

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**Propriedades mecânicas de um aço
baixo carbono microligado com titânio
e nióbio em algumas condições
microestruturais**

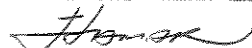
Autor: Tácito Brandão Pinto

Orientador: Itamar Ferreira

43/96

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Tácito Brandão Pinto

_____ E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 26 / 09 / 96.



ORIENTADOR

P658p

29475/BC

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

**Propriedades mecânicas de um aço
baixo carbono microligado com titânio
e nióbio em algumas condições
microestruturais**

Autor: **Tácito Brandão Pinto**

Orientador: **Itamar Ferreira**

Curso: Engenharia Mecânica

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 1996

S.P. - Brasil



UNIDADE	PC
N.º CHAMADA:	77/Unicamp
	P658p
V.	Ex.
TOMBO BC/	29475
PROC.	281/97
C	☐
D	☒
PREÇO	798,11,00
DATA	17/01/97
N.º CPD	

CM-0009669-8

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

P658p

Pinto, Tácito Brandão

Propriedades mecânicas de um aço baixo carbono
microligado com titânio e nióbio em algumas condições
microestruturais / Tácito Brandão Pinto.--Campinas, SP:
[s.n.], 1996.

Orientador: Itamar Ferreira.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Propriedades mecânicas. 2. Aço - Tratamento
térmico. 3. Aço-carbono. I. Ferreira, Itamar. II.
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Propriedades mecânicas de um aço
baixo carbono microligado com titânio
e nióbio em algumas condições
microestruturais**

Autor: Tácito Brandão Pinto

Orientador: Itamar Ferreira



**Prof. Dr. Itamar Ferreira, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP**



**Prof. Dr. Dirceu Spinelli
Universidade de São Paulo - EESC/USP**



**Prof. Dr. Rubens Caram Junior
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP**

Campinas, 26 de Setembro de 1996

9561146

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha noiva Lilian e aos meus pais Guido e Cybele.

Agradecimentos

Aos meus pais pelo apoio em todos os momentos de minha vida.

À minha noiva Lilian pelo estímulo e apoio.

Ao meu orientador, prof. Itamar Ferreira, pela orientação, conhecimentos transmitidos e amizade.

Aos colegas do grupo de pesquisa, Valdir, Enrico e Peterson, pelas valiosas discussões no decorrer deste trabalho.

À todos os colegas da FEM-UNICAMP pela convivência.

Ao prof. Jânes Landre Júnior da PUC-MG que me incentivou a iniciar o mestrado.

Aos professores da UNICAMP que contribuíram para meu aperfeiçoamento técnico.

Ao prof. Sérgio Tonini Button do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM-UNICAMP pela utilização dos fornos do laboratório de conformação mecânica fina.

Ao prof. Dagoberto Brandão Santos do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG pela proveitosa conversa sobre o reagente de LePera.

Aos professores Ovídio Richard Crmkovic e Waldek W. Bose Filho, ambos da EESC/USP, pela conversa sobre a caracterização das fases presentes no material estudado.

À todos os funcionários da FEM-UNICAMP, especialmente às técnicas Rita Buzo Jacon e Cláudia Souto Catani Aoki do laboratório de caracterização de materiais e ao técnico José Luís Lisboa do laboratório de fabricação e montagem.

À COSIPA pelo fornecimento do material.

Ao Centro de Tecnologia da UNICAMP pela utilização dos laboratórios de metrologia e análise microestrutural.

À BRASIMET pela execução do tratamento térmico de austêmpera.

À FEI pela confecção dos corpos de prova.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudo.

AO CNPq pelas taxas de bancada.

À UNICAMP pela oportunidade e uso de suas instalações.

Sumário

Lista de Figuras	<i>i</i>
Lista de Tabelas	<i>iv</i>
Nomenclatura	<i>v</i>
Resumo	<i>ix</i>
<i>Abstract</i>	<i>x</i>
1- Introdução	<i>1</i>
1.1- Considerações gerais	<i>1</i>
1.2- Objetivos	<i>3</i>
2- Revisão bibliográfica	<i>4</i>
2.1- Considerações gerais	<i>4</i>
2.2- Propriedades mecânicas	<i>7</i>
2.3- Aços microligados	<i>9</i>
2.4- Anisotropia das propriedades mecânicas	<i>14</i>
2.5- Tratamento térmico de normalização	<i>15</i>
2.6- Tratamento térmico intercrítico	<i>16</i>

3- Materiais e métodos	21
3.1- Considerações iniciais	21
3.2- Tratamentos térmicos realizados	22
3.2.1- Tratamento térmico de normalização	22
3.2.2- Tratamento térmico intercrítico	23
3.2.2.1- Têmpera	24
3.2.2.2- Austêmpera	25
3.3- Ensaaios mecânicos	26
3.3.1- Ensaio de tração	26
3.3.2- Ensaio de tenacidade à fratura	29
3.3.3- Ensaio de dureza Vickers	32
3.3.4- Ensaio de impacto Charpy	33
3.4- Análise microestrutural	34
3.4.1- Microscopia ótica	34
3.4.1.1- Nital 2%	35
3.4.1.2- Reagente de LePera	35
3.4.2- Microscopia eletrônica de varredura	36
3.4.3- Metalografia quantitativa	37
3.4.3.1- Fração volumétrica	37
3.4.3.2- Tamanho de grão	38
3.4.4- Ensaio de microdureza como parâmetro de caracterização microestrutural..	39
4- Resultados e Discussão	40
4.1- Propriedades mecânicas	40
4.1.1- Propriedades obtidas através do ensaio de tração	40
4.1.2- Propriedades obtidas através do ensaio CTOD	43

4.1.3- Propriedades obtidas através do ensaio de dureza	45
4.1.4- Propriedades obtidas através do ensaio de impacto	46
4.2- Análise microestrutural	46
4.3- Comparações entre as condições microestruturais analisadas	63
5- Conclusões e Sugestões para próximos trabalhos	72
5.1- Conclusões	72
5.2- Sugestões para próximos trabalhos	73
Referências bibliográficas	75
Anexo A - Pré-ensaios	81
Anexo B - Simbologia das normas ABNT e ASTM para os parâmetros do ensaio de tração	85
Apêndice A - Tabela com as propriedades mecânicas do aço API 5L X65 em algumas condições microestruturais	87

Lista de Figuras

2.1- Relação inversa entre a tenacidade à fratura e a resistência mecânica	4
2.2- Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas	5
2.3- Desenho esquemático mostrando o padrão adotado para os planos e direções em placas laminadas	15
2.4- Diagrama Fe-C com esquema representativo da “regra da alavanca” na zona intercrítica	17
3.1- Esquema dos tratamentos de normalização: (a) N1 e (b) N2	23
3.2- Curva da temperatura em função do tempo para o resfriamento em óleo de têmpera realizado neste trabalho	24
3.3- Esquema das têmperas realizadas, mostrando também a normalização previamente realizada, sendo: (a) T77, (b) T81 e (c) T84	25
3.4- Esquema do tratamento de austêmpera, mostrando também a normalização previamente realizada	26
3.5- Desenho do corpo de prova do ensaio de tração com as dimensões nominais em milímetros	27
3.6- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração (MEV)	28
3.7- Desenho do corpo de prova do ensaio CTOD com as dimensões nominais em milímetros	29
3.8- Curva típica da carga em função do deslocamento de abertura da trinca no ensaio CTOD, com indicação do critério de obtenção dos parâmetros P_m e V_p	30
3.9- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura (MEV)	31

3.10-	Local das impressões de dureza Vickers feitas no corpo de prova de tenacidade à fratura	32
3.11-	Desenho do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy com as dimensões nominais em milímetros	33
4.1-	Fotografia feita através de ataque com nital 2% e observação por MEV para a condição N1, onde pode-se observar a presença de uma inclusão	47
4.2-	Microestrutura do aço API 5L X65 no estado CF revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com nital 2% e observação por MO	47
4.3-	Microestrutura da condição CF: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	49
4.4-	Microestrutura da condição N1: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	50
4.5-	Microestrutura da condição N2: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	51
4.6-	Microestrutura da condição T77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	52
4.7-	Microestrutura da condição T81: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	53
4.8-	Microestrutura da condição T84: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	54
4.9-	Microestrutura da condição A77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV	55
4.10-	Fotos da condição O77 (pré-ensaio) na mesma região, mostrando diferentes colorações para a ferrita, obtida por ataque com reagente de LePera e observação através de MO	56
4.11-	Fotos feitas com ataque de nital 2% e observação por MEV, sendo em: (a) CF, (b) N1 e (c) A77	59
4.12-	Gráfico ilustrando a metodologia utilizada para comparação das condições microestruturais do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	64

4.13-	Resistência mecânica (σ_t) em função da tenacidade à fratura (δ_m) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	65
4.14-	Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	65
4.15-	Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	66
4.16-	Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	66
4.17-	Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	67
4.18-	Resistência mecânica (σ_t) em função da tenacidade à fratura (δ_m) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	68
4.19-	Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	69
4.20-	Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	69
4.21-	Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	70
4.22-	Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho	70
A.1-	Microestruturas do aço após normalização: (a) 1173 K por 20, 40 e 60 minutos; (b) 1193 K por 20, 40 e 60 minutos; (c) 1223 K por 20, 40 e 60 minutos. (Nital 2%)	82

.....

Lista de Tabelas

3.1- Composição química em peso dos principais elementos do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho 21

3.2- Temperaturas de transformação do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho, obtidas por dilatométrica 22

4.1- Resultados obtidos com o ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas neste trabalho 41

4.2- Resultados obtidos com o ensaio CTOD para as condições microestruturais analisadas neste trabalho 44

4.3- Resultados obtidos com o ensaio de dureza Vickers para as condições microestruturais analisadas neste trabalho 45

4.4- Resultados obtidos com o ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente para duas condições microestruturais analisadas neste trabalho 46

4.5- Fração volumétrica das fases presentes para cada condição microestrutural analisada 60

4.6- Tamanho médio de grão para as fases presentes nas condições microestruturais analisadas neste trabalho 61

A.1- Propriedades mecânicas dos pré-ensaios de têmpera intercrítica 83

B.1- Terminologia e simbologia para os parâmetros do ensaio de tração 85

.....

Nomenclatura

Letras Latinas

a - comprimento da trinca	[mm]
A - alongamento total ou alongamento percentual após a ruptura	[%]
B - espessura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
d - diâmetro nominal da seção útil dos corpos de prova de tração	[mm]
E - módulo de elasticidade	[kgf/mm ²]
n - tamanho da amostra ou número de medidas válidas para cada amostra	
P - carga	[kgf]
R - razão de escoamento do material	[adimensional]
t - tempo	[s]
T - temperatura	[K]
W - largura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
Z - redução em área ou coeficiente percentual de estricção	[%]

.....

Letras Gregas

α - fase ferrita	
δ - parâmetro retirado do ensaio CTOD	[mm]
γ - fase austenita	
ν - coeficiente de Poisson	[adimensional]
σ - tensão	[MPa]

.....

Abreviações

a_0 - comprimento inicial (original) da trinca	[mm]
A77 - condição do material austemperado a partir de 1043 K (770°C) em banho de sal a 643 K (370°C)	
A_{c1} - temperatura na qual inicia a transformação de ferrita em austenita no aquecimento	
A_{c3} - temperatura na qual a transformação de ferrita em austenita é completada no aquecimento	
A_{e1} - temperatura de transformação em equilíbrio em aços	
A_{e3} - temperatura de transformação em equilíbrio em aços	
A_{r1} - temperatura na qual a transformação de austenita em ferrita é completada no resfriamento	
A_{r3} - temperatura na qual inicia a transformação de austenita em ferrita no resfriamento	
ARBL - alta resistência baixa liga	
°C - graus Celsius (centígrados)	
CF - condição do material utilizado no estado como fornecido	
COD - deslocamento de abertura da trinca	[mm]
CTOD - deslocamento de abertura da ponta da trinca	[mm]
CTOD_m - deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima	[mm]
d_1 - menor diâmetro da estrição	[mm]
d_2 - maior diâmetro da estrição	[mm]
d_i - diâmetro nominal da seção útil dos corpos de prova de tração	[mm]
E_a - energia requerida para romper o corpo de prova, numa máquina de ensaio de impacto, com um só golpe; ou energia absorvida no ensaio de impacto Charpy com entalhe em V	[J]
HSLA - “ <i>high-strength low-alloy</i> ”	
HV - número de dureza Vickers	
L_0 - comprimento inicial, entre as marcas, do corpo de prova de tração na região útil	[mm]

L_r - comprimento final, entre as marcas, do corpo de prova de tração na região útil, após a ruptura do corpo de prova	[mm]
L-T - plano de fratura (plano de laminação com propagação da trinca na direção transversal)	
MET - microscopia eletrônica de transmissão	
MEV - microscopia eletrônica de varredura	
MO - microscopia ótica	
N1 - condição do material normalizado a 1193 K (920°C)	
N2 - condição do material normalizado a 1223 K (950°C)	
P_m - carga máxima no ensaio CTOD	[kgf]
S₀ - área média da seção transversal reta da parte útil do corpo de prova de tração antes da aplicação da carga	[mm ²]
S_r - área da seção transversal na estrição ou área da menor seção transversal reta da parte útil do corpo de prova de tração após a ruptura	[mm ²]
T77 - condição do material temperado a partir de 1043 K (770°C)	
T81 - condição do material temperado a partir de 1083 K (810°C)	
T84 - condição do material temperado a partir de 1113 K (840°C)	
T-L - plano de fratura (plano transversal com propagação da trinca na direção de laminação)	
V_p - componente plástica do deslocamento total	[mm]
ZTA - zona termicamente afetada de juntas soldadas	
δ_e - componente elástica do parâmetro δ _m	[mm]
δ_m - deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima	[mm]
δ_p - componente plástica do parâmetro δ _m	[mm]
σ_e - limite de escoamento	[MPa]
σ_{e0,2} - limite de escoamento pelo critério de 0,2% de deformação plástica	[MPa]
σ_{ei} - limite inferior de escoamento	[MPa]
σ_{es} - limite superior de escoamento	[MPa]
σ_t - limite de resistência à tração	[MPa]

.....

Siglas

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

API - “*American Petroleum Institute*”

ASTM - “*American Society for Testing and Materials*”

.....

Resumo

PINTO, Tácito Brandão. *Propriedades mecânicas de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em algumas condições microestruturais*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 87 p. Dissertação (Mestrado).

Os aços microligados têm tido diversas aplicações, entre elas a substituição de aços estruturais convencionais. Consequentemente, torna-se necessário o aumento da relação entre a resistência mecânica e a tenacidade à fratura por meio de otimização microestrutural, de modo a permitir projetos com redução do peso. Este trabalho tem por objetivos analisar as propriedades mecânicas de um aço API 5L X65 de baixo teor de carbono, microligado com titânio e nióbio, em algumas condições microestruturais, condições essas obtidas por tratamentos térmicos de normalização (1193 e 1223 K) e tratamentos na zona intercrítica (1043, 1083 e 1113 K) seguido de têmpera ou austêmpera. Além disso, verificou-se também a influência da textura do material nas propriedades mecânicas para a condição como fornecido. Foram realizados ensaios de tração, CTOD, dureza Vickers e impacto Charpy para a verificação de parâmetros de resistência mecânica [limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_t)], ductilidade [alongamento total (A) e redução em área (Z)], tenacidade à fratura (δ_m), dureza (HV) e tenacidade (E_a). Foi observado, com relação à anisotropia microestrutural, que o parâmetro de tenacidade à fratura apresentou maior variação do que os parâmetros das outras propriedades, e como esperado, o plano de fratura L-T apresentou maior δ_m do que o T-L. A condição como fornecido, constituída de ferrita e perlita, apresentou limite de resistência à tração de 617 MPa, alongamento total de 25,4 %, redução em área de 74,3 % e deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima (δ_m) de 0,35 mm, para comparação com as condições tratadas. As condições normalizadas, constituídas basicamente de ferrita e perlita, apresentaram altos níveis de ductilidade ($A \approx 32$ %, $Z \approx 79,5$ %) e tenacidade à fratura ($\delta_m = 0,55$ e $0,63$ mm), porém baixos níveis de resistência mecânica ($\sigma_t \approx 520$ MPa), sendo o maior valor de tenacidade à fratura da condição normalizada a 1223 K. As condições tratadas na zona intercrítica com posterior resfriamento em óleo, constituídas basicamente de ferrita e martensita, apresentaram, para as temperaturas de 1083 e 1113 K, bons níveis de resistência à tração ($\sigma_t \approx 638$ MPa), alongamento (≈ 30 %), redução em área (70,6 e 73,8 %) e tenacidade à fratura ($\delta_m \approx 0,45$ mm), podendo-se dizer que essas condições estão otimizadas em relação à como fornecida, e para a temperatura de 1043 K um alto limite de resistência à tração (690 MPa), porém baixos valores de redução em área (61,2 %) e tenacidade à fratura ($\delta_m = 0,27$ mm). O tratamento na zona intercrítica seguido de uma austêmpera em banho de sal a 643 K conferiu ao material uma microestrutura constituída por ferrita e bainita, com bons níveis de resistência à tração ($\sigma_t = 598$ MPa), alongamento (28,5 %) e tenacidade à fratura ($\delta_m = 0,44$ mm), e uma alta redução em área (81,7 %), indicando uma melhor relação entre as propriedades mecânicas se comparado com a condição temperada a partir da mesma temperatura intercrítica (1043 K), e de certo modo otimizada em relação à condição como fornecido, apesar de uma pequena diminuição do limite de resistência à tração.

Palavras-chaves: Propriedades mecânicas, Aço microligado, Tratamento térmico intercrítico.

Abstract

PINTO, Tácito Brandão. *Mechanical properties of a titanium and niobium microalloyed low carbon steel in some microstructural conditions*. Campinas: College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 1996, 87p., Dissertation (Master of Science).

The microalloyed steels have been utilized in several applications; one of these applications is the substitution of the conventional structural steels. As a result of that, it is necessary to improve the relationship between strength and fracture toughness by microstructural optimization, permitting weight saving design. The purpose of this work is to analyze the mechanical properties of a titanium and niobium microalloyed low carbon steel, an API 5L X65, in some microstructural conditions from the thermal treatments: normalization (from 1193 and 1223 K), quenching and austempering from the intercritical annealing (in 1043, 1083, and 1113 K). It was analyzed also the effect of the material anisotropy for the as received condition. Tension, crack tip opening displacement, Vickers hardness, and Charpy tests has been conducted in order to analyze the strength [yield strength (S_y), and tensile strength (S_u)], ductility [total elongation (El_t), and reduction in area (RA)], fracture toughness (δ_m), hardness (HV), and toughness (CVN). It was observed, in relation to the microstructural anisotropy, that the fracture toughness parameter (δ_m) showed a bigger variation when comparing to the other properties, and as waited, the δ_m was the best for the L-T crack plane orientation. The as received condition, with a ferrite and perlite microstructure, presented $S_u = 617$ MPa, $El_t = 25.4\%$, RA = 74.3% and $\delta_m = 0.35$ mm. The normalized conditions, with basically ferrite and perlite microstructure, presented high levels of ductility ($El_t \approx 32\%$, and RA $\approx 79.5\%$) and fracture toughness [$\delta_m = 0.55$ mm (1193 K), and 0.63 mm (1223 K)], but low levels of strength ($S_u \approx 520$ MPa). The quenching in oil from the intercritical zone showed a microstructure composed basically of ferrite and martensite, and presented, for the 1083 and 1113 K, good levels of strength ($S_u \approx 638$ MPa), elongation ($\approx 30\%$), reduction in area (70.6 and 73.8 %), and fracture toughness ($\delta_m \approx 0.45$ mm); these conditions are optimized when comparing to the as received condition, and for the 1043 K, high strength levels ($S_u = 690$ MPa), but low values of reduction in area (61.2%) and fracture toughness ($\delta_m = 0.27$ mm). The austempering in 643 K, from the intercritical zone, showed a microstructure composed of ferrite and bainite and presented good levels of strength ($S_u = 598$ MPa), elongation (28.5 %), and fracture toughness ($\delta_m = 0.44$ mm), and very high levels of reduction in area (81.7 %), indicating a better relationship among the mechanical properties when comparing to the quenching condition from the same intercritical temperature (1043 K), and also an optimization in relation to the as received condition, in spite of the decrease in the tensile strength.

Key words: Mechanical properties, Microalloyed steel, Intercritical annealing.

Capítulo 1

Introdução

1.1- Considerações gerais

Nos anos 50 e 60 foi dispensada grande atenção ao estudo das relações entre microestruturas e propriedades mecânicas. Embora já sendo conhecidos os efeitos qualitativos do tamanho de grão, do endurecimento por solução sólida e do endurecimento por precipitação na resistência mecânica, foi nesse período que se começou o desenvolvimento quantitativo destes aspectos. O desenvolvimento dos aços microligados nos anos 60 estimulou o estudo das relações entre microestruturas e propriedades, proporcionando o desenvolvimento de uma vasta gama de aços estruturais de alta resistência [1].

Os aços microligados podem ser definidos como aços carbono-mangânês contendo pequenos teores de nióbio e/ou vanádio e/ou titânio (usualmente menores que 0,15% em peso, sozinho ou em combinação), que são adicionados com a finalidade de produzir refino de grão e endurecimento por precipitação, sendo estes precipitados pequenos carbonetos e/ou nitretos e/ou carbonitretos de Ti, Nb e V. Geralmente esses aços são obtidos através do processo de laminação controlada, e apesar de seu baixo teor de elementos de liga eles normalmente apresentam limite de escoamento maior que 275 MPa, e por isto são chamados de alta-resistência baixa-liga (ARBL) [2]. Os microligados tem sido amplamente usados na construção de prédios, pontes, oleodutos e plataformas marítimas, bem como na engenharia de modo geral. São encontrados na forma de chapas grossas ou finas, perfis laminados e tubulações, podendo também estar na forma de produtos forjados, entre outras [3].

Aços microligados de baixo teor de carbono tem sido desenvolvidos para uso estrutural em ambientes severos, sendo que sua melhor resistência mecânica e tenacidade possibilitam projetos com redução do peso [4]. No caso de perfis estruturais, por exemplo, para construção de prédios comerciais e pátios de estacionamento suspensos, reduções de peso de até 40% são possíveis quando comparado com uso de perfis de aço normalizado de baixa resistência [5]. Uma outra vantagem desses aços, além da relação resistência-peso, é a boa soldabilidade associada aos baixos níveis de elementos de liga, principalmente de carbono [6]. O aço de baixo teor de carbono ($\approx 0,1\%$) microligado com titânio e nióbio, utilizado neste trabalho, foi fabricado pela COSIPA através do processo de laminação controlada e tem classificação API 5L X65, ou seja, é especificado para utilização em tubulações, devendo ter no mínimo 65 ksi (≈ 448 MPa) de limite de escoamento [7].

Os aços de baixo carbono ou microligados podem ser submetidos a um aquecimento intercrítico (entre Ae_1 e Ae_3) com posterior resfriamento controlado, de modo a apresentar uma estrutura bifásica que consiste essencialmente de ferrita (a fase mole) e martensita (a fase dura), mas podendo apresentar ainda fases adicionais como bainita e/ou austenita retida, sendo que isto depende basicamente da taxa de resfriamento e da temperabilidade da austenita. Estes tratamentos térmicos intercríticos desenvolvem boa combinação de resistência mecânica e ductilidade em aços de baixo carbono com microestruturas iniciais de ferrita e perlita. Pode-se dizer que estes tratamentos são feitos para converter a perlita em martensita, e que o termo bifásico (“*dual-phase*”) é utilizado para distinguir a microestrutura ferrítica e martensítica da ferrítica e perlítica convencional de aços-carbono ou ARBL [8,9,10]. Os aços bifásicos são uma nova classe de aços ARBL que se caracterizam por ter valores de resistência à tração de aproximadamente 550 MPa. Apesar de no início dos anos 70 estarem limitados a pesquisas, um maior interesse nos aços bifásicos começou por volta de 1975 quando foi demonstrado que os tratamentos na zona intercrítica (“*intercritical annealing*”) produziam aços com microestrutura de ferrita e martensita que tinham maior ductilidade que aços ARBL endurecidos por solução sólida ou por precipitação [10]. Os tratamentos intercríticos de aços baixo-carbono microligados, que produzem uma microestrutura constituída de ferrita e martensita, resultam em: diminuição da resistência ao escoamento; escoamento contínuo; aumento do alongamento; aumento do limite de resistência à tração; alto coeficiente de encruamento. Este conjunto de características mecânicas levam a uma melhor conformabilidade do material, desejável quando o material sofre processamentos posteriores [8,10,11].

1.2- Objetivos

Dentro do exposto, este trabalho tem por objetivos analisar as propriedades mecânicas (resistência mecânica, ductilidade e tenacidade à fratura) do aço API 5L X65 microligado com titânio e nióbio, na condição do material como fornecido, ou seja, estado final de laminação, e em algumas outras condições microestruturais obtidas por tratamentos térmicos, condições essas que poderiam ser obtidas através de variações do próprio processo de fabricação do aço. Na condição como fornecido pretende-se analisar o comportamento das propriedades mecânicas em função da textura do material. As outras condições microestruturais foram obtidas por:

- Tratamentos térmicos de normalização nas temperaturas de 1193 K (920 °C) e 1223 K (950 °C), ambos por 40 minutos, com posterior resfriamento em ar calmo, onde pretende-se verificar as propriedades mecânicas em função da microestrutura resultante a partir das diferentes temperaturas de normalização;
- Tratamentos térmicos intercríticos nas temperaturas de 1043 K (770 °C), 1083 K (810 °C) e 1113 K (840 °C), todos por 40 minutos, com posterior resfriamento em óleo de tempera, onde pretende-se analisar as propriedades mecânicas em função da microestrutura resultante a partir das diferentes temperaturas de tratamento térmico intercrítico ($\alpha + \gamma$);
- Tratamento térmico intercrítico na temperatura de 1043 K (770 °C) por 40 minutos, seguido de um banho de sal a uma temperatura de 643 K (370 °C) por 30 minutos, com posterior resfriamento em água, onde pretende-se verificar as alterações das propriedades mecânicas em função da substituição da fase martensita por bainita como produto de transformação da austenita.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1- Considerações gerais

A otimização de microestruturas consiste em determinar quais elementos de liga e microestruturas fornecem para um dado material melhores combinações de propriedades mecânicas. Como as correlações entre microestruturas e propriedades são estabelecidas para diferentes propriedades mecânicas, como resistência, tenacidade, ductilidade, e tenacidade à fratura, as comparações tornam-se difíceis. Observa-se porém que a tenacidade à fratura é extremamente importante para o melhoramento microestrutural dos materiais, devido a sua grande capacidade de captar o efeito das variações microestruturais, o que nem sempre ocorre com as outras propriedades mecânicas [12].

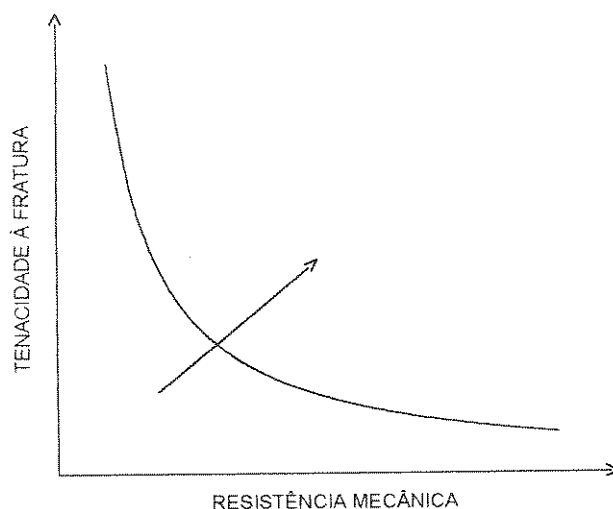


Figura 2.1- Relação inversa entre a tenacidade à fratura e a resistência mecânica [12].

Um outro fator a ser observado é a clássica relação inversa entre a tenacidade à fratura e a resistência mecânica. Verifica-se portanto, para um dado material, baixa tenacidade à fratura para alta resistência mecânica, e vice-versa, como representado pela linha plotada na figura 2.1. Um melhoramento envolve em deslocar a curva no sentido da seta, para que o material possa exibir ao mesmo tempo maior resistência mecânica e tenacidade à fratura. Essa otimização pode ser feita de algumas formas, tais como [12]:

- Melhoramento químico e das práticas de fusão, para remover ou tornar sem efeito elementos residuais indesejáveis que degradam a tenacidade do material, como por exemplo o enxofre;
- Desenvolvimento de microestruturas ótimas e distribuição de fases para máxima tenacidade;
- Refino microestrutural.

O refino microestrutural representa uma oportunidade pela qual o material pode ter aumentada sua resistência mecânica e tenacidade. Refere-se a refino microestrutural a redução do tamanho de grão. É normalmente aceito que o mesmo material com grãos pequenos possui maiores valores de tenacidade e resistência mecânica do que o com grãos grosseiros, sem prejuízo para soldabilidade, como ilustra a figura 2.2 [12].

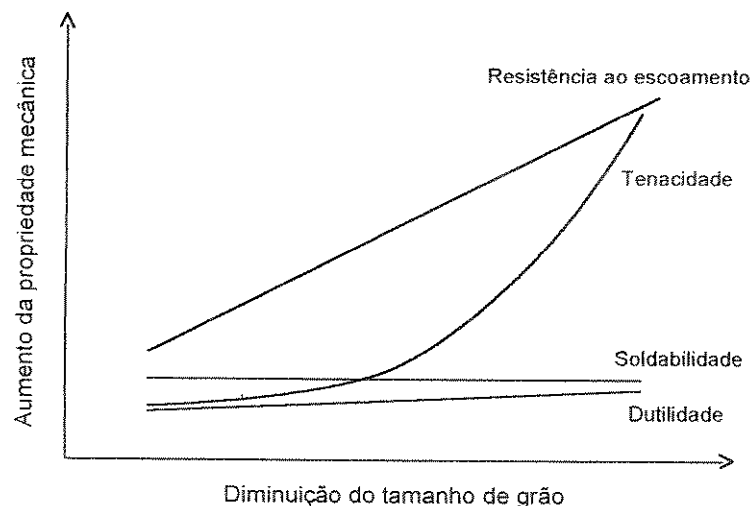


Figura 2.2- Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas [12].

Os aços microligados utilizam basicamente o princípio de refinamento de grão, sendo esse o mais importante, porque contribui tanto para o aumento da resistência ao escoamento

quanto da tenacidade. Outros mecanismos de aumento da resistência mecânica, como por exemplo o encruamento, o endurecimento por solução sólida e o endurecimento por precipitação na ferrita, têm um efeito prejudicial para a tenacidade [2,13].

O aumento da resistência à deformação plástica pelo refino de grão pode ser explicado pelo conceito de que o contorno do grão atua como uma barreira para o movimento das discordâncias ou de que o tamanho de grão influencia a densidade de discordâncias do material, que por sua vez altera a resistência ao escoamento. Como o tamanho de grão pode ser considerado uma função inversa da densidade de discordâncias e a densidade de discordâncias uma função direta da tensão de escoamento, menores tamanhos de grão resultam em uma maior densidade de discordâncias e por sua vez resultam em uma maior resistência ao escoamento [13].

Para o benéfico papel do refino de grão na tenacidade à fratura, pode ser argumentado que o contorno de grão pode ser uma barreira à propagação da trinca, aumentando a resistência à propagação da trinca, sendo que quanto menor o tamanho de grão maior a resistência, pois por repetidas vezes a trinca será forçada a reiniciar e considerável energia será gasta conforme se altera a direção de propagação da trinca em grãos adjacentes [12]. Entretanto, em materiais com microestruturas complexas, mesmo com uma redução do tamanho de grão pode não ocorrer um aumento da tenacidade, ou com um aumento do tamanho de grão pode não ocorrer uma queda da tenacidade, pois nesses casos outros componentes microestruturais podem estar exercendo maior influência do que o tamanho de grão [14].

Já no caso dos aços bifásicos, obtidos por tratamentos térmicos intercríticos, pode-se considerar que eles utilizam o princípio da distribuição de fases e microestruturas ótimas para a otimização das propriedades, onde procura-se associar basicamente a ductilidade da ferrita com a resistência da martensita e/ou bainita, de modo a se ter uma melhor relação entre elas. Os aços bifásicos com microestruturas constituídas de ferrita e martensita despertaram grande atenção devido a sua capacidade de conciliar excelente ductilidade e alta resistência mecânica [10,15].

Sendo assim, este capítulo tem por objetivos revisar os seguintes tópicos: propriedades mecânicas; aços microligados; anisotropia das propriedades mecânicas; tratamento térmico de normalização; e tratamento térmico intercrítico.

2.2- Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas são as propriedades de um material que estão associadas à reação quando uma força é aplicada, ou que envolvem a relação entre tensões e deformações. Como exemplo, a ductilidade representa uma habilidade do material de deformar plasticamente antes da fratura; a dureza uma resistência do material à deformação, principalmente à penetração; a tenacidade à fratura uma medida da resistência à propagação de uma trinca [16]; e a tenacidade a habilidade do metal de absorver energia [17]. Já os ensaios mecânicos são utilizados para determinação das propriedades mecânicas, sendo que as propriedades são avaliadas através dos parâmetros retirados dos ensaios. O parâmetro de uma propriedade é assim uma forma de quantificar a propriedade mecânica. No caso da ductilidade, por exemplo, utiliza-se como parâmetro o alongamento percentual ou a redução em área, que são retirados do ensaio de tração. De acordo com o exposto, este item foi feito com o objetivo de revisar sucintamente quais parâmetros de propriedades mecânicas podem ser retirados dos ensaios mecânicos, principalmente os que serão utilizados neste trabalho.

O ensaio de tração consiste basicamente em colocar um corpo de prova submetido a uma força de tração continuamente crescente (monotônica) enquanto são feitas observações simultâneas da carga e do alongamento do corpo de prova [18]. O ensaio de tração fornece informações da resistência mecânica e ductilidade dos materiais sob tensões de tração uniaxial. Essas informações podem ser usadas em comparações de materiais, desenvolvimento de ligas, controle de qualidade, entre outras [19]. Como parâmetros de resistência mecânica são obtidos o limite de escoamento e o limite de resistência à tração, e como parâmetros de ductilidade o alongamento percentual e a redução em área [18]. Entre as normas utilizadas para ensaio de tração em materiais metálicos estão a ASTM E 8 e a ABNT NBR 6152, sendo que o anexo B deste trabalho apresenta uma relação entre a simbologia utilizada por elas, além da terminologia e forma de cálculo destes parâmetros. Além da resistência mecânica e da ductilidade pode também ser obtido pelo ensaio de tração a tenacidade do material, sendo o parâmetro de tenacidade a área sob a curva tensão-deformação, que indica a quantidade de

trabalho por unidade de volume que foi realizado no material para a deformação e fratura [18]. Os corpos de prova possuem algumas variações na sua geometria, sendo que a seção transversal na parte útil é geralmente circular, quadrada ou retangular [19,20], existindo também uma proporcionalidade entre as suas medidas.

O ensaio CTOD é um dos ensaios utilizados para determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos. Os valores de deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD) determinados neste ensaio caracterizam uma resistência do material à propagação de uma trinca [21]. Entre as normas utilizadas para o ensaio CTOD encontra-se a ASTM E-1290 e a BS 7448. Neste trabalho foi dada preferência para a tenacidade à fratura como parâmetro de comparação, visto que esta propriedade é mais sensível às variações microestruturais, podendo variar amplamente para um mesmo nível de resistência mecânica [12]. Em pesquisa e desenvolvimento de materiais metálicos, o ensaio CTOD pode mostrar o efeito da composição do material, dos processamentos térmicos e mecânicos, e da soldagem na tenacidade à fratura, prevendo assim o seu desempenho em serviço [21]. O parâmetro de tenacidade à fratura utilizado neste trabalho foi o deslocamento de abertura da ponta da trinca definido na carga máxima (δ_m). Os corpos de prova podem ser do tipo flexão - *SE(B) specimen* - ou tração compacto - *C(T) specimen* -, sendo que em ambos os casos há uma rígida relação de proporcionalidade entre as suas dimensões. Vale ressaltar que os valores de CTOD podem ser afetados pelas dimensões dos corpos de prova [21], não sendo portanto uma função somente do material, mas também das dimensões do corpo de prova.

O ensaio de dureza Vickers é um dos ensaios utilizados para verificar a resistência que um material possui à penetração. A diferença básica entre os ensaios de dureza está no penetrador. No caso do ensaio de dureza Vickers o penetrador é de diamante com forma piramidal de base quadrada, sendo o ângulo interno entre as faces opostas da pirâmide de 136° [22]. Uma das normas utilizadas para o ensaio de dureza Vickers é a ASTM E 92. Segundo ela, as cargas utilizadas podem variar de 1 kgf a 120 kgf [23]. O parâmetro retirado do ensaio é o número de dureza Vickers (HV), que é definido como a carga dividida pela área superficial da impressão, e pode ser calculado através de uma relação que leva em conta a carga utilizada e a média das diagonais da impressão [22,23]. O ensaio de dureza Vickers tem uma larga aceitação para trabalhos científicos porque fornece uma escala de dureza contínua, desde materiais macios até materiais duros [22].

O ensaio de impacto é utilizado para verificar a tenacidade de um material. Este ensaio está relacionado com o comportamento do metal quando sujeito a aplicação de uma carga, resultando em um estado triaxial de tensões associado ao entalhe, altas taxas de carregamento e em alguns casos altas ou baixas temperaturas [24]. Ele é particularmente apropriado para controle de tratamento térmico e comprovação da tendência para a fratura frágil [25]. Para o ensaio de impacto em materiais metálicos podem ser utilizadas as normas ASTM E 23 e ABNT NBR 6157. O parâmetro obtido do ensaio de impacto é a energia absorvida para romper o corpo de prova, sendo que o corpo de prova pode ser do tipo Charpy ou Izod. Quando o ensaio é feito em várias temperaturas pode-se definir também a temperatura de transição dútil-frágil. Outro dado importante que pode ser obtido no ensaio de impacto refere-se a observação da superfície de fratura [24,25,26]. Vale observar que a energia absorvida no ensaio de impacto é alterada por variáveis externas ao material, como por exemplo a dimensão do corpo de prova e a concentração de tensões devido ao entalhe [24,26].

Pode-se considerar que os parâmetros de tenacidade e de tenacidade à fratura refletem condições diferenciadas de carregamento, estado de tensões e propagação da trinca, sendo que a tenacidade verificada pelo ensaio de impacto mede um valor de energia absorvida que inclui a nucleação e propagação de uma trinca em altas taxas de deformação, sendo significativamente influenciado pela concentração de tensões provocadas pelo entalhe. Já para tenacidade à fratura, verificada pelo ensaio CTOD, pode-se dizer representar um valor de resistência à propagação de uma trinca sob baixas taxas de deformação, em um estado de alta triaxialidade de tensões devido a pré-trinca de fadiga.

2.3- Aços microligados

Geralmente os aços microligados são obtidos pelo processo de laminação controlada convencional ("*conventional controlled rolling*" - CCR), que consiste basicamente de um reaquecimento a uma temperatura de aproximadamente 1.250 °C, seguido de sucessivos passes de laminação de desbaste até temperaturas na ordem de 1050 °C. Após esta primeira etapa ocorre um período de espera até temperaturas por volta de 900 °C, sendo que neste período ocorre uma intensa precipitação de carbonetos e/ou nitretos preferencialmente ao longo dos contornos de grão. Em seguida é feita a laminação de acabamento, ou seja, os

passes finais de laminação até temperaturas da ordem de 800 °C, com posterior resfriamento. Um outro processo utilizado para fabricação de aços microligados é a laminação controlada de recristalização (*"recrystallization controlled rolling"* - RCR), sendo que neste caso são utilizadas menores temperaturas de reaquecimento e maiores temperaturas para o último passe, em comparação com CCR, além dos passes serem feitos em uma única sequência, sem a distinção entre desbaste e acabamento [2]. A laminação controlada de aços microligados pode ser associada a aplicação do resfriamento acelerado, de modo a produzir alterações na microestrutura resultante, que pode ser composta por ferrita de granulação fina e perlita ou constituintes aciculares como a martensita e bainita [27]. Independente do processo utilizado, o fundamento dos aços microligados está no refino do tamanho de grão, sendo o controle do tamanho de grão feito pelos precipitados, que podem ser nitretos, carbonetos ou carbonitretos de elementos microligantes.

Com relação às microadições, a maioria dos pesquisadores consideram o nióbio, o vanádio e o titânio como elementos microligantes para produção de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), sendo que alguns incluem também o alumínio. Cada elemento tem diferentes efeitos na microestrutura do aço, e conseqüentemente nas suas propriedades mecânicas, devido à precipitação de seus carbonitretos. Todos elementos microligantes formam carbonitretos que podem ser ricos em carbono ou nitrogênio, sendo que menos freqüentemente eles formam puros carbonetos ou nitretos. Os carbonitretos são formados em diferentes temperaturas em relação à temperatura de transformação dependendo do elemento microligante. O efeito específico de cada elemento é determinado pela solubilidade e estabilidade de seus carbonitretos [3]. Precipitados formados em temperaturas mais altas e que tem um efeito significativo no controle do tamanho de grão, representam um benefício tanto para resistência mecânica quanto para tenacidade, porém precipitados que se formam em temperaturas mais baixas e que tem um efeito de endurecimento por precipitação na ferrita, apresentam um benéfico efeito na resistência mecânica, mas tendem a diminuir a tenacidade do material [2,3]. Nitretos, carbonetos e carbonitretos desses elementos fazem a migração do contorno de grão mais difícil e retardam o aumento do tamanho de grão até temperaturas de 1.000 °C, sendo que acima desta temperatura esses precipitados são dissolvidos. Somente o nitreto de titânio não é igualmente dissolvido até temperaturas da ordem de 1.400 °C, devido a sua baixa solubilidade, sendo que aços microligados de grãos refinados contendo nitretos de Titânio não apresentam indesejáveis crescimentos de grão na ZTA de juntas soldadas com altas energias de soldagem [28].

Algumas considerações podem ser feitas a respeito da solubilidade dos carbonetos e nitretos de elementos microligantes, sendo elas [1]:

- a solubilidade do nitreto de titânio é muito menor do que a dos outros precipitados;
- a solubilidade do nitreto de alumínio é levemente menor do que a dos outros precipitados, com exceção do nitreto de titânio;
- a solubilidade de carbonetos é geralmente maior do que a do correspondente nitreto;
- a solubilidade do carboneto de vanádio é muito maior do que quaisquer outros precipitados.

Com relação às funções dos elementos microligantes poderiam ser citadas, entre outras [3]:

- formação de carbonitretos ricos em nitrogênio, estáveis em altas temperaturas, quando o aço é austenítico. Precipitados na forma de carbonitretos ricos em nitrogênio podem ser usados para controle do crescimento da austenita durante laminação ou forjamento, consequentemente o aço apresenta um tamanho de grão ferrítico pequeno que por sua vez melhora a resistência mecânica e a tenacidade do material. Como mencionado anteriormente estes precipitados podem também prevenir o crescimento de grão na região adjacente à linha de fusão de juntas soldadas, com benefício para a tenacidade da ZTA.

- formação de carbonitretos em temperaturas a partir de 1.000 °C até a temperatura de transformação (A_{r3}). Carbonitretos formados entre 1.000 °C e a temperatura de transformação previnem a recristalização da austenita durante a laminação. Eles também evitam o crescimento de grãos da austenita durante o reaquecimento quando o aço é normalizado, por exemplo.

- formação de carbonitretos durante e após a transformação da ferrita. Estes carbonitretos aumentam a resistência mecânica diretamente, devido ao endurecimento por precipitação na ferrita, mas tendem a reduzir a tenacidade do aço.

- supressão da transformação da austenita (γ) em ferrita (α). No resfriamento acelerado de aço de baixo teor de carbono (menor que 0,10%), o nióbio suprime a formação de ferrita e contribui para a produção de estruturas aciculares.

Observa-se com relação a função específica de cada elemento microligante, entre outras:

- Titânio: O titânio forma nitretos a temperaturas muito altas e pode, conseqüentemente, ser usado para reduzir o tamanho de grão da austenita durante a laminação a quente. Carbonetos ou carbonitretos de titânio podem ser formados em chapas finas, onde o resfriamento abaixo da temperatura de transformação é rápido, e resultar em um aumento da resistência por precipitação. Ele também é o mais efetivo elemento para retirar nitrogênio em solução na ferrita [3,14]. Atua também como agente modificador da forma de sulfetos [29].
- Nióbio: Carbonitretos de nióbio precipitam quando o aço é austenítico, mas geralmente abaixo de 1.000 °C. Carbonetos de nióbio também previnem o crescimento de grão da austenita durante a normalização, e a adição deste elemento no aço quando ele é utilizado na condição normalizada pode então aumentar a resistência mecânica e a tenacidade. Algum nióbio que não precipita na austenita pode precipitar durante a transformação do aço em ferrita e resultar em um aumento da resistência mecânica. No resfriamento acelerado de aços de baixo-carbono, este elemento tem uma tendência de diminuir a temperatura de transformação e com isto suprimir a formação de ferrita, promovendo neste caso a formação de microestruturas aciculares [3].
- Vanádio: A primeira função do vanádio em aços ARBL é o aumento da resistência por precipitação. A temperatura na qual este elemento forma precipitados ricos em carbono é geralmente abaixo de 700 °C, durante a transformação do aço para ferrita ou após, sendo as partículas usualmente menores que 300 Å. O vanádio é um bom endurecedor de aços laminados ou normalizados, e seus efeitos podem ser realçados pelo aumento da quantidade de nitrogênio. Uma desvantagem é que ele pode precipitar na ZTA, e com isto tender a reduzir a tenacidade de juntas soldadas [3].
- Alumínio: O nitreto de alumínio é formado em aços a temperaturas de ordem de 1.000 °C, mas isto ocorre lentamente e pequena quantidade é estabelecida em aços laminados. Contudo, o nitreto de alumínio pode ser formado durante o reaquecimento. Os nitretos de alumínio previnem o crescimento de grão em aços normalizados e podem ser usados em conjunto com

carbonetos de nióbio para este propósito [3]. Ele funciona também como agente desoxidante em aços [12].

Quando mais que um destes elementos são usados em aços, o benéfico efeito de cada um pode ser combinado, mas algumas vezes as interações podem reduzir a individual eficácia de cada elemento. Por exemplo, quando dois ou mais elementos estão presentes, o elemento que normalmente precipita em temperatura mais baixa sempre tem uma tendência de precipitar em combinação com o elemento que precipita em temperaturas mais alta. Portanto, em aços contendo Ti e Nb ou Ti e V, Nb e V podem estabelecer em nitretos de Ti que se formam em temperaturas de aproximadamente 1.300 °C. Isto pode afetar tanto a função do Ti quanto do Nb ou V, sendo que a precipitação de Nb ou V com o Ti pode aumentar o tamanho desses nitretos, reduzindo a eficiência no controle do crescimento de grão austenítico, já que as partículas pequenas são mais efetivas que as grandes em inibir o crescimento de grão [3,8].

Com relação aos outros elementos de liga como o carbono, o manganês e o silício, de modo geral eles tem as seguintes funções em aços:

- Carbono: O carbono é um eficiente agente endurecedor em solução sólida, sendo que também forma precipitados (carbonetos ou carbonitretos) que aumentam a resistência mecânica. Além de aumentar a resistência mecânica ele também aumenta a temperatura de transição dútil-frágil, isto é, tende a fragilizar o material [8,12].
- Manganês: O manganês funciona como agente endurecedor quando em solução sólida, além de agente desoxidante e dessulfurante do aço. Apesar de aumentar a resistência mecânica ele também abaixa a temperatura de transição [8,12]. RICHTER *et al* [30] verificaram que em aços ARBL com estrutura composta de ferrita e perlita um aumento da porcentagem de manganês de 0,3 para 1% resulta em um refinamento e homogeneização dos grãos ferríticos, que implica maior resistência mecânica (limite de escoamento e limite de resistência à tração), ductilidade (maior redução em área) e tenacidade (menor temperatura de transição) [30]. Entretanto, BHOLE e YU [31] observaram que em aços microligados de baixo teor de carbono ($< 0,02\%$) e alto manganês (≈ 2 a $4,5\%$), apesar do aumento da porcentagem de Mn resultar em um refino de grão, o aumento da resistência é acompanhado por uma redução na

dutibilidade (menor alongamento) e na tenacidade (menor energia absorvida no ensaio de impacto) [31].

- **Silício:** Além de ser agente desoxidante, o silício aumenta a resistência mecânica (maior limite de escoamento) e diminui a tenacidade (maior temperatura de transição) quando estabelecido em solução sólida [8,12], porém é menos prejudicial para soldabilidade de aços ARBL do que o carbono e o manganês [30].

2.4- Anisotropia das propriedades mecânicas

Os aços podem adquirir uma anisotropia microestrutural como resultado do trabalho mecânico, como por exemplo nos processos de laminação e forjamento. Esses processos produzem um alinhamento da estrutura, que é um indicativo da anisotropia das propriedades mecânicas, particularmente da tenacidade. Então, a anisotropia é um importante fator a ser considerado em projeto e fabricação de produtos de aço laminados, forjados, trefilados e extrudados [17]. Essa dependência das propriedades mecânicas com a direção, pode ser resultado da orientação preferencial de grãos produzida por deformação plástica ou devido ao alinhamento preferencial de descontinuidades tais como inclusões, vazios, segregações e segundas fases na direção do trabalho mecânico. No caso dos produtos de aço trabalhados, o alinhamento de descontinuidades é considerado a principal causa da anisotropia mecânica [18].

Para explicar a variação da tenacidade do material com a anisotropia microestrutural pode ser argumentado, por exemplo, que as trincas são desviadas dos seus planos e direções de crescimento em contornos de grão e inclusões, sendo que esse desvio depende do alinhamento das inclusões e/ou contornos de grão em relação à direção de propagação da trinca, o que leva a diferentes valores de tenacidade dependendo da orientação [12]. Em aços microligados ARBL o controle da forma das inclusões, como os sulfetos, pode ser feito pela adição de pequenas quantidades de elementos tais como Ti, Zr, Ca e Terras Raras (principalmente o Cério, o Lantânio e o Praseodímio), que juntamente com as práticas de laminação e resfriamento controlados alteram a forma alongada dos sulfetos para formas globulares, além dessas inclusões aparecerem menores e mais dispersas. Essas variações na forma dos sulfetos aumentam a tenacidade do material [29].

No caso de placas de aço baixo-carbono no estado como laminado, observa-se que os planos de fratura com orientações L-S e L-T fornecem maiores valores de tenacidade do que a orientação T-L, sendo que a orientação L-T é considerada padrão para corpos de prova na direção longitudinal e a T-L padrão para os corpos de prova na direção transversal [17]. A primeira letra do código indica o plano de fratura e a segunda a direção de propagação da trinca. A figura 2.3 ilustra esses planos e direções.

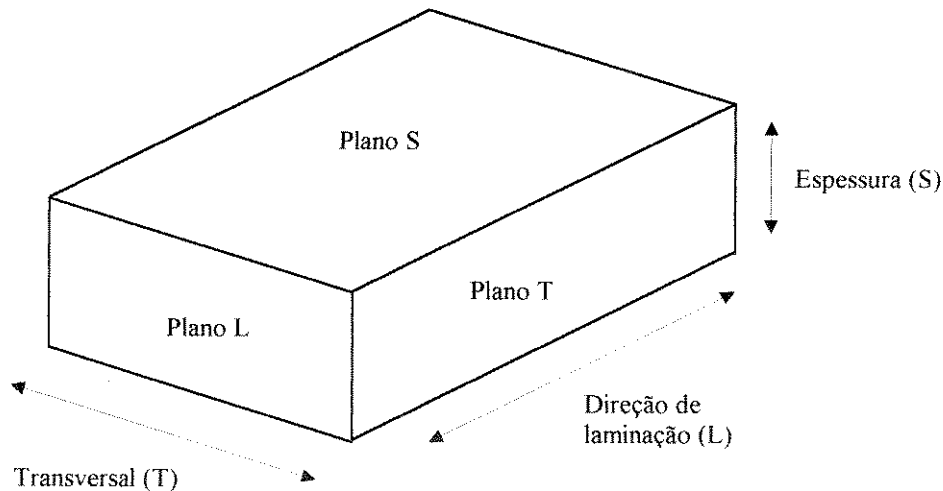


Figura 2.3- Desenho esquemático mostrando o padrão adotado para os planos e direções em placas laminadas.

2.5- Tratamento térmico de normalização

A normalização de aços é um processo de tratamento térmico muitas vezes considerado o ponto inicial em tratamentos e microestruturas. A normalização consiste de um ciclo de austenitização acompanhado por um resfriamento em ar parado ou levemente agitado. Tipicamente a temperatura de austenitização é de até aproximadamente 55°C acima de A_{c3} , no caso de aços hipoeutetóides, e acima de A_{cm} para aços hipereutetóides. Todos os aços podem ser normalizados, assim como muitos fundidos, não sendo porém usualmente normalizados os aços austeníticos, inoxidáveis e “maraging” [32].

Atualmente as funções da normalização podem sobrepor ou serem confundidas com as do recozimento, têmpera e alívio de tensões. Aumento da usinabilidade, refinamento de grão, homogeneização e modificação de tensões residuais podem ser conseguidos com a

normalização. Para produtos trabalhados, a normalização pode suprimir a estrutura de grãos orientados devido a laminação a quente, bem como tamanhos de grãos grande ou mistura de grãos grandes e pequenos devido ao forjamento. Chapas finas com aproximadamente 0,10 % de carbono são normalizadas primeiramente para refino de grão, minimização da anisotropia das propriedades e otimização das propriedades mecânicas [32].

Com relação ao tempo de permanência na temperatura de austenitização, uma hora por polegada de espessura é considerada suficiente para homogeneização. A taxa de resfriamento influencia significativamente tanto a quantidade de perlita formada como o tamanho e espaçamento das lamelas na perlita. Taxas mais altas formam mais perlita, bem como lamelas mais finas e próximas. Consequentemente, diferentes propriedades mecânicas são obtidas a partir de diferentes temperaturas e taxas de resfriamento para normalização [32].

2.6- Tratamento térmico intercrítico

Como citado anteriormente, o tratamento térmico intercrítico consiste de um aquecimento na zona intercrítica (entre Ae_1 e Ae_3) com posterior resfriamento controlado. Quanto maior a temperatura do tratamento térmico intercrítico maior fração de austenita é formada, e com seu resfriamento várias microestruturas podem ser obtidas, sendo que isto depende basicamente da taxa de resfriamento e da temperabilidade da austenita [8,9].

Os tratamentos térmicos intercríticos mais comuns podem ser divididos em dois grupos: o primeiro tratamento consiste no aquecimento do aço até a zona intercrítica e permanência nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera; o segundo tratamento consiste no aquecimento do aço até a temperatura de austenitização, resfriamento até a zona intercrítica e permanência nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera. As diferenças microestruturais observadas entre estes dois tratamentos térmicos situam-se na morfologia da martensita [33]. No caso deste trabalho foi utilizada a seqüência descrita para o primeiro tratamento.

A fração volumétrica de austenita formada no recozimento intercrítico e o teor de carbono que ela contém dependem basicamente da composição química da liga e da temperatura do tratamento intercrítico, bem como do tempo nesta temperatura [34]. A figura 2.4 mostra o diagrama de equilíbrio Fe-C onde pode-se verificar a aplicação da “regra da

alavanca” na zona intercrítica. Neste esquema a fração volumétrica de austenita é obtida pela divisão do segmento AB por AC. Nota-se que com o aumento da temperatura intercrítica de T_1 para T_2 ocorre uma redução significativa no segmento BC e conseqüentemente um aumento da fração volumétrica de austenita, visto que o segmento AB sofre pouca variação. Observa-se também que o teor de carbono da ferrita, dado pelo ponto A, sofre pequena variação, ao contrário do teor de carbono na austenita, dado pelo ponto C, que apresenta uma variação significativa, ou seja, diminui com o aumento da temperatura [33,35].

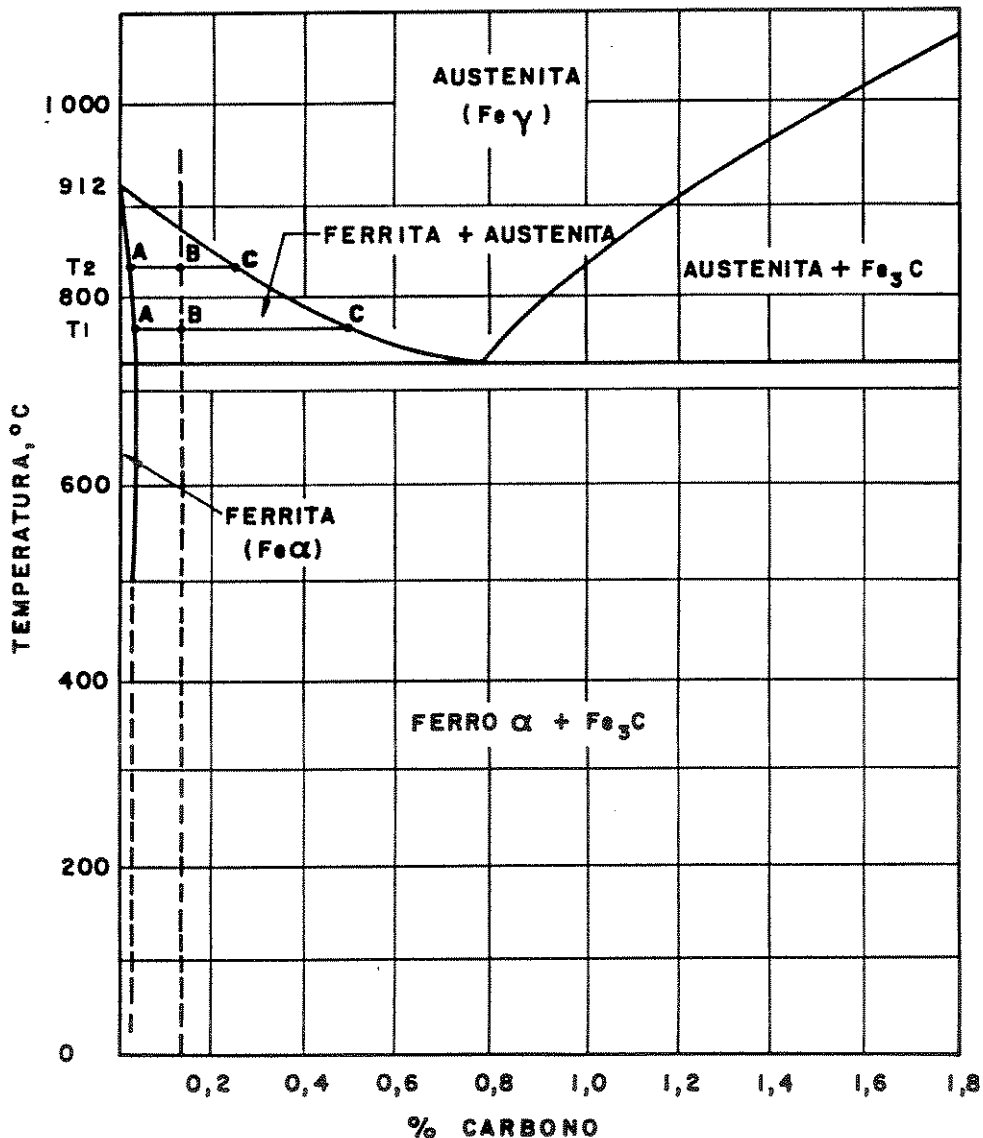


Figura 2.4- Diagrama Fe-C com esquema representativo da “regra da alavanca” na zona intercrítica [33].

Com relação a formação da austenita, pode-se estabelecer regiões preferenciais para sua nucleação em função da microestrutura, como por exemplo: em microestruturas ferríticas a nucleação da austenita ocorre primeiramente em contornos de grão da ferrita; em microestruturas esferoidizadas, a nucleação da austenita ocorre nas partículas de cementita associadas com o contorno de grão da ferrita; na perlita, a nucleação da austenita ocorre primeiramente nas interseções dos grãos de perlita e também nas interfaces da ferrita com as lamelas de cementita dentro do grão de perlita [36].

Invariavelmente, a formação de austenita no tratamento intercrítico de aços laminados a quente ou normalizados com microestrutura composta de ferrita e perlita está associada com contornos de grão de ferrita e grãos de perlita [37,38,39]. Para SPEICH *et al* [40] a formação da austenita, em aços baixo-carbono com 1,5 % de manganês e microestrutura composta por ferrita e perlita, ocorre primeiramente pela nucleação da austenita nas interfaces entre perlita e ferrita, com rápido crescimento da austenita dentro da perlita até completa dissolução da perlita. Posteriormente o crescimento da austenita ocorre através da ferrita de maneira mais lenta, sendo controlado pela difusão do carbono e manganês nas fases austenita e ferrita. O equilíbrio final entre as fases ferrita e austenita é obtido lentamente, sendo controlado pela difusão de manganês na austenita [40]. Como o processo ocorre por difusão, em temperaturas mais altas a taxa de difusão aumenta e consequentemente a austenita se forma mais rapidamente [36].

Com relação ao tempo para nucleação e crescimento do grão austenítico na zona intercrítica, observa-se que ele depende da temperatura, sendo que a transformação inicia e termina mais rápido quando a temperatura é maior [35], e que independente da temperatura, o tempo para atingir uma fração volumétrica próxima do equilíbrio é pequeno. Pelos dados apresentados por LAWSON *et al* [34] e MUNTEANU *et al* [35], no caso dos aços microligados com teores de Mn na ordem de 1,4 % e de C variando de 0,11 % a 0,17 % este tempo foi menor do que aproximadamente 10 minutos, sendo que após este período o aumento da fração volumétrica com o tempo de tratamento ocorreu lentamente até atingir o equilíbrio [34,35].

Com o resfriamento a austenita pode transformar em ferrita e martensita e/ou perlita e/ou bainita, sendo que também pode ser retida [8,10,34]. A formação dessas microestruturas depende da composição química da liga, do tempo e temperatura do tratamento intercrítico e

da taxa de resfriamento [34]. Para LAWSON *et al* [34], que trabalharam com um aço microligado ao Nb contendo 0,11 % de carbono e 1,47 % de manganês, os tratamentos intercríticos a 760 °C e 810 °C com posterior resfriamento em óleo resultaram na transformação da austenita em ferrita e martensita, podendo esta ferrita ser designada por transformada, para distinguir da ferrita prévia ou retida, anterior ao tratamento intercrítico. Verificou-se também que quanto maior a temperatura do tratamento, maior parcela de austenita foi transformada em ferrita, percentualmente. Segundo SAKUMA *et al* [41], para um aço baixo carbono contendo 0,1 % C, 1,5 % Mn e 1,2 % Si o tratamento intercrítico à temperatura de 760 °C por 5 minutos com posterior colocação em banho de sal à temperatura de 400 °C ou 450 °C por um período de 6 minutos e subsequente resfriamento em óleo até à temperatura ambiente, resultou em microestruturas consistindo de ferrita, bainita e austenita retida. Tratamentos com permanência no banho de sal por 1 minuto apresentaram formação de martensita no resfriamento em óleo até à temperatura ambiente.

Com relação às propriedades mecânicas, alto valor de resistência mecânica e baixa ductilidade são associados com microestruturas que foram rapidamente resfriadas e contêm mais martensita. Melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade são alcançadas com taxas de resfriamento intermediárias, que produzem microestruturas mais complexas. Baixo valor de resistência mecânica e alta ductilidade estão associados com baixas taxas de resfriamento [9].

Como citado na introdução, o tratamento intercrítico que resulta em uma microestrutura formada por ferrita e martensita confere ao aço baixo-carbono algumas alterações nas propriedades mecânicas, que são [8, 10, 11]:

- diminuição da resistência ao escoamento;
- escoamento contínuo;
- aumento do alongamento;
- aumento do limite de resistência à tração;
- alto coeficiente de encruamento.

A resistência à tração e a ductilidade de aços bifásicos são primeiramente dependentes da porcentagem, distribuição e teor de carbono da fase martensita [40]. As variações do comportamento na deformação não estão totalmente esclarecidas, mas a formação de

martensita durante o resfriamento a partir da temperatura intercrítica introduz uma alta densidade de discordâncias na ferrita. Essa discordâncias movem imediatamente com a aplicação de tensões e produzem o escoamento contínuo associado com o tratamento intercrítico de aços [9].

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1- Considerações iniciais

O material utilizado neste trabalho foi um aço de baixo carbono microligado com titânio e nióbio, de classificação API 5L X65, fabricado pela COSIPA, tendo sido recebido na forma de chapas com a espessura de 10 mm. O aço foi fabricado através do processo de laminação controlada, sendo a microestrutura composta de ferrita e perlita com uma textura de laminação definida, e esta condição designada por CF neste trabalho. A tabela 3.1 mostra a composição química em peso dos principais elementos.

Tabela 3.1 - Composição química em peso dos principais elementos do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	Ti	Nb	Al
% em peso	0,098	1,63	0,33	0,020	0,002	0,01	0,02	< 0,01	0,022	0,040	0,051

Foi realizado ensaio de dilatometria para verificação das temperaturas de transformação tanto no aquecimento (Ac_1 , Ac_3) quanto no resfriamento (Ar_1 , Ar_3), sendo as taxas utilizadas e os valores encontrados apresentados na tabela 3.2. A sequência de processamento do material foi, resumidamente, a seguinte: a chapa foi devidamente cortada e os corpos de prova usinados com sobremetal, a fim de se evitar a influência de alterações superficiais provenientes dos tratamentos térmicos; posteriormente foram tratados termicamente ou não conforme cada condição; usinados para retirada do sobremetal; lixados; marcados; medidos; ensaiados; e analisados.

TABELA 3.2 - Temperaturas de transformação do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho, obtidas por dilatometria.

#####	Taxa	Ac ₁		Ac ₃		Ar ₁		Ar ₃	
Unidades	K/s	K	°C	K	°C	K	°C	K	°C
Aquecimento	1,0	1015	742	1170	897	#	#	#	#
Resfriamento	0,3	#	#	#	#	942	669	1088	815
Resfriamento	0,1	#	#	#	#	942	669	1093	820

3.2- Tratamentos térmicos realizados

Os tratamentos térmicos foram feitos em duas etapas, sendo primeiramente efetuada a normalização e posteriormente o tratamento na zona intercrítica ($\alpha + \gamma$), de acordo com os parâmetros de cada condição. As sete condições metalúrgicas analisadas neste trabalho foram a como fornecida; as normalizadas em duas temperaturas diferentes; as temperadas a partir de três diferentes temperaturas da zona intercrítica; e a austemperada em banho de sal, a partir de uma temperatura da zona intercrítica, conforme descritas a seguir.

3.2.1- Tratamento térmico de normalização

As normalizações consistiram de um aquecimento a temperatura de austenitização completa por um determinado período, com posterior resfriamento em ar calmo a temperatura ambiente, sendo feitas com os objetivos de homogeneizar a estrutura e obter um padrão intermediário para comparação com os tratamentos térmicos posteriores.

Foram escolhidos para isto duas diferentes temperaturas de normalização, conforme descrito no anexo A, sendo a primeira de 1193 K (920°C) e a segunda de 1223 K (950°C), ambas por um tempo de permanência no forno de 40 minutos, como ilustra a figura 3.1. A primeira foi designada neste trabalho por N1 e a segunda por N2.

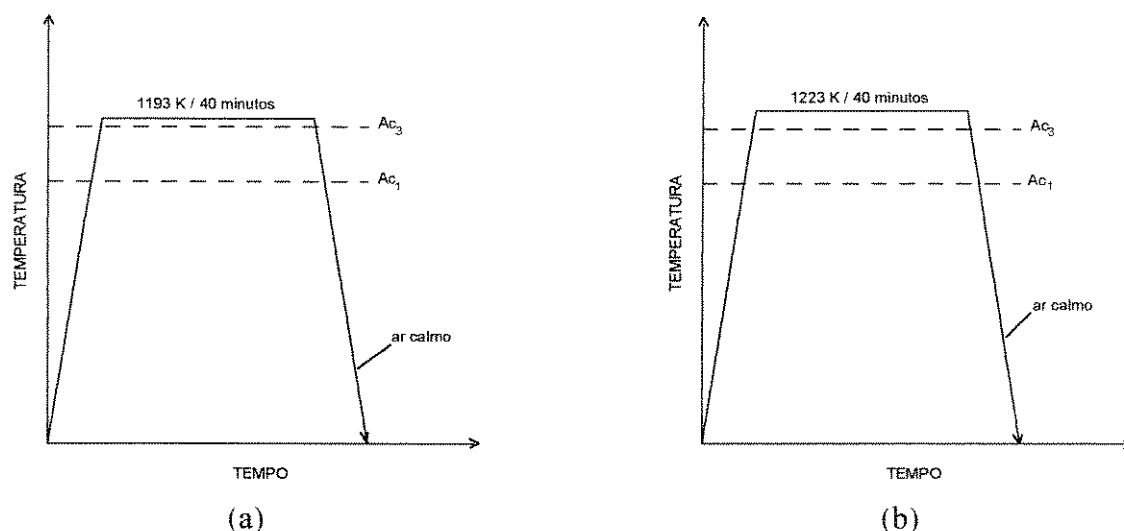


Figura 3.1- Esquema dos tratamentos de normalização: (a) N1 e (b) N2.

Os tratamentos foram realizados em um forno de resistência da marca EDG Equipamentos e Controladores, sendo do tipo FC-1 com controlador EDGCON 5P. Os corpos de prova foram colocados em conjuntos de seis de tração e seis de tenacidade à fratura de cada vez, intercalados entre si, a fim de se evitar heterogeneidade no resfriamento. Com relação aos corpos de prova de impacto, eles foram feitos em conjunto de nove de cada vez, porém foram utilizados somente quatro neste trabalho. A temperatura do forno após a abertura para colocação do material a ser tratado era estabilizada em três minutos aproximadamente, sendo a partir desse momento iniciado a contagem do tempo de permanência no forno. O controle da temperatura foi feito pelo controlador do equipamento e o tempo cronometrado.

3.2.2- Tratamento térmico intercrítico

De acordo com o item 2.6, refere-se a tratamento térmico intercrítico o tratamento realizado em uma temperatura na região de estabilidade das fases ferrita (α) e austenita (γ). Estes tratamentos foram efetuados com os objetivos de se verificar a influência da temperatura de austenitização parcial e das fases martensita e/ou bainita associadas com a ferrita, em substituição a condição ferrítica e perlítica original.

Com este propósito foram feitas quatro rotas diferentes de tratamento, sendo três têmperas com a variação da temperatura intercrítica ($\alpha + \gamma$) e mesma taxa de resfriamento, e

uma austêmpera a partir de uma temperatura comum com o tratamento anterior. Todas as amostras foram previamente normalizadas a 1193 K (920°C) por 40 minutos.

3.2.2.1- Têmpera

As têmperas consistiram de um aquecimento a uma temperatura intercrítica por um período de 40 minutos após estabilização da temperatura do forno, e um resfriamento feito imediatamente após a retirada das amostras do forno em um recipiente contendo 100 litros de óleo de têmpera PETRONASA 20 A à temperatura ambiente. As temperaturas utilizadas, conforme anexo A, foram de 1043 K (770°C), 1083 K (810°C) e 1113 K (840°C), sendo estas condições designadas neste trabalho por T77, T81 e T84, respectivamente. A taxa média de resfriamento, no intervalo de 1023 K (750°C) até 573 K (300°C), foi de aproximadamente 30 K.s⁻¹, sendo estimada pela introdução de um termopar do tipo K de 3 mm de diâmetro no eixo central do corpo de prova de tração, na região com seção de 10 mm de diâmetro. A figura 3.2 mostra a curva de resfriamento obtida. A temperatura do óleo também foi monitorada, não tendo variação significativa. O forno utilizado e a quantidade de corpos de prova tratados de cada vez também foram iguais ao da normalização. A figura 3.3 ilustra o esquema dos tratamentos.

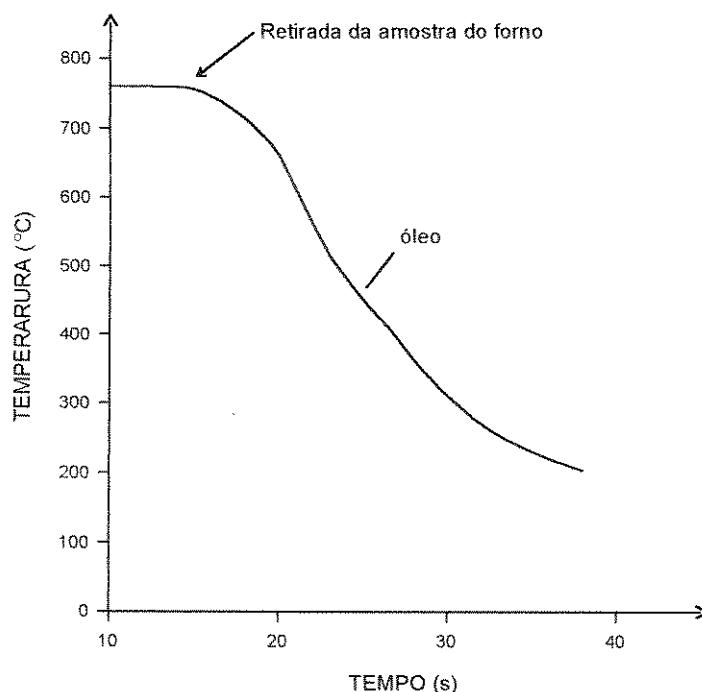


Figura 3.2- Curva da temperatura em função do tempo para o resfriamento em óleo de têmpera realizado neste trabalho.

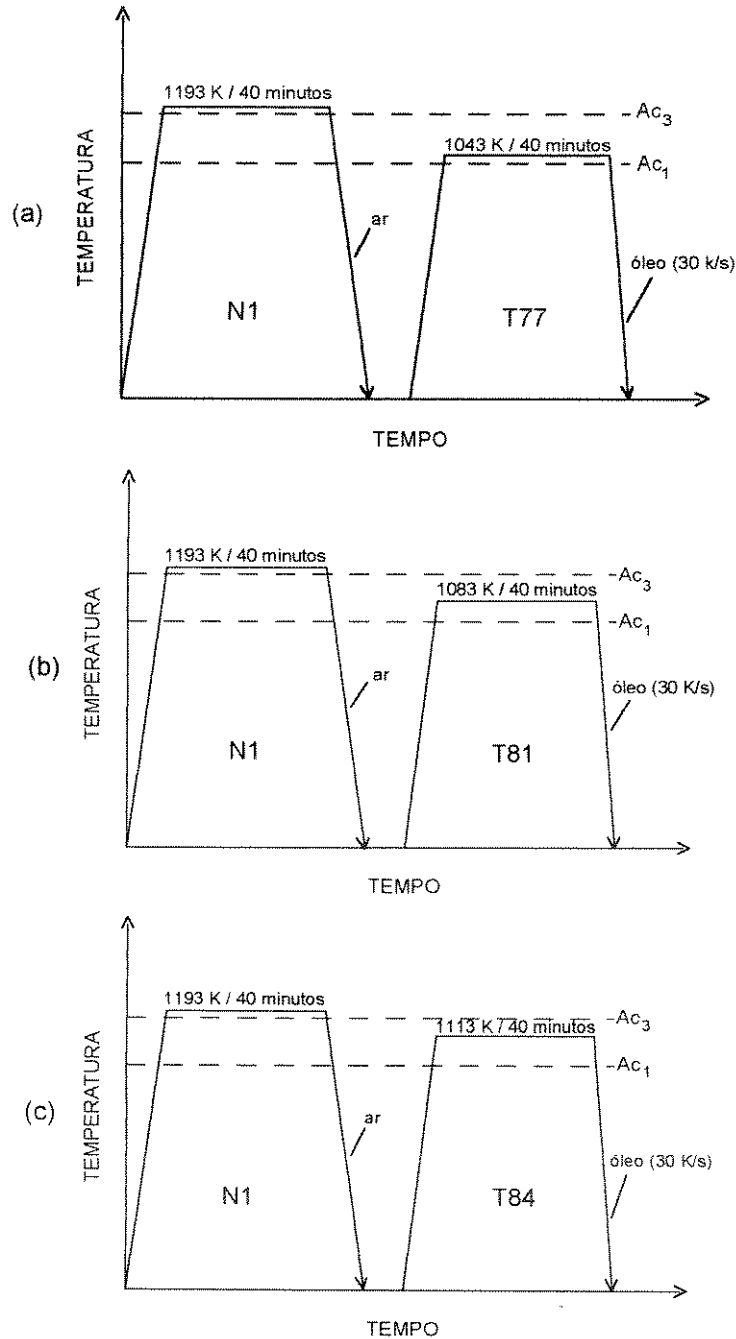


Figura 3.3- Esquema das têmperas realizadas, mostrando também a normalização previamente realizada, sendo: (a) T77, (b) T81 e (c) T84.

3.2.2.2- Austêmpera

A austêmpera foi feita como uma tentativa de se obter bainita ao invés de martensita como produto da transformação da austenita, e consistiu de um aquecimento a 1043 K (770°C) por 40 minutos, com posterior colocação dos corpos de prova em um banho de sal a

uma temperatura de 643 K (370°C) por um período de 30 minutos, sendo o sal do tipo DURFERRIT AS-140 a base de nitratos. Após este período as amostras foram resfriadas em água. A figura 3.4 representa o esquema da austêmpera, sendo que este tratamento recebeu a designação A77.

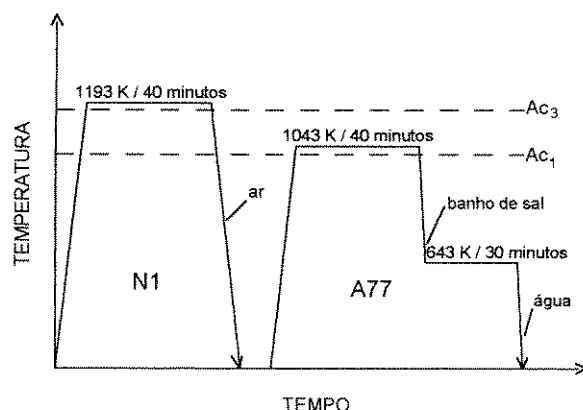


Figura 3.4- Esquema do tratamento de austêmpera, mostrando também a normalização previamente realizada.

3.3- Ensaaios mecânicos

Para verificação das propriedades mecânicas do material nas condições metalúrgicas analisadas neste trabalho foram realizados ensaios de tração, tenacidade à fratura, dureza e impacto, sendo que a sequência de ensaio dos corpos de prova foi aleatorizada. As propriedades utilizadas para caracterizar a resistência mecânica foram o limite de escoamento e o limite de resistência à tração; para a ductilidade foram utilizados o alongamento total e a redução em área; para tenacidade à fratura o deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima; para resistência à penetração a dureza Vickers; e para tenacidade a energia absorvida no ensaio de impacto à temperatura ambiente; conforme descritos a seguir.

3.3.1- Ensaio de tração

Os ensaios de tração, tomando por base as normas ABNT NBR 6152 [20] e ASTM E 8 [19], foram realizados com os objetivos de se avaliar a resistência mecânica e a ductilidade do material nas diversas condições metalúrgicas analisadas. A simbologia adotada para os parâmetros do ensaio foi baseada na norma da ABNT, sendo que o anexo B apresenta a

terminologia e uma relação entre as simbologias das duas normas, além da forma de cálculo de cada parâmetro.

Para todas as condições tratadas termicamente os corpos de prova foram retirados na direção de laminação, sendo retirados nas direções de laminação e transversal somente para a condição do material no estado como fornecido (CF). Os corpos de prova foram do tipo cilíndrico com as dimensões nominais mostradas na figura 3.5. Depois de cortados, eles foram usinados com as dimensões nominais para a condição CF e com um sobremetal de 0,6 mm em relação ao diâmetro nominal da seção útil (d) para as condições que sofreriam tratamento térmico. Depois de tratados termicamente conforme cada condição, eles foram usinados para a retirada do sobremetal. Posteriormente todos os corpos de prova foram lixados para dar acabamento superficial, utilizando-se lixas de granulação 120 até 1200. Após o lixamento eles foram marcados e medidos de modo a se definir o diâmetro inicial da seção útil (d_i) e o comprimento inicial (L_0) de aproximadamente 25 mm.

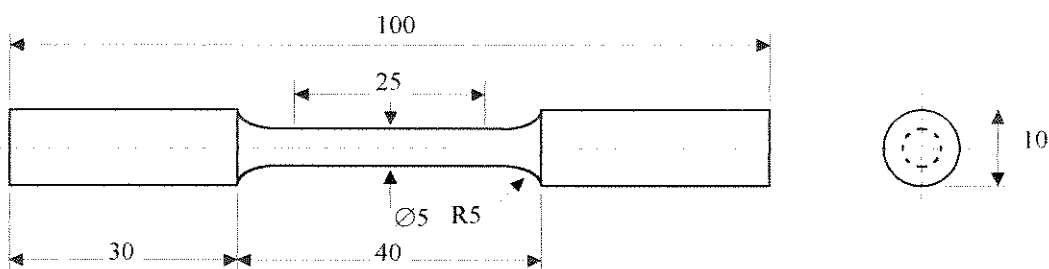


Figura 3.5- Desenho do corpo de prova do ensaio de tração com as dimensões nominais em milímetros.

Os ensaios foram realizados em uma máquina MTS modelo 812 com capacidade de 10 toneladas, sendo feitos com controle de deslocamento. A velocidade de deslocamento do pistão utilizada foi de 0,05 mm/s, sendo plotado no gráfico a curva da carga em função do deslocamento, sendo a carga registrada no eixo vertical com uma escala de 100 kgf/cm e o deslocamento do pistão no eixo horizontal com uma escala de 0,25 mm/cm.

Os parâmetros analisados foram o limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), alongamento total (A) e a redução em área (Z). Com relação ao limite de escoamento existiram duas situações: (1) curvas contínuas sem patamar de escoamento, onde o limite de escoamento ($\sigma_{e0,2}$) foi calculado pelo critério de 0,2% de deformação plástica com

base no L_0 de 25 mm; (2) curvas descontínuas com a presença de patamar de escoamento, onde foram calculados o limite de escoamento no patamar superior (σ_{es}) e o limite de escoamento no patamar inferior (σ_{ei}). O alongamento total ou alongamento percentual após ruptura (A) foi verificado no próprio corpo de prova, sendo apresentado em porcentagem do alongamento em relação ao comprimento inicial de 25 mm (L_0). Os valores de L_0 e L_f foram medidos, com a utilização de um paquímetro, entre as marcas de referência gravadas por leve punção. Para o cálculo da redução em área (Z), foram realizadas medições do d_i com um micrômetro para o cálculo da área da seção inicial (S_0), e após a fratura com um projetor de perfil NIKON H-14B, onde verificou-se o menor (d_1) e o maior (d_2) diâmetro da estrição para o cálculo da área final (S_f). A redução em área foi calculada em termos percentuais com relação a S_0 . A figura 3.6 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova de tração, onde pode-se observar a seção da estrição.

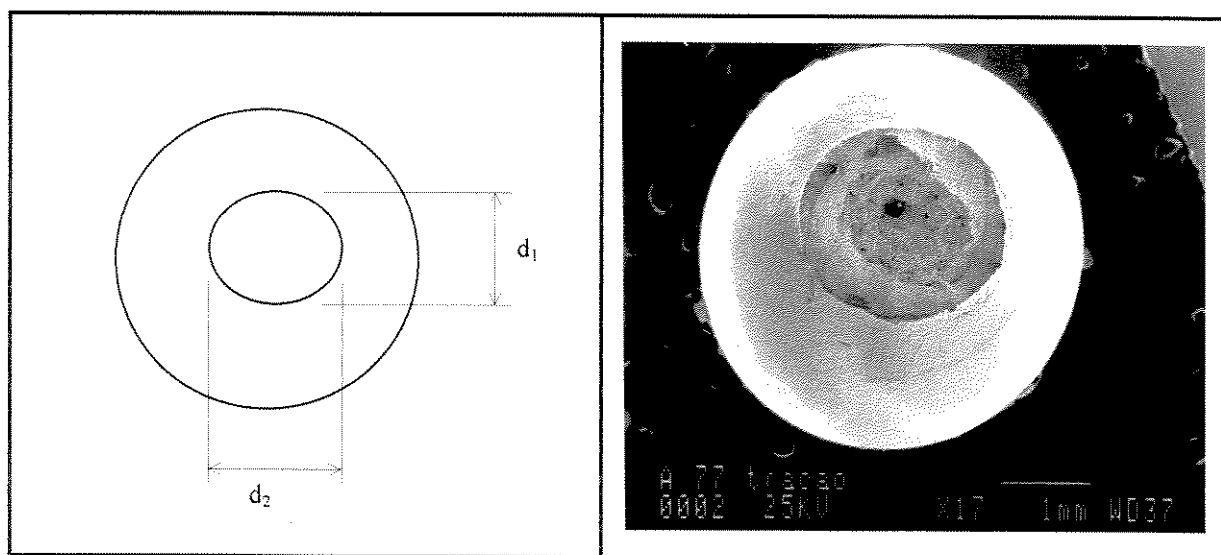


Figura 3.6- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração (MEV).

Além de parâmetros retirados do ensaio, foi ainda calculada a razão de escoamento do material (R) para cada condição microestrutural, sendo feita pela divisão do limite de escoamento ($\sigma_{e0.2}$ ou σ_{ei}) pelo limite de resistência à tração (σ_t).

Foram preparados seis corpos de prova para cada condição, sendo que de quatro a seis resultados por condição foram considerados válidos após os ensaios, sendo invalidados os resultados das amostras onde a estrição ocorreu fora do comprimento entre as marcas. Para o

cálculo da redução em área foram feitas medições em três corpos de prova para cada condição. Os resultados encontrados para média e desvio padrão da amostra, assim como o número de medições válidas para cada condição serão apresentados no capítulo seguinte.

3.3.2- Ensaio de tenacidade à fratura

Os ensaios CTOD, baseados na norma ASTM E 1290 [21], foram feitos para verificar a tenacidade à fratura do material. Foi dada preferência para a tenacidade à fratura como parâmetro de comparação, visto que esta propriedade é mais sensível às variações microestruturais, podendo variar amplamente para um mesmo nível de resistência mecânica [12].

Os corpos de prova foram do tipo flexão apoiado em três pontos, com as dimensões nominais conforme a figura 3.7, sendo feitos com o plano de fratura L-T para todas condições tratadas termicamente, e com os planos L-T e T-L para condição CF. Eles foram usinados com as dimensões nominais para a condição CF e com sobremetal de 0,4 mm na espessura (B) e 0,2 mm na altura (W) para os que seriam tratados. Depois de tratados ou não, conforme cada condição, eles foram lixados para retirar o sobremetal e/ou dar o acabamento superficial, utilizando-se lixas de granulação 120 até 1200. Após o lixamento eles foram traçados e medidos de modo a se definir B e W.

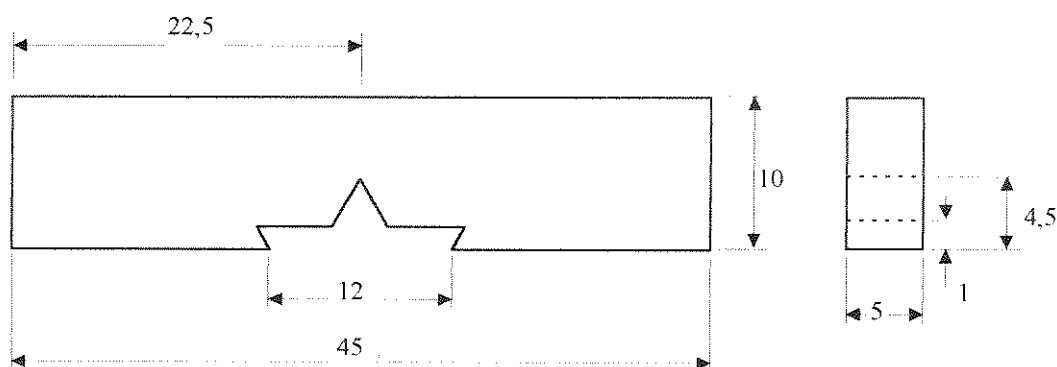


Figura 3.7- Desenho do corpo de prova do ensaio CTOD com as dimensões nominais em milímetros (ângulos de 45 ° para os entalhes do corpo de prova e de fixação do extensômetro)

Os ensaios foram feitos em uma máquina MTS modelo 812 com capacidade de 10 toneladas, sendo primeiramente feita a nucleação da pré-trinca por fadiga e posteriormente o ensaio propriamente dito. A pré-trinca de fadiga foi feita com um carregamento senoidal,

estando a máquina de ensaio com a opção de controle de carga. As cargas máxima e mínima foram de 980 N e 98 N, respectivamente, e a frequência de 25 Hz. O valor aproximado para o ΔK no início da obtenção da pré-trinca de fadiga foi de $16,1 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e no final da pré-trinca de $20,7 \text{ MPa.m}^{1/2}$. A trinca foi acompanhada pelas marcas traçadas na superfície lateral dos corpos de prova. Foram necessários de 28.190 a 66.000 ciclos para a nucleação das pré-trincas de fadiga.

O ensaio de tenacidade à fratura foi feito com controle de deslocamento, a uma velocidade de deslocamento do pistão de $0,01 \text{ mm/s}$. Foi registrada a curva da carga em função da abertura do extensômetro ("*Clip gage*"), sendo a carga registrada no eixo vertical com uma escala de 25 kgf/cm e a abertura do extensômetro no eixo horizontal com uma escala de $0,1 \text{ mm/cm}$. No caso do material estudado a curva era contínua, não apresentando descontinuidades ("*Pop-in*"), como mostra a figura 3.8. A figura também ilustra o critério para retirada dos valores da carga máxima (P_m) e da componente plástica do deslocamento total (V_p). O ensaio era interrompido após a carga já ter atingido o valor máximo, como observa-se na figura 3.8.

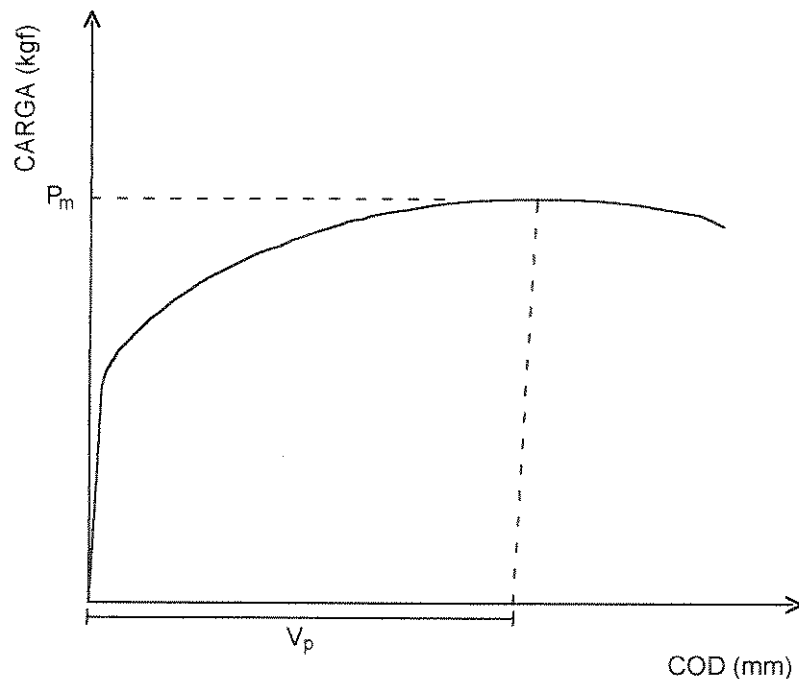


Figura 3.8- Curva típica da carga em função do deslocamento de abertura da trinca no ensaio CTOD, com indicação do critério de obtenção dos parâmetros P_m e V_p .

Posteriormente, os corpos de prova foram colocados em um recipiente contendo nitrogênio líquido e em seguida fraturados, obtendo-se assim uma distinção entre a zona entalhada, a pré-trinca por fadiga, a região de propagação durante o ensaio e a zona clivada. A pré-trinca foi medida nas duas metades, considerando como referência para o comprimento da trinca (a_0) o maior comprimento da trinca de fadiga, conforme figura 3.9. Este critério foi adotado devido: (1) a pequena espessura do corpo de prova, que dificultava a realização de mais medidas; (2) a frente de propagação da trinca era plana, quer dizer, pequena variação de a_0 ao longo da espessura do corpo de prova. As trincas foram medidas em um microscópio de medição de duas coordenadas da marca CARL ZEISS / JENA modelo ZKM 01-250C.

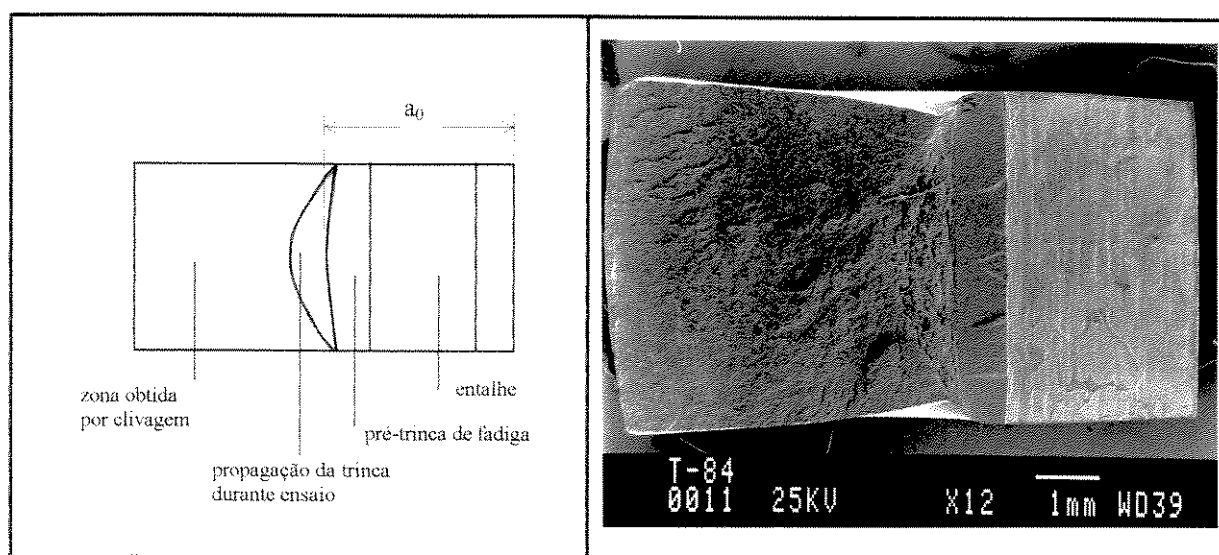


Figura 3.9- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura (MEV).

O parâmetro utilizado foi o deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD) na carga máxima (δ_m), sendo que este parâmetro é composto por uma componente elástica (δ_e) e outra plástica (δ_p). Para o cálculo da componente elástica foi adotado: $E = 21.000 \text{ kgf/mm}^2$ e $\nu = 0,30$. Devido ao procedimento adotado para medição de a_0 , os valores da componente plástica ficaram ligeiramente menores do que se fossem calculados pela média de nove medições como determina a norma. Torna-se importante salientar que a configuração geométrica do entalhe não está de acordo com a estabelecida pela norma, tendo sido feito dessa forma pela maior facilidade de fabricação. Outro ponto que não está totalmente de acordo com a norma é a pré-trinca de fadiga, que apresenta seu comprimento acima de $0,025W$ porém abaixo dos $1,3 \text{ mm}$ determinados pela norma. Entretanto, trata-se de um

parâmetro perfeitamente válido para comparação entre as condições microestruturais analisadas, já que a metodologia utilizada foi comum a todas elas.

Foram utilizados seis corpos de prova para cada condição metalúrgica, mas devido principalmente a problemas com a pré-trinca de fadiga, como por exemplo a não nucleação em uma das laterais da amostra, somente de quatro a seis resultados foram considerados válidos para cada condição. Os resultados encontrados, assim como o número de medições utilizadas para cada condição serão apresentados no próximo capítulo.

3.3.3- Ensaio de dureza Vickers

Os ensaios de dureza Vickers, baseados na norma ASTM E 92 [23], foram realizados para se verificar a resistência do material à penetração nas condições analisadas. Eles foram realizados em um durômetro HECKERT-WPM modelo HPO 250, sendo as impressões feitas com uma carga de 20 kgf por um tempo de aplicação de 20 segundos. As impressões foram feitas na seção transversal dos corpos de prova de CTOD, em número de três por corpo de prova, como mostra a figura 3.10. Foram utilizados dois corpos de prova, perfazendo assim, um total de seis impressões por condição microestrutural analisada.

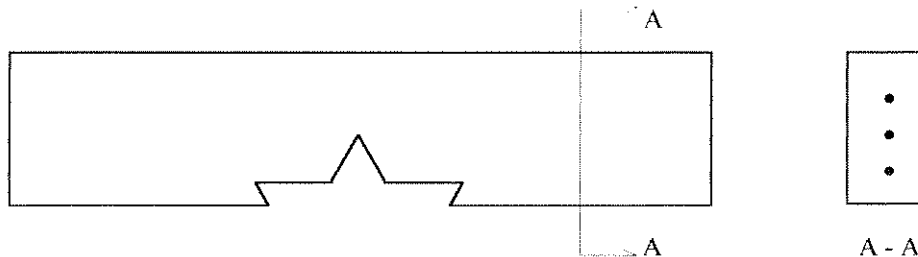


Figura 3.10- Local das impressões de dureza Vickers feitas no corpo de prova de tenacidade à fratura.

As diagonais das impressões foram medidas pelo medidor acoplado no visor do aparelho, e a média delas convertidas em dureza Vickers (HV) conforme tabelas de conversão para carga utilizada. Os resultados encontrados serão apresentados no próximo capítulo.

3.3.4- Ensaio de impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy, baseados na norma ABNT NBR 6157 [25], foram feitos com a finalidade de verificar a tenacidade do material nas condições CF e T77, utilizando como parâmetro de tenacidade a energia absorvida (E_a) à temperatura ambiente (25 °C). Eles foram feitos somente nessas duas condições pelo fato de ter sido dada preferência para a tenacidade à fratura como parâmetro de comparação microestrutural. Foram escolhidas as condições CF e T77, por ser a primeira a condição inicial do material, e a segunda provavelmente a de menor nível de energia absorvida entre todas as condições tratadas. Obteve-se assim, um valor mínimo de E_a à temperatura ambiente para as condições tratadas termicamente.

Os corpos de prova foram do tipo padrão com seção transversal de 10 mm x 10 mm e comprimento de 55 mm, sendo o entalhe em V com raio da ponta do entalhe de 0,25 mm, como ilustra a figura 3.11. O plano de fratura, a exemplo do utilizado para o ensaio CTOD, foi o L-T para as duas condições metalúrgicas analisadas. Os corpos de prova foram usinados com as dimensões indicadas, sendo que após o tratamento térmico ou não, eles foram lixados e entalhados, sendo o entalhe feito por broxamento.

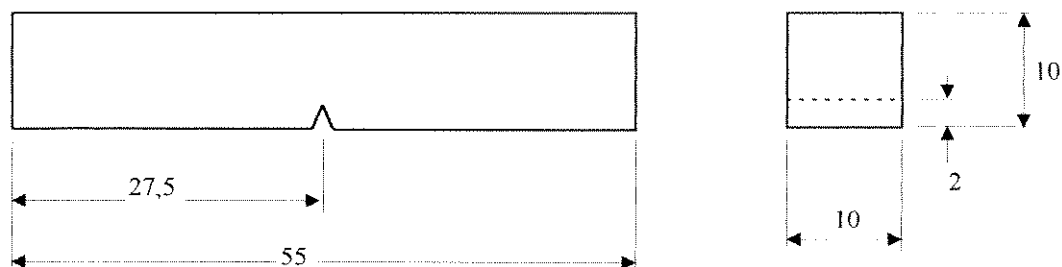


Figura 3.11- Desenho do corpo de prova do ensaio de impacto Charpy com as dimensões nominais em milímetros (ângulo do entalhe de 45° e raio da ponta do entalhe de 0,25 mm).

O pêndulo Charpy utilizado foi da marca LOS modelo PSW 30, estando devidamente aferido, sendo a velocidade do martelo no momento do impacto de 5,5 m/s. Foram utilizados quatro corpos de prova no cálculo deste parâmetro para cada condição analisada, sendo os valores encontrados apresentados no próximo capítulo.

3.4- Análise microestrutural

As propriedades dos materiais são, em última análise, determinadas pelas suas respectivas microestruturas, isto é, pelos defeitos e constituintes microestruturais que eles contêm [42]. A microscopia é utilizada para análise dessas microestruturas, podendo ser dividida em três categorias gerais: microscopia ótica (MO); microscopia eletrônica de varredura (MEV); e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Além da microscopia existem outras técnicas para a análise de microestruturas, como por exemplo a difração de raios X. Vale ressaltar que as análises de microestruturas envolvem aumentos de aproximadamente 50 vezes ou mais, e o exame de macroestruturas aumentos menores que 50 vezes [43].

A microscopia ótica e, ocasionalmente, a microscopia eletrônica de varredura são utilizadas para caracterizar as estruturas, pela revelação de contornos de grão, fases, distribuição de inclusões e evidências de deformação mecânica. Por apresentar excelente profundidade de foco, a MEV também é usada para caracterização de superfícies de fratura. A MEV ainda pode ser utilizada para análise qualitativa dos elementos. A microscopia eletrônica de transmissão é usada para análise de defeitos e fases do material, como discordâncias, falhas de empilhamento e pequenas partículas de outras fases. Partículas de segunda fase não observadas por MO podem ser geralmente analisadas por MET [43].

A faixa útil de aumento para MO é da ordem de 1 a 1.500 vezes, para MEV de 10 a 20.000 vezes, e para MET de 500 a 300.000 vezes. Convém destacar que essas técnicas são complementares na maioria dos casos para a caracterização das microestruturas, apesar de cada uma delas ter seu campo específico de aplicação [42,43]. No caso deste trabalho, foram utilizadas para caracterização da microestrutura do aço API 5L X65, nas diversas condições microestruturais analisadas, as técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, conforme descritas a seguir.

3.4.1- Microscopia ótica

A microscopia ótica foi utilizada para caracterização dos grãos e fases presentes no aço API 5L X65 nas diversas condições microestruturais analisadas, assim como para sua quantificação através da metalografia quantitativa. Os aumentos utilizados foram da ordem de

200 a 1500 vezes. O plano utilizado para análise foi o de laminação (L), sendo as amostras retiradas dos corpos de prova de tenacidade à fratura e tração. No caso da condição como fornecida, foi feita a análise nos três planos (L, T e S).

De modo geral, as amostras foram embutidas com baquelite, lixadas, polidas e atacadas por imersão de modo a revelar a microestrutura de interesse. Para a sequência de lixamento foram utilizadas lixas de granulações 220, 320, 400, 600 e 1.200. A sequência do polimento variou um pouco dependendo do reagente utilizado, tendo sido utilizados o Nital 2% e o reagente de LePera.

3.4.1.1- Nital 2%

O ataque com Nital é geralmente utilizado em aços-carbono para dar contraste entre a ferrita e a perlita, revelar o contorno de grão e diferenciar a martensita da ferrita [44]. O reagente de Nital 2% utilizado neste trabalho consistiu de uma solução de 2 ml de ácido nítrico (HNO_3) em 98 ml de álcool etílico (P.A.). Depois de lixadas, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm , sendo então atacadas com Nital por um período de 15 a 40 segundos dependendo da condição microestrutural, sendo posteriormente lavadas com água, álcool e então secadas por ventilação. Em seguida elas foram novamente polidas em pasta de diamante de 1 μm e atacadas do mesmo modo. O primeira sequência de polimento e ataque serviu para tentar remover distúrbios da superfície da amostra provenientes do lixamento, e assim melhorar a nitidez da microestrutura revelada. As fotografias, em preto e branco, foram feitas em um microscópio ótico OLYMPUS modelo PME com aumentos variando de 200 a 800 vezes.

3.4.1.2- Reagente de LePera

O ataque com reagente de LePera é aplicado em aços bifásicos de alta resistência para promover uma diferenciação entre ferrita, martensita e bainita. Com este ataque, a martensita tem aparência branca, a bainita preta e a ferrita dourada, sendo que algumas vezes os contornos de grão não são fortemente atacados. É uma técnica considerada interessante para distinguir bainita, martensita e ferrita em aços bifásicos quando utilizada em conjunto com um sistema de análise de imagens [45,46]. O reagente de LePera consiste da mistura de duas soluções na proporção de 1:1, sendo a primeira uma solução de 1% de metabisulfito de sódio

em água destilada e a outra uma solução de 4% de ácido pícrico em álcool etílico, sendo a segunda usualmente designada por picral 4% [45,46].

Depois de lixadas as amostras foram polidas com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm , e atacadas com picral 4% por um período de aproximadamente 4 minutos, dependendo da condição microestrutural do aço API 5L X65 analisada, sendo lavadas com água, álcool e ventiladas para secar. Após este primeiro ataque, elas foram polidas com pasta de diamante de 1 μm e 0,25 μm , e novamente atacadas com picral 4%. Após o segundo ataque elas foram novamente polidas com pasta de diamante de 1 μm e 0,25 μm e atacadas com picral 4% por um período de aproximadamente 3 minutos, sendo lavadas e secadas do mesmo modo. Esta sequência de ataques foi feita para remover os distúrbios na superfície do metal [46].

Para o ataque com o reagente de LePera foram colocados 3 ml de picral 4% em um “vidro de relógio” e misturados a ele 3 ml da solução de 1% metabisulfito de sódio. As amostras foram imediatamente imersas por um período variando de 40 a 80 segundos, dependendo da amostra, sendo posteriormente lavadas com álcool etílico e ventiladas para secar. Foi observado na hora da mistura uma reação entre as soluções, e com a imersão da amostra uma efervescência na sua superfície. A superfície da amostra exibiu uma aparência azul-alaranjada. Convém ressaltar que o procedimento utilizado variou um pouco com relação ao apresentado por LEPERA [46], principalmente no que se refere aos tempos de ataque.

As fotografias coloridas foram feitas em um microscópio ótico NEOPHOT 32, com aumentos variando de 500 a 1500 vezes. Foram feitas fotos com ou sem filtros para luz, pois as cores observadas na ocular do microscópio não eram fielmente reproduzidas nas fotografias. Para ajudar a minimizar este problema, foi utilizado o filme Kodak EKTAR 25, que mostrou ter uma melhor fidelidade com relação às cores.

3.4.2- Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para ajudar na caracterização das fases presentes nas diversas condições microestruturais, através de uma análise com maiores aumentos. Para observação da superfície da amostra no microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JXA 840A, as amostras foram inicialmente cortadas, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com Nital 2% conforme descrito no item 3.4.1.1, sendo que o plano de

análise também foi o de laminação. A diferença é que foi feito após o segundo ataque uma nova seqüência de polimento em pasta de diamante de 1 μm e 0,25 μm , sendo as amostras novamente atacadas com Nital 2%. Este procedimento foi adotado para tentar remover todos os distúrbios da superfície da amostra, a fim de se ter uma melhor nitidez da imagem.

Depois de atacadas elas foram desembutidas e metalizadas com ouro em um metalizador BAL-TEC modelo SCD 050, por um período de 60 segundos com uma corrente de 40 A, o que representa aproximadamente uma camada de 150 Å de deposição. Essa deposição não interfere na imagem, apenas melhora sua nitidez devido a melhor condutividade do ouro. Foram utilizados aumentos de 2.000 a 10.000 vezes para observação das fases, sendo as fotografias feitas de modo a se ter uma amostra das fases presentes. Também foram realizadas análises qualitativas dos elementos de algumas inclusões para se tentar definir que tipo de inclusões estavam presentes, como por exemplo óxidos ou sulfetos.

3.4.3- Metalografia quantitativa

A metalografia quantitativa fornece meios para quantificar a microestrutura, ou seja, determinar a quantidade, forma, tamanho e distribuição de fases e defeitos [42]. No caso deste trabalho as medições foram feitas observando o exposto por PADILHA e FILHO [42], sendo os métodos para determinação da fração volumétrica e tamanho de grão em materiais metálicos normalizados pelas normas ASTM E 562 e ASTM E 112, respectivamente. Foram apresentados como resultados a média e o desvio padrão da amostra para determinado número de observações.

3.4.3.1- Fração volumétrica

A fração volumétrica das fases foi estimada pelo “método da contagem por pontos”. Foi colocada uma rede com 64 pontos sobre a micrografia obtidas após o ataque com o reagente de LePera, sendo feita a contagem dos pontos sobre a fase de interesse (menor quantidade) e dividido pelo número total de pontos da rede, obtendo-se assim a fração volumétrica dessa fase. Este procedimento foi repetido duas vezes em cada uma das quatro micrografias que representavam diferentes regiões da amostra, tendo essas fotos sido feitas com aumentos de 800 e 1.000 vezes. Duas recomendações básicas [42] foram seguidas: (1) os pontos em contornos foram contados como 1/2; (2) a rede de pontos foi selecionada de modo que o

espaçamento da rede estava próximo do tamanho das fases e não mais que um ponto incidia sobre o mesmo grão.

3.4.3.2- Tamanho de grão

Para estimar o tamanho das fases foi utilizado o “método da interseção”. No caso da condição CF, que possuía uma certa textura, foi utilizado um círculo com diâmetro de 50 mm sobre a micrografia para contagem das interseções, já que em microestruturas orientadas o arranjo de linhas circulares é mais indicado [42]. Nas demais condições microestruturais foi utilizada linha teste de 100 mm para a contagem das interseções. As micrografias foram feitas após ataque com reagente de LePera, sendo também retiradas fotografias de uma escala graduada com intervalos de 10 μm , de modo a se ter o real aumento da micrografia. As micrografias utilizadas foram feitas com aumento de 1000 vezes, sendo que neste caso a linha teste de 100 mm representava 110 μm no material, e o círculo de 50 mm de diâmetro um perímetro de 172,8 μm . O círculo ou a linha teste foram aplicados duas vezes em cada fotografia, sendo utilizadas três fotos para cada condição, num total de seis medições.

Como as condições microestruturais possuíam duas fases as seguintes relações foram utilizadas [42]:

$$N_{L(\alpha)} = \frac{2(P_L)_{\alpha\alpha} + (P_L)_{\alpha\beta}}{2} \quad (1)$$

$$N_{L(\beta)} = \frac{2(P_L)_{\beta\beta} + (P_L)_{\alpha\beta}}{2} \quad (2)$$

$$d\alpha = \frac{V\alpha}{N_{L(\alpha)}} \quad (3)$$

$$d\beta = \frac{V\beta}{N_{L(\beta)}} \quad (4)$$

$$V\alpha = 1 - V\beta \quad (5)$$

onde:

- $(P_L)_{\alpha\alpha}$ = número de interseções das fases α com α por unidade de linha teste (μm^{-1});
- $(P_L)_{\alpha\beta}$ = número de interseções das fases α com β por unidade de linha teste (μm^{-1});
- $(P_L)_{\beta\beta}$ = número de interseções das fases β com β por unidade de linha teste (μm^{-1});
- $N_{L(\alpha)}$ = número de fases α interceptadas por unidade de comprimento da linha teste (μm^{-1});
- $N_{L(\beta)}$ = número de fases β interceptadas por unidade de comprimento da linha teste (μm^{-1});
- V_α = fração volumétrica da fase α (adimensional);
- V_β = fração volumétrica da fase β (adimensional);
- d_α = comprimento médio ou tamanho médio de grão da fase α (μm);
- d_β = comprimento médio ou tamanho médio de grão da fase β (μm).

3.4.4- Ensaio de microdureza como parâmetro de caracterização microestrutural

Neste caso o ensaio de microdureza Vickers foi utilizado como um parâmetro para caracterização das fases presentes através da sua dureza, sendo observado para execução desses ensaios a norma ASTM E 384 [47]. O microdurômetro utilizado foi da marca LEITZ WETZLAR, com a aplicação de uma carga de 5 gf por um período de 30 segundos, sendo que a superfície da amostra estava atacada com o reagente de LePera para distinção das fases presentes.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

Em primeiro lugar foi apresentado e discutido as propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios realizados para as diversas condições microestruturais analisadas. Posteriormente foi feita a análise microestrutural, com a apresentação e discussão das microestruturas das condições analisadas, observando-se também as propriedades mecânicas. Por fim, um item comparando as propriedades mecânicas entre as condições microestruturais analisadas neste trabalho.

4.1- Propriedades mecânicas

A apresentação dos resultados e a discussão das propriedades mecânicas foram feitas por ensaio mecânico realizado, conforme descrito a seguir. O apêndice A apresenta uma única tabela com as propriedades dos ensaios de tração, CTOD e dureza para todas as condições microestruturais analisadas, possibilitando uma melhor visão do conjunto das propriedades mecânicas.

4.1.1- Propriedades obtidas através do ensaio de tração

O ensaio de tração foi feito com objetivo de se obter parâmetros da resistência mecânica e ductilidade do material ensaiado. Como parâmetros de resistência mecânica foram calculados o limite de resistência à tração (σ_t) e o limite de escoamento (σ_e), e como parâmetros de ductilidade o alongamento total (A) e a redução em área (Z). A tabela 4.1 mostra os resultados dos parâmetros obtidos com o ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas neste trabalho, além da razão de escoamento (R) calculada. As

colunas com índice n representam o número de amostras utilizadas para o cálculo do(s) parâmetro(s) localizado(s) à direita na tabela.

Tabela 4.1- Resultados obtidos com o ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	Direção	n.*	σ_{ci} (MPa)	σ_{es} (MPa)	$\sigma_{e0,2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	A (%) (25 mm)	R	n.*	Z (%)
CF	Lamin.	4	516 $\pm$ 7	549 $\pm$ 10	#	617 $\pm$ 2	25,4 $\pm$ 1,2	0,84	3	74,3 $\pm$ 2,2
CF	Transv.	5	534 $\pm$ 3	573 $\pm$ 10	#	630 $\pm$ 2	22,9 $\pm$ 0,9	0,85	3	69,9 $\pm$ 1,8
N1	Lamin.	6	387 $\pm$ 7	424 $\pm$ 30	#	527 $\pm$ 13	31,7 $\pm$ 1,9	0,73	3	79,6 $\pm$ 2,7
N2	Lamin.	6	386 $\pm$ 9	403 $\pm$ 7	#	515 $\pm$ 10	32,7 $\pm$ 1,8	0,75	3	79,4 $\pm$ 2,4
T77	Lamin.	5	#	#	315 $\pm$ 2	690 $\pm$ 7	27,6 $\pm$ 2,0	0,46	3	61,2 $\pm$ 3,0
T81	Lamin.	6	#	#	294 $\pm$ 5	637 $\pm$ 13	29,7 $\pm$ 1,2	0,46	3	70,6 $\pm$ 2,3
T84	Lamin.	5	#	#	313 $\pm$ 14	639 $\pm$ 15	30,3 $\pm$ 1,8	0,49	3	73,8 $\pm$ 1,9
A77	Lamin.	4	435 $\pm$ 4	459 $\pm$ 11	#	598 $\pm$ 6	28,5 $\pm$ 1,7	0,73	3	81,7 $\pm$ 1,1

* número de amostras utilizadas para o cálculo do(s) parâmetro(s) localizado(s) à direita na tabela.

Em primeiro lugar convém destacar que os valores de resistência mecânica obtidos para a condição CF estão de acordo com as especificações da norma API 5L [7] para a classificação X65, ou seja, $\sigma_e \geq 448$ MPa e $\sigma_t \geq 530$ MPa. As outras condições atendem parcialmente essa especificação, sendo que neste trabalho foi considerado como base para comparação os valores das propriedades mecânicas do material na condição inicial (CF) ou intermediária (N1) para verificar se houve ou não otimização, não considerando para análise das propriedades os valores limites estabelecidos pela norma, conforme critério estabelecido no item 4.3. Outro ponto que pode ser observado na tabela se refere à existência de dois critérios para definição do limite de escoamento. Esses critérios foram utilizados devido às diferenças na forma das curvas carga-alongamento para as condições analisadas, onde pode-se observar que somente as condições temperadas a partir da zona intercrítica (T77, T81, T84) não apresentaram patamar de escoamento, além de menores limites de escoamento, sendo essas alterações características dos aços microligados quando passam por este tipo de tratamento térmico [8,10,11]. Contudo, parte dessa diferença no σ_e poderia também ser atribuída à mudança no critério para definição deste parâmetro. Por outro lado, observa-se

que o limite de escoamento não foi significativamente influenciado pela textura do material, sendo que a condição CF transversal apresentou valores apenas ligeiramente superiores a condição CF longitudinal. O mesmo pode-se dizer das condições normalizadas (N1 e N2), já que o σ_e não foi influenciado pela temperatura do tratamento de normalização. Ainda com relação ao limite de escoamento verifica-se que não existiram diferenças acentuadas entre as condições temperadas, devido provavelmente ao mecanismo de geração de discordâncias na ferrita, ou seja, a formação de martensita durante o resfriamento a partir da zona intercrítica [9,10]. Pode-se apenas afirmar que existiram variações significativas do σ_e na comparação entre as condições como fornecido, normalizadas (N1 e N2), temperadas (T77, T81, T84) e austemperada (A77). Vale ressaltar que para se fazer afirmações de diferenças entre as condições que apresentaram pouca variação, seria necessário a utilização de métodos estatísticos.

Continuando a análise dos parâmetros de resistência mecânica verifica-se que o limite de resistência à tração também não foi muito influenciado pela textura, apresentando pouca variação entre as condições CF nas direções transversal e longitudinal. Visto isso, pode-se dizer que a resistência mecânica não foi muito influenciada pela anisotropia microestrutural. Não foi observado também diferença significativa do σ_t entre as condições N1 e N2 e entre as condições T81 e T84, sendo que a condição T77 apresentou o maior valor para o σ_t (690 MPa). A diferença do maior para o menor valor do limite de resistência à tração foi de 34 %, para uma comparação entre as médias.

A razão de escoamento (R) calculada a partir de parâmetros de resistência mecânica apresentou valores de aproximadamente 0,85 para condições como fornecido, 0,74 para condições normalizadas, 0,47 para as temperadas e 0,73 para a austemperada, sendo o valor da condição A77 praticamente igual ao das condições normalizadas (N1 e N2). Os baixos valores apresentados para as condições temperadas indicam uma melhor capacidade de deformação dessas condições.

Com relação aos parâmetros de ductilidade (A e Z) verifica-se que eles foram em termos percentuais um pouco mais sensíveis do que os de resistência mecânica, no que se refere a influência da textura do material. Os parâmetros de ductilidade não apresentaram variação sensível com relação às condições normalizadas (N1 e N2), repetindo o que aconteceu com a

resistência mecânica. O alongamento percentual (A) também não apresentou variação expressiva com relação às condições T81 e T84, igual ao ocorrido com o σ_t dessas condições. Observa-se para as condições temperadas (T77, T81 e T84) uma tendência de aumento da ductilidade (A e Z) com o aumento da temperatura do tratamento.

Pode-se observar que os parâmetros A e Z apresentam uma mesma tendência de variação quando comparados em relação às condições microestruturais similares, como por exemplo entre as condições temperadas (T77, T81 e T84), porém apresentam tendências algumas vezes divergentes quando é feita uma comparação entre todas as condições analisadas. Para exemplificar, em uma comparação entre CF e T77, observa-se que a primeira apresenta menor A e maior Z do que a segunda, assim como entre A77 e T84 verifica-se que a primeira tem um alongamento ligeiramente menor, porém uma redução em área significativamente maior. A condição que apresentou maior alongamento foi a N2, sendo a maior redução em área da condição A77. A diferença do maior para o menor valor de A foi de aproximadamente 43 %, e de Z da ordem de 33 %.

Verifica-se, como era esperado, que as condições temperadas em óleo a partir da zona intercrítica (T77, T81 e T84) apresentaram escoamento contínuo, aumento do limite de resistência à tração, aumento do alongamento e diminuição do limite de escoamento, em relação à condição como fornecido [8,10,11]. Observa-se porém, quando se utiliza a redução em área (Z) como parâmetro de ductilidade, que não ocorre um aumento da ductilidade com o tratamento térmico intercrítico, o que reflete uma menor capacidade de deformação localizada do material sujeito a esse tratamento térmico. Este fato torna-se portanto uma restrição ao aumento da ductilidade geralmente associado com o tratamento térmico intercrítico.

4.1.2- Propriedades obtidas através do ensaio CTOD

O ensaio CTOD foi utilizado para verificar a tenacidade à fratura do material ensaiado. O parâmetro utilizado foi o deslocamento de abertura da ponta da trinca definido na carga máxima (δ_m). A tabela 4.2 apresenta os resultados obtidos com o ensaio CTOD para as condições analisadas neste trabalho.

Tabela 4.2- Resultados obtidos com o ensaio CTOD para as condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	Plano de fratura	número de amostras válidas	δ_m (mm)
CF	L-T	4	$0,35 \pm 0,01$
CF	T-L	5	$0,23 \pm 0,03$
N1	L-T	5	$0,55 \pm 0,01$
N2	L-T	5	$0,63 \pm 0,03$
T77	L-T	5	$0,27 \pm 0,01$
T81	L-T	6	$0,47 \pm 0,03$
T84	L-T	6	$0,44 \pm 0,02$
A77	L-T	6	$0,44 \pm 0,02$

Verifica-se pela observação dos valores da tabela 4.2 que a tenacidade à fratura apresenta uma maior sensibilidade às variações microestruturais, o que está de acordo com o exposto por HERTZBERG [12]. Condições microestruturais que não apresentaram diferenças pela observação dos parâmetros obtidos no ensaio de tração, passaram a apresentar pela observação do parâmetro de tenacidade à fratura, como por exemplo entre as condições N1 e N2. Verifica-se que a tenacidade à fratura foi influenciada pela textura do material, e como era esperado a condição CF com plano de fratura L-T apresentou maiores valores de δ_m do que a com plano T-L [17]. Com relação às condições normalizadas, a N2 apresentou maior valor de δ_m . Para as condições temperadas, observa-se uma grande diferença de δ_m da condição T77 para as outras duas (T81 e T84). As condições T81 e T84 não apresentam diferenças significativas de tenacidade à fratura, seguindo neste caso a tendência ocorrida para a resistência mecânica e ductilidade. A condição A77 apresentou maiores valores de δ_m do que as condições T77 e CF, porém menores que a N1 e N2, sendo porém similares aos valores obtidos para T81 e T84. Para uma comparação entre todas as condições analisadas somente a T81, T84 e A77 não podem ser consideradas diferentes entre si, mas diferentes das outras condições. A condição de maior tenacidade à fratura foi a N2, e a de menor a T77. A diferença entre elas foi de aproximadamente 133 %, o que reforça a maior sensibilidade do parâmetro obtido pelo ensaio CTOD em relação aos parâmetros do ensaio de tração (a maior variação foi de 43 % para o alongamento).

4.1.3- Propriedades obtidas através do ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi feito com o objetivo de verificar a resistência do material à penetração. Como parâmetro de dureza foi utilizado o número de dureza Vickers (HV). A tabela 4.3 apresenta os resultados de HV para as condições microestruturais analisadas neste trabalho. Foram realizados seis impressões para cada condição analisada.

Tabela 4.3- Resultados obtidos com o ensaio de dureza Vickers para as condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	CF (L-T)	CF (T-L)	N1	N2	T77	T81	T84	A77
HV (20 kgf)	205 $\pm$ 4	199 $\pm$ 3	174 $\pm$ 4	176 $\pm$ 7	192 $\pm$ 3	168 $\pm$ 2	165 $\pm$ 2	177 $\pm$ 2

Observa-se pela análise dos resultados obtidos que a dureza Vickers não foi um parâmetro muito sensível às variações microestruturais do material utilizado neste trabalho. Este fato deve-se, provavelmente, a grande fração volumétrica da fase ferrita que se apresenta relativamente próxima para todas as condições, conforme pode-se observar na tabela 4.5, sendo que as alterações de dureza na segunda fase ficam então “mascaradas” pela dureza da ferrita. O maior valor de HV foi verificado para a condição CF (L-T) e o menor para a T84, sendo a diferença entre elas de apenas 24 %. A condição CF apresentou maior dureza do que as outras provavelmente pelo fato de estar com seus grãos deformados. Não se observa diferença significativa de HV entre T81 e T84 e entre N1, N2 e A77.

Geralmente utiliza-se a dureza como um estimador do limite de resistência à tração de um material, sendo que para o aço API 5L X65 nas condições analisadas neste trabalho essa correlação não foi válida, como pode ser visto pela comparação das condições CF com as temperadas (T77, T81 e T84), pois a CF possui maior dureza e menor σ_t . Essa correlação pode talvez existir para condições microestruturais bem específicas, como no caso das temperadas. Convém destacar que a dureza não é uma propriedade mecânica de interesse para a aplicação do material analisado neste trabalho.

4.1.4- Propriedades obtidas através do ensaio de impacto

O ensaio de impacto foi realizado com o objetivo de verificar a tenacidade do material. O parâmetro utilizado foi a energia absorvida (E_a) no ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente, sendo realizado para duas condições microestruturais analisadas neste trabalho. A tabela 4.4 apresenta os resultados obtidos. Foram utilizados quatro corpos de prova para cada condição. Convém ressaltar que os corpos de prova não romperam totalmente com o ensaio, em nenhuma das condições analisadas.

Tabela 4.4- Resultados obtidos com o ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente para duas condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	CF	T77
E_a (J)	216 ± 24	109 ± 12

A condição CF apresentou maior valor de E_a do que a T77, o que poderia ser esperado pelo fato da CF apresentar em comparação com a T77 maior δ_m e Z, apesar de menor A. Pode também ser considerado que o valor de E_a para a condição T77 representa um limite inferior para todas às condições analisadas neste trabalho.

4.2- Análise microestrutural

Inicialmente vale salientar que, em relação aos teores máximos de carbono, manganês, fósforo e enxofre, a composição química do aço utilizado se enquadra nos valores estabelecidos pela norma API 5L [7]. A composição química das inclusões foram verificadas através de análise qualitativa feita por microscopia eletrônica de varredura, que detectou a presença dos seguintes elementos nas inclusões: enxofre, manganês, cálcio, titânio e alumínio. Esses elementos não estavam presentes em todas as inclusões, sendo que estavam distribuídos em inclusões ricas em enxofre e manganês ou inclusões ricas em alumínio. Por esta análise pode-se dizer que as inclusões provavelmente são formadas por óxidos de alumínio, sulfetos de manganês ou talvez inclusões mais complexas, afirmação esta feita devido aos resultados obtidos e a afinidade do alumínio com o oxigênio e do enxofre com o manganês [12]. As inclusões estavam na sua maioria na forma globular, provavelmente devido a presença de elementos globularizantes de inclusões como o cálcio e o titânio [29]. A

figura 4.1 mostra uma fotografia feita através de microscopia eletrônica de varredura na condição N1, onde pode-se observar uma inclusão em uma microestrutura composta de fases ferrita e perlita.

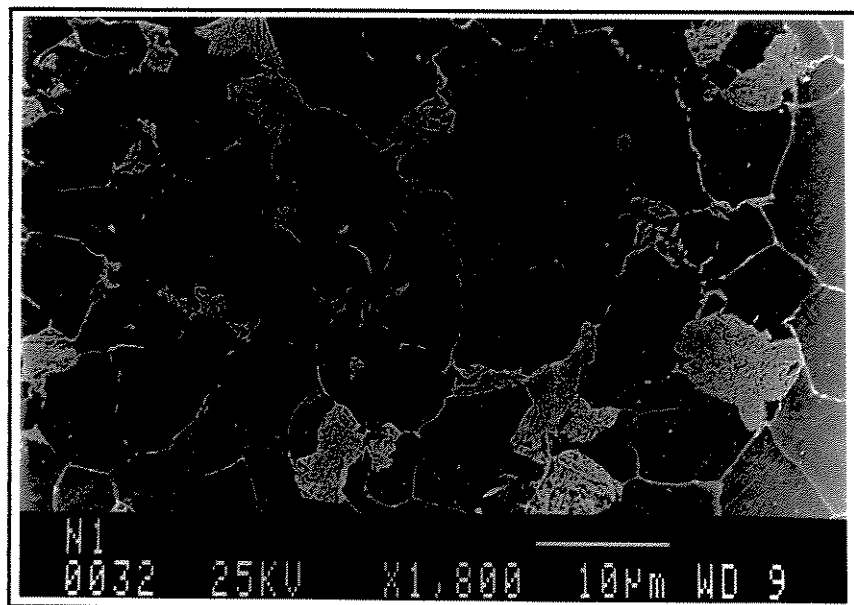


Figura 4.1- Fotografia feita através de ataque com nital 2% e observação por MEV para a condição N1, onde pode-se observar a presença de uma inclusão.

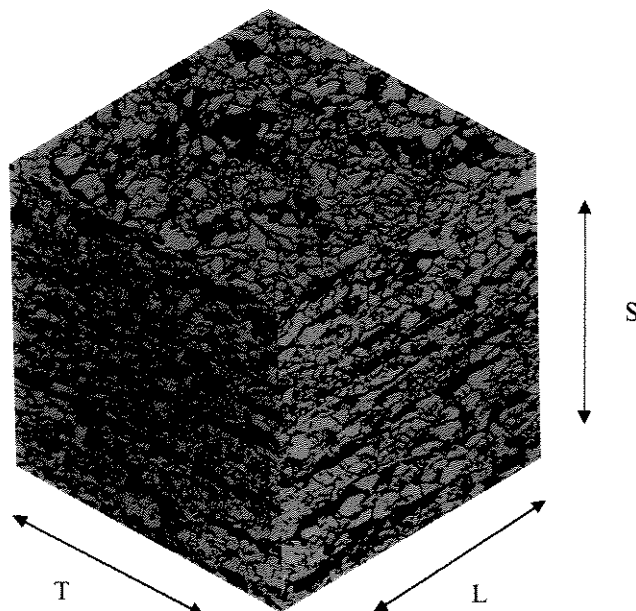


Figura 4.2- Microestrutura do aço API 5L X65 no estado CF revelando a textura associada ao processo de laminação. Ataque com nital 2% e observação por MO.

A figura 4.2 revela a anisotropia microestrutural decorrente do processo de laminação para o aço API 5L X65 utilizado neste trabalho, na condição CF. Nota-se que os planos L e T apresentam pouca variação do ponto de vista microestrutural, sendo porém diferentes do plano S. Contudo, com relação às propriedades mecânicas, foi verificado que a tenacidade à fratura apresentou variações significativas entre os planos L-T e T-L, conforme tabela 4.2.

Para a visualização das microestruturas das sete condições analisadas neste trabalho serão apresentadas as figuras 4.3 a 4.9, sendo uma para cada condição (CF, N1, N2, T77, T81, T84 e A77). Cada figura contém três fotografias, sendo: em (a) a fotografia obtida pelo ataque com nital 2% e observação através de MO; em (b) a obtida com o reagente de LePera e observação também através de MO; e em (c) a obtida com ataque de nital 2% e observação através de MEV, como mostradas a seguir. Convém ressaltar que as fotografias das figuras 4.3 a 4.9 foram feitas para exemplificar as fases presentes, sendo que em alguns casos não representam quantitativamente essas fases. Também não foram observadas diferenças microestruturais significativas entre as seções úteis dos corpos de prova de tração e de tenacidade à fratura, sendo que neste trabalho todas as fotos apresentadas foram feitas em amostras retiradas de corpos de prova de tenacidade à fratura, usados para se ter referência das direções transversais (T e S), já que o plano fotografado foi o L. Sendo assim, a vertical representa a direção T e a horizontal a direção S, no caso das fotos apresentadas em (a) e (b).

Antes de iniciar a discussão das fotos das figuras 4.3 a 4.9 seria interessante fazer três observações: (1) A fase que aparece branca com a observação através do reagente de LePera e de maneira clara no MEV é em grande parte das vezes designada por constituintes Martensita-Austenita ("*MA constituint*"), especialmente em artigos que tratam de microestruturas da ZTA de juntas soldadas neste tipo de aço [4,48,49], devido a dificuldade de se diferenciar a martensita da austenita retida simplesmente pelo ataque; (2) LEPERA [46] não faz referência ao tipo de coloração que a perlita assumiria com o ataque, sendo que foi observado pela utilização das três técnicas que a perlita assume coloração preta, assim como a indicada para bainita pelas fotos nos artigos de LEPERA [45,46]; (3) As diferentes tonalidades da ferrita, que na maioria das fotos tem a aparência marrom, são devido às diferentes orientações cristalográficas dos seus grãos [46]. Com relação às variações das cores apresentadas pela ferrita na letra (b) das figuras 4.3 a 4.9, a figura 4.10 apresenta três fotos de uma mesma região com diferentes cores para a ferrita, variação esta devido à sensibilidade do filme e do papel de revelação, além de diferentes respostas aos filtros utilizados para luz.

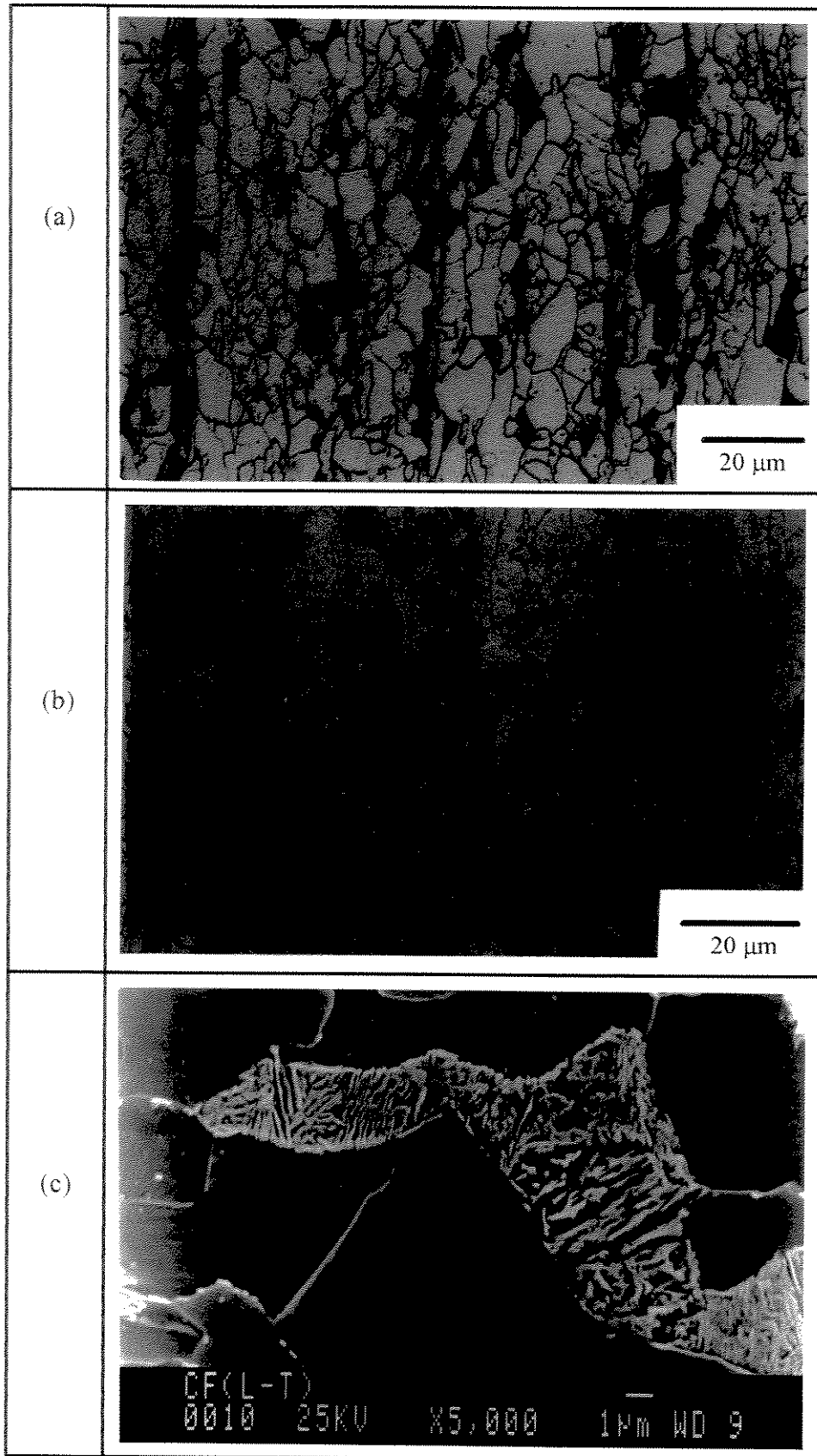


Figura 4.3- Microestrutura da condição CF: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

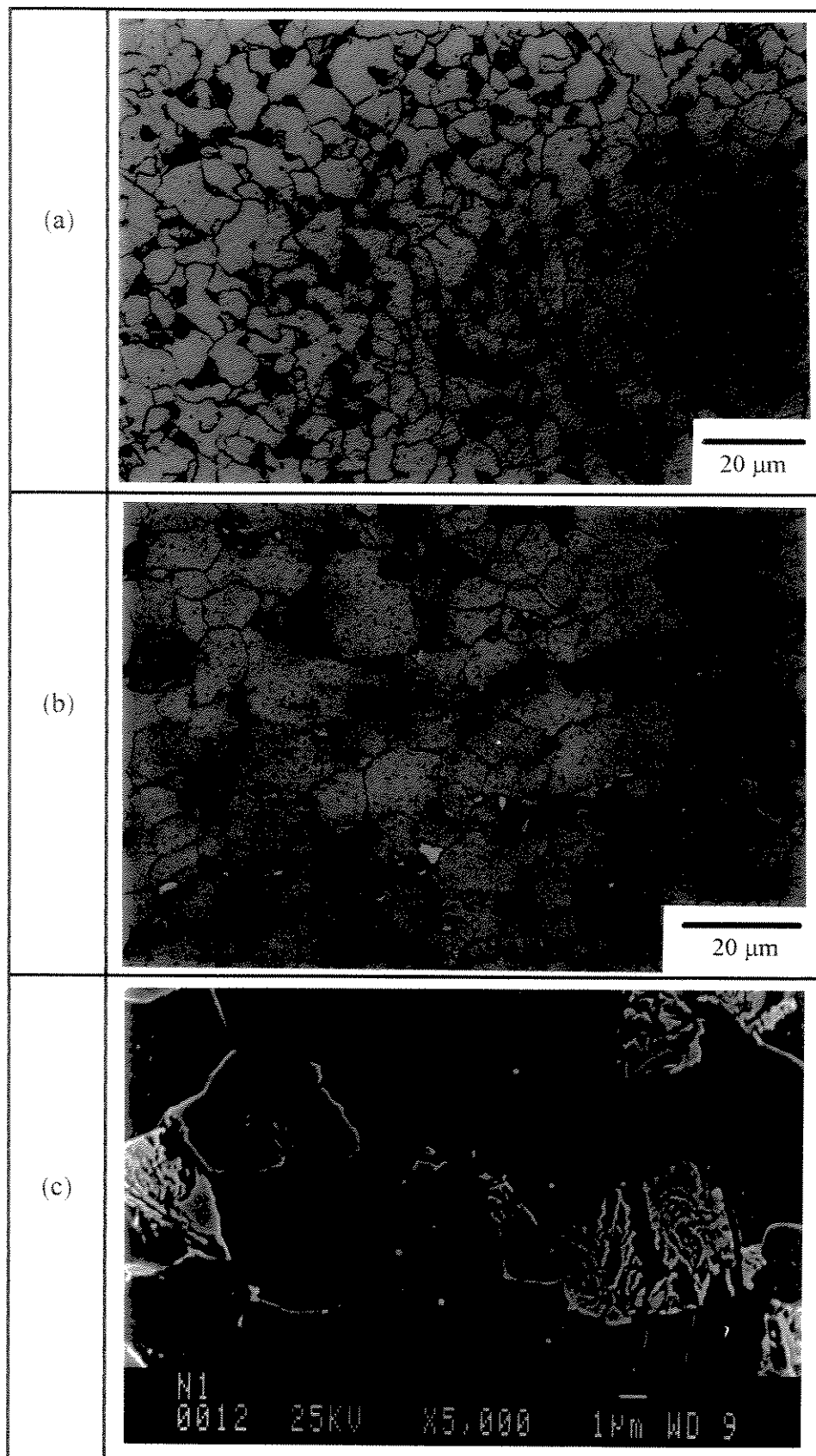


Figura 4.4- Microestrutura da condição N1: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

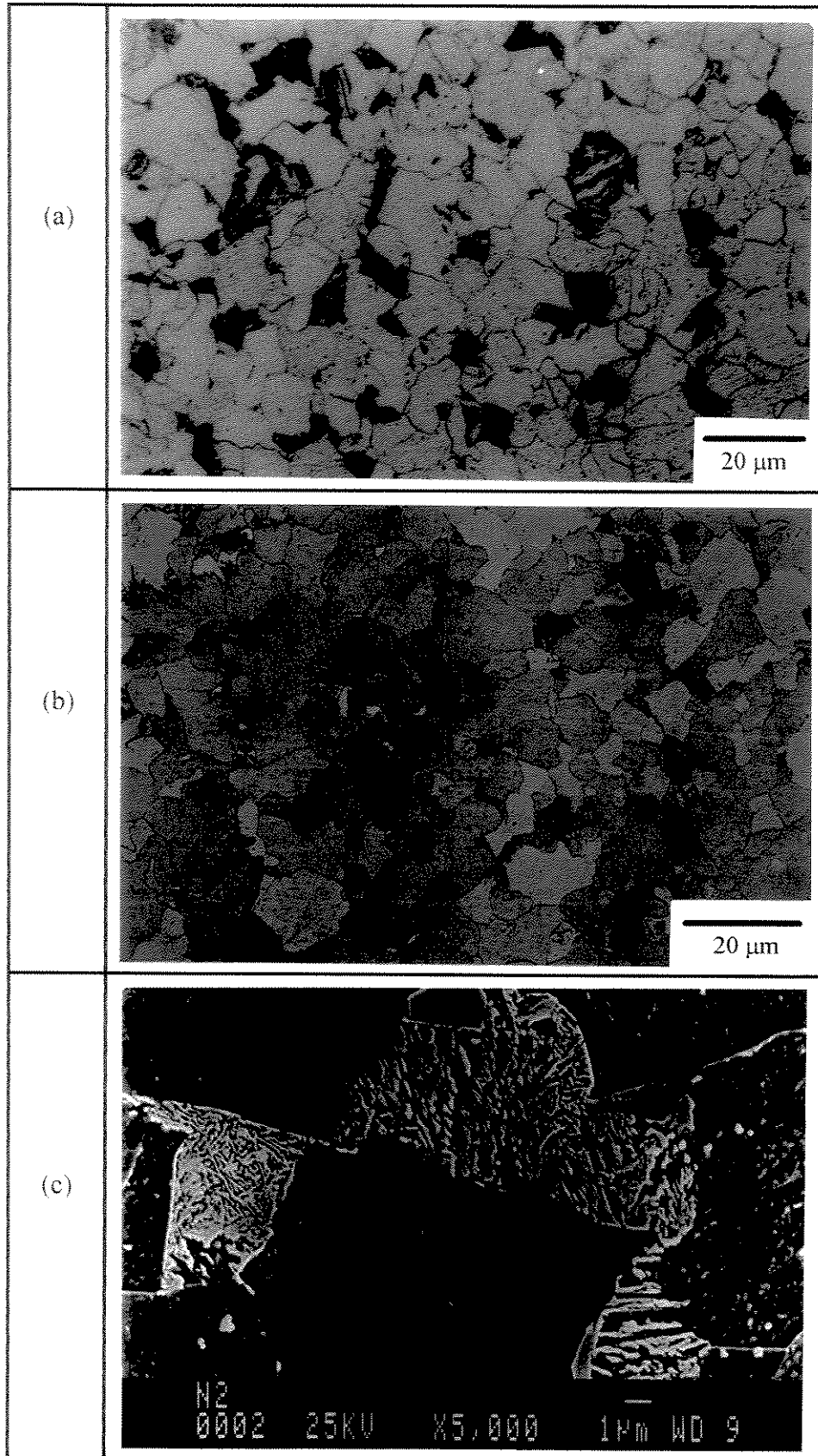


Figura 4.5- Microestrutura da condição N2: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

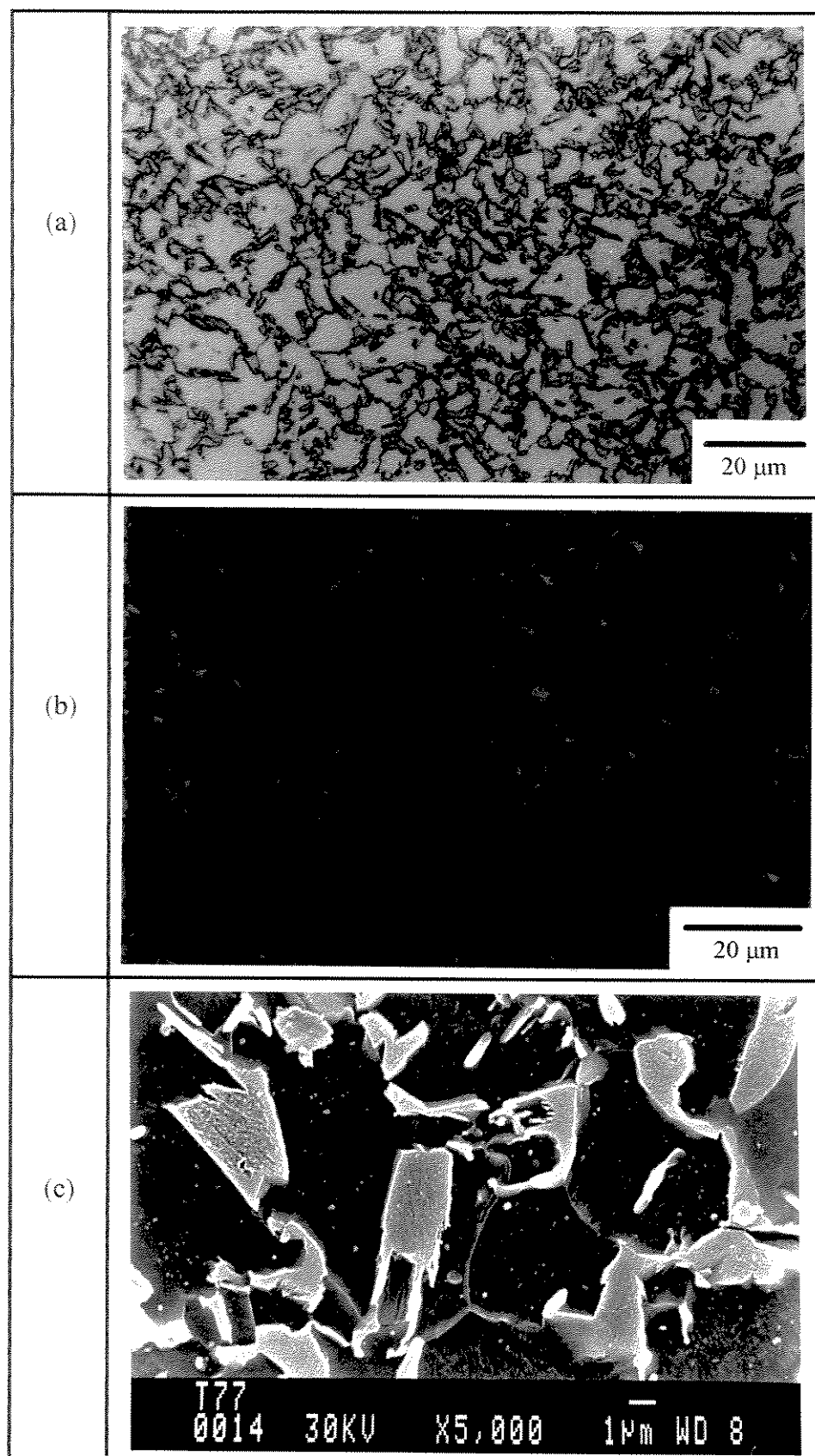


Figura 4.6- Microestrutura da condição T77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

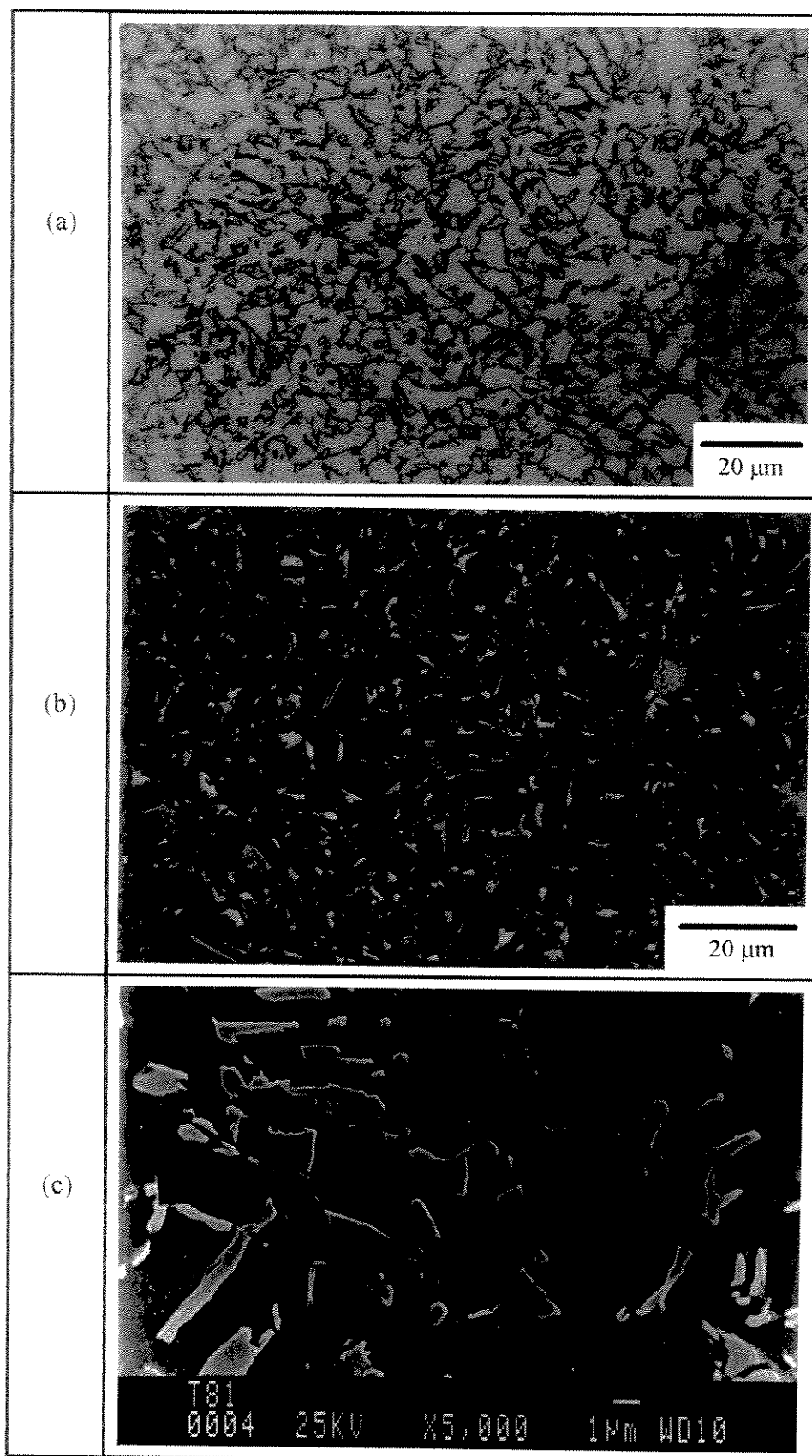


Figura 4.7- Microestrutura da condição T81: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

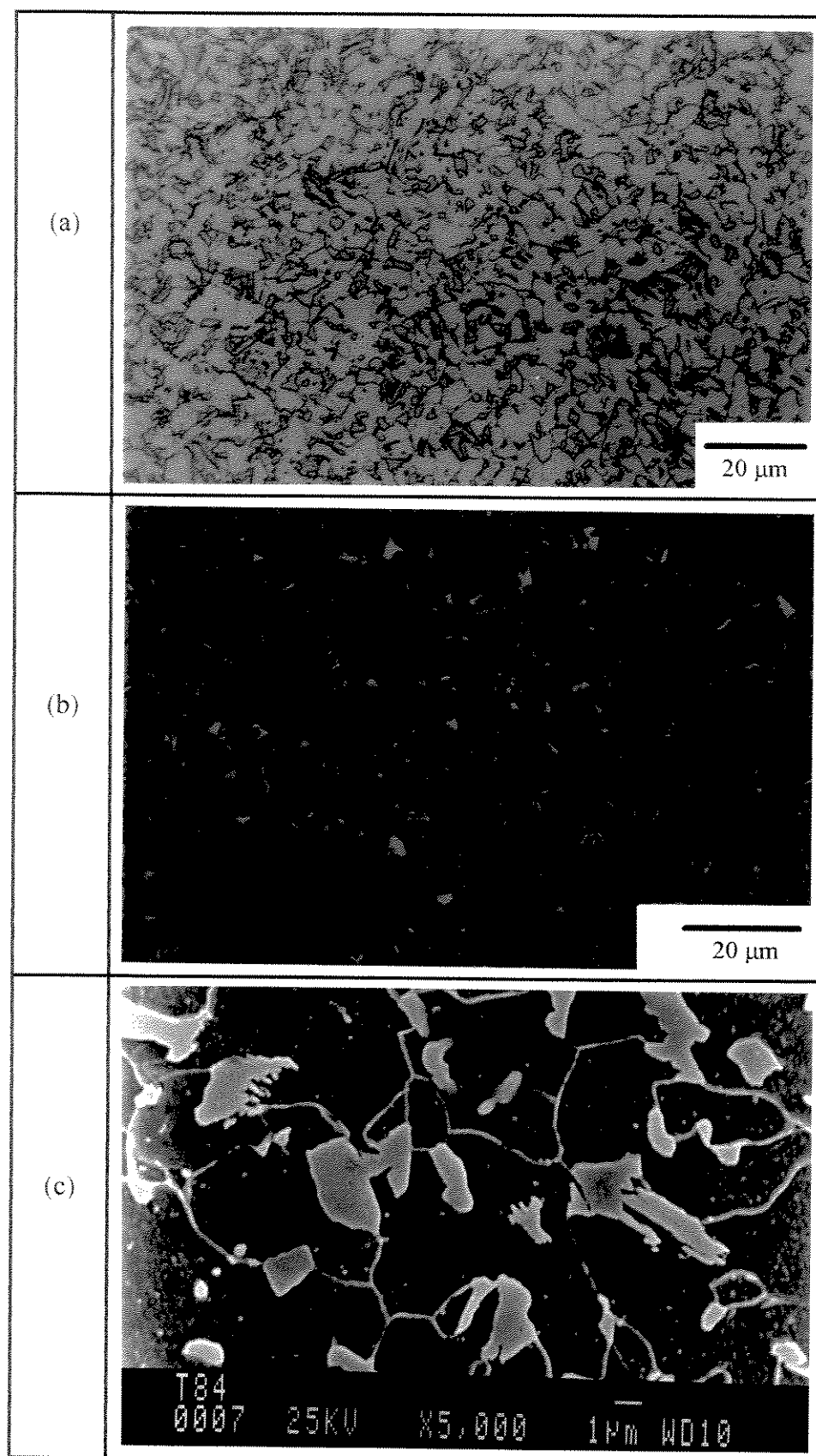


Figura 4.8- Microestrutura da condição T84: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

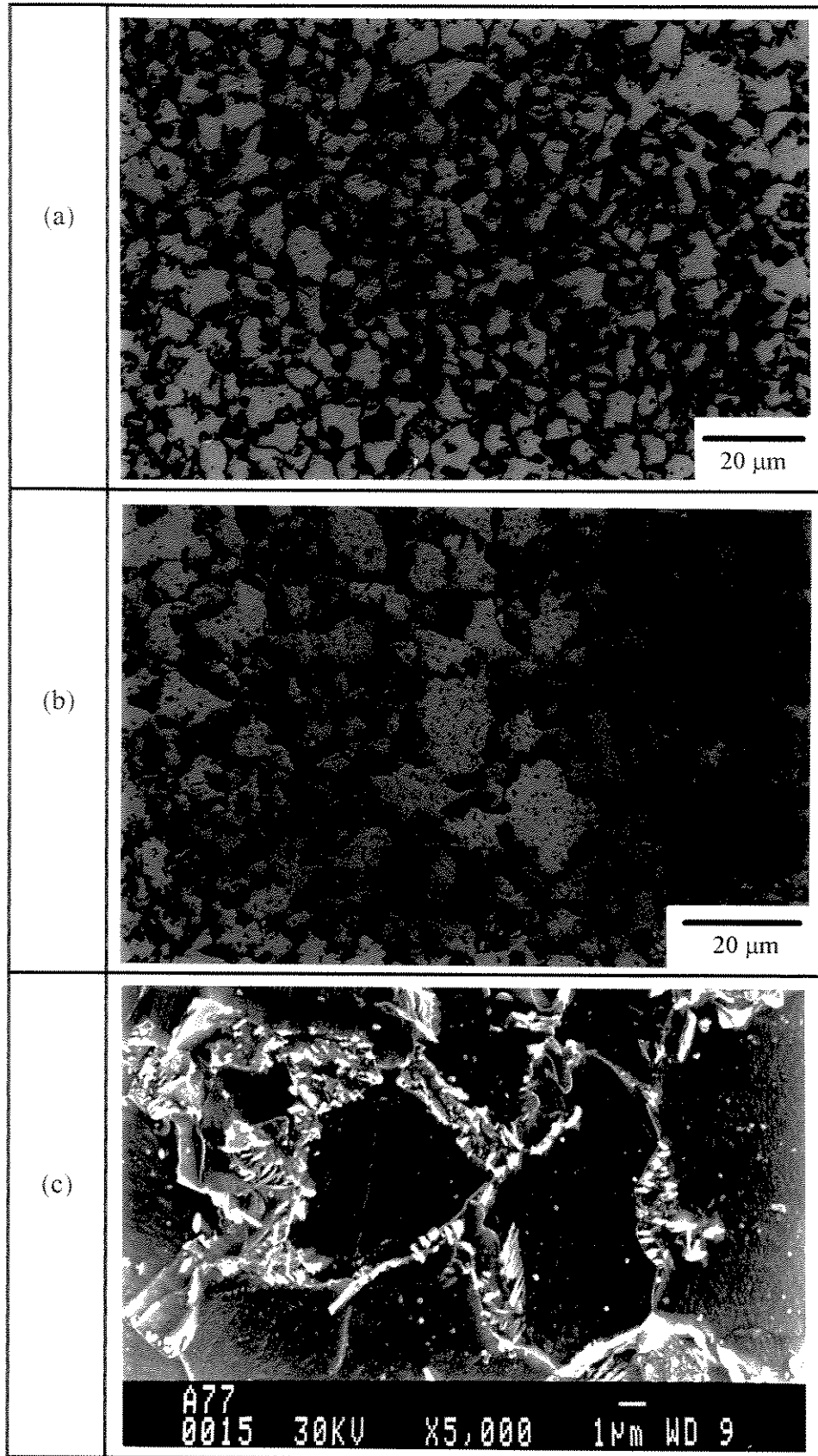


Figura 4.9- Microestrutura da condição A77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.

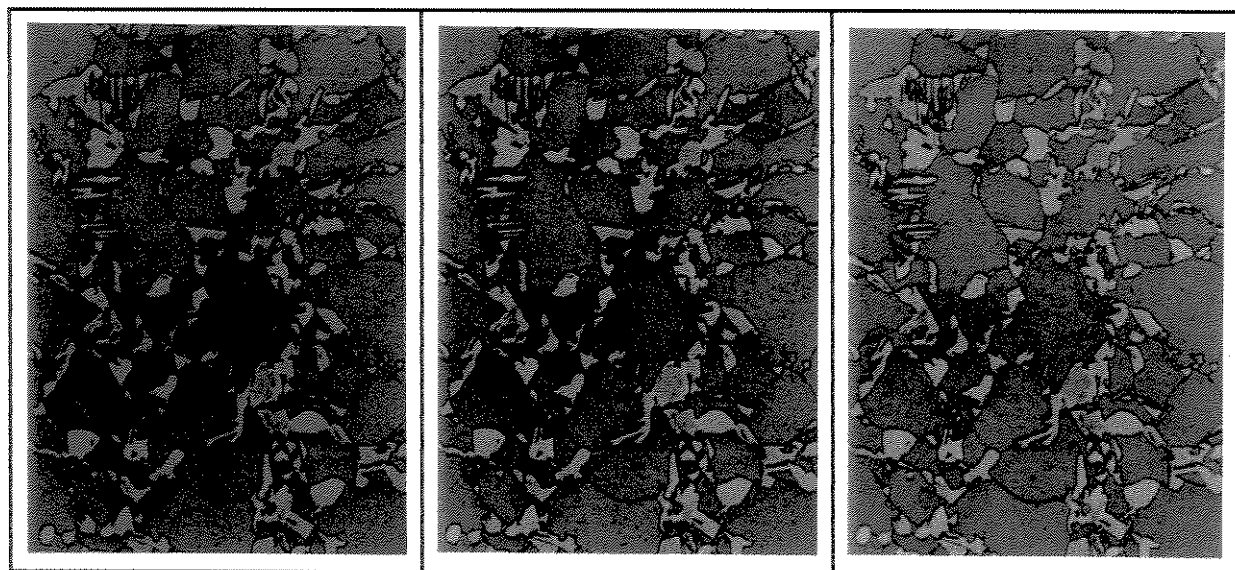


Figura 4.10- Fotos da condição O77 (pré-ensaio) na mesma região, mostrando diferentes colorações para a ferrita, obtida por ataque com reagente de LePera e observação através de MO.

A figura 4.3 mostra a microestrutura da condição CF onde pode-se verificar a presença das fases ferrita e perlita, com uma textura definida devido ao processo de laminação. A ferrita aparece com a cor cinza claro em (a), marrom em (b) e escura em (c). A perlita aparece escura em (a) e (b), porém mais clara e com uma estrutura lamelar em (c).

Ao contrário do esperado, as microestruturas das condições normalizadas (N1 e N2) não apresentaram somente as fases ferrita e perlita, sendo encontrado uma terceira fase, que pode ser observada em quaisquer uma das fotos das figuras 4.4 e 4.5. Observa-se porém que esta terceira fase, que pode ser definida como “*MA constituent*”, apresenta pequena fração volumétrica. Neste caso, pela característica do resfriamento aplicado (ao ar) e a baixa temperabilidade da austenita, acredita-se tratar de austenita retida. Outro fato que reforça ser austenita retida, é a ocorrência dessa fase nesses aços quando sujeitos a tratamentos na zona intercrítica com posterior resfriamento ao ar. Convém destacar que esta austenita que fica retida após o resfriamento é estável à temperatura ambiente bem como à temperaturas “subzero”, mas é transformada por deformação plástica [10]. Outro dado é que parte dos altos níveis de ductilidade e tenacidade à fratura das condições N1 e N2 poderiam ser atribuídos em parte à presença de austenita retida, já que é aceito que a ductilidade é aumentada pela sua presença [10]. Voltando as figuras 4.4 e 4.5, verifica-se que a ferrita e a perlita foram

reveladas do mesmo modo que descrito anteriormente, sendo a fase “*MA constituent*” revelada como cinza escuro em (a), branca em (b) e com uma aparência plana e clara em (c).

Com relação às condições T77, T81 e T84, nas figuras 4.6, 4.7 e 4.8 respectivamente, observa-se a presença das fases ferrita e “*MA constituent*”, sendo que pelo resfriamento aplicado e a temperabilidade da austenita acredita-se ser martensita. Um outro fator que reforça a presença de martensita é a ausência do patamar de escoamento nessas condições temperadas, já que o escoamento contínuo está associado à formação da fase martensita no resfriamento a partir da zona intercrítica [9,10,50]. Entretanto, a princípio a temperabilidade da austenita depende da temperatura do tratamento intercrítico, além do fato de que em taxas de resfriamento menos severas (como têmpera em óleo) alguma austenita pode ser retida, ao contrário de altas taxas de resfriamento (têmpera em água), onde praticamente toda a austenita se transforma em martensita, isto para o caso dos tratamentos térmicos intercríticos [10]. Defini-se, deste modo, a presença da fase martensita nas condições temperadas, contudo, não se descarta também a presença de uma parcela de austenita retida na fase definida como “*MA constituent*”. Nota-se, em qualquer uma das fotos das condições temperadas, a presença da segunda fase ao longo dos contornos de grão da ferrita. As fases foram reveladas do mesmo modo que descrito anteriormente, ou seja, a ferrita na cor cinza claro em (a), marrom em (b) e escura em (c), e a fase “*MA constituent*” cinza escuro em (a), branca em (b) e clara em (c).

A figura 4.9 apresenta a aplicação das três técnicas de caracterização utilizadas para a condição A77, onde observa-se a presença de ferrita e uma segunda fase ao longo dos contornos de grão. Isto se deve à nucleação preferencial da austenita nesta região durante o aquecimento até a temperatura da zona intercrítica. Pela observação das fotos das letras (a) e (b) não se consegue a princípio caracterizar a segunda fase, visto que como foi dito anteriormente a bainita e a perlita são reveladas na cor preta. Porém, com a observação da foto da letra (c) desta figura, algumas diferenças de morfologia começam a definir a caracterização desta fase. Antes de definir qual fase se encontra presente, convém observar a definição para as fases perlita e bainita segundo a norma ASTM E7 [51], o exposto por KRAUSS [52] e as fotos da figura 4.11. Segundo a ASTM E7 [51]:

- **Perlita:** Uma microestrutura metaestável, formada quando áreas localizadas da austenita atingem a composição eutetóide, em ligas de ferro e carbono contendo mais do que 0,025 % e

menos do que 6,67 % de carbono. A estrutura é um agregado consistindo de lamelas alternadas de ferrita e cementita, formada em resfriamento lento durante a reação eutetóide.

- **Bainita:** Microestrutura metaestável resultante da transformação da austenita em temperaturas entre as quais se produz perlita e martensita. Essas estruturas podem ser formadas por resfriamento contínuo ou isotérmico. Se a temperatura de transformação é acima daquela na qual ocorre a formação de martensita (M_s) a bainita é acicular (bainita inferior) com aparência de martensita revenida. Em alta resolução, por microscopia eletrônica, a bainita superior consiste de placas de cementita em uma matriz de ferrita. Essas placas de carbonetos descontínuas tendem a se orientar paralelamente a maior direção das áreas de bainita.

Segundo KRAUSS [52], a bainita pode ser considerada uma estrutura intermediária entre a perlita e a martensita, possuindo similaridades estruturais com relação tanto à perlita quanto à martensita. Similar à perlita, a bainita é uma mistura de fases ferrita e cementita, e depende da difusão de carbono entre a ferrita e a cementita. Entretanto, diferente da perlita, a ferrita e a cementita, na bainita, estão presentes em arranjos não lamelares, cujas características são dependentes da composição da liga e da temperatura de transformação. Similar à martensita, a ferrita da bainita pode ser em forma de ripas ou placas. Deste modo, o mecanismo de formação da bainita envolve tanto cisalhamento quanto difusão [52].

Visto isto, a figura 4.11 apresenta três fotos feitas por MEV com aumentos variando de 7.000 a 10.000 vezes. Nas fotos (a) e (b), das condições CF e N1 respectivamente, observa-se uma estrutura perlítica, estando essas fotos concordantes com o exposto na definição de perlita, pois apresentam uma estrutura lamelar. A foto em (c), condição A77, parece estar de acordo com o exposto para definição de bainita superior, ou seja, placas de carbonetos descontínuas em uma matriz ferrítica. Deste modo, pode-se considerar que a microestrutura da condição A77 é composta por ferrita e bainita. Contudo, não se descarta a formação de alguma perlita neste tratamento, apesar de não ter sido observado a microestrutura na forma de lamelas característica da perlita. Outros dois fatos reforçam a caracterização da bainita, sendo eles: (1) SAKUMA *et al* [41] trabalhando com um aço de 0,1% C, 1,5% Mn e 1,2% Si e executando tratamentos semelhantes (760°C por 5 minutos para a temperatura intercrítica, com posterior banho de sal a 400°C por períodos de 1 a 15 minutos), obtiveram microestruturas constituídas de ferrita, bainita e austenita retida; (2) A foto apresentada por

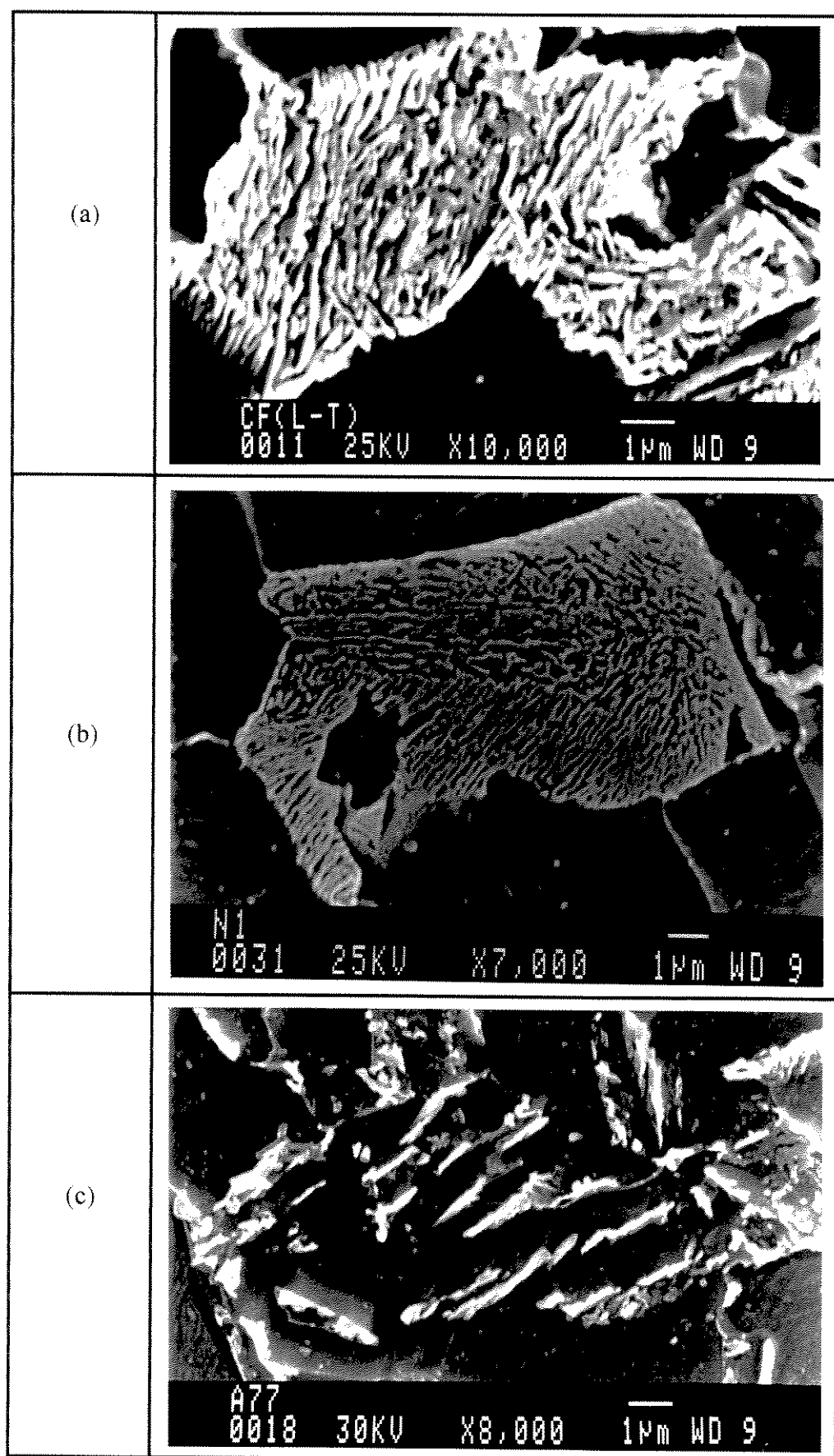


Figura 4.11- Fotos feitas com ataque de nital 2% e observação por MEV, sendo em: (a) CF, (b) N1 e (c) A77.

MEKKAWY *et al* [53] como sendo a fase bainita em um aço microligado, feita por MEV com aumento de 10.000 vezes, é muito semelhante à obtida neste trabalho (figura 4.11, letra c) para a segunda fase presente na condição A77.

A tabela 4.5 apresenta a fração volumétrica das fases presentes nas diversas condições microestruturais analisadas. Pode-se observar que a perlita nas condições CF, N1 e N2 apresenta valores próximos do valor que seria obtido através da aplicação da “regra da alavanca” no diagrama de equilíbrio Fe-C para a temperatura ambiente, e que seria da ordem de 13%. A fase “*MA constituent*” presente nas condições normalizadas apresenta pequena fração volumétrica, sendo que observa-se também um alto desvio padrão em relação à média, fato ocorrido devido justamente à pequena porcentagem desta fase, já que em algumas aplicações da rede sobre a micrografia para a contagem dos pontos não se obtinha nenhum ponto sobre esta fase. Visto que diferentes temperaturas de tratamento intercrítico produzem diferentes frações de austenita, a fase “*MA constituent*” nas condições temperadas apresentou, ao contrário do esperado, pequena variação de fração volumétrica. Mesmo assim observa-se uma tendência de aumento da porcentagem de “*MA constituent*” com o aumento da temperatura de tratamento intercrítico. O que provavelmente ocorreu foi que uma maior porcentagem de austenita foi transformada em ferrita no resfriamento, com o aumento da temperatura do tratamento, o que está de acordo com o exposto por LAWSON *et al* [34]. Contudo, a coluna da tabela 4.5 que se refere à fração volumétrica da ferrita não faz, neste

Tabela 4.5- Fração volumétrica das fases presentes para cada condição microestrutural analisada.

Condição	Ferrita (%)	Perlita (%)	“ <i>MA constituent</i> ” (%)	Bainita (%)
CF	84,9	15,1 ± 2,1	#	#
N1	85,2	12,2 ± 2,5	2,6 ± 1,2	#
N2	85,4	12,6 ± 2,6	2,0 ± 1,4	#
T77	82,7	#	17,3 ± 1,8	#
T81	81,8	#	18,2 ± 3,0	#
T84	80,8	#	19,2 ± 2,9	#
A77	73,4	#	#	26,6 ± 3,7

Obs: (1) $V\alpha = 1 - V\beta$; (2) Média ± Desvio padrão; (3) Média de oito medições.

caso, uma distinção entre a ferrita prévia, anterior ao tratamento intercrítico, e a ferrita transformada durante o resfriamento da austenita. Com relação à bainita, condição A77, observa-se que ela apresentou uma maior fração volumétrica do que a fase “*MA constituent*” da condição T77, apesar de terem sido aquecidas em igual temperatura da zona intercrítica, ou seja, inicialmente possuíam uma mesma fração de austenita. Isto se deve às características do resfriamento e da própria fase bainita.

A tabela 4.6 apresenta os valores de tamanho médio de grão para as fases presentes nas diversas condições microestruturais analisadas neste trabalho. Pode-se observar, que o tamanho de grão de ferrita sofreu pouca variação com os tratamentos térmicos. Verifica-se portanto que os tratamentos térmicos realizados não prejudicaram o princípio fundamental do aço microligado, ou seja, o aço permaneceu com uma microestrutura refinada. Foi considerado, para o cálculo do tamanho de grão no caso das condições normalizadas, a ferrita como sendo uma fase e a perlita juntamente com “*MA constituent*” a segunda fase.

Tabela 4.6- Tamanho médio de grão para as fases presentes nas condições microestruturais analisadas neste trabalho.

Condição	Ferrita	Perlita ou Perlita + “ <i>MA constituent</i> ”	“ <i>MA constituent</i> ”	Bainita
CF	$4,2 \pm 0,2$	$4,6 \pm 1,0$	#	#
N1	$5,3 \pm 0,6$	$3,1 \pm 0,5$	#	#
N2	$5,5 \pm 1,1$	$3,0 \pm 0,8$	#	#
T77	$5,3 \pm 0,8$	#	$1,9 \pm 0,5$	#
T81	$5,0 \pm 0,5$	#	$1,9 \pm 0,2$	#
T84	$4,6 \pm 0,3$	#	$2,0 \pm 0,4$	#
A77	$5,0 \pm 0,6$	#	#	$2,6 \pm 0,3$

Obs: (1) Tamanho de grão em μm ; (2) Média $\pm$ Desvio padrão; (3) Média de seis medições.

Com relação ao ensaio de microdureza Vickers realizado para se tentar diferenciar as fases pela sua dureza, observou-se que devido ao pequeno tamanho das fases presentes e a baixa dureza do material as impressões ultrapassaram o tamanho da fase, não sendo possível a determinação da dureza de cada fase. Obteve-se apenas um parâmetro comparativo, mas

pouco confiável, que não pôde ser utilizado para a distinção das fases, como se pretendia a princípio.

Duas observações seriam interessantes antes de finalizar este item, sendo elas: (1) O mecanismo que estaria atuando nas condições normalizadas (N1 e N2) e que explicaria a variação de tenacidade à fratura, não foi verificado pelas técnicas de caracterização utilizadas, visto que em termos das fases presentes, tamanho e frações volumétricas, as duas condições são similares. Contudo, poderia talvez ser explicado por alterações que ocorrem nos precipitados durante a normalização, ou seja, crescimento dos precipitados e precipitação de parte dos elementos microligantes que se mantiveram em solução durante o processo de laminação [54]; (2) Com relação às condições temperadas observa-se que elas apresentam praticamente os mesmos níveis de fração volumétrica de “*MA constituent*” e tamanho das fases, apesar de significativas diferenças de propriedades mecânicas, entre principalmente a condição T77 e as outras duas, T81 e T84. Considerando que a resistência à tração e a ductilidade dos aços bifásicos são primeiramente dependentes da quantidade, distribuição e porcentagem de carbono da fase martensita [40], pode-se dizer que essa variação está associada então com a fase “*MA constituent*”, apesar da ferrita possuir uma diferente relação entre ferrita prévia e ferrita transformada, de uma condição para a outra. Deste modo, como a fase “*MA constituent*” possui aproximadamente a mesma percentagem nas três condições, pode-se provavelmente atribuir as diferenças de propriedades à temperabilidade da austenita, que consequentemente produziu diferentes relações de martensita e austenita retida na segunda fase dessas condições. Sendo assim, a T77 apresenta provavelmente uma pequena fração de austenita retida ou somente martensita, devido a alta temperabilidade da austenita, o que justifica os altos níveis de σ_t (690 MPa) e HV (192), além dos baixos níveis de δ_m (0,27 mm) e Z (61,2%). Já as condições T81 e T84, cuja temperabilidade da austenita era menor, apresentam provavelmente uma maior parcela de austenita retida do que a condição T77, o que também justifica os menores valores para dureza (HV $\approx$ 165) e resistência à tração ($\sigma_t \approx$ 638 MPa), assim como os bons valores para redução em área (Z = 70,6 e 73,8%) e tenacidade à fratura ($\delta_m \approx$ 0,45 mm).

4.3- Comparações entre as condições microestruturais analisadas

Como citado no capítulo 2, são várias as propriedades mecânicas a serem consideradas para otimização de um material, o que torna difícil estabelecer critérios de comparação dessas propriedades e definição das condições otimizadas. Neste trabalho, para comparação dos tratamentos térmicos realizados, foi utilizado como parâmetro de resistência mecânica o limite de resistência à tração (σ_t), parâmetro este que mede a máxima tensão que um material suporta em um processo de fratura, com base na área inicial. O limite de escoamento não foi igualmente utilizado basicamente pelo fato de terem sido utilizados dois critérios para sua definição, devido à mudança na forma da curva de escoamento do material em algumas condições microestruturais, como descrito anteriormente. Como parâmetro de tenacidade à fratura foi utilizado o deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima ($CTOD_m$ ou δ_m). No caso da ductilidade foram utilizados dois parâmetros, ou seja, o alongamento total (A) que mede uma capacidade de deformação em relação a um certo comprimento, e a redução em área (Z) que reflete uma capacidade localizada de deformação. Não foram utilizados para comparação a tenacidade medida pela energia absorvida no ensaio de impacto Charpy (E_a), por ter sido feita em apenas duas condições, e a resistência à penetração medida pela dureza Vickers, por não representar um parâmetro de interesse no caso da aplicação deste material.

As comparações foram feitas em relação a condição como fornecido (CF) para todas as condições tratadas termicamente, e em relação à condição normalizada (N1) para as condições que passaram por tratamento térmico intercrítico, já que este foi posterior ao tratamento de normalização (N1). A condição CF usada para comparação foi a com plano de fratura L-T e direção de laminação, por ser a mesma das condições tratadas termicamente.

Como critério de análise dos tratamentos foi utilizado, neste trabalho, a metodologia descrita a seguir e ilustrada na figura 4.12, sendo que refere-se a uma análise gráfica.

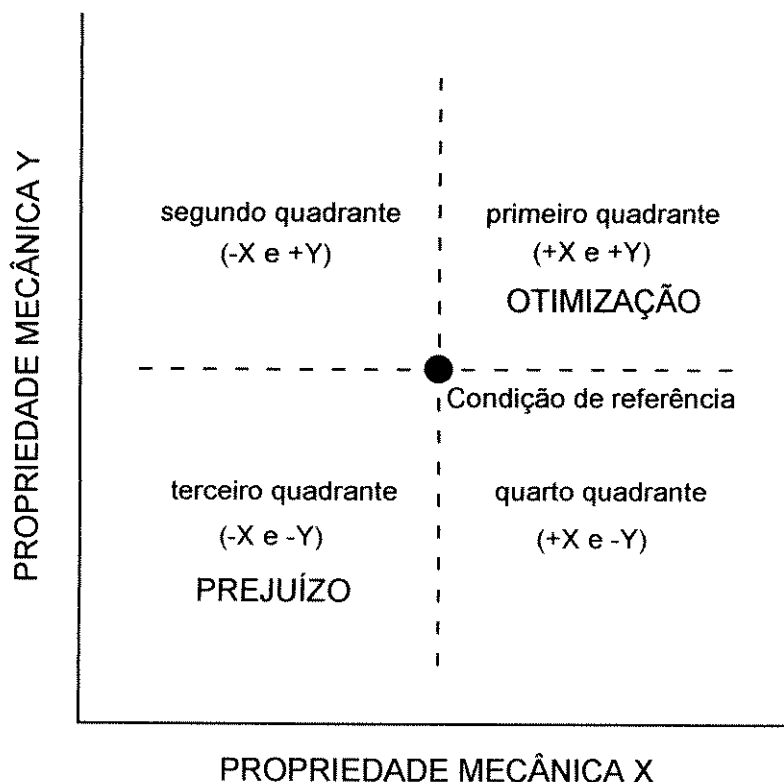


Figura 4.12- Gráfico ilustrando a metodologia utilizada para comparação das condições microestruturais do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

Pode-se considerar que uma condição otimizada em relação as propriedades X e Y deve apresentar maiores valores dessas propriedades ao mesmo tempo, como acontece com as condições localizadas no 1º quadrante (+X e +Y) em relação aos eixos que passam pela condição de referência, conforme ilustrado na figura 4.12. De maneira análoga, pode-se dizer que condições localizadas no 3º quadrante (-X e -Y) representam prejuízo em relação às propriedades X e Y. Com relação às condições localizadas nos 2º e 4º quadrantes (-X e +Y ou +X e -Y) pode-se considerar que elas representam um ganho de uma propriedade em detrimento da outra, sendo que neste caso não existe uma otimização, mas talvez uma condição de melhor combinação entre as propriedades X e Y para uma aplicação específica.

As figuras 4.13 a 4.17 mostram este critério aplicado para as condições microestruturais do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho, alternando-se nos eixos X e Y os parâmetros de resistência mecânica (σ_t), tenacidade à fratura (δ_m) e ductilidade (A e Z), e tendo como condição de referência a como fornecida (CF).

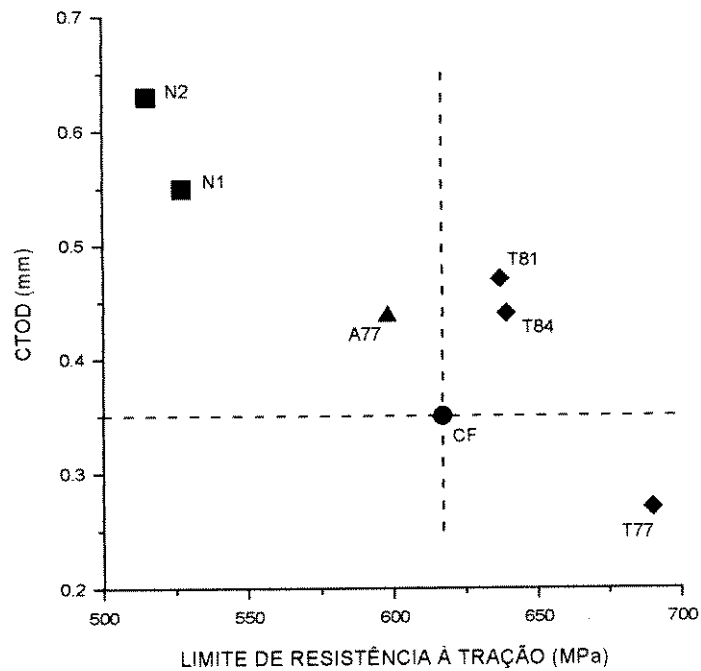


Figura 4.13- Resistência mecânica (σ_t) em função da tenacidade à fratura (δ_m) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

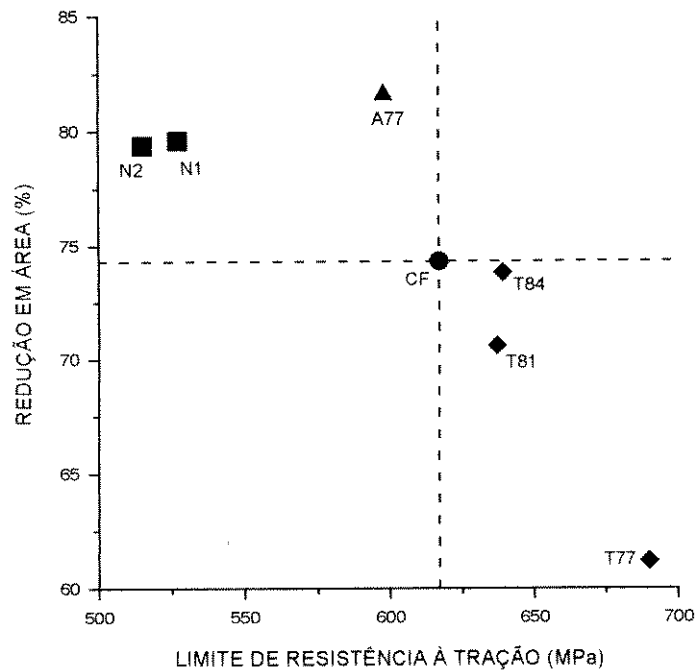


Figura 4.14- Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

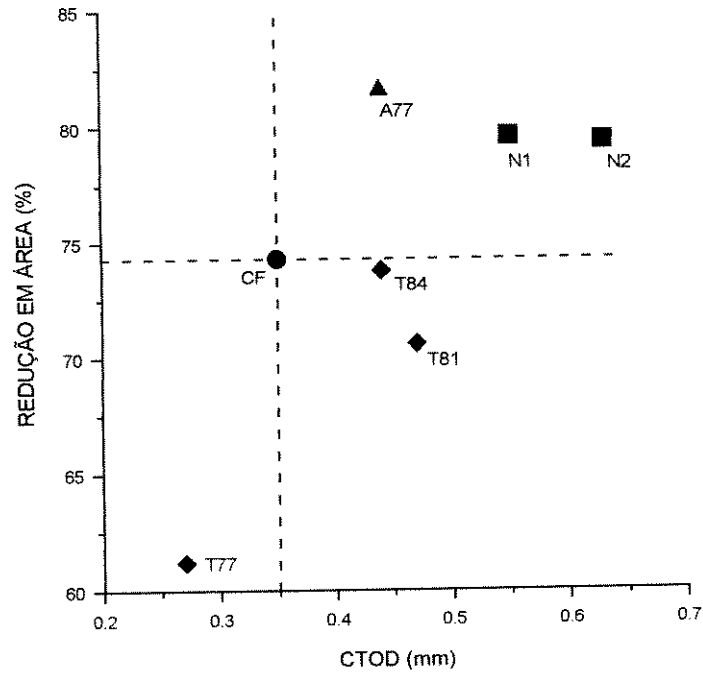


Figura 4.15- Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

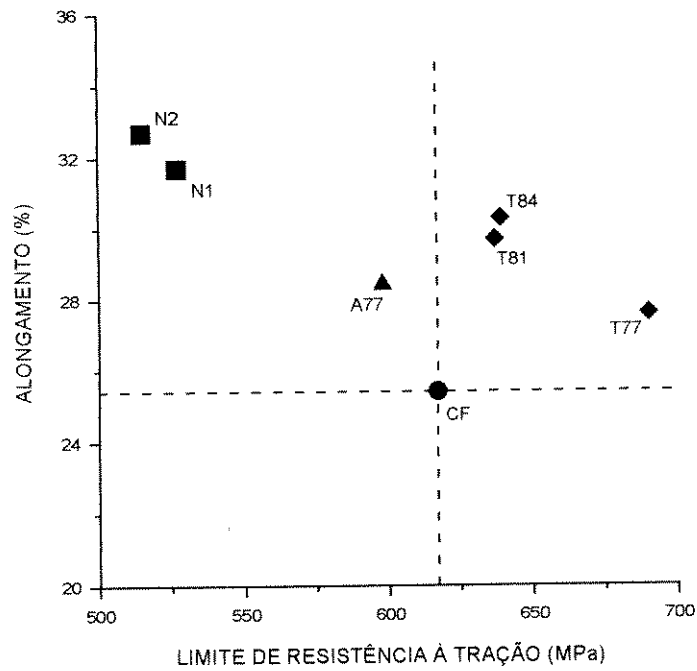


Figura 4.16- Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

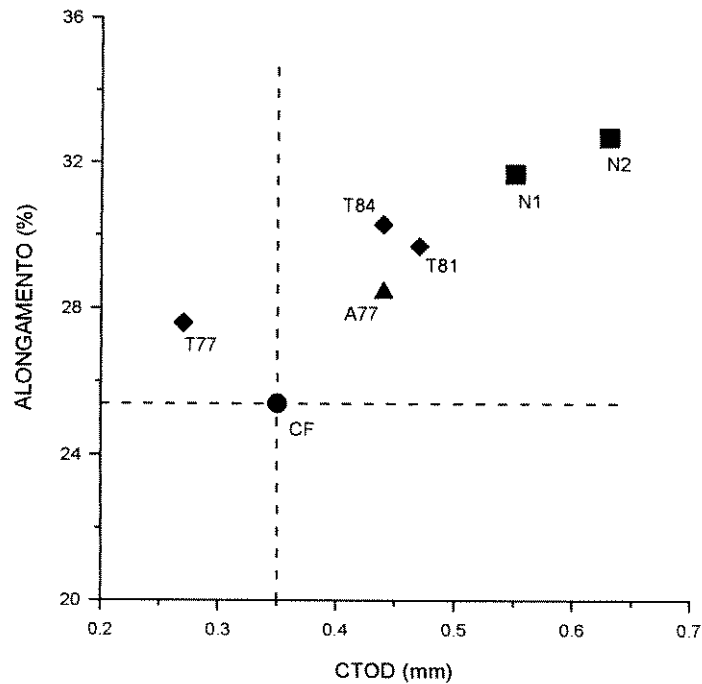


Figura 4.17- Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

Observa-se pela análise das figuras 4.13 a 4.17 que nenhuma das condições microestruturais ficaram localizadas no terceiro quadrante (Prejuízo), exceto a condição T77 na figura 4.15. Isso indica que as condições normalizadas (N1 e N2), temperadas (T81 e T84) e austemperada (A77) ficaram sempre em regiões de otimização ou alterações de propriedades sem prejuízo, sendo que a condição T77 só não teve o mesmo comportamento na figura 4.15. Convém observar que a figura 4.15 compara um parâmetro de ductilidade (Z) com um parâmetro de tenacidade à fratura, não levando em conta portanto a resistência mecânica. Observa-se na figura 4.17, que compara outro parâmetro de ductilidade (A) com a tenacidade à fratura, que a condição T77 já aparece no segundo quadrante, ou seja, alteração de propriedade sem prejuízo. Este comportamento da T77 pode ser justificado pelo fato desta condição apresentar maior resistência mecânica, apresentando assim menores valores de tenacidade à fratura e ductilidade quando o parâmetro é a redução em área, visto que estas propriedades possuem uma relação inversa com a resistência mecânica.

Observa-se que quando são comparados parâmetros de resistência mecânica com tenacidade à fratura ou ductilidade avaliada pelo alongamento (figuras 4.13 e 4.16), as condições temperadas T81 e T84 são otimizadas em relação à condição CF, sendo a T77

otimizada somente entre σ_t e A. Quando são comparados parâmetros de tenacidade à fratura e ductilidade (figuras 4.15 e 4.17), não levando em conta a resistência mecânica, as condições normalizadas N1 e N2 e austemperada A77 aparecem otimizadas em relação à CF, sendo que as condições T81 e T84 também aparecem otimizadas quando o parâmetro de ductilidade é o alongamento total (A). Pode-se concluir através dessas observações que as condições T81 e T84 são bastante interessantes pois são otimizadas em relação à CF quando se utiliza tanto parâmetros de resistência mecânica como ductilidade e tenacidade à fratura. Já a condição T77, apesar do maior valor de σ_t e A, apresenta um menor valor de δ_m do que a CF. As condições N1, N2 e A77 são interessantes quando a resistência mecânica não for o requisito principal, sendo a condição A77 mais interessante do que as normalizadas pois apresenta uma diferença de resistência mecânica muito pequena quando comparada com a CF, em torno de apenas 3 % para o σ_t .

As figuras 4.18 a 4.22 ilustram a metodologia utilizada para comparação quando a condição de referência passa a ser a normalizada (N1).

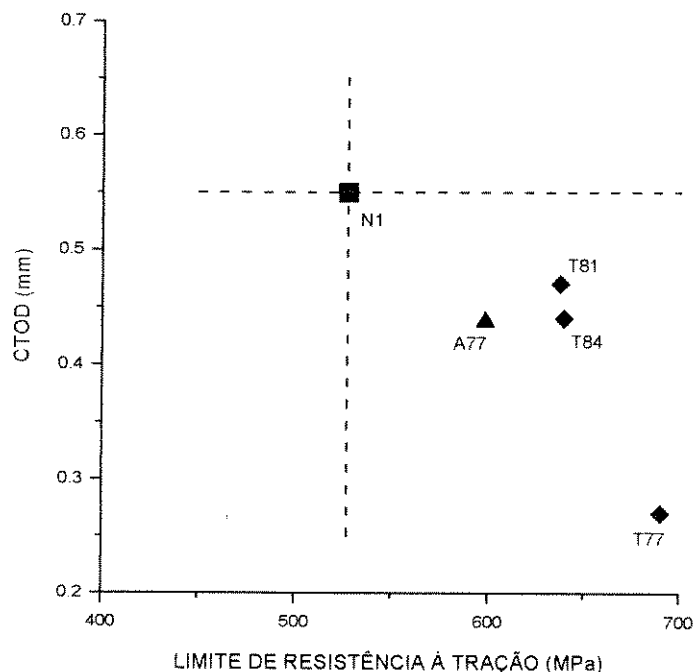


Figura 4.18- Resistência mecânica (σ_t) em função da tenacidade à fratura (δ_m) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

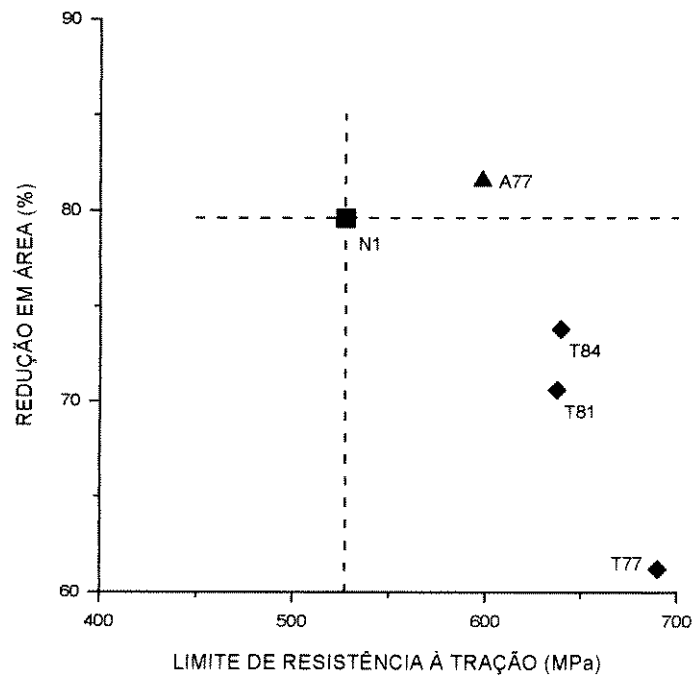


Figura 4.19- Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

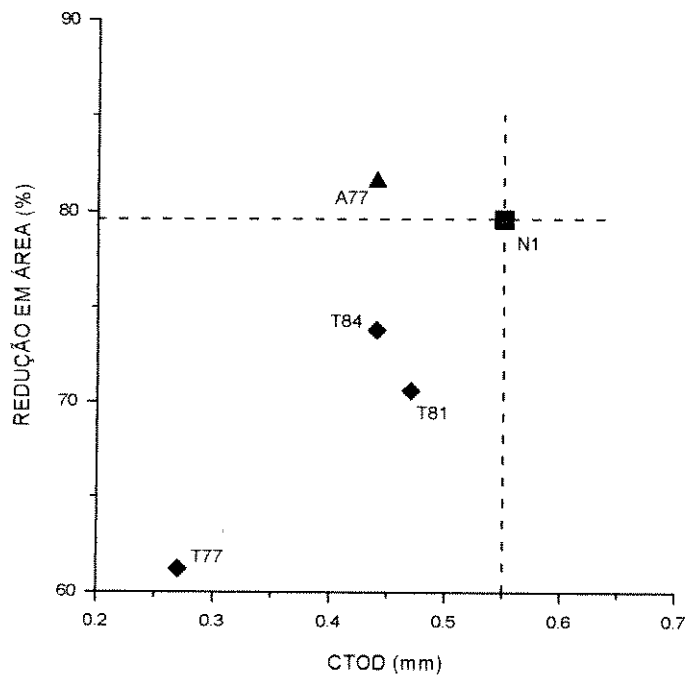


Figura 4.20- Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (Z) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

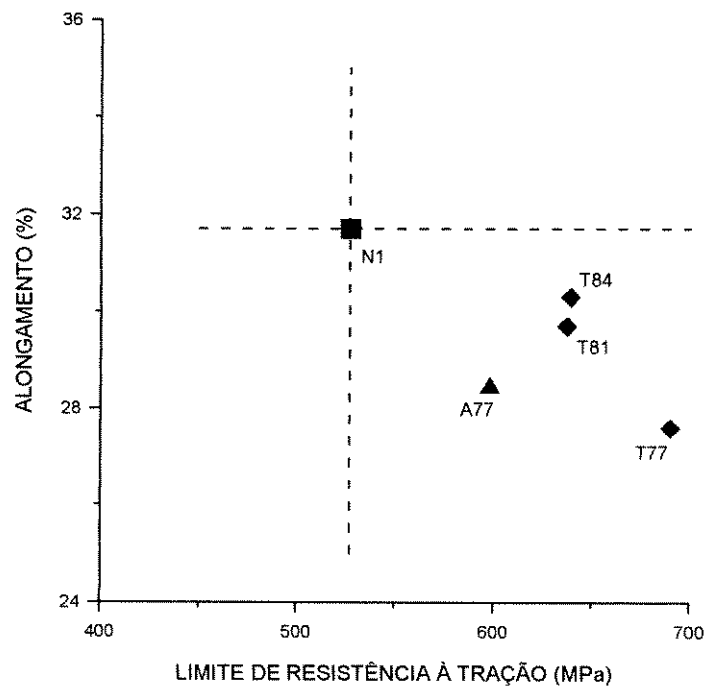


Figura 4.21- Resistência mecânica (σ_t) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

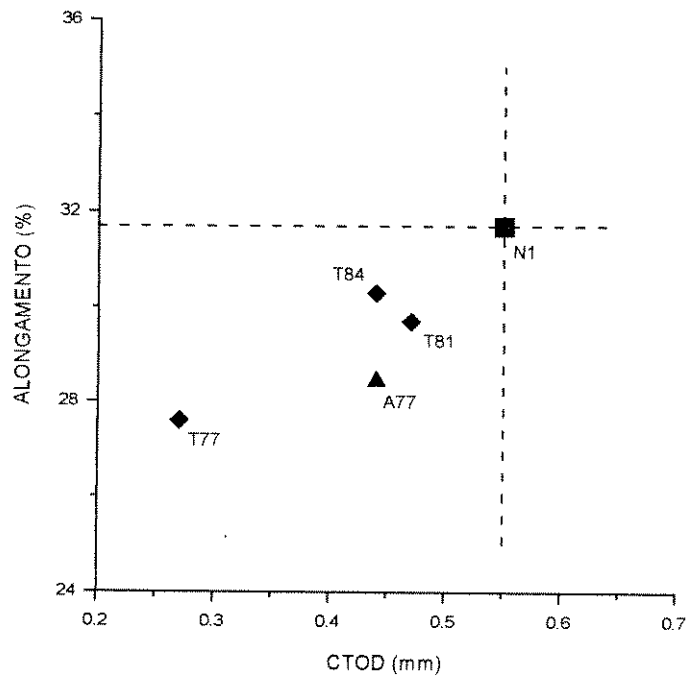


Figura 4.22- Tenacidade à fratura (δ_m) em função da ductilidade (A) para as condições do aço API 5L X65 analisadas neste trabalho.

Primeiramente convém considerar que a condição normalizada N1 usada como referência apresenta valores de resistência mecânica significativamente mais baixos do que as condições tratadas na zona intercrítica (T77, T81, T84 e A77). Observa-se nas figuras 4.20 e 4.22 que as três condições temperadas apresentaram prejuízo em relação à N1. Isto pode ser justificado pelo fato dessas figuras utilizarem parâmetros de tenacidade à fratura e ductilidade nos eixos X e Y, já que a condição N1 possui baixo valor de resistência mecânica quando comparado com as condições temperadas, associando assim maiores valores de ductilidade e tenacidade à fratura. Nas outras três figuras (4.18, 4.19 e 4.21) que levam em consideração o limite de resistência à tração isto não acontece, pois o maior valor de resistência mecânica coloca as condições temperadas no quarto quadrante, independente dos valores de ductilidade (A e Z) e tenacidade à fratura (CTOD_m).

Para a condição A77 observa-se com relação à N1 que ela apresenta otimização em uma comparação de σ_t com Z (figura 4.19), prejuízo em uma comparação de CTOD_m com A (figura 4.22) e diferentes relações entre as demais comparações dos parâmetros das propriedades mecânicas (figuras 4.18, 4.20 e 4.21), sem prejuízo ou otimização. Pode-se dizer então, em relação a condição normalizada (N1), que a condição austemperada (A77) apresenta melhores relações de propriedades mecânicas do que as temperadas (T77, T81 e T84).

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

5.1- Conclusões

Pode-se concluir para o aço API 5L X65 de baixo teor de carbono e microligado com titânio e nióbio, nas condições microestruturais analisadas neste trabalho, o seguinte:

- A condição como fornecido, com microestrutura composta de ferrita e perlita, não apresentou alterações sensíveis de resistência mecânica e ductilidade com relação à textura, sendo que a tenacidade à fratura apresentou maior variação;
- As condições normalizadas apresentaram microestruturas constituídas de ferrita, perlita e uma pequena fração de austenita retida, com altos níveis de tenacidade à fratura e ductilidade, porém baixos níveis de resistência à tração, se comparadas com a condição como fornecido. Entre as duas condições normalizadas somente a tenacidade à fratura apresentou variação significativa;
- As condições temperadas a partir das temperaturas de 1083 K (810 °C) e 1113 K (840 °C) apresentaram bons níveis de resistência à tração, ductilidade e tenacidade à fratura, podendo ser consideradas otimizadas em relação à como fornecida. A condição temperada a partir de 1043 K (770 °C) apresentou um alto valor para o limite de resistência à tração, porém um pequeno valor para a redução em área e para a tenacidade à fratura. Todas as condições temperadas apresentaram microestruturas constituídas de ferrita e martensita, podendo ainda conter alguma fração de austenita retida;
- A condição austemperada, constituída de ferrita e bainita, apresentou uma melhor relação entre as propriedades mecânicas analisadas do que a condição temperada a partir da mesma temperatura, e que possui martensita. Outro fato associado à condição

austemperada, é que ela de certo modo apresenta-se otimizada em relação à como fornecida, apesar de uma pequena diminuição no limite de resistência à tração;

- Os tratamentos térmicos executados não alteraram significativamente o tamanho da ferrita, mantendo-se então o refinamento microestrutural característico dos aços microligados;

- A dureza não pode ser genericamente utilizada como um estimador da resistência à tração, além de ter sido a propriedade mecânica de menor variação entre as condições analisadas;

- Os parâmetros de ductilidade (A e Z) apresentam a mesma tendência de variação entre as condições temperadas, porém divergências em uma comparação com a condição como fornecido, sendo verificado um aumento do alongamento e uma diminuição da redução em área com o tratamento intercrítico seguido de resfriamento em óleo. Sendo assim, não se deve considerar genericamente que o tratamento térmico intercrítico leva a um aumento da ductilidade do material, mas a um aumento de um dos parâmetros de ductilidade, ou seja, o alongamento total.

5.2- Sugestões para próximos trabalhos

Alguns estudos completariam ou ampliariam este trabalho, ficando então como sugestões para próximos trabalhos, sendo eles:

- Melhor caracterização microestrutural da fase “*MA constituent*”, nas condições normalizadas e temperadas, através de técnicas de raios X e/ou microscopia eletrônica de transmissão;

- Caracterização complementar da segunda fase da condição austemperada, por outra técnica como a microscopia eletrônica de transmissão;

- Utilizar para a condição austemperada outras temperaturas de aquecimento na zona intercrítica e do banho de sal, além de variações no tempo de permanência no banho;

- Estudo de outras rotas para o tratamento intercrítico, como por exemplo austenitização completa seguido de resfriamento até a zona intercrítica e posterior resfriamento até à temperatura ambiente, além de outras taxas para o resfriamento;

- Estudar outras propriedades mecânicas, como por exemplo as propriedades de fadiga, de modo a se ter um maior conjunto de parâmetros para definição das condições microestruturais otimizadas, ou as melhores condições para uma determinada aplicação;
- Obter as curvas de energia absorvida em função da temperatura para as condições analisadas, definindo um outro parâmetro de tenacidade, ou seja, a temperatura de transição dútil-frágil;
- Estudo dos micromecanismos de fratura das condições analisadas, de modo a se ter mais uma ferramenta para ajudar a explicar quais mecanismos estariam atuando nessas microestruturas e alterando as propriedades mecânicas.

Referências Bibliográficas

1. GLADMAN, T. Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v.16, n.4, p.241-245, 1989.
2. PAULES, J. R. Developments in HSLA steel products. *JOM*, v.43, n.1, p.41-44, 1991.
3. SAGE, A. M. Microalloyed steels for structural applications. *Metals and Materials*, v.5, n.10, p.584-588, 1989.
4. 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, 1993.
5. STUART, H. The properties and processing of microalloyed HSLA steels. *JOM*, v.43, n.1, p.35-40, 1991.
6. PINTO, T. B., et al. Influência da textura e da normalização nas propriedades mecânicas de um aço API 5L X65. In: IV CONGRESSO DE ENGENHARIA MECÂNICA NORTE-NORDESTE, 1996, Recife. *Anais. Recife: UFPE/CTG*, 1996. v.1, p.15-20.
7. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, Washington. *API-5L*; specification for line pipe. Washington, 1991. 25p.
8. MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*. 1.ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1982. Cap. 11: Endurecimento por precipitação ou dispersão, p.353-358.

9. KRAUSS, G. *Principles of Heat Treatment of Steel*. Ohio: American Society for Metals, 1980. Cap. 9: Special heat treatments, p.240-246.
10. SPEICH, G. R. Dual-phase steels. In: ASM handbook. 10.ed. Ohio: American Society for Metals, 1990, v.1: Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys, p.424-429.
11. MONDAL, D. K., DEY, R. M. Effect of grain size on the microstructure and mechanical properties of a C-Mn-V dual-phase steel. *Materials Science and Engineering*, v.A149, n.2, p.173-181, 1992.
12. HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 3.ed. New York: John Wiley & Sons, 1989. Cap. 10: Microstructural aspects of fracture toughness, p.353-419.
13. DIETER, G. E. *Metallurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. Cap.6: Mecanismos de endurecimento, p.166-212.
14. TOKIMATSU, R. C. *Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa-liga*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1995. 435p. Tese (Doutorado).
15. GUIMARÃES, V. A., et al. Influência do tratamento intercrítico na tenacidade e micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65. In: I SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA, 1995, Ouro Preto. *Anais*. São Paulo: ABM, 1995. p.39-54.
16. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. E-6; standard terminology relating to methods of mechanical testing. Philadelphia, 1994. 10p.
17. ROE, G. J. Notch toughness of steels. In: METALS handbook. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, 1978, v.1: Properties and selection: irons and steels, p.689-709.

18. DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. Cap.9: Teste de tração, p.282-321.
19. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-8*; standard test methods for tension testing of metallic materials. Philadelphia, 1995. 21p.
20. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TECNICAS, Rio de Janeiro. *NBR-6152*; determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos. Rio de Janeiro, 1980. 14p.
21. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-1290*; standard test methods for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement. Philadelphia, 1993. 10p.
22. DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. Cap.11: Teste de dureza, p.332-343.
23. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-92*; standard test methods for Vickers hardness of metallic materials. Philadelphia, 1992. 9p.
24. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-23*; standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. Philadelphia, 1994. 21p.
25. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TECNICAS, Rio de Janeiro. *NBR-6157*; determinação da resistência ao impacto de materiais metálicos em corpos de prova entalhados simplesmente apoiados. Rio de Janeiro, 1979. 10p.
26. DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. Cap.14: Fratura frágil e ensaio de impacto, p.419-450.
27. SANTOS, D. B. The production of poliphasic steels - relation between microstructure and mechanical properties. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON LOW CARBON STEELS FOR THE 90'S, 1993. p.349-354.

28. GÖRSS, 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.
29. POOLE, S. W., FRANKLIN, J. E. High-strength structural and high-strength low-alloy steels. In: METALS handbook. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, 1978., v.1: Properties and selection: irons and steels, p.403-420.
30. RICHTER, J., et al. Influence of Mn and Si contents on structure and mechanical properties of ferritic-pearlitic HSLA steels. *Steel Research*, v.64, n.5, p.267-274, 1993.
31. BHOLE, S. D., YU, H. The mechanical properties of low carbon high manganese microalloyed steels. *Canadian Metallurgical Quaterly*, v.30, n.1, p.45-54, 1991.
32. WILLIAMS, S. L. Normalizing of steels. In: METALS handbook. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, 1981., v.4: Heat treating, p.6-13.
33. GUIMARÃES, Valdir Alves. *Estudo do comportamento em fadiga de aços bifásicos obtidos a partir de diferentes microestruturas iniciais*. Guaratinguetá: Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 1993. 104 p. Dissertação (Mestrado).
34. LAWSON, R. D., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. An etching technique for microalloyed dual-phase steels. *Metallography*, v.13, p.71-87, 1980.
35. MUNTEANU, V., et al. The effect of intercritical heat treatments on the properties of the ship plates. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON LOW-CARBON STEELS FOR THE 90'S, 1993. p.571-576.
36. KRAUSS, G. *Principles of heat treatment of steel*. Ohio: American Society for Metals, 1980. Cap. 7: Austenite in steels, p.161-185.

37. YANG, D. Z., et al. The formation of austenite at low intercritical annealing temperatures in a normalized 0.08C-1.45Mn-0.21Si steel. *Metallurgical Transactions A*, v.16A, p.1523-1526, 1985.
38. SOUZA, M. M., GUIMARÃES, J. R. C., CHAWLA, K. K. Intercritical austenitization of two Fe-Mn-C steels. *Metallurgical Transactions A*, v.13A, p.575-579, 1982.
39. GARCIA, C. I., DEARDO, A. J. Formation of austenite in 1.5 pct Mn steels. *Metallurgical Transactions A*, v.12A, p.521-530, 1981.
40. SPEICH, G. R., DEMAREST, V. A., MILLER, R. L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. *Metallurgical Transactions A*, v.12A, p.1419-1428, 1981.
41. SAKUMA, Y., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. Effect of molybdenum on microstructure and mechanical properties of intercritically annealed and isothermally transformed low carbon steel. *Materials Science and Technology*, v.9, p.718-724, 1993.
42. PADILHA, A. F., FILHO, F. A. *Técnicas de análise microestrutural*. São Paulo: Hemus editora limitada, 1985, 190p.
43. LOUTHAN, M. R. Optical metallography. In: METALS handbook. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, 1986, v.10: Materials characterization, p.299-308.
44. METALS HANDBOOK. Metallography, Structures and Phase Diagrams. 8.ed. Ohio: American Society for Metals, v.8, p.61-78, 1973.
45. LEPERA, F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. *Metallography*, v.12, p.263-268, 1979.
46. LEPERA, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. *Journal of Metals*, p.38-39, March 1980.

47. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-384*; standard test methods for microhardness of materials. Philadelphia, 1989. 19p.
48. 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.
49. HRIVINAK, I., MATSUDA, F., IKEVCH, K. Investigation of M-A constituent in high strength welds. *Transactions of JWRI*, v.21, n.2, p.149-171, 1992.
50. SAKUMA, Y., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 pct C steels containing 1.2 pct Si - 1.5 pct Mn and 4 pct Ni: part I. transformation, microstructure, and room-temperature mechanical properties. *Metallurgical Transactions A*, v.23A, p.1221-1232, 1992.
51. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-7*; standard terminology relating to metallography. Philadelphia, 1995. 28p.
52. KRAUSS, G. *Principles of heat treatment of steel*. Ohio: American Society for Metals, 1980. Cap. 3: Martensite and bainite, p.43-83.
53. MEKKAWY, M. F., et al. Effect of interrupted accelerated cooling on mechanical properties and structure of vanadium and titanium microalloyed steel bars. *Materials Science and Technology*, v.7, p.28-36, 1991.
54. CARDOSO, K. R., KESTENBACH, H. J. Quantos carbonitretos se formam quando em aços microligados. In: 11º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 1994, Águas de São Pedro. *Anais*. São Paulo, 1994. v.1, p.251-254.
55. FIGUEIREDO, A. L. L., et al. Aplicação de resfriamento acelerado na fabricação de tubos normalizados para soldagem. In: 49º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 1994, São Paulo. *Anais*. São Paulo: ABM, 1994. v.1, p.151-159.

Anexo A - Pré-ensaios

Os pré-ensaios foram feitos com os objetivos de se definir as condições dos tratamentos térmicos definitivos, bem como prever possíveis tendências desses tratamentos.

A.1 - Tratamento térmico de normalização

Em acordo com o citado no item 2.5, foram realizadas normalizações a 1173 K (900°C), 1193 K (920°C) e 1223 K (950°C) por tempos de permanência no forno de 20, 40 e 60 minutos, com resfriamento em ar calmo à temperatura ambiente, procurando assim verificar a microestrutura resultante para a escolha das condições definitivas. A figura A.1 mostra as microestruturas obtidas com estes tratamentos, onde pode-se observar que a temperatura de 1173 K parece não ter sido suficiente para homogeneizar a estrutura em nenhum dos três tempos. Já as normalizações a 1193 K e 1223 K parecem ter sido eficientes para isto, suprimindo o bandeamento da estrutura e sendo portanto escolhidos para os tratamentos definitivos. O tamanho de grão da ferrita parece não ter tido variação significativa com a normalização estando apenas homogeneizado, sendo este fato devido provavelmente a um menor tamanho de grão austenítico, já que os precipitados de nióbio, alumínio e titânio apresentam uma baixa solubilidade na temperatura de austenitização, formando barreiras para crescimento do grão austenítico [36,55]. O tempo de permanência escolhido foi de 40 minutos para ambas temperaturas, já que o tempo parece não ter apresentado influência significativa na microestrutura resultante, devido provavelmente as pequenas dimensões dos corpos de prova.

A.2 - Tratamentos térmicos intercríticos

Para definição das temperatura definitivas dos tratamentos de têmpera a partir da zona intercrítica, foram realizados ensaios preliminares a 1043 K (770°C) e 1093 K (820°C) por

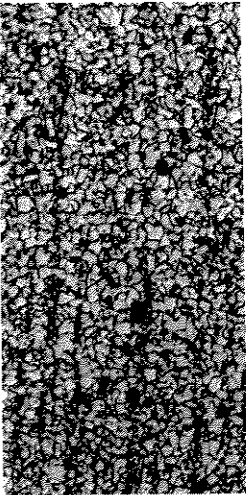
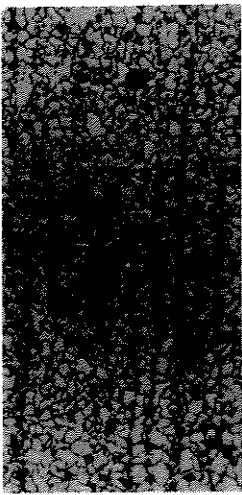
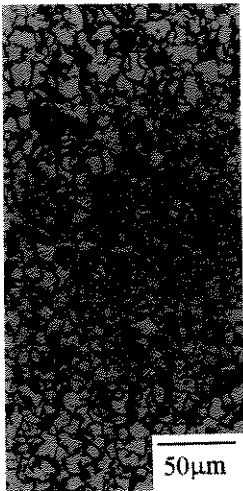
# # #	Temperatura (K)	20 minutos	40 minutos	60 minutos
(a)	1173			
(b)	1193			
(c)	1223			

Figura A.1 - Microestruturas do aço após normalização: (a) 1173 K por 20, 40 e 60 minutos; (b) 1193 K por 20, 40 e 60 minutos; (c) 1223 K por 20, 40 e 60 minutos. (Nital 2%).

um tempo de permanência no forno de 40 minutos, e posterior resfriamento em óleo de têmpera PETRONASA 20A, sendo designados respectivamente por O77 e O82. Para estes tratamentos as amostras foram previamente normalizadas a 1223 K (950°C), sendo que para o tratamento a 1093 K foi feito também uma condição sem normalização prévia, designado por CF82. As definições foram feitas com base nas propriedades mecânicas, sendo que nesta etapa foram tratados dois corpos de prova de tenacidade à fratura e um de tração para cada condição. Os resultados obtidos estão apresentados na tabela A.1.

Tabela A.1- Propriedades mecânicas dos pré-ensaios de têmpera intercrítica.

Condição	$\sigma_{e0.2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	δ_m (mm)
O77	384	714	$0,14 \pm 0,02$
O82	321	654	$0,30 \pm 0,02$
CF82	310	654	$0,34 \pm 0,03$

Observa-se pelos resultados da tabela A.1 que maiores temperaturas de tratamento fornecem melhores correlações entre tenacidade à fratura e resistência mecânica, e que a condição tratada sem normalização (CF82) apresenta praticamente os mesmos níveis de resistência mecânica da condição previamente normalizada (O82), porém uma pequena diferença de tenacidade à fratura, devido provavelmente a um efeito da textura do material que não foi totalmente suprimido por este tratamento. Por isto, optou-se em fazer a normalização prévia a fim de se ter uma estrutura mais homogênea antes do tratamento intercrítico. Pelo fato desses pré-ensaios terem sido feitos antes dos pré-ensaios da normalização, optou-se para o tratamento definitivo a utilização de normalização prévia a temperatura de 1193 K (920°C), por a princípio conseguir a mesma homogeneização com uma temperatura de tratamento mais baixa.

Foram portanto definidas três temperaturas de tratamento intercrítico, sendo de 1043 K (770 °C), 1083 K (810 °C) e 1113 K (840 °C), para mesma taxa de resfriamento, que foi escolhida de acordo com o item 2.6, já que taxas intermediárias fornecem melhores combinações de propriedades [9]. As temperaturas escolhidas estão entre as temperaturas de transformação Ac_1 e Ac_3 , e provavelmente devem resultar em uma fração volumétrica da ordem de 15 % a 30 % para a fase transformada [34].

A austêmpera a partir da região intercrítica foi realizada diretamente sem pré-ensaio, sendo escolhida a temperatura intercrítica de 1043 K (770 °C) por ser a condição mais crítica, ou seja, a de menor tenacidade à fratura para a têmpera, possibilitando assim uma melhor comparação entre estes tratamentos. As temperaturas e os tempos de tratamento foram determinados em 1043 K (770 °C) por 40 minutos para austenitização parcial, e 643 K (370°C) e 30 minutos para o banho de sal, de modo a se tentar obter bainita e completa transformação [41,55], além de facilitar a execução do tratamento.

Anexo B - Simbologia das normas ABNT e ASTM para os parâmetros do ensaio de tração.

Este anexo foi feito com o intuito de apresentar as fórmulas utilizadas no cálculo dos parâmetros do ensaio de tração, assim como a terminologia e simbologia utilizada pela norma da ABNT e sua similar da ASTM, como mostra a tabela B.1.

Tabela B.1- Terminologia e simbologia para os parâmetros do ensaio de tração.

ENSAIO DE TRAÇÃO			
#	Cálculo do parâmetro	Simbologia	
Terminologia	Fórmula	ABNT NBR 6152	ASTM E 8M
Limite de resistência à tração	$\frac{P_t}{S_0}$	σ_t	S_u
Limite de escoamento	$\frac{P_e}{S_0}$	σ_e	S_y ou Y_S
Limite inferior de escoamento ou limite de escoamento no patamar inferior	$\frac{P_{ei}}{S_0}$	σ_{ei}	L_{YS}
Limite superior de escoamento ou limite de escoamento no patamar superior	$\frac{P_{es}}{S_0}$	σ_{es}	U_{YS}
Alongamento percentual após ruptura ou alongamento total	$\frac{(L_f - L_0)}{L_0} \times 100$	A	E_l
Redução em área ou coeficiente percentual de estricção	$\frac{(S_0 - S_f)}{S_0} \times 100$	Z	RA^*

* Segundo o Metals Handbook, v.1, 9.ed., 1985.

Apêndice A - Tabela com as propriedades mecânicas do aço API 5L X65 em algumas condições microestruturais.

# # #	ENSAIO DE TRAÇÃO										ENSAIO CTOD			ENSAIO DE DUREZA VICKERS	
C.	D.	n.	σ_{el} (MPa)	σ_{es} (MPa)	$\sigma_{e0,2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	A (25 mm) (%)	R	n.	Z (%)	Plano	n.	δ_m (mm)	n.	HV (20 kgf)
CF	L.	4	516 ± 7	549 ± 10	#	617 ± 2	25,4 ± 1,2	0,84	3	74,3 ± 2,2	L-T	4	0,35 ± 0,01	6	205 ± 4
CF	T.	5	534 ± 3	573 ± 10	#	630 ± 2	22,9 ± 0,9	0,85	3	69,9 ± 1,8	T-L	5	0,23 ± 0,03	6	199 ± 3
N1	L.	6	387 ± 7	424 ± 30	#	527 ± 13	31,7 ± 1,9	0,73	3	79,6 ± 2,7	L-T	5	0,55 ± 0,01	6	174 ± 4
N2	L.	6	386 ± 9	403 ± 7	#	515 ± 10	32,7 ± 1,8	0,75	3	79,4 ± 2,4	L-T	5	0,63 ± 0,03	6	176 ± 7
T77	L.	5	#	#	315 ± 2	690 ± 7	27,6 ± 2,0	0,46	3	61,2 ± 3,0	L-T	5	0,27 ± 0,01	6	192 ± 3
T81	L.	6	#	#	294 ± 5	637 ± 13	29,7 ± 1,2	0,46	3	70,6 ± 2,3	L-T	6	0,47 ± 0,03	6	168 ± 2
T84	L.	5	#	#	313 ± 14	639 ± 15	30,3 ± 1,8	0,49	3	73,8 ± 1,9	L-T	6	0,44 ± 0,02	6	165 ± 2
A77	L.	4	435 ± 4	459 ± 11	#	598 ± 6	28,5 ± 1,7	0,73	3	81,7 ± 1,1	L-T	6	0,44 ± 0,02	6	177 ± 2

Obs.: • Foram tabelados a média ± o desvio padrão.

• Na tabela: C = condição microestrutural; D = direção do corpo de prova de tração, sendo L a de laminação e T a transversal; n = número de medidas válidas para o cálculo do(s) parâmetro(s); $R = \sigma_e/\sigma_t$.

• Para o ensaio de impacto Charpy foram utilizados quatro corpos de prova com o plano de fratura L-T, sendo os valores obtidos, em joule, para energia absorvida (E_a) à temperatura ambiente iguais a 216 ± 24 e 109 ± 12 para condições CF e T77, respectivamente.