

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

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS
TÉRMICOS INTERCRÍTICOS NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DO AÇO API 5L X65

Autor: Pedro Carneiro Sant'Anna

Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira

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

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS
TÉRMICOS INTERCRÍTICOS NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
MECÂNICAS DO AÇO API 5L X65

Autor: Pedro Carneiro Sant'Anna

Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 2006

S.P.- Brasil

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

Sa59i Sant' Anna, Pedro Carneiro
Influência de tratamentos térmicos intercríticos na
microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65 /
Pedro Carneiro Sant' Anna.--Campinas, SP: [s.n.], 2006.

Orientador: Itamar Ferreira
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas,
Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Aço – Tratamento térmico. 2. Aço – Propriedades
mecânicas. 3. Microestrutura. 4. Soldagem. I. Ferreira, Itamar.
II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

Titulo em Inglês: The effect of the intercritical heat treatment on the microstructure and
mechanical properties of the API 5L X65 steel

Palavras-chave em Inglês: Fracture toughness, M-A constituent, HSLA steel, Heat
treatment, Mechanical properties

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Maria Clara Filippini Ierardi, Rezende Gomes dos Santos, Samuel
Irati Novaes Gomes e João Manoel Domingos de Almeida Rollo

Data da defesa: 30/03/2006

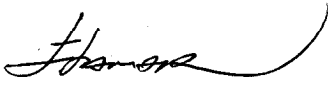
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

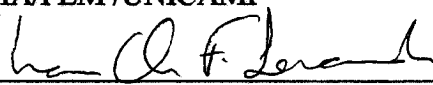
INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS
INTERCRÍTICOS NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L X65

Autor: Pedro Carneiro Sant'Anna

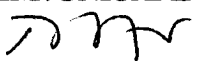
Orientador: Prof. Dr. Itamar Ferreira



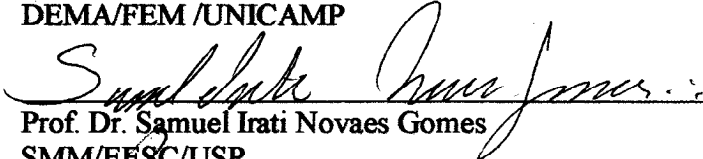
Prof. Dr. Itamar Ferreira
DEMA/FEM /UNICAMP



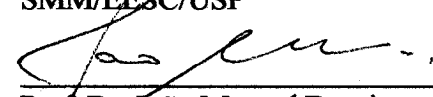
Prof.ª Dr.ª Maria Clara Filippini Ierardi
DEMA/FEM /UNICAMP



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
DEMA/FEM /UNICAMP



Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes
SMM/EESC/USP



Prof. Dr. João Manoel Domingos de Almeida Rollo
SMM/EESC/USP

Campinas, 30 de Março de 2006

Resumo

SANT'ANNA, Pedro Carneiro. *Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2006. 148 p. Tese (Doutorado).

Investigou-se o efeito de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65 comumente utilizado em tubulações soldadas para transporte de óleo e gás. Vários pesquisadores demonstraram a existência de zonas frágeis na região intercrítica da zona afetada pelo calor (ZAC) de aços C-Mn e ARBL (alta resistência e baixa liga), produzidas durante o procedimento de soldagem de passe único e passes múltiplos. Além dos efeitos nocivos da martensita e da bainita superior, o microconstituente formado por martensita-austenita retida, denominado constituinte M-A, é usualmente apontado como sendo o principal responsável pela degradação da tenacidade à fratura de alguns destes aços. Após os tratamentos térmicos de homogeneização e normalização, amostras do aço API 5L X65 foram submetidas a tratamentos térmicos intercríticos, realizados a 780 °C por 20 minutos e resfriadas com taxas equivalentes às dos insumos de calor obtidos em soldagens por arco submerso em chapas de 12 mm. As propriedades mecânicas foram avaliadas por meio dos ensaios de tração, dureza, resistência ao impacto Charpy e tenacidade à fratura CTOD. As características microestruturais foram analisadas por meio de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. O tratamento térmico de homogeneização foi eficiente para eliminar o bandeamento e a linha de segregação central da chapa. Verificou-se que o constituinte M-A está presente em todas as condições de resfriamento dos tratamentos térmicos realizados na região intercrítica, incluindo aquelas que promoveram alta tenacidade à fratura. A redução da taxa de resfriamento aumenta a quantidade do constituinte M-A até um determinado limite, pois ele se decompõe em ferrita + carbonetos. Pode-se concluir que os baixos níveis de tenacidade à fratura e ductilidade estão relacionados com a fração volumétrica da martensita obtida em altas taxas de resfriamento ou ao constituinte M-A com caráter martensítico. A condição intercrítica resfriada com taxa de 19 °C/s foi a que promoveu melhor relação resistência mecânica e tenacidade à fratura. Deve-se, portanto, selecionar procedimentos de soldagem que reduzam a fração volumétrica da martensita e do constituinte M-A.

Palavras-Chave: Tenacidade à fratura, tratamento térmico, constituinte M-A, propriedades mecânicas, aço ARBL, caracterização microestrutural.

Abstract

SANT'ANNA, Pedro Carneiro. *The effect of the intercritical heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the API 5L X65 steel*. Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, São Paulo State, Brazil, 2006. 148 p. Doctoral Thesis.

The intercritical heat treatment effect on the microstructure and mechanical properties of the API 5L X65 steel, widely used in oil and gas pipeline, was investigated. Many researchers have suggested the existence of local brittle zones in the intercritical heat treatment zone (haz) of C-Mn and HSLA (high strength low alloy) steels of single and multipass welding. Beyond deleterious effect of the martensite and upper bainite, the martensite and retained austenite microstructure, named M-A constituent, is usually pointed as being responsible for the toughness degradation of some of these steels. The specimens were submitted to homogenization and normalizing heat treatments, and then they were submitted to intercritical heat treatments performed at 780 °C for 20 minutes; after that the specimens were cooled using different cooling rates. The cooling rates were equivalent to the heat input obtained with 12 mm steel plate submerged arc weld. The tension, Vickers hardness, Charpy impact and CTOD tests were conducted. Microstructure characterizations were performed by using optical and scanning electron microscopy. Homogenization heat treatment was efficient to eliminate banding and the centerline segregation. It was verified that M-A constituent is present in all intercritical heat treatment conditions, including those of high fracture toughness. The cooling rate reduction increases the amount of M-A constituent until a certain limit, then it decomposes in ferrite + carbides. It was concluded that low toughness and ductility levels are closely related with the volume fraction of martensite obtained in high cooling rates or with M-A constituent with a martensite character. The intercritical condition with 19°C/s cooling rate promoted the best correlation between strength and fracture toughness. To improve the intercritical HAZ toughness of welds, it is suggested to select a welding procedure that diminishes the proportion of martensite and M-A constituent.

Key words: fracture toughness, M-A constituent, HSLA steel, heat treatment, mechanical properties, microstructural characterisation.

Agradecimentos

Ao Prof. Dr. Itamar Ferreira pela orientação, incentivo e incansável apoio;

Ao Prof. Dr. Lisandro Cardoso pela realização da difração de RX no laboratório de difração do Instituto de Física da Unicamp;

Ao Prof. Dr. João Manoel Rollo e ao técnico de laboratório Pedro di Lorenzo pela utilização e execução dos ensaios no microscópio de platina aquecida e no dilatômetro da EESC-USP;

Ao Prof. Dr. Irati pela orientação e realização dos cordões de solda no laboratório da EESC;

Aos Técnicos de laboratório do Dema-Unicamp: Claudia, Rita e José Luis pela realização e apoio técnico nos ensaios metalográficos e mecânicos;

Aos Diretores, Coordenadores e Amigos da Coordenadoria de Mecânica do CEFET-ES pela viabilização do meu afastamento;

Ao Laboratório Nacional de Luz Sincrotron pela utilização do microscópio de varredura de alta resolução;

A Brasimet pela doação do polímero para têmpera;

A Villares Metals e ao técnico de laboratório João Luz pela realização dos ensaios de impacto Charpy;

Ao CNPq pelo financiamento deste trabalho.

SUMÁRIO

Lista de figuras	v
Lista de tabelas	xi
Nomenclatura	xiii
 Capítulo 1 – Introdução	 1
 Capítulo 2 – Revisão da Literatura	 4
 2.1 – Aço ARBL e o desenvolvimento dos aços API	 4
2.2 - A Laminação controlada e o resfriamento acelerado	11
2.3 – Carbono Equivalente	14
2.4 – Tratamento Térmico de Homogeneização	17
2.5 – Insumo de Calor	22
2.6 – Ciclo Térmico de Soldagem	22
2.7 - Metal de Solda e Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	24
2.8 - Regiões da Zona Afetada pelo Calor (ZAC).	25
2.9 - Microestruturas Formadas na Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	27
2.9.1 – Microestruturas e Propriedades da Região de Grãos Grosseiros da ZAC (GG-ZAC).	29
2.9.2 - Microestruturas e Propriedades da Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Intercriticamente (GGRIC-ZAC)	30
2.9.3 - Microestruturas e Propriedades da Região Intercrítica da ZAC (IC-ZAC)	30

2.10 – Tenacidade à Fratura e o Microconstituente M-A	33
2.11 – Efeito da Composição Química na Formação do M-A.	37
2.12 – Tenacidade à Fratura da Martensita e Bainita	38
2.13 - Justificativa para a Simulação Térmica: A ZAC REAL E A ZAC SIMULADA	39
2.14 - A Fragilização da ZTA e os Ensaio Mecânicos. A diferença entre Charpy e CTOD	40
 Capítulo 3 – Procedimentos Experimentais	 43
 3.1 - Material	 43
3.2 - Determinação das temperaturas de transformação de fase	44
3.3 – Determinação da direção de laminação	44
3.4 – Tratamentos Térmicos	45
3.4.1 – Normalização	44
3.4.2 – Homogeneização	46
3.4.3 – Tratamentos Intercríticos	47
3.5 – Realização do cordão de solda	50
3.6 – Ensaio Mecânicos	51
3.6.1 – Dureza	51
3.6.2 – Ensaio de Microdureza	51
3.6.3 – Tração	52
3.6.4 – Impacto Charpy-V	53
3.6.5 – Tenacidade a Fratura CTOD	53
3.7 – CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA	55
3.7.1 – Microscopia Ótica	55
3.7.2 – Microscópio Eletrônico de Varredura	57
3.7.3 – Difração de RX	57
3.7.4 – Determinação de Tamanho de Grão	58
3.7.5 – Determinação de Fração Volumétrica das Fases	58
3.7.6 – Microscópio ótico com Platina Quente	59

3.8 – Deposição de Níquel na Superfície de Fratura	59
Capítulo 4 – Resultados e Discussão	60
4.1 – Condição “Como Fornecido” (CF).	60
4.1.1 – Caracterização da Microestrutura da Condição CF	60
4.1.2 – Microanálise das Bandas	64
4.1.3– Microdureza das Fases Presentes na Condição CF	65
4.2 – Tratamento Térmico de Normalização	65
4.3 – Tratamento Térmico de homogeneização	66
4.4 – Determinação do Tamanho de Grão	69
4.4.1 – Tamanho dos Grãos da Austenita Prévia das Condições CF e H	69
4.4.2 – Tamanho dos Grãos de Ferrita das Condições CF e H	70
4.5 – Caracterização da Microestrutura da Condição H	71
4.6 – Avaliação do Crescimento do Grão da Austenita	72
4.7 – Tratamentos Intercríticos	74
4.7.1 – Determinação das Taxas e Meios de Resfriamento.	75
4.7.2 – Caracterização da Microestrutura Obtida nos Tratamentos Intercríticos	76
4.7.3 – Estimativa da Microestrutura Obtida nos Tratamentos Intercríticos por meio de Modelagem Matemática	76
4.7.3.1 – Estimativa das velocidades críticas de resfriamento	77
4.7.3.2 – Estimativa da taxa de resfriamento necessária para se obter uma dada microestrutura.	78
4.7.3.3 – Estimativa do Percentual de fases, Dureza Vickers e Diagrama CCT e TTT	80
4.7.4 – Estimativa da microestrutura utilizando-se diagramas CCT de outros aços.	82
4.7.5 – Microestrutura obtida em cada condição Intercrítica	83
4.8 – Microanálise EDX do constituinte M-A	92
4.9 – Difração de RX	93
4.10 – Microestruturas da soldagem convencional	96
4.11 – ENSAIO DE DUREZA	99

4.12 – ENSAIO DE MICRODUREZA	100
4.13 – ENSAIO DE TRAÇÃO	102
4.14 – RESULTADOS DOS ENSAIOS CHARPY	106
4.15 – ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA CTOD	115
4.15.1 – Fratura no Ensaio CTOD das Condições como fornecido CF e homogeneizada H	116
4.15.2 – Fratura no Ensaio CTOD das Condições com Tratamentos Intercríticos	119
4.16 - OTIMIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS	122
4.16.1 – Relação entre Tensão Máxima de Tração, CTOD (25°C) e Taxa de Resfriamento	122
4.16.2 -RELAÇÃO ENTRE CTOD (25°C) E TENSÃO MÁXIMA DE TRAÇÃO	123
4.16.3 –Relação entre CTOD (25°C) e Energia Absorvida no Ensaio de Impacto CHARPY	124
4.17 – Resultados da deposição de níquel na superfície de fratura	125
Capítulo 5: Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros	127
Capítulo 6 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	130

Índice de figuras

Figura 2.1. Desenvolvimento dos Aços API. Adaptado de Hillenbrand (2002).	6
Figura 2.2. Trincas em tubulações. (a) propagação da trinca, (b) introdução de bloqueadores e (c) avanço da trinca bloqueado. Fonte Brauer et al. (2004).	7
Figura 2.3. Micrografias características de três aços API, mostrando a relação entre a evolução do processamento dos aços e o tamanho dos grãos. (a) API X60, (b) API X70 e (c) API X 80. Fonte Hillenbrand (2002).	8
Figura 2.4. Redução de peso da tubulação em função do tipo de aço. Fonte Hillenbrand (2004).	10
Figura 2.5. Opções metalúrgicas para o API X100 pesquisadas pelo EUROPIPE. Adaptado de Buzzichelli & Anelli (2002).	11
Figura 2.6. Esquema da laminação controlada com e sem o resfriamento acelerado. Adaptado de Hillenbrand (2001).	12
Figura 2.7. Microestrutura do aço em condições distintas de processamento. (a) - tratamento termomecânico convencional, (b) – tratamento termomecânico + dois estágios de resfriamento acelerado. Fonte: Hillenbrand et al. (2001).	13
Figura 2.8. Efeito do carbono equivalente na temperatura de transição FATT (baseada na aparência da fratura). Fonte Graf & Niederhoff (2000).	15
Figura 2.9. Influência do teor de carbono e do carbono equivalente na susceptibilidade a trincas na ZAC. Adaptado de ISG PLATE (2003).	16
Figura 2.10. Micrografia mostrando o bandeamento em aço de alta resistência e baixa liga. F – ferrita, P – perlita. Fonte: Thompson et al. (1992).	18
Figura 2.11. Micrografias de um aço API X70: (a): linha de segregação central,	21

(b): trinca na interseção da linha de segregação central e a região intercrítica da ZAC. Fonte Omweg (2003).	
Figura 2.12. Curva da temperatura em função do tempo indicando a variação do ciclo térmico de soldagem em função da posição do termopar (S, B ou R). Adaptado de Linnert (1994).	24
Figura 2.13. Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. Nital 2%. MS - metal de solda, ZAC - zona afetada pelo calor, MB - metal base. Fonte: Barsanti et al. (2001).	25
Figura 2.14. Esquema de uma junta soldada, mostrando as sub-regiões da ZAC e as respectivas faixas de temperaturas. Fonte: Grong (1984).	26
Figura 2.15. Esquema e macrografia das sub-regiões da ZAC. (a) esquema das sub-regiões, (b) sub-regiões da ZAC de um aço API X65 atacado com Nital 2%. MB – metal base, MS – metal de solda, GG-ZAC – região de grãos grosseiros, RG-ZAC – região de refino de grão e IC-ZAC – região intercrítica. Fonte: Takahashi et al. (1996).	27
Figura 2.16. Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL - Nital 2% - (a) e uma ilustração da ZAC obtida com soldagem de dois passes (b). MS - metal de solda, MB - metal base.	28
Figura 2.17. Efeito do pico de temperatura na energia absorvida a -22 °C no ensaio Charpy-V.	28
Figura 2.18: Ciclo térmico da região intercrítica da ZAC em função do insumo de calor. Adaptado de Fairchild et al. (1991).	31
Figura 2.19. Martensita no interior do constituinte M-A. (a) MEV, ataque Villela, fonte: Kaplan (2001), (b) MET, ataque Nital, fonte: Rebello (1996). F – ferrita, M – martensita, A – austenita.	32
Figura 2.20: Representação esquemática dos mecanismos de iniciação da clivagem. Fonte: Davis & King (1994).	34
Figura 2.21. Variação da energia absorvida, dureza HV, tamanho do grão da austenita e fração de M-A em função do tempo de resfriamento. (a) aço HY80, (b) aço HY100. Fonte: Matsuda et al. (1991).	35

Figura 2.22. Morfologia do constituinte M-A (fase clara). (a) M-A alongado, fonte: Li et al. (2001) e (b) M-A poligonal, fonte: Li et al. (2003).	36
Figura 3.1: Posição das barras em relação à direção de laminação da chapa.	45
Figura 3.2: Monograma de INAGAKI e NAKAMURA que associa insumo de calor com espessura da chapa. H – insumo de calor, h – espessura da chapa, T_0 – temperatura inicial, $\Delta t_{8/5}$ – tempo de resfriamento. Extraído de Rajad, (1992)	48
Figura 3.3: Curvas da evolução térmica no resfriamento das amostras:	49
(a) resfriamento em salmoura, (b) resfriamento com polímero solúvel em água.	
Figura 3.4: Desenho da amostra do ensaio de tração.	52
Figura 3.5: desenho do corpo de prova para o ensaio Charpy-V.	53
Figura. 3.6: desenho do corpo de prova CTOD	54
Figura 3.7: (a) esquema da superfície de fratura do corpo de prova CTOD e (b) foto da superfície de fratura com indicação da região da pré-trinca de fadiga.	55
Figura 4.1: Inclusões presentes no aço na condição como fornecido CF.	61
(a) inclusões de óxidos, (b) inclusões de sulfetos	
Figura 4.2: Bandeamento do aço na condição CF. (a): MO. Ferrita (fase clara) e Perlita (escura), (b): MEV. Ferrita (escura) e Perlita (clara). Nital 2%.	61
Figura 4.3: Linha central de segregação na chapa do aço na condição CF. (a) segregação em amostra embutida, Nital 2%. (b): segregação e bandeamento. MO. Nital 2%.	62
Figura 4.4: Região da segregação na condição CF. A Fase marrom claro é ferrita, a fase mais escura é perlita. A fase branca é o constituinte M-A. Ataque reagente Lepera.	63
Figura 4.5: Região da segregação central na condição CF. As fases azuladas são ferrita. A fase branca é o constituinte M-A. Ataque reagente Klemm1.	63
Figura 4.6: Região fora da linha de segregação central na condição como fornecido CF. Ataque Lepera. A fase escura é perlita e a fase marrom é ferrita.	64
Figura 4.7: Microestrutura da condição CF. (a) bandas de perlita (escuras) e ferrita (claras), (b) após normalização por 30 min, (c) após normalização por 40 min, (d) após normalização por 50 min. Nital 2%.	66
Figura 4.8: Esquema dos tratamentos de homogeneização e normalização	67

Figura 4.9: Micrografias mostrando a eficiência dos tratamentos de homogeneização + normalização (H). (a) condição como fornecido, Nital 2%; (b) condição H, Nital 2%; (c) condição como fornecido, ataque Obberhoffer; (d) condição H, ataque Obberhoffer.	68
Figura 4.10: austenita prévia. (a): Condição CF; (b): Condição H	70
Figura 4.11: microestrutura das condições CF e H. (a) condição CF; (b) condição H. A fase clara é ferrita e a escura perlita.	70
Figura 4.12: microestruturas da condição H. (a) MO, ataque Nital 2%; (b) MEV, ataque Nital 2%; (c) MO, ataque Klemm1; (d) MO, ataque Lepera.	71
Figura 4.13: Crescimento da fase austenita em 780 °C. Os grãos poligonais (claros) são de ferrita. Os contornos mais escuros são austenita.	73
Figura 4.14: Esquema dos tratamentos intercríticos utilizados neste trabalho	75
Figura 4.15: Esquema das possíveis microestruturas obtidas em função das taxas de resfriamento, obtidas na modelagem, para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho	80
Figura 4.16: Relação entre Taxa de Resfriamento, Percentual de fases e dureza Vickers, para o aço API 5L X65, segundo modelo disponível em http://engm01.ms.ornl.gov/ (agosto de 2002).	81
Figura 4.17: Diagramas TTT e CCT, para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho, segundo modelo disponível em http://engm01.ms.ornl.gov/ (agosto de 2002).	81
Figura 4.18: Curva CCT do aço ARBL, obtido por laminação controlada, cuja composição está na tabela 4.5. Adaptado de EUR 13620 (1991).	82
Figura 4.19: micrografias para medida do tamanho de grão. (a) condição H, (b) condição S.	84
Figura 4.20: Micrografias da condição S. (a): MO, ataque com Nital 2%; (b): MEV, ataque com Nital 2%; (c): MO, ataque com Klemm1; (d): MO, ataque Lepera. Legenda: M – martensita, F - ferrita	85
Figura 4.21: Condição 1K. (a): MO, Nital 2%; (b) MEV, Nital 2%; (c): MO, Klemm1. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida.	87

Figura 4.22 – Condição 2K. (a): MO, Nital 2%; (b): MEV, Nital 2%, (c): MO, Klemm1. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida.	88
Figura 4.23: micrografias da condição 3K. (a): MO, Nital 2%; (b): MEV, Nital 2%; (c): MO, Klemm1. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida, C – carbonetos (perlita/bainita?)	89
Figura 4.24 – Condição 5K. (a): MO, Nital 2%; (b): MEV, Nital 2%; (c): MO, Nital 2%. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita, P – perlita.	90
Figura 4.25 – micrografias da Condição N. (a): MO, Nital 2%; (b) MEV, Nital 2%; (c): MO, Klemm1; (d): MO, Lepera. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida, P - perlita	91
Figura 4.26: Evolução do percentual do constituinte M-A com a taxa e resfriamento	93
Figura 4.27: Difractogramas de algumas condições simuladas. (a): condição 3K, (b): condição N, (c) condição 1K.	94
Figura 4.28: macrografias mostrando a influência do insumo de calor na dimensão da ZAC. (a): insumo de 2kJ/mm; (b): insumo de 3 kJ/mm; (c): insumo de calor de 4 kJ/mm.	97
Figura 4.29: micrografias das soldagens convencionais atacadas com reagente Klemm1. (a): insumo de calor de 2 kJ/mm; (b): insumo de calor de 3 kJ/mm. (c): insumo de calor de 4 kJ/mm. A fase branca é o constituinte M-A.	98
Figura 4.30: Variação da dureza em função da taxa de resfriamento para o aço API 5L X65.	100
Figura 4.31: Variação do limite de resistência à tração e do alongamento com a taxa de resfriamento para as condições estudadas	104
Figura 4.32: Relação entre a Razão de Escoamento (σ_e/σ_t) e a taxa de resfriamento.	105
Figura 4.33: Curva da energia absorvida, em função da temperatura, no ensaio de Charpy-V.	106
Figura 4.34: Bandeamento e delaminação em corpos de prova Charpy. (a): esquema da orientação “crack divider”; (b): plano da superfície de fratura. Bandeamento, linha de segregação central e separações. Ataque Nital2%	110

Figura 4.35: Fratografia da fratura das amostras Charpy da condição 3K	113
Figura 4.36: Energia absorvida a -20°C em função da taxa de resfriamento	114
Figura 4.37: Variação da temperatura de transição T_{30J} com a taxa de resfriamento.	115
Figura 4.38: Valores do CTOD (δ_m) para as condições estudadas.	116
Figura 4.39: fractografias das condições CF e H do ensaio CTOD com aumentos distintos. (a) condição CF; (b) condição CF; (c) condição H; (d) condição H.	117
Figura 4.40: fratografias das condições S, 1K e 2K. (a, b): condição S (taxa de resfriamento de 200 °C/s); (c, d): condição 1K (60 °C/s); (e,f): condição 2K (19 °C/s).	120
Figura 4.41: Fratografia das condições 3K, 5K e N. (a,b): condição 3K (taxa de resfriamento de 8,5 °C/s); (c,d): condição 5K (3 °C/s); (e,f): condição N (2 °C/s).	121
Figura 4.42 – Relação entre Limite de Resistência, CTOD e taxa de resfriamento	122
Figura 4.43: Relação entre CTOD e Limite de Resistência à Tração para as condições de tratamento	123
Figura 4.44: Relação entre CTOD e energia absorvida (Charpy) com a taxa de resfriamento	124
Figura 4.45: Perfil da superfície de fratura dos corpos de prova do ensaio CTOD recoberta com níquel. Ataque Klemm1. (a): condição S, região de clivagem, (b): condição S, região de crescimento estável da trinca; (c): condição 2K, região de clivagem; (d): condição 2K, região de crescimento estável da trinca.	125

Índice de tabelas

Tabela 2.1: Considerações básicas para seleção do processo de fabricação e composição química de um aço ARBL visando boa tenacidade à fratura e soldabilidade da chapa. Adaptado de Hannertz (1995).	17
Tabela 2.2: Composição química dos aços A e B. Fonte: Fairchild et al. (1991)	41
Tabela 2.3: Resultados dos Ensaios Charpy-V e CTOD dos aços A e B. Fonte: Fairchild et al. (1991)	42
Tabela 3.1: Composição Química dos Principais Elementos do aço API 5L X65	43
Tabela 3.2: Temperaturas de transformação do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho	44
Tabela 3.3: Relação entre insumo de calor e tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ (s).	49
Tabela 3.4: Insumos de Calor e Parâmetros de Soldagem Utilizados neste Trabalho.	51
Tabela 4.1: Composição química média (% peso) das bandas	64
Tabela 4.2: Microdureza das Fases da Condição CF	65
Tabela 4.3: Fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas condições CF e H.	72
Tabela 4.4: Meios de resfriamento das condições intercríticas utilizadas neste trabalho, taxas de resfriamento e os equivalentes insumos de calor*.	75
TABELA 4.5: Composição química do aço ARBL (% peso)	83
Tabela 4.6: Fração volumétrica das fases para as condições submetidas a tratamentos térmicos intercríticos utilizadas neste trabalho	84
Tabela 4.7: Microanálise EDX da ferrita e do constituinte M-A	93
Tabela 4.8: Percentual do constituinte M-A das condições Simuladas e dos cordões de solda	97
Tabela 4.9: Dureza Vickers das condições CF (como fornecido) e H (homogeneizada e normalizada)	99

Tabela 4.10: Dureza das condições Intercríticas	100
Tabela 4.11: Microdureza Vickers das fases presentes nas condições CF e H	101
Tabela 4.12: Microdureza das fases nas condições intercríticas S, 3K e N	101
Tabela 4.13: Resultado do Ensaio de Tração das condições CF e H nas orientações longitudinal e transversal	102
Tabela 4.14: Resultados dos ensaios de tração das condições intercríticas estudadas neste trabalho.	103
Tabela 4.15: Taxa de resfriamento e razão de escoamento	105
Tabela 4.16: Fratografia da superfície de Fratura das Condições nas Temperaturas de 25 °C, -20 °C e -55 °C.	107
Tabela 4.17: Fratografias das condições S e 1K, mostrando os valores da energia absorvida	111
Tabela 4.18: Fratografias das condições 2K, 3K, 5K e N, mostrando a energia absorvida.	112
Tabela 4.19: Energia absorvida (Eab) a (-20) °C	114
Tabela 4.20: Temperatura de transição em 30J (T _{30J})	115
Tabela 4.21: CTOD das condições	116

Nomenclatura

Letras Latinas

a – Alongamento

a₀ – Comprimento inicial da pré-trinca de fadiga

ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

B – espessura do corpo de prova CTOD

B – Bainita

CCT – Curva de Transformação com Resfriamento Contínuo

C_{eq} – Carbono Equivalente

CTOD – Crack Tip Opening Displacement

F – Ferrita

FATT – Temperatura de transição dúctil-frágil baseada na aparência da fratura (50% de clivagem)

GG-ZAC – região de grãos grosseiros da ZAC

H – Insumo de calor (soldagem)

HV – Dureza Vickers

IC-ZAC – Região intercrítica da ZAC

M – Martensita

M-A – constituinte martensita-austenita retida

MB – Metal de base

MS – Metal de solda

P – Perlita

P_{cm} – Parâmetro de trincamento modificado para determinação do carbono equivalente

RG-ZAC – Região de refino de grãos na ZAC

t – Tempo

T – Temperatura

T_p – Temperatura de pico (na soldagem)

v – Velocidade de soldagem

V – Tensão do arco de soldagem

W – Largura do corpo de prova CTOD

Z(%) – Percentual de Estricção

ZAC – Zona afetada pelo calor (na soldagem)

Letras Gregas

$\Delta t_{8/5}$ – Taxa de resfriamento entre 800°C e 500°C

σ_e – Limite de escoamento

σ_t – Limite de resistência à tração

δ_m – Valor do CTOD na carga máxima

Siglas

API – American Petroleum Institute

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ASTM – American Society for Testing Materials

AWS – American Welding Society

IIW –International Institute of Welding

JCPDS – Joint Committee of Powder Diffraction Standards

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

Segundo Morrison et al. (1993), Fisher & Dexter (1993) e Paules (1991), desde a década de 40, quando o processo de soldagem passou a ser cada vez mais empregado na fabricação, o projeto de novos aços tem sido bastante influenciado pela exigência de bons níveis de soldabilidade e tenacidade à fratura.

Conforme Buzzichelli & Anneli (2002), o desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) e de graus mais elevados de aços microligados da classe API com maior resistência mecânica, foi também influenciado pela necessidade de fabricar tubulações com grande diâmetro, com menor espessura de parede e operando sob alta pressão, permitindo aumentar a produtividade, tanto pela redução do peso da estrutura, quanto pelo aumento do volume de fluido transportado com segurança através de grandes distâncias. Fairchild (1990) destaca que pressões elevadas geram um estado de tensões bastante severo sobre um defeito (ou trinca) potencialmente presente no material do tubo, e a extensão estável deste defeito numa parede de pequena espessura pode levar à falha da estrutura, já que a margem de propagação é menor. É necessário considerar que uma falha neste tipo de estrutura gera danos materiais, ambientais e humanos de grandes proporções.

A demanda mundial por tubos para oleodutos e gasodutos de grande vazão aumentou significativamente nas últimas décadas. No Brasil houve um grande aumento na produção de petróleo e gás natural. A Agência Nacional de Petróleo (ANP) (2004) revela que no período de

1993 a 2003 houve um aumento de 640 mil para 1500 mil barris/dia de petróleo e um crescimento de 17 milhões para 46 milhões de m³/dia de gás natural. Segundo a TenarisConfab (2004) e Transportadora Brasileira Gasoduto Brasil Bolívia (TBG) (2003), na construção do gasoduto Bolívia-Brasil foram utilizados tubos de aço API 5L X70 de fabricação nacional, com diâmetro de 813 mm, num total de aproximadamente 540 mil toneladas de aço.

Iki et al. (1998) e Ishikawa et al. (1998) destacam que a exploração de óleo e gás está deslocando-se para o mar em profundidades cada vez maiores e também é realizada em regiões do Mar do Norte onde há o problema das baixas temperaturas. Para construção de tubos e plataformas são exigidos aços com suficiente tenacidade em baixas temperaturas, como -40 °C, e boa soldabilidade para evitar o risco de fratura frágil. Hulka (1997), Graf & Hillenbrand (1995) e Hillenbrand et al (2004), dentre outros, afirmam que atualmente, no projeto de aços com elevada resistência como o API X80 e API X100, tem-se procurado desenvolver microestruturas como ferrita acicular ou bainita com elevada tenacidade à fratura.

Hulka (1997) e DeArdo (1995) reconhecem que a conjunção das técnicas de laminação controlada e a adição de elementos de microliga permitem o desenvolvimento de uma microestrutura com tamanho de grão refinado que exibe alta tenacidade à fratura e resistência mecânica, possibilitando execução de projetos com redução de peso. Contudo, Grong & Akselsen (1984) e Devillers et al. (1993), dentre outros, provam que este balanço de propriedades pode ser alterado pelos ciclos térmicos de soldagem, produzindo áreas com baixa tenacidade conhecidas como “zonas frágeis localizadas”.

Linnert (1994) e Hrivnak (1995) ressaltam que durante a soldagem de um aço, as microestruturas da zona afetada pelo calor (ZAC) passam por importantes alterações metalúrgicas que promovem modificações nas propriedades mecânicas da ZAC. As alterações irão depender da microestrutura formada, ou seja, da composição química (temperabilidade) do metal base, do ciclo térmico e do tamanho de grão da austenita prévia. Estas variáveis estão inter-relacionadas. Embora a zona afetada pelo calor seja de pequena dimensão, regiões frágeis podem ter uma grande influência na integridade da estrutura devido à falha por fratura frágil. Autores como Akselsen et al. (1988), Tvergaard & Needleman (2000), Hattingh & Pienaar (1998) e Li et

al. (2001) demonstraram por meio de ensaios de tenacidade à fratura e também pelo ensaio de impacto Charpy-V, que a fragilização da zona afetada pelo calor está localizada preferencialmente na região de grãos grosseiros, na região intercrítica (parcialmente transformada) e na região de grãos grosseiros reaquescida intercriticamente (caso de soldagens com passes múltiplos). As causas apontadas pelos pesquisadores variam desde a formação de martensita até bainita superior, dependendo da composição do aço, do ciclo térmico e da região da ZAC. É muito enfatizado o efeito nocivo do constituinte M-A (martensita-austenita retida) na tenacidade à fratura de alguns aços.

O objetivo deste trabalho é caracterizar e analisar a microestrutura e as propriedades mecânicas (dureza, resistência à tração, ductilidade, tenacidade à fratura e resistência ao impacto Charpy) do aço API 5L X65 submetido a seis tratamentos térmicos na temperatura da região intercrítica (780 °C) por 20 minutos, com taxas de resfriamento de 200°C/s, 60, 45, 25, 3 e 2 °C/s, equivalentes a algumas taxas obtidas em soldagens por arco submerso (processo usualmente empregado na soldagem de tubos de aço API). Analisou-se a influência destas condições de tratamento intercrítico nas propriedades mecânicas do aço API 5L-X65, porque a região intercrítica da zona afetada pelo calor (IC-ZAC) é susceptível a falhas em serviço. Foi dada especial atenção à identificação e quantificação do constituinte M-A. Pretende-se, assim, fornecer subsídios para possibilitar o controle das variáveis de processo que acarretem na adequada execução do processo de soldagem do aço API 5L X65, reduzindo ou eliminando a possibilidade de baixa resistência à tração e tenacidade à fratura promovida por uma microestrutura inadequada.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1 - Aço ARBL e o desenvolvimento dos aços API

Akselsen et al. (1990) e Chen et al. (1984) ressaltam que os aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) têm sido utilizados com sucesso em aplicações que requerem um custo relativamente baixo, boa resistência mecânica e tenacidade. Estes aços são empregados em tubos, vasos de pressão, estruturas navais, vagões, tanques, estruturas offshore, construção civil, componentes automotivos e outros. O Instituto Americano de Petróleo (API) tem regulamentado a fabricação dos aços e tubos para a produção de dutos, por meio da norma API 5L (especificação para dutos). Os vários graus dos aços para tubos, especificados pela norma API 5L, podem ser classificados como aços ARBL. Usualmente são microligados com nióbio, titânio ou vanádio, garantindo boa tenacidade à fratura, alta resistência à tração e resistência à fragilização por hidrogênio. Akselsen et al. (1998), Thaulow et al. (1985) e Akselsen et al. (1987) afirmam que devido ao efeito de endurecimento promovido pela adição dos elementos de liga, o teor de carbono pode ser reduzido, resultando em melhor soldabilidade e tenacidade à fratura. Novos materiais e consumíveis de soldagem têm sido desenvolvidos para atender as especificações das normas técnicas e exigências dos clientes. De acordo com Hannertz (1995), Morrison (1990), Heisterkamp et al. (1990) e Shiga (1990), no processo de fabricação procura-se otimizar a qualidade interna do aço reduzindo-se e controlando-se o nível de impurezas residuais como o enxofre e o fósforo e, também, evitando-se zonas de segregação e o bandeamento da

microestrutura, com a finalidade de dificultar a formação de trincas e regiões de alta temperabilidade. Graf et al. (1993), Reepmeyer et al. (2003), IIS-IIW-1281-91(1994) e Barsanti et al. (2001) destacam o grande avanço ocorrido nas técnicas de processamento termo-mecânico do aço, como os processos de laminação controlada e resfriamento acelerado.

Conforme enfatizado por Akselsen (1988), Thawlow et al. (1985) e Akselsen (1990), a conjunção das propriedades resistência mecânica e tenacidade à fratura é o resultado da combinação de uma microestrutura com grãos refinados, alta densidade de discordâncias (geradas pela deformação a frio do material), endurecimento por precipitação (causado por carbonetos de titânio, vanádio ou nióbio, finamente dispersos na matriz) e um endurecimento residual causado pela textura/anisotropia no material. A adição de elementos microligantes permitiu, inicialmente, uma significativa redução no carbono equivalente. Porém, uma maior redução no carbono equivalente tornou-se possível com procedimentos de melhoria no processamento termo-mecânico, como a laminação controlada, dentre outros.

Buzzichelli & Anneli (2002) destacam que, nos anos 60, importantes pré-requisitos começaram a ser introduzidos nas especificações com intenção de usar aços resistentes e tenazes para os novos gasodutos de grande diâmetro e produtividade. Desde então, materiais mais resistentes foram continuamente produzidos pelas laminações de tubos, com o objetivo de satisfazer as inovações propostas pelas exigentes especificações dos engenheiros projetistas das companhias de óleo. Isto, claro, refletiu num esforço enorme dos pesquisadores das companhias de aço e induziu o desenvolvimento de novas composições químicas, novos processos de laminação, tratamentos de refino do aço líquido, seguido de inovações apropriadas de conformação do tubo para as operações de soldagem. A construção de grandes gasodutos serviu de força motriz para as mudanças. Em menos de 20 anos, tubos de grande diâmetro altamente tenazes, com grande soldabilidade e resistência à tração, fabricados com o aço API X80 eram comercialmente disponíveis na Europa, América do Norte e Japão.

A evolução dos aços API 5L é mostrada no gráfico da figura 2.1. O grau do aço, segundo a norma API 5L (2000), reflete o valor mínimo do limite de escoamento do material em [ksi], ou seja, o API grau X60 tem limite de escoamento mínimo de 60 ksi. De acordo com Hillenbrand &

Kalwa (2002), até os anos 70, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), como os aços API X52 e API X60, eram produzidos pelo processo de laminação à quente seguida de normalização. Era necessário um cuidadoso projeto metalúrgico com o objetivo de prevenir a formação de bandas altamente segregadas (manganês e fósforo são os elementos chave) que promovem redução na resistência à fragilização por hidrogênio. Nos anos 70, a laminação à quente e a normalização foram complementadas pelo tratamento termo-mecânico, que possibilitou o desenvolvimento de aços até API X70, microligados com nióbio e vanádio e menor teor de carbono. Uma melhoria no processamento, consistindo de tratamento termo-mecânico com subsequente resfriamento acelerado, possibilitou a produção de aços mais resistentes como o API X80, com teor de carbono ainda mais reduzido e excelente tenacidade e soldabilidade. Hillenbrand & Kalwa (2002), Hillenbrand et al. (2004) e Buzzichelli & Anneli (2002) destacam que mais recentemente, adições de molibidênio, cobre e níquel, associadas a tratamentos termo-mecânicos com resfriamento acelerado modificado, tornaram possível o aumento da resistência e o desenvolvimento dos aços API X100 e API X120.

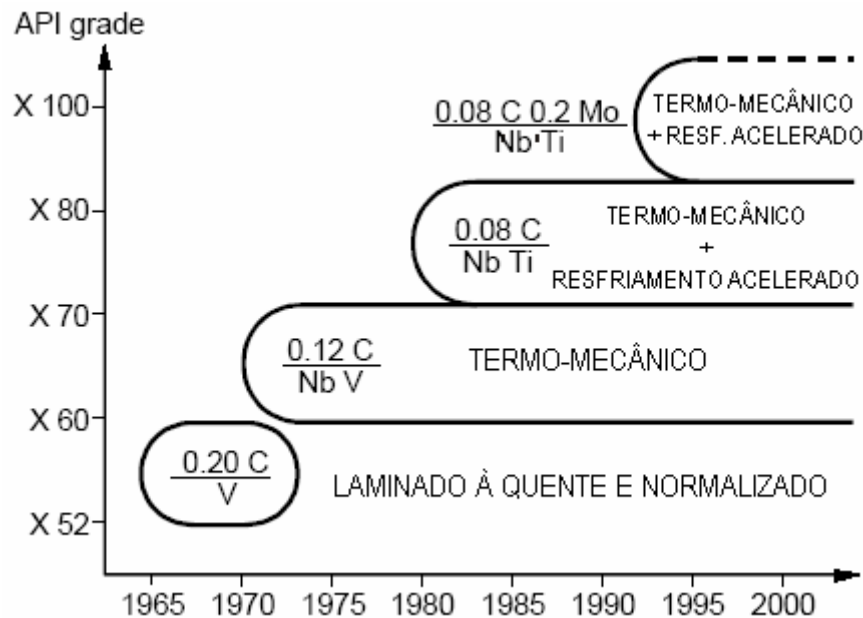


Figura 2.1. Desenvolvimento dos Aços API. Adaptado de Hillenbrand (2002).

As soluções dos produtores de aço convergiram em alguns aspectos básicos como: microestrutura dos aços com ferrita acicular de baixo carbono e/ou bainita inferior; aços com adequado nível de limpeza, capaz de atender eficientemente as mais exigentes especificações em

termos de resistência, ductilidade e soldabilidade, além de novos processos de laminação a quente e de resfriamento controlado. Brauer et al. (2004) relatam que houve grande esforço por parte de algumas entidades para realizar os ensaios dos tubos em escala real, especialmente aqueles associados com as várias possibilidades de modos de fratura. É reconhecido o fato de que o problema mais difícil de ser resolvido, para uma operação segura e econômica de tubulações de gás de alta pressão, é o controle da propagação da fratura frágil. De fato, num evento indesejável de uma falha acidental localizada, podem existir condições para que uma pequena trinca de cisalhamento se propague longitudinalmente ao longo da tubulação em distâncias apreciáveis. Este fenômeno pode ser evitado com o correto projeto do aço com adequado nível de resistência à propagação de trincas. Pode-se também introduzir bloqueadores de propagação de trincas “crack arrestors” colocados em intervalos regulares ao longo da tubulação, como mostrado na figura 2.2.

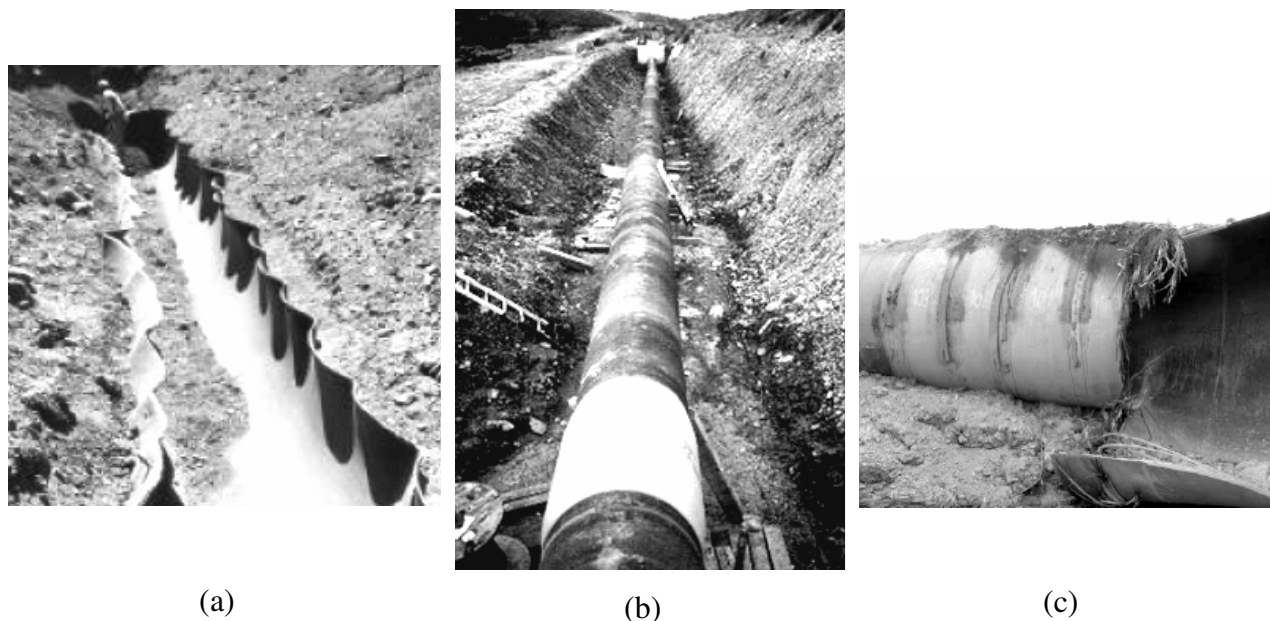


Figura 2.2. Trincas em tubulações. (a) propagação da trinca, (b) introdução de bloqueadores e (c) avanço da trinca bloqueado. Fonte Brauer et al. (2004).

A figura 2.3 mostra microestruturas típicas de três aços API com os respectivos tamanhos de grão. A figura 2.3(a) mostra a micrografia de uma chapa do aço API X 60 fabricada pelo processo de laminação convencional e normalizada. Observa-se microestrutura típica de ferrita e

perlita com tamanho de grão grande (ASTM 7 a 8). Verifica-se na figura 2.3(b) que um menor tamanho de grão ferrítico (ASTM 10 a 11) está presente na chapa do aço API X70 fabricada por tratamento termo-mecânico. Microestrutura mais uniforme e mais fina (ASTM 12 a 13) é verificada na chapa do aço API X80, conforme mostra a figura 2.3(c). Conforme esclarece Hillenbrand et al. (2001), o resfriamento acelerado sucedendo o tratamento termo-mecânico possibilita a formação de microestrutura do tipo ferrita-bainita com excelentes propriedades mecânicas.

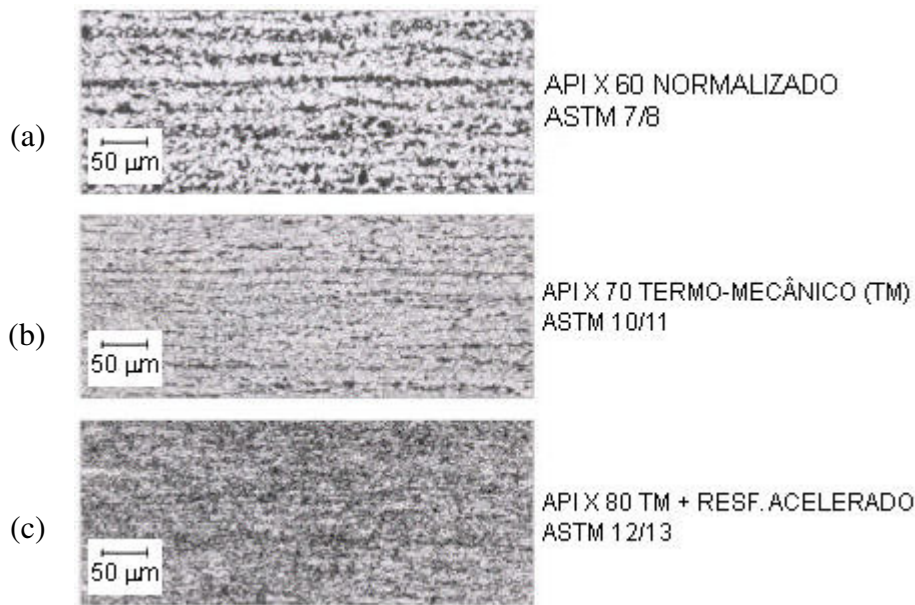


Figura 2.3. Micrografias características de três aços API, mostrando a relação entre a evolução do processamento dos aços e o tamanho dos grãos. (a) API X60, (b) API X70 e (c) API X 80.

Fonte Hillenbrand (2002).

O desenvolvimento de aços de alta resistência está sendo intensificado mundialmente por razões econômicas. A utilização de tubos fabricados a partir de aços com melhores propriedades mecânicas tem contribuído para a redução de custos na produção das malhas de oleodutos e gasodutos, pois permite selecionar menores espessuras de parede, mantendo-se a mesma pressão de trabalho, o que resulta na diminuição do peso dos tubos e da quantidade de solda depositada em cada junta. A crescente demanda por gás natural influenciará o tipo de transporte no futuro, tanto no ponto de vista econômico quanto estratégico. Gasodutos de longa distância são um meio seguro e econômico de transportar gás das regiões de produção até aos usuários.

Hillenbrand et al. (2004) destacam que o desenvolvimento dos aços ARBL em grau X80 está concluído e este grau é atualmente o estado da arte para gasodutos de alta pressão. O API Grau X100 foi recentemente desenvolvido, está em fase de testes em escala real, mas ainda não utilizado em malhas dutoviárias. Enfatizam que alguns fabricantes de tubos têm produzido em grande escala tubos de grande diâmetro no grau X100 para ensaios e pesquisas. As primeiras linhas de teste estão em operação ou serão instaladas num futuro próximo. Os autores discutem no seu artigo as atuais limitações técnicas na produção do tubo de aço API grau X120, a saber: a composição química do aço, a conformação do tubo e as operações de soldagem. Apresentam resultados de ensaios de produção do aço API X120 e descrevem as propriedades destes aços. A redução do custo do projeto é apresentada como resultado da soma dos seguintes benefícios: redução da quantidade de aço requerido e portando redução do custo de material; baixo custo de transporte dos tubos; menor custo de construção e redução do custo de compressão.

Pelo gráfico da figura 2.4 pode ser observado que o uso do aço API X80 na construção do primeiro gasoduto “Ruhrgas” levou a uma economia de cerca de 20.000 toneladas, comparados com a possível utilização de tubos de aço API grau X70, por meio da redução da espessura da parede de 20,8 mm para o X70 para 18,3 mm para o X80. Este resultado implica na redução dos custos de transporte e, também, na redução dos custos de soldagem, pois reduz o tempo de soldagem com paredes mais finas. O uso de materiais com maior resistência mecânica, como o X120, permitirá redução nos custos.

Sobre o desenvolvimento do aço API X100, Buzzichelli (2002), Demofonti et al. (2003) e Schwinn et al. (2002) mostram análises econômicas e técnicas a favor de uma opção mais resistente, mais interessante e desafiadora, mesmo de um ponto de vista puramente científico, que é o aço API grau X100. Anteriormente foi abordado que as vantagens de um possível emprego do aço API X100 devem-se ao fato de que o transporte de gás em longas distâncias por meio de dutos é, e será, o meio mais eficiente. O emprego de altas pressões na tubulação exige materiais mais resistentes e, de preferência, associados a um custo reduzido. Os autores relatam os resultados obtidos com variações de composição química e processamento, além de apresentarem resultados de ensaios mecânicos como, por exemplo, tenacidade à fratura.

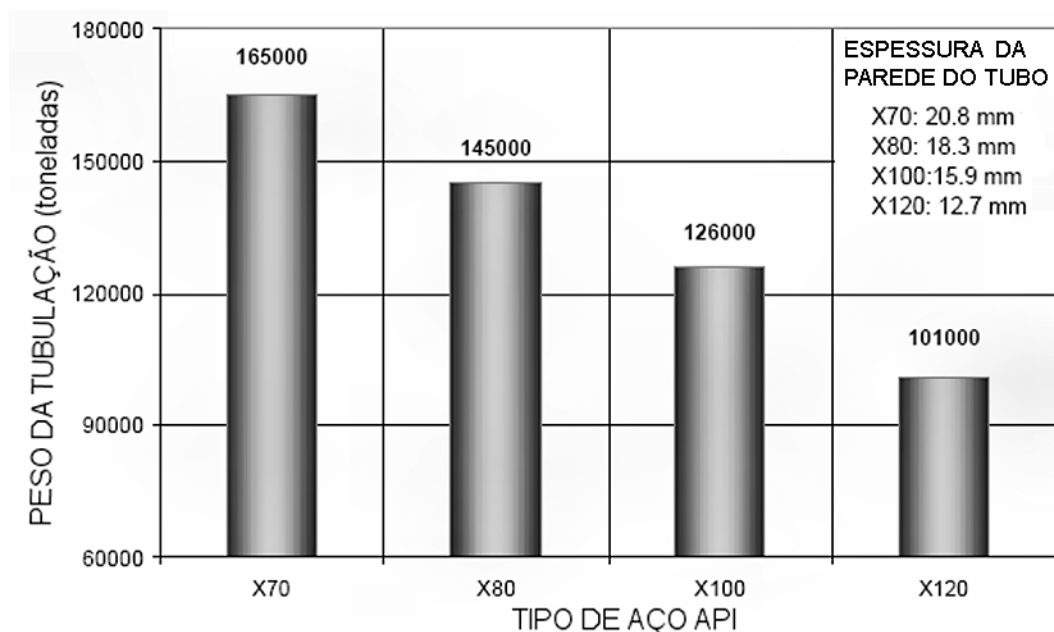


Figura 2.4. Redução de peso da tubulação em função do tipo de aço. Fonte Hillenbrand (2004).

A figura 2.5 mostra as modificações da composição química e dos parâmetros de resfriamento para obter aço com nível de resistência do X100, realizadas pelos pesquisadores da EUROPIPE e descrito por Hillenbrand et al. (2001) e Hillenbrand et al. (2002). Foram adotadas três opções diferentes:

A opção A, que envolve um teor de carbono relativamente alto, tem a desvantagem de não atender aos requisitos de tenacidade e prevenir a propagação da trinca por longas distâncias. Além disto a soldabilidade fica comprometida.

Na solução B foi utilizado um carbono equivalente de apenas 0,43 em combinação com altas taxas de resfriamento na chapa e temperatura muito baixa de resfriamento. Como resultado, houve formação de martensita na microestrutura sem o controle da sua fração volumétrica, o que é nocivo para a tenacidade.

A opção C é a melhor solução. Envolve baixo teor de carbono, assegura excelente tenacidade à fratura e ótima soldabilidade, apesar do relativamente alto carbono equivalente. Será

promovida uma fina microestrutura de ferrita acicular originada de uma austenita de pequeno tamanho de grão.

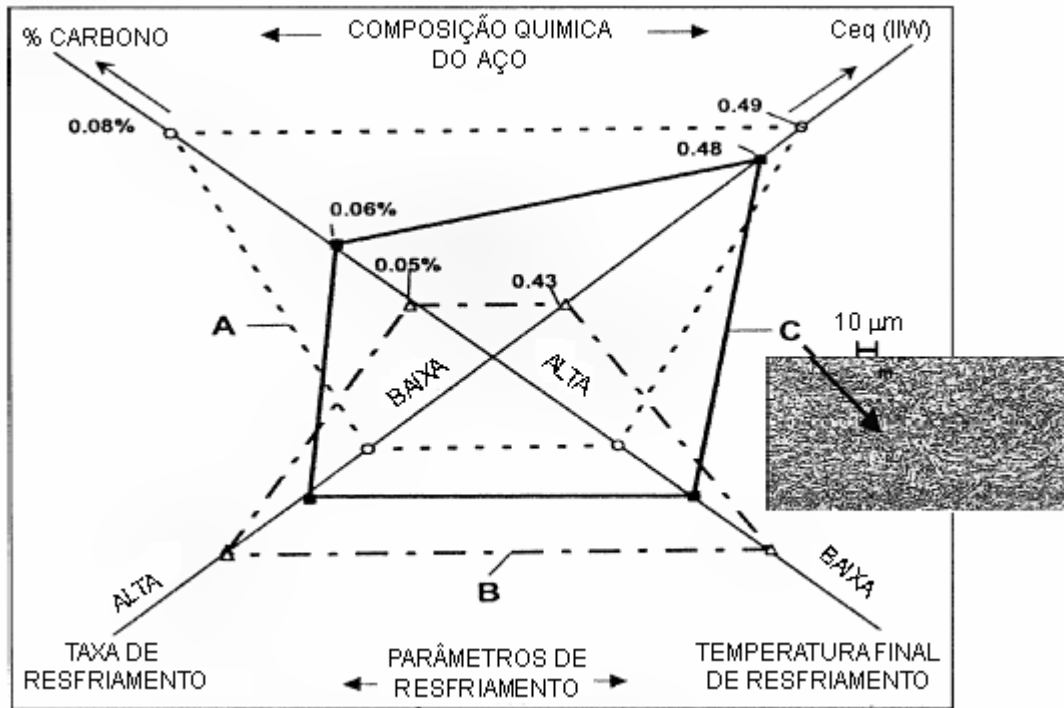


Figura 2.5. Opções metalúrgicas para o API X100 pesquisadas pelo EUROPIPE. Adaptado de Buzzichelli & Anelli (2002).

2.2 - A Laminação controlada e o resfriamento acelerado

Hillenbrand et al. (2001) descrevem os processos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada em conjunção com o resfriamento acelerado por meio do esquema da figura 2.6, na qual são mostrados os mais importantes estágios de laminação e parâmetros de laminação a serem controlados. O objetivo é obter uma microestrutura de grãos mais finos e, conseqüentemente, melhor resistência, boas propriedades de tenacidade e resistência à fragilização por hidrogênio, comparados a aços produzidos pela laminação controlada convencional.

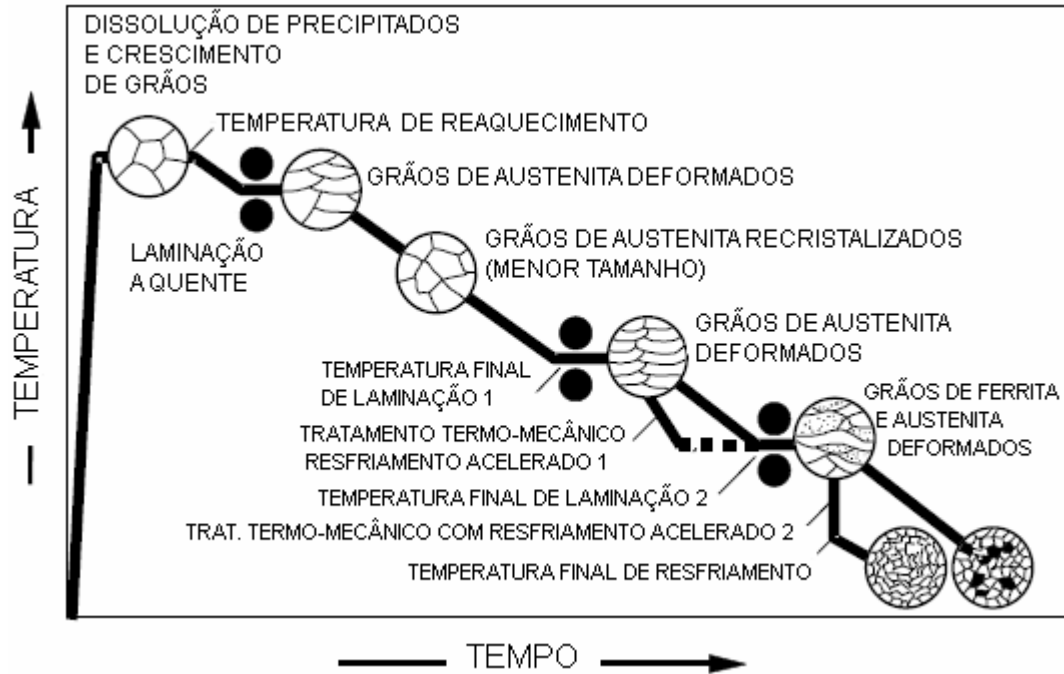


Figura 2.6. Esquema da laminação controlada com e sem o resfriamento acelerado. Adaptado de Hillenbrand (2001).

O sistema de resfriamento usado pode ser colocado em operação duas vezes durante o processo. A operação de resfriamento 1 melhora o refino do grão da ferrita, enquanto que a operação de resfriamento 2 previne a formação de perlita durante o resfriamento, deste modo melhorando a homogeneidade da microestrutura final. As variáveis importantes nas operações de resfriamento são: a taxa de resfriamento e a temperatura final do resfriamento.

No processo termomecânico de laminação, os parâmetros essenciais são:

- A temperatura de reaquecimento para dissolução dos precipitados de carbonitretos;
- A produção de um grão de austenita fino e poligonal por meio de recristalização;
- A temperatura final de laminação, a qual deve ser mantida dentro da faixa de não-recristalização da austenita;
- O grau de deformação final nesta faixa de temperatura.

Se for empregado o processo de resfriamento acelerado, deve-se considerar ainda os seguintes parâmetros:

- A taxa de resfriamento;
- A temperatura final de resfriamento.

Na figura 2.7 Hillenbrand et al. (2001) compara a microestrutura de um aço ARBL obtida em laminação controlada convencional com aquela obtida após laminação controlada seguida de dois estágios de resfriamento acelerado. A composição química do aço (% em peso) é: 0,04%C, 1,3%Mn e 0,04%Nb. Observa-se na figura 2.7(a) que ilhas de perlita estão presentes na região central da chapa laminada pelo processo convencional. Na figura 2.7(b) verifica-se que a laminação controlada seguida de dois estágios de resfriamento acelerado permitiu um grão de ferrita mais refinado e, também, a substituição da perlita pela bainita. Além disso, o material fica com maior homogeneidade, que irá refletir na resistência mecânica e tenacidade.

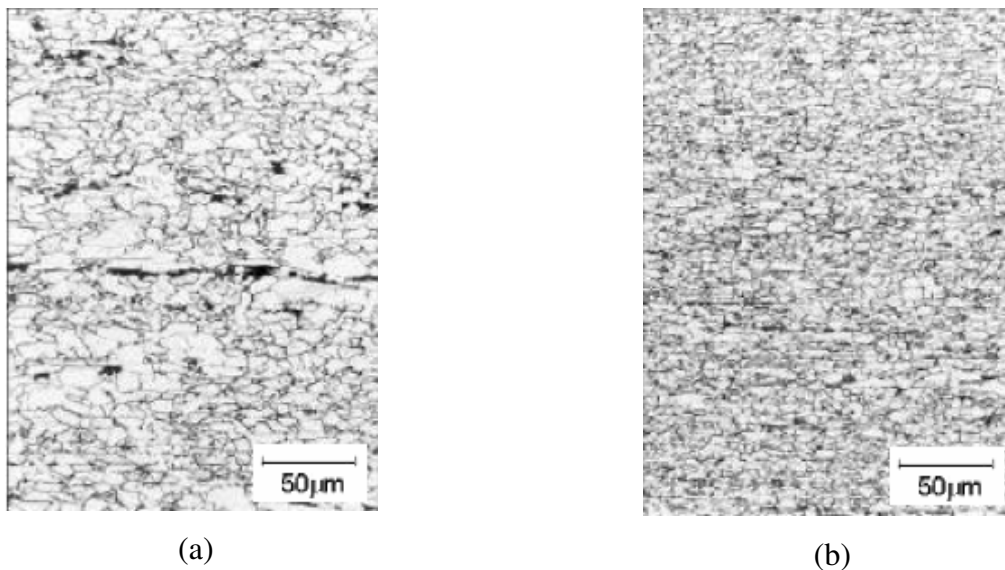


Figura 2.7. Microestrutura do aço em condições distintas de processamento. (a) - tratamento termomecânico convencional, (b) – tratamento termomecânico + dois estágios de resfriamento acelerado. Fonte: Hillenbrand et al. (2001).

2.3 – Carbono Equivalente

Kou (1987), Hulka (2001a,b) enfatizam que elementos de liga são adicionados aos aços com a finalidade de conferir propriedades que os ajustarão a determinadas aplicações. Nos aços de alta resistência e baixa liga empregados em tubulações, as propriedades mais importantes são: tenacidade à fratura principalmente em baixa temperatura, resistência mecânica para resistir a grandes pressões, resistência à corrosão, boa soldabilidade, dentre outras. Entretanto, os aços microligados apresentam maior temperabilidade, ou seja, maior tendência à formação de martensita. Como o processo usual de fabricação de tubos e da malha (oleodutos e gasodutos) é a soldagem, a necessidade de pré-aquecimento, a possibilidade de haver trincas provocadas pelo hidrogênio (trincas a frio) e a tenacidade à fratura irão depender da temperabilidade do aço e da junta soldada.

Segundo Linnert (1994) e Marques (1991), a influência dos elementos de liga na temperabilidade dos aços pode ser estimada pelas equações que determinam o Carbono Equivalente (Ceq), nas quais o efeito de um dado elemento de liga é comparado ao efeito do carbono. Quando mais alto o Carbono Equivalente, maior será a temperabilidade. Uma das equações que determinam o Ceq é a equação (2.1), recomendada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) e também pela Norma API 5L (2000) para aços com teores acima de 0,12%C (% em peso) e tem sido amplamente utilizada.

$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.1)$$

Uma outra fórmula utilizada para determinar o carbono equivalente é a do parâmetro de trincamento modificado (Pcm) mostrada na equação (2.2). Foi proposta por Ito e Bessoy e é aceita pelo IIW e pela Norma API 5L (2000) para aços com teores de carbono abaixo de 0,12 % (%peso).

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad (2.2)$$

O trabalho de Graf & Niederhoff (2000) mostra o resultado dos efeitos das modificações da composição química de alguns aços (apresentado como carbono equivalente IIW) e o seu efeito nas propriedades da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor de soldagem (ZAC). Observa-se pela figura 2.8 que a variação do carbono equivalente promoverá mudanças na microestrutura de acordo com as taxas de resfriamento e, com isto, grandes mudanças na temperatura de transição FATT (baseada na aparência da fratura) no ensaio Charpy-V. Verifica-se que a microestrutura formada por bainita superior + constituinte M-A reduzirá a tenacidade da região de grãos grosseiros da ZAC (e aumentará a FATT) numa ampla faixa de parâmetros de soldagens, isto é, de tempo (taxa) de resfriamento entre 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$).

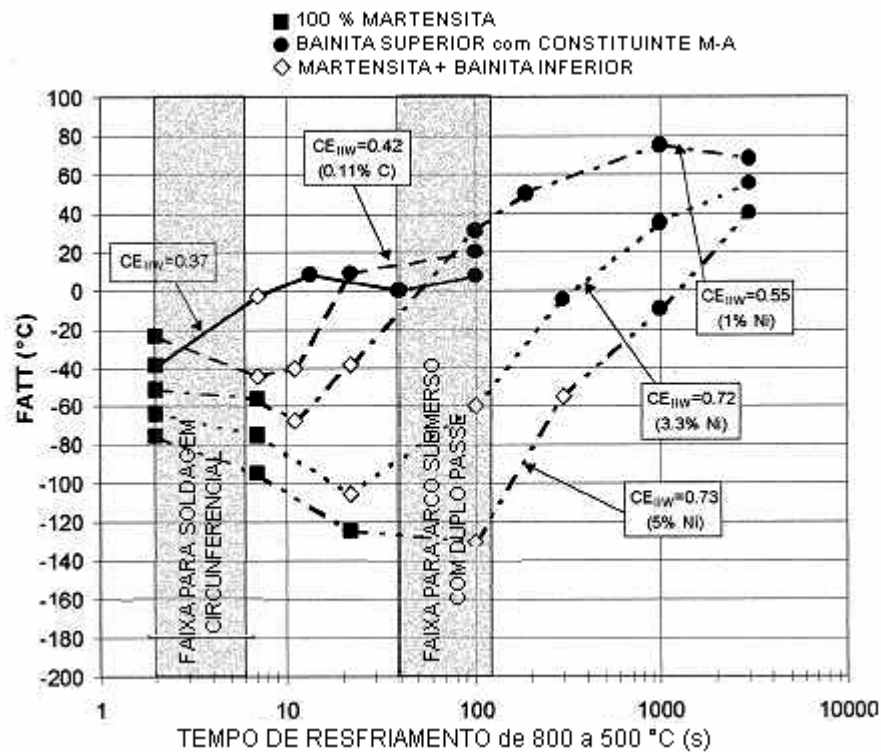


Figura 2.8. Efeito do carbono equivalente na temperatura de transição FATT (baseada na aparência da fratura). Fonte Graf & Niederhoff (2000).

Pode ser observado no diagrama da figura 2.9 que a tenacidade da zona afetada pelo calor (ZAC) pode ser melhorada com um menor teor de carbono e também com um reduzido valor de carbono equivalente.

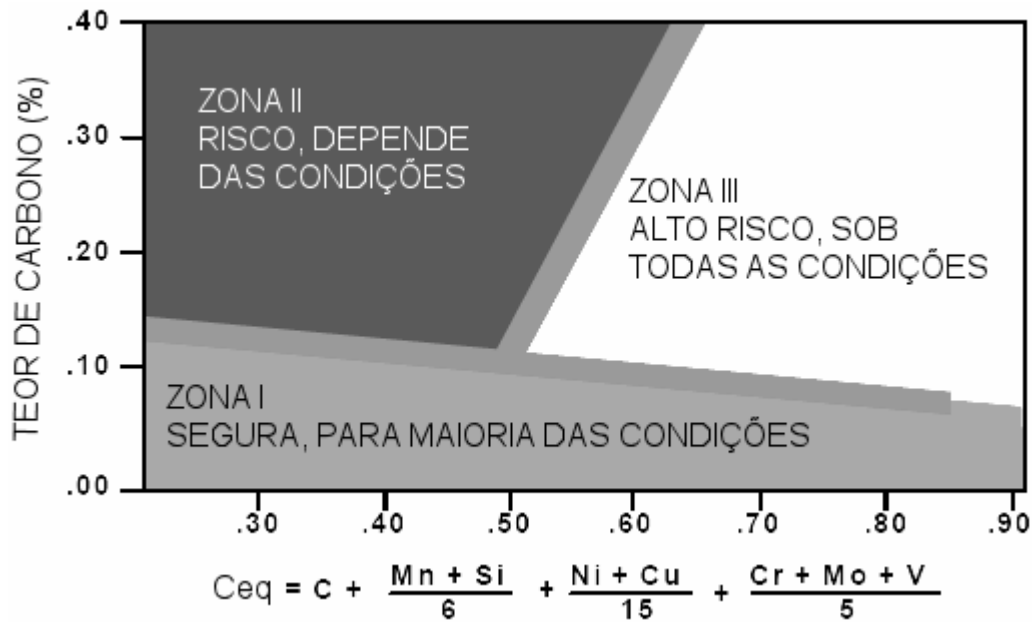


Figura 2.9. Influência do teor de carbono e do carbono equivalente na susceptibilidade a trincas na ZAC. Adaptado de ISG PLATE (2003).

Hannertz (1995) e Matsuda et al. (1993) mostraram o desenvolvimento das especificações para projeto de aços para atender as exigências de boa tenacidade e soldabilidade, em relação a redução do teor de carbono, enxofre e fósforo. Os autores ressaltaram a exigência de uma composição química especial com baixo índice Pcm, baixo teor de alumínio e controlado (baixo) teor de elementos microligantes como titânio e nióbio. Além destas características químicas, destaca-se o processamento mecânico (laminação controlada) com a finalidade de se obter alta tenacidade à fratura em baixas temperaturas em metal base com grande espessura. A tabela 2.1 sintetiza bem a associação entre as condições (propriedades e necessidades de uma junta soldada) e o método utilizado para obtê-las.

O custo das operações de soldagem pode chegar a 60% do custo de fabricação de uma estrutura. Logo, melhorar a soldabilidade do aço e evitar os problemas relacionados a ela, como necessidade de pré-aquecimento e formação de microestruturas de baixa tenacidade à fratura (martensita, bainita superior e o constituinte M-A), implica em redução de custos. Outro aspecto de grande importância é a resistência à corrosão dos tubos. Pode ser feita proteção catódica ou outro meio. Porém, o ideal é que o material do tubo tenha resistência ao chamado gás azedo (sour

gas) que é extremamente corrosivo. A superfície interna do tubo pode trincar mesmo sem estar submetido a tensões externas. É a chamada fragilização induzida por hidrogênio (HIC). Dentre as medidas necessárias para a minimização/eliminação do problema, destacam-se:

- Redução da presença de sulfetos na microestrutura do aço;
- Globulização das inclusões remanescentes por meio das técnicas de metalurgia de panela;
- Redução da segregação central formada durante o lingotamento contínuo das chapas. Neste caso, deve-se reduzir os teores de carbono, manganês e fósforo;
- Reduzir o valor do Pcm.

Tabela 2.1: Considerações básicas para seleção do processo de fabricação e composição química de um aço ARBL visando boa tenacidade à fratura e soldabilidade da chapa.

Adaptado de Hannertz (1995).

Requisitos	Método aplicado no desenvolvimento do aço:
Garantia de alta resistência mecânica e tenacidade.	• Reduzir o fósforo e o enxofre; • Adição de nióbio (< 0,03%); • Baixa temperatura de reaquecimento da chapa; • Na laminação controlada – redução (deformação plástica) na região de não recristalização.
Sem pré-aquecimento.	• Redução do Pcm (<0,18%).
Melhorar a tenacidade da ZAC (insumos de calor entre 1,5 e 4,5 kJ/mm).	• Reduzir o carbono e o carbono equivalente; • Adição de titânio e Nióbio (efeito de ancoramento); • Reduzir o teor de alumínio.

2.4 – Tratamento Térmico de Homogeneização

Shetty et al. (1994), e Paules (1991) estabeleceram que a laminação controlada dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) é um método eficiente que permite o aumento do limite de escoamento e da tenacidade à fratura, pelo melhor aproveitamento dos elementos

microligantes e pelo pequeno grão ferrítico obtido. Thompson et al. (1992) observaram que é comum nos aços ARBL laminados a quente, uma microestrutura formada por bandas de ferrita e perlita, dispostas alternadamente e paralelas à direção de laminação, como mostrado na figura 2.10.

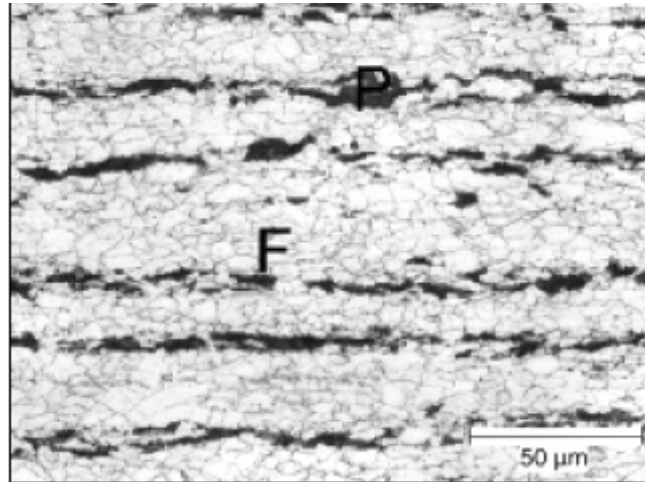


Figura 2.10. Micrografia mostrando o bandejamento em aço de alta resistência e baixa liga. F – ferrita, P – perlita. Fonte: Thompson et al. (1992).

Segundo Yiming, et al. 1993, o bandejamento é um tipo de anisotropia microestrutural causada pela segregação de um ou mais elementos durante o processo de solidificação do aço. A subsequente laminação e tratamento térmico influenciarão na forma, dimensão e grau de bandejamento. O bandejamento altera as propriedades mecânicas e a usinabilidade do aço. Procedimentos de tratamentos térmicos têm sido desenvolvidos para eliminar ou alterar a concentração do bandejamento.

Majka et al. (2002), Kirkaldy et al. (1962), Grange (1971) e Barreiro (1995) afirmam que durante a solidificação do aço, elementos de liga ou impureza (por exemplo: manganês, silício, fósforo, enxofre e alumínio) são rejeitados das primeiras dendritas, formadas de ferrita delta, para o seio do líquido, resultando em regiões interdendríticas com alta concentração de soluto. Logo, o bandejamento microestrutural ocorre porque estes elementos de liga substitucionais rejeitados afetam a atividade do carbono na austenita. Como os átomos de carbono intersticiais possuem alta mobilidade (comparados como os átomos substitucionais), regiões de alto e baixo teor de carbono se desenvolverão nas regiões de austenita contendo diferentes elementos substitucionais.

Durante o resfriamento, estas regiões de austenita com alto teor de carbono e baixo teor de carbono se transformarão em regiões de perlita e ferrita, respectivamente. O manganês, estabilizador de austenita, em teores acima de 1,5 %, foi considerado como sendo o elemento mais capaz de produzir agregados bandeados de ferrita e perlita em aços hipoeutetoides, já que a ferrita pró-eutetoide é quase sempre localizada em regiões pobres em soluto e a perlita em regiões ricas em soluto. Bastien (1957) e Yiming et al. (1993) consideram que o bandejamento é o resultado da influência de elementos substitucionais na temperatura na qual a austenita se torna instável sob resfriamento, isto é, A_{r3} . Enfatizaram o papel dos elementos de liga no deslocamento da linha A_{r3} , resultando na nucleação prematura ou retardada da ferrita pró-eutetoide e associaram o bandejamento à segregação do fósforo. Como as regiões ricas em fósforo têm alta temperatura A_{r3} , a reação pró-eutetoide começará nestas regiões e rejeitarão o carbono para as regiões mais pobres em fósforo. O aumento do teor de carbono também retarda a transformação de austenita em ferrita nestas regiões pobres em fósforo. Conseqüentemente, a microestrutura final consistirá de ferrita nas regiões ricas em fósforo e perlita nas regiões pobres em fósforo.

A homogeneização é um método utilizado para remover o bandejamento. Uma relação entre o espaçamento das bandas, o tempo e a temperatura requerida para remover o bandejamento foi desenvolvida por Yiming et al. (1993). A equação (2.3) permite calcular o tempo e a temperatura necessários para reduzir até 95 % do bandejamento.

$$t = \frac{0,3 \cdot l^2}{Do \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right)} \quad (2.3)$$

Na qual:
 t - tempo de tratamento (min)
 Q - energia de ativação do elemento (cal/mol)
 l - média do espaçamento entre as bandas (mm)
 Do - constante de difusão do elemento (cm²/s)
 R - constante dos gases (1,987 cal/K.mol)
 T - temperatura de tratamento (K)

Pela equação (2.3), verifica-se que o tempo de tratamento é fortemente dependente do espaçamento entre as bandas. Lai et al. (1989) enfatizam que a temperatura de tratamento deve ser selecionada baseando-se no fato de que o tamanho do grão final seja aproximadamente o mesmo do material como fornecido.

Lavander et al. (1949) ressaltaram que o bandeamento não poderia ser observado quando a segregação que causa o bandeamento é reduzida a 1/10 da sua amplitude original. Pode ser assumido que o bandeamento foi removido quando a amplitude da segregação é reduzida a 1/20 ou 5% da amplitude original. Neste caso, “remover” significa apenas que a segregação foi reduzida a um nível que não permite ser visualizada pelas técnicas micrográficas convencionais.

Bastien (1957) descreveu sucintamente a formação de bandas durante o trabalho a quente. Lingotes e chapas de aço apresentando segregação dendrítica são submetidos à laminação a quente ou forjamento em temperaturas próximas de 1200 °C. A fase presente é a austenita. Nestes processos de deformação plástica a quente ocorre a redução dos espaços interdendríticos e a migração dos elementos constituintes segundo seus coeficientes de difusão. Após a deformação mecânica de aços ligados, o metal será constituído de uma estrutura fibrosa denominada estrutura em bandas. Há bandas contendo baixo teor de impurezas e elementos de liga (correspondentes ao interior das dendritas) e bandas ricas nestes diversos elementos metálicos e não metálicos (correspondentes aos espaços interdendríticos). Estas bandas terão maior alongamento na direção de laminação. O resfriamento do aço deformado através da zona de transformação promoverá a decomposição da austenita em constituintes dispostos em bandas paralelas à direção de deformação do metal, com a mesma frequência e disposição da banda primária segregada.

Segundo Kirkaldy et al. (1962) e Yiming et al. (1993), a natureza dos constituintes resultantes da decomposição da austenita dependerá da temperatura de austenitização, da composição química do metal, da quantidade de impurezas, da velocidade de resfriamento no instante da transformação na área considerada, das taxas de difusão dos elementos envolvidos, do tamanho do grão austenítico e da taxa de nucleação e crescimento dos produtos de decomposição da austenita.

Chapas de aços obtidas por laminação controlada são geralmente oriundas do processo de lingotamento contínuo. Bhadeshia (1998) e Omweg et al. (2003) ressaltam que é comum a presença de pronunciada segregação química aproximadamente ao longo do meio da espessura da chapa. A microestrutura resultante pode ser relacionada diretamente a variações na concentração de manganês, a qual pode atingir duas vezes o valor médio ao longo do centro da chapa. Esta

linha de segregação de alta temperabilidade, visto que é rica em carbono e manganês, fica susceptível à fragilização por hidrogênio.

Segundo Bhadeshia (1998) e os boletins Niobium Information 16 e 17 (1998) a ferrita forma-se primeiro nas regiões pobres em manganês causando aumento na concentração de carbono nas regiões de austenita ricas em manganês. A temperabilidade das regiões com maior teor de manganês é aumentada e poderão se transformar em bandas de microconstituintes de grande dureza e susceptíveis às trincas por hidrogênio. Grong & Akselsen (1984) afirmam que quando um aço contendo tais segregações é submetido aos ciclos térmicos de soldagem, poderá haver grandes flutuações na microestrutura, a qual resultará em anisotropia nas propriedades mecânicas como ductilidade, resistência ao impacto e tenacidade à fratura. A figura 2.11 mostra micrografias de um aço API X70, destacando a linha de segregação e a região intercrítica da zona afetada pelo calor.

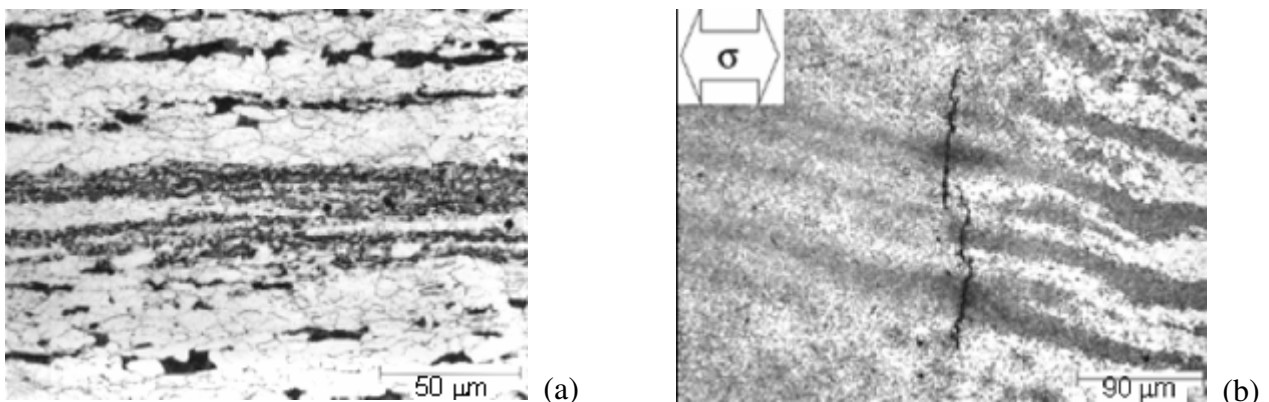


Figura 2.11. Micrografias de um aço API X70: (a): linha de segregação central, (b): trinca na interseção da linha de segregação central e a região intercrítica da ZAC. Fonte Omweg (2003).

A figura 2.11(a) mostra a linha central de segregação numa chapa de aço API X70. Na figura 2.11(b) observam-se trincas formadas na região intercrítica da ZAC devido a sua interseção com a linha de segregação.

2.5 – Insumo de Calor

Conforme Wainer et al. (1992), em processos de soldagem realizados a arco elétrico, o aporte térmico ou insumo de calor (H) é definido como o valor da energia de soldagem por unidade de comprimento da solda. Pela equação (2.4) observa-se que o insumo de calor é a razão entre a potência do arco (tensão x corrente de soldagem) e a velocidade de soldagem.

$$H = \frac{V \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (2.4)$$

Na qual:

H – insumo de calor (kJ/mm);

V – tensão do arco elétrico (V);

I – intensidade de corrente (A);

v – velocidade de soldagem (cm/min).

Modenesi et al. (1992) destacam que o insumo de calor influencia na microestrutura e morfologia do cordão de solda e, logicamente, nas propriedades mecânicas da junta. O insumo de calor é um parâmetro comumente utilizado em trabalhos técnicos e normas para se especificar as condições de soldagem. Porém, nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e os efeitos térmicos da soldagem na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo. Ou seja, variando-se os parâmetros, pode-se obter para um mesmo processo de soldagem e insumo de calor, soldas completamente diferentes.

2.6 – Ciclo Térmico de Soldagem

Segundo os autores Linnert (1994) e Okumura & Taniguchi (1982), o processo de aquecimento e resfriamento da zona de solda é conhecido como ciclo térmico de soldagem. Durante um ciclo térmico, o tempo de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura influi muito no desempenho das juntas soldadas, principalmente na tenacidade à fratura. O ciclo

térmico é registrado por meio de termopares. O gráfico da figura 2.12 mostra os ciclos térmicos de três pontos distintos da junta soldada.

Inúmeras expressões empíricas e gráficas foram preparadas para estimar as velocidades de resfriamento em determinadas faixas de temperatura para vários processos de soldagem. São úteis na previsão das propriedades das juntas soldadas.

Os parâmetros mais importantes do ciclo térmico são:

- Temperatura de Pico (T_p). Esta temperatura depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades físicas da peça, da temperatura inicial e da distância da fonte de calor ao ponto considerado;
- Tempo de permanência acima de uma dada temperatura crítica. Pode influenciar, por exemplo, no crescimento dos grãos;
- Taxa de resfriamento. Determina a microestrutura em materiais que sofrem transformações de fase durante o resfriamento como, por exemplo, os aços estruturais comuns. A velocidade de resfriamento numa dada temperatura é igual à inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura;
- Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}). Neste intervalo de temperaturas podem ocorrer as mais importantes transformações de fase nos aços. As trincas a frio, nas quais o hidrogênio desempenha um papel preponderante, são governadas pelo tempo de resfriamento na faixa de 800 a 300°C ou até 100°C .

Conforme Radaj (1992) deve-se evitar taxas de resfriamento muito baixas porque elas aumentam o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, promovem a formação de grãos grosseiros. Uma taxa de resfriamento muito elevada poderá promover microestruturas de menor tenacidade devido ao processo de têmpera.

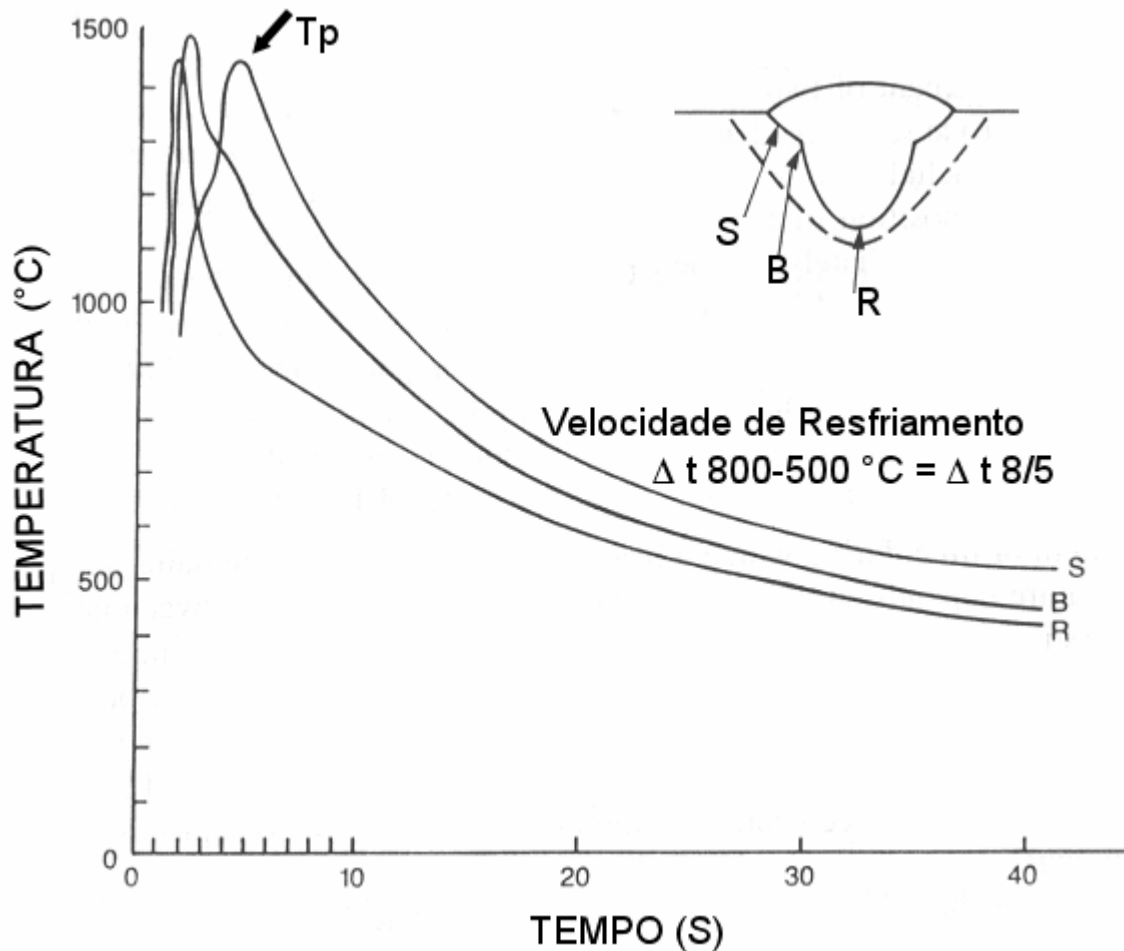


Figura 2.12. Curva da temperatura em função do tempo indicando a variação do ciclo térmico de soldagem em função da posição do termopar (S, B ou R). Adaptado de Linnert (1994).

2.7 - Metal de Solda e Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

Vários autores, dentre eles Kou (1987) e Wainer et al. (1992), afirmam que a soldagem é o mais efetivo método de união de materiais metálicos e, praticamente, todos os fenômenos metalúrgicos ocorrem durante a operação de soldagem: fusão, solidificação, reações metal-escória, reações gás-metal, fenômenos superficiais e reações no estado sólido. A junta soldada é composta de todas as partes envolvidas na soldagem e compõe-se de: metal de solda, zona termicamente afetada e metal base. O metal de solda é a região da junta que foi fundida durante a operação de soldagem. A zona termicamente afetada (ZTA) ou ZAC (zona afetada pelo calor) é a parte do metal base que, devido à sua proximidade com a zona fundida, foi influenciada, isto é,

sofreu variações microestruturais provocadas pelo calor gerado no processo. A figura 2.13(a) mostra a macrografia de uma junta soldada (metal de solda, ZAC e metal base) para o caso de passe único e na figura 2.13(b) a macrografia de soldagem com passes múltiplos, na qual pode ser observada a interferência dos sucessivos passes de solda.

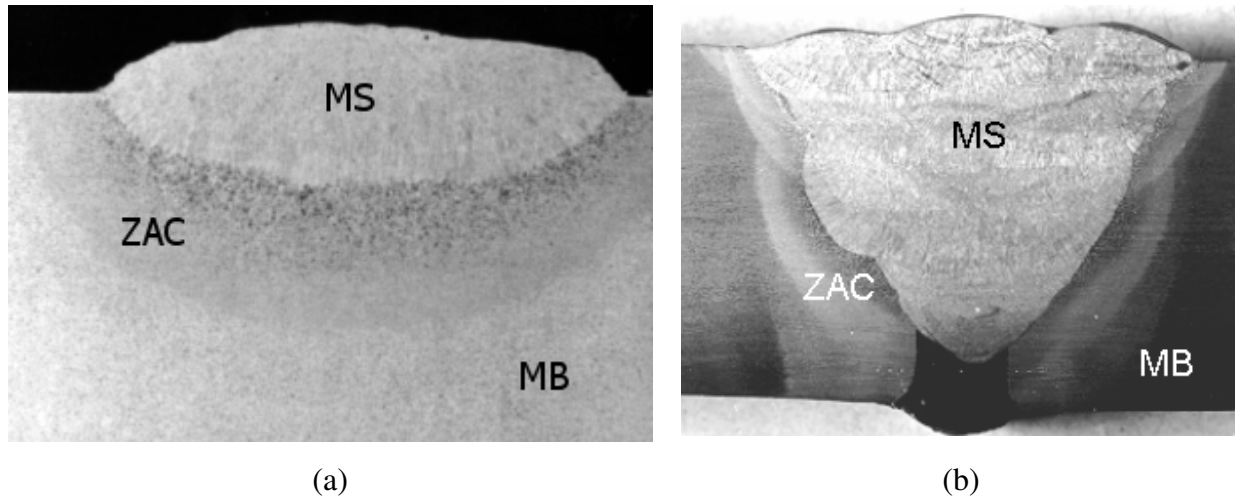


Figura 2.13. Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. Nital 2%. MS - metal de solda, ZAC - zona afetada pelo calor, MB - metal base. Fonte: Barsanti et al. (2001).

2.8 - Regiões da Zona Afetada pelo Calor (ZAC).

Segundo Thaulow et al. (1987), Hrivnak (1995), Boniszewski & Keeler (1984) e Pisarski & Pargeter (1984), durante a soldagem, parte do metal base (MB) adjacente à zona fundida é submetido a um ou mais ciclos térmicos (soldagem multipasse). Nesta zona afetada pelo calor (ZAC) ocorrem significativas mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas devido às transformações induzidas pelos ciclos térmicos. De acordo com Grong & Akselsen (1984) e Zarzour et al. (1996), a zona afetada pelo calor pode ser dividida em várias subzonas. Elas recebem nomes específicos e dependem do pico de temperatura que o material experimentou. Estas sub-zonas, com as respectivas faixas de temperatura (soldagem de passe único), são mostradas no esquema da figura 2.14.

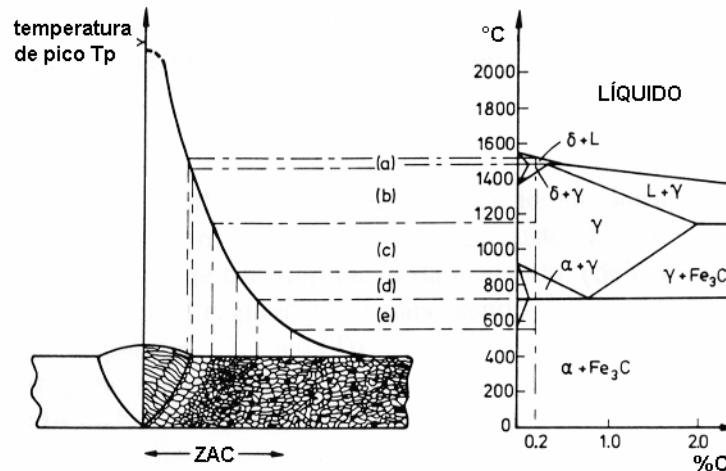


Figura 2.14. Esquema de uma junta soldada, mostrando as sub-regiões da ZAC e as respectivas faixas de temperaturas. Fonte: Grong (1984).

Na região (b) da ZAC, que atinge temperaturas entre 1050 °C a 1500 °C, a fase é austenita e os grãos podem crescer significativamente. Esta parte é chamada zona de grãos grosseiros (GG-ZAC) e pode apresentar problemas nas propriedades mecânicas;

Nas áreas (c) que são aquecidas em temperaturas na faixa de 900 °C a 1000 °C, usualmente obtém-se um tamanho de grão fino e uniforme como se o aço tivesse sido normalizado. Esta área é chamada zona de refino de grãos (RG-ZAC) e tem propriedades mecânicas relativamente boas;

Na faixa de temperaturas entre A_1 e A_3 , região (d), o aço se transforma apenas parcialmente em austenita ficando, portanto, com parte da ferrita existente previamente. Em determinadas circunstâncias (composição química do aço e taxa de resfriamento na soldagem) pode haver deterioração das propriedades mecânicas. Esta zona é chamada de zona de aquecimento intercrítico (IC-ZAC);

Na região (e) a temperatura está abaixo de A_1 e denomina-se zona subcrítica (SC-ZAC). Não há mudança de fases, mas algumas reações podem ocorrer na fase ferrítica. Poderão ocorrer precipitações de carbonetos e nitretos, esferoidização da cementita, e outras.

A figura 2.15 mostra as sub-regiões da ZAC de passe único. Na figura 2.15(a) tem-se um esquema das sub-regiões da ZAC. A figura 2.15(b) revela as diferentes sub-regiões da ZAC obtida na soldagem de passe único (arco submerso) do aço API 5L X65 com a presença de trincas provocadas pelo hidrogênio nas zonas intercrítica (IC-ZAC) e de refino dos grãos (RG-ZAC).

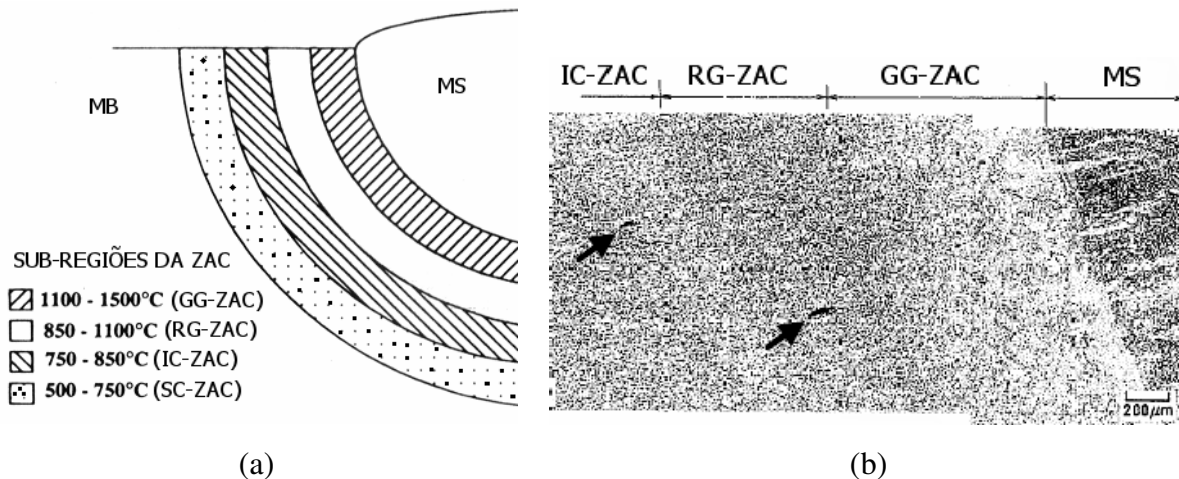


Figura 2.15. Esquema e macrografia das sub-regiões da ZAC. (a) esquema das sub-regiões, (b) sub-regiões da ZAC de um aço API X65 atacado com Nital 2%. MB – metal base, MS – metal de solda, GG-ZAC – região de grãos grosseiros, RG-ZAC – região de refino de grão e IC-ZAC – região intercrítica. Fonte: Takahashi et al. (1996).

Em soldagens realizadas com passes múltiplos há uma complexa variação de microestruturas. Na macrografia de uma junta soldada mostrada na figura 2.16(a), observa-se os dois passes de solda e a sobreposição das zonas afetadas pelo calor. No esquema da figura 2.16(b) destacam-se as sub-zonas (A, B, C e D) da região de grãos grosseiros (GG-ZAC) da ZAC do primeiro passe de solda. A sub-zona C é a região de grãos grosseiros do primeiro passe reaquescida intercriticamente (GGRIC-ZAC), com o calor promovido pelo segundo passe.

2.9 - Microestruturas Formadas na Zona Afetada pelo Calor (ZAC):

De acordo com Verrier et al. (1989) e Hrivnak (1992) a microestrutura que se desenvolve nas diferentes regiões (sub-zonas) da zona afetada pelo calor depende da inter-relação entre as

seguintes variáveis: composição química do aço (temperabilidade), ciclo térmico de soldagem e tamanho do grão da austenita prévia. Segundo Kim et al. (1991), Akselsen et al. (1990) e Akselsen et al. (1987), as sub-zonas de maior interesse são: a zona de grãos grosseiros (GG-ZAC), a zona de aquecimento intercrítico (IC-ZAC) e a zona de grãos grosseiros reaquescida na região intercrítica (GGRIC-ZAC) na soldagem de passes múltiplos. Thaulow et al. (1985) mostram na figura 2.17 a associação entre a temperatura de pico (atingida na ZAC) e a energia absorvida no ensaio Charpy.

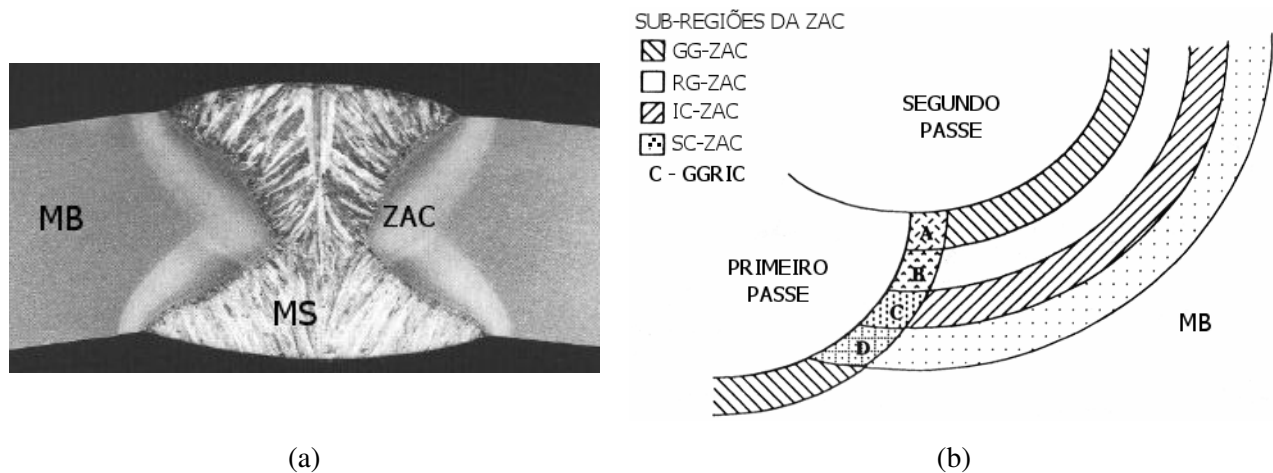


Figura 2.16. Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL - Nital 2% - (a) e uma ilustração da ZAC obtida com soldagem de dois passes (b). MS - metal de solda, MB - metal base.

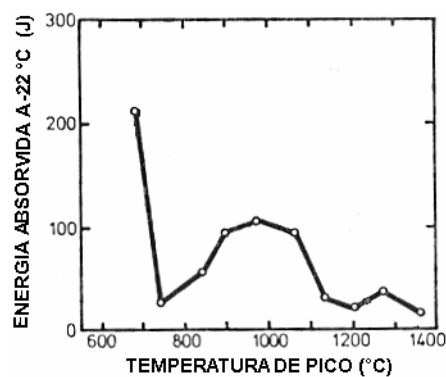


Figura 2.17. Efeito do pico de temperatura na energia absorvida a -22 °C no ensaio Charpy-V.

Observa-se que há quedas na tenacidade nas temperaturas correspondentes à região intercrítica (~ 730 °C) e a região de grãos grosseiros da ZAC (~ 1200 °C).

2.9.1 – Microestruturas e Propriedades da Região de Grãos Grosseiros da ZAC (GG-ZAC).

Os autores Akselsen et al. (1987), Harrison & Farrar (1989), Verrier et al. (1989) e Matsuda et al. (1996), dentre outros, afirmam que na zona de grãos grosseiros o crescimento do grão é o maior problema. Em soldagens realizadas com um baixo insumo de calor, o tempo de permanência em temperaturas que viabilizam o crescimento do grão é curto e promove dois efeitos: primeiro, o grão da austenita não será excessivamente grande; segundo, a zona de grãos grosseiros será estreita e muito próxima da linha de fusão. O baixo insumo de calor promove uma alta taxa de resfriamento durante a transformação da austenita em ferrita. Com um aço de alta temperabilidade, a probabilidade de formar bainita ou martensita é então grande. Contudo, esta tendência é parcialmente neutralizada pelo pequeno tamanho do grão da austenita, pois a quantidade de área superficial de contorno de grão é grande, aumentando a chance de nucleação de ferrita alotriomórfica. Um alto insumo de calor promove uma zona de grãos grosseiros larga, com um tamanho médio de grão maior, mas a taxa de resfriamento através das temperaturas de transformação é menor. A menor taxa de resfriamento reduz a probabilidade de formação de bainita ou martensita enquanto que os grãos grosseiros tende a formá-las. Contudo, não tem sido observado a formação de martensita como consequência do tamanho dos grãos. Em vez disto, observa-se comumente microestruturas do tipo bainita superior ou ferrita de placas laterais. O aumento do insumo de calor torna estas microestruturas cada vez mais grosseiras e promove redução na tenacidade à fratura.

Segundo Akselsen et al. (1990), Matsuda et al. (1994) e Matsuda et al. (1996), a baixa tenacidade da bainita superior e da ferrita de placas laterais deve-se à grande dimensão da faceta de fratura e a presença do constituinte M-A (martensita-austenita retida) entre os contornos das ripas.

Görss et al. (1992) destacam que a aplicação de técnicas automáticas de soldagem com alto insumo de calor com objetivo de aumentar a produtividade, conduz a um indesejável crescimento de grão da austenita na região de grãos grosseiros, com a conseqüente redução da tenacidade à fratura na ZTA.

2.9.2 - Microestruturas e Propriedades da Região de Grãos Grosseiros Reaquecida Intercriticamente (GGRIC-ZAC)

As conclusões do item anterior são para soldas de passe único. Conforme Pisarski & Pargeter (1984), nas soldagens multipasse, o reaquecimento das sub-regiões da ZAC leva a resultados bastante complexos. Tagawa et al. (1993) enfatizam um problema especial, a chamada zona frágil localizada (LBZ), que aparece na zona de aquecimento intercrítico ou na região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente. A causa da baixa tenacidade na zona reaquecida intercriticamente (GGRIC-ZAC) em aços ARBL foi atribuída por Davis & King (1994) à presença do constituinte M-A, no qual a martensita tem uma sub-estrutura maclada. De acordo com Emenike & Billington (1989) e Ahmed & Yellup (1988), o constituinte M-A está localizado num caminho relativamente contínuo ao longo dos contornos de grão da austenita anterior e é primariamente o resultado do reaquecimento intercrítico que é produzido por passes de soldagem subsequentes. É também possível que o constituinte M-A possa ser criado na região intercrítica (IC-ZAC). Em soldagens com passes múltiplos esta é a região que não é afetada pelos ciclos térmicos subsequentes.

Matsuda et al (1991), Lee et al. (1993), Janovec et al. (2000) e Laitinen & Porter (2002) pesquisando diferentes tipos de aços ARBL, mostraram que a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V diminui com o aumento da fração volumétrica das ilhas do constituinte M-A, o que limita a temperatura de serviço dos aços ARBL com soldas multipasse. Mais adiante será enfatizada a importância da morfologia do constituinte M-A.

2.9.3 - Microestruturas e Propriedades da Região Intercrítica da ZAC (IC-ZAC).

De acordo com Fairchild (1990) e Davis & King (1994) em uma microestrutura do metal base composta primariamente de grãos de perlita e ferrita, a transformação em austenita começa quando a temperatura atinge a temperatura do eutetoide. As primeiras áreas a se transformarem em austenita são as regiões de perlita. Entretanto, em aços com baixo carbono, a fração volumétrica da perlita é baixa e é consumida imediatamente na faixa intercrítica. Assim que a temperatura cresce, outros sítios de nucleação aparecem, mais notadamente nos contornos de

grão ferrita-ferrita. No ciclo térmico da ZAC de uma solda, a temperatura permanece na faixa da região intercrítica apenas 3 a 6 segundos conforme mostra a figura 2.18.

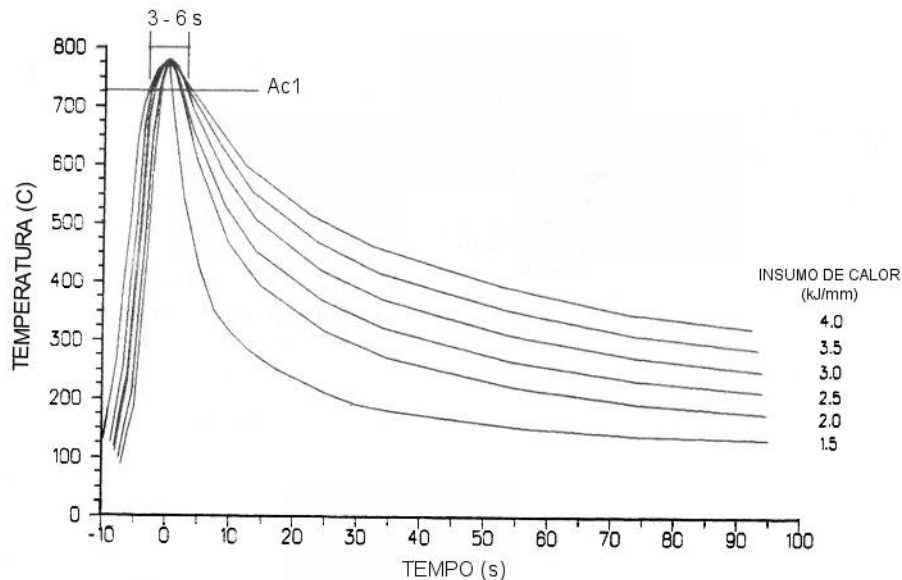


Figura 2.18: Ciclo térmico da região intercrítica da ZAC em função do insumo de calor.

Adaptado de Fairchild et al. (1991).

Conforme Fairchild et al. (1991), no caso de um insumo de calor de 3kJ/mm e uma temperatura de pico de 780 °C, será desenvolvido um grande número de sítios de nucleação de austenita, mas ocorrerá um crescimento muito pequeno porque o resfriamento começa rapidamente. A austenita é, portanto, limitada a pequenas ilhas nos sítios de perlita originais e nos contornos da ferrita e será, provavelmente, da mesma dimensão das colônias de perlita/carbonetos do metal base. O tempo de aquecimento numa soldagem real é suficiente para transformar a perlita em austenita. No resfriamento subsequente, a austenita pode se decompor em uma grande variedade de microestruturas, variando de martensita maclada à perlita, ou permanecer não transformada, dependendo da temperabilidade do metal base, do programa de resfriamento e do tamanho inicial das ilhas de austenita. De acordo com Fairchild (1990), Vitek & David (1990) e Kaplan & Lambert (2001), no resfriamento, as áreas que se transformaram em austenita estão ainda ricas de carbono durante a transformação de γ em α . Portanto, o risco de haver formação de martensita é alto. É comumente encontrada a mistura de martensita e austenita retida, chamada constituinte M-A. Estes constituintes aparecem como pequenas ilhas e podem

iniciar fratura frágil. Em recente estudo, Li et al. (2003) analisando a região intercrítica da ZAC do aço HQ130 concluíram que o teor de carbono das ilhas M-A é maior que o do seio da matriz do metal base, pois o resfriamento rápido limita a mobilidade dos átomos de carbono. Segundo Pisarski & Pargeter (1984), as exatas condições sob as quais estes constituintes se formam não são claras. Aços de composições químicas muito similares e submetidos a ciclos térmicos simulados têm apresentado diferentes produtos finais. Alguns apresentam constituinte M-A e outros apresentam uma estrutura perlítica muito fina.

Análises realizadas por Kaplan & Lambert (2001) e Rebello & Sauer (1996) com auxílio de microscópio eletrônico de varredura (MEV) e transmissão (MET), respectivamente, em amostras resfriadas com altas taxas, revelam a evidência de martensita maclada na região intercrítica da ZAC como mostrado nas figuras 2.19(a) e 2.19(b).

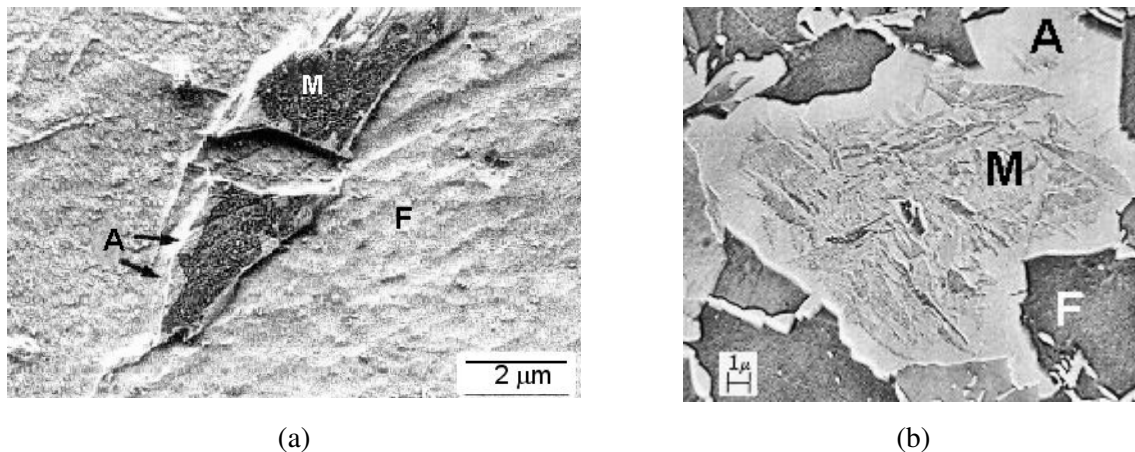


Figura 2.19. Martensita no interior do constituinte M-A. (a) MEV, ataque Villela, fonte: Kaplan (2001), (b) MET, ataque Nital, fonte: Rebello (1996). F – ferrita, M – martensita, A – austenita.

Isto implica que a austenita formada durante o início do ciclo de aquecimento e decomposição da perlita ou carbonetos foi transformada em martensita de alto carbono no resfriamento. Porém, como a temperatura final de transformação está provavelmente abaixo da temperatura ambiente, alguma austenita retida poderá estar presente dentro das colônias. Em geral a formação destas ilhas M-A (martensita-austenita retida) resulta no desenvolvimento de significativas deformações elasto-plásticas na matriz ferrítica circunvizinha, em virtude das altas

tensões de deformação envolvidas. Considerando o fato que as possibilidades de obtenção de um completo relaxamento de tensões durante o ciclo térmico de soldagem é limitado, estas tensões irão provavelmente permanecer na ferrita após a simulação de soldagem afetando, portanto, a integridade da região.

2.10 – Tenacidade à Fratura e o Microconstituente M-A

Conforme Akselsen et al (1988) e Davis & King (1994), para compreender a origem da fragilização durante o ciclo térmico de soldagem intercrítico, deve-se considerar os campos de tensão e as deformações de transformação desenvolvidas na matriz ferrítica circunvizinha como resultado da formação da martensita. As duras ilhas M-A originam significativa concentração de tensão na interface martensita/ferrita por causa da diferença existente entre os limites de escoamento das duas fases. Além disso, a expansão de volume associada à transformação da austenita em martensita resultará em grande deformação elástica e plástica da ferrita. Em temperatura ambiente e sob taxas de deformação moderadas muitas das discordâncias formadas terão grande mobilidade (o que explica a excelente conformabilidade e ductilidade dos aços duplex). Porém, quando o ensaio mecânico é realizado em temperaturas sub-zero e em uma condição de alta taxa de deformação ($> 10^2/s$ para o ensaio Charpy), a resistência da ferrita é aumentada significativamente por causa da redução da mobilidade das discordâncias em hélice. Há também deformações distintas entre as ilhas M-A e a ferrita, o que aumenta ainda mais a concentração de tensão na interface ferrita/M-A. O nível de tensão local nesta interface, eventualmente, excederá a resistência à clivagem da ferrita, com a conseqüente iniciação da fratura frágil. Esta conclusão é consistente com observações feitas no ensaio de tração de aços duplex (dual-phase), no qual a fratura ocorre normalmente na região da ferrita.

Para explicar o mecanismo de fragilização promovido pelas microfases M-A na microestrutura da ZAC, Davis & King (1994) investigaram a iniciação da fratura por clivagem na zona de grãos grosseiros reaquescida intercriticamente (soldagem multipasse) e propuseram quatro possíveis mecanismos de iniciação de fratura, descritos abaixo e ilustrados na figura 2.20.

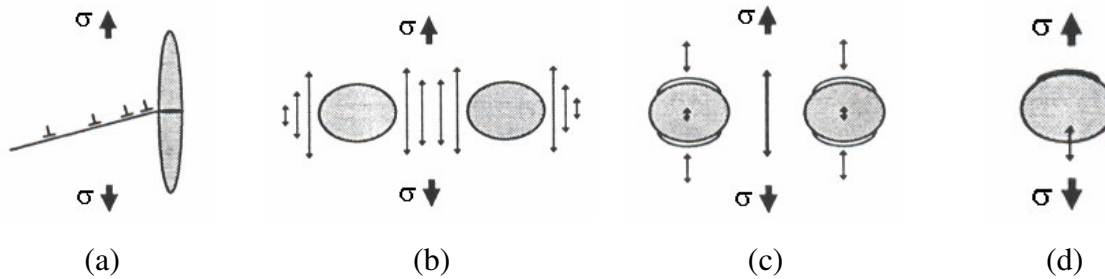


Figura 2.20: Representação esquemática dos mecanismos de iniciação da clivagem.

Fonte: Davis & King (1994).

1) Figura 2.20(a) - O constituinte M-A é uma fase frágil e trínca. Esta microestrutura inicia a clivagem na matriz ferrítica;

2) Figura 2.20(b) - Serão introduzidas tensões residuais de tração na matriz ferrítica que envolve a microfase M-A, induzidas pela transformação austenita/martensita. Esta tensão de tração contribui com a fratura por clivagem;

3) Figura 2.20(c) - A microfase M-A tem maior dureza que a ferrita circundante e promove concentração de tensão na matriz ferrítica. Esta concentração de tensões ajudará a fratura por clivagem;

4) Figura 2.20(d) - Uma microtrinca é formada na interface entre o constituinte M-A e a matriz ferrítica (descolamento). Esta microtrinca inicia a fratura por clivagem na matriz ferrítica.

Para investigar o efeito da fração volumétrica do microconstituinte M-A na tenacidade ao impacto, Matsuda et al (1991) simularam ciclos térmicos de soldagem em equipamento Gleeble 1500 (com tempo de resfriamento variando de 3,5 a 1000 s), para obter a região de grãos grosseiros da ZAC em amostras de aços HT-80 e HY-100. Na figura 2.21 é observada a relação entre a fração de M-A, o tamanho do grão da austenita, a energia absorvida no ensaio Charpy-V e os valores de dureza HV em função da taxa de resfriamento.

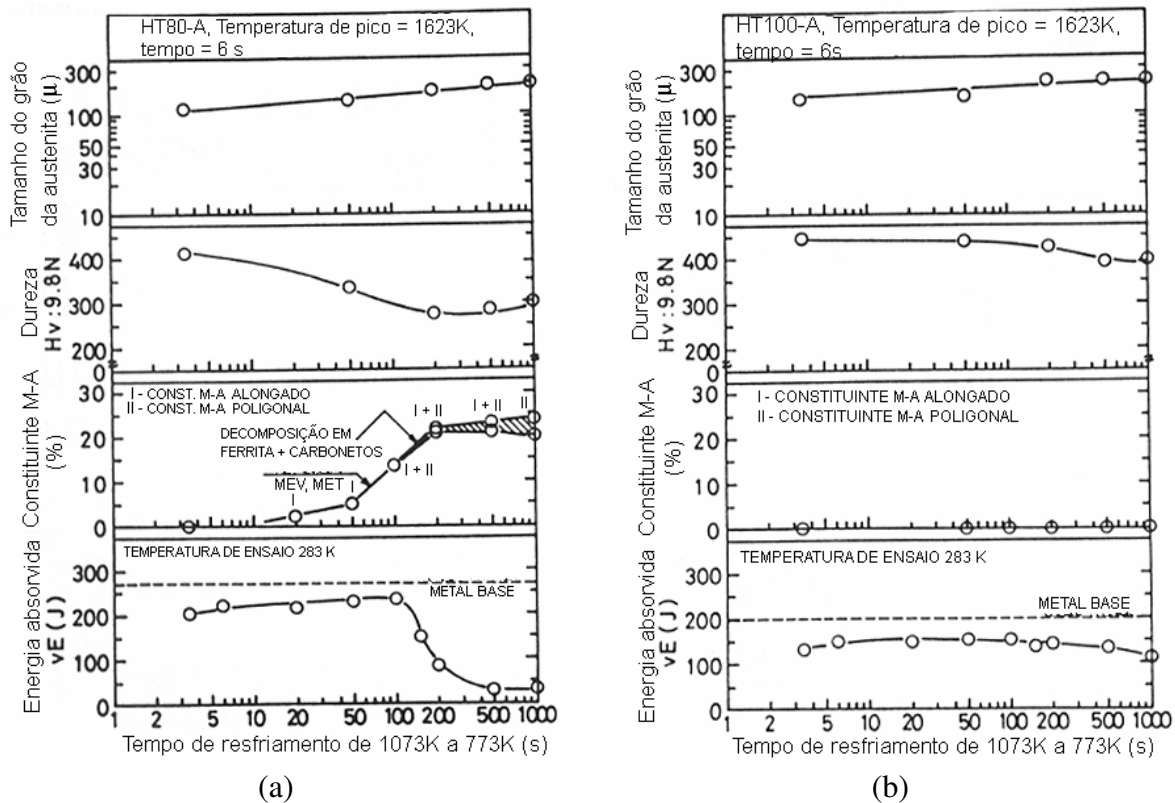


Figura 2.21. Variação da energia absorvida, dureza HV, tamanho do grão da austenita e fração de M-A em função do tempo de resfriamento. (a) aço HY80, (b) aço HY100.

Fonte: Matsuda et al. (1991).

Dos ensaios realizados pelos pesquisadores e mostrados na figura 2.21 pode-se concluir que:

a) A composição química e as condições impostas ao aço HY100, figura 2.21(b), não possibilitaram a formação do constituinte M-A. Nem todo aço ARBL apresenta M-A.

b) No caso do aço HY80 mostrado na figura 2.21(a), pequenos insumos de calor, ou seja, menores tempos de resfriamento, promoveram uma menor fração volumétrica de M-A, excelente tenacidade e alta dureza. A microestrutura consiste, predominantemente, de martensita de baixo carbono, bainita inferior e os microconstituintes M-A têm a forma alongada;

c) No aço HY80, o aumento do tempo de resfriamento (insumo de calor) promove rápida redução na tenacidade ao impacto Charpy e queda na dureza, por causa de dois fatores: a microestrutura que se torna mais grosseira (bainita-ferrítica com carbonetos dispersos) e o constituinte M-A que passa do tipo alongado para poligonal (“massive”). O aumento no insumo de calor, além de promover o aumento na fração do constituinte M-A poligonal, também aumenta o seu teor de carbono com o conseqüente acréscimo na dureza do M-A, o que levará à diminuição da tenacidade ao impacto Charpy.

Davis & King (1994), Kaplan & Lambert (2001) e Bonnevie et al. (2004) enfatizam que a presença do M-A não é necessariamente nociva. A interferência negativa do constituinte M-A depende da sua fração volumétrica, morfologia (massivo ou alongado) e dureza.

As mudanças nas dimensões e forma do microconstituente M-A (alongado e poligonal) podem ser observadas nas micrografias da figura 2.22 obtidas no MEV.

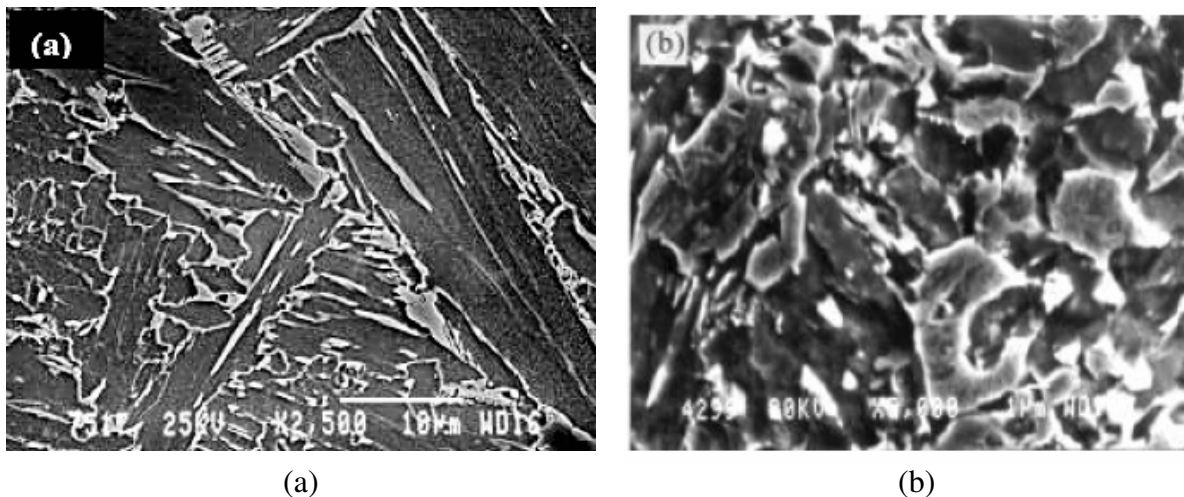


Figura 2.22. Morfologia do constituinte M-A (fase clara). (a) M-A alongado, fonte: Li et al. (2001) e (b) M-A poligonal, fonte: Li et al. (2003).

Como regra geral, a tenacidade à fratura é baixada com a presença do constituinte M-A. Tagawa et al. (1993), Matsuda et al. (1993) e Li et al. (2003) afirmam que para compreender o mecanismo de fratura na ZAC, devem-se levar em conta a fração volumétrica, a dimensão, a forma (poligonal, alongado) e o caminho livre médio dos constituintes M-A. Porém, todas as

tendências observadas na evolução da tenacidade não podem ser simplesmente interpretadas pela presença destes constituintes, porque outros fatores como precipitados e o tamanho dos pacotes de bainita são também importantes. Mas, para uma larga faixa de aplicações industriais, estudos do M-A são muito úteis para uma melhor interpretação da tenacidade de juntas soldadas e para fornecer uma linha mestra aos fabricantes de aço e usuários industriais, visando a constante melhoria da qualidade do produto.

Kaplan & Lambert (2001) destacam que não é pertinente levar em consideração o constituinte M-A nos casos em que a velocidade de resfriamento é muito rápida (microestrutura da ZAC predominantemente martensítica) e nos casos de velocidade de resfriamento muito lenta (microestrutura formada por ferrita-perlita). O estudo do M-A deve ser levado em consideração nos casos em que a velocidade de resfriamento conduz a uma microestrutura bainítica. Porém, Rebello & Sauer (1996) ressaltam que além de ter a sua formação freqüentemente associada à da bainita, o constituinte M-A pode se formar isoladamente em presença de outras fases, como a ferrita.

Segundo Kaplan & Lambert (2001), a grande maioria dos artigos anteriores a 1980 não evocava o constituinte M-A para explicar a evolução da tenacidade da ZAC em função dos ciclos térmicos ou das composições químicas. As razões são diversas, dentre elas pode-se citar: as técnicas de caracterização disponíveis, a evolução nos ensaios de mecânica da fratura como o CTOD, mais sensíveis à variação microestrutural e à presença de zonas frágeis localizadas, a evolução na composição química e nos processos de fabricação dos aços.

2.11 – Efeito da Composição Química na Formação do M-A.

A fim de reduzir o constituinte M-A, é importante reduzir o teor dos elementos de liga que tendem a formá-lo. De acordo com Matsuda et al. (1996), Matsuda et al. (1991) e Shiga (1990), o constituinte M-A é formado mais facilmente pela adição de boro, nitrogênio, carbono e elementos formadores de carbonetos tais como molibdênio, nióbio e vanádio, porque estes elementos retardam a difusão do carbono durante a transformação da austenita em ferrita e, portanto, a decomposição do constituinte M-A. Além disso, a segregação destes elementos

(durante a solidificação como o manganês, níquel, fósforo e enxofre, e durante a transformação da austenita em ferrita, por elementos tais como carbono, nitrogênio e boro) facilita a formação do constituinte M-A. O efeito do manganês na formação do constituinte M-A é menos significativo que o efeito dos outros elementos.

Segundo Devillers et al. (1993), Matsuda et al. (1991) e Kaplan & Lambert (2001), a redução do teor de silício do aço promoverá a precipitação de cementita e a largura das agulhas de ferrita torna-se estreita. Isto leva a redução da formação do constituinte M-A, e melhora a tenacidade.

2.12 – Tenacidade à Fratura da Martensita e Bainita

De acordo com Novikov (1994), Krauss (1999) e Zhang & Knot (1999), basicamente a fragilidade da martensita deve-se à dificuldade do movimento das discordâncias provocado por dois fatores: a deformação da rede cristalina (endurecimento por solução sólida promovido pelos átomos de carbono) e ao efeito de fixação (ancoramento) promovido pelos átomos de carbono e nitrogênio.

A elevação da resistência da bainita está condicionada pelo pequeno tamanho dos cristais de ferrita, pela precipitação dispersa dos carbonetos, pela elevação da densidade de discordâncias fixadas pelos átomos de carbono e pela deformação da rede de ferrita devido à sua supersaturação em carbono e elementos de liga. Segundo Novikov (1994), Echeverria & Rodriguez (1999), Zhang & Knot (1999) e Bhadeshia (1992), na bainita superior as partículas de carboneto estão distribuídas principalmente nos contornos dos cristais de ferrita. Por isto, não influenciam substancialmente no endurecimento. Com a diminuição da temperatura de transformação, cresce a dispersão dos carbonetos, os quais ficam distribuídos, basicamente, no interior da ferrita, elevando a sua resistência. Geralmente, um aço com microestrutura formada por bainita inferior apresenta maior tenacidade à fratura, para a mesma dureza e resistência, que um aço após têmpera (martensita) e revenido. As partículas da cementita da bainita inferior são mais finas que na bainita superior. A cementita é intrinsicamente frágil e tende a ser fraturada sob a influência de uma tensão. Em temperatura suficientemente baixa, ou quando a taxa de deformação é grande,

a trinca na cementita pode então se propagar na ferrita. Quando as partículas de carboneto fraturam, a trinca ocorre na direção da espessura. Logo, para carbonetos finos, estas trincas são menores e não se propagam tão prontamente na matriz, explicando, portanto, a alta tenacidade da bainita inferior.

2.13 - Justificativa para a Simulação Térmica: a ZAC real (soldagem convencional) e a ZAC obtida por simulação térmica.

Naylor (1989) destaca que em uma junta soldada pelos processos convencionais, a dimensão da ZAC (e suas sub-regiões) é muito pequena para permitir a determinação das medidas de tenacidade à fratura, resistência à tração e ductilidade pela extração de corpos de prova. Os níveis da resistência à tração podem ser estimados a partir dos resultados das medidas de dureza. Outra possibilidade é o uso das técnicas de simulação térmica de soldagem, nas quais uma determinada região da ZAC pode ser obtida, fazendo-se amostras do metal base serem submetidas a um ciclo térmico idêntico àquele sofrido pela região equivalente em uma ZAC real (junta soldada pelos processos convencionais). Embora este método forneça informações valiosas, a influência das áreas circunvizinhas existentes na ZAC real não é levada em consideração.

Zarzour et al. (1996) destacam que nenhum método é satisfatório para determinar a verdadeira tenacidade à fratura de uma região específica da ZAC. Embora exista o método de simulação em aparelhos “Gleeble” para produzir a microestrutura desejada na amostra pela reprodução do ciclo térmico de soldagem, o volume da microestrutura de interesse e a restrição do material são muito diferentes daquela da soldagem real/convencional. Além disso, as amostras simuladas no “Gleeble” são limitadas na dimensão e podem não manifestar o efeito das tensões residuais ou atender aos requisitos da dimensão mínima para um ensaio de tenacidade à fratura válido.

Qiu et al. (2000) consideram razoável utilizar a simulação térmica. Os autores destacam que os ensaios de tenacidade à fratura de regiões específicas da ZAC obtidas por simulação

térmica apresentam a mesma faixa de tenacidade das soldas reais, embora não os mesmos valores absolutos.

Görss et al. (1992) investigaram os diferentes estágios da precipitação do TiN e a sua influência no crescimento do grão da austenita e na tenacidade à fratura da região de grãos grosseiros da ZAC (GG-ZAC). Utilizaram cinco aços com teores variáveis de titânio e nitrogênio. A região de grãos grosseiros de cada aço foi obtida por simulação térmica em equipamentos tipo Gleeble 1500. Realizaram também soldagem convencional com arco submerso e compararam com os resultados obtidos pela simulação. A tenacidade à fratura foi obtida por integral J em diferentes temperaturas. Os autores observaram que a tenacidade à fratura da ZAC obtida na soldagem convencional é maior que aquela obtida por simulação térmica. A razão deve-se ao efeito de reforçamento das outras sub-regiões da ZAC presentes na solda convencional e com maiores níveis de tenacidade à fratura.

2.14 - A Fragilização da ZAC e os Ensaios Mecânicos. A diferença entre Charpy e CTOD

A segurança de uma estrutura metálica depende das propriedades mecânicas necessárias em cada um dos seus componentes e as mais importantes são: resistência à tração e tenacidade à fratura. Linnert (1994) assegura que o ensaio de tração não é suficiente para avaliar a tendência de fragilização que ocorre em baixas temperaturas. A tenacidade à fratura é uma propriedade mecânica altamente sensível às variações microestruturais, sendo assim, mais apropriada para avaliar a tendência à fragilização. O ensaio de tenacidade ao impacto (Charpy-V) é bastante utilizado por causa da sua conveniência e familiaridade, mas uma abordagem da mecânica da fratura é freqüentemente necessária. Foi verificado por Lee et al. (1993) que o ensaio de Charpy-V não é capaz de revelar as diferenças características do comportamento à fratura do material, as quais são detectadas em ensaios convencionais de tenacidade à fratura sob estado plano de deformação. Os resultados do ensaio de Charpy são difíceis de serem relacionados com os conceitos de mecânica da fratura e, em particular, ao fator de intensidade de tensão K_I . Outras dificuldades fundamentais do ensaio de Charpy estão no fato de que as condições de estado plano de deformação não são completamente satisfeitas no corpo de prova. Em vista das dificuldades encontradas na caracterização das propriedades de tenacidade na ZTA dos modernos aços ARBL,

é necessário o desenvolvimento de métodos alternativos de análise para chegar a um melhor entendimento dos problemas mencionados. Entre os diversos fatores que podem ajudar a explicar o comportamento da junta soldada estão os parâmetros de tenacidade, K_{IC} ou J_{IC} das várias microestruturas da ZTA. Dolby (1979) destaca que deve-se optar pelos testes de iniciação de fratura, como o K_{IC} ou o CTOD em vez do Charpy-V, porque a medida da tenacidade pode ser mais facilmente associada à microestrutura na ponta da trinca e ao micromecanismo de fratura revelado pela análise fractográfica da região de fratura.

Os resultados do ensaio CTOD para avaliar a tenacidade à fratura das diferentes regiões da ZTA dependem da complexa interação existente entre microestrutura, tamanho do grão, precipitação de carbonitretos e composição química do metal base. A importância relativa de cada um destes fatores não é óbvia. Lau et al. (1989) citam como exemplo que a quantidade de precipitados pode afetar o crescimento do grão da ZTA. Por outro lado, o crescimento do grão pode afetar a microestrutura final da ZTA. Considerando esta situação, fica claro que não há uma simples correlação entre tenacidade à fratura (CTOD) e algum destes fatores isoladamente.

Fairchild et al. (1991) avaliaram a tenacidade à fratura da região intercrítica da ZAC de dois aços A e B, fabricados segundo as especificações das normas BS 4360 grau 50E. A composição química dos aços está na tabela 2.2. Os cordões de solda foram feitos com arco submerso com insumo de calor de 3 kJ/mm. A temperatura de pico do ciclo térmico na região intercrítica foi de 780 °C. O aço B, de maior temperabilidade devido à combinação de vanádio em solução sólida na ferrita e alto teor de silício, possibilitou a formação do constituinte M-A, que é o responsável pela baixa tenacidade apresentada na região intercrítica da ZAC. A tabela 2.3 mostra os resultados dos ensaios Charpy e CTOD da região intercrítica da ZAC dos aços A e B.

Tabela 2.2: Composição química dos aços A e B utilizados por Fairchild et al. (1991).

	C	Mn	Ni	Cr	S	P	Si	V	Nb	Ti	Al
Aço A	0,14	1,43	0,24	0,04	0,004	0,012	0,24	0,06	0,019	0,005	0,018
Aço B	0,10	1,42	0,28	0,05	0,011	0,015	0,46	0,08	-	-	0,060

Tabela 2.3: Resultados dos Ensaios Charpy-V e CTOD dos aços ARBL A e B.

Fonte: Fairchild et al. (1991)

MATERIAL	CHARPY*		CTOD (mm)		
	35 J	50 J			
AÇO A	- 42 °C	- 36 °C	2,02	1,99	1,75
AÇO B	- 40 °C	- 30 °C	0,01	0,08	0,03

* Valores relacionados à temperatura de transição com base no critério de energia absorvida 35 J e 50 J.

Analisando os resultados do ensaio de Charpy-V, conclui-se que:

- Os resultados dos ensaios de Charpy indicam que a tenacidade das regiões intercríticas dos dois aços A e B é praticamente a mesma;
- A norma BS 4360 grau 50E especifica um valor mínimo de energia absorvida para a ZAC de junta soldada: 35 J na temperatura de ensaio de -40 °C. Logo, as duas ZACs atendem às especificações da norma técnica.

Analisando os resultados do ensaio CTOD pode-se afirmar que:

- A região intercrítica da ZAC do aço A é muito mais tenaz que a do aço B;
- Para o ensaio CTOD de ZAC de junta soldada, a norma BS 4360 grau 50E especifica valores de CTOD entre 0,15 mm e 0,35 mm para estes aços. Logo, a junta soldada do aço A atende às especificações da norma, mas o aço B ficou muito abaixo.

Portanto, os autores concluíram que a junta soldada do aço B seria aceita pelas condições impostas pelas normas do ensaio de impacto Charpy, porém seria reprovada se o critério fosse o do CTOD. O ensaio Charpy não é sensível quando a microestrutura local varia em distâncias muito pequenas. Mesmo estando o entalhe localizado numa região de baixa tenacidade, o seu raio (fundo do entalhe) é muito grande e promove a distribuição da tensão nas regiões adjacentes mais resistentes.

Capítulo 3

Procedimentos Experimentais

3.1- Material

Utilizou-se o aço de baixo carbono microligado com titânio e nióbio, fabricado pela COSIPA pelo processo de laminação controlada e classificado como API 5L X65. Foi adquirido na forma de chapa com 12 mm de espessura. Na tabela 3.1 tem-se a composição química dos principais elementos e o carbono equivalente calculado pelos índices IIW (equação 2.1) e Pcm (equação 2.2).

Tabela 3.1: Composição Química dos Principais Elementos do aço API 5L X65

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	Nb	Al	Ceq (IIW)	Pcm
% em peso	0,12	1,61	0,26	0,023	0,014	0,04	0,07	0,05	0,06	0,396	0,21

$$Ceq(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.1)$$

logo, Ceq (IIW) = 0,396

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad (2.2)$$

logo, Pcm = 0,21

3.2 - Determinação das temperaturas de transformação de fase.

Para determinar as temperaturas de transformação utilizou-se o dilatômetro de temperatura ADAMEL LHOMARGY modelo DT-1000. As velocidades de aquecimento e resfriamento foram estabelecidas em função dos tratamentos térmicos que seriam realizados posteriormente. As temperaturas de transformação estão na tabela 3.2.

Tabela 3.2: Temperaturas de transformação do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

	Taxa (°C/s)	A _{c1} (°C)	A _{c3} (°C)	A _{r1} (°C)	A _{r3} (°C)
Aquecimento	1,0	732	893		
Resfriamento	0,1			659,5	806,4

3.3 - Determinação da direção de laminação.

Foi retirada uma pequena amostra da chapa e realizou-se a preparação metalográfica convencional: embutimento, lixamento, polimento e ataque com Nital 2%. A direção de laminação foi determinada com auxílio do microscópio ótico.

Observando-se a direção de laminação, a chapa foi cortada em barras com seção transversal 12 x 12 mm² e 110 mm de comprimento. O esquema da figura 3.1 mostra a posição destas barras em relação à direção de laminação. O desenho de barras com entalhe (como se fossem corpos de prova Charpy e CTOD) foi feito intencionalmente, para destacar a posição do entalhe em relação à direção de laminação. A orientação do plano da trinca dos corpos de prova do ensaio CTOD foi L-T. A usinagem das barras nas dimensões de corpos de prova para os ensaios mecânicos de tração, Charpy e CTOD foi executada após a realização dos tratamentos térmicos. A camada decarbonetada pelos tratamentos térmicos foi completamente retirada, pois houve um sobre-metal de 2 mm, no mínimo.

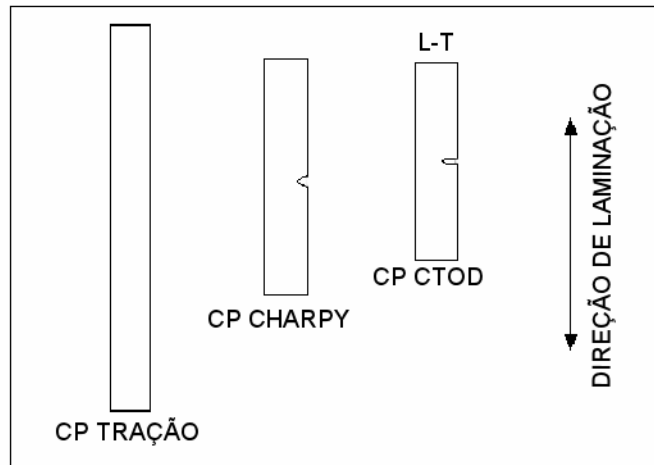


Figura 3.1: Posição das barras em relação à direção de laminação da chapa.

3.4 – Tratamentos Térmicos

Inicialmente planejou-se realizar os tratamentos térmicos em duas etapas: Primeiro as barras seriam normalizadas e, depois, submetidas a tratamentos térmicos intercríticos. Porém, foi necessário substituir o tratamento inicial de normalização pela homogeneização.

Os tratamentos foram realizados em um forno de mufla marca EDG Equipamentos e Controladores tipo FC-1 com controlador tipo EDGCOM 5P. O controle da temperatura foi feito pelo controlador do equipamento e o controle do tempo foi feito pelo controlador e também com cronômetro.

3.4.1 – Normalização

O objetivo da normalização é homogeneizar e padronizar a microestrutura das barras para futura comparação com os tratamentos intercríticos. Além do refino do grão, a normalização deveria reduzir/eliminar o bandeamento e a linha central de segregação presentes no aço no estado “como fornecido”.

Para verificar a eficácia da normalização, duas amostras com seção transversal 12x12 mm² e comprimento 110 mm, escolhidas aleatoriamente, foram aquecidas a 940 °C por 30

minutos e depois resfriadas ao ar. Elas foram introduzidas no forno já aquecido na temperatura de tratamento. O tempo de encharque foi de 15 minutos. A contagem do tempo iniciou-se após a estabilização da temperatura.

Outros lotes de amostras foram submetidos ao tratamento de normalização a 940 °C, porém aumentando-se o tempo de tratamento para 40 e 50 minutos.

3.4.2 – Homogeneização

Este tratamento foi realizado com o objetivo de reduzir/eliminar o bandeamento e a segregação central presentes no material na condição “como fornecido” e homogeneizar a microestrutura. As barras foram introduzidas no forno já aquecido na temperatura de 990 °C e permaneceram por 162 minutos. A tempo de encharque foi de 15 minutos. Completado o tempo de tratamento, as barras foram resfriadas em água (têmpera) com o objetivo de passar rápido pelas linhas A₁ e A₃ e evitar segregação. Após a têmpera, as amostras foram normalizadas a 940 °C por 30 minutos, com tempo de encharque de 15 minutos, para promover o refino dos grãos.

O tempo do tratamento de homogeneização foi determinado pela equação 2.3 abaixo.

$$t = \frac{0,3 \cdot l^2}{D_o \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right)} \quad (2.3)$$

Na qual:

t - tempo de tratamento (min)

Q - energia de ativação do elemento (cal/mol)

l - média do espaçamento entre as bandas (mm)

D_o - constante de difusão do elemento (cm²/s)

R - constante dos gases (1,987 cal/K.mol)

T - temperatura de tratamento (K)

A temperatura de tratamento foi estabelecida em $T = 990 \text{ }^{\circ}\text{C} = 1263 \text{ K}$

Para determinar o tempo de tratamento para a redução do bandeamento promovido pelo fósforo considera-se os seguintes parâmetros (difusão do fósforo na austenita):

$$Q = 43700 \text{ cal/mol}$$

Fonte: CRC (1977).

$$D_o = 0,01 \text{ cm}^2/\text{s}$$

$$R = 1,987 \text{ cal/K.mol}$$

$$l = 29,78 \text{ }\mu\text{m}$$

As constantes para o manganês são (difusão do Mn na austenita): Fonte: CRC (1977).

$$Q = 62500 \text{ cal/mol}$$

$$D_o = 0,16 \text{ cm}^2/\text{s}$$

O bandeamento promovido pelo manganês foi revelado atacando-se as amostras polidas com Nital 2% (2 ml de ácido nítrico em 98 ml de álcool etílico).

O bandeamento promovido pelo fósforo foi revelado atacando-se as amostras polidas com o Reagente Oberhoffer que consiste em:

- 30 ml de ácido clorídrico;
- 0,5 g de cloreto estanhoso;
- 1 g de cloreto de cobre;
- 50 g de cloreto de ferro;
- 500 ml de água destilada;
- 500 ml de álcool etílico.

Para determinar o espaçamento médio (l), mediu-se o espaçamento entre as bandas utilizando-se analisador de imagens. Foram realizadas 120 medidas em três amostras retiradas aleatoriamente. A média foi: $l = 30,58 \text{ }\mu\text{m}$ para o bandeamento promovido pelo manganês e $l = 29,78 \text{ }\mu\text{m}$ para o promovido pelo fósforo. Substituindo-se este valor médio na equação 2.3, tem-se que o tempo de tratamento de homogeneização será $t = 162$ minutos (para o fósforo).

3.4.3 – Tratamentos Térmicos Intercríticos

Após os tratamentos de homogeneização e de normalização, as amostras foram aquecidas a $780 \text{ }^\circ\text{C}$ por 20 minutos e resfriadas com diferentes taxas. O objetivo do tratamento intercrítico é simular o ciclo térmico que ocorre na região intercrítica da zona afetada pelo calor em soldagens de passe único realizadas com arco submerso. A determinação da temperatura de tratamento foi em função da possibilidade de obter-se um máximo do constituinte M-A, ou seja, na faixa de temperaturas que corresponde a aproximadamente 15 a $50 \text{ }^\circ\text{C}$ acima da temperatura correspondente a A_1 , segundo Kaplan (2001). O tempo de tratamento é função da dimensão da amostra e da necessidade de garantir uniformidade de microestrutura. A taxa de resfriamento, que varia em função do insumo de calor, foi selecionada utilizando-se o monograma de INAGAKI e NAKAMURA mostrado na figura 3.2 para soldagens com arco submerso em chapa de 12 mm .

Nesta simulação realizada no forno houve uma grande diferença no tempo de tratamento, comparado ao curto intervalo de tempo (na temperatura da região intercrítica) da soldagem convencional.

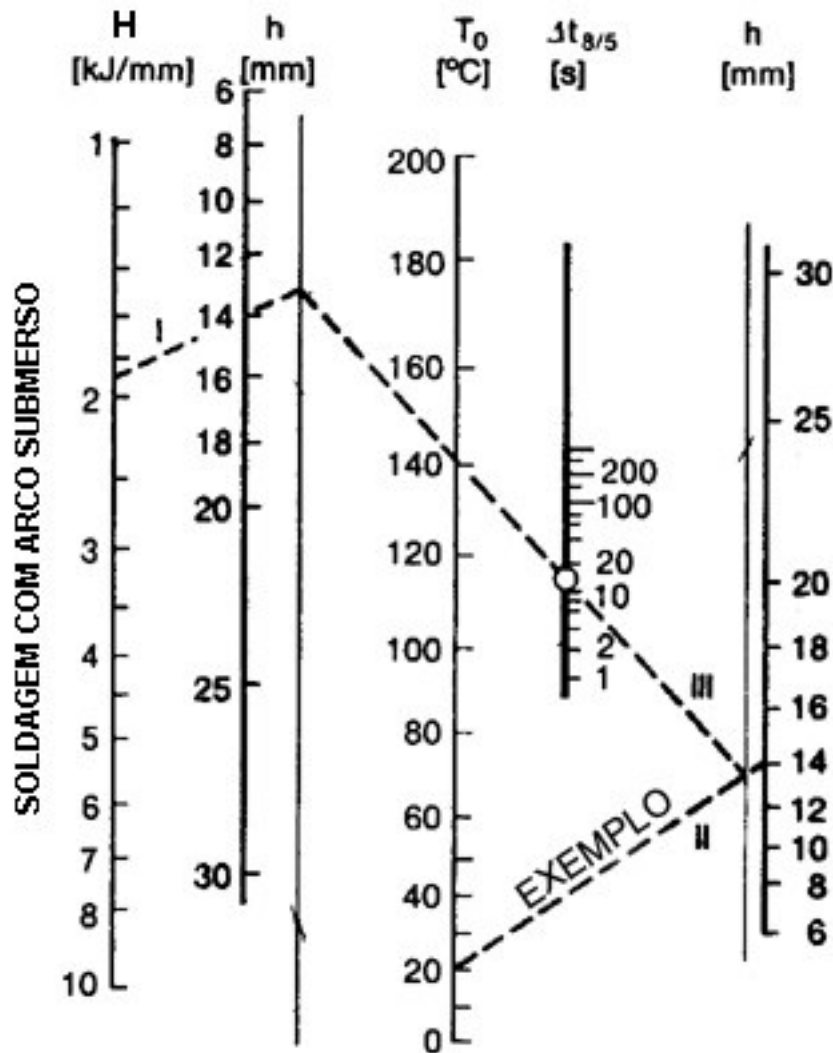


Figura 3.2: Monograma de INAGAKI e NAKAMURA que associa insumo de calor com espessura da chapa. H – insumo de calor, h – espessura da chapa, T_0 – temperatura inicial, $\Delta t_{8/5}$ – tempo de resfriamento. Extraído de Radaj (1992)

Na tabela 3.3 tem-se a relação entre insumo de calor e tempo de resfriamento retiradas do monograma de INAGAKI e NAKAMURA (figura 3.2). Foram consideradas: temperatura ambiente $T_0 = 30$ °C e espessura $h = 12$ mm.

Tabela 3.3: Relação entre insumo de calor e tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ (s).

Insumo de calor H (kJ/mm)	Tempo de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ (s) para chapa de 12 mm.
1	6
2	18
3	35
4	60
5	100
6,5	150

Para controlar a temperatura do forno e medir a taxa de resfriamento foi utilizado termopar do tipo Cromel-Alumel inserido no centro da amostra, longitudinalmente, e um sistema computadorizado de aquisição de dados.

Foram realizados vários ensaios de resfriamento, variando-se o meio de resfriamento, com a finalidade de obter-se taxas de resfriamento no intervalo de 780 °C a 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) semelhantes às taxas da soldagem convencional obedecendo-se o monograma de INAGAKI e NAKAMURA. Utilizou-se óleo para têmpera LIS460, óleo para têmpera PETRONASA 20A, jato de ar comprimido, polímero para têmpera solúvel em água POLIDUR C em diferentes proporções e salmoura. A figura 3.3 mostra dois exemplos de curvas obtidas nos ensaios. A curva da figura 3.3(a) foi obtida em salmoura e a curva da figura 3.3(b) foi obtida em polímero solúvel em água na proporção 25%.

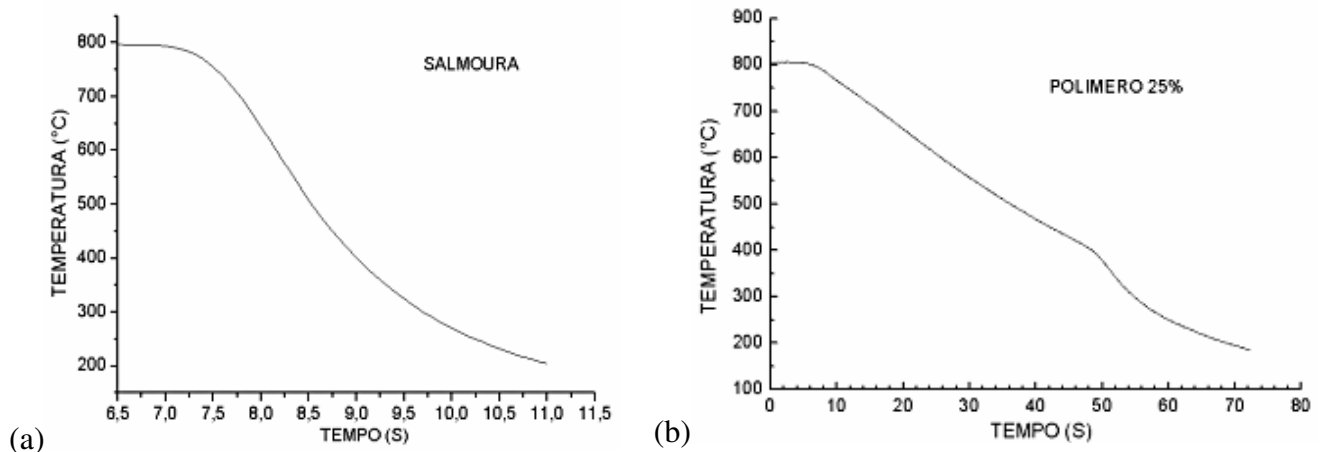


Figura 3.3: Curvas da evolução térmica no resfriamento das amostras: (a) resfriamento em salmoura, (b) resfriamento com polímero solúvel em água.

Nas tâmpas com óleos, salmoura e polímero solúvel em água utilizou-se um recipiente com aproximadamente 50 litros. Não houve agitação do meio de têmpera e as amostras eram amparadas por uma tela anterior ao fundo do recipiente. Os tratamentos eram realizados em pequenos lotes de amostras. A temperatura do meio de têmpera foi monitorada e constatou-se que não houve variação significativa que pudesse comprometer a sua eficiência.

Nos resfriamentos realizados com jato de ar comprimido, a medida e o controle da vazão foram realizados com rotâmetro. O jato de ar partia do fundo de um tubo de aço com 50 mm de diâmetro e 400 mm de comprimento. Cada amostra era inserida no tubo individualmente e ficava disposta sobre uma tela de aço colocada na parte central do tubo.

Para verificar a reprodutibilidade do ensaio, foram feitos exames metalográficos para analisar a homogeneidade da microestrutura das amostras ensaiadas (identificação de fases e medida do tamanho dos grãos).

3.5 – Realização do cordão de solda

Com o objetivo de caracterizar a microestrutura da região intercrítica da ZTA e especificamente quantificar o microconstituente M-A, foram realizados três cordões de solda pelo processo arco submerso em máquina de soldagem industrial com insumos de calor de 2 kJ/mm, 3 kJ/mm e 4 kJ/mm. Utilizou-se três recortes da chapa do aço API 5L X65, previamente homogeneizados e normalizados, com 12 mm de espessura, 150 mm de largura e 400 mm de comprimento.

A corrente e a tensão foram controladas com auxílio de amperímetro e voltímetro. A velocidade de soldagem foi ajustada após vários ensaios e medidas utilizando-se régua e cronômetro. Foram utilizados arame com diâmetro = 3,18 mm, fluxo OP 121 TT e a distância tubo de contato/peça ("stick out") = 25,8 mm. Os parâmetros de soldagem estão na tabela 3.4.

Tabela 3.4: Insumos de Calor e Parâmetros de Soldagem Utilizados neste Trabalho.

Insumo de Calor (kJ/mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Tempo* de resfriamento (s)
2 kJ/mm	450 A	28 V	37,8 cm/min	18 s
3 kJ/mm	450 A	28 V	25,2 cm/min	35 s
4 kJ/mm	450 A	28 V	18,9 cm/min	60 s

* em chapa de 12 mm.

O insumo de calor é determinado pela equação 2.4 abaixo:

$$H = \frac{V \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (2.4)$$

Na qual:

I – intensidade de corrente (A);

V – tensão (V);

v – velocidade de soldagem (cm/min).

3.6 – Ensaios Mecânicos

3.6.1 – Dureza

As medidas da dureza foram realizadas na seção transversal das amostras do ensaio CTOD. Foi utilizada a escala Vickers em um durômetro HECKERT-WPM modelo HPO250. A carga aplicada foi 20 kgf por um tempo de 20 s. Foram feitas 5 medidas em cada amostra observando-se as recomendações da norma ASTM E92-03 (2003). As diagonais da impressão foram medidas com analisador de imagens modelo LEICA Q500MC V01.02.

3.6.2 – Ensaio de Microdureza

O ensaio foi realizado segundo a norma ASTM E384-05a (2005) com o objetivo de complementar a caracterização das fases presentes em algumas condições de tratamento.

Utilizou-se o microdurômetro marca Shimatzu modelo HMW2000. Optou-se pela escala Vickers com carga de 10 gf e tempo de 20 segundos. As amostras foram polidas e atacadas com Nital 2%.

3.6.3 – Tração

Os ensaios foram realizados em uma máquina MTS modelo 812 com capacidade para 10 toneladas. Utilizou-se extensômetro marca MTS modelo 632.136.20. A velocidade de deslocamento do pistão foi de 0,05 mm/s.

A simbologia utilizada no trabalho obedece na norma ABNT NBR 6152 (1992). A preparação dos corpos de prova e o procedimento de ensaio obedeceram às orientações estabelecidas na ASTM E8M-03 (2003).

A resistência mecânica foi avaliada por meio dos parâmetros limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_t). A ductilidade foi medida pelos parâmetros alongamento específico até a fratura (a%) e redução de área (Z%). A razão de escoamento é definida como a razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência (σ_e/σ_t).

Os corpos de prova foram obtidos de barras retiradas na direção de laminação da chapa e submetidas aos tratamentos térmicos. Depois foram usinados nas dimensões mostradas na figura 3.4.

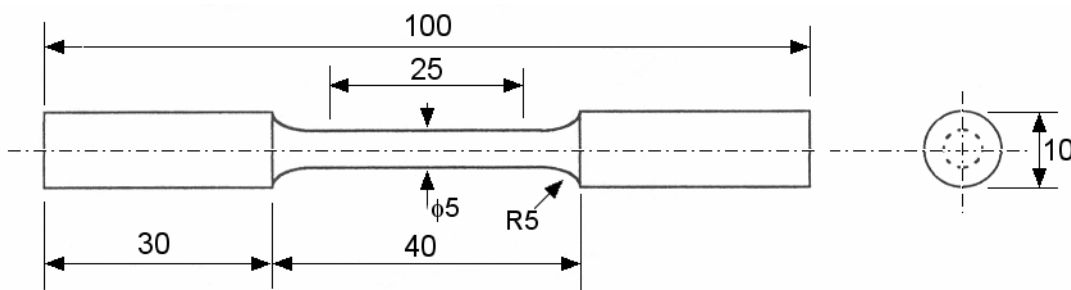


Figura 3.4: Desenho da amostra do ensaio de tração.

3.6.4 – Impacto Charpy-V

O ensaio de impacto Charpy-V foi executado de acordo com o especificado na norma ASTM E23-02a (2002), em corpos de prova de todas as condições de tratamento com a finalidade de determinar a tenacidade ao impacto baseando-se na energia absorvida pelo material. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 25 °C, 0 °C, -20 °C, -55 °C e -80 °C. Utilizou-se em média 5 corpos de prova para cada temperatura de ensaio. O resfriamento dos corpos de prova foi feito pela imersão total em álcool etílico resfriado com nitrogênio líquido. O controle da temperatura foi feito com termômetro digital de contato. Houve, também, um rígido controle do tempo conforme estabelece a norma ASTM E23-02a (2002). Os corpos de prova eram retirados do recipiente com álcool e imediatamente ensaiados numa máquina pendular marca HECKERT modelo PSd 300/150. A figura 3.5 abaixo mostra as dimensões dos corpos de prova para o ensaio Charpy-V usinados conforme norma ASTM E23-02a (2002). Como mostrado na figura 3.1, o entalhe ficou com a orientação L-T

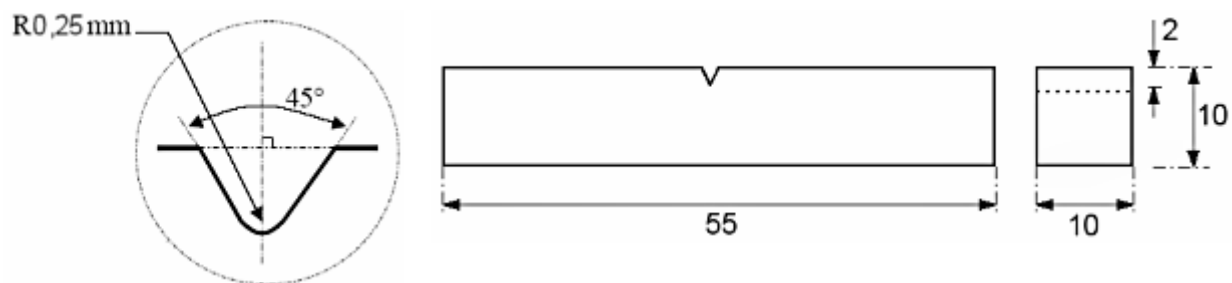


Figura 3.5: desenho do corpo de prova para o ensaio Charpy-V.

3.6.5 – Tenacidade à Fratura CTOD

O ensaio CTOD tem como objetivo a determinação da tenacidade à fratura do material. O parâmetro utilizado foi o deslocamento da abertura da ponta da trinca na carga máxima (δ_m) obedecendo as recomendações da norma ASTM E 1290-02 (2002).

Os ensaios foram realizados em uma máquina MTS modelo 812 com capacidade de 10 toneladas. Para registrar a abertura da trinca e permitir o traçado da curva Carga Aplicada x Abertura da Trinca, foi utilizado o extensômetro marca MTS modelo 632.03C-20.

O procedimento do ensaio CTOD envolveu as seguintes etapas:

- Preparação das amostras;
- Pré-trinca de fadiga e validação;
- Ensaio;
- Cálculo do valor do CTOD e validação.

Os corpos de prova foram retirados da chapa segundo a orientação L-T em relação à direção de laminação. Foram utilizados corpos de prova tipo SE(B) com flexão em três pontos, com dimensões nominais $W = 10$ mm e $B = 5$ mm, conforme mostrado na figura 3.6. A usinagem das amostras foi realizada após os tratamentos térmicos e o entalhe foi executado por meio de eletroerosão com fio com 1 mm de diâmetro. Em média, foram utilizadas 6 amostras para cada condição metalúrgica (como fornecido e após os tratamentos térmicos).

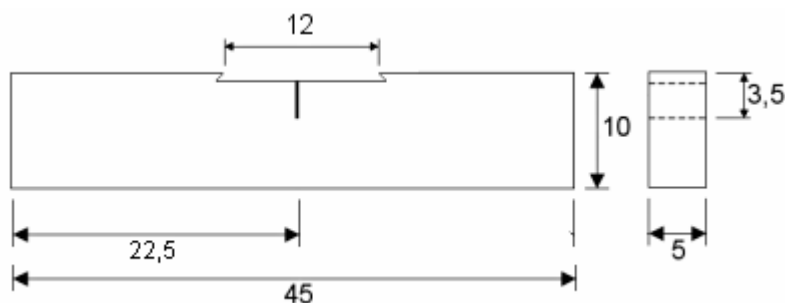


Fig. 3.6: desenho do corpo de prova CTOD

A pré-trinca de fadiga foi realizada em dois estágios. A determinação das cargas máxima e mínima foi feita segundo critérios da norma ASTM E 1290-02 (2002) e variaram dependendo de cada condição metalúrgica. No primeiro estágio, utilizaram-se cargas mais elevadas com o objetivo de acelerar a nucleação e a propagação da trinca. No segundo estágio, as cargas foram reduzidas, com frequência de 25 Hz, obedecendo às recomendações da norma ASTM E 1290-02 (2002). A evolução da propagação da trinca de fadiga foi monitorada por meio de uma lupa, tomando-se por base duas marcas feitas na amostra polida.

O ensaio CTOD foi realizado em temperatura ambiente (25 °C). O ensaio foi realizado com controle de deslocamento e a velocidade de deslocamento do pistão foi de 0,01 mm/s. A curva obtida no ensaio foi contínua e a retirada dos valores da carga máxima (P_m) e do

componente elástico do deslocamento total (V_p) foram feitos de acordo com os critérios da norma ASTM E 1290-02 (2002). O ensaio era interrompido após atingir a carga máxima. Posteriormente, as amostras foram inseridas em nitrogênio líquido e fraturadas. A medida do comprimento da pré-trinca de fadiga (a_0), ilustrada na figura 3.7, foi realizada em microscópio de medição CARL ZEISS/JENA modelo ZKM 01-250C obedecendo-se todos os critérios estabelecidos na norma ASTM E 1290-02 (2002).

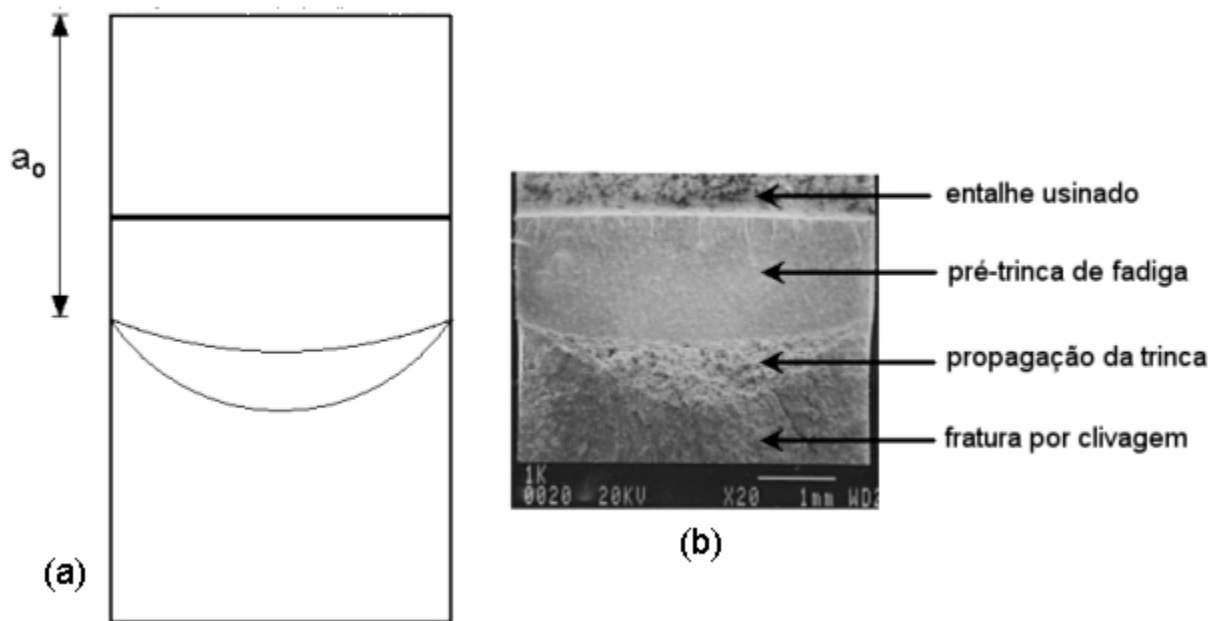


Figura 3.7: (a) esquema da superfície de fratura do corpo de prova CTOD e (b) foto da superfície de fratura com indicação da região da pré-trinca de fadiga.

3.7 – Caracterização da Microestrutura

A caracterização da microestrutura foi feita por meio de microscópio ótico, microscópio eletrônico de varredura e difração de RX.

3.7.1 – Microscopia Ótica

Utilizou-se o microscópio ótico Neophot32. A aquisição de imagens foi feita em filme fotográfico convencional e, também, eletronicamente no analisador de imagens LEICA Q500MC V01.02. As amostras foram analisadas no plano de laminação (L).

As amostras foram embutidas em baquelite ou em resina de cura a frio. Foram lixadas até a granulometria 1200 e polidas com diamante até 0,25 μm . O ataque químico foi feito com os reagentes Nital 2%, Lepera, Picral e Klemm1. A composição e a finalidade de cada ataque será, brevemente, descrito abaixo.

a) - Nital 2%.

Sua composição é 2 ml de ácido nítrico (HNO_3) e 98 ml de álcool etílico (P.A.). É utilizado para contrastar ferrita e perlita, diferenciar a martensita da ferrita e revelar contorno de grão. Fonte: Vander-Voort (1984).

b) - Lepera.

Sua composição é a mistura 1:1 das partes (a) e (b).

parte (a): 1 g de metabissulfito de sódio em 100 ml de água

parte (b): 4 g de ácido pícrico em 100 ml de etanol ; ou seja, picral a 4%.

É muito utilizado em aços ARBL para destacar a ferrita (cor bronze), bainita (cor preta) e martensita (clara-branca). Usado por muitos autores para revelar o constituinte M-A. Fonte: Vander-Voort (1984) e LePera (1980).

c) - Reagente Klemm1.

Sua composição é 1 g de metabissulfito de potássio dissolvido em 50 ml de solução aquosa saturada de tiosulfato de sódio. Este reagente é utilizado para revelar a ferrita (coloração azul ou verde). A austenita (não atacada) se destaca na matriz por apresentar cor branca. Utilizado por alguns autores para revelar o constituinte M-A. Fonte: Vander-Voort (1984) e Shui et al. (1988).

3.7.2 – Microscópio Eletrônico de Varredura

Foram utilizados: microscópio eletrônico de varredura marca JEOL modelo JXA 840 A, metalizador/vaporizador de carbono marca BAL-TEC modelo SCD 050, equipamento para microanálise quantitativa EDX marca NORAN e MEV de alta resolução JEOL modelo JSM 6330F do LNLS (Laboratório Nacional de Luz Sincrotron).

Para identificação das fases, as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com Nital 2%. Depois foram cobertas com fina camada de ouro (aproximadamente 150 Å) com a finalidade de melhorar a condutividade e a qualidade da imagem (nitidez).

A utilização do MEV se resume nos seguintes objetivos:

- Caracterizar as fases presentes nas amostras polidas e atacadas com Nital 2% com maiores aumentos e resolução.
- Permitir a análise da superfície de fratura e identificação dos micromecanismos de fratura;
- Possibilitar a identificação e a microanálise quantitativa EDX das inclusões na superfície de fratura e também nas amostras polidas;
- Identificação e microanálise quantitativa EDX do bandeamento e da linha de segregação central das amostras no estado “como fornecido”;
- Caracterizar as fases nos contornos dos grãos ferríticos das amostras tratadas intercriticamente, utilizando o MEV de alta resolução do LNLS.

3.7.3 – Difração de RX

Para a identificação e quantificação das fases presentes por meio da difração de RX, as amostras com seção transversal quadrada com 10mm de lado, foram lixadas e polidas com pasta de diamante até 0,25 µm. Analisou-se todas as condições simuladas.

Foi utilizado o difratômetro PHILIPS modelo PW1710. Inicialmente, utilizou-se tubo de ferro. Depois foi empregado tubo de cobre. A radiação utilizada foi a do $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$). O ângulo de varredura 2θ variou de 20° a 80° . Consultou-se os padrões do JCPDS (JOINT

COMMITTEE ON POWDER DIFFRACTION STANDARDS) para a identificação dos picos característicos de cada fase, com tolerância de dois décimos de grau para o ângulo 2θ .

3.7.4 – Determinação de Tamanho de Grão

Obedecendo-se a Norma ASTM E 112-96 (2004), foram determinados o tamanho dos grãos da austenita prévia, o tamanho do grão ferrítico do material como fornecido e o tamanho do grão ferrítico após os tratamentos de homogeneização e normalização. Foi utilizado o procedimento de ABRAMO, que consiste em determinar o número de interseções dos contornos dos grãos com 3 circunferências concêntricas de comprimentos conhecidos.

Para determinar o tamanho do grão ferrítico, as amostras foram polidas, atacadas com Nital 2% e analisadas no microscópio ótico.

Para determinar o tamanho do grão da austenita anterior temperou-se as amostras (aqueceu-se a 940 °C por 30 minutos e resfriou-se em água) e, posteriormente, as amostras foram imersas numa solução aquosa saturada de ácido pícrico. Foi adicionado detergente neutro na solução para melhorar a nitidez.

Foram preparadas três amostras de cada condição e feitas 6 fotos de cada amostra. As fotos foram obtidas em microscópio ótico utilizando-se o analisador de imagens LEICA Q500MC V01.02. Em cada foto foi feita apenas uma medida colocando-se sobre ela uma transparência com as 3 circunferências, cujo comprimento totalizava 500 μ m.

3.7.5 – Determinação de Fração Volumétrica das Fases.

Dependendo do tipo de fase a ser observada, utilizou-se o analisador de imagens LEICA Q500MC, o aplicativo IMAGEJ e, também, realizou-se contagem de pontos manualmente obedecendo-se a NORMA ASTM E 562-02 (2002), com grade de 81 pontos.

3.7.6 – Microscópio ótico com Platina Quente

Utilizou-se o microscópio com estágio de aquecimento para alta temperatura marca LEICA-LEITZ 1750, com o objetivo de analisar o crescimento do grão da austenita na temperatura de 780 °C no intervalo de 20 minutos.

Uma amostra na condição H (homogeneizada e normalizada) foi usinada para atender as condições da câmara de aquecimento do microscópio. Depois a sua superfície foi lixada e polida com pasta de diamante até granulometria 0,25 µm. A taxa de aquecimento foi de 26 °C/min.

3.8 – Deposição de Níquel na Superfície de Fratura

Depositou-se uma fina camada de níquel na superfície de fratura de algumas amostras do ensaio CTOD para proteger a fratura. O objetivo é analisar por quais fases ou microestruturas ocorre a propagação da trinca, tanto na região de clivagem da amostra (realizada em nitrogênio líquido), como na região plástica (de propagação da abertura da trinca).

A amostra fraturada foi seccionada, embutida em baquelite, lixada, polida e atacada com reagente Klemm1. A observação foi realizada no microscópio ótico.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 – Condição “Como Fornecido” (CF).

4.1.1 – Caracterização da Microestrutura da Condição CF.

A análise química quantitativa do aço utilizado neste trabalho, mostrada na tabela 3.1, revela que os teores de carbono, manganês, enxofre e fósforo estão dentro dos limites estabelecidos pela norma para os aços API 5L (2000). O carbono equivalente calculado pela fórmula estabelecida pelo IIW é $C_{eq}(IIW) = 0,396$ e o carbono equivalente pelo índice Pcm = 0,21. Segundo Easterling (1983), um carbono equivalente elevado, ou seja, $C_{eq} > 0,4$ implica em prejudicar a soldabilidade do aço, além de aumentar a susceptibilidade de fragilização por hidrogênio na zona afetada pelo calor devido à formação de microestruturas mais frágeis.

A observação da superfície polida da condição como fornecido CF, sem ataque, mostrada nas figuras 4.1(a) e 4.1(b) obtida em microscópio ótico revela um baixo nível de inclusões, classificadas de acordo com a norma ASTM E45-97 como óxidos globulares e sulfetos de manganês tipo 2. Por meio de análise química quantitativa EDX conclui-se que as inclusões de morfologia globular são inclusões de óxidos com presença de alumínio, cálcio e titânio e as alongadas são inclusões de sulfetos de manganês (MnS).

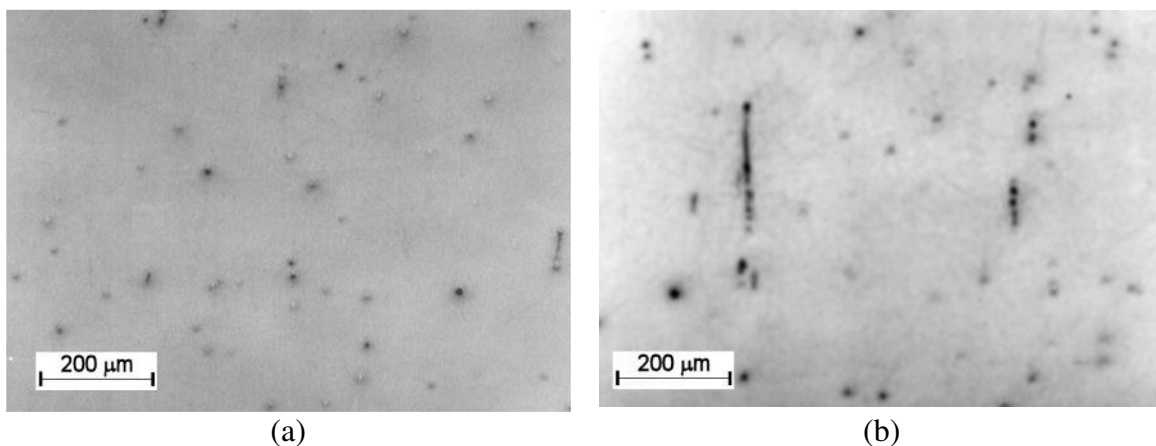


Figura 4.1: Inclusões presentes no aço na condição como fornecido CF.
(a) inclusões de óxidos, (b) inclusões de sulfetos

O aço API 5L X65 na condição “como-fornecido” (CF) apresentava uma microestrutura bandeada formada por grãos de ferrita (fase clara) e perlita (fase escura), conforme pode ser observado nas figuras 4.2(a) e 4.2(b).

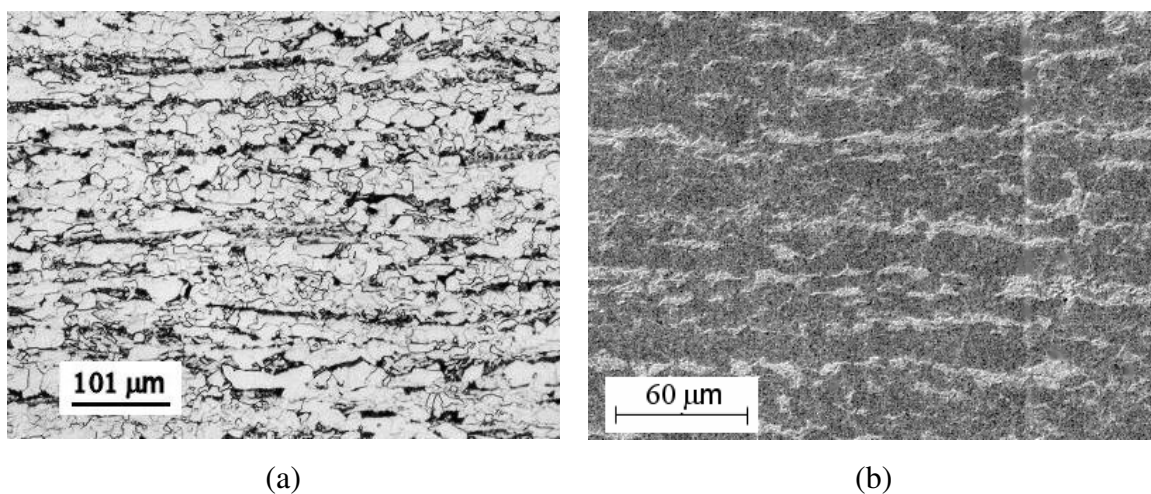


Figura 4.2: Bandeamento do aço na condição CF. (a): MO. Ferrita (fase clara) e Perlita (escura), (b): MEV. Ferrita (escura) e Perlita (clara). Nital 2%.

De acordo com a revisão bibliográfica, o bandeamento ferrita-perlita é uma ocorrência comum em aços de baixa liga laminados a quente, pois durante a solidificação do aço, elementos de liga como o manganês, silício, fósforo, enxofre e o alumínio são rejeitados das primeiras dendritas de ferrita delta para o seio do líquido, resultando em regiões interdendríticas com alta concentração de soluto. Foi estabelecido também que o trabalho mecânico realizado na temperatura de austenitização promoverá redução dos espaços interdendríticos e, após a

deformação mecânica, o aço será constituído de uma microestrutura fibrosa formada por bandas pobres e bandas ricas em átomos de soluto.

Conforme mostra a figura 4.3, foi observado uma linha de segregação na região central da chapa. Na figura 4.3(a) tem-se a amostra embutida em baquelite, polida e atacada com Nital 2%. A análise desta amostra no microscópio ótico (MO), figura 4.3(b), revela o bandeamento ferrita-perlita e a linha central de segregação com uma fase clara brilhante.

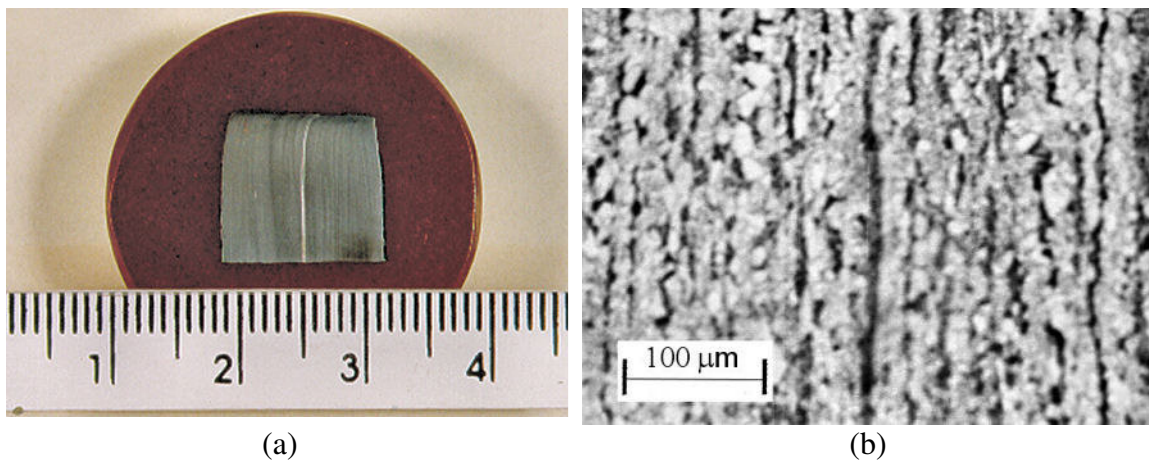


Figura 4.3: Linha central de segregação na chapa do aço na condição CF. (a) segregação em amostra embutida, Nital 2%. (b): segregação e bandeamento. MO. Nital 2%.

Com maiores aumentos no microscópio ótico e atacando-se a amostra com reagentes Lepera e Klemm1, respectivamente nas figuras 4.4 e 4.5, pode ser observado na região da segregação central a presença de uma fase (ilhas de cor branca) denominada constituinte M-A (martensita-austenita retida).

Nas áreas da amostra fora da linha central não há presença da microfase M-A, conforme pode ser observado na figura 4.6. O reagente utilizado foi o Lepera. A fase escura é perlita e a fase marron é ferrita.

A linha central de segregação, um problema comum de qualidade associado com o processo de solidificação/fundição de lingotes e placas, afeta negativamente a ductilidade do aço, especialmente na direção da espessura. É claramente evidenciado que o manganês e o carbono

tem uma forte tendência para segregar. A segregação destes elementos não apenas conduz ao alto teor de perlita no centro da chapa, mas também possibilita a formação de fases duras como bainita e martensita. De acordo com Datta et al. (1998), estes pacotes de bainita/martensita são sítios preferenciais de nucleação de trincas devido a sua baixa ductilidade e tenacidade. Grong & Akselsen (1984) enfatizam que quando um aço contendo tais segregações é submetido aos ciclos térmicos de soldagem, poderá haver grandes flutuações na microestrutura, que resultará em anisotropia nas propriedades mecânicas como ductilidade, resistência ao impacto e tenacidade à fratura

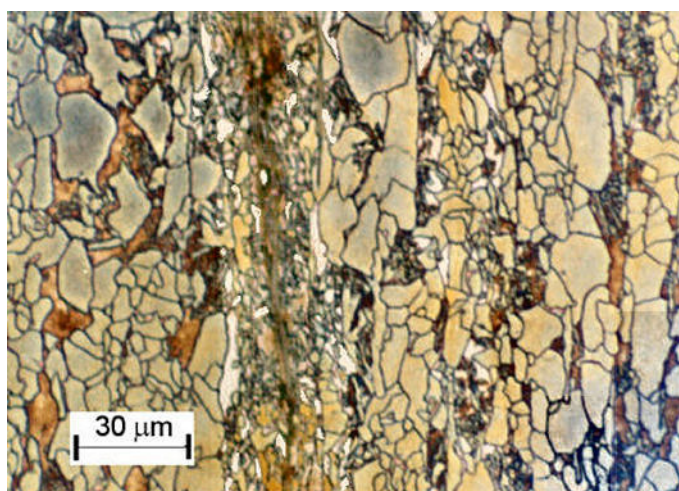


Figura 4.4: Região da segregação na condição CF. A Fase marrom claro é ferrita, a fase mais escura é perlita. A fase branca é o constituinte M-A. Ataque reagente Lepera.

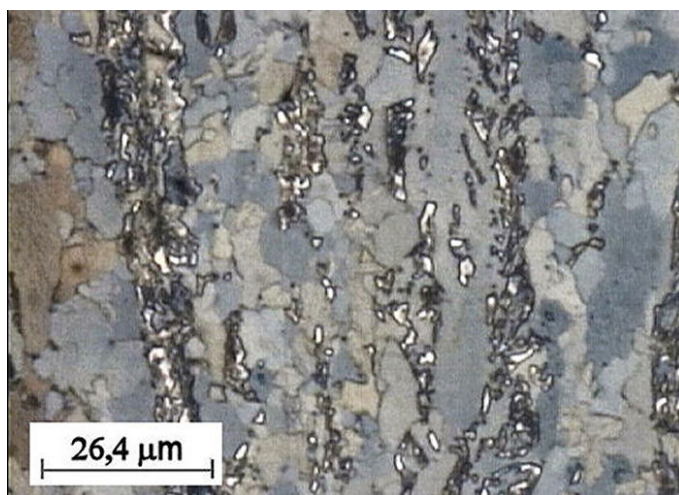


Figura 4.5: Região da segregação central na condição CF. As fases azuladas são ferrita. A fase branca é o constituinte M-A. Ataque reagente Klemm1.

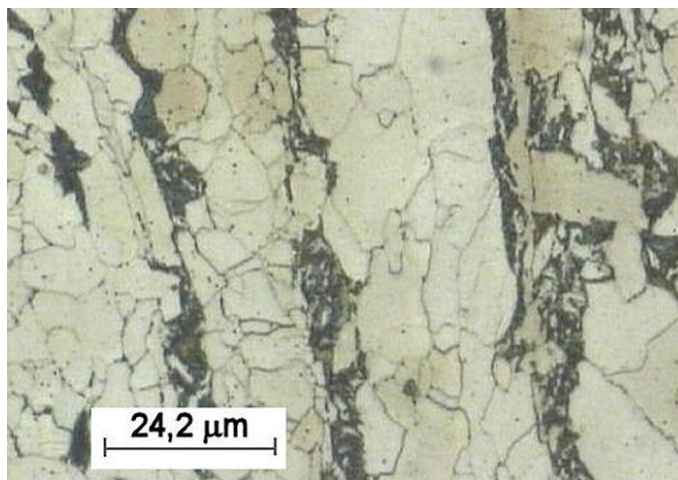


Figura 4.6: Região fora da linha de segregação central na condição como fornecido CF. Ataque Lepera. A fase escura é perlita e a fase marrom é ferrita.

4.1.2 – Microanálise das Bandas.

O resultado da microanálise quantitativa EDX realizada para determinar a composição química média das bandas (% peso) está na tabela 4.1. Realizou-se 30 medidas em diferentes regiões: Bandas claras (perlita), escuras (ferrita) e na linha central de segregação.

Tabela 4.1: Composição química média (% peso) das bandas.

elemento	banda clara (% peso)	banda escura (% peso)	segregação central (% peso)
Mn	1,72	1,57	2,21
Si	0,27	0,30	0,40
P	0,10	0,10	0,14
Cr	0,10	0,10	0,11

Considerando-se as condições de penetração do feixe de elétrons do MEV e as dimensões das fases, os valores apresentados na tabela 4.1 não são absolutos. Entretanto, observa-se o percentual de alguns elementos muito acima do teor médio obtido na análise química global do aço. Portanto, é possível estimar o percentual dos principais elementos segregados em cada banda e pode-se afirmar que além do fósforo e silício, há um maior teor de manganês na linha de segregação central. As bandas claras (perlita) são mais ricas em manganês, o que está de acordo com os resultados de Yiming et al. (1993), Bhadeshia (1998) e Niobium Information (1998).

4.1.3– Microdureza das Fases Presentes na Condição CF

Na tabela 4.2 estão os valores da microdureza das fases observadas na condição CF. Utilizou-se escala Vickers (HV), com carga de 10g e um tempo de 20s. Os valores não são absolutos, considerando-se as dimensões das fases e a interferência que pode haver nas medidas. Contudo, pode-se concluir que a dureza da segregação é maior que a da ferrita e a da perlita. Tal fato deve-se ao maior teor de manganês e a conseqüente maior temperabilidade.

Tabela 4.2: Microdureza das Fases da Condição CF

Fase	Microdureza (HV-10 kgf)
Ferrita	130
Perlita	170
Segregação central	214

4.2 – Tratamento Térmico de Normalização

Para eliminação e/ou redução do bandejamento e da linha de segregação central, optou-se, inicialmente, pelo tratamento de normalização. O objetivo da normalização é homogeneizar e padronizar a microestrutura das barras para futura comparação com os tratamentos intercríticos. A normalização promove, também, o refino dos grãos aumentando a tenacidade à fratura.

Inicialmente, com o objetivo de verificar se a normalização atenderia aos requisitos estabelecidos acima, foram tratadas apenas duas amostras do aço (barras) escolhidas aleatoriamente. Elas foram aquecidas a 940 °C por 30 minutos e resfriadas ao ar. A figura 4.7 mostra o efeito do tratamento na microestrutura. Na figura 4.7(a) tem-se a microestrutura inicial das barras, formada por bandas de perlita e ferrita. Na figura 4.7(b) pode ser observado que após a normalização o bandejamento não foi eliminado. Aumentou-se, então, o tempo de tratamento para 40 min e depois para 50 minutos. Porém, como pode ser observado nas figuras 4.7(c) e 4.7(d) este procedimento não foi eficiente para eliminar o bandejamento e, também, a linha de segregação central que foi mostrada na figura 4.3(b).

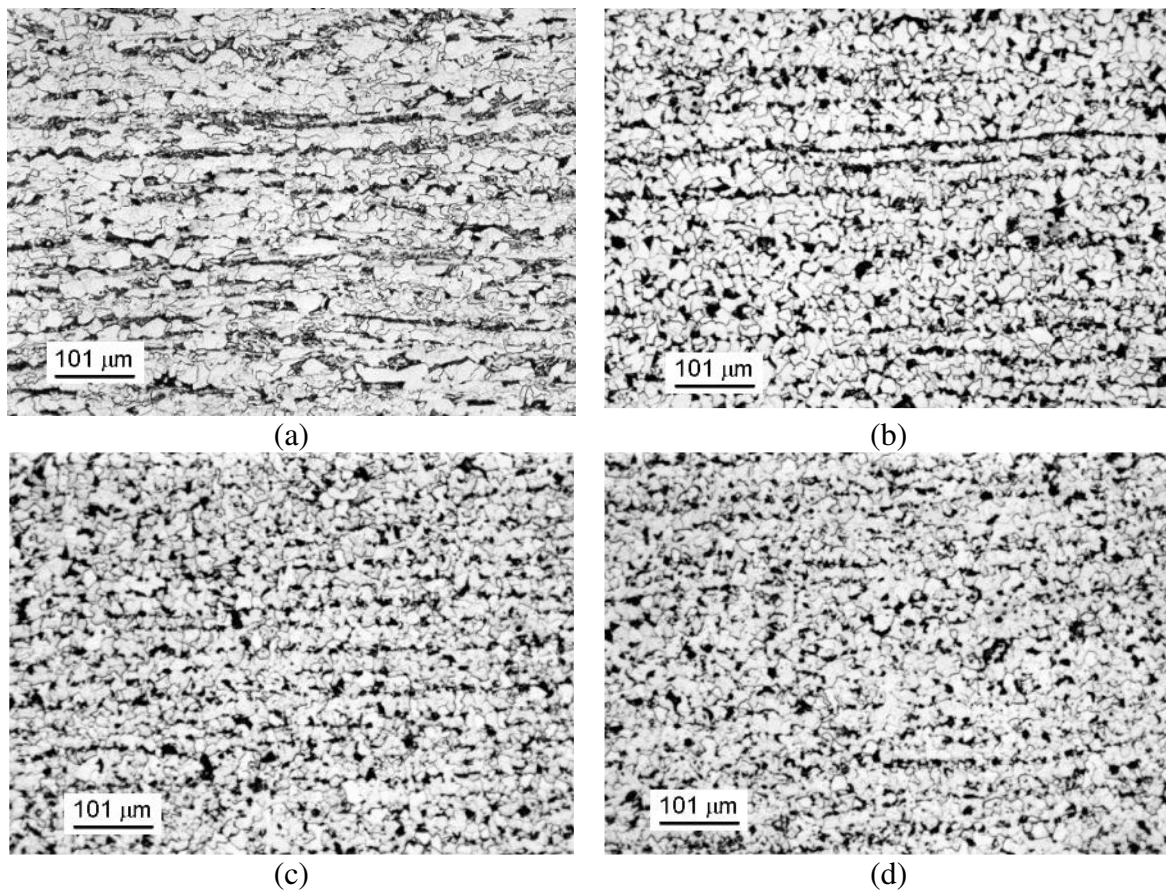


Figura 4.7: Microestrutura da condição CF. (a) bandas de perlita (escuras) e ferrita (claras), (b) após normalização por 30 min, (c) após normalização por 40 min, (d) após normalização por 50 min. Nital 2%.

Diante da não eficiência da normalização na eliminação do bandamento e da linha de segregação central, optou-se pelo tratamento de homogeneização.

4.3 – Tratamento Térmico de homogeneização

As amostras foram aquecidas a 990 °C por um tempo de 162 minutos calculado em função da distância entre as bandas e do elemento de segregação utilizando a equação (3.3). O resfriamento das amostras foi rápido (têmpera em água), pois de acordo com Bastien (1957), a velocidade deverá ser suficientemente alta para que não ocorra nenhuma segregação durante a transformação da austenita. A alta temperatura de homogeneização associada ao tempo de

tratamento muito longo promoveu um grande aumento no tamanho dos grãos. Portanto, após o tratamento de homogeneização, as amostras foram normalizadas a 940 °C por 30 minutos para promover o refino dos grãos e melhorar as propriedades mecânicas. Logo, a condição de tratamento denominada neste trabalho pela letra H, significa amostras homogeneizadas e normalizadas posteriormente. O ciclo do tratamento pode ser ilustrado como no esquema da figura 4.8 abaixo.

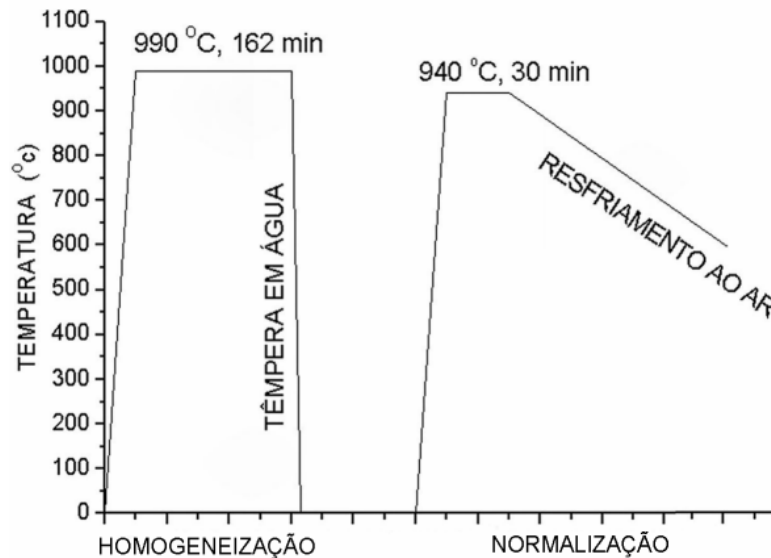


Figura 4.8: Esquema dos tratamentos de homogeneização e normalização.

O resultado da microanálise das bandas revela que os principais elementos segregados são: cromo, silício, manganês e o fósforo. Yiming et al. (1993) ressaltou que o bandeamento em aços de baixa liga é, predominantemente, promovido pelo fósforo.

Para determinar a temperatura de tratamento de homogeneização foi utilizada a equação 3.1 para cada um dos elementos segregados. Fixou-se um tempo (t) de tratamento de homogeneização e uma distância média de bandeamento (l). Substituindo-os na equação 3.1 juntamente com os parâmetros relativos a cada elemento, concluiu-se que o cromo, silício e o manganês exigem temperaturas mais elevadas que o fósforo para se difundirem.

Realizando-se o tratamento de homogeneização considerando-se os parâmetros do fósforo, obteve-se uma estrutura isenta de bandeamento. A linha de segregação central foi

também eliminada/reduzida. Este resultado comprova as afirmativas dos pesquisadores Bastien (1957), Buhr & Weinberg (1967), Lavander et al. (1949) e Yiming et al. (1993) a respeito da participação do fósforo no bandejamento dos aços, mesmo quando em teores muito baixos. Nas micrografias mostradas na figura 4.9 pode-se comprovar a eficiência da homogeneização seguida de normalização (condição H).

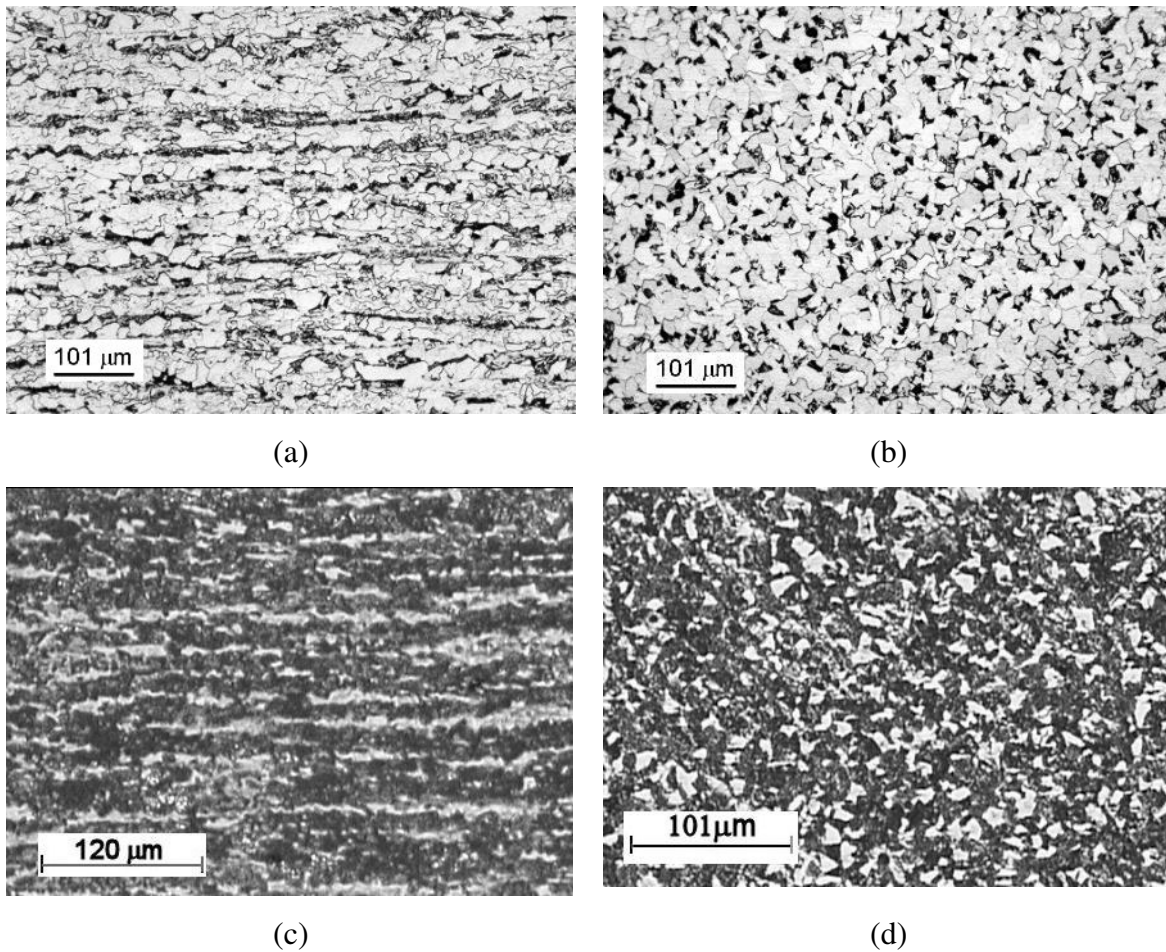


Figura 4.9: Micrografias mostrando a eficiência dos tratamentos de homogeneização + normalização (H). (a) condição como fornecido, Nital 2%; (b) condição H, Nital 2%; (c) condição como fornecido, ataque Obberhoffer; (d) condição H, ataque Obberhoffer.

Na figura 4.9(a) tem-se o aço na condição como fornecido (CF) atacado com Nital 2%, que de acordo com Yiming et al. (1993), revela o bandejamento promovido pelo manganês. A microestrutura da condição H (homogeneização + normalização), atacada com Nital 2% é

mostrada na figura 4.9(b). Podem ser observados uma matriz ferrítica (branca) com grãos de perlita (escuros) distribuídos aleatoriamente. As amostras das figuras 4.9(c) e 4.9(d), condição CF e condição H respectivamente, foram atacadas com o reagente Obberhoffer que, de acordo com Buhr & Weinberg (1967) e Piccardo et al. (2004), revela a concentração de fósforo. O reagente age depositando cobre nas regiões pobres em fósforo. A variação na concentração de fósforo é revelada pelos diferentes tons de cinza, com regiões de baixo fósforo mais escuras e as de maior teor mais claras. Observa-se que após o tratamento de homogeneização + normalização (condição H) houve redução/eliminação do bandeamento promovido pelo fósforo. A linha de segregação presente no centro da chapa também foi reduzida/eliminada.

4.4 – Determinação do Tamanho de Grão

Foram determinados o tamanho dos grãos da austenita prévia, o tamanho do grão ferrítico do material como fornecido (CF) e o tamanho do grão ferrítico da condição H. Foi utilizado o procedimento de ABRAMO, que consiste em determinar o número de interseções dos contornos dos grãos com 3 circunferências concêntricas de comprimentos conhecidos obedecendo-se a Norma ASTM E 112-96 (2004).

4.4.1 – Tamanho dos Grãos da Austenita Prévia das Condições CF e H

Para determinar o tamanho do grão da austenita prévia temperou-se três amostras da condição CF e da condição H (aqueceu-se a 940 °C por 30 minutos e resfriou-se em água). O ataque para revelar os contornos dos grãos foi feito por imersão numa solução aquosa saturada de ácido pícrico. Foi adicionado detergente neutro na solução para melhorar a nitidez.

Realizados a contagem das interseções e os cálculos determinados pela Norma ASTM E112-96 (2004) conclui-se que o tamanho médio dos grãos da austenita prévia da condição CF é ASTM 12 (diâmetro médio 56 µm) e o tamanho médio dos grãos da condição H é ASTM 8 (diâmetro médio 22,5 µm). A figura 4.10 mostra o tamanho dos grãos da austenita anterior. Pela figuras 4.10(a) observam-se os grãos da austenita prévia da condição CF e na figura 4.10(b) os

grãos da austenita prévia da condição H. Pode-se observar que houve um grande aumento no tamanho do grão, devido ao longo tempo do tratamento de homogeneização.

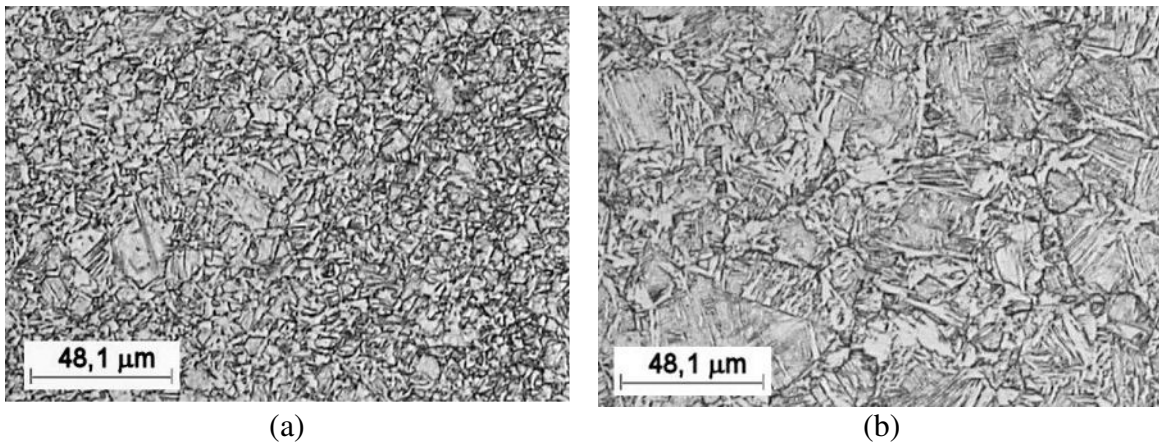


Figura 4.10: austenita prévia. (a): Condição CF; (b): Condição H

4.4.2 – Tamanho dos Grãos de Ferrita das Condições CF e H

Para determinar o tamanho do grão ferrítico, as amostras foram polidas e atacadas com Nital 2%. A figura 4.11 mostra a microestrutura das condições CF e H. Na figura 4.11(a) pode-se observar os grãos e fases da condição como fornecido CF. A figura 4.11(b) mostra a microestrutura da condição H. A fase escura é perlita e a fase clara é ferrita.

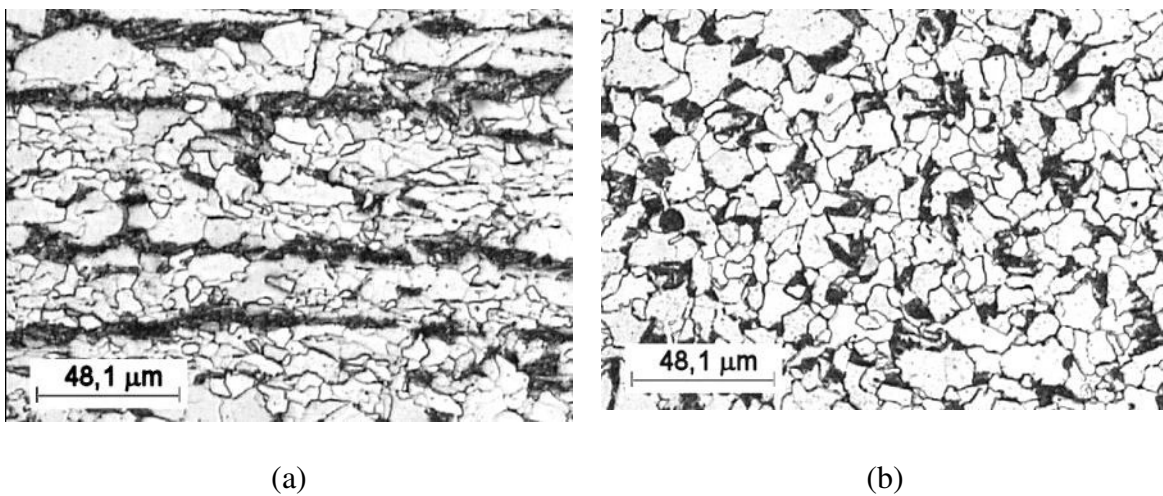


Figura 4.11: microestrutura das condições CF e H. (a) condição CF; (b) condição H. A fase clara é ferrita e a escura é perlita.

Após a contagem dos pontos de interseção e realizados os cálculos determinados pela Norma ASTM E112-96 (2004) conclui-se que o tamanho médio dos grãos da condição CF é ASTM 12 (diâmetro médio 56 μm) e o tamanho médio dos grãos da condição H é ASTM 11 (diâmetro médio 79 μm). Conforme descrito por Meyers & Chawla (1982) e Hertzberg (1996) utilizando a relação de Hall-Petch, este discreto aumento no tamanho dos grãos irá afetar propriedades mecânicas como o limite de escoamento e a ductilidade.

4.5 – Caracterização da Microestrutura da Condição H (homogeneização + normalização).

Duas amostras da condição H, escolhidas aleatoriamente, foram polidas, atacadas com diferentes reagentes e analisadas no microscópio óptico e no MEV. A figura 4.12 mostra a microestrutura da condição H.

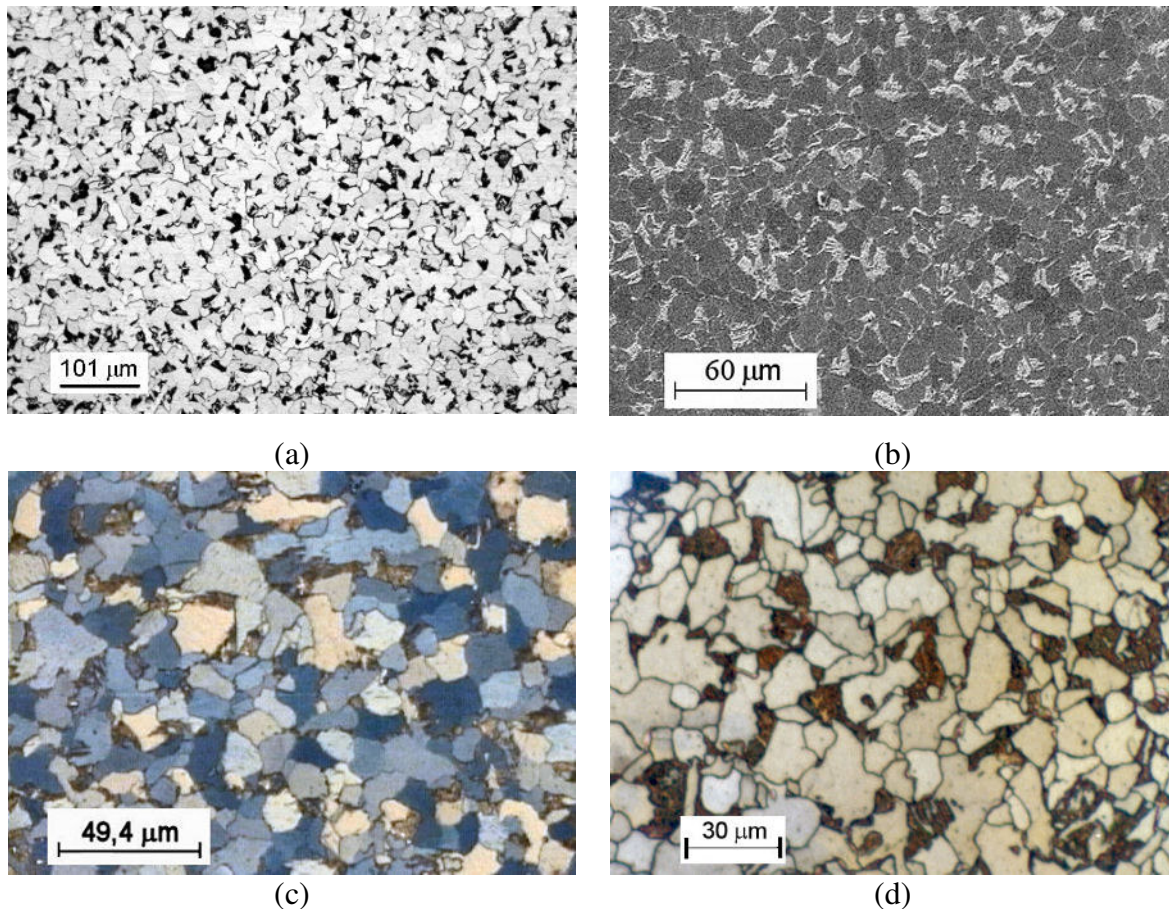


Figura 4.12: microestruturas da condição H. (a) MO, ataque Nital 2%; (b) MEV, ataque Nital 2%; (c) MO, ataque Klemm1; (d) MO, ataque Lepera.

A micrografia da figura 4.12(a), obtida em microscópio ótico (MO) com ataque Nital 2%, apresenta grãos equiaxiais de ferrita e perlita com tamanho de grão ASTM 11 e distribuídos aleatoriamente.

Utilizando-se MEV, figura 4.12(b), foi observado que não há presença de nenhuma fase diferente da ferrita (fase escura) e da perlita (clara).

A amostra atacada com o reagente Klemml está na figura 4.12(c). Utilizando-se microscópio ótico, não é observado a microfase branca (constituente M-A). Mesma conclusão é obtida com o ataque realizado com o reagente Lepera, figura 4.12(d), caracterizando que não há presença de martensita (cor branca quando atacada com Lepera).

A tabela 4.3 mostra a fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas condições CF e H, determinada no analisador de imagens.

Tabela 4.3: Fração volumétrica dos microconstituintes presentes nas condições CF e H.

Condição	Ferrita	Perlita	outras
CF	77	23	-
H	80	20	-

4.6 – Avaliação do Crescimento do Grão da Austenita

O ensaio no microscópio de platina aquecida foi realizado para determinar o crescimento do grão da austenita na temperatura de 780 °C num tempo de 20 minutos (tempo que seria utilizado no tratamento intercrítico, suficiente para a uniformização dos grãos e das fases, e determinado em função da dimensão das amostras que serão tratadas). A amostra analisada estava polida (até diamante 0,25 µm) e sem ataque. Na figura 4.13 observa-se a evolução do crescimento dos grãos com o tempo.

A microestrutura inicial do material era ferrita e perlita. No aquecimento intercrítico a 780 °C, a transformação da austenita ocorre primeiramente nos grãos de perlita. No caso de uma soldagem convencional, o tempo nesta temperatura é muito pequeno (cerca de 5 segundos) e a

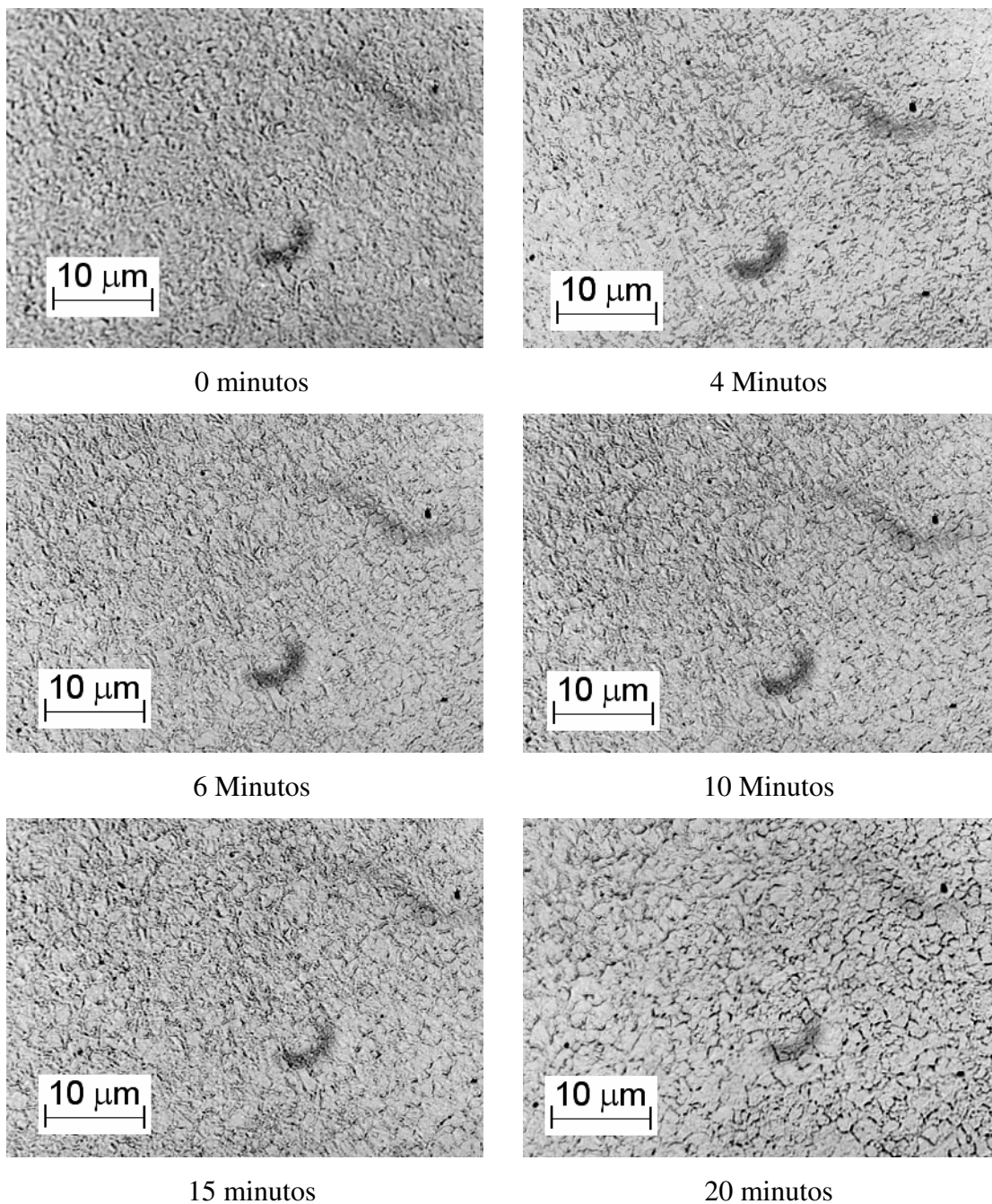


Figura 4.13: Crescimento da fase austenita em 780 °C. Os grãos poligonais (claros) são de ferrita. Os contornos mais escuros são austenita.

austenita formada durante o ciclo de aquecimento inicial provavelmente será do mesmo tamanho das colônias de perlita/carbonetos do metal base. De acordo com Brooks (1992) e Akselsen et al. (1987), o tempo de aquecimento numa soldagem convencional é suficiente para transformar a

perlita em austenita e a transformação nesta temperatura é muito rápida. O processo de transformação da ferrita em austenita é mais lento e controlado pela taxa de difusão de carbono e elementos substitucionais como o manganês na ferrita.

O tempo na simulação do presente trabalho foi longo, logo poderá ocorrer uma maior proporção de ilhas de austenita devido à decomposição de uma pequena parte da ferrita. Um maior grão de austenita prévia tornará a simulação realizada neste trabalho mais crítica que a solda real/convencional. Conforme afirma Honeycombe (1984), um maior grão de austenita prévia promove aumento na temperabilidade. Porém, pode ser observado que a fração volumétrica da austenita na temperatura de 780 °C praticamente não aumenta em 20 minutos, graças ao efetivo efeito de ancoramento “pinning” promovido pelo titânio e nióbio. Logo é possível realizar o tratamento considerando este tempo.

É comumente utilizado equipamento tipo Gleeble para simular os ciclos térmicos de soldagem. Porém, a utilização de forno de mufla para simular ciclos térmicos em determinadas regiões da zona afetada pelo calor, como neste trabalho, foi utilizada por Chen et al. (1984) com a finalidade de investigar o micromecanismo de fratura induzido pelo M-A. Os pesquisadores realizaram a simulação da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor em um forno aquecido a 1200 °C. O tempo que utilizaram no tratamento foi de 9 minutos.

4.7 – Tratamentos Intercríticos

Os tratamentos intercríticos foram realizados a 780 °C por 20 minutos em amostras previamente homogeneizadas e normalizadas. As amostras, divididas em lotes, foram resfriadas em diferentes meios para que a taxa de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ obtida fosse equivalente a insumos de calor de soldagem por arco submerso em chapa de 12 mm de espessura. A figura 4.14 ilustra o tratamento intercrítico, a taxa de resfriamento e a sua relação com o insumo de calor de soldagem segundo o monograma de INAGAKI e NAKAMURA, citado e utilizado por alguns autores como Radaj (1992), Okumura & Taniguchi (1982) e Matusuda & Liu (1990).

4.7.1 – Determinação das Taxas e Meios de Resfriamento.

Os resultados apresentados na tabela 4.4 são apenas aqueles cujas taxas de resfriamento ficaram semelhantes às de soldagens convencionais, segundo o monograma de INAGAKI e NAKAMURA.

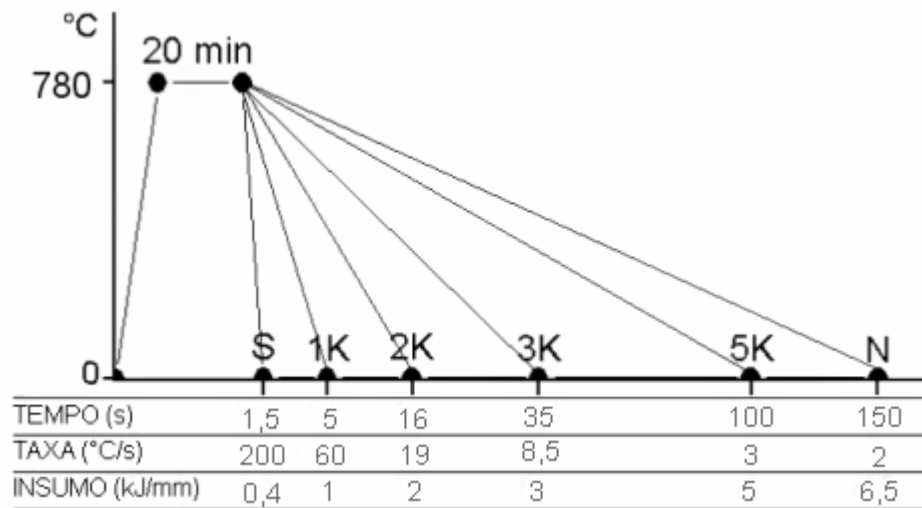


Figura 4.14: Esquema dos tratamentos intercríticos utilizados neste trabalho.

Tabela 4.4: Meios de resfriamento das condições intercríticas utilizadas neste trabalho, taxas de resfriamento e os equivalentes insumos de calor*.

condição	Meio de resfriamento	Tempo $\Delta t_{8/5}$ (s)	Taxa $\Delta t_{8/5}$ (°C/s)	Insumo* de Calor (kJ/mm)
S	Salmoura , sem agitação	1,5	200	0,4
1K	Solução polímero a 0,5%	5	60	1
2K	Solução polímero a 4 %	16	19	2
3K	Solução pol a 25 %, 80 °C,	35	8,5	3
5K	Ar vazão entre 500 e 550 l/s	100	3	5
N	Ar tranqüilo (normalização)	150	2	6,5

* O insumo de calor estimado pelo monograma de INAGAKI e NAKAMURA.

4.7.2 – Caracterização da Microestrutura Obtida nos Tratamentos Intercríticos

As propriedades da zona afetada pelo calor (ZAC) são enormemente afetadas pelos ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem e pelo tipo de microestrutura formada. Os fatores de maior importância são: a temperabilidade da chapa, a máxima temperatura atingida no aquecimento e a velocidade de resfriamento no intervalo entre 800 e 500 °C.

Para a caracterização da microestrutura das amostras submetidas aos tratamentos intercríticos foram utilizados microscópio ótico, MEV e difração de RX. A dimensão, a diversidade e a fração volumétrica das fases, torna a identificação e a quantificação das fases localizadas nos contornos dos grãos ferríticos bastante complexa. Daí, passa a ser de grande valia a utilização de equações de modelagem matemática disponíveis na bibliografia especializada, desenvolvidas para estimar temperaturas de transformação e fases presentes em metais de solda e zona afetada pelo calor. Os diagramas CCT, mesmo os de outros aços com composição química e condições de processamento semelhantes, são úteis também na previsão do tipo de microestrutura que será formada durante a soldagem em função da taxa de resfriamento.

Okumura & Taniguchi (1982) e Modenesi et al.(1985) destacam que por meio da utilização dos diagramas CCT e monogramas para estimar a velocidade de resfriamento é possível, então, conhecer-se de antemão qual a microestrutura mais provável em determinadas regiões da zona afetada pelo calor (ZAC) e, em função do seu tipo, determinar as condições de soldagem para se evitar a fragilização da junta soldada. Por outro lado, intensas pesquisas tem sido realizadas para ajustar as composições químicas das chapas dos aços, a fim de atenuar os efeitos da fragilização comumente encontrado na ZAC.

4.7.3 – Estimativa da Microestrutura Obtida nos Tratamentos Intercríticos por meio de Modelagem Matemática.

Em metalurgia, a modelagem matemática é uma ferramenta muito utilizada no suporte à decisão de determinados tratamentos e procedimentos. É cada vez maior o número de

pesquisadores desenvolvendo trabalhos na área de modelagem de microestrutura de metal de solda e da zona afetada pelo calor.

4.7.3.1 – Estimativa das Velocidades Críticas de Resfriamento.

Cerjak & Easterling (1993) destacam no seu trabalho algumas equações que permitem estimar a velocidade crítica de resfriamento, conhecendo-se a composição química (% em peso) do metal base.

Nas equações abaixo, considerou-se a composição química mostrada na tabela 3.1 (% em peso) do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

a) A velocidade crítica de resfriamento para obtenção de martensita (V_1) pode ser estimada pela equação 4.1.

$$\text{Log} V_1 = 7,42 - 3,13 \cdot (\%C) - 0,71 \cdot (\%Mn) - 0,37 \cdot (\%Ni) - 0,34 \cdot (\%Cr) - 0,45 \cdot (\%Mo) \quad (4.1)$$

logo: $V_1 = 776247,12 \text{ K/h} = 215,62 \text{ K/s}$ (para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho).

b) A velocidade crítica de resfriamento (tempo) para obtenção de bainita (V_2) pode ser estimada pela equação 4.2.

$$\text{Log} V_2 = 6,33 - 2,31 \cdot (\%C) - 0,73 \cdot (\%Mn) - 0,53 \cdot (\%Ni) - 0,41 \cdot (\%Cr) - 1,37 \cdot (\%Mo) \quad (4.2)$$

logo: $V_2 = 20,53 \text{ K/s}$ (para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho).

c) A velocidade crítica de resfriamento para obtenção de ferrita (V_3) pode ser estimada pela equação 4.3.

$$\text{Log} V_3 = 3,95 - 0,15 \cdot (\%Mn) - 0,61 \cdot (\%Ni) - 0,11 \cdot (\%Cr) - 0,17 \cdot (\%Mo) - 2 \cdot (\%Mo)^{1/2} \quad (4.3)$$

logo: $V_3 = 1,40 \text{ K/h}$ (para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho).

4.7.3.2 – Estimativa da Taxa de Resfriamento necessária para se obter uma dada microestrutura.

No trabalho de Brooks (1996) pode-se encontrar equações que associam taxa de resfriamento com composição química (% em peso), temperatura (K) e tempo (s) de tratamento. Alguns exemplos estão dispostos abaixo, considerando-se a composição química mostrada na tabela 3.1 (% em peso) do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

a) A Taxa para se obter 100% de martensita pode ser estimada pela equação 4.4.

$$\text{Log } V_1 = 9,81 - 4,82 \cdot (\%C) - 1,05 \cdot (\%Mn) - 0,54 \cdot (\%Ni) - 0,5 \cdot (\%Cr) - 0,66 \cdot (\%Mo) - 0,00183 \cdot Pa \quad (4.4)$$

$$Pa = \left\{ \left[\frac{1}{T} \right] - [0,000042 \cdot (\text{Log } t)] \right\}^{-1} - 273 \quad (4.5)$$

Considerando $T = 780 \text{ }^\circ\text{C}$ (1053 K) e $t = 20 \text{ min}$, tem-se que: $Pa = 853,17$

Logo: $\log V_1 = 5,96$

$$V_1 = 913479 \text{ }^\circ\text{C/h, ou seja: } V_1 = 253,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$$

V_1 é a menor taxa para promover 100% de Martensita no aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

$$\text{Daí: tempo } (\Delta t_{8/3}) = 1,18 \text{ s}$$

a) A Taxa para se obter 90% de Martensita e 10% de Bainita pode ser estimada pela equação 4.6

$$\text{Log } V_1(10) = 8,76 - 4,04 \cdot (\%C) - 0,96 \cdot (\%Mn) - 0,49 \cdot (\%Ni) - 0,58 \cdot (\%Cr) - 0,97 \cdot (\%Mo) - 0,001 \cdot Pa \quad (4.6)$$

Logo, $\text{Log } V_1(10) = 5,85$

ou seja, $V_1 = 200,69 \text{ }^\circ\text{C/s}$

b) A Taxa para obter 50% de Martensita e 50% de Bainita pode ser estimada pela equação 4.7.

$$\text{Log } V_1(50) = 8,50 - 4,13 \cdot (\%C) - 0,86 \cdot (\%Mn) - 0,57 \cdot (\%Ni) - 0,41 \cdot (\%Cr) - 0,94 \cdot (\%Mo) - 0,0012 Pa \quad (4.7)$$

Então: $\text{Log } V_1(50) = 5,5795 \rightarrow V_1(10) = 379751,9 \text{ } ^\circ\text{C/h}$, ou seja: $V_1 = 105 \text{ } ^\circ\text{C/s}$

c) A taxa para se obter 100% de Bainita, ou seja, 0% (P+F) pode ser estimada pela equação 4.8.

$$\text{Log } V_2 = 10,17 - 3,8 \cdot (\%C) - 1,07 \cdot (\%Mn) - 0,7 \cdot (\%Ni) - 0,57 \cdot (\%Cr) - 1,58 \cdot (\%Mo) - 0,0032 Pa \quad (4.8)$$

Então: $\text{Log } V_2 = 5,24 \rightarrow V_2 = 174122,94 \text{ } ^\circ\text{C/h}$, ou seja $V_2 = 48,36 \text{ } ^\circ\text{C/s}$

Daí: tempo ($\Delta t_{8/3}$) = 6,2 s , ou seja, em tempos menores que este não há (Perlita + Ferrita) no aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

d) Taxa para obtenção de 50 % Bainita e 50 % de (Perlita + Ferrita) pode ser estimada pela 4.9.

$$\text{Log } V_2(50) = 8,74 - 2,23 \cdot (\%C) - 0,86 \cdot (\%Mn) - 0,56 \cdot (\%Ni) - 0,59 \cdot (\%Cr) - 1,60 \cdot (\%Mo) - 0,0032 Pa \quad (4.9)$$

Então: $\text{Log } V_2(50) = 4,334 \rightarrow V_2(50) = 21577,44 \text{ } ^\circ\text{C/h} = 5,99 \text{ } ^\circ\text{C/s}$

f) A Taxa para a obtenção de 90 % de (P + F) e 10% de bainita pode ser estimada pela eq. 4.10.

$$\text{Log } V_3(90) = 7,51 - 1,38 \cdot (\%C) - 0,35 \cdot (\%Mn) - 0,93 \cdot (\%Ni) - 0,11 \cdot (\%Cr) - 2,31 \cdot (\%Mo) - 0,0033 Pa \quad (4.10)$$

Então: $\text{Log } V_3(90) = 3,961 \rightarrow V_3(90) = 9141,13 \text{ } ^\circ\text{C/h} = 2,539 \text{ } ^\circ\text{C/s}$

g) A Taxa para obtenção de 100 % de (P + F) pode ser estimada pela equação 4.11

$$\text{Log } V_3 = 6,36 - 0,43 \cdot (\%C) - 0,49 \cdot (\%Mn) - 0,78 \cdot (\%Ni) - 0,26 \cdot (\%Cr) - 0,38 \cdot (\%Mo) - 0,0019 Pa - 2 \cdot (\%Mo)^{1/2} \quad (4.11)$$

Então: $\text{Log } V_3 = 3,888 \rightarrow V_3 = 7733,5 \text{ } ^\circ\text{C/h}$, ou seja $V_2 = 2,148 \text{ } ^\circ\text{C/s}$

Daí: tempo ($\Delta t_{8/3}$) = 139,65 s , ou seja, a partir deste tempo haverá 100% de (P + F) no aço utilizado neste trabalho.

No gráfico da figura 4.15 há uma síntese dos resultados da modelagem, isto é, as microestruturas que, provavelmente, serão obtidas em função das taxas de resfriamento (no aço API 5L X65 utilizado neste trabalho).

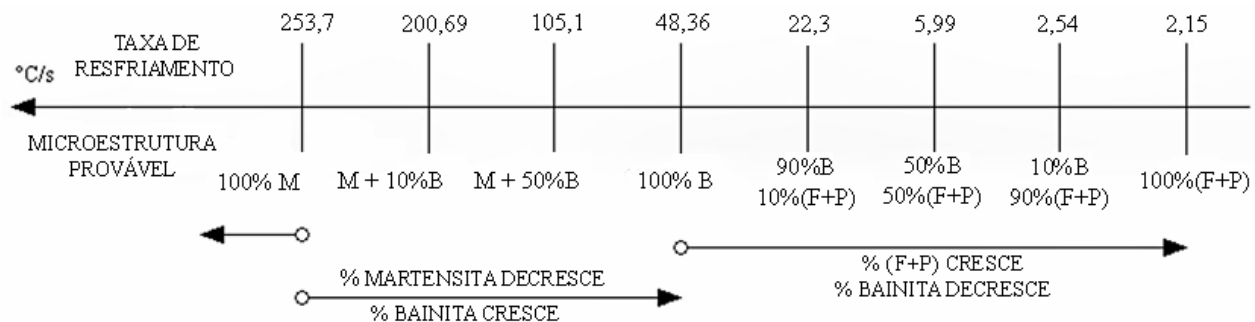


Figura 4.15: Esquema das possíveis microestruturas em função das taxas de resfriamento, obtidas na modelagem, para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

4.7.3.3 – Estimativa do Percentual de Fases, Dureza Vickers e diagramas TTT e CCT.

Conhecendo-se a composição química do aço ARBL e o tamanho do grão da austenita prévia é possível estimar a microestrutura (percentual das fases: martensita, bainita e ferrita), a dureza Vickers e os diagramas TTT e CCT de um aço ARBL, segundo modelo disponível na Internet no site: <http://engm01.ms.ornl.gov/> (agosto de 2002).

A figura 4.16 mostra a proporção das fases e na figura 4.17 um esquema dos diagramas TTT e CCT. Considerou-se a composição química (% em peso) do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho e mostrada na tabela 3.1 e o tamanho do grão da austenita prévia (ASTM 8). Pela simulação mostrada na figura 4.16, para uma taxa de resfriamento de 200 K/s, haveria uma grande fração volumétrica de martensita e a dureza seria 257 HV. Na simulação do diagrama CCT não foram considerados os efeitos do Nb e do Ti no crescimento dos grãos e formação das fases. As modelagens dos diagramas foram concebidas para os casos de austenitização completa.

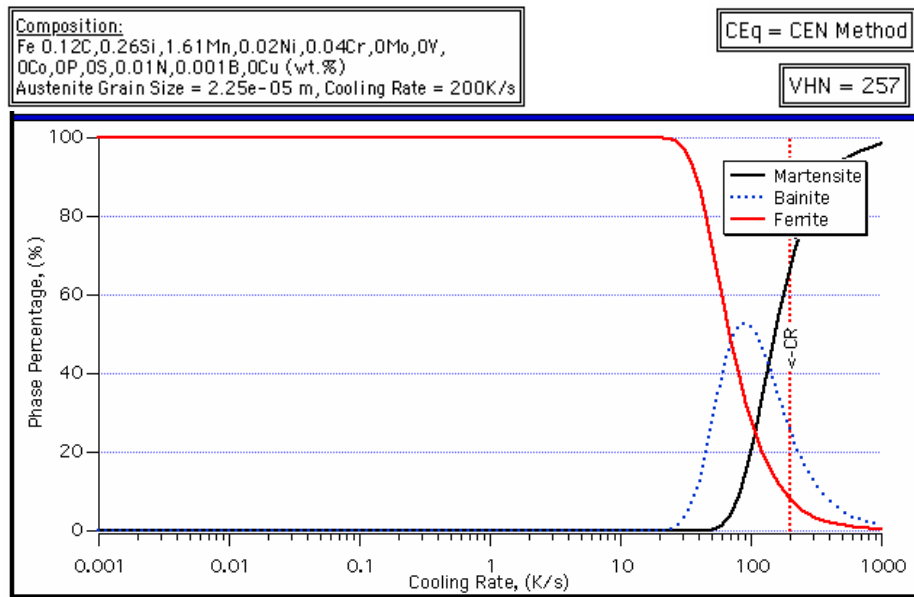


Figura 4.16: Relação entre Taxa de Resfriamento, Percentual de fases e dureza Vickers, para o aço API 5L X65, segundo modelo disponível em <http://engm01.ms.ornl.gov/> (agosto de 2002).

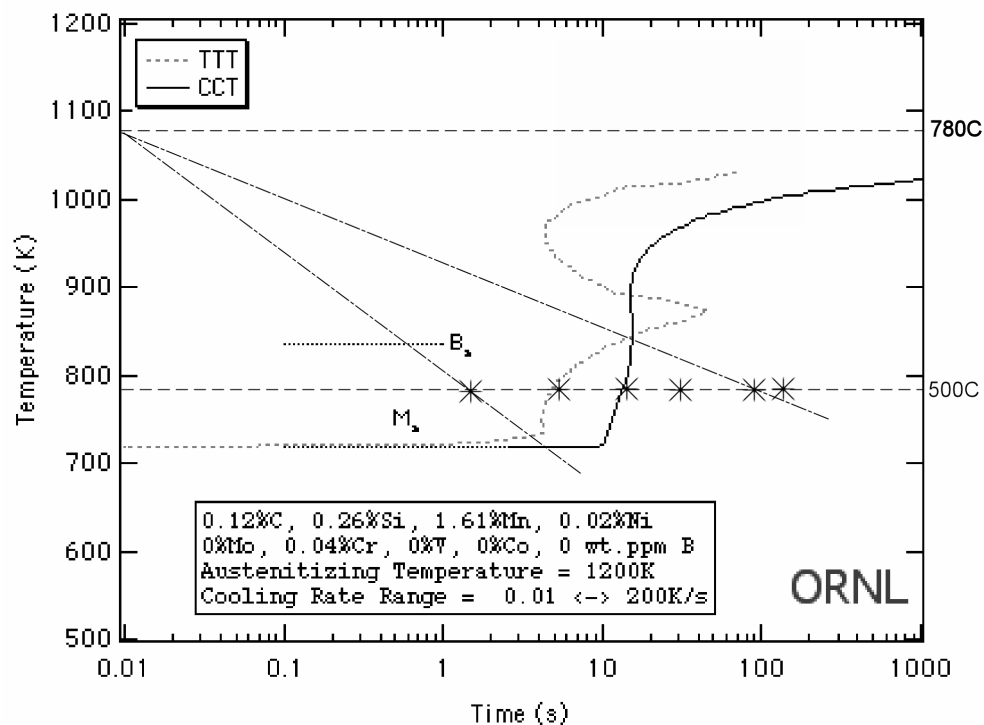


Figura 4.17: Diagramas TTT e CCT, para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho, segundo modelo disponível em <http://engm01.ms.ornl.gov/> (agosto de 2002).

Obs: Os asteriscos (*) marcados sobre a linha dos 500 °C representam os tempos dos tratamentos realizados neste trabalho.

4.7.4 – Estimativa da microestrutura utilizando-se curvas CCT de outros aços.

É possível utilizar diagramas CCT de aços com composição química e processamento semelhante ao utilizado neste trabalho, para ter uma estimativa da microestrutura que poderá ser obtida em certas condições de resfriamento.

A curva CCT mostrada na figura 4.18 é de um aço ARBL produzido por laminação controlada. A composição química (% peso) está na tabela 4.5. O tamanho do grão da austenita anterior é ASTM 7.

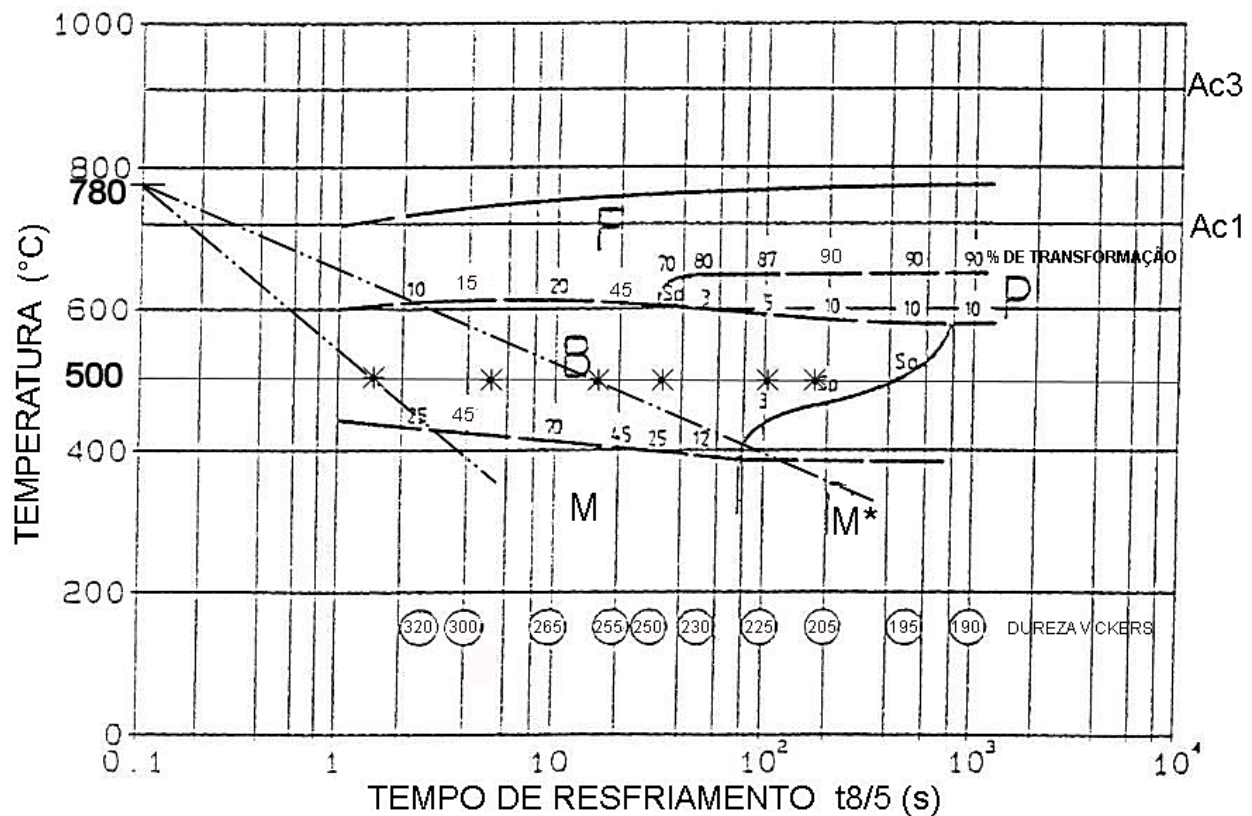


Figura 4.18: Curva CCT do aço ARBL, produzido por laminação controlada, cuja composição está na tabela 4.5. Adaptado de EUR 13620 (1991). Legenda: F – ferrita, P – perlita,

M – martensita e M* – constituinte M-A

Obs: Os asteriscos (*) marcados sobre a linha dos 500 °C representam os tempos dos tratamentos realizados neste trabalho.

TABELA 4.5: Composição química do aço ARBL (% peso)

elem	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	V	Nb	Al	Ceq	Pcm
%	0,11	1,57	0,36	0,018	0,006	0,04	0,0	0,08	0,045	0,038	0,399	0,212

É importante ressaltar que o diagrama CCT foi construído partindo-se da temperatura de austenitização, acima da linha A3. No caso de tratamentos térmicos intercríticos, como os realizados neste trabalho, parte-se da microestrutura formada por duas fases: ferrita + austenita.

O diagrama CCT mostra que em tempos muito curtos (~2 s), ou seja, taxas de resfriamento muito altas, haverá formação de martensita preferencialmente.

O aumento do tempo de resfriamento, ou seja, a redução da taxa de resfriamento, promoverá um gradual aumento na proporção de bainita e redução na fração volumétrica da martensita.

A partir de determinada taxa de resfriamento (tempos maiores que 100 s no intervalo de 800 °C a 500 °C), haverá aumento na fração volumétrica de ferrita e perlita e redução da bainita.

Deve-se ainda ressaltar que no presente trabalho, a condição considerada inicial para os tratamentos intercríticos foi a condição H (homogeneizada e normalizada).

4.7.5 – Microestrutura obtida em cada condição Intercrítica.

Para a análise no microscópio ótico, as amostras foram polidas até diamante 0,25 µm e, dependendo do objetivo, atacadas com Nital 2%, Lepera ou Klemm1. Para análise no MEV, as amostras foram lixadas, polidas até diamante 0,25 µm, atacadas com Nital 2% e recobertas com uma fina camada de ouro. A tabela 4.6 mostra a fração volumétrica das fases presentes em cada condição e determinadas segundo procedimento estabelecido na Norma ASTM E 562-02 (2002).

Tabela 4.6: Fração volumétrica das fases para as condições submetidas a tratamentos térmicos intercríticos utilizadas neste trabalho.

Condição	Taxa $\Delta t_{8/5}$ (°C/s)	Ferrita (F)	Martensita (M)	M-A	Outras (P, B,M)
S	200	57	43		
1K	60	60	39	1	
2K	19	56		1	43 (M?)
3K	8,5	58	3	3	33
5K	3	66		9	26
N	2	65		3,5	31,5

O tamanho dos grãos de ferrita das condições tratadas na região intercrítica foi determinado pela Norma ASTM E112-96 (2004). As amostras foram polidas e atacadas com Nital 2%. Após a contagem dos pontos de interseção e realizados os cálculos determinados pela norma, conclui-se que o tamanho médio dos grãos de ferrita de todas as condições intercríticas é o mesmo da condição H (homogeneizada e normalizada), ou seja, ASTM 11 (diâmetro médio 79 μm). A figura 4.19 mostra micrografias das condições H e S para comparação e medida do tamanho dos grãos. Na figura 4.19(a) observa-se a condição H após ataque com Lepera e na figura 4.19(b) a condição intercrítica S atacada com Nital 2%.

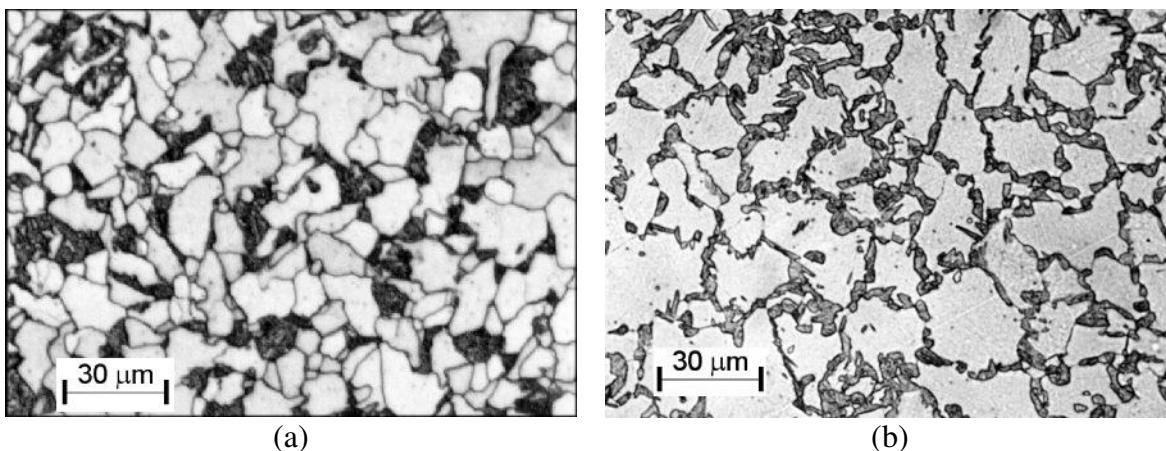


Figura 4.19: micrografias para medida do tamanho de grão. (a) condição H, (b) condição S.

A figura 4.20 mostra as micrografias da condição S. Nas figuras 4.20(a) e 4.20(b), a amostra atacada com Nital 2% foi analisada no microscópio ótico e no MEV, respectivamente. As fases observadas são: ferrita com martensita nos contornos dos grãos. Nas figuras 4.20(c) e

4.20(d) pode-se observar a microestrutura das amostras atacadas com reagentes Klemm1 e Lepera respectivamente. De acordo com Vander Voort (1984) o reagente Klemm1 torna a ferrita azulada, a martensita marrom e a austenita retida branca. O reagente Lepera, deixa a ferrita com cor bronze, a bainita preta e a martensita branca. Logo, pelas técnicas metalográficas utilizadas, não foi identificado austenita retida. O teor médio de martensita é 43 %.

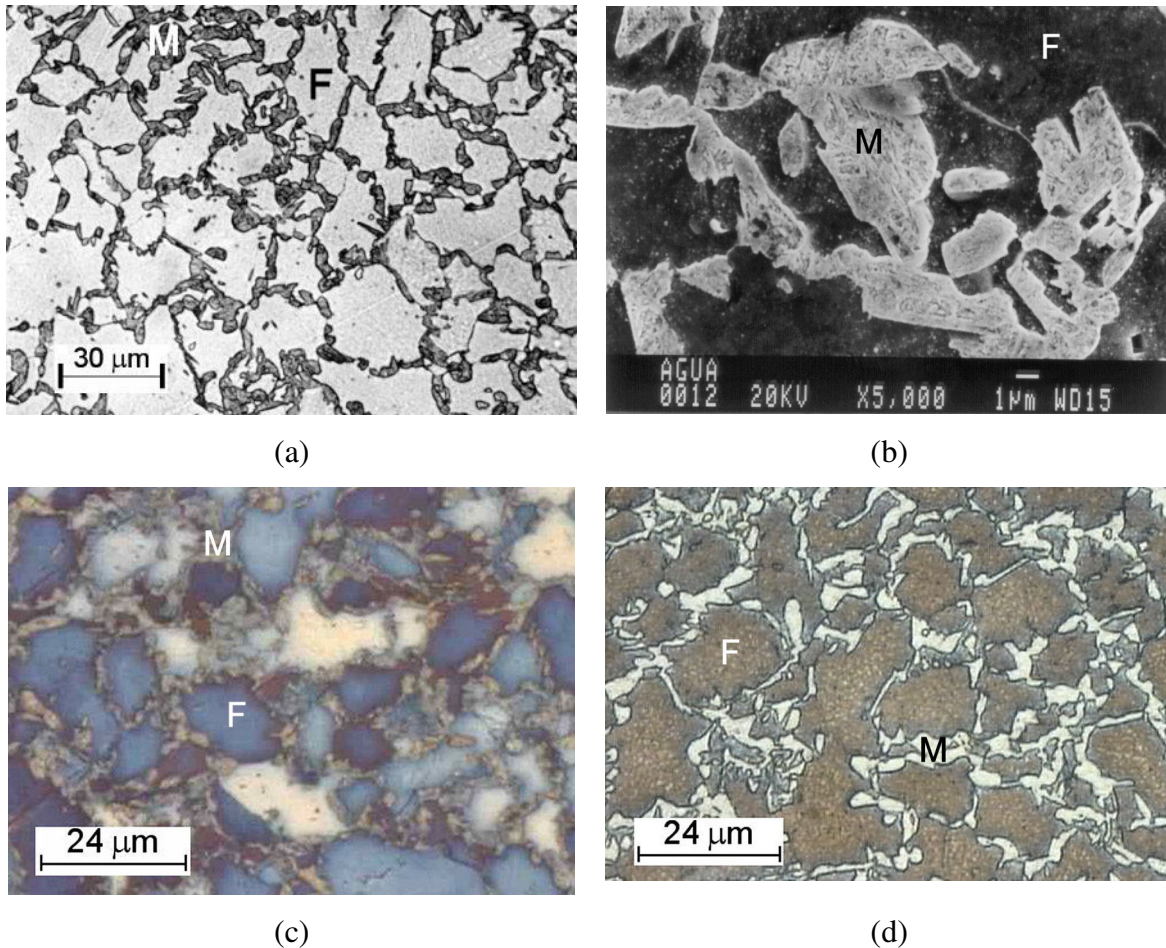


Figura 4.20: Micrografias da condição S. (a): MO, ataque com Nital 2%; (b): MEV, ataque com Nital 2%; (c): MO, ataque com Klemm1; (d): MO, ataque Lepera.

Legenda: M – martensita, F - ferrita

As micrografias da condição 1K estão na figura 4.21. Nas figuras 4.21(a) e 4.21(b), a amostra atacada com Nital 2% foi analisada no microscópio ótico e no MEV respectivamente. As fases observadas são: ferrita, martensita e uma microfase brilhante, em pequeno percentual, denominada constituinte M-A. A figura 4.21(c) mostra a microestrutura da amostra atacada com

reagente Klemml. Alguns pesquisadores como Alé et al. (1996), Hart (1984), Sant'Anna (1994) e Staiger et al. (1999) usaram Klemml para destacar o M-A. Vários pesquisadores, dentre os quais Rebello & Sauer (1995), Ahn et al. (1999), Cota & Santos (2000), Wang et al. (1990) e Bai et al. (2004) utilizam o reagente Lepera para destacar o constituinte M-A. Outros como Niobium Information 17 (1997), Li et al (2001) e Kaplan et al. (2001) utilizaram o reagente Villela.

A figura 4.22 mostra as micrografias da condição 2K. A microestrutura da amostra atacada com Nital 2% e analisada no microscópio ótico e no MEV, pode ser observada nas figuras 4.22(a) e 4.22(b), respectivamente. As fases identificadas nos contornos dos grãos de ferrita foram: martensita, algumas ilhas de uma microfase plana e brilhante (quando observada no MEV) tratada por alguns autores como constituinte M-A e, possivelmente, devido às condições de resfriamento, algum percentual de bainita. A figura 4.22(c) mostra o resultado do ataque com o reagente Klemml.

A figura 4.23 mostra as micrografias da condição 3K. Nas figuras 4.23(a) e 4.23(b), a amostra atacada com Nital 2% foi analisada no microscópio ótico e no MEV, respectivamente. As fases observadas são: grãos de ferrita com outras fases nos contornos dos grãos de ferrita, tais como martensita (3%) e constituinte M-A (3%). Por meio do MEV são identificados carbonetos. Pela morfologia, condições de resfriamento e pelas propriedades mecânicas apresentadas, a fase foi caracterizada como bainita inferior. A figura 4.23(c) destaca o constituinte M-A após ataque com reagente Klemml.

A figura 4.24 mostra as micrografias da condição 5K. Nas figuras 4.24(a) e 4.24(b), a amostra atacada com Nital 2% foi analisada no microscópio ótico e no MEV, respectivamente. As fases observadas são: ferrita, perlita (lamelas de carbonetos), e o constituinte M-A. Atacando-se a amostra com o reagente Klemml, figura 4.24(c), é observada uma grande fração volumétrica do constituinte M-A. Pelas condições de resfriamento e pelas propriedades mecânicas apresentadas, o constituinte M-A deve ter um caráter austenítico (apenas austenita retida).

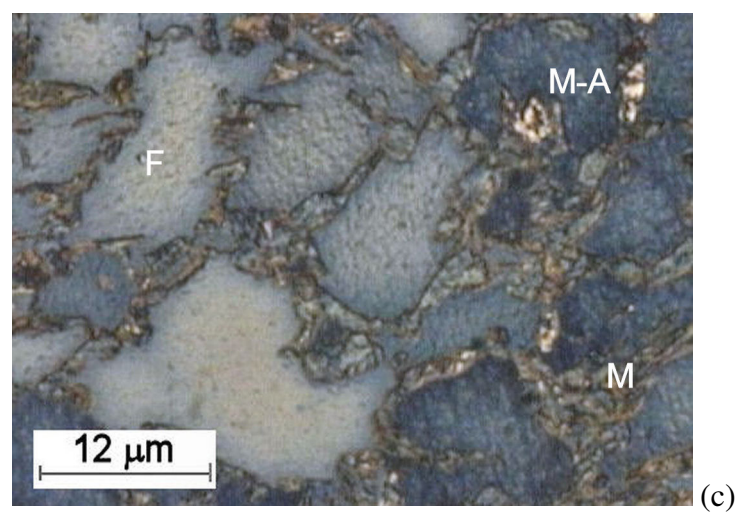
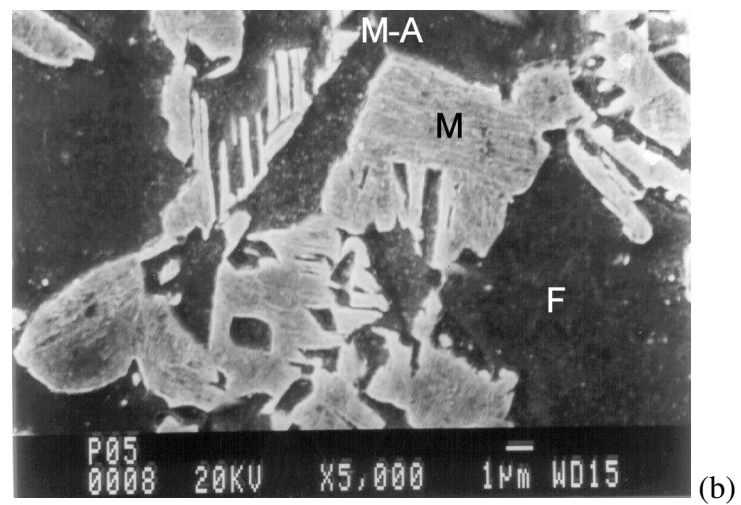
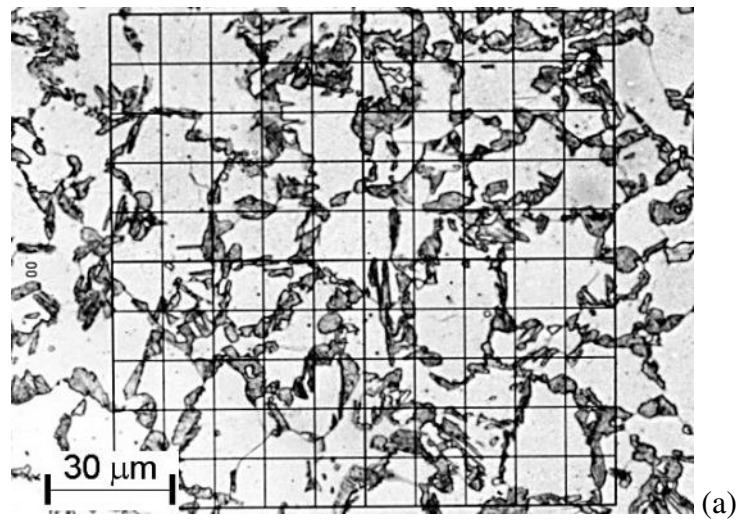


Figura 4.21: Condição 1K. (a): MO, Nital 2%; (b) MEV, Nital 2%; (c): MO, Klemm1
 Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida.

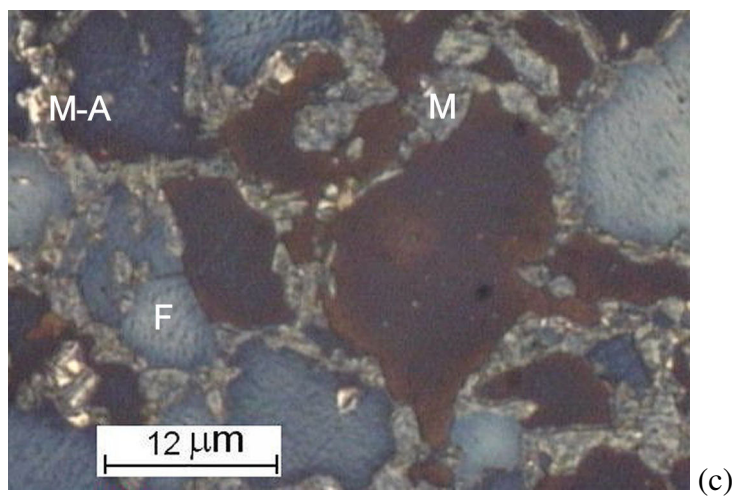
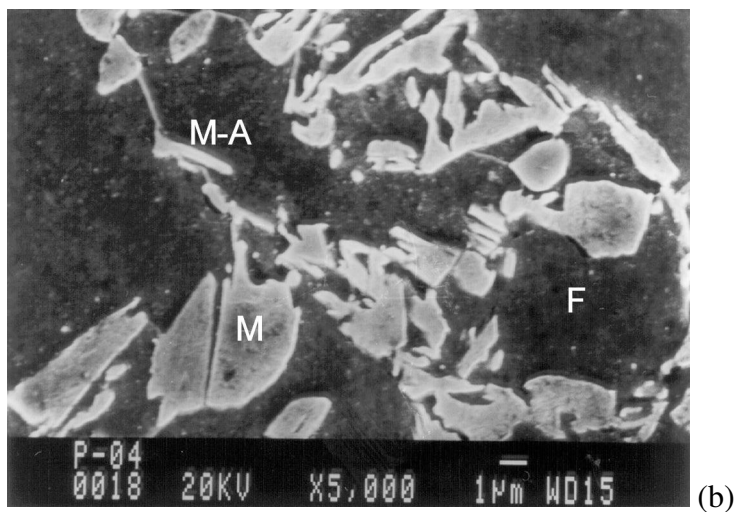
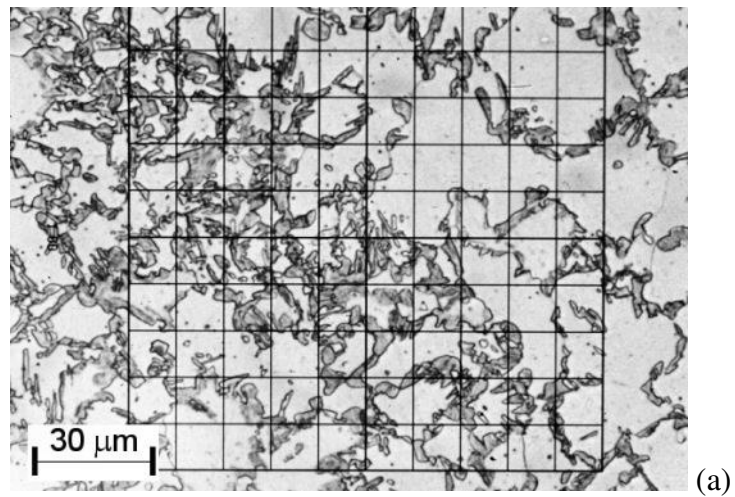


Figura 4.22 – Condição 2K. (a): MO, Nital 2%; (b): MEV, Nital 2%, (c): MO, Klemm1
 Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida.

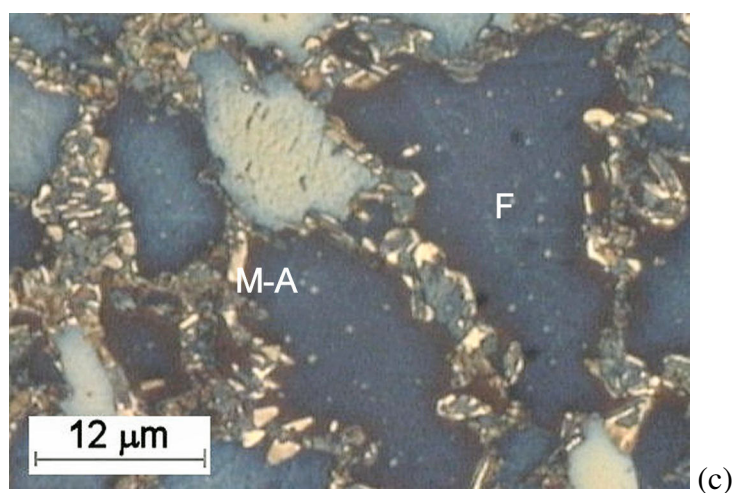
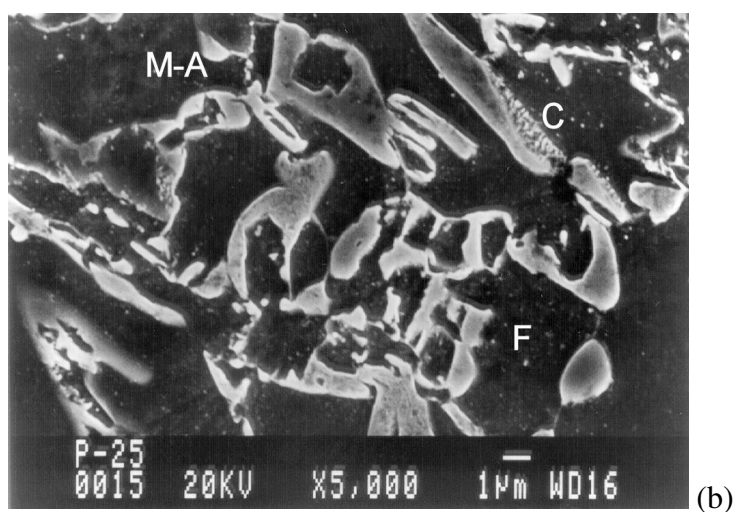
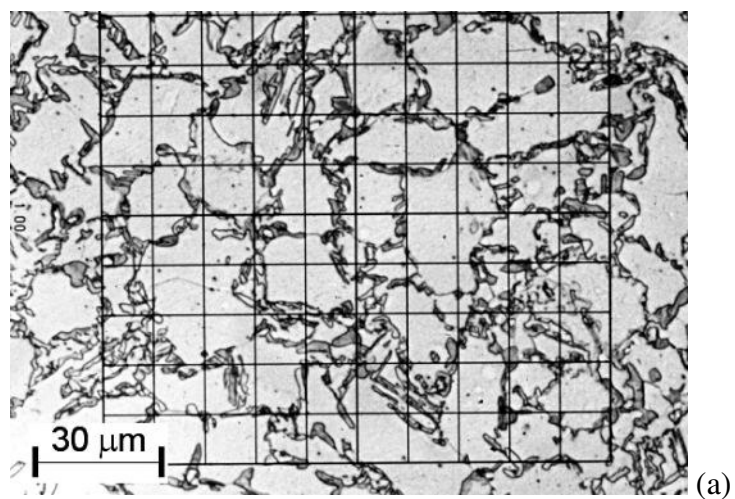


Figura 4.23: micrografias da condição 3K. (a): MO, Nital 2%; (b): MEV, Nital 2%; (c): MO, Klemm1. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida, C – carbonetos (perlita/bainita?)

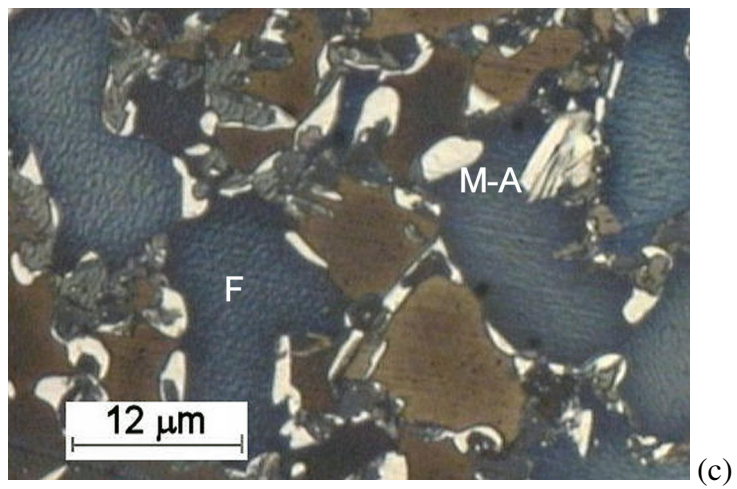
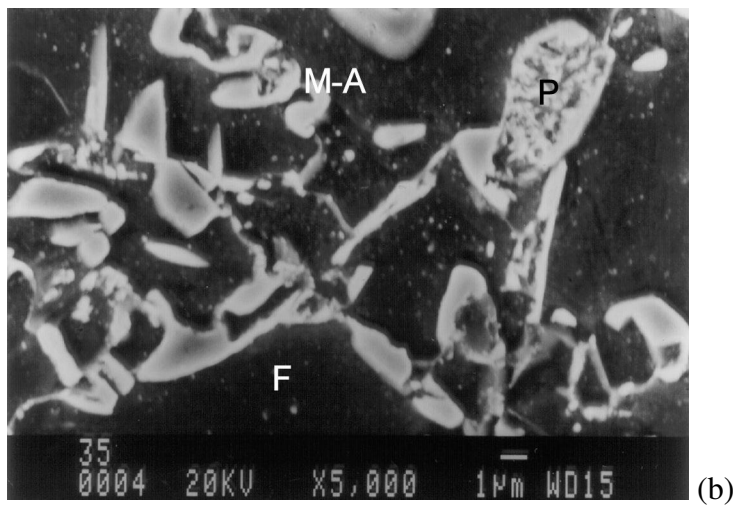
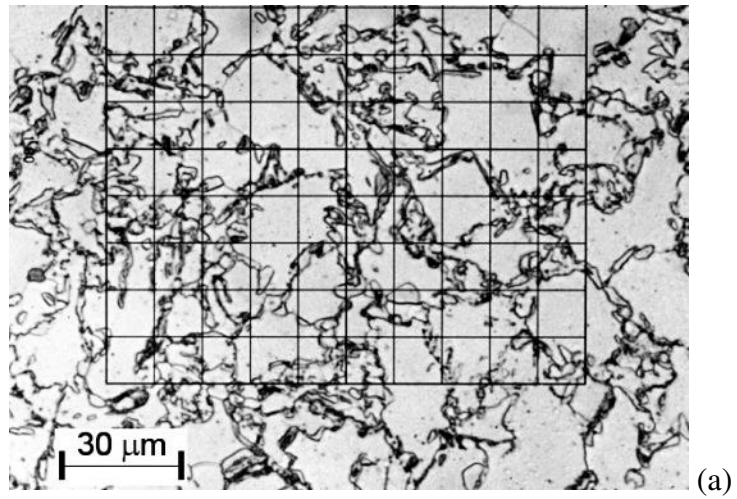


Figura 4.24 – Condição 5K. (a): MO, Nital 2%; (b): MEV, Nital 2%; (c): MO, Nital 2%.
 Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita, P – perlita.

As micrografias da condição N estão na figura 4.25. Nas figuras 4.25(a) e 4.25(b), a amostra atacada com Nital 2% foi analisada no microscópio ótico e no MEV respectivamente. As fases observadas são: ferrita, perlita (lamelas de carbonetos) e constituinte M-A (fase plana brilhante no MEV). Nas figuras 4.25(c) e 4.25(d) pode-se observar a microestrutura das amostras atacadas com reagentes Klemm1 e Lepera respectivamente. O reagente Klemm1 revela a presença de uma fase branca (constituente M-A) e o reagente Lepera não dá indicação de martensita (seria de cor branca), o que é coerente com a taxa de resfriamento. Nestas condições, o constituinte M-A tem um caráter austenítico (austenita retida).

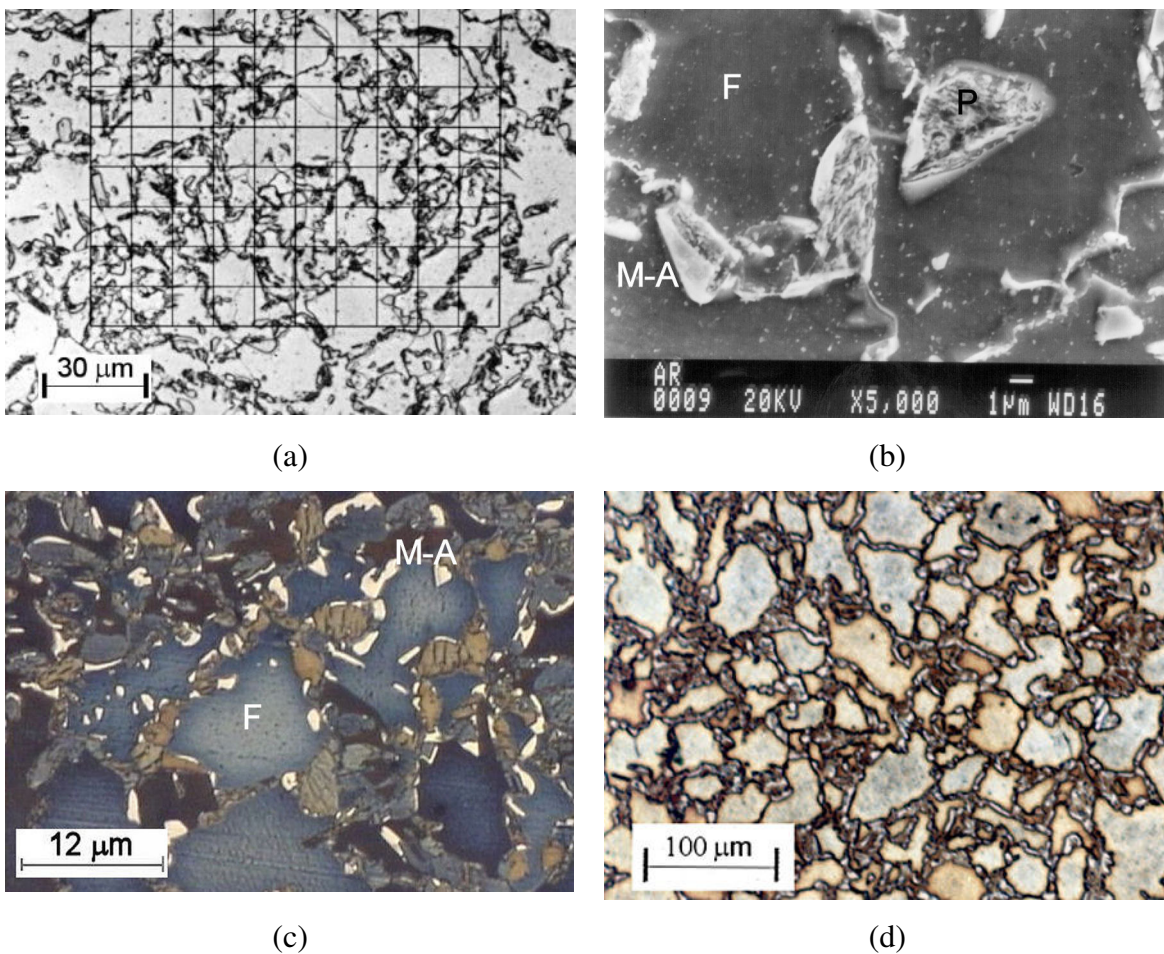


Figura 4.25 – micrografias da Condição N. (a): MO, Nital 2%; (b) MEV, Nital 2%; (c): MO, Klemm1; (d): MO, Lepera. Legenda: M – martensita, F – ferrita, M-A – constituinte martensita-austenita retida, P - perlita

Da tabela 4.6 pode-se, então, concluir que reduzindo-se a taxa de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$), aumenta-se a fração volumétrica do constituinte M-A. Há, também, conseqüente redução no teor de martensita e aumento na quantidade de bainita e outras fases. Na região intercrítica da ZAC, a austenita rica em carbono, formada pela decomposição da perlita ou carbonetos isolados, pode se transformar em martensita de alto carbono quando resfriada com altas taxas (como na condição S). Além disso, quando a temperatura M_f é baixa, quantidades significativas de austenita retida poderão estar presentes em áreas adjacentes às ilhas de martensita. Grong et al. (1984) e outros autores definem freqüentemente este produto de transformação como constituinte M-A. A formação do constituinte M-A é um processo controlado por difusão de carbono. Portanto, a sua dimensão e fração volumétrica são influenciadas pela taxa de resfriamento. De acordo com Cota et al. (2000), Matsuda et al. (1996) e Verrier et al. (1989), a fração volumétrica do M-A cresce com a redução da taxa de resfriamento e com o conseqüente aumento do teor de carbono na austenita. Segundo Akselsen et al. (1994), com menores taxas de refriamento, a austenita pode se decompor numa grande variedade de microestruturas (variando de martensita maclada até perlita), dependendo da temperabilidade do metal base e do tamanho das colônias de austenita. Na microestrutura da condição 3k (figura 4.23-b) podem ser observados carbonetos (C). Pela morfologia e propriedades mecânicas apresentadas, a fase foi caracterizada como bainita.

Pelo gráfico da figura 4.26, a fração volumétrica dos constituintes M-A aumenta com a redução da taxa de resfriamento, passando por um máximo de 9 % (taxa de 3 °C/s) e reduzindo para 3,5 % quando a taxa passa a ser 2 °C/s. De acordo com Akselsen et al. (1994) e Matsuda et al. (1996), houve decomposição do M-A em ferrita e carbonetos. É necessário considerar que em baixas taxas de resfriamento, a microfase branca é austenita retida.

4.8 – Microanálise EDX do constituinte M-A

Foram analisadas amostras de algumas condições intercríticas (3K e 5K) e uma solda real (4 kJ/mm). Os resultados obtidos na microanálise estão na tabela 4.7 e não representam valores absolutos, devido às condições de penetração do feixe de elétrons, dimensões das fases, etc... Porém, pode-se afirmar que há um maior teor de manganês no constituinte M-A, o que implicará

em maior temperabilidade. Dependendo das condições de resfriamento poderá se transformar em martensita

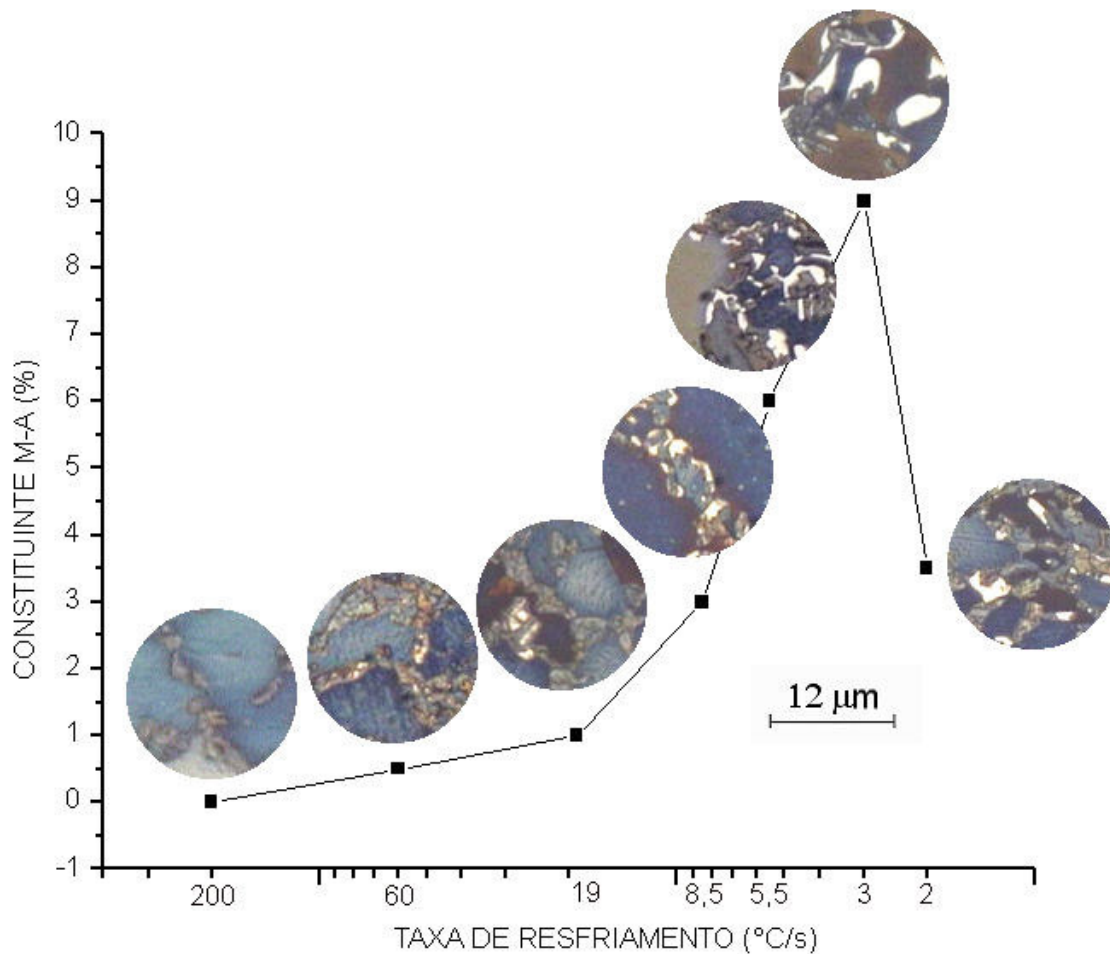


Figura 4.26: Evolução do percentual do constituinte M-A com a taxa de resfriamento.

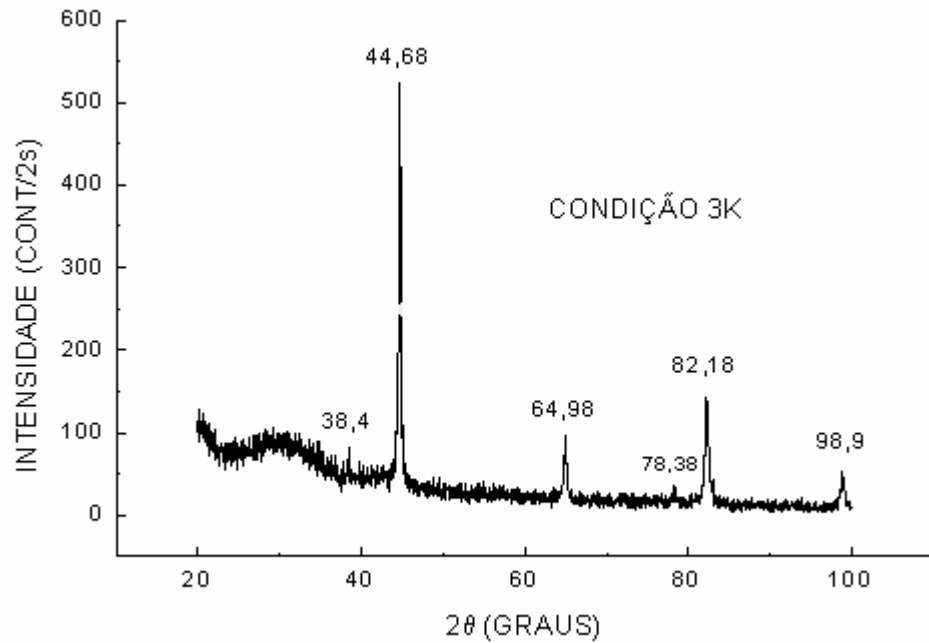
Tabela 4.7: Microanálise EDX da ferrita e do constituinte M-A

Elemento	Ferrita	M-A condição 3K	M-A condição 5K	M-A solda 4K
% Manganês	1,57	2,02	2,20	2,22
% Silício	0,30	0,32	0,33	0,35

4.9 – Difração de RX

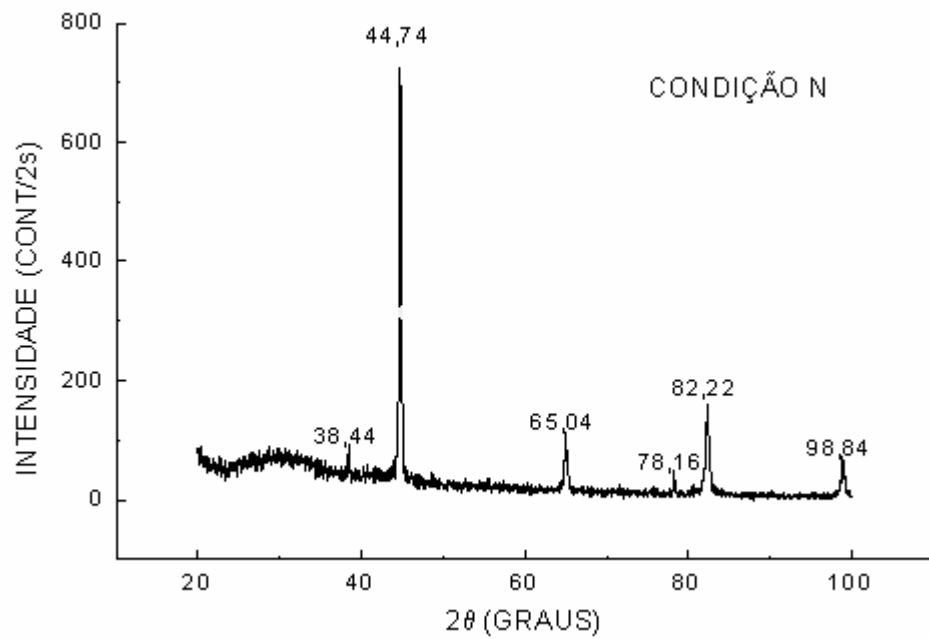
A difração de RX foi realizada em amostras polidas com pasta de diamante, sem ataque. Utilizou-se a radiação $K\alpha$ do cobre. Como mostra a figura 4.27, houve sobreposição dos picos de austenita, ferrita e martensita e não foi possível identificar/quantificar as fases presentes nas condições 1K, 3K e N. A quantidade do constituinte M-A (martensita-austenita retida) é muito

baixa. A martensita de baixo carbono é pouco distorcida. Não houve separação dos picos das fases ferrita, martensita e austenita.



(a)

Figura 4.27: Difratomogramas de algumas condições simuladas. (a): condição 3K



(b)

Figura 4.27: Difratomogramas de algumas condições simuladas. (b): condição N.

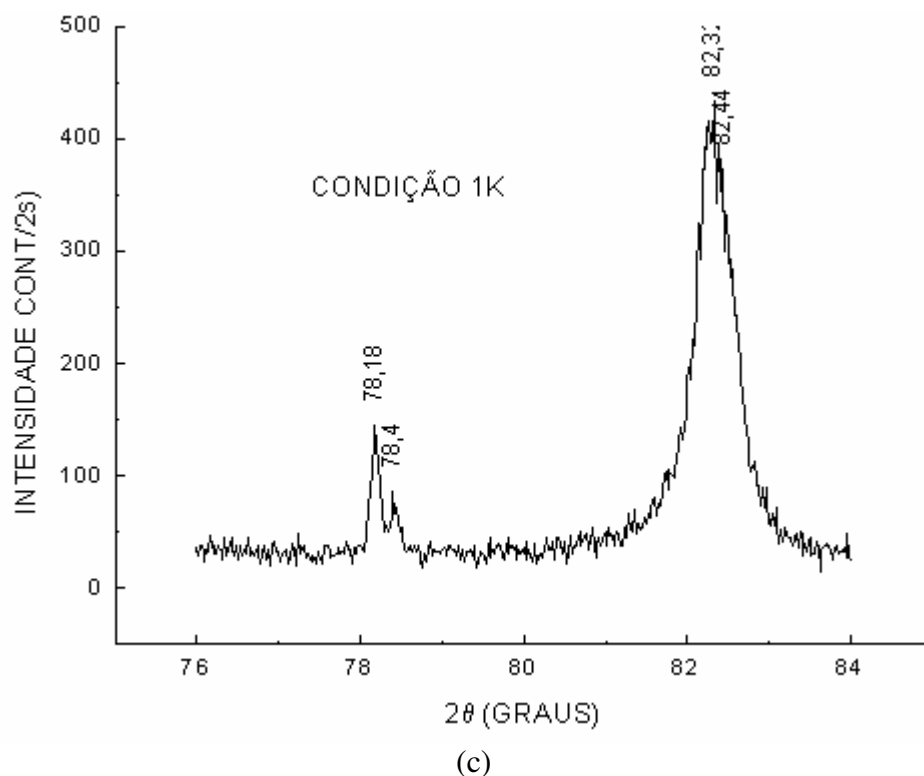


Figura 4.27: Difratogramas de algumas condições simuladas. (c): condição 1K.

Os resultados abaixo são da análise do espectro da condição N. O ângulo de varredura 2θ variou de 20° a 80° . Foram analisadas três amostras e comparou-se com os padrões do JCPDS para a identificação dos picos característicos de cada fase. Não foi possível quantificar nenhuma fase presente, devido ao pequeno volume das fases.

Amostra N		Amostra N3A		Amostra N3B		Observações
2 θ		2 θ		2 θ		
38,44	Nb ₂ C OBS	38,46	Nb ₂ C OBS	82,26	ferrita	É arriscado dizer com apenas um pico que seria o Nb ₂ C, mesmo sendo este o de 100% de intensidade.
44,74	ferrita	44,72	ferrita	78,42		
44,74	ferrita					
78,16						
82,22	ferrita					
98,84	ferrita					

plano austenita		austenita I(%)austenita		Observação: A amostra apresenta austenita retida no microscópio ótico.
Lambda=1,5405 CuK α 1	111	43,472	100	
	200	50,673	80	
	220	74,677	50	
	311	90,673	80	
	222	95,94	50	
	400	117,71	30	

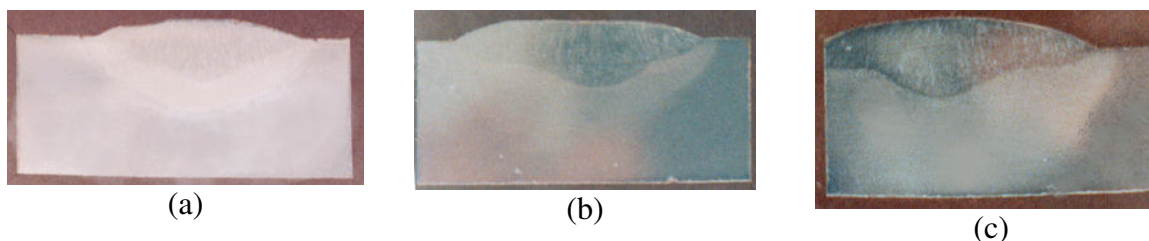


Figura 4.28: macrografias mostrando a influência do insumo de calor na dimensão da ZAC.

(a): insumo de 2kJ/mm; (b): insumo de 3 kJ/mm; (c): insumo de calor de 4 kJ/mm.

De cada um dos cordões de solda foram retiradas amostras para análise no microscópio ótico convencional e MEV. Para o microscópio ótico, a preparação da amostra consistiu de lixamento, polimento até diamante 0,25 μm e ataque com Klemm1 para revelar a presença do constituinte M-A. Para análise no MEV as amostras foram polidas e atacadas com Nital 2%, cuja finalidade era a identificação e a análise EDX do constituinte M-A.

Nas figuras 4.29(a), 4.29(b) e 4.29(c) tem-se a microestrutura da região intercrítica da ZAC dos cordões de solda obtidos com 2 kJ/mm, 3 kJ/mm e 4 kJ/mm, respectivamente. As amostras foram atacadas com Klemm1. A fase branca destacada na matriz escura é o constituinte M-A. A fração volumétrica do constituinte M-A da região intercrítica da ZAC de cada cordão e das condições simuladas está na tabela 4.8.

Tabela 4.8: Percentual do constituinte M-A das condições Simuladas e dos cordões de solda.

Condição	Taxa $\Delta t_{8/5}$ ($^{\circ}\text{C/s}$)	Fração do M-A (%)
2K (simulada)	19	1
3K (simulada)	8,5	3
4K (simulada)	5,5	5,5
2 kJ/mm (real)		1,8
3 kJ/mm (real)		3
4 kJ/mm (real)		4

Observa-se que o aumento do insumo de calor promoveu crescimento no percentual do constituinte M-A. Comparando-se com as condições simuladas, verifica-se que há uma boa correlação tanto na fração volumétrica (considerando-se a metodologia de contagem das fases), quanto na morfologia do constituinte M-A.

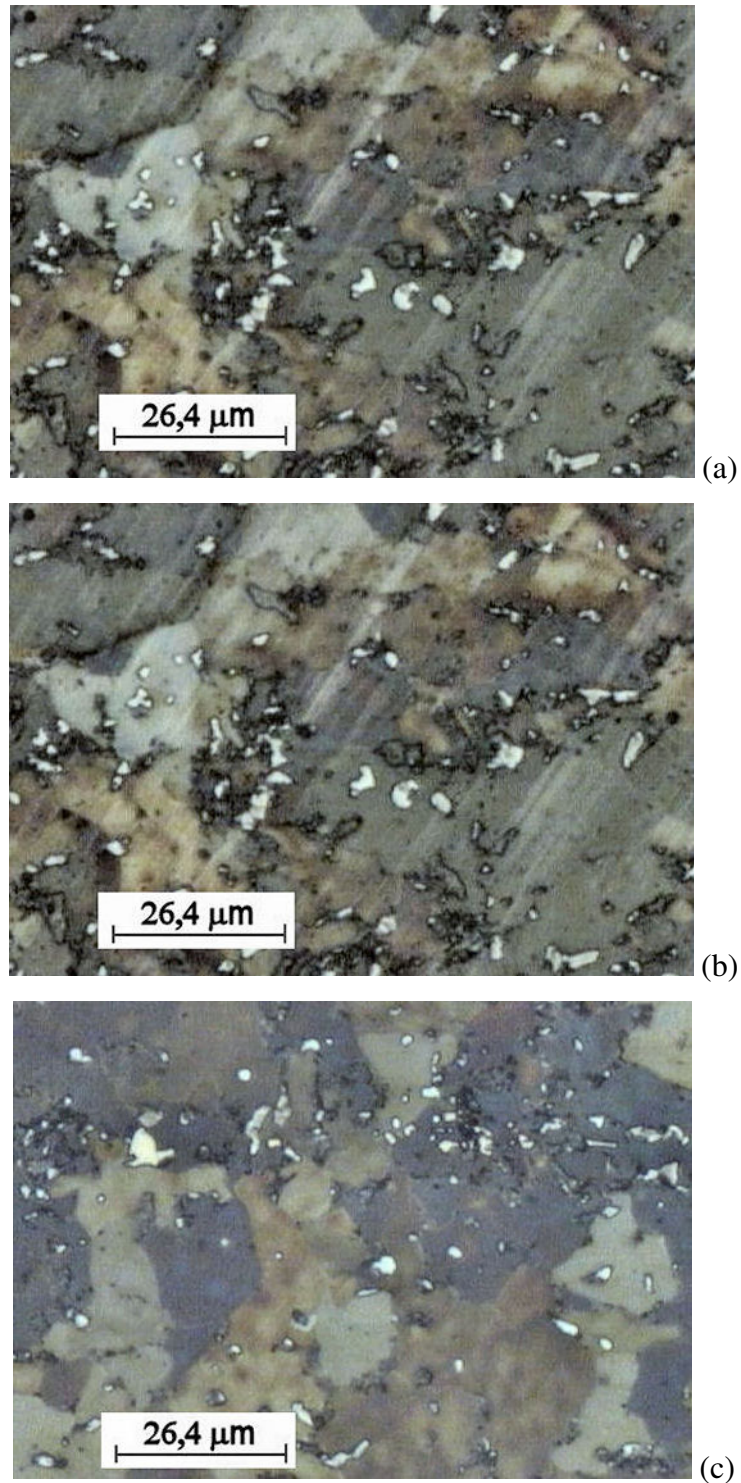


Figura 4.29: micrografias das soldagens convencionais. Ataque Klemm1. (a): insumo de calor de 2 kJ/mm; (b): insumo de calor de 3 kJ/mm. (c): insumo de calor de 4 kJ/mm. A fase branca é o constituinte M-A.

DISCUSSÃO dos RESULTADOS das PROPRIEDADES MECÂNICAS

4.11 – ENSAIO DE DUREZA

Os resultados das medidas de dureza Vickers com carga de 20 kgf das condições CF (como fornecido) e H (homogeneizada e normalizada) estão na tabela 4.9. As medidas foram realizadas no plano longitudinal perpendicular e no plano longitudinal paralelo à superfície de laminação. Foram utilizadas 3 amostras para cada condição e realizadas 5 medidas em cada uma.

Tabela 4.9: Dureza Vickers das condições CF (como fornecido) e H (homogeneizada e normalizada)

Plano	Condição CF		Condição H	
	média	desvio	média	desvio
paralelo	205	3	171	3
perpendicular	195	1,7	165	1,4

As amostras homogeneizadas e normalizadas (H) por terem grãos um pouco maiores (ASTM 11) e menores níveis de concentração de tensão na rede cristalina, apresentaram menor dureza que as amostras da condição como fornecido CF (bandeada e com tamanho de grão ASTM 12). Nota-se, também, a diferença na dureza obtida nos planos paralelo e perpendicular à superfície de laminação, caracterizando anisotropia.

A tabela 4.10 mostra as medidas da dureza Vickers com carga de 20 kgf de cada condição intercrítica. As medidas foram realizadas na seção transversal das amostras do ensaio CTOD. A figura 4.30 mostra a variação da dureza em função da taxa de resfriamento de cada condição.

Nos tratamentos intercríticos a fase dominante (de maior fração volumétrica) é a ferrita. As outras fases estão nos contornos dos grãos da ferrita e em menores proporções. O penetrador deforma uma grande área e não apenas as fases presentes nos contornos dos grãos de ferrita, implicando em grande interferência da fase ferrita na medida da dureza. Este fato torna a medida da propriedade “dureza” pouco sensível às variações microestruturais.

Verifica-se pelo gráfico da figura 4.30 que a dureza diminui à medida que a taxa de resfriamento é reduzida. Nas altas taxas de resfriamento a dureza é grande devido à formação de martensita, como no caso das condições S, 1K e 2K. O aumento da resistência (dureza) da martensita deve-se primariamente ao endurecimento por solução sólida promovido pelos átomos de carbono e ao aumento da densidade de discordâncias. Além disso, de acordo Dahl (1992), com os contornos de maclas ou blocos na martensita são vitais para o caminho livre das discordâncias. A redução da taxa de resfriamento promove a formação de microestruturas menos duras como bainita e, posteriormente, perlita, como nas condições 5K e N de menor dureza.

Tabela 4.10: Dureza das condições Intercríticas

condição	HV	$\Delta t_{8/5}$ (°C/s)
S	267	200
1K	230	60
2K	219	19
3K	206	8,5
5K	182	3
N	164	2

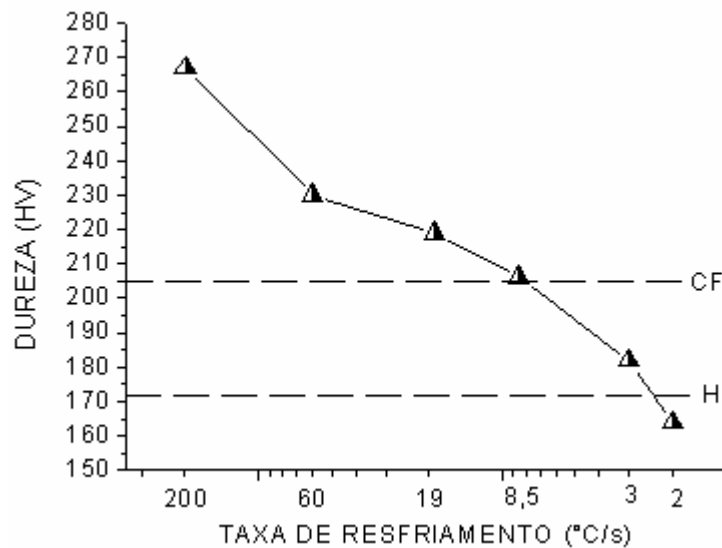


Figura 4.30: Variação da dureza em função da taxa de resfriamento para o aço API 5L X65.

4.12 – ENSAIO DE MICRODUREZA

O objetivo do ensaio é medir a dureza das fases presentes nas condições tratadas. Utilizou-se escala Vickers com carga de 10 gf e tempo de aplicação da carga de 20 segundos.

A microdureza das fases presentes nas condições CF e H estão na tabela 4.11. As regiões consideradas foram grãos de ferrita, perlita e a banda central de segregação. Na análise dos

resultados da tabela é importante considerar as condições do ensaio: a pequena dimensão das fases e a interferência de uma nas outras.

Tabela 4.11: Microdureza Vickers das fases presentes nas condições CF e H

Regiões analisadas	Condição CF	Condição H
Ferrita	133	113
Perlita	169	154
Central (segregação)	216	Não há segregação

Comparando-se as condições CF e H, observa-se uma pequena diferença na dureza da ferrita e perlita. Os grãos da condição H são um pouco maiores e, pela relação de Hall-Petch, a dureza e a resistência mecânica é menor. Há também menores níveis de concentração de tensão na rede cristalina da condição H devido aos tratamentos térmicos.

Pela análise química realizada na condição CF na região da segregação, verificou-se um maior teor de manganês, ou seja, maior temperabilidade. Tal fato justifica a sua maior dureza.

Na tabela 4.12 está o resultado das medidas realizadas em algumas condições intercríticas. A condição S, de baixo insumo de calor, ou seja, com a maior taxa de resfriamento, a condição N com a menor taxa de resfriamento e a condição 3K com uma taxa de resfriamento intermediária.

Tabela 4.12: Microdureza das fases nas condições intercríticas S, 3K e N.

Fases analisadas	Condição S		Condição 3K		Condição N	
	média	desvio	média	desvio	média	desvio
Ferrita	120	3	117	3	117	5
Fases entre grãos de ferrita	179	3	160	4	152	4
Microfase M-A	Não presente		151*	4	132*	4

Na condição S, o contorno dos grãos de ferrita é formado basicamente por martensita. Observa-se que o valor da dureza obtido revela interferência da ferrita.

Na condição 3K, a dureza média das fases presentes no contorno é 160 HV. A dureza das ilhas M-A (com interferência) foi de 151 HV.

Na condição N o contorno é formado por diversos microconstituintes, dentre eles, perlita e o constituinte M-A. O valor médio da dureza de todas as fases presentes é 152 HV. Nesta condição de resfriamento, o constituinte M-A tem um caráter austenítico. A sua dureza, com interferência de outras fases é 132 HV.

4.13 – ENSAIO DE TRAÇÃO

Os objetivos do ensaio de tração são medir a resistência mecânica por meio dos parâmetros limite de resistência à tração (σ_t) e limite de escoamento (σ_e) e medir a ductilidade das condições por meio dos parâmetros alongamento total (a) e redução de área (Z).

A tabela 4.13 apresenta os resultados do ensaio de tração das condições CF e H, retirados nas direções longitudinal e transversal (em relação a direção de laminação), bem como os valores mínimos definidos pela Norma API 5L (2000) para o aço API 5L X65 na direção longitudinal.

Tabela 4.13: Resultado do Ensaio de Tração das condições CF e H nas orientações longitudinal e transversal.

Condição	Orientação	Lim. de escoam. (σ_e) MPa	Lim de resist. (σ_t) MPa	a (em 25 mm)	Z (%)
CF	longitudinal	504	605	29,8	71
	transversal	505	612	27,7	69
H	longitudinal	367	513	36,5	80
	transversal	365	509	34,8	78
Valores mínimos para o API 5L X65	longitudinal	448	552	-	

Pode-se concluir que a condição “como fornecido” CF atende aos valores mínimos de resistência especificados pela Norma API 5L (2000) para os aços API. Porém, a condição H, cuja microestrutura foi modificada pelo tratamento de homogeneização e normalização não atende a Norma API. Este tratamento reduziu as tensões internas do material e aumentou, ligeiramente, o tamanho dos grãos.

Há uma pequena diferença entre as propriedades nas orientações longitudinal e transversal caracterizando uma pequena anisotropia. Segundo Ahmed et al. (1998) e Dahl (1992), as propriedades mecânicas são direcionais e fortemente influenciadas por orientações cristalinas, bandeamentos, alinhamento de segundas fases e segregações. De acordo com Lai et al. (1989) e Brooks (1996) a anisotropia provocada pelo bandejamento pode ser minimizada por tratamentos térmicos como o recozimento.

A relação de Hall-Petch, aplicada por diversos autores, dentre eles, Meyers & Chawla (1982) estabelece empiricamente uma relação entre o limite de escoamento e o tamanho do grão. Normalmente grãos menores implicam em maior limite de escoamento.

A resistência à tração da amostra homogeneizada e normalizada (H) é menor que a da amostra como fornecido CF. A ductilidade da condição H é maior. Alguns autores, dentre os quais pode-se destacar Meyers & Chawla (1982), Hertzberg (1996) e Dieter (1998), justificam que tal fato pode ser atribuído ao pequeno crescimento do grão verificado na amostra tratada. Além disso, a amostra como fornecido era bandeada e foi retirada com a orientação longitudinal ao sentido de laminação que é a que apresenta maior resistência à tração. A tabela 4.14 mostra o resultado do ensaio de tração das condições intercríticas.

Tabela 4.14: Resultados dos ensaios de tração das condições intercríticas estudadas neste trabalho.

condição	$\Delta t_{8/5}$ (°C/s)	σ_t (MPa)	σ_e (MPa)	Z (%)	a (%) (em 25 mm)
CF		605	504	71	30
H		513	367	80	36
S	200	801	433	48	22
1K	60	720	344	53,9	27
2K	19	691	364	55	27
3K	8,5	665	313	58	31
5K	3	580	258	68	35
N	2	554	313	76	35

No gráfico da figura 4.31 pode-se visualizar melhor a relação entre a variação da taxa de resfriamento e a sua influência no limite de resistência à tração e no alongamento percentual.

Tabela 4.14: Reprodução simplificada

Cond	$\Delta t_{8/5}$ °C/s	σ_t MPa	a (%)
CF		605	30
H		513	36
S	200	801	22
1K	60	720	27
2K	19	691	27
3K	8,5	665	31
5K	3	580	35
N	2	554	35

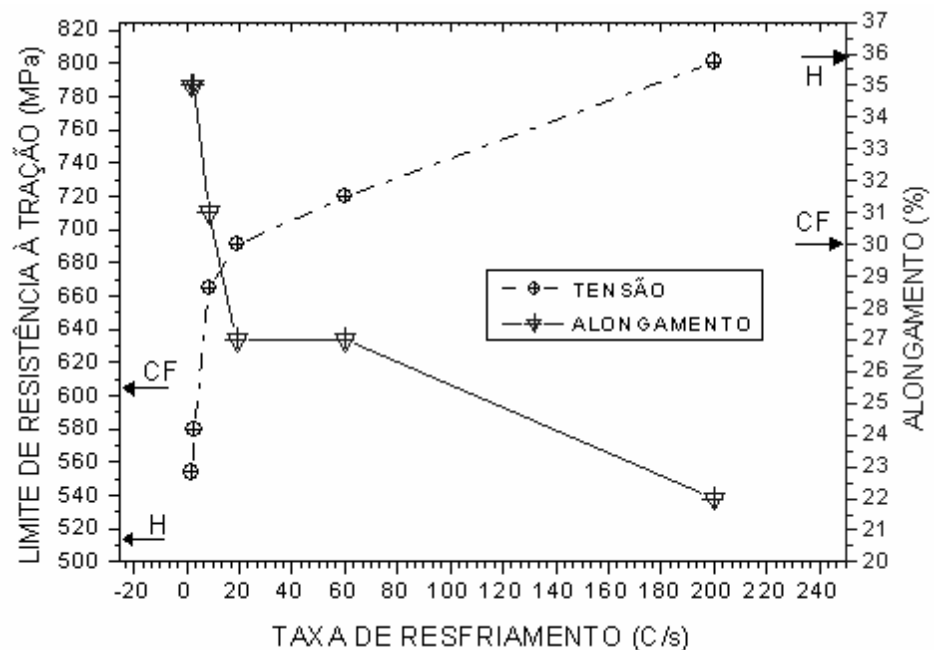


Figura 4.31: Variação do limite de resistência à tração e do alongamento com a taxa de resfriamento para as condições estudadas

Observa-se pelo gráfico da figura 4.31 que o aumento da taxa de resfriamento promove a elevação do limite de resistência à tração e reduz a ductilidade das condições intercríticas. Nas taxas maiores há grande percentual de martensita nos contornos dos grãos de ferrita. A redução da taxa de resfriamento implica na redução da fração volumétrica da martensita (de grande dureza e resistência à tração) e aumento de volume de microestruturas mais tenazes e menos duras, como bainita e perlita nos contornos dos grãos. A redução da taxa de resfriamento também promove variação no caráter (martensítico-austenítico), morfologia e fração volumétrica do constituinte M-A (máximo de 9% na taxa de 3 °C/s – condição 5K).

Pela tabela 4.14 verifica-se que a redução de área Z (%) aumenta com a redução da taxa de resfriamento, ou seja, com a formação de microconstituintes menos duros e resistentes nos contornos dos grãos de ferrita. O limite de escoamento tendeu a aumentar com o aumento da taxa. A condição 5K, de menor limite de escoamento, apresentou o maior percentual do constituinte M-A com “carácter austenítico”.

A tabela 4.15 e o gráfico da figura 4.32 mostram a relação entre a taxa de resfriamento, a razão de escoamento e o alongamento percentual. Em condições de grande deformação a frio como na estampagem, além de grande ductilidade, são interessantes a ausência do patamar de escoamento e um baixo limite de escoamento associado a um alto limite de resistência à tração, ou seja, uma baixa razão de escoamento.

De acordo Akselsen (1989) e Liessem et al. (2004) em especificações para “offshore”, a razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência do metal base não deve exceder 0,85. Para a classe tradicional do aço C-Mn normalizado e ARBL obtido por laminação controlada, a razão é de aproximadamente 0,7. Dependendo do tratamento térmico empregado, esta razão irá variar. Uma razão muito alta aumentará o risco de instabilidade plástica durante o serviço.

Tabela 4.15: Taxa de resfriamento e razão de escoamento

Cond	$\Delta t_{8/5}$ °C/s	Razão Esc.	a (%)
CF		0,83	30
H		0,72	36
S	200	0,54	22
1K	60	0,48	27
2K	19	0,53	27
3K	8,5	0,47	31
5K	3	0,45	35
N	2	0,56	35

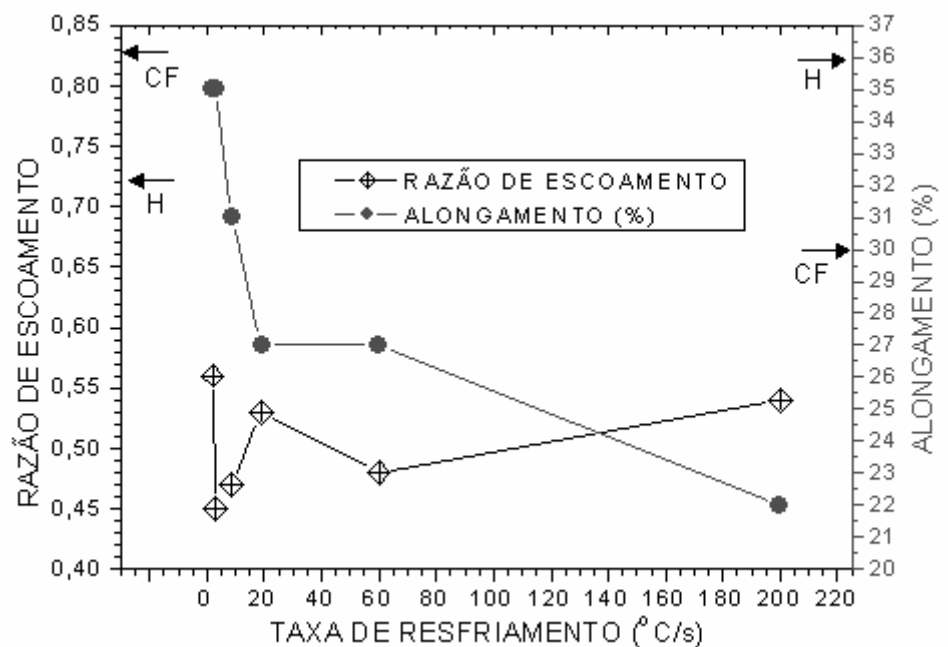


Figura 4.32: Relação entre a Razão de Escoamento (σ_e/σ_t) e a taxa de resfriamento.

A razão de escoamento do aço na condição CF é 0,83. A condição H apresentou menor razão de escoamento devido à influência do tamanho do grão e ao relaxamento das tensões promovido pelo tratamento térmico.

As condições 3K e 5K com taxas de resfriamento 2 °C/s e 3 °C/s, respectivamente, apresentam menor razão de escoamento e grande alongamento (maior que o da condição CF).

4.14 – RESULTADOS DOS ENSAIOS CHARPY

Os corpos de prova do ensaio Charpy-V de cada condição foram ensaiados em cinco temperaturas distintas utilizando-se um pêndulo de impacto de 300 J. A variação da energia absorvida no impacto em função da temperatura de cada condição estudada está na figura 4.33.

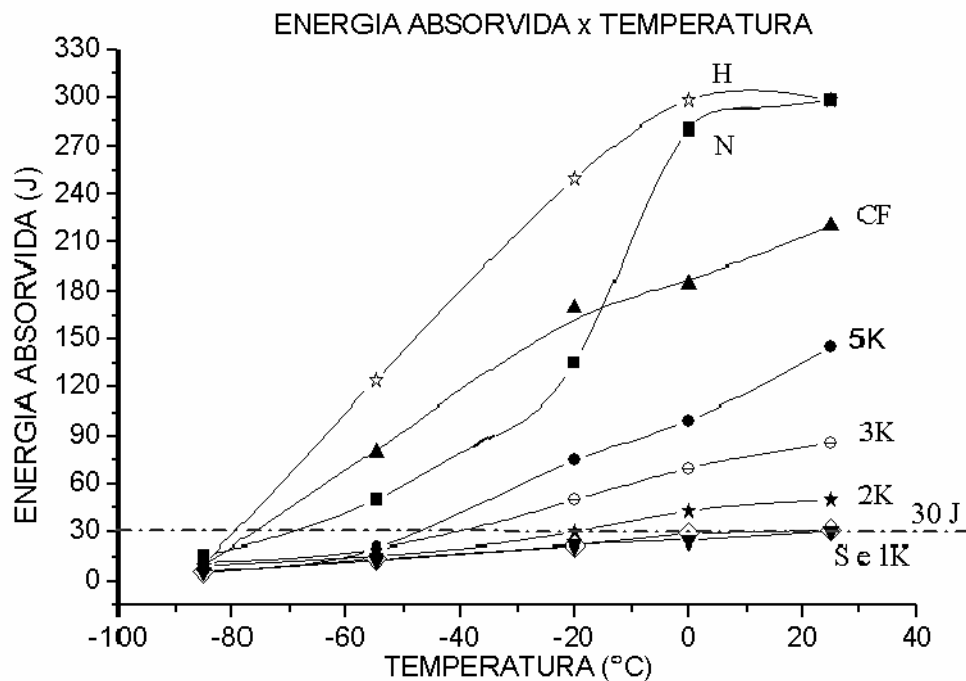
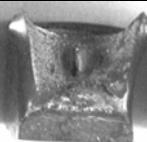
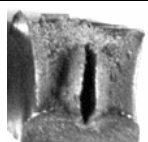
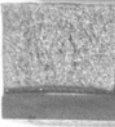
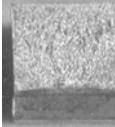
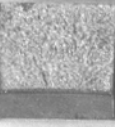
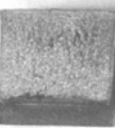
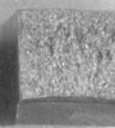
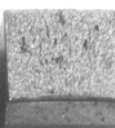
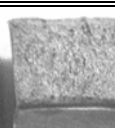
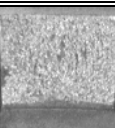
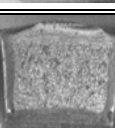
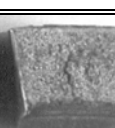
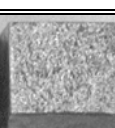
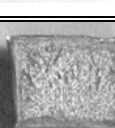
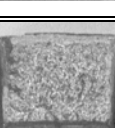


Figura 4.33: Curva da energia absorvida, em função da temperatura, no ensaio de Charpy-V.

Do gráfico da figura 4.33 conclui-se que na temperatura de -80 °C todas as condições apresentam um valor mínimo de energia absorvida (patamar inferior). Pode ser observado que algumas condições intercríticas apresentam baixa capacidade de absorver energia no impacto. A discussão será feita posteriormente.

A tabela 4.16 mostra a fratura da superfície de fratura de corpos de prova Charpy-V de cada condição, nas temperaturas de 25 °C, -20 °C e -55 °C. Apresenta, também, a energia absorvida (J) e a taxa de resfriamento das condições intercríticas.

Tabela 4.16: Fratografia da superfície de fratura das amostras de cada condição nas temperaturas de 25 °C, -20 °C e -55 °C.

CONDIÇÃO		TEMPERATURA DO ENSAIO CHARPY-V		
		25 °C	- 20 °C	- 55 °C
CF		 (220 J)	 (170 J)	 (80 J)
H		 (298 J)	 (250 J)	 (124 J)
TAXA DE RESFRIAMENTO (°C/s)	S (200 °C/s)	 (30 J)	 (22 J)	 (13 J)
	1K (60 °C/s)	 (31 J)	 (22 J)	 (14 J)
	2K (19 °C/s)	 (50 J)	 (21 J)	 (16 J)
	3K (8,5 °C/s)	 (86 J)	 (50 J)	 (20 J)
	5K (3 °C/s)	 (145 J)	 (75 J)	 (20 J)
	N (2 °C/s)	 (280 J)	 (135 J)	 (50 J)

Pelas frtografias verifica-se que as amostras CF apresentaram separações (delaminação) na região central das amostras. As outras condições, todas previamente homogeneizadas e normalizadas, não apresentam nem bandejamento microestrutural nem segregação central.

Na tabela 4.16 também pode ser observado que, para cada temperatura de ensaio, as diferentes taxas de resfriamento das condições intercríticas promoveram variações na deformação lateral dos corpos de prova.

Grange (1971) afirma que tanto o bandejamento microestrutural como as inclusões alongadas causam anisotropia nas propriedades mecânicas. O bandejamento é menos nocivo que as inclusões. A tenacidade ao impacto e resistência à fadiga são também afetados. Segundo Lai et al. (1989), a anisotropia das propriedades mecânicas nas orientações L-T e T-L podem ser minimizadas por tratamento térmico como o recozimento. De acordo com pesquisas realizadas por Yiming et al. (1993), a eliminação do bandejamento pode trazer um aumento na resistência ao impacto e resistência à fadiga. A homogeneização é um método efetivo para remover o bandejamento.

Alguns autores comparam aços com e sem bandejamento e analisam os efeitos do bandejamento nas propriedades mecânicas, especificamente, resistência ao impacto e tenacidade à fratura CTOD. Ahmed et al. (1997) pesquisando aço maraging identificaram grande aumento na tenacidade após a eliminação do bandejamento do aço por meio do tratamento de homogeneização. BAI et al. (2004) verificaram a influência do tratamento de normalização nas propriedades mecânicas do aço API X70 (obtido por laminação controlada) para testar a sua aplicação na fabricação de vagões ferroviários. Concluíram que houve uma redução na resistência à tração, porém houve aumento na tenacidade ao impacto Charpy.

Hertzberg (1996) estabelece que o aumento da tenacidade está relacionado com diversos fatores. Um deles é o meio pelo qual as trincas são defletidas do seu plano normal e direção de crescimento. Tais deflexões de trincas podem ocorrer em contornos de grão, linhas de fluxo, e inclusões que são alinhadas paralelas à direção de processamento. A resistência à fratura de um componente mecânico forjado pode ser, consideravelmente, melhorado quando as linhas de fluxo de forjamento são orientadas paralelas à trajetória da tensão principal e normal ao caminho da

trinca potencial. Desta forma, o tamanho do grão afeta a tenacidade ao impacto, pois deve ser considerado que uma microtrinca será impedida de propagar-se por uma barreira efetiva como os contornos dos grãos. Como resultado desta interação, a trinca é forçada a reiniciar a propagação repetidamente e considerável energia será dissipada à medida que a trinca altera a sua direção, na procura de um plano de mais fácil propagação dentro dos grãos.

Pode ser visto no esquema da figura 4.34(a) que o bandeamento do aço na condição CF está relacionado com a orientação tipo divisor de trincas “crack divider”. De acordo com Hertzberg (1996) e Duncan et al. (2000), este tipo de orientação promove aumento na tenacidade à fratura quando comparado com outras orientações da amostra em relação à direção de laminação. Além disso, Shanmugam & Pathak (1996), Sainte-Catherine & Fant (1993) e Duncan et al. (2000) enfatizam que a melhoria na tenacidade está associada com o processo de aumento da tenacidade induzido por delaminação. Cada interface de ferrita e perlita age como um plano fraco e dependendo da concentração do bandeamento, os segmentos delaminados serão finos ou grossos. Então, alta densidade de bandeamento promove segmentos finos e prevalece a condição de tensão plana. Conseqüentemente, é obtida alta tenacidade.

Duncan, et al. (2000), Shanmugam & Pathak (1996), Grobler & Rooyen (1998), Zhou & Loh (1996) e Lai & Fong (1989), dentre outros, enfatizam que as separações (delaminações) ocorrem paralelas à direção de laminação e são perpendiculares à direção da solicitação mecânica. Elas exercem um importante papel na energia de impacto requerida para causar falhas em ensaios com altas taxas de deformação. É um fenômeno que ocorre em alguns aços e não em outros. A ocorrência de separações durante o processo de fratura é consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura (σ_z), as quais geram restrição plástica no material à frente da trinca durante o carregamento. Estas tensões favorecem a clivagem de grãos ou a fratura-decoesão de interfaces fracas. As delaminações posicionadas no centro do corpo de prova são as mais severas, pois dividem o corpo de prova em dois e mais energia é necessária para o crescimento dúctil da trinca. O boletim Niobium Information 16 (1998) e Omweg et al. (2003) destacam que os fatores que devem ser considerados de grande influência na iniciação da delaminação nas amostras Charpy-V são os seguintes: a composição química (em particular a presença do manganês e do cromo), o bandeamento microestrutural, a linha de segregação e

corpos de prova ensaiados em temperaturas, relacionadas com a porção superior da região da curva da temperatura de transição dúctil-frágil.

A figura 4.34(b) mostra a delaminação e as microestruturas da seção transversal da amostra Charpy-V da condição CF (linha central de segregação e as bandas de perlita/ferrita). A amostra foi polida e atacada com Nital 2%. Observa-se que a separação ocorre sobre a linha central de segregação, com grande largura, rica em manganês, com maior dureza e fases mais frágeis como o constituinte M-A. Foi, também, observado no MEV e no microscópio ótico a presença de inclusões alongadas próximas à segregação central.

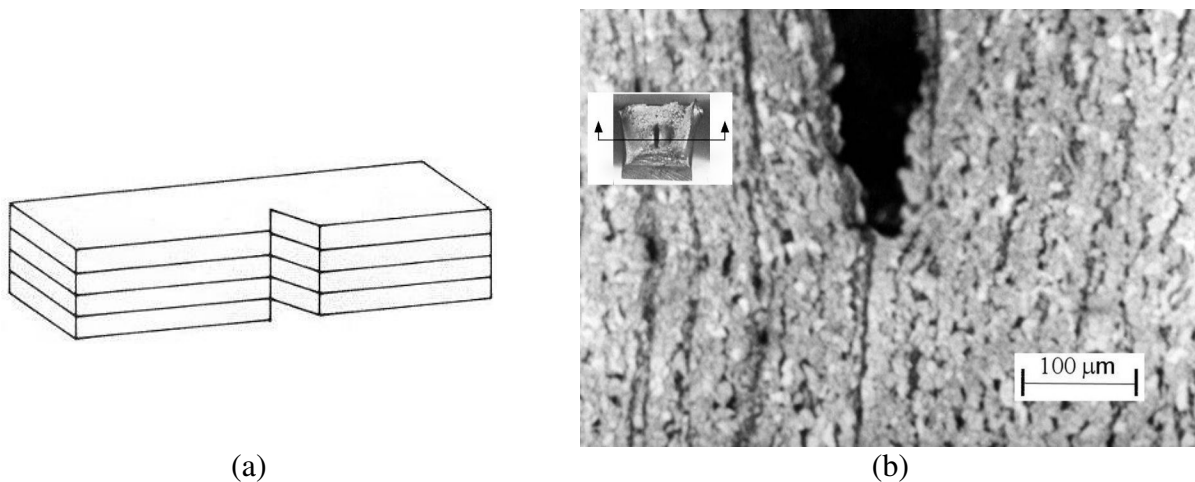


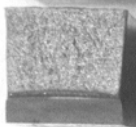
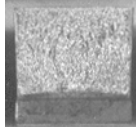
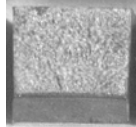
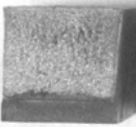
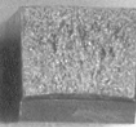
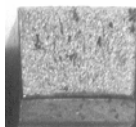
Figura 4.34: Bandeamento e delaminação em corpos de prova Charpy. (a): esquema da orientação tipo divisor de trinca “crack divider”; (b): plano da superfície de fratura. Bandeamento, linha de segregação central e separações. Ataque Nital2%

Utilizando-se o gráfico da figura 4.33 e comparando-se a condição como fornecido CF com a condição homogeneizada e normalizada H, observa-se que a última possui maior capacidade de absorver energia no ensaio de impacto Charpy. Pelas fotos da tabela 4.16 verifica-se que as amostras H não romperam completamente inclusive em baixa temperatura (-55 °C). As duas condições possuem microestrutura formada por ferrita e perlita. Apesar do pequeno tamanho de grão (ASTM 12), a condição CF é bandeada e apresenta uma linha central de segregação com grande dureza. Logo, concordando com Hertzberg (1996) e Honeycombe (1984), pode-se concluir que a condição H apresentou grande tenacidade ao impacto devido ao pequeno tamanho

de grão, a disposição aleatória dos grãos de perlita e a não presença de segregação central e inclusões alongadas.

Analisando as curvas de energia da figura 4.33 das condições intercríticas, observa-se que as condições S e 1K, resfriadas com grande taxa de resfriamento apresentam, basicamente, a mesma curva e mostram menor capacidade de absorver energia. Tal fato, segundo os pesquisadores Thaulow et al. (1987) e Akselsen et al. (1990), deve-se ao elevado teor de martensita, de baixa resistência à clivagem, presente nos contornos dos grãos de ferrita. Davis et al. (1994) enfatizam o fato de que a perda na tenacidade em juntas soldadas não está somente relacionada à presença do constituinte M-A. Pelas fotos da tabela 4.17 observa-se que o aspecto da fratura (macro) é frágil, inclusive em temperatura ambiente. Não é observado nenhum tipo de contração lateral na amostra, indicativo de alguma ductilidade.

Tabela 4.17: Fratografias das condições S e 1K, mostrando os valores da energia absorvida.

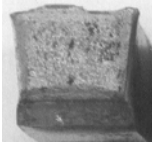
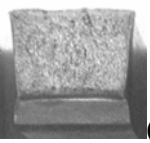
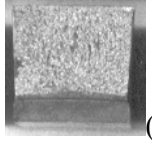
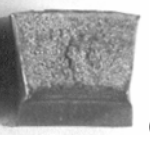
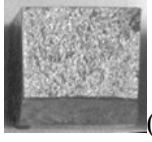
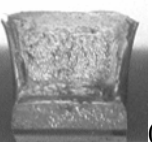
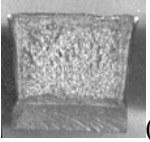
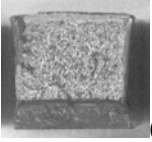
CONDIÇÃO (taxa)	TEMPERATURA DO ENSAIO CHARPY-V		
	25 °C	- 20 °C	- 55 °C
S (200 °C/s)	 (30 J)	 (22 J)	 (13 J)
1K (60 °C/s)	 (31 J)	 (22 J)	 (14 J)

Nas condições 2K, 3K e 5K, respectivamente em ordem decrescente de taxa de resfriamento, verifica-se pelo gráfico da figura 4.33 que em baixas temperaturas (até -55°C) elas absorvem pouca energia e o aspecto da superfície de fratura (macro) é frágil. Todas possuem martensita em seus contornos de grão em teores que decrescem com a redução da taxa de resfriamento. As frações volumétricas dos microconstituintes mais tenazes e dúcteis crescem com a redução da taxa de resfriamento. Há uma evolução da microestrutura da região de contorno de grão de martensita para bainita e para (ferrita + perlita). É verificado também um progressivo aumento da fração volumétrica do constituinte M-A e, pelas propriedades mecânicas

apresentadas, deve passar de um caráter martensítico para um caráter austenítico em condições de menores taxas de resfriamento.

Pelas fotos da tabela 4.18 observa-se que a elevação da temperatura de ensaio promove um aumento na contração lateral dos corpos de prova (indicativo de ductilidade). A contração lateral apresentada na condição 5K é maior que a da condição 3K (em qualquer temperatura), porque a taxa de resfriamento da condição 5K é menor. A medida que se aumenta a temperatura do ensaio e reduz-se a taxa de resfriamento, o aspecto da superfície de fratura vai tornando-se cada vez mais dúctil.

Tabela 4.18: Fratografias das condições 2K, 3K, 5K e N, mostrando a energia absorvida.

CONDIÇÃO (taxa)	TEMPERATURA DO ENSAIO CHARPY-V		
	25 °C	- 20 °C	- 55 °C
2K (19 °C/s)	 (50 J)	 (21 J)	 (16 J)
3K (8,5 °C/s)	 (86 J)	 (50 J)	 (20 J)
5K (3 °C/s)	 (145 J)	 (75 J)	 (20 J)
N (2 °C/s)	 (280 J)	 (135 J)	 (50 J)

A tabela 4.18 mostra que a condição N, resfriada com pequena taxa (2°C/s) no intervalo de 800 °C a 500 °C, apresenta contração lateral mesmo em baixa temperatura (-55 °C). Na temperatura ambiente e na temperatura de – 20 °C as amostras não se romperam, absorvendo

grande quantidade de energia no impacto. O aspecto da fratura (macro) é dúctil. Sua microestrutura é formada por ferrita e perlita.

A variação da contração lateral e do tipo de fratura (fratografia) da condição 3K pode ser observada na figura 4.35.

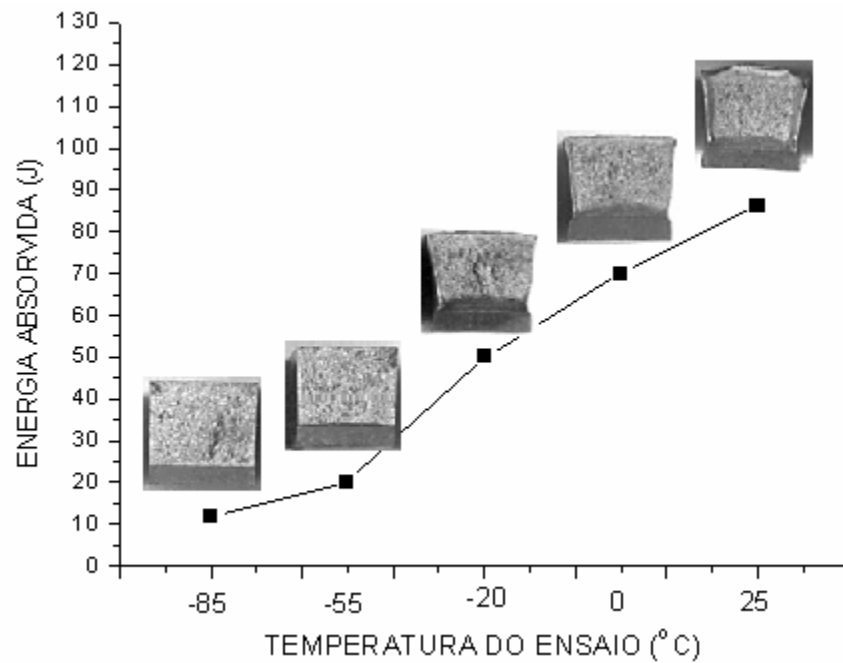


Figura 4.35: Fratografia da fratura das amostras Charpy da condição 3K

A condição 3K tem como microestrutura grãos de ferrita e outras fases nos contornos dos grãos. A sua taxa de resfriamento de 8,5 °C/s permite também a formação de bainita, 3% do constituinte M-A e cerca de 3% de martensita. Em temperaturas menores que -55 °C sua fratura é de caráter frágil, de aspecto brilhante, sem apresentar deformação lateral. A fratura ocorre por clivagem e absorve pouca energia no ensaio. No intervalo de -20 °C até a temperatura ambiente há aumento no percentual de fratura dúctil e uma visível deformação lateral (indicativo de ductilidade). A fratura ocorre pela nucleação e coalescimento de microvazios. Este processo requer grande deformação plástica e, por isto, grande quantidade de energia.

Os valores da energia absorvida por cada condição na temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ estão na tabela 4.19. No gráfico da figura 4.36 pode-se observar a variação da energia absorvida com a taxa de resfriamento quando o ensaio é na temperatura de -20°C .

Tabela 4.19:
Energia absorvida
(Eab) a $(-20)^{\circ}\text{C}$

Cond.	Taxa ($^{\circ}\text{C}$)	Eab (J)
S	200	22
1K	60	23
2K	19	30
3K	8,5	50
5K	3	75
N	2	135
CF	-	170
H	-	270

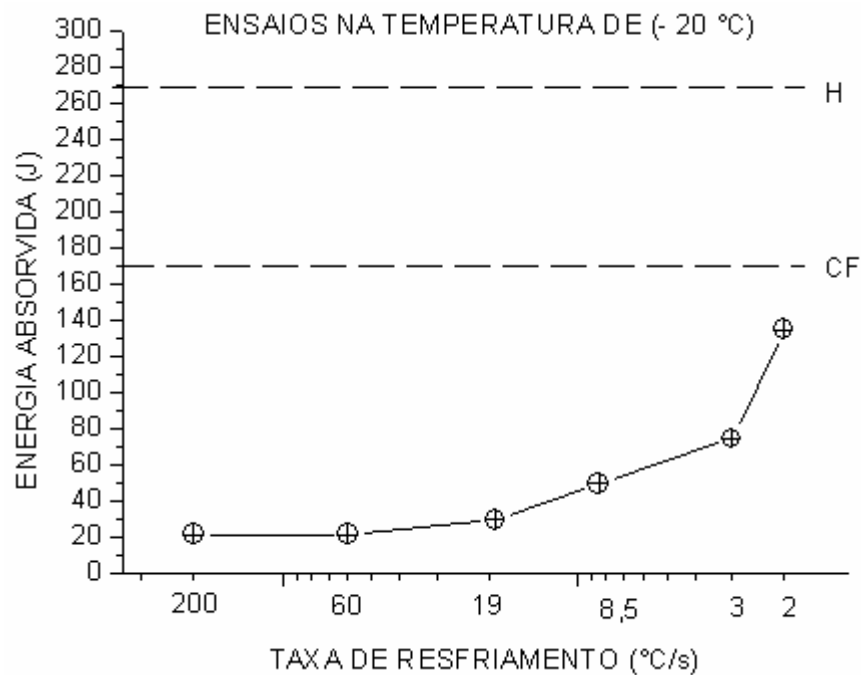


Figura 4.36: Energia absorvida a -20°C em função da taxa de resfriamento

Na temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, as condições de maiores taxas de resfriamento, ou seja, de menores insumos de calor de soldagem, exibem grande fragilidade e absorvem pouca energia no impacto. O aspecto da fratura é frágil, conforme pode ser visto na tabela 4.16. Também pode ser observado que a condição H absorveu mais energia de impacto, quase 100 J a mais, do que a condição CF.

A temperatura de transição para o critério “absorver energia de 30 J” está na tabela 4.20. No gráfico da figura 4.37 pode-se observar a variação da temperatura de transição, em que cada condição absorve uma energia de 30 J (T_{30J}), em função da taxa de resfriamento (condições intercríticas). Pode-se, também, comparar com os valores das condições CF e H. Dieter (1988) resalta que um dos critérios de determinação da temperatura de transição é o baseado em um valor arbitrário de energia absorvida. Este valor pode ser definido por normas técnicas ou pela

experiência do usuário (fabricantes). A norma API 5L (2000) estabelece que para o nível PSL2, todos os graus de aços devem ser submetidos a ensaios de impacto Charpy a 0 °C, e apresentar resultados superiores a 27 J e 41 J (para corpos de prova com a orientação transversal e longitudinal, respectivamente).

A temperatura de transição das condições intercríticas, considerando-se o critério “absorver energia de 30 J”, decresce a medida em que se reduz a taxa de resfriamento, ou seja, diminui a fração volumétrica da martensita. Pelo gráfico da figura 4.33 e da figura 4.36 as condições intercríticas S e 1K estão reprovadas por este critério. As condições CF e H apresentam temperatura de transição (T_{30J}) inferiores às condições intercríticas 2K, 3K, 5K e N.

Tabela 4.20:
Temperatura de
transição em 30J (T_{30J})

Cond.	Taxa °C/s	T_{30J} °C
S	200	23
1K	60	23
2K	19	-11
3K	8,5	-40
5K	3	-46
N	2	-69
CF	-	-76
H	-	-79

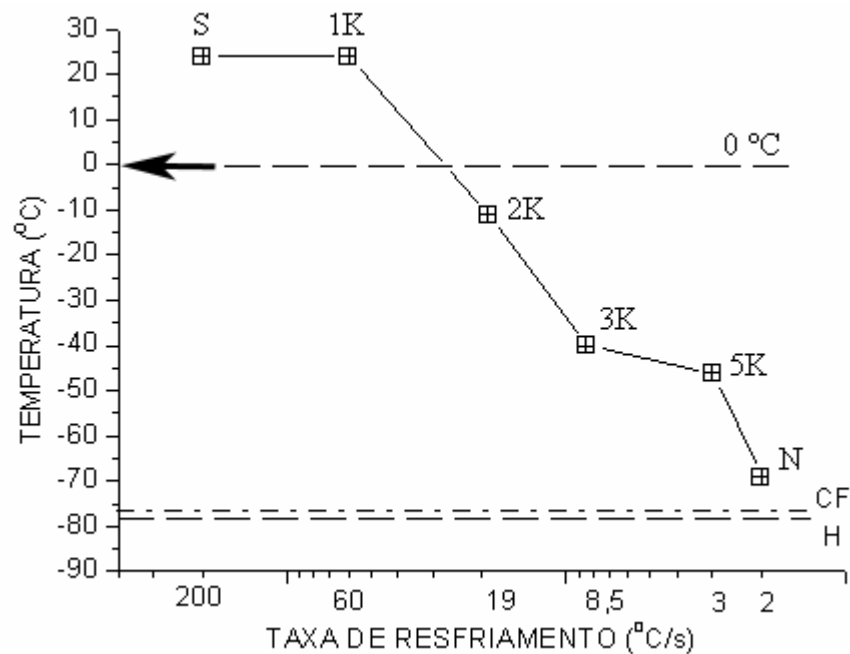


Figura 4.37: Variação da temperatura de transição T_{30J} com a taxa de resfriamento.

Comparando-se as condições CF com H, observa-se que o tamanho do grão exerce um forte efeito sobre a temperatura de transição. Dieter (1988) afirma que com grãos menores, obtém-se menores temperaturas de transição. Quando comparados em termos do mesmo carbono equivalente, Tanaka (1981) ressalta que aços obtidos por laminação controlada têm maior resistência que os laminados convencionalmente, e exibem uma menor temperatura de transição do que normalizados, ou temperados e revenidos.

4.15 – ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA CTOD.

Segundo Shanmugam & Pathak (1996), tenacidade à fratura é a capacidade do material em resistir ao crescimento da trinca. A tenacidade e a temperatura de transição são parâmetros importantes dos aços usados em aplicações estruturais e, portanto, muitas medidas de tenacidade são feitas em esquemas de controle de qualidade e garantia de segurança em adição àqueles feitos em estudos de pesquisa. O aço apresentou bandejamento como observado em chapas laminadas a quente e caracterizado pela microestrutura de camadas alternadas de perlita e ferrita. Este tipo de bandejamento algumas vezes deteriora a soldabilidade e a resistência à corrosão dos aços. Porém, o bandejamento em certas orientações concede alta tenacidade e baixa temperatura de transição a qual obviamente ajuda a dar vantagem adicional em aplicações estruturais.

O ensaio CTOD foi realizado em temperatura ambiente (25 °C) com o objetivo de medir a tenacidade à fratura. O parâmetro utilizado foi o deslocamento da abertura da ponta da trinca na carga máxima (δ_m). Os resultados dos ensaios estão na tabela 4.21 e no gráfico da figura 4.38.

Tabela 4.21: CTOD das condições

Cond	Taxa (°C/s)	δ_m (mm)	
		média	desvio
S	200	0,16	0,02
1K	60	0,13	0,02
2K	19	0,17	0,03
3K	8,5	0,44	0,02
5K	3	0,44	0,02
N	2	0,55	0,01
CF	-	0,32	0,01
H	-	0,57	0,01

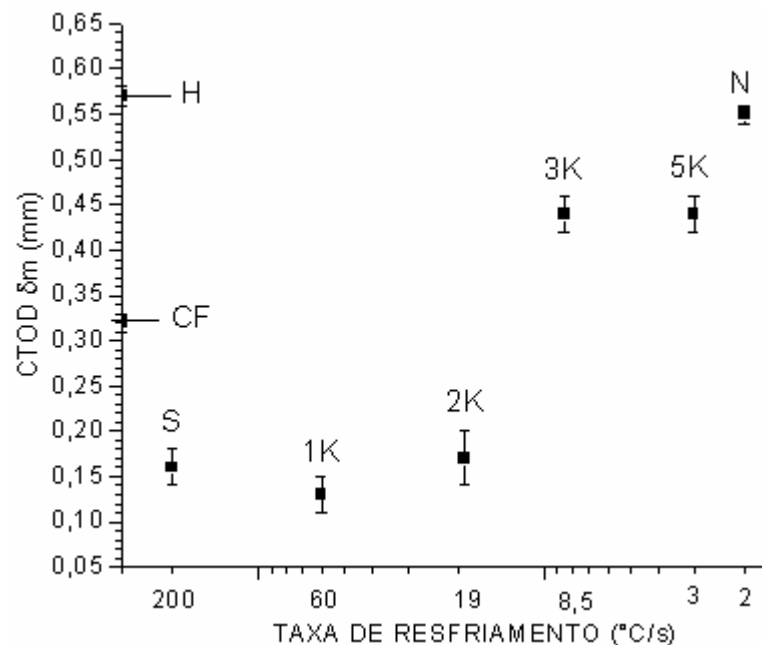


Figura 4.38: Valores do CTOD (δ_m) para as condições estudadas.

Pelos resultados da tabela 4.21 a condição H (homogeneizada e normalizada) tem maior tenacidade à fratura CTOD (δ_m) em temperatura ambiente que a condição como fornecida CF. A

condição CF apresenta microestrutura formada por bandas de ferrita e perlita e uma linha de segregação central. A condição H possui pequenos grãos equiaxiais de ferrita e perlita dispersos aleatoriamente.

4.15.1 – Fratura no Ensaio CTOD das Condições como fornecido CF e homogeneizada H

As análises da superfície de fratura foram realizadas com baixo aumento (20X), para possibilitar uma análise com caráter macro e, com grande aumento na região de propagação estável da trinca, para permitir uma análise dos micromecanismos de fratura. A figura 4.39 mostra as fractografias das condições CF e H.

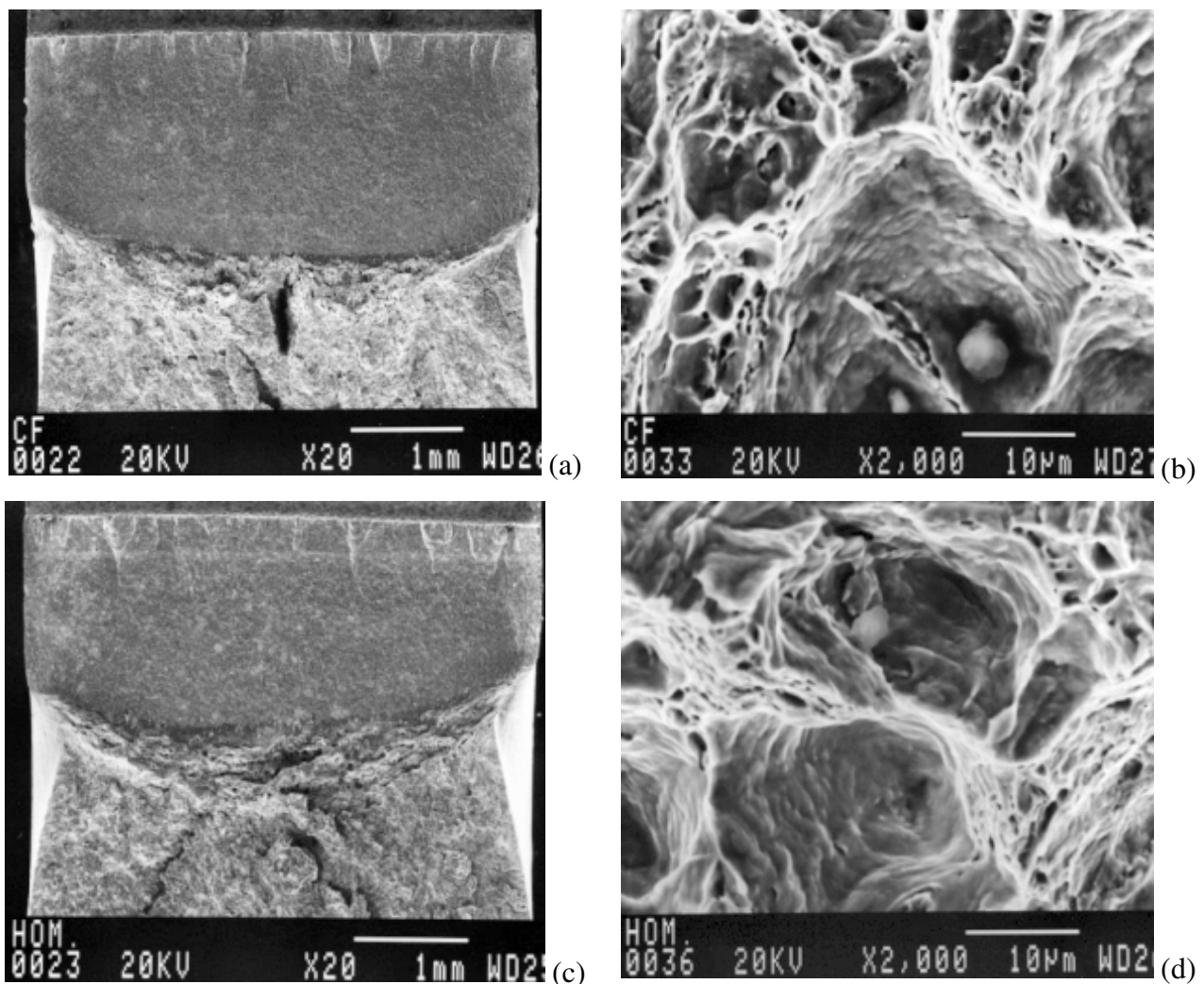


Figura 4.39: fractografias das condições CF e H do ensaio CTOD com aumentos distintos.

(a) condição CF; (b) condição CF; (c) condição H; (d) condição H.

Analisando-se as fraturas das duas condições (fratografias de baixo aumento), conclui-se que a condição H, figura 4.39(c), apresenta maior deformação lateral que a condição CF mostrada na figura 4.39(a), indicando uma maior ductilidade. A condição CF também apresenta separações, no caso, uma delaminação na região relativa a banda de segregação formada por fases com alta dureza.

Duncan (2000) e Silva (1986), dentre outros, destacam que em amostras CTOD de aço obtido por laminação controlada, com microestrutura bandeada (perlita e ferrita) observa-se frequentemente a ocorrência de separações ou delaminações nas bandas de perlita. Desenvolvem-se fraturas de baixa energia, paralelas ao plano de laminação da chapa e perpendiculares ao plano de propagação da fratura principal, em corpos de prova com orientações longitudinal ou transversal. Como acontece no ensaio Charpy, no ensaio CTOD a presença de separações faz com que o modo de fratura do corpo de prova evolua mais rapidamente com o aumento da temperatura de ensaio, ou seja, no aço com separações, a transição dúctil-frágil ocorre em temperaturas menores que no aço sem separações. Do mesmo modo, a transição dos valores críticos do COD também é antecipada. Este comportamento guarda estreita analogia com o observado no ensaio Charpy, no qual, para qualquer temperatura na região de transição, um aço com separações apresenta energia sempre maior que um outro sem separações.

Ray et al. (1995), Grange (1971), Hulka (1997) e Schofield et al. (1974) enfatizam que combinando o controle da morfologia e nível das inclusões com uma correta aplicação da técnica de resfriamento acelerado, consegue-se materiais com elevada resistência e tenacidade sem apresentar separações.

Analisando-se as fratografias de maiores aumentos, conclui-se que na condição CF, figura 4.39(b), a presença de alvéolos (“dimples”) equiaxiais é consistente com a fratura dúctil e coerente com o nível de tenacidade apresentado. A fratura alveolar é promovida por crescimento e coalescência de vazios em torno das inclusões, o qual é um mecanismo de falha comum nos aços. Verifica-se pela figura 4.39(d) que os alvéolos (dimples) aparecem mais pronunciados na condição H. O que é esperado, considerando-se a sua maior tenacidade e a grande deformação plástica apresentada.

Pode-se afirmar que a grande tenacidade à fratura CTOD da condição H deve-se ao pequeno tamanho de grão, a não presença da linha de segregação com fases frágeis e a disposição aleatória dos grãos de perlita. No bandeamento da perlita ocorre alinhamento de carbonetos (cementita) de menor resistência à clivagem, facilitando a propagação da trinca.

De acordo com Dolby (1979), Thaulow (1987) e Akselsen et al. (1990), os baixos valores de CTOD apresentados pelas condições intercríticas S, 1K e 2K (correspondentes a baixos insumos de calor de soldagem), mostrados na tabela 4.21 e na figura 4.38, são promovidos pela presença de uma grande fração volumétrica de martensita (de baixa resistência à clivagem) nos contornos dos grãos ferríticos. Como a fração volumétrica do constituinte M-A é baixo, isto enfatiza o fato de que a perda na tenacidade de juntas soldadas não está somente relacionada à presença do constituinte M-A, conforme afirma Davis (1994). Reepmeyer et al. (2003) investigaram o aço API X70 e concluíram que baixos insumos de calor (1kJ/mm), ou seja, alta taxa de resfriamento, produz baixos valores de CTOD e energia absorvida Charpy, devido à formação de bainita superior e martensita na ZAC.

4.15.2 – Fratura no Ensaio CTOD das Condições com Tratamentos Intercríticos

Pelas fratógrafias das figuras 4.40(a), 4.40(c) e 4.40(e), respectivamente das condições S, 1K e 2K, verifica-se que praticamente não há deformação lateral nas amostras. Há um discreto aumento na deformação com a redução da taxa de resfriamento, ou seja, a amostra 2k, figura 4.40(e), apresenta uma deformação lateral maior que a S mostrada na figura 4.40(a). As taxas de resfriamento de cada condição estão na legenda da figura 4.40.

Analisando-se as fratógrafias de maiores aumentos, verifica-se o aspecto frágil nas fraturas das condições S, 1K e 2K, figuras 4.40(b), 4.40(d) e 4.40(f) respectivamente, com presença de facetas de clivagem e alvéolos (dimples). A redução na taxa de resfriamento reduz o volume de martensita. Deste modo, nota-se um aumento nas dimensões dos alvéolos e uma redução na proporção de facetas de clivagem.

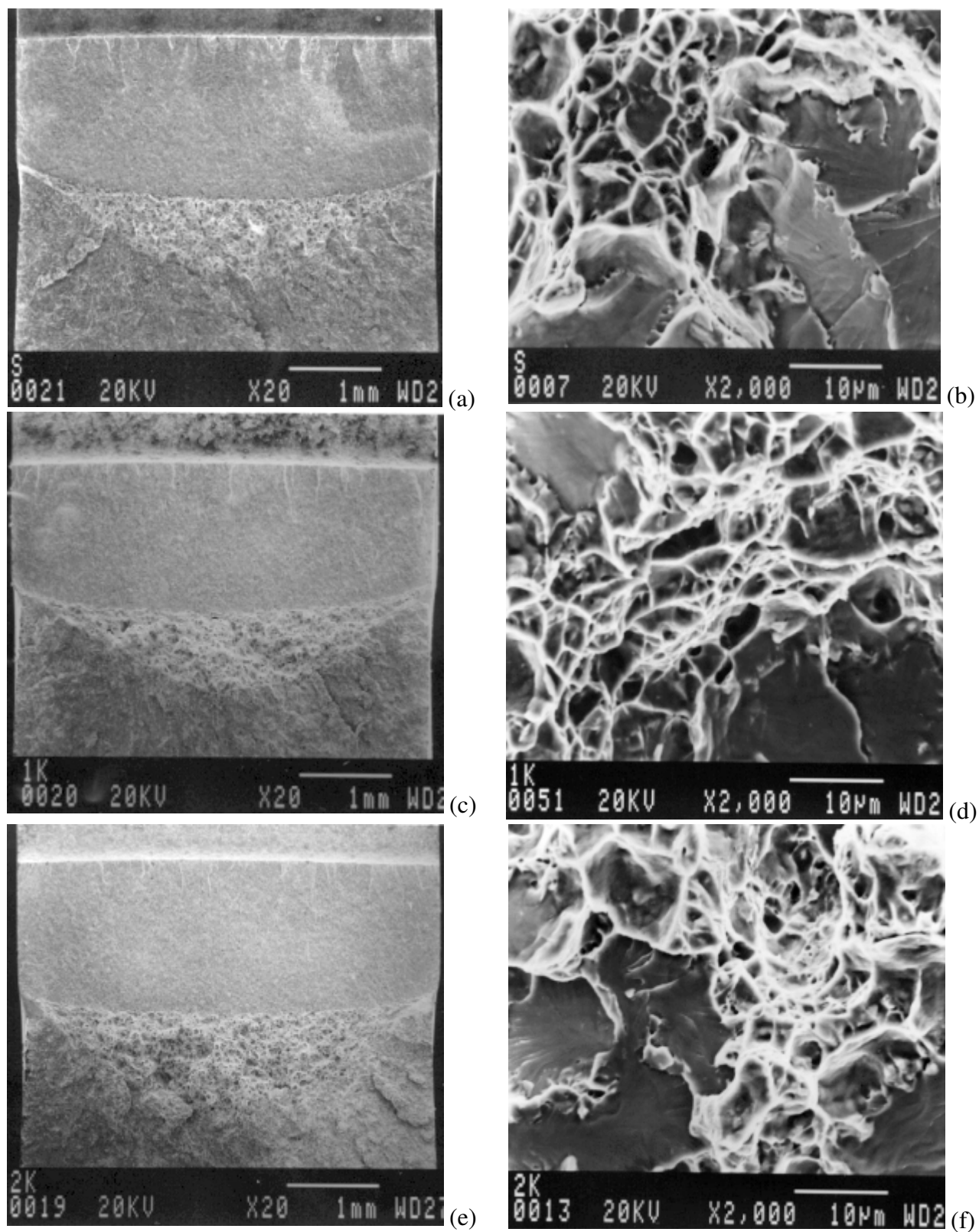


Figura 4.40: fratógrafias das condições S, 1K e 2K. (a, b): condição S (taxa de resfriamento de 200 °C/s); (c, d): condição 1K (60 °C/s); (e,f): condição 2K (19 °C/s).

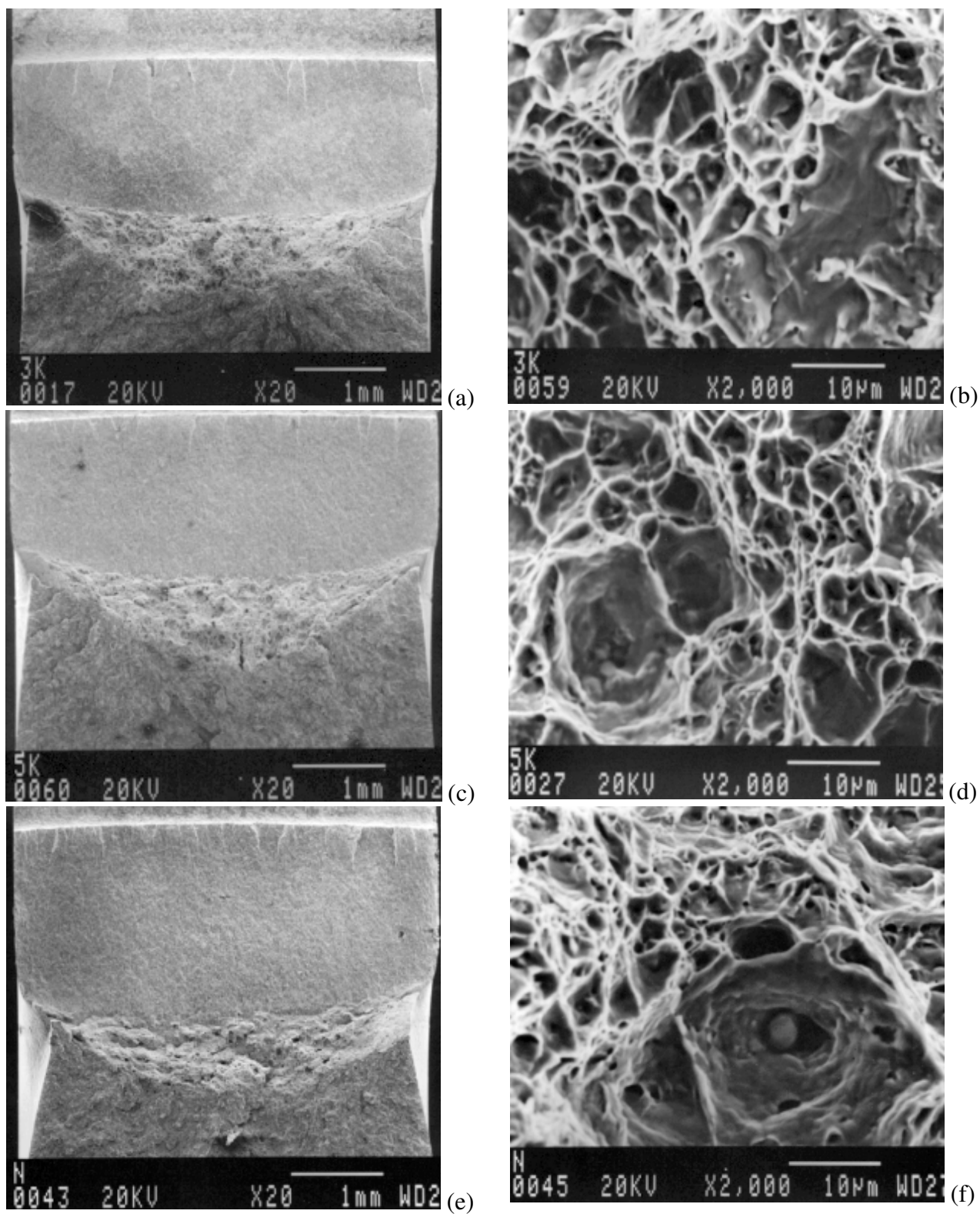


Figura 4.41: Fratografia das condições 3K, 5K e N. (a,b): condição 3K (taxa de resfriamento de 8,5 °C/s); (c,d): condição 5K (3 °C/s); (e,f): condição N (2 °C/s).

Na condição 3K, figura 4.41(b), pode-se observar “dimples” com algumas facetas de clivagem. O aspecto frágil da fratura deve-se à condição de estado plano de deformação na ponta da trinca adicionado à presença das duras partículas de martensita. Comparando-se com as condições 5K e N, observa-se nas figuras 4.41(a), 4.41(c) e 4.41(e) que há um aumento na deformação plástica lateral das amostras com a redução da taxa de resfriamento (aumento no insumo de calor). Analisando-se as frutografias das figuras 4.41(b), 4.41(d) e 4.41(f), pode-se concluir que a redução da taxa de resfriamento promove uma queda no percentual das facetas de clivagem e um aumento na proporção e na dimensão dos alvéolos. Ou seja, aumenta a tenacidade à fratura.

4.16 - OTIMIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS.

4.16.1 – Relação entre Limite de Resistência à Tração, CTOD (25°C) e Taxa de Resfriamento.

A figura 4.42 mostra a relação entre a taxa de resfriamento e as propriedades limite de resistência à tração e CTOD (δ_m).

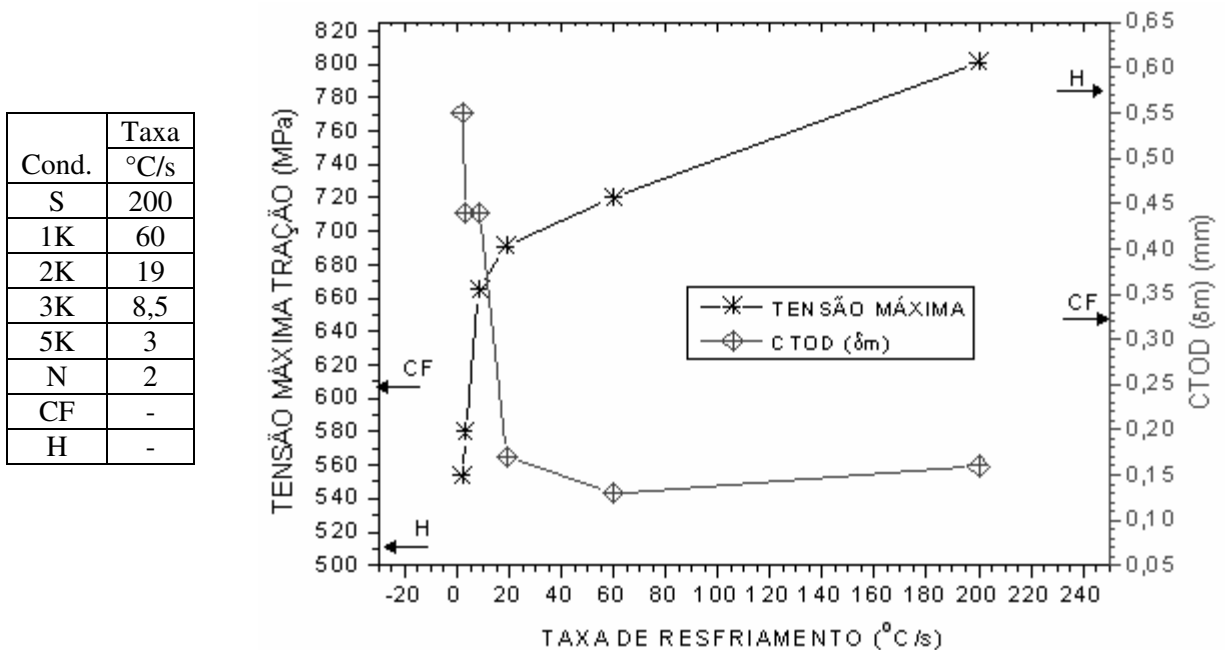


Figura 4.42 – Relação entre Limite de Resistência, CTOD e taxa de resfriamento

As condições resfriadas com menores taxas e, portanto, com microconstituintes mais dúcteis e tenazes, apresentaram menor resistência à tração e maior tenacidade à fratura CTOD. Nestas condições há predominância de perlita e/ou bainita nos contornos dos grãos, além do constituinte M-A com predomínio da austenita retida. O aumento da taxa de resfriamento promove o crescimento da fração volumétrica da martensita nos contornos dos grãos ferríticos e o constituinte M-A com maior proporção de martensita de grande dureza e fragilidade. Isto promove o aumento da resistência à tração, porém reduz drasticamente a tenacidade à fratura.

4.16.2 –Relação entre CTOD (25°C) e Limite de Resistência à Tração.

O gráfico da figura 4.43 relaciona tenacidade à fratura CTOD com limite de resistência à tração, propriedades praticamente antagônicas já que, comumente, tratamentos que aumentam a resistência mecânica e a dureza costumam reduzir a tenacidade. Uma boa associação de microconstituintes e controle do tamanho do grão é que poderá aumentar tanto a resistência quanto a tenacidade. A bainita inferior, com pequeno tamanho de grão e carbonetos finamente dispersos, possui esta característica de otimização.

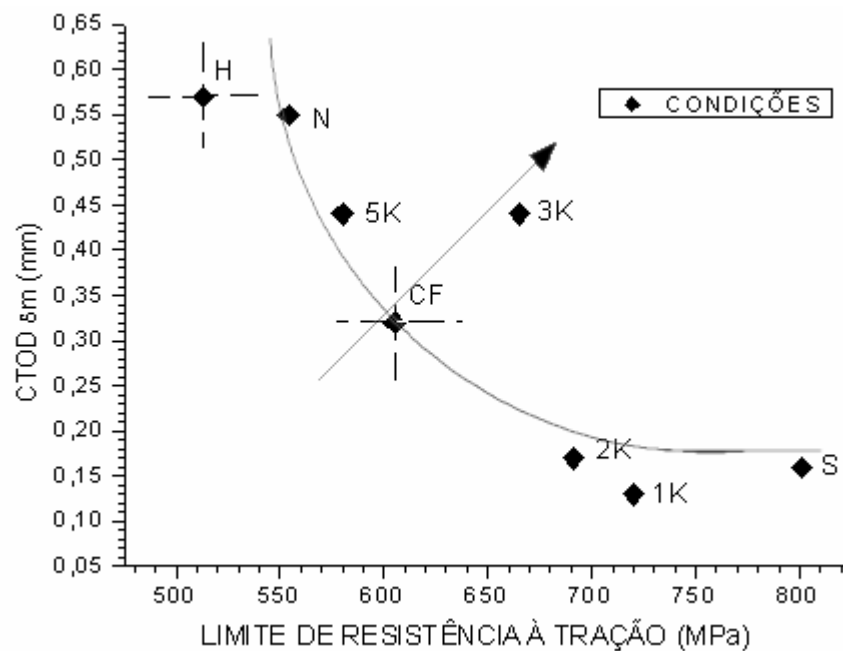


Figura 4.43: Relação entre CTOD e Limite de Resistência à Tração para as condições de tratamento

Comparando-se os tratamentos intercríticos realizados com a condição inicial CF, a condição 3K (780 °C, resfriada com taxa de 8,5 °C/s) é a melhor otimizada. As condições resfriadas com pequenas taxas ficaram mais tenazes, porém perderam em resistência à tração. As condições resfriadas com grandes taxas ganharam em resistência à tração, porém tornaram-se pouco tenazes (tanto à fratura CTOD, quanto ao impacto Charpy).

Os pesquisadores Ferreira et al. (1998) e Pinto et al. (1998) realizaram diferentes tratamentos térmicos no aço API 5L X65 com o objetivo de obter microestruturas que permitissem a melhor combinação entre resistência mecânica e tenacidade à fratura, quando comparadas com a condição como fornecido. As condições intercríticas otimizadas em relação à condição CF foram: 770 °C, resfriada com taxa de 16 e 23 °C/s e 810 °C, resfriada com taxa de 30 °C/s. A microestrutura presente nas condições citadas é formada por ferrita + martensita + constituinte M-A.

4.16.3 –Relação entre CTOD (25°C) e Energia Absorvida no Ensaio de Impacto CHARPY.

A figura 4.44 compara os resultados do ensaio CTOD com os resultados do ensaio Charpy realizados a 25 °C.

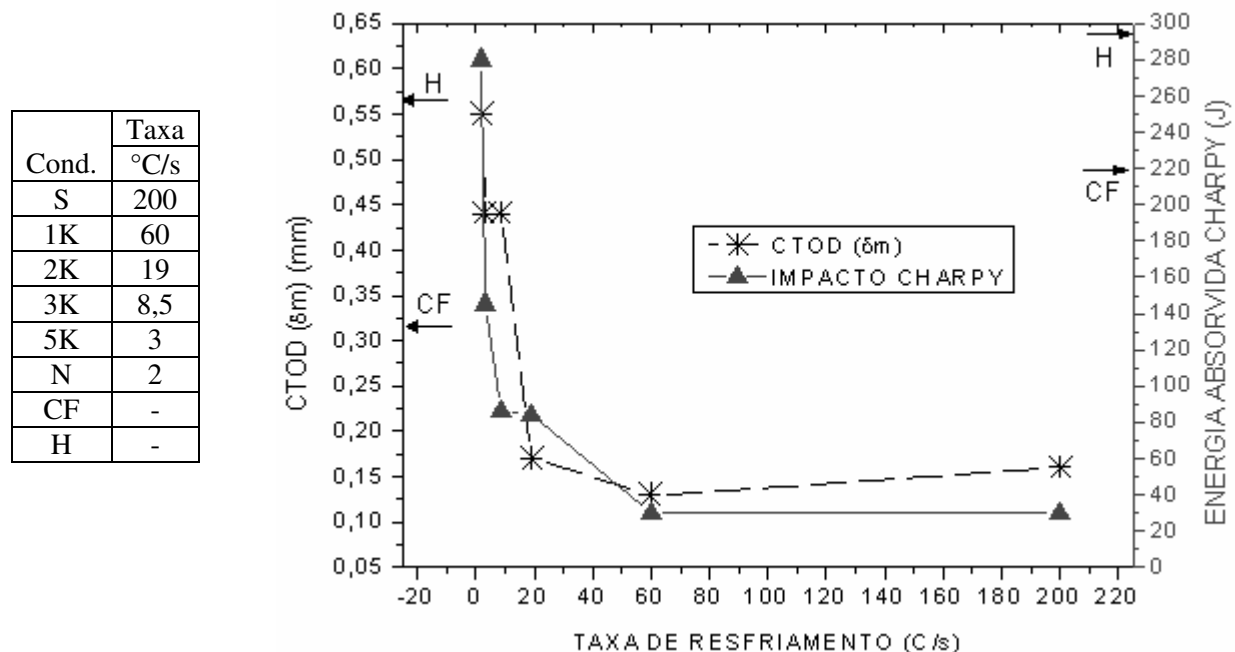


Figura 4.44: Relação entre CTOD e energia absorvida (Charpy) com a taxa de resfriamento

Não há relação clara entre a tenacidade à fratura CTOD e a tenacidade ao impacto (energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V) devido à natureza dos dois ensaios. A taxa de deformação imposta à amostra, a dimensão das amostras, a geometria do entalhe e as propriedades medidas diferem significativamente. Porém, analisando-se o gráfico da figura 4.44, pode-se concluir que o aumento da taxa de resfriamento nas condições intercríticas promove grande redução no valor do CTOD e na energia absorvida pelo ensaio de impacto Charpy.

4.17 – Resultados da deposição de níquel na superfície de fratura

As figuras 4.45 mostram duas amostras do ensaio de CTOD (condição S e condição 2K) com a superfície de fratura recoberta com uma fina camada de níquel com a finalidade de proteger a fratura.

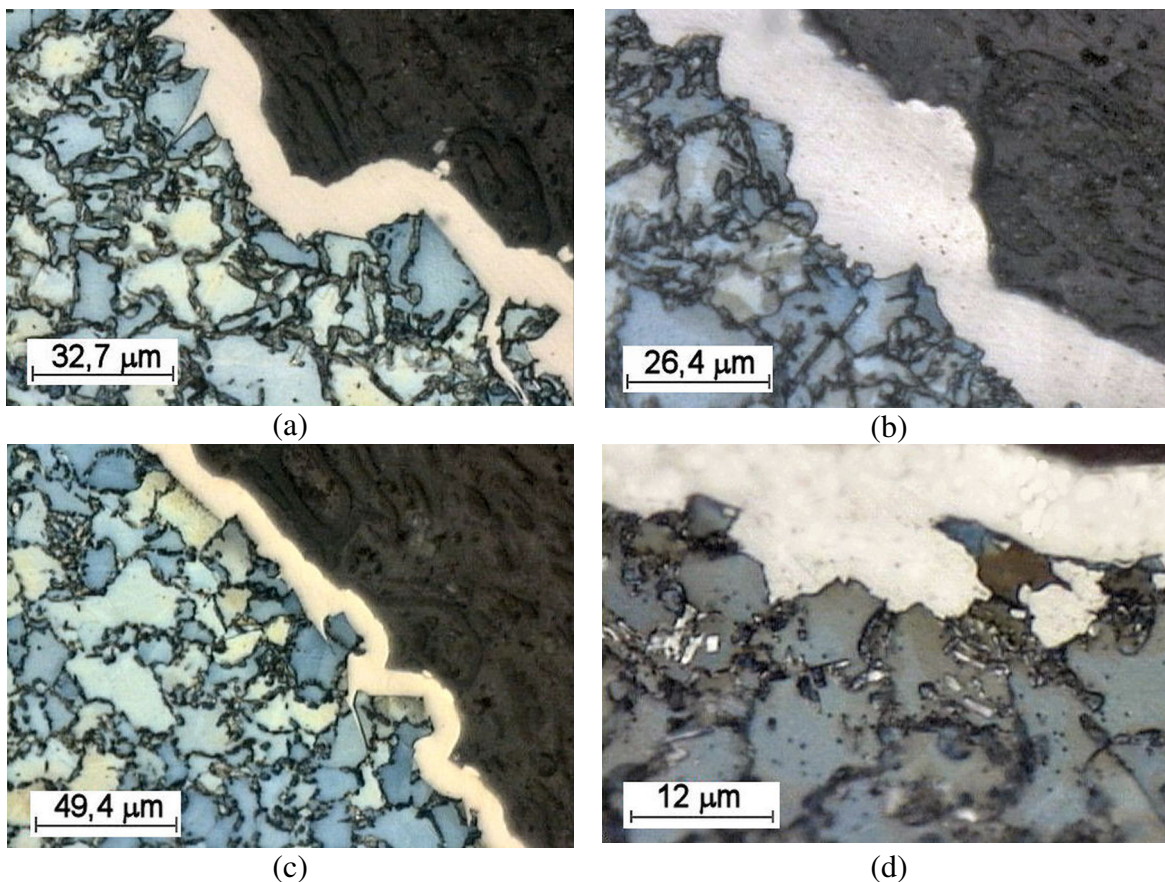


Figura 4.45: Perfil da superfície de fratura dos corpos de prova do ensaio CTOD recoberta com níquel. Ataque Klemm1. (a): condição S, região de clivagem, (b): condição S, região de crescimento estável da trinca; (c): condição 2K, região de clivagem; (d): condição 2K, região de crescimento estável da trinca.

O objetivo é verificar por quais fases ou microconstituintes a trinca preferencialmente se propaga. As amostras foram embutidas, polidas e atacadas com reagente Klemm1. A fase de cor azulada é ferrita. Nos contornos da ferrita, a fase marrom (cinza) é martensita e as ilhas brancas são o constituinte M-A.

A condição S não possui o constituinte M-A e a fase presente nos contornos dos grãos ferríticos (azulados) é a martensita. Na situação de clivagem (baixa temperatura, para fratura final da amostra) a trinca se propagou também pelos grãos de ferrita e não apenas nos contornos de martensita (figura 4.45-a). Na região de crescimento estável da trinca (temperatura ambiente) observa-se que a ferrita também apresenta clivagem. A trinca é transgranular como mostra a figura 4.45(b). Na condição 2K que possui o constituinte M-A, a trinca tem comportamento semelhante ao caso anterior. Não há preferência pelo M-A ou pela martensita.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.

Para o aço API 5L X65, nas condições microestruturais analisadas neste trabalho, pode-se concluir:

- O procedimento utilizado na preparação das amostras por meio do tratamento de homogeneização foi apropriado na adequação das matérias primas para os ensaios de simulação de soldagem e soldagem convencional. Não seria adequado se fosse realizado apenas o tratamento de normalização;
- O tratamento térmico de homogeneização seguido de normalização eliminou o bandeamento e a linha de segregação presente no centro das amostras de aço API 5L X65 na condição como fornecido;
- As condições intercríticas resfriadas com altas taxas apresentaram maior fração volumétrica de martensita nos contornos dos grãos, pequena ductilidade, grande dureza, alta resistência à tração, baixo valor de CTOD e de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Tais resultados estão de acordo com a teoria;
- A redução da taxa de resfriamento promove uma mudança no caráter do constituinte M-A. Há redução na quantidade de martensita e aumento na fração volumétrica da austenita retida;

- No tratamento térmico intercrítico do aço API 5L X65, a redução da taxa de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) faz aumentar a quantidade do constituinte M-A até um determinado limite, pois ele irá se decompor em ferrita + carbonetos;
- A condição H (homogeneizado e normalizado) apresentou menor razão de escoamento (razão entre os limites de escoamento e de resistência à tração) que a condição CF devido à influência do tamanho do grão e ao relaxamento das tensões promovido pelo tratamento térmico. As condições intercríticas 3K e 5K, resfriadas com pequenas taxas, apresentam menor razão de escoamento e grande alongamento (condições interessantes para processos de deformação a frio). Este fato reforça a adequação da metodologia utilizada neste trabalho visando a melhor combinação de parâmetros de processamento de soldagem para obtenção de melhores propriedades;
- A condição intercrítica com taxa de resfriamento de 19 °C/s (condição 3K) foi a que promoveu melhor relação resistência mecânica e tenacidade à fratura. A microestrutura presente no contorno dos grãos é complexa, formada por martensita, constituinte M-A e ferrita + carbonetos;
- A redução na taxa de resfriamento reduz o volume de martensita. Desta forma, nota-se um aumento na dimensão dos alvéolos e uma redução na proporção de facetas de clivagem nas fractografias obtidas no ensaio de CTOD e um aumento na deformação das amostras do ensaio de impacto Charpy. Há, portanto, um aumento nos valores de CTOD e de energia absorvida no ensaio Charpy;
- Para melhorar a tenacidade à fratura da região intercrítica da zona afetada pelo calor, deve-se selecionar procedimentos de soldagem que reduzam a fração volumétrica da martensita e do constituinte M-A e promovam aumento no percentual de microestruturas mais tenazes.

Sugestões para trabalhos futuros.

- Realizar as simulações dos ciclos térmicos de soldagem estudados neste trabalho, utilizando o equipamento Gleeble, tendo em vista que este equipamento permite obter ciclos térmicos semelhantes aos da soldagem, em termos de: taxa de resfriamento, taxa de aquecimento até a temperatura de pico e o tempo na temperatura de pico.
- Realizar as simulações dos ciclos térmicos de soldagem, utilizando o equipamento Gleeble, em condições correspondentes as da região de grãos grosseiros da ZAC. Tal procedimento permitirá uma avaliação da soldabilidade do aço em questão, pois seriam analisadas as microestruturas e as propriedades mecânicas de uma região susceptível a apresentar problemas de fragilidade.
- Realizar soldagem convencional com diferentes insumos de calor na chapa do material como fornecido (bandeado e segregado) e comparar (microestrutura e propriedades) com as realizadas na chapa homogeneizada e normalizada. Deverão ser observadas as possíveis diferenças na fração volumétrica e morfologia do constituinte M-A e o tipo de microestrutura que será formada na linha de segregação.

6 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHMED, N. U., YELLUP, J. M. The effect of high heat input welding on the haz toughness of three Nb-Ti based hsla steels. **Materials Forum**, v. 12, p. 62-72, jul. 1988..

AHMED, M., SALAM, I., HASHMI, F. H., KHAN, A. Q. Influence of banded structure on the mechanical properties of a high-strength maraging steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.6, p.165-171, apr. 1997.

AHN, YEON-SANG., et al. Application of intercritical heat treatment of improve toughness of SA508 Cl.3 reactor pressure vessel steel. **Nuclear Engineering and Design**, v.194, p. 161-177, 1999.

AKSELTEN, O. M., RORVIL, G., ONSOEN, M. L., GRONG, O. Assessment and predictions of haz tensile properties of high-strength steels. **Welding Journal**, v.68 , n.9, p.356s-362s, sept. 1989.

AKSELTEN, O. M., GRONG, O., RORVIK, G. Embrittlement phenomena in the grain coarsened heat affected zone of low carbon microalloyed steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**. v.19, p. 258-264, 1990.

AKSELTEN, O. M., RORVIK, G., KLUKEN, A. O. Prediction of tensile properties of intercritical heat affected zone. **Materials Science and Technology**, v.10, n.1, p.75-80, 1994.

AKSELSSEN, O. M., SOLBERG, J. K., GRONG, O. Effects of martensite-austenite (M-A) islands on intercritical heat-affected zone toughness of low carbon microalloyed steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**. v.17, p.194-200, 1988.

AKSELSSEN, O. M., GRONG, O., SOLBERG, J. K. Structure-property relationships in intercritical heat affected zone of low-carbon microalloyed steels. **Materials Science and Technology**, v.3, n 8, p.649-655, aug. 1987.

ALÉ, R. M., REBELLO, J. M. A., CHARLIER, J. A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat-affected zone of a microalloyed steel. **Materials Characterization**. v.37, p.89-93, 1996.

ANP. **Agência Nacional de Petróleo**. Novas Fronteiras Exploratórias: Estudando o futuro do setor petróleo no Brasil. Rio de Janeiro: ANP, 2004

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API 5 L: **Specification for Line Pipe**. Washington, 42nd ed. January 2000. 153 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials E92-02 (2002)**. 20p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. ASTM E384-05a**, ASTM International. 2003. 24p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos - determinação das propriedades mecânicas à tração - método de ensaio. ABNT NBR 6152**. 1992. 20p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric] ASTM:E8M-03**. New York, 2003. 25p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. ASTM E 23-02** Philadelphia, 2002. 26 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement. ASTM E1290-02e1**. ASTM International. 2002. 13p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM E112-96 (2004)**. ASTM International. 13 p. 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. ASTM E45-97(2002)**. ASTM International 2002. 15 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM. **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count E562-02**. ASTM International. 2002. 13p.

BAI, D., DORRICOTT, J., HAMAD, F., Development of a low carbon HSLA alternative to TC128 for tank car application. In: MS&T 2004. **Proceedings**. 2004. p.407-416.

BARREIRO, J. A. **Tratamientos térmicos de los aceros**. 8^a ed. Madrid: Dossad, 1985. 534p.

BARSANTI, L., POZZOLI, G., HILLENBRAND, H. G. Production and Field Weldability Evaluation of X100 Line Pipe”, In: 13th Joint Meeting PRCI-EPRG, New Orleans, USA. 2001.

BASTIEN, P. G. The mechanism of formation of banded microstructure. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.187, p.281-291, dec. 1957.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in Steels. Transformations, Microstructure and Properties**. London: The Institute of Materials, 1992. 451p.

BHADESHIA, H. K. D. H. Alternatives to the ferrite-pearlite microstructures **Materials Science Forum**, v. 284-286, p.39-50, 1998.

BONNEVIE, E., FERRIERE, G., IKHLEF, A. KAPLAN, D., ORAIN, J. M. Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. **Materials Science and Engineering A**, v.385, p.352-358, 2004.

BONISZEWSKI, T., KEELER, T. HAZ hardness control in C-Mn microalloyed structural steels. **Metal Construction**. v.16, p. 608-617, 1984.

BRAUER, H., G. Knauf, H.-G. Hillenbrand, Crack arrestors, In: 4th Int. Conf. on "Pipeline Technology", 9.-12. May 2004, Ostend. **Proceedings**. Belgium. Brooks, 1992. p.

BROOKS, C. R. **Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels**. Ohio: ASM, 1996. 642p.

BROOKS, C. R. **Principles of austenitization of steels**. UK: Elsevier LTD, 1992, 217p.

BUHR, R. K., WEINBERG, F. Etching steel to determine phosphorus segregation. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.205, p. 1161-1164, nov. 1967.

BUZZICHELLI, G., ANELLI, E. Present Status and Perspectives of European Research in the Field of Advanced Structural Steels, **ISI International**, v.42, n.12, p.1354–1363. 2002.

CHEN, J. H., KIKUTA, Y., ARAKI, T., YONEDA, M., MATSUDA, Y. Micro-fracture behaviour induced by M_A constituent (island martensite) in simulated welding heat affected zone of HT80 high strength low alloyed steel. **Acta Metallurgica**, v.32, n.10, p.1779-1788. 1984.

CERJAK, H., EASTERLING, K. E., **Matematical Modelling Welding Phenomena**. UK: The Institute of Materials, 1993. 369p.

COTA, A. B., SANTOS, D. B. Microstructural characterization of bainitic steel submitted to torsion testing and interrupted accelerated cooling. **Materials Characterization**. v.44, p.291-299. 2000.

COTA, A. B., BARBOSA, R., SANTOS, D. B. Simulation of the controlled rolling and accelerated cooling of a bainitic steel using torsion testing, **Journal of Materials Processing Technology**, p.156-162. 2000.

CRC – **Handbook of Chemistry and Physics**. 58th ed. OHIO: CRC Press. 1977. 2100p.

DAHL, W. **Mechanical Properties in Steel. A handbook for Materials Research and Engineering, vol.1: Fundamentals**. Düsseldorf: Springer-Verlag. 1992. 585p.

DAVIS, C. L., KING, J. E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel. **Materials Science and Technology**, v.9, n.1, p.8–15, jan. 1993.

DAVIS, C. L., KING, J. E. Cleavage Initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone: Part 1. Fractographic evidence. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.35-a, n.3, p.563-573, 1994.

DATTA, R., MUKERJEE, D., MISHRA, S. Weldability and toughness evaluation of pressure vessel quality steel using the shielded metal arc welding (smaw) process. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v. 7, n. 6, December, p. 817-823. 1998.

DeARDO, A. J. Multiphase microstructures and their properties in high strength low carbon steels. **ISIJ International**. v.5, n.8, p.946-954. 1995.

DEMOFONTI, G., G. MANNUCCI, H.G. HILLENBRAND, D. H., Suitability of X100 Steel Pipes for High Pressure Gas Transportation Pipelines by Full Scale Tests. In: 14th Joint Technical Meeting on Pipeline Research EPRG – PRCI – APIA, May 19-23, 2003, Berlin. **Proceedings**: Germany, 2003. p.

DEVILLERS, L., KAPLAN, D., TESTARD, P. An approach to predicting microstructures and toughness properties in heat affected zones of multipass welds of structural steels. **Welding in the World**, v,31, n.4, p.256-267, 1993.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. UK: McGrawHill. 1988. 751p.

DOLBY, R. E. Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. **Proceedings**. Conference of Fracture 79. Nov. 1979.

DUNCAN, A. J., SUBRAMANIAN, K. H., SINDELAR, R. L. J-integral fracture toughness testing and correlation to the microstructure os A285 steel for fracture analysis of storage tanks. 2000. Disponível em: <[http://sti.srs.gov/fulltext ms2000282 ms2000282.html](http://sti.srs.gov/fulltext/ms2000282.ms2000282.html)> Acesso em: 4 de set. 2004.

EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. London: Butterworths & Co.Ltd., 1983, 231 p.

ECHEVERRIA, A., RODRIGUEZ-IBABE, J. M. Brittle fracture micromechanisms in bainitic and martensitic microstructures in a C-Mn-B steel. **Scripta Materialia**, v.41, n.2, p.131-136, 1999.

EMENIKE, C. O. I., BILLINGTON, J. C. Formation of precipitates in multiple microalloyed pipeline steels. **Materials Science and Technology**, v.5, n.6, p.566-574, 1989.

EUR 13620 Aufstellung von Regressionsgleichungen zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens beim thermomechanischen Walzen , 1991. 118p.

FAIRCHILD, D. P. Fracture toughness testing of weld heat-affected zones in structural steel, **Fatigue and Fracture Testing of Weldments**, p.117-141, 1990.

FAIRCHILD, D.P. et al. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels. **Welding Journal**, v.70, n.12, p.321s-329s, dec. 1991.

FERREIRA, I.; GUIMARÃES, V. A.; PINTO, T. B.; GIORDANI, E. J. Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas de um aço microligado com nióbio e titânio. In: 13 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 1998, Curitiba, Anais do 13 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 1998.

FISHER, J. W., DEXTER, R. J. High performance steel bridges for the next century. In: International Symposium on Low-Carbon Steels for the 90's. **Proceedings**: 1993. p.11-17.

GORSS, H., KREBS, H., DAHL, W. Investigations of the influence of titanium addition to the base material on toughness properties of the haz. **Steel Research**. v.63, n.12, p. 554-557, 1992.

Gräf, M. K., Hillenbrand, H. G., Niederhoff, K. A. Production of large diameter line-pipe and bents for the world's first long-range pipeline in grade X80 (GRS 550). In: 9th Biennial joint technical meeting on line pipe. **Proceedings**. Houston, Texas, May, 11-14, 1993. p.

IIS IIW-1128-91 Guide to weldability and metallurgy of welding of steels processed by thermomechanical rolling or by accelerated cooling. **Welding in the World**, v.63, n.1, p.34-65, 1994.

GRÄF, M. K., HILLENBRAND, H. G., Production of large-diameter line pipe – state of the art and future development trends.1995. Artigo baixado do site www.europipe.com.
GRÄF, M, NIEDERHOFF, K., Properties of HAZ in two-pass submerged-ar welded large-diameter pipe. 2000. Disponível em:<www.europipe.com> Acesso em: 18 abr.2004.

GRANGE, R. A. Effect of microstructural banding in steel. **Metallurgical Transactions**, v.2, p.417-426, feb. 1971.

GROBLER, C., VAN ROOYEN, G. T. The mechanisms by which splitting occurs along sheared edges and in charpy specimens of a 12% Cr steels. **Canadian Metallurgical Quarterly**. v.27, n.1, 1988. p.49-58.

GRONG, O., AKSELSSEN, O. M., HAZ toughness of microalloyed steels for offshore, **Metal Construction**, v.18, n.9, p.608-617, 1984.

HANNERTZ, N. E. Weld metal and HAZ toughness of thick structural steel weldments. In: OMAE 1995, volume III, materials Engineering, **Proceedings**. ASME 1995. 1995. p. 479-484.

HARRISON, P. L., FARRAR, R. A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. **International Materials Reviews**, v.34, n.1, p.35-51, 1989.

HART, P. H. M. Some aspects of haz and weld metal toughness. In: Metallurgical and welding advances in HSLA steels, sept. 1984. **Proceedings**. Copenhagen. 1984. p. 1-21.

HATTINGH, R. J., PIENAAR, G. Weld haz embrittlement of Nb containing C-Mn steels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.75, p.661-677, 1998.

HEISTERKAMP, F., HULKA, K., BATTE, A. D. Heat affected zone properties of thick section microalloyed steels – A perspective. In: The Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. Nov. 1990. Houston, USA. **Proceedings** Ed: AWS, Miami: 1990. P. 638-660.

HERTZBERG, R. W., **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. 4th ed. USA: John Wiley, 1996. 786p.

HILLENBRAND, H. G., GRAF, M., KALWA, C., Development and production of high strength pipeline steels. In: Niobium 2001, dec. 02-05, **Proceedings** Orlando: Florida, 2001. p.

HILLENBRAND, H. G., KALWA, C. Production and Service Behaviour of High Strength Large Diameter Pipe, In: International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments. November 8-9, 2002, Yokohama, Japan. Disponível em: <www.europipe.com> Acesso em: 6 set. 2004.

HILLENBRAND, H. G., KALWA, C. High strength line pipe for project cost reduction, **World Pipelines**, v.2, n.1, jan./feb. 2002.

HILLENBRAND, H. G., LIESSEM, A., BIERMANN, K., HECKMANN, C. J., SCHWINN, V. Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines. In: 4th International Conference on Pipeline Technology. May 9-12, 2004, **Proceedings** Ostend, Belgium. 2004. p.

HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços – Microestrutura e Propriedades**, Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1984, 348 p.

HRIVNAK, I. **Theory of Weldability of Metals and Alloys**. UK: Elsevier, 1992. 372p.

HRIVNAK, I. Weldability of modern steel materials. **ISIJ International**, v.35, n.10, p.1148-1156, 1995.

HUANG, H., MATSUMURA, O., FURUKAWA, T. Retained austenite in low carbon, manganese steel after intercritical heat treatment. **Materials Science and Technology**, v.10, p.621-626, 1994.

HULKA, K. High strength large diameter pipe plate from standard production to X80 to X100. Niobium Information N° 13, CBMM, 1997. Disponível em: <www.us.cbmm.com.br> Acesso em: 5 ago. 2003.

HULKA, H. Weldability of HSLA steel. 2001 Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, CBMM, 2001, Disponível em:<www.cbmm.com.br> Acesso em: 23 mar.2003.

HULKA, K. Sour Gas Resistant Steel. Niobium Information 18/01, Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2001, 8 p. Disponível em: <http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlig/info/others_inpdf/pdfs/Sour_Gas.pdf> Acesso em: 14 dez. 2004.

ISG PLATE High strength, alloy steels with improved weldability and toughness, 2003. Disponível em:<www.Intisteel.com/pdfs/spartan.pdf> Acesso em: 15 jun. 2005.

IKI, H., NAGAYOSHI, A., SUEDA, K., OHNISHI, K. Development of high-strength steel plate for offshore structures produced by TMCP. In: 17th International Conference on Offshore Mechanics and Artic Engineering, 1998. OMAE98-2181 (cd rom), 1998. **Proceedings** Portugal. ASME, 1998.

ISHIKAWA, N., ENDO, S., DOI, M., FUKAI, H. High performance steel pipes for offshore structures. In: 17th International Conference on Offshore Mechanics and Artic Engineering, 1998. OMAE98-2181 (cd rom), 1998. **Proceedings** Portugal. ASME, 1998.

JANOVEC, J., TAKAHASHI, M., KURODA, T., Microstructural and mechanical aspects of tempered ICCGHAZ of SQV-2A low alloy steel weld. **ISIJ International**, v.40. p.S44-S48, 2000.

KAPLAN, D., LAMBERT-PERLADE, A. Influence des composés martensite-austénite résiduelle sur la ténacité des zones affectées par la chaleur lors du soudage des aciers C-Mn **La Revue de Métallurgie**, p.889-898, 2001.

KIM, B. C., LEE, S., KIM, N. J., LEE, D. Y. Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds. **Metallurgical Transactions A**. v.22A, n.1, p.139-149, 1991.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. USA: John Willey & Sons 1987. 400p.

KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering A**, v.273-275, p.40-59. 1999.

LAI, M. O., FONG, H. S., Mechanical properties of a marine shaft steel with banded ferrite-pearlite structure. **Journal of Materials Science Letters**, v.8, n.11, 1989. p.1257-1259.

LAITINEN, R., PORTER, D. Toughness properties of a grade E500 TM offshore steel. 2nd International Symposium of High Strength Steel, Stiklestad, Verdal, 23-24. APR. 2002. Apr, p.1-10, 2002.

LAU, T. W., WANTG, G. R., NORTH, T.H. HAZ fracture toughness of titanium containing steels. **Materials Science and Technology**, v.5, n.6, p.575-583, jun. 1989.

LAVANDER, J. D., JONES. F. W. N. A investigation on banding. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.163. p.14-17, sept. 1949.

LEE, S., KIM, B. C., KWON, D. Fracture toughness analysis of heat-affected zones in high-strength low-alloy steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v.24-a, n.5, p.1133-1141, 1993.

LePERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high strength dual-phase steel. **Journal of Metals**, v.32, n.3, p.38-39, 1980.

LIESSEN, A., GRAEF, M. K., KNAUF, G., MAREWSKI, U., Influence of thermal treatment on mechanical properties of UOE linepipe. In: 4th International conference on pipeline technology. May. 9-12, 2004. **Proceedings**. Ostend, Belgium, 2004. p.1-18.

LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels**. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. 940 p.

LI, Y., CROWTHER, D. N., GREEN, M. J. W., MITCHELL, P. S., BAKER, T. N. The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels. **ISIJ International**, v.41, n.1, p.46-55, 2001.

LI, Y., WANG, L., PENG, j., LIU. Fine structure in the intercritical heat affected zone of HQ130 super high strength steel. **Bull. Materials Science**, v.26, n.2, p.273-278, feb. 2003.

MAJKA, T. F., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. Development of microstructural banding in low-alloy steel with simulated Mn segregation, **Metallurgical and Materials Transactions**, v.33A, n.6, p.1627-1637, jun. 2002,

MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem**. Belo Horizonte: ESAB, 1991. 352p.

MATSUDA, F., LIU, W. S. Cooling time parameter and hardenability estimation of haz in welding of medium, high carbon machine structural steels. **Transactions of JWRI**, v.19, n. 2, p.47-54. 1990.

MATSUDA, F., LI, Z., BERNASOVSKY, P., ISHIHARA, K., OKADA, H. Na investigation on the behaviour of the M-A constituent in simulated HAZ of HSLA steels. **Welding in the World**, v.29, n. 9/10, p.307-313, 1991.

MATSUDA, F., KEUCHI, K., OKADA, H., HRIVNAK, I., et al. Embrittlement and toughness improvement of weld HAZ for HSLA steels. In: PED-vol.64, Manufacturing Science and Engineering ASME 1993. **Proceedings** Conference of the 1993 ASME, Dec. 1993. New Orleans, Ed. ASME: New York, USA, 1993. v. 64, 1993. p. 949-955.

MATSUDA, F., IKEUCHI, K., LIAO, J., TANABE, H. Weld haz toughness and its improvement of low alloy steel SQV-2A for pressure vessels (report 2). **Transactions of JWRI**, v.23, n.1, p.49-57, 1994.

MATSUDA, F., IKEUCHI, K., OKADA, H., HRIVNAK, I., Effect of M-A constituent on fracture behavior of 780 and 980 MPa Class HSLA steel subjected to weld haz thermal cycles. **Transactions of JWRI**, v.23, n.2, p.231-238, 1994.

MATUSUDA, F., FUKADA, Y., OKADA, H., SHIGA, C., Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan. **Welding in the World**, v.37, n.3, p.134-154, 1996.

MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Ed. Edgard Blücher, 1982. 505p.

MODENESI, P. J. MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. dos. **Curso de metalurgia de soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, DEM, 1985, 388 p.

MODENESI P., MARQUES P. **Curso de Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte: UFMG. 1992. 440p.

MORRISON, W. B. Status of microalloyed (HSLA) steel development. In: Conf. The Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. Nov. 1990. Houston, USA. **Proceedings**. Ed: AWS, Miami, 1990. P. 3-33.

MORRISON, W. B., COCHRANE, R. C., MITCHELL, P. S. The influence of precipitation mode and dislocation substructure on the properties of vanadium-treated steels. **ISIJ International**, v.33, n.10, p.1095-1103, 1993.

NAYLOR, D. J. Review of international activity on microalloyed engineering steels. **Ironmaking and Steelmaking**, v.16, n.4, p.246-252, 1989.

NIOBIUM INFORMATION 17 Characteristic features of titanium, vanadium and niobium as microalloyed additions to steel. 1998. CBMM - COMPANHIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO. Disponível em: <www.us.cbmm.com.br> Acesso em: 10 ago. 2003.

NIOBIUM INFORMATION 16 High strength steels for construction engineering. CBMM, 1998. Disponível em: <www.us.cbmm.com.br> Acesso em: 20 ago. 2003.

NOVIKOV, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Rio de Janeiro: Ed. UFRJ. 1994. 568p.

OKUMURA T., TANIGUCHI C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982. 461 p.

OMWEG, G. M., FRANKEL, G. S., BRUCE, W. A., RAMIREZ, J. E., KOCH, G. Performance of welded high-strength low alloy steels in sour environments. **Corrosion**, v.59, n.7, p.640-653, 2003.

PAULES, J. R. Developments in hsla steel products. **JOM**, v. , n.1, p.41-44, jan. 1991.

PICCARDO, P., LENCO, M. G., BALASUBRAMANIAM, R. Detecting non-uniform phosphorus distribution in ancient Indian iron by colour metallography. **Current Science**, v.87, n.5, p.650-653, 2004.

PISARSKI, H. G., PARGETER, R. J. Frature toughness of HAZs in steels for offshore platforms. **Metal Construction**, v.16, p.412-417, 1984.

QIU, H., ENOKI, M., KAWAGUCHI, Y., KISHI, T. Evaluatiion of dynamic fracture toughness of welding heat-affected zone of structural steel, **ISIJ International**, v.40, p.s34-s38, 2000.

RADAJ, D. **Heat Effects of Welding**. Berlin:Springer-Verlag. 1992. 348p.

RAY, A., PAUL, S; K., JHA, S. Effect of inclusions and microstructural characteristics on the mechanical properties and fracture behavior of a high-strength low-alloy steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.4, n.12 , p.679-688, dec. 1995.

REBELLO, J. M., SAUER, A., O constituinte austenita-martensita (AM). **Matéria**, v.1, n.1, p.15-21, jul. 1996. Disponível em:<www.materia.coppe.ufrj.br> Acesso em: 12 jul. 2002.

REEPMEYER, O., SCHUETZ, W., LIESSEM, A., Very heavy wall X-70 dsaw pipe for tension leg application. In: ISOPE PROCEED. CONF. HAWAII, USA. MAY 26-30, P.67-74. 2003.

SAINTE-CATHERINE, C. FANT, M. Prediction of toughness scatter in heat affected zones with local approach. **Engineering Fracture Mechanics**, v.46, n.1, p.115-125, 1993.

SANT'ANNA, P. C. Efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na tenacidade do metal de solda obtido por arco submerso com adição de pó metálico, em aço ARBL. São Paulo: Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1994, 144 p. Dissertação (Mestrado).

SCHWINN, V., P. Fluess, J. Bauer. Production and progress work of plates for pipes with strength level of X80 and above. In: International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments. November 8-9, 2002. **Proceddings** Yokohama, Japan. 2002. p.

SHANMUGAM, P., PATHAK, S. D., Some studies on the impact behavior of a banded microalloyed steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v.53, n.6, p.991-1005, 1996.

SHETTY, M. N., VISWANATHAN, B., SENGUPTA, A. Some temperature dependent correlations of fracture toughness, strength, notch toughness and microstructure in an HSLA steel. **Z. Metallkd**, v.85, n.6, p.437-445, 1994.

SHIGA, C. Effects of steelmaking, alloying and rolling variables on the HAZ structure and properties in microalloyed plate and linepipe, In: Proceed. Conf. The Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments. Nov. 1990. Houston, USA. Ed: AWS, Miami: 1990. 1990. p.327-350.

SILVA, C. N. P. **Efeito das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada**. 1986. 161p. Dissertação (mestrado em engenharia), Escola Politécnica, USP. São Paulo.

SHUI, C. K., REYNOLDS, W. T., SHIFLET, G. J., AARONSON, H. I. A comparison of etchants for quantitative metallography of bainite and martensite microstructures in Fe-C-Mo alloys. **Metallography**, v.21, n.1, p.91-102, 1988.

STAIGER, M. P., JESSOP, B., DAVIES. C. H. J. Effect of nitrogen on a formation of martensite-austenite constituent in low carbon steels. **ISIJ International**, v.39, n.2, p.183-190, 1999.

TAGAWA, T., MIYATA, T., AIHARA, S., OKAMOTO, K. Influence of martensitic island on cleavage fracture toughness of weld heat-affected zone in low carbon steels. In: International symposium on low-carbon steels for the 90's. Oct., 1993. P. 493-500.

TANAKA, T. Controlled rolling of steel plate and strip. **International Metals Reviews**, n.4, p.185-212, 1981.

TBG. Transportadora Brasileira Gasoduto Bolívia-Brasil S.A. Rio de Janeiro. Disponível em:<www.tbgr.com.br> Acesso em: 12 jun. 2003.

TENARISCONFAB – Tubos para condução. Disponível em:<www.tenarisconfab.com.br> Acesso em: 21 jan. 2005.

THAULOW, C., PAAUW, A. J., GUNLEIKSRUD, A., NAESS, O. J. Heat affected zone toughness of a low carbon microalloyed steel. **Metal Construction**, n.2, p.94R-99R, 1985.

THAULOW, C.; PAAUW, A.; GUTTORMSEN, K. The heat affected zone toughness of low carbon micro alloyed steel. **Welding Journal**, v.66 n.9, p.266s-279s, sept. 1987.

THOMPSON, S. W., HOWELL, P. R. Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. **Materials science and technology**, v.8, p.777-784, sep.1992.

TVERGAARD, V., NEEDLEMAN, A. Analysis of the Charpy V-notch test for welds. **Engineering Fracture Mechanics**, v.65, p.627-643. 2000.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography: Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1984. 427.

VERRIER, P., MAURICKX, T., TAILLARD, R., GARRIGUES, G. Effect of the HAZ microstructure on the fracture toughness of offshore microalloyed structural steels. In: Proceed. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE 89), March, 1989. **Proceedings** 1989. p.641-647.

VITEK, J. M., DAVID, S. A. Microstructure of welded and weld-simulated 3Cr-1,5Mo-0,1V ferritic steel. **Metallurgical Transactions A**, v.21A, n.7, p.2021-2036, 1990.

WAINER, E. et al. **Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo:** Edgard Blücher. 1992. 494 p.

WANG, G. R., NORTH, T. H., LEEWIS, K. G. Microalloying additions and HAZ fracture toughness in HSLA steels. **Welding Journal**, v.69, n.1, p.14s-22s, 1990.

WANG, S. C., YANG, J. R. Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite austenite (M-A) constituent formation in low carbon bainitic steels. **Materials Science and Engineering**, v.154, p.43-49, 1992.

YIMING, X., WEINS, W. N., DHIR, A. A metallographic investigation of banding and diffusion of phosphorus in steels, **Microstructural Science**, v.20, 1993.

ZARZOUR, J. F., KONKOL, P. J., DONG, H. Stress strain characteristics of the heat-affected zone in an HY-100 weldment as determined by microindentation testing, **Materials Characterization**, v.37, p.195-209, 1996.

ZHANG. X. Z., KNOTT, J. F. Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures **Acta Materialia**, v.47, n.12, p.3483-3495. 1999.

ZHOU, W., LOH, N. L. Effect of delaminations on improvement of notch toughness at low temperatures. **Scripta Materialia**, v.34, n.4, p.633- 639, 1996.