, Special Report nº 92, ed. T.L.Hughes, 1965, p.1-23.
- FRUEHAN, R.J., Ironmaking and Steelmaking, nº 1, 1976, p.33-38.
- FUKUDA, M., The Effect of Carbon Content Against r Value - Cold Reduction Relations in Steel, TETSU-TO-HAGANÉ, vol.53, 1967, p.559-561.
- FUKUDA, N., SHIMIZU, M., Effect of Titanium Addition on the Improvement of r-value in Cold-Rolled Sheet Steels, Journal of Japan society for Technology of Plasticity, 13 (142), 1972, p.841-850.

- FURONO, Y., KAWANO, A., SAYANAGI, S., MATSUDA, M., HAYAKAWA, H., SHIBATA, M., Effect of Hot-Rolling in Ferrite Phase on the Mechanical Properties of Very-Low Carbon Titanium Cold Rolled Sheet Steel, *Tetsu-to-Hagané*, 71 (13), 1985, p.11362.
- GOODENOW, R.H., HELD, J.F., Recrystallization of Low-Carbon Titanium Stabilized Steel, *METALLURGICAL TRANSACTION*, 1, 1970, p.2507-2515.
- GOODMAN, S.R., MOULD, P.R., SIPLE, J.C., Effect of Composition and Processing on the Recrystallization Behavior and Tensile Properties of Continuous Annealed Titanium Containing Interstitial-Free Steel Sheet, in: *TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL*, ed. R. Pradham, 1985, p.167-184.
- GUPTA, I., PARAYIL, T., SHIANG, L-T. Effect of Processing Parameters on the Properties of Cold Rolled Interstitial Free Steels. In: *HOT & COLD-ROLLED SHEET STEELS*, Ed. by R. Pradhan and G. Ludkovsky, 1988, p.139-153.
- GUPTA, I., BHATTACHARYA, D., Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial-Free Steels, in: *METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS*, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.43-72.
- HASHIMOTO, O., SATOH, S., IRIE, T., OHASHI, N., Ultra-Low C-Nb-P Steel with High Strength and Excellent Deep Drawability, in *Proceedings of the International Conference on Advances in Physical Metallurgy and Applications of Steel*, The Metals Society of Great Britain, 1982, p.21-24.
- HAYAKAWA, H., FURONO, Y., SHIBATA, M., TAKAHASHI, N., Effect of Ti Addition on recrystallization Behavior During Continuous Annealing of Very Low-Carbon Steel, In: 105th ISIJ Meeting, 1983.
- HAYAKAWA, H., TAKAHASHI, N., SHIBATA, M., KAWANO, A., MATSUDA, M., Effects of Ti Addition and Hot and Cold Rolling Condition on the Recrystallization

Behavior During Continuous Annealing of Very Low Carbon Cold Rolled Steel Sheet, TETSU-TO-HAGANÉ, 72 (5), 1986, p.230, apud GUPTA, I., BHATTACHARYA, D., Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial-Free Steels, In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.43-72.

HERTZBERG, R.W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, ed. John Wiley & Sons, Inc., 4^a. ed., 1995, 786p.

HOOK, R.E., HECKLER, A.J., ELIAS, J.A., Texture in Deep-Drawing Columbium (Nb)-treated Interstitial-Free Steels, Metallurgical Transaction A, 6A, 1975, p.1683-1692.

HOSOYA, Y., URABE, T., TANIKAWA, K., TAHARA, K., Development of Super-Formable High-Strength Interstitial-Free Steel, In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON INTERSTITIAL-FREE SHEET STEEL: PROCESSING, FABRICATION AND PROPERTIES, 1994, p.107-118.

HUTCHINSON, W.B., Development and Control of Annealing Textures in Low Carbon Steels, IMR, vol.29, nº 1, 1984, p.25-42.

HUTCHINSON, W.B., NILSSON, K.I., HIRSCH, J., Annealing Textures in Ultra-Low Carbon Steels, In: TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, ed. R. Pradham, 1985, p.109-125.

IRIE, T., Metallurgical Factors Affecting the Formability of High Strength Cold-Rolled Steel Sheet, in Tetsu-to-Hagané, 66, 1980, p. A205-A208.

IRIE, T., SATOH, S., YASUDA, A., HASHIMOTO, O., Development of Deep-Drawable and Bake Hardenable High Strength Steel Sheet by Continuous Annealing of Extra Low-Carbon with Nb and Ti, In: TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, ed. R. Pradham, 1985, p.155-171.

IRIE, T., Metallurgical Factors Affecting the Formability of High Strength Cold-Rolled Steel Sheets, Tetsu-to-Hagané, 66, 1980, p.A205-A208.

- KASHIMA, K., HASHIMOTO, T. INOUE, H., INAGAKI, N., *Tetsu-to-Hagané*, 77 (1991), p.282-289.
- KATOH, H., TAKECHI, H., TAKAHASHI, N., ABE, M., Cold Rolled Steel Sheets Produced by Continuous Annealing, In: TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, ed. R. Pradham, 1985, p.37-60.
- KAWASAKI, K., SENUMA, T., SANAGI, S., Bake Hardenability of Cold-Rolled Ti-Bearing Extra-Low Carbon Steels Sheets, In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF MICROALLOYED AND OTHER MODERN HIGH STRENGTH LOW ALLOY, TMS-ISS, 1991.
- KITTENBRINK, D.A., KRAJICK, W., SZATKOWSKY, M., The Start-up of the first RH-OB Degasser in North America, In: STEELMAKING CONFERENCE PROCEEDINGS, vol.71, 1988, p.299-310.
- KONDO, H., KAMEYAMA, K., NISHIKAWA, H., HAMAGAMI, K., FUJII, T., Comprehensive Refining Process by the Q-BOP - RH Route for Ultra-low Carbon Steels, STEELMAKING CONFERENCE PROCEEDINGS, vol.72, 1989, p.235-239.
- KRAUSS, G., WILSHYNSKY, D.O., MATLOCK, D.K. Processing and Properties of Interstitial-Free Steels. In: INTERSTITIAL-FREE SHEET STEEL: PROCESSING, FABRICATION AND PROPERTIES, 1994, p.1-14.
- KUNISHIGE, K. KUMATORI, T., *CAMP-ISIJ*, 2 (1989), p.2018.
- KUWABAR, T., HIROAKA, T., NUIBE, T., FUJI, H., TANAKA, S., Production of Interstitial-Free Steels, STEELMAKING CONFERENCE PROCEEDINGS, vol.70, 1987, p.381-387.

- KWON, O., KIM, G., CHANG, R.W., In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED PRODUCTS, Ed. R. Pradham, TMS-AIME, Warrendale, (1990), p. 215-228.
- LIAO, L., FRUEHAN, R.J., Thermodynamics of Ti, Al and Inclusion Formation in Stainless Steel and Nickel Alloys, IRON AND STEELMAKING, 1989, p.91-97.
- MADIF, M., BRACHET, D., Production of Ultra-low Carbon Steels at SOLLAC, STEELMAKING CONFERENCE PROCEEDINGS, vol.72, 1989, p.227-233.
- MATSUDO, K., OSAWA, K., KURIHARA, K., Metallurgical Aspects of the Development of Continuous Technology at Nippon Kokan, In: TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, ed. R. Pradham, 1985, p.3-36.
- MATSUMOTO, T, TANAKA, Y., KAWASE, Y., Effect of a Hot-Rolling Condition on the Mechanical Properties of Cold-Rolled Extra Low Carbon Steel Sheet with Ti and Nb Addition, In: Tetsu-to-Hagané, 72 (5), 1987, p.S637.
- McMAHON, C.J., Strength of Grain Boundaries in Iron Based Alloys, In: Grain Boundaries in Iron Based Alloys, ASM, 1974, P.525-552.
- MITSUJI, H., SHIMOMURA, T., ARARI, K., WATANABE, K., Production and Quality of Hot-Rolled Steel Sheets with Excellent Formability, SAE PAPER n°850119, 1985.
- MOULD, P.R., Methods for Producing High Strength Cold-Rolled Steel Sheet, METALS ENGINEERING QUARTERLY, vol.15, n° 13, 1975, p.22-31.
- NAKAMURA, T., ESAKA, K., Tetsu-to-Hagané, 73 (1987), S1420.
- NILSSON, K.I., JOHANSSON, E., Development of IF-Steels on Ultra-Low-Carbon Basis for EDDQ and High-Strength Applications using Continuous-Annealing (CAL) and Hot-Dip Galvanizing Lines, In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.143-160.

- OHASHI, N., IRIE, T., SATOH, S., HASHIMOTO, O., TAKAHASHI, I., Development of Cold-Rolled High Strength Steel Sheet with Excellent Drawability, SAE Paper Nº 810027, 1981.
- OHNISHI, M., IGA, K., KOBAYASHI, I., SHIDAWARA, N., in Tetsu-to-Hagané, vol. 70, 1984, p.5976, apud TAKESHI, H., Metallurgical Aspects on Interstitial-Free Sheet Steels from Industrial Viewpoints. In: INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, 1994, p.1-8.
- OHNISHI, M., The 126-127 Nishiyama Memorial Seminar, ISIJ, 1988, p.75, apud TAKESHI, H., Metallurgical Aspects on Interstitial-Free Sheet Steels from Industrial Viewpoints. In: INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, 1994, p.1-8.
- OKAMOTO, A., MIZUI, N., Texture Formation in Ultra-Low Carbon Ti-Added Cold-Rolled Sheet Steels Containing Mn and P, In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.161-180.
- ONO, S., NOZOE, O., SHIMOMURA, T., MATSUDO, K., Effect of Carbon on the Mechanical Properties of Continuous-Annealed Drawing Quality Steels, in: METALLURGY OF CONTINUOUS-ANNEALED SHEET STEELS, ed. by B.L.Bramfitt and P.L.Magnonon, 1982, p.99-115.
- PRADO, M.C., Desenvolvimento de Aços - Interstitial Free (IF) - pela Usiminas, Seminário COLAM-ABM, 1991.
- ROLLO, J.M.D.A., Citação pessoal, 1998.
- SATOH, S., OBARA, T., NISHIDA, M., IRIE, T., Effect of Carbide Forming Elements on the Mechanical Properties of Continuously Annealed Extra-Low Carbon Steel Sheets, Trans. ISIJ, 24, 1984, p.836-846.

- SATOH, S., OBARA, T., TAKASAKI, J., VASUDA, A., MISHIDA, M., A New Process for Manufacturing Deep-Drawing Cold Rolled Steel Sheets from Extra Low Carbon Steels, KAWASAKI STEEL TECHNOLOGY REPORT, nº 12, 1985, p.36-44.
- SATOH, S., OBARA, T., NISHIDA, M., IRIE, T., Effect of Alloying Elements and Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Continuously Annealed Extra-Low Carbon Steel Sheets, in : TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, ed. R. Pradham, 1985, p.151-166.
- SATOH, S., OBARA, T., TSUNOYAMA, K., Effect of Precipitate Dispersion on Recrystallization Texture of Nb-Added Extra Low Carbon Cold Rolled Steel Sheet, Trans. ISIJ, 26, 1986, p. 737-744.
- SAYANAGI, S., TAKAHASHI, N., TAGUCHI, I., NAYAKAWA, H., KAWANO, A., Effect of Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Very Low Carbon Ti-Bearing Cold Rolled Sheet Steels, in Tetsu-to-Hagané, 71 (13), 1985, p.51361.
- TAKAHASHI, N. et al, Boron Bearing Steels for Continuously Annealing to Produce Deep Drawing and High Strength Steel Sheets, In: METALLURGY OF CONTINUOUS ANNEALED SHEET STEEL, ed. R. Pradhan, 1982, p.133-155.
- TAKASAKI, J., SATOH, H., YASUDA, A., Method of Manufacturing Cold Rolled Steel Sheets for Extra Deep Drawing with an Excelent Press Formability, US Patent nº4,517,031, 1985.
- TAKESHI, H., Developments in High-Strength Hot and Cold Rolled Steel for Automotive Applications, in: HOT & COLD ROLLED SHEET STEELS, ed. R. Pradhan and G. Ludkovsky, 1988, p.1117-138.
- TAKESHI, H., Recent Developments in the Metallurgical Technology of Continuous Annealing for Cold-Rolled and Surface-Coated Sheet Steels. In: INTERNATIONAL

SYMPOSIUM OF RECENT DEVELOPMENTS IN THE ANNEALING OF SHEET STEELS, 1991, apud BORDIGNON, P.J.P., *Microliga em Chapas de Aço para Indústria Automobilística*, In: 1^o SEMINÁRIO SOBRE CHAPAS METÁLICAS PARA A INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA, 1992, p.147-161.

TAKESHI, H., Metallurgical Aspects on Interstitial-Free Sheet Steels from Industrial Viewpoints. In: INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, 1994, p.1-8.

TANAKA, H., OGURA, Y., YOSHIOKA, K., HIROSI, T., YAMANA, H., SAKO, M., Development of Ultra-low Carbon Sheet Steels with Excellent Formability, NIPPON KOKAN TECHNICAL REPORT, n^o 48, 1987, p.21-28.

TITHER, G., GARCIA, C.I., HUA, M., De ARDO, A.J., Precipitation Behavior and Solute Effects in Interstitial-Free Steels, In: INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, 1994, p.293-322.

TOKUNAGA, Y., YAMADA, M., ITOH, K., Effect of Combined Addition of Nb and Ti on the Mechanical Properties of Extra Low Carbon Steel Sheets, TETSU-TO-HAGANÉ, n^o 73, 1987, p.109-116, apud TOKUNAGA, Y., KATO, H., Application of Interstitial-Free (IF) Sheet Steels to Automobile Parts. In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.91-108.

TOKUNAGA, Y., KATO, H., Application of Interstitial-Free (IF) Sheet Steels to Automobile Parts. In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.91-108.

TSUNOYAMA, K. et al, Effects of Lowering Sulfur Content in Ti-Added Deep-Drawable Hot and Cold Rolled Sheet Steels, In: HOT & COLD ROLLED SHEET STEELS, ed. R. Pradhan and G. Ludkovsky, 1988, p.155-164.

- TSUNOYAMA, K., SATOH, S., YAMAZAKI, Y., ABE, H. Recent Advance in Interstitial-Free Steels for formable Cold-Rolled Sheet Applications. In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.127-141.
- VAN ES, M.A.H., VAN DER HAIDEN, A., BEISER, R.R., BOOM, R., Metallurgical and Operating Results of the RH-OB Installation at Hoogovens Ijmuiden, FACHBERICHTE HUTTENPRAXIS METALLWIETERVERARBEITUNG, vol.24, n^o 10, 1986, apud CRAMB, A.W., BYRNE, M., Steelmaking and Castings Practices for High Quality Interstitial-Free Steel, In: METALLURGY OF VACUUM-DEGASSED STEEL PRODUCTS, Ed. by R. Pradhan, 1990, p.3-27.
- WILSHYNSKY, D.O., KRAUSS, G., MATLOCK, D.K., Recrystallization Behavior of Interstitial-Free Sheet Steels, In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON INTERSTITIAL-FREE SHEET STEEL: PROCESSING, FABRICATION AND PROPERTIES, 1994, p.69-79.
- YAMADA, M., TOKUNAGA, Y., Effect of Nb and Ti Addition on the Mechanical Properties of Extra Low Carbon Cold Rolled Sheet Steel, Trans. ISIJ, 25, 1985, p.B272.
- YASUDA, A., ITO, K., TSUNOYAMA, K., Review of Continuously Cast Sheet Steel for Enameling, In: TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, ed. R. Pradham, 1985, p.273-285.
- YODA, R., TSUKATANI, I., INOUE, T., SAITO, T., Effect of Chemical Composition on Recrystallization Behavior and \bar{r} - value in Ti-added Ultra Low Carbon Sheet Steel, ISIJ INTERNATIONAL, vol. 34, 1994, p.70-76.