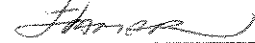


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR PETERSON LUIZ
FERRANDINI E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 19 / 06 / 97.



ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Avaliação dos micromecanismos de fratura de um aço microligado ao Ti e Nb em algumas condições microestruturais

Autor: **Peterson Luiz Ferrandini**

Orientador: **Itamar Ferreira**

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

Avaliação dos micromecanismos de fratura de um aço microligado ao Ti e Nb em algumas condições microestruturais

Autor: **Peterson Luiz Ferrandini**

Orientador: **Itamar Ferreira**

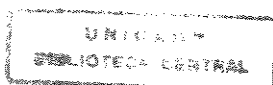
Curso: Engenharia Mecânica

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, 1997

S.P. - Brasil



UNIDADE 78C
 CHAMADA: TIUVICAMP
F411m
 EX. 31689
 PREÇO 281,97
 C ☐ D ☒ X ☐
 PREÇO R\$ 11,00
 DATA 18/09/97
 N.º CPD

CM-00100794-5

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

F411m Ferrandini, Peterson Luiz
 Avaliação dos micromecanismos de fratura de um aço
 microligado ao Ti e Nb em algumas condições
 microestruturais / Peterson Luiz Ferrandini. --Campinas,
 SP: [s.n.], 1997.

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

1. Fractografia. 2. Aço - Fratura. 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

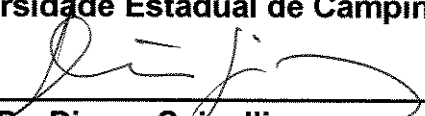
**Avaliação dos micromecanismos de
fratura de um aço microligado ao Ti e Nb
em algumas condições microestruturais**

Autor: **Peterson Luiz Ferrandini**

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. Sérgio Tonini Button
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP**

Campinas, 19 de junho de 1997

Dedico este trabalho aos meus pais, João e Maria, e aos meus irmãos Jefô, Li e Eme, sempre
tão carinhosos e compreensivos.

Agradecimentos

Pela participação direta ou indireta, sem a qual a realização deste trabalho teria sido impossível, gostaria de agradecer:

Ao meu orientador, pela forma amigável de orientar e de transmitir sua valiosa experiência;

Ao Prof. Dr. Ruiz Tokimatsu pela importante ajuda na realização deste trabalho;

Aos meus amigos Tácito, Enrico, Valdir e Jairo, pelo companheirismo e pelas conversas e discussões sempre esclarecedoras e acrescentadoras;

Aos funcionários do DEMA, Rita, Cláudia e José Luiz, que não se limitam a fazer o seu trabalho mas o fazem da melhor forma possível;

Aos meus colegas da FEI pela valiosa ajuda, apoio e incentivo dados;

À FEI, pela utilização de suas instalações, equipamento, e pela confecção dos corpos de prova;

Aos funcionários da oficina mecânica da FEI, pelo competente trabalho de confecção dos corpos de prova;

À minha cunhada Ivana, pela excelente ajuda na digitação.

Sumário

Lista de Figuras..... i

Lista de Tabelas..... v

Nomenclatura..... vi

Resumo..... ix

Abstract..... x

1- Introdução..... 1

 1.1- Considerações gerais..... 1

 1.2- Objetivos..... 2

2- Revisão bibliográfica..... 3

 2.1- Microestruturas..... 3

 2.1.1- Fases e microestruturas..... 3

 2.1.2- Estruturas bifásicas..... 3

 2.1.3- Microestruturas em aços microligados..... 4

 2.2- Micromecanismos de fratura..... 5

 2.2.1- Fratura alveolar..... 6

 a) Nucleação de vazios..... 7

 b) Crescimento de vazios..... 9

c) Coalescimento de vazios.....	10
2.2.2- Clivagem.....	11
a) Controle por propagação ou por nucleação.....	11
b) Nucleação.....	12
c) Propagação.....	12
2.2.3- Quase clivagem.....	12
2.2.4- Fratura intergranular.....	13
2.3- Separações.....	14
 3- Materiais e métodos.....	 17
3.1- Considerações iniciais.....	17
3.2- Tratamentos térmicos.....	18
3.2.1- Equipamento.....	18
3.2.2- Normalização.....	18
3.2.3- Têmpera.....	19
3.2.4- Austêmpera.....	20
3.3- Ensaaios mecânicos.....	21
3.3.1- Ensaaios de tração.....	21
3.3.2- Ensaaios de tenacidade à fratura.....	23
3.3.3- Ensaaios de impacto Charpy.....	27
3.4- Análise microestrutural.....	28
3.4.1- Metalografia.....	28
a) Nital.....	28
b) Reagente de LePera.....	29
3.4.2- Microscopia eletrônica de varredura.....	30
3.4.3- Metalografia quantitativa.....	30
a) Fração volumétrica.....	30
b) Tamanho de grão.....	31

4- Resultados e discussão.....	32
4.1- Análise metalográfica.....	32
4.1.1- Condições normalizadas e como-fornecida.....	32
4.1.2- Condições temperadas.....	32
4.1.3- Condição austemperada.....	33
4.2- Análise fractográfica.....	42
4.2.1- Fractografia dos corpos de prova de tração.....	42
4.2.2- Fractografia dos corpos de prova de tenacidade à fratura.....	44
a) Condições normalizadas.....	49
b) Condições austemperada e temperada a 810°C.....	51
c) Condição como-fornecida.....	54
d) Condições temperadas a 770°C.....	55
e) Comparação entre as condições T77 e T81.....	57
4.2.3- Fractografia dos corpos de impacto Charpy.....	60
a) Condição austemperada.....	61
b) Condições normalizada e como-fornecida.....	61
c) Condições temperadas a 770°C.....	62
d) Sobre os ensaios feitos a baixa temperatura.....	65
4.2.4- Ocorrência do fenômeno das separações.....	67
4.3- Comparação entre os diversos micromecanismos observados.....	69
5- Conclusões e sugestões para próximos trabalhos.....	70
6- Referências bibliográficas.....	72

Lista de Figuras

2.1-	Estruturas bifásicas: a) dispersão, b) estrutura duplex, c) estrutura em rede.....	4
2.2-	Modos de carregamento I, II, III.....	6
2.3-	Esquema mostrando o aspecto deformado dos “Dimples” devido ao efeito do carregamento aplicado ao componente.....	6
2.4-	Fratura alveolar de um componente submetido a carregamento do tipo I.....	8
2.5-	Desbalanceamento no equilíbrio de tensões causado pela criação de uma superfície livre entre o precipitado e a matriz.....	9
3.1-	Esquema dos tratamentos de normalização : (a) N1 e (b) N2.....	17
3.2-	Esquema das têmperas, mostrando também a normalização previamente realizada. (a) T77, (b) T81, (d) Td77.....	18
3.3-	Esquema da austêmpera realizada, mostrando também a normalização prévia...	19
3.4-	Desenho do corpo de prova do ensaio de tração com as dimensões nominais em milímetros.....	20
3.5-	Desenho do corpo de prova do ensaio CTOD com dimensões nominais em milímetros.....	22
3.6-	Curva típica da carga em função do deslocamento de abertura da trinca no ensaio CTOD, com indicação do critério de obtenção dos parâmetros Pm e Vp	23
3.7-	Desenho do corpo de prova do ensaio de Impacto Charpy com as dimensões nominais em milímetros.....	25
4.1-	Microestrutura da condição como-fornecida - CF: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.....	33
4.2-	Microestrutura da condição normalizada a 920°C - N1: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.....	34
4.3-	Microestrutura da condição normalizada a 950°C - N2: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.....	35

4.4-	Microestrutura da condição temperada a 770°C - T77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV.....	36
4.5-	Microestrutura da condição temperada a 770°C - Td77: (a) nital 2% em MO, (b) nital 2% em MEV.....	37
4.6-	Microestrutura da condição temperada a 810°C - T81: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de Lepera em MO e (c) nital 2% em MEV.....	38
4.7-	Microestrutura da condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV..	39
4.8-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição normalizada a 920°C - N2 ensaiado à tração: (a) zona central, (b) zona periférica.....	43
4.9-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição normalizada a 950°C - N1 ensaiado à tração: (a) zona central, (b) zona periférica.....	44
4.10-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição temperada a 810°C - T81 ensaiado à tração: (a) zona central, (b) zona periférica.....	45
4.11-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77 ensaiado à tração.....	46
4.12-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição como-fornecida - CF ensaiado à tração.....	46
4.13-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição temperada a 770°C - T77 ensaiado à tração.....	47
4.14-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição normalizada a 920°C - N1: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) aspecto dos “dimples” com sinais de grande deformabilidade do material em suas paredes.....	48
4.15-	Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição normalizada a 950°C - N2.....	49
4.16-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição normalizado a 950°C - N2: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) aspecto orientado dos “dimples” com sinais de grande deformabilidade do material em suas paredes.....	50

4.17-	Vista da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na cond. austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77.....	51
4.18-	Superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77.....	51
4.19-	Aspecto de uma superfície de fratura do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na cond. temp. a 810°C - T81: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) “dimples” de diversos tamanhos e deformação intensa.....	52
4.20-	Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição como-fornecido - CF.....	53
4.21-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 810°C - T81: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) “dimples” de diversos tamanhos e sinais de deformação intensa.....	54
4.22-	Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 770°C - T77.....	55
4.23-	Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 770°C - Td77: (a) aspecto geral da trinca com baixa ampliação, (b) aspecto dos “dimples” com maior ampliação, mostrando sinais de deformação intensa.....	56
4.24-	- Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 770°C - T77: (a) área exibindo “dimples” pequenos e de tamanho regular, indicadores de deformação limitada, (b) área predominantemente clivada.....	57
4.25-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77: (a) Vista geral da trinca mostrando a deformação macroscópica ocorrida, (b) Vista da trinca com maior ampliação mostrando o micromecanismo de fratura atuante.....	58
4.26-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição como-fornecido - CF.....	59

4.27-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - Td77: (a) vista geral da trinca mostrando a deformação macroscópica ocorrida, (b) vista mostrando aspecto predominantemente alveolar da fratura, (c) indício de faceta de clivagem, (d) indício de faceta de clivagem.....	60
4.28-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - T77: (a) vista geral mostrando a deformação macroscópica, (b)vista mostrando aspecto microscópico geral da trinca, (c) área onde houve predomínio de clivagem, (d) vista da foto anterior com maior ampliação mostrando áreas alveolares em meio à zona clivada.....	62
4.29-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - T77, ensaiado a -196°C.....	64
4.30-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição normalizado a 920°C N1 ensaiado a -196°C.....	64
4.31-	Micrografia mostrando região bandeada por onde se propaga a trinca de separação: (a) Vista com ampliação reduzida, mostrando aspecto altamente bandeado do material, (b) Vista com maior ampliação mostrando região da ponta da trinca.....	65
4.32-	Partículas de MnS alongadas (faixas escuras) em meio a área de microconstituintes bandeados fraturados por clivagem.....	66
4.33-	Superfície da trinca de separação em região de microconstituintes bandeados fraturados por clivagem.....	66

Lista de Tabelas

3.1-	Porcentagem em peso dos principais elementos do aço API 5L X 65 utilizado neste trabalho.....	15
3.2-	Temperaturas de transformação do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.....	15
3.3-	Resultados obtidos com o ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas neste trabalho.....	21
3.4-	Resultados obtidos com o ensaio CTOD para as condições microestruturais analisadas neste trabalho.....	24
3.5-	Resultados obtidos com o ensaio de impacto Charpy à temp. ambiente para as cinco condições microestruturais analisadas	26
4.1-	Fração volumétrica das fases presentes para cada condição microestrutural analisada.....	32
4.2-	Tamanho de grão médio para as fases presentes nas condições microestruturais analisadas neste trabalho.....	40
4.3-	Resumo dos micromecanismos de fratura identificados e os respectivos parâmetros obtidos nos ensaios mecânicos.....	69

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 ou número de medidas válidas para cada amostra	
P - carga	[kgf]
t - tempo	[s]
T - temperatura	[K]
W - largura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
Z - redução de área ou coeficiente percentual de estrição	[%]

Letras Gregas

α - fase ferrita	
δ - parâmetro utilizado do ensaio de tenacidade à fratura	[mm]
γ - fase austenita	
σ - tensão	[MPa]

Abreviações

a₀ - comprimento inicial da trinca	[mm]
A7 - condição do material austemperado	
Ac₁ - temperatura na qual se inicia a transformação de ferrita em austenita no aquecimento	
Ac₃ - temperatura na qual a transformação de ferrita em austenita é completada no aquecimento	
Ar₁ - temperatura na qual a transformação de austenita em ferrita é completada no resfriamento	
Ar₃ - temperatura na qual se inicia a transformação de austenita em ferrita no resfriamento	
°C - graus Celsius	
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]
E_a - energia absorvida no ensaio de impacto Charpy	[J]
HSLA - “high-strength low-alloy”	
L₀ - comprimento inicial, entre marcas, do corpo de prova de tração na região útil	[mm]
L_f - 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)δ	
MEV - microscopia eletrônica de varredura	
MO - microscopia ótica	
N1 - condição do material normalizado a 1193K	
N2 - condição do material normalizado a 1223K	
P_m - carga máxima no ensaio de tenacidade à fratura	[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 do corpo de prova de tração após a ruptura	$[\text{mm}^2]$
T77 - condição do material temperado a partir de 1043K - tratamento intercrítico a partir da temperatura ambiente	
Td77 - condição do material temperado a partir de 1043K - tratamento intercrítico a partir de austenitização completa	
T81 - condição do material temperado a partir de 1083K	
δ_e - componente elástica do parâmetro δ_m	$[\text{mm}]$
δ_m - deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima	$[\text{mm}]$
δ_p - componente plástica do parâmetro δ_m	$[\text{mm}]$
σ_e - limite de escoamento	$[\text{MPa}]$
$\sigma_{e0,2}$ - limite de escoamento pelo critério de 0,2% de deformação plástica	$[\text{MPa}]$
σ_{ei} - limite inferior de escoamento	$[\text{MPa}]$
σ_{es} - limite superior de escoamento	$[\text{MPa}]$
σ_t - limite de resistência à tração	$[\text{MPa}]$

Siglas

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

API - “American Petroleum Institute”

ASTM - “American Society for Testing and Materials

Resumo

FERRANDINI, Peterson Luiz. *Avaliação dos micromecanismos de fratura de um aço microligado ao Ti e Nb em algumas condições microestruturais*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997. 75p. Dissertação de mestrado.

Os aços microligados têm sido usados com frequência em substituição a aços estruturais convencionais e isso leva à busca de otimização de suas propriedades mecânicas, principalmente da combinação resistência mecânica/tenacidade. Sabe-se que essas duas propriedades estão ligadas aos micromecanismos de fratura atuantes em caso de ruptura, e os objetivos desse trabalho são caracterizar e analisar os micromecanismos de fratura de um aço de baixo carbono microligado com Ti e Nb, em várias condições microestruturais. Para isso o material foi ensaiado nas condições como-fornecido - CF, normalizado a duas temperaturas diferentes (1193K - N1 e 1223K - N2), austemperado a 643K a partir da austenitização intercrítica a 1043K - A77 e temperado a partir de duas temperaturas diferentes, a saber, 1043K e 1083K - T81, sendo que para a temperatura de 1043K usou-se duas rotas diferentes: “têmpera de subida”- T77 - o material foi aquecido à temperatura de 1043K a partir da temperatura ambiente e então resfriado; “têmpera de descida”- Td77 - o material foi aquecido à temperatura de 1193K a partir da temperatura ambiente, resfriado até a temperatura de 1043K e então temperado. Foram observadas as superfícies de fratura obtidas nos ensaios de tração, CTOD e impacto Charpy. Nos corpos de prova de tração, notou-se uma tendência à diminuição das dimensões dos “dimples” com o aumento do limite de resistência, principalmente quando passou-se das condições ferrítico-perlíticas para as condições ferrítico-martensíticas. Todas as superfícies de fratura obtidas nos ensaios de tração têm aspecto completamente alveolar. Nos ensaios de tenacidade à fratura, todas as condições metalúrgicas analisadas apresentaram fratura também completamente alveolar, com exceção da condição T77 que apresentou alguma quantidade de facetas de clivagem. Contrariando as expectativas, os ensaios de impacto Charpy mostraram-se mais sensíveis que os ensaios de tenacidade à fratura, tanto em termos de micromecanismos de fratura quanto nos resultados numéricos obtidos: as superfícies de fratura dos corpos de prova dos ensaios de impacto da condição T77 apresentaram grande quantidade de facetas de clivagem enquanto que as superfícies dos corpos de prova da condição Td77 apresentaram apenas leves indícios.

Palavras chaves: Micromecanismos de fratura, Aço microligado, Tratamento térmico intercrítico

Abstract

FERRANDINI, Peterson Luiz. *Fracture micromechanisms avaliation of a Ti/Nb microalloyed steel in different microstructural conditions*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997. 75p. Master of Science dissertation.

The microalloyed steels are being utilized for substituting conventional structural steels and it leads to the necessity of improvement of its mechanical properties, mostly the strength/toughness relationship. It is known that these properties are related to the fracture micromechanisms when rupture occurs and this work's purpose is to characterize and analise the fracture micromechanisms of a low carbon Ti/Nb microalloyed steel in some microstructural conditions. The steel was tested in the following conditions: as-received-CF, normalized at two diferent temperatures (1193K-N1, 1223K-N2), austempered at 643K from intercritical austenitization at 1043K-A77, and quenched from two diferent temperatures that are 1043K and 1083K-T81; for 1043K, two distinct routes were taken: "from room temperature-quench"-T77 - the specimens were heated to 1043K from room temperature and quenched; "from full austenitization-quench"-Td77 - The specimens were heated to 1193K from room temperature, cooled to 1043K and then quenched. The fracture surfaces obtained from the tensile, CTOD and Charpy impact tests were observed. The tensile specimens showed a trend of smaller dimples with raising tensile strength, mostly when shifting from ferritic-perlitic structure to ferritic-martensitic structure. All the CTOD fracture surfaces were also completely dimpled with the T77 condition being the only exception, showing a few clivage facets. Against the expectations, the Charpy impact tests were more sensitive than CTOD tests not only when analizing the fracture micromechanisms but also when analizing numeric results: the T77 Charpy impact test fracture surfaces showed a remarkable number of clivage facets while the Td77 fracture surfaces showed only slight evidence.

Key words: Fracture micromechanisms, Microalloyed steel, Intercritical annealing

Capítulo 1

Introdução

Embora nas últimas décadas o aço venha perdendo espaço para materiais cerâmicos, poliméricos e mesmo para outros materiais metálicos como o alumínio por exemplo, não é possível, ao se pensar na combinação propriedades mecânicas / custo, conceber a idéia de que num futuro próximo ele venha a ser totalmente ou até parcialmente substituído em algumas aplicações. Alguns exemplos dessas aplicações são a indústria civil, onde ele entra como elemento estrutural na construção em geral na forma de vigas e na construção de oleodutos e gasodutos [1], que algumas vezes ligam regiões consideravelmente distantes; ainda na construção civil, são vários os casos de pontes totalmente metálicas [2]. Pode-se citar ainda o caso da indústria naval e daquela onde talvez a perda de terreno do aço seja mais evidente, a indústria automobilística: segundo Wilhelm [3], entre 1980 e 1990, 69% do total de materiais utilizados na indústria automotiva alemã foi de aço e ferro fundido e entre 1995 e 2000 essa participação será de 60%. Sabe-se que esse percentual já foi maior e que a tendência é de queda mas vale lembrar que mais da metade do material utilizado até o ano 2000 nessa indústria ainda será aço e ferro fundido.

Os exemplos acima, além de evidenciarem a importância presente e futura do aço mostram que a tendência é de sua utilização em elementos estruturais onde certas características são imprescindíveis: a primeira delas é o custo, um fator que sempre teve grande importância e que parece ser cada vez mais importante; a segunda, o peso, característica que se não for de extrema importância na indústria civil e naval por exemplo, o é na indústria automotiva, e que pode ser vista como função da terceira e mais importante característica esperada de um material estrutural que é a combinação de propriedades mecânicas, mais especificamente a combinação resistência mecânica / tenacidade. Historicamente, os aços têm

tido, em geral, baixo custo de produção, e um grande desafio tecnológico tem sido obter-se aços com melhores propriedades mecânicas que conseqüentemente gerarão componentes mais delgados e portanto mais leves sem aumento substancial no custo. Uma opção de melhores propriedades mecânicas sem aumento substancial de custo em relação aos aços convencionais são os aços microligados.

Sobre propriedades mecânicas, seria ideal que se tivesse materiais altamente resistentes, mas ao mesmo tempo que não fossem frágeis e portanto, que apresentassem considerável plasticidade. Isto equivale dizer resistência mais ductilidade que finalmente pode ser chamado de tenacidade. Pode-se dizer que tenacidade é a capacidade de um material de absorver energia durante o processo de deformação que pode levar à ruptura. Caso a ruptura venha a ocorrer, é evidente que será gerada uma superfície de fratura, superfície essa que tem aspectos macroscópicos e microscópicos. Embora não seja quantificável, tanto os aspectos macroscópicos quanto os microscópicos estão intimamente ligados à maior ou menor tenacidade do material [4]. Os aspectos microscópicos da superfície são conhecidos como micromecanismos de fratura e são função da combinação de características intrínsecas do material e condições externas de solicitação. Pode-se estimar então que se um material tem determinada estrutura, composição química ou está em uma tal condição metalúrgica, ele apresentará determinadas respostas a diferentes esforços e solicitações que, como já foi dito, têm íntima ligação com os micromecanismos de fratura, e assim é possível, a partir da análise desses micromecanismos, estimar-se condições de solicitação e características intrínsecas do material.

Os objetivos desse trabalho são, a partir do que foi exposto:

- 1 - Identificar os micromecanismos de fratura que ocorrem em um aço microligado de baixo carbono em diferentes condições metalúrgicas solicitado de vários modos;
- 2 - Relacionar os micromecanismos de fratura com as condições microestruturais e estabelecer algumas correlações entre os micromecanismos e as propriedades mecânicas do material.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Microestruturas

2.1.1 Fases e microestruturas

É interessante, antes de começar a falar sobre microestruturas, que se coloque rapidamente a diferença entre fase e microestrutura. Hornbogen [5] diz que existem 6 níveis estruturais da matéria até se chegar às partículas elementares e que microestrutura é o termo utilizado para o nível entre fases (cristalinas ou amorfas) e estruturas macroscópicas. Ele define fase como sendo uma zona tridimensional de estrutura e composição homogêneas e microestrutura como aquilo que engloba todas as descontinuidades dentro e entre as fases. As fases derivam, na maior parte das vezes, de equilíbrio termodinâmico estável ou metaestável, enquanto que os elementos de uma microestrutura são características estruturais fora de equilíbrio. Dessa forma, quando houver defeitos não ligados à diminuição da energia livre numa estrutura, como poros ou contornos de grão, pode-se dizer que existe uma microestrutura. Pode-se dizer também que uma liga monofásica pode ter uma microestrutura ou não, enquanto que uma liga polifásica obrigatoriamente tem.

2.1.2 Estruturas bifásicas

O número de fases que podem constituir uma microestrutura é variável, e quando esta for bifásica existem algumas alternativas de tipos de estruturas possíveis. Para esse trabalho é importante citar-se a "dispersão", onde partículas de uma determinada fase β estão

homogeneamente dispersas em determinada fase α (fig. 2.1a), a estrutura "duplex", onde o número de partículas ou grãos das fases α e β é igual (fig. 2.1b), com tamanho médio de grão também igual e arranjados aleatoriamente, e finalmente a estrutura em rede, onde partículas da fase β são nucleadas nos contornos de grão da fase α e assim, numa estrutura em rede ideal não haveria fronteiras $\alpha.\alpha$, onde duas partículas da fase α se tocariam (fig. 2.1c).

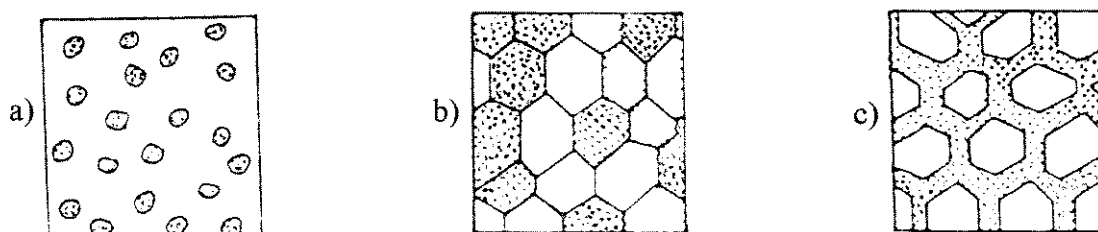


Figura 2.1 - a) dispersão; b) estrutura duplex; c) estrutura em rede.

2.1.3 Microestruturas em aços Microligados

Para os aços em geral, pode-se dizer que os principais constituintes microestruturais encontrados são ferrita, perlita, bainita, martensita, austenita, carbonetos, sulfetos e inclusões.

Não é recente o esforço para se baixar o teor de carbono do aço, o que leva a melhores soldabilidade e tenacidade. Essa filosofia de baixo carbono aponta na direção dos aços microligados, normalmente fornecidos com estrutura ferrítico-perlítica, mas que por tratamento térmico podem ter sua estrutura transformada para ferrítico-bainítica ou ferrítico-martensítica, havendo com isso, muitas vezes, expressivos ganhos nas propriedades mecânicas. Béjar [6] estudou a influência da microestrutura nas propriedades de tração de um aço microligado e mesmo não tendo determinado a influência isolada de cada microestrutura, concluiu que a melhor combinação de propriedades foi obtida quando a matriz era de ferrita acicular. Outros estudos mostraram que pode-se obter com resfriamento acelerado a partir da zona intercrítica e usando-se diferentes taxas de resfriamento, estruturas ferrítico-perlíticas e ferrítico-martensíticas com morfologias diferentes e que levam a propriedades mecânicas também bastante diferentes [7]. Pinto [8] estudou a influência da textura e da normalização nas propriedades mecânicas de um aço API 5L X65 e chegou à conclusão de que a textura influencia a tenacidade de forma acentuada e tem influência menos acentuada mas também

considerável na resistência à tração do material. Vários autores estudaram variações microestruturais de aços microligados e estas estão sempre entre a ferrítico-perlítica e a ferrítico-martensítica com variações morfológicas da ferrita (poligonal ou acicular), variações morfológicas da martensita (lamelas ou ripas) e quantidades variáveis de bainita indo de nenhuma até a substituição quase total da martensita pela bainita [9-12]. Finalmente, DeArdo [13] atribuiu o aumento da ductilidade e conformabilidade dos aços bifásicos em geral a:

- 1 - a natureza e comportamento da martensita (ductilidade e coesão com a ferrita);
- 2 - o baixo teor de carbono da ferrita após o resfriamento lento a partir da zona intercrítica;
- 3 - a transformação da austenita retida.

2.2 Micromecanismos de fratura

Em termos macroscópicos, normalmente a fratura de um componente mecânico pode ser dividida em dúctil, frágil ou mista. Geralmente a fratura dúctil apresenta superfície opaca acinzentada com evidências de deformação mecânica intensa e formação de bordas de cisalhamento. A fratura frágil, por sua vez, geralmente é plana, lisa, apresentando pouca ou nenhuma evidência de deformação plástica e muitas vezes exibindo superfície brilhante. A fratura mista apresenta características comuns às duas anteriores.

Em termos microscópicos, existem vários modos, ou micromecanismos de fratura, sendo que não se sabe ainda, exatamente quantificar a influência deles no comportamento macroscópico da fratura.

Neste trabalho serão discutidos os seguintes micromecanismos: alveolar (dimples), quase clivagem, clivagem, e intergranular.

2.2.1 Fratura alveolar

O micromecanismo de fratura alveolar ocorre em grande variedade de metais e ligas de todos os níveis de resistência e é caracterizado pela nucleação de microalvéolos ou microvazios que crescem e coalescem levando à ruptura.

Esses microvazios ou "dimples" podem ser equiaxiais ou "orientados", de formato elíptico ou parabólico, de tamanho e profundidade variáveis. O formato dos "dimples" depende basicamente do tipo de carregamento a que for submetido o componente mecânico fraturado, sendo que para cargas de tração pura é normal ocorrer a formação de "dimples" equiaxiais enquanto que para carregamentos tipo I, II ou III (fig. 2.2) os "dimples" deveriam ser elípticos ou parabólicos dependendo da composição do carregamento atuante no processo [15] (fig. 2.3). Feng [16], concluiu que a tendência é de que com o aumento do modo III de carregamento os "dimples" fiquem rasos e pequenos, e alongados na direção de cisalhamento.

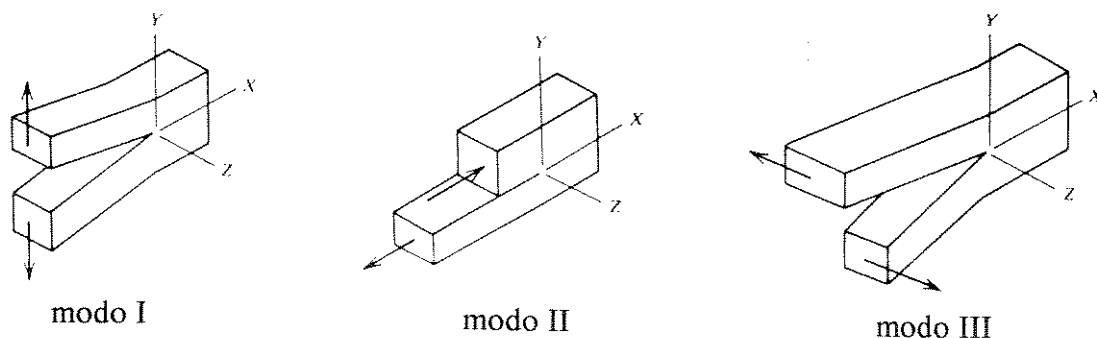


Figura 2.2 - Modos de carregamento I, II, III

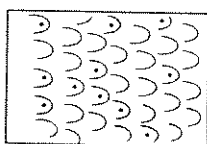


Figura 2.3 - Esquema mostrando o aspecto deformado dos "Dimples" devido ao efeito do carregamento aplicado ao componente.

Sabe-se que o processo de nucleação, crescimento e coalescimento dos "dimples", quando do ponto de vista microscópico, é altamente dútil pois é todo controlado por deformação, e só uma matriz deformável poderá então ser submetida a tal. Em termos

macroscópicos, entretanto, é perfeitamente possível ter-se a presença de "dimples" numa superfície de fratura frágil, como a do ferro fundido por exemplo. Isso se dá porque, macroscopicamente, a maior ou menor ductilidade está relacionada ao tamanho, número e distribuição dos "dimples".

a) Nucleação de vazios

Os vazios ou "dimples" nascem num processo de nucleação e algumas vezes simplesmente não se encontram indícios de partículas nucleadoras no fundo destes. Nesse caso, possíveis agentes nucleadores seriam empilhamentos de discordâncias ou precipitados coerentes com a matriz e esse tipo de ocorrência pode ser considerado como exceção já que o que acontece na maior parte das vezes é a nucleação ocorrer em precipitados e inclusões, mais precisamente, em carbonetos, nitretos, carbonitretos e inclusões não metálicas.

Sabe-se que a nucleação ocorre por separação entre partícula e matriz, ou por fratura da partícula [17] quando a deformação ocorre, e que primeiro as partículas maiores nuclearão vazios com partículas cada vez menores nucleando também, à medida que a deformação prossegue [14]. Já que em uma determinada seção as condições de nucleação (tamanho, forma e distribuição das partículas) não são homogêneas, é de se esperar que a condição crítica de nucleação seja atingida com diferentes níveis de deformação em diferentes pontos da seção, o que nos permite dizer que a nucleação é um processo contínuo.

A nucleação de vazios pode ocorrer com níveis de deformação bastante baixos, ou pode ocorrer depois que um certo grau de deformação é atingido. Caso ela ocorra com baixos níveis de deformação três fenômenos podem ocorrer:

- 1 - separação interfacial de inclusões grandes;
- 2 - trincamento interno de partículas grande alongadas;
- 3 - separação de partículas muito próximas.

Nos casos em que a nucleação acontece depois que um maior grau de deformação tenha ocorrido, ela poderá ocorrer continuamente ao longo de uma vasta gama de deformações e aí o fenômeno predominante é a separação interfacial em partículas de carbonetos de tamanho médio.

A nucleação de vazios em baixos níveis de deformação foi estudada previamente para aços esferoidizados [18, 19] e as conclusões são que inclusões grandes de sulfetos tendem a nuclear vazios mais facilmente que carbonetos pequenos. Isso se dá porque grandes partículas têm maior probabilidade de apresentar falhas superficiais ou porque a relaxação plástica de grandes concentrações de tensão em partículas é mais difícil para partículas grandes. Os efeitos de interação entre inclusões de tamanho maior que o médio com espaçamentos menores que o médio também pode ser uma provável razão [18]. Fratura interna de partículas de cementita de formato irregular, que é o principal modo de nucleação de vazios em aços de alto carbono, poderia ser responsável pela nucleação com baixa deformação em aços de baixo carbono. Sabe-se que partículas de carbonetos com grande diferença entre largura e comprimento em aços submetidos a deformação quebram no começo da deformação, e que a porcentagem de partículas quebradas aumenta linearmente com esta. Esse tipo de nucleação é sensível ao ângulo entre o eixo mais longo da partícula e a direção da carga, sendo que quanto menor esse ângulo, maior a probabilidade de quebra interna da partícula [17]. A figura 2.4 mostra um esquema do processo de fratura alveolar num componente submetido a carregamento tipo I.

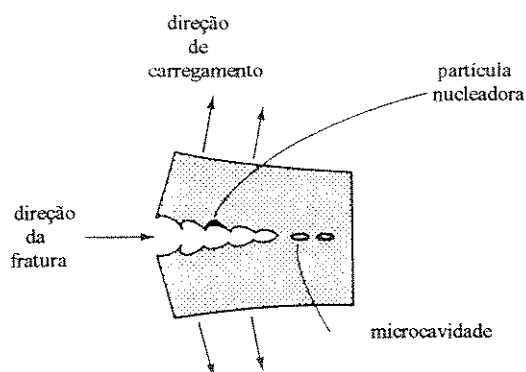


Figura 2.4 - Fratura alveolar de um componente submetido a carregamento tipo I

b) Crescimento de vazios

Após ocorrer a nucleação, os vazios crescem com a contínua deformação. Bates [14] dividiu o crescimento em dois estágios: o primeiro, imediatamente após a nucleação, ocorre devido ao desbalanceamento no equilíbrio de tensões causado pela criação de uma superfície livre entre o precipitado e a matriz: na fig. 2.5 o cubo de dimensões infinitesimais colocado no ponto onde houve a criação da superfície livre, mostra que a partir deste momento o valor de σ_2 é zero (superfície livre) e portanto σ será maior que antes da criação da superfície livre, causando deformação. O segundo é induzido por deformação e é também função do estado de tensão.

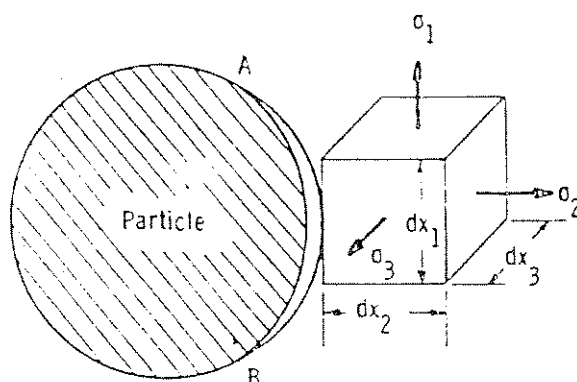


Figura 2.5 - Desbalanceamento no equilíbrio de tensões causado pela criação de uma superfície livre entre o precipitado e a matriz[14].

Kwon [17] afirma que a quantidade de vazios a uma determinada deformação, assim como sua taxa de crescimento são menores para os vazios nucleados a pequenas deformações do que para aqueles nucleados a deformações maiores, e que as razões para isso são: os pontos de nucleação dos primeiros são poucos e seu crescimento é restrito por limitações geométricas. Os vazios (nucleados a deformações maiores) que se iniciam de um lado da partícula, crescem livremente pela matriz com a deformação até encontrarem outras partículas. Entretanto, aqueles vazios nucleados com pequenas taxas de deformação (por quebra de partícula ou separação de partículas muito próximas) tem seu crescimento limitado por segmentos de partículas ou duas ou três partículas muito próximas.

No caso de vazios nucleados a deformações maiores, a fração de volume de vazios aumenta lentamente com a deformação, com baixos níveis de deformação, e rapidamente com níveis de deformação maiores.

Kwon[17] estudou ainda o crescimento longitudinal e o crescimento lateral dos vazios separadamente. Entenda-se por crescimento longitudinal aquele que faz com que a dimensão do vazio medida paralelamente ao eixo de aplicação da carga no ensaio de tração por exemplo, aumente; crescimento lateral é aquele que faz com que a dimensão localizada num plano perpendicular ao plano de aplicação da carga no ensaio de tração aumente. Foram determinadas as dimensões longitudinais dos maiores vazios e colocadas em gráfico em função do grau de deformação plástica, tanto para corpos de prova de tração lisos como entalhados, que resultaram em uma única reta. Isso significa que a taxa de crescimento longitudinal dos vazios é função do grau de deformação mas independe do grau de triaxialidade de tensão. Foram determinadas também as dimensões transversais dos maiores vazios e colocadas em gráfico contra taxa de deformação plástica, novamente para corpos de prova de tração, tanto lisos quanto entalhados. Dessa vez notou-se que a taxa de crescimento é maior para os corpos de prova entalhados do que para os corpos de provas lisos, já que foram obtidas duas retas, a dos corpos de prova entalhados, com inclinação maior. Isso vem mostrar que a taxa de crescimento transversal dos vazios é influenciada pelo grau de triaxialidade de tensão, e essa evidência é reforçada pela observação de que o "tamanho transversal" dos vazios diminui perto das bordas do corpo de prova liso, ou seja, diminui com a diminuição do grau de triaxialidade de tensão.

c) Coalescimento de vazios

Sobre o coalescimento de vazios, Kwon[17] observou que abaixo da superfície de fratura os vazios são relativamente pequenos e não bem interconectados, o que indica que o processo de coalescimento final ocorre rapidamente em uma região da matriz altamente localizada e que a fração de volume de vazios permanece baixa. É provável que os vazios que crescem continuamente durante o processo de deformação anterior à fratura, coalesçam por um processo localizado de instabilidade plástica na matriz, levando à formação de uma trinca macroscópica que se propaga rapidamente em direção à superfície do corpo de prova. A fração de volume de vazios aumenta com a nucleação ou com o crescimento, sem contribuição do

coalescimento e é alcançada uma bem definida concentração de vazios a uma deformação muito próxima àquela de fratura. Quando a concentração de vazios atinge um determinado nível crítico, o coalescimento ocorre de maneira catastrófica dentro daquela zona altamente localizada (zona onde se desenvolverá a trinca macroscópica) e leva à separação final.

2.2.2. Clivagem

A fratura de aços por clivagem é de baixa energia, pois basicamente não envolve deformação, e assim sendo é, em termos macroscópicos, fratura frágil. Ela se propaga por planos de baixos índices que são conhecidos como planos de clivagem [15]. A fratura por clivagem ideal deveria apresentar duas superfícies lisas se encaixando perfeitamente, mas o que realmente se verifica são superfícies irregulares com sinais característicos. Esses sinais aparecem devido ao fato de que quando o processo se inicia os planos de clivagem ativos são vários, mas com a propagação da trinca o número de planos ativos diminui e quando eles se juntam eles formam certos degraus. Esses degraus, quando se apresentam de forma mais grosseira e concentrada, são conhecidos como padrões de rios, e quando se apresentam de forma mais distribuída e fina são chamados de padrões de penas, que é o que eles lembram. Outra característica interessante sobre esse processo é que a junção dos planos se dá na direção de propagação da trinca e portanto é possível determinar-se localmente a direção em que a trinca caminhou.

a) Controle por nucleação ou por propagação

O processo de clivagem envolve estágios de nucleação e propagação [14, 20, 21] e é controlado por tensão, ou seja, a clivagem ocorrerá quando a tensão exceder um valor crítico σ_F . Já que os estágios de desenvolvimento da trinca são sequenciais, σ_F será determinada pelo estágio mais difícil de ser atingido. Deke [21] estudou clivagem em bainita de alto carbono e descobriu que a tensão de fratura por clivagem da bainita superior depende da temperatura e é linearmente proporcional à tensão de escoamento, o que indica que a fratura é controlada por nucleação, enquanto que para a bainita inferior, a temperatura e a tensão de escoamento não afetam, o que indica controle por propagação. Em seu trabalho Deke cita também que a tensão de tração atuante não tem importância no processo de nucleação. Para aços de baixo carbono

σ_F independe da temperatura e a tensão de tração atuante tem importante papel na fratura, ou seja, o fenômeno da clivagem nos aços de baixo carbono é controlado por propagação. Cai [22] diz que a clivagem é instável porque seu início é mais difícil que sua propagação e consequentemente, uma vez iniciada, a frente da trinca avança distância considerável antes que condições que impedem o prosseguimento sejam atingidas.

b) Nucleação

A nucleação da clivagem ocorre quando são produzidas microtrincas, que em função de certas condições podem se propagar e coalescer formando a trinca macroscópica. Os agentes nucleadores, originadores das microtrincas, podem ser empilhamentos de discordâncias em contornos de grãos e em partículas de segunda fase ou maclas; interseções de duas maclas ou interseções de maclas e contornos de grãos podem ser agentes nucleadores de microtrincas também [14]. Partículas de carbonetos podem ser núcleos de trincas por clivagem, quando, devido a escorregamento da matriz elas se quebram resultando no início de microtrincas. Isso ocorre quando a partícula tem tamanho tal que excede a um tamanho crítico [20].

c) Propagação

O crescimento ou propagação da trinca por clivagem deve ser dividido em estágios [14, 20]: O processo total de formação da trinca pode ser dividido em iniciação, que envolve a nucleação e o estágio inicial de propagação, propagação da microtrinca na matriz, que se refere à extensão da mesma através de contornos de grãos próximos, e o terceiro e último estágio, que envolve o coalescimento de microtrincas formando a trinca de clivagem, que é aquele que leva à instabilidade da fratura.

2.2.3 Quase clivagem

O processo de quase-clivagem está relacionado com clivagem, e como apresenta algumas características próprias é, muitas vezes, tratado a parte. A fratura por quase-clivagem apresenta facetas que têm ao seu redor "dimples" e bordas de rasgamento [14, 15, 23]. É comumente observado em aços temperados e revenidos, e enquanto na clivagem os rios

atravessam a faceta em uma determinada direção, na quase-clivagem eles se dirigem para as bordas da faceta a partir de um ponto na região central da mesma. Bates [14] coloca ainda que as facetas de quase-clivagem não são planos verdadeiros de clivagem e daí vêm a necessidade de se distinguir o processo.

Assim como na clivagem, existe um estágio de nucleação e um estágio de propagação da trinca. A nucleação é causada por deformação plástica heterogênea, que resulta em quebra de partícula de precipitado no interior do grão austenítico de origem. A nucleação e a propagação ocorrem separadamente em grãos austeníticos(de origem) adjacentes e assim a fratura final ocorre de maneira descontínua pelo coalescimento de várias trincas em grãos adjacentes.

Em materiais normalmente dúcteis, condições que impedem deformação plástica propiciam a ocorrência de quase-clivagem. Lewandowski [24], que trabalhou com aço eutetoide perlítico, diz que algumas vezes as tensões locais são tão elevadas, devido ao endurecimento por deformação, que mesmo durante o crescimento de vazios, eventualmente ocorre fratura frágil num corpo de prova de tração, quando localmente atinge-se a tensão crítica de clivagem. Assim sendo, pode-se na fratura dúctil, ter intervenção da clivagem interrompendo o crescimento de vazios. Park [25], que também trabalhou com aço eutetoide perlítico, ao examinar superfícies de fratura de corpos de prova para ensaio de tração, encontrou facetas de clivagem tendo em seu ponto de nucleação regiões com "dimples".

2.2.4 Fratura intergranular

A fratura intergranular ocorre em alguns casos específicos, quando a força de coesão intergranular diminui ou quando o material é solicitado de forma a se propiciar ocorrência de fluência. O primeiro caso é classificado como fratura decoesiva e em geral pode ser resultado da ação de uma atmosfera reativa, da presença de constituintes de baixo ponto de fusão como chumbo, estanho, cádmio etc, nos contornos de grão [15] ou, altos teores de elementos como hidrogênio, enxofre e fósforo nos contornos de grão [26-29]. Os fatores citados provocam, como já foi dito, diminuição da resistência intergranular, mas a fratura intergranular ocorre, na maior parte das vezes, devido à combinação desses fatores com a solicitação a temperaturas específicas [26, 30, 31].

A fluência ocorre quando um metal é solicitado por longos períodos a temperaturas, em geral, da ordem de 40 a 70 % de sua temperatura absoluta de fusão [15]. Quando ocorre fluência existem duas possibilidades : a primeira é, devido ao escorregamento do contorno, num encontro de três grãos, haver concentração de tensão suficiente para nucleação e propagação de cavidades que coalescem e formam a trinca [32]. A segunda possibilidade, com temperaturas mais altas e taxas de deformação mais baixas, haver a formação de vazios devido a difusão [15].

2.3 Separações

O fenômeno das separações, conhecido na língua inglesa pelos termos "splits", "separations" ou "delaminations" ocorre nos ensaios de tenacidade, impacto e algumas vezes no ensaio de tração. Trata-se de trincas secundárias que aparecem em planos perpendiculares ao plano da trinca principal quando o material apresenta pré deformação de 30 % ou mais [33]. No ensaio de impacto o fenômeno influencia bastante não só a forma da curva de energia absorvida como a temperatura de transição [34-37]. A trinca de separação ocorre paralela ao plano de laminação, e assim, está associada à presença de um plano de menor resistência paralelo ao plano de laminação [34]. Cescom [38] cita em seu trabalho uma classificação segundo a qual as separações podem ser do tipo inclusão ou do tipo estrutural :

(i) inclusão : são formadas a partir de inclusões alongadas ou alinhadas de forma planar. Esse tipo de separação está mais associado com o nível de limpeza interna do aço do que com o tratamento termomecânico, podendo ser reduzido ou eliminado por tratamentos metalúrgicos de controle de morfologia e nível de inclusões;

(ii) estrutural : resultante das heterogeneidades introduzidas pela laminação controlada : textura cristalográfica, bandeamento microestrutural, e grãos ferríticos com altas relações comprimento / espessura.

Ainda sobre as causas das separações, alguns autores citam a textura [35, 39, 40] e alguns, mais especificamente, afirmam que o problema é a formação de textura em que os planos {100} são alinhados paralelamente ao plano de laminação [36, 37]. Tanaka [36]

enumerou algumas causas da "fragilização orientada" de chapas e portanto da ocorrência do fenômeno das separações :

- (i) a trinca se inicia em inclusões de MnS alongadas por laminação a baixa temperatura e se propaga por grãos com orientação {100} e/ou por estrutura bandeada;
- (ii) pacotes de grãos com orientação {100} são a principal fonte de trincas por separação, já que separação ocorre em aços com S extremamente baixo;
- (iii) falhas intergranulares ao longo de fronteiras austeníticas, provavelmente fragilizadas por segregação de impurezas, aumentam a ocorrência de separações;
- (iv) em chapas laminadas a quente, fragilização devido a revenimento, causada por segregação de fósforo para o contorno de grão ferrítico durante o resfriamento lento, o que baixa a tenacidade do contorno;
- (v) grãos muito alongados, com acentuada diferença entre comprimento e espessura, devido à laminação controlada;
- (vi) estrutura perlítica e/ou bainítica bandeada;
- (vii) combinação desses efeitos.

Quanto ao micromecanismo de fratura atuante no fenômeno, cita-se quase-clivagem [33, 41], clivagem [37, 38, 41, 42] e fratura intergranular [33, 41]. Em seu trabalho, DeArdo [41] observou que quando a separação se propaga por bandas de martensita não revenida ou por regiões onde a austenita não se recristalizou a fratura ocorre por clivagem, e quando o material apresenta separação por ter sido laminado na região intercrítica a fratura ocorre por quase-clivagem. Nos casos em que o teor de fósforo do material é mais alto (aproximadamente 0,1 %) foi identificada fratura de ferrita intergranular circundada por áreas de fratura intergranular e transgranular, incluindo clivagem. Outra importante observação é a de que existe aumento da probabilidade de ocorrência de separações com a diminuição da temperatura final de laminação, devido ao fato de que a austenita, em aços microligados, não se recristaliza a baixas temperaturas de laminação devido à presença de elementos fortes formadores de carbonetos.

Finalmente, para se eliminar a ocorrência de separações pode-se :

- (i) normalizar o material [34, 39, 42];
- (ii) fazer a laminação final a temperaturas mais elevadas [34, 36, 41];
- (iii) diminuir o teor de S ou adicionar Cálcio ou terras raras para globulizar as partículas de MnS [36];
- (iv) reduzir o teor de fósforo, que causa fragilização durante resfriamento lento[36];
- (v) usar resfriamento acelerado [35, 40].

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 Considerações iniciais

O material utilizado na parte experimental desse trabalho é um aço de baixo carbono microligado com nióbio e titânio fabricado pela COSIPA e fornecido em chapas de espessura 10 mm. Sua classificação segundo a "American Petroleum Institute" é API 5L X65, sendo que 5L designa aços para tubulações e X65 indica o limite mínimo de escoamento que é de 65 ksi (448 MPa) [43]. A composição química é dada na tabela 3.1, e na tabela 3.2 são dadas as temperaturas de transformação no aquecimento (Ac_1 , Ac_3) e no resfriamento (Ar_1 , Ar_3) [44].

Tabela 3.1 - Porcentagem em peso dos principais elementos do aço API 5L X 65 utilizado neste trabalho.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	Ti	Nb	Al
% peso	0,098	1,63	0,33	0,020	0,002	0,01	0,02	<0,01	0,022	0,04	0,051

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	
Unidade	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

Deve-se dizer ainda que foram analisadas neste trabalho sete diferentes condições metalúrgicas: como-fornecida - CF; normalizada a 920°C - N1; normalizada a 950°C - N2; com tempera intercrítica a 770°C e 810°C - T77, Td77 e T81; austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77.

3.2 Tratamentos térmicos

3.2.1 Equipamento

Os tratamentos foram realizados em um forno de resistência da marca EDG Equipamentos e Controladores, 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, intercalados, para se evitar resfriamento heterogêneo. Os corpos de prova de impacto foram feitos em conjuntos de nove, mas foram usados apenas quatro de cada condição nesse trabalho. Após a colocação do material, a temperatura do forno era estabilizada em aproximadamente 3 minutos, sendo aí iniciada a contagem do tempo de permanência. O controle de temperatura foi feito pelo controlador do equipamento e o tempo cronometrado.

3.2.2 Normalização

As normalizações foram feitas com aquecimento a temperatura de autenitização completa e permanência no forno por 40 minutos, seguida de resfriamento em ar calmo a temperatura ambiente. As temperaturas de aquecimento foram 1193 K (920 °C) que gerou a condição designada por N1, e 1223 K (950 °C) que gerou a condição designada por N2 [44].

Os objetivos de se fazer as normalizações foram homogeneizar a estrutura e obter padrão intermediário de comparação com os tratamentos posteriores. Os esquemas dos ciclos térmicos de normalização estão representados na figura 3.1

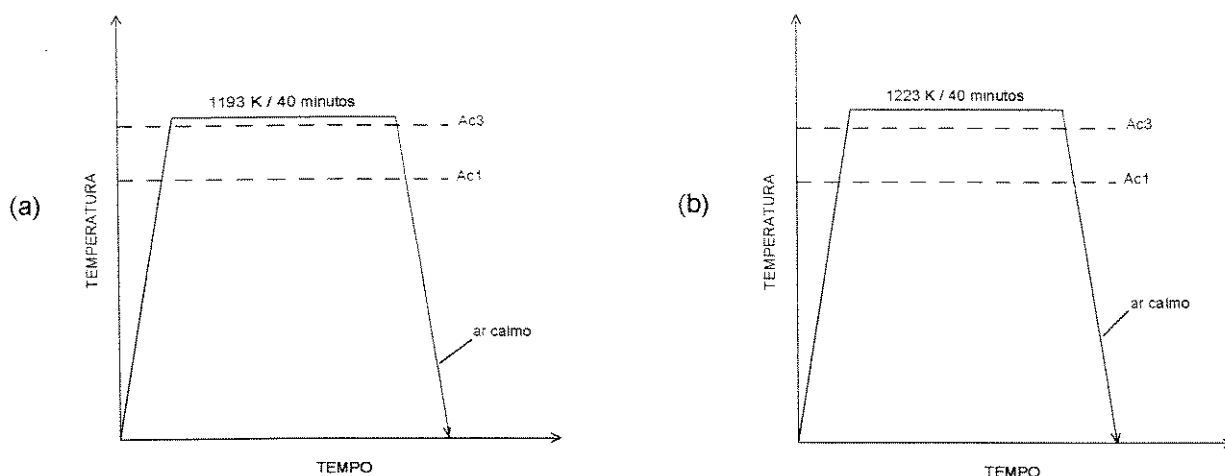


Figura 3.1 - Esquema dos tratamentos de normalização : (a) N1 e (b) N2

3.2.3 Têmpera

Foram realizadas "têmpera de subida" e "têmpera de descida", sendo que os termos "têmpera de subida" e "têmpera de descida" são explicados no item 4.2.2.4. A "têmpera de subida" foi realizada às temperaturas de 770 °C e 810 °C que geraram respectivamente as condições T77 e T81. A "têmpera de descida" gerou a condição Td77. Todas as amostras temperadas foram normalizadas previamente. A taxa média de resfriamento, no intervalo entre 1023 K (750 °C) e 573 K (300°C) foi de aproximadamente 30K.s^{-1} , 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 da seção de diâmetro 10 mm. A temperatura do óleo também foi monitorada, não tendo variação significativa. A figura 3.2 mostra os esquemas dos ciclos térmicos das têmperas realizadas.

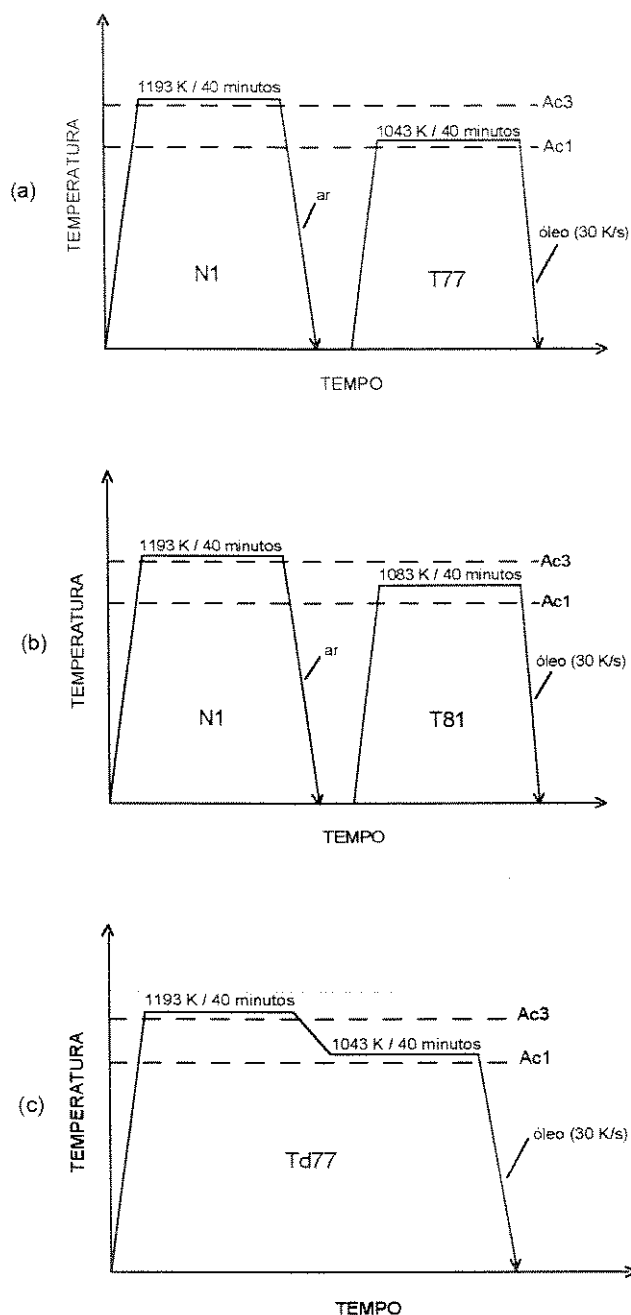


Figura 3.2 - Esquema das têmperas, mostrando também a normalização previamente realizada.
(a) T77, (b) T81, (c) Td77.

3.2.4 Austêmpera

A austêmpera foi feita com o objetivo de se obter estrutura ferrítico - bainítica em lugar da estrutura ferrítico - martensítica, e constituiu de aquecimento a 1043 K (770 °C) por 40 minutos, com posterior permanência dos corpos de prova em banho de sal a temperatura de

643 K (370 °C) por 30 minutos, sendo finalmente resfriados em água. O sal utilizado foi DURFERRIT AS-140 a base de nitratos e o esquema representando o ciclo térmico da austêmpera está demonstrado na figura 3.3. A condição gerada por este tratamento recebeu a designação A77.

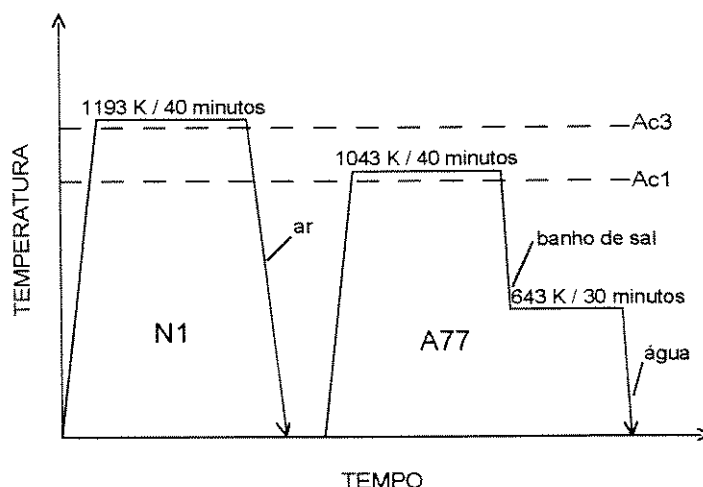


Figura 3.3 - Esquema da austêmpera realizada, mostrando também a normalização prévia.

3.3 Ensaios mecânicos

As propriedades mecânicas do material nas várias condições metalúrgicas analisadas nesse trabalho foram avaliadas por meio de ensaios de tração, tenacidade à fratura e impacto. A resistência mecânica foi caracterizada através do limite de escoamento e do limite de resistência à tração, a ductilidade foi caracterizada através do alongamento total e da redução de área na estrição, a tenacidade à fratura através do deslocamento da abertura da ponta da trinca na carga máxima e a tenacidade através da energia absorvida no ensaio de impacto. A sequência de ensaio dos corpos de prova foi aleatorizada.

3.3.1 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram baseados nas normas ABNT NBR 6152 [45] e ASTM E 8 [46]. Como já foi dito, pelos ensaios de tração se avaliou a ductilidade e a resistência mecânica das condições metalúrgicas analisadas. A simbologia adotada para os parâmetros de ensaio foi baseada na norma ABNT.

Para todas as condições tratadas termicamente os corpos de prova foram retirados na direção de laminação. Os corpos de prova foram do tipo cilíndrico e suas dimensões nominais estão mostradas na figura 3.4. 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 tratadas termicamente. 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.

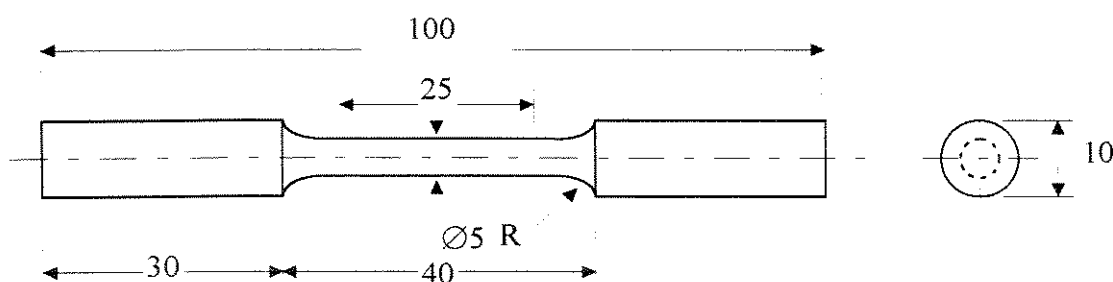


Fig. 3.4 - Desenho do corpo de prova do ensaio de tração com as dimensões nominais em milímetros.

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 foi de 0,05 mm/s.

Os parâmetros analisados foram o limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), alongamento total (A) e a redução de área (Z). Com relação ao limite de escoamento existiram duas situações : (1) curvas contínuas sem patamar de escoamento, em que o limite de escoamento ($\sigma_{e0,2}$) foi calculado pelo critério de 0,2 % de deformação plástica (determinado por meio de extensômetro MTS 632 13C-20 de 10mm com faixa de trabalho de $\pm 1,5$ mm) com base no L_0 de 25 mm; (2) curvas descontínuas com a presença de patamar de escoamento, em que 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 de 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 com traçador sobre os corpos de prova. Para o cálculo da redução de área (Z), foram realizadas medições do d_i com micrômetro para o cálculo da área da seção inicial (S_0), e após a fratura com projetor de perfil NIKON H-14B, medindo-se o menor (d_1) e o maior (d_2) diâmetros da estrição para o cálculo da área final (S_f). A redução de área foi calculada em termos percentuais com relação a S_0 .

Foram preparados seis corpos de prova para cada condição, sendo que de quatro a seis resultados foram considerados válidos após os ensaios, por condição. Os corpos de prova invalidados foram aqueles em que a estrição ocorreu fora do comprimento entre as marcas. Para o cálculo da redução de área foram feitas medições em três corpos de prova para cada condição e os resultados obtidos com os ensaios de tração estão na tabela 3.3.

3.3.2 Ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios CTOD, baseados na norma ASTM E 1290 [47], foram feitos para verificar a tenacidade à fratura do material. Foi dada preferência para a tenacidade à fratura como parâmetro de comparação porque esta propriedade é mais sensível às variações microestruturais, podendo apresentar variação considerável para um mesmo nível de resistência mecânica [48].

Tabela 3.3 - Resultados obtidos com o ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	σ_{ei} (MPa)	σ_{es} (MPa)	$\sigma_{e0.2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	A (%) 25 mm	Z(%)
Td77	#	#	464 $\pm$ 29	738 $\pm$ 28	22,0 $\pm$ 2,0	#
T77	#	#	315 $\pm$ 2	690 $\pm$ 7	27,6 $\pm$ 2,0	61,2 $\pm$ 3,0
T81	#	#	294 $\pm$ 5	637 $\pm$ 13	29,7 $\pm$ 1,2	70,6 $\pm$ 2,3
CF	516 $\pm$ 7	549 $\pm$ 10	#	617 $\pm$ 2	25,4 $\pm$ 1,2	74,3 $\pm$ 2,2
A77	435 $\pm$ 4	459 $\pm$ 11	#	598 $\pm$ 6	28,5 $\pm$ 1,7	81,7 $\pm$ 1,1
N1	387 $\pm$ 7	424 $\pm$ 30	#	527 $\pm$ 13	31,7 $\pm$ 1,9	79,6 $\pm$ 2,7
N2	386 $\pm$ 9	403 $\pm$ 7	#	515 $\pm$ 10	32,7 $\pm$ 1,8	79,4 $\pm$ 2,4

Os corpos de prova foram do tipo flexão apoiado em três pontos, com as dimensões nominais conforme a figura 3.5, sendo feitos com o plano de fratura L-T para todas as condições. 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 as condições tratadas termicamente. 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.

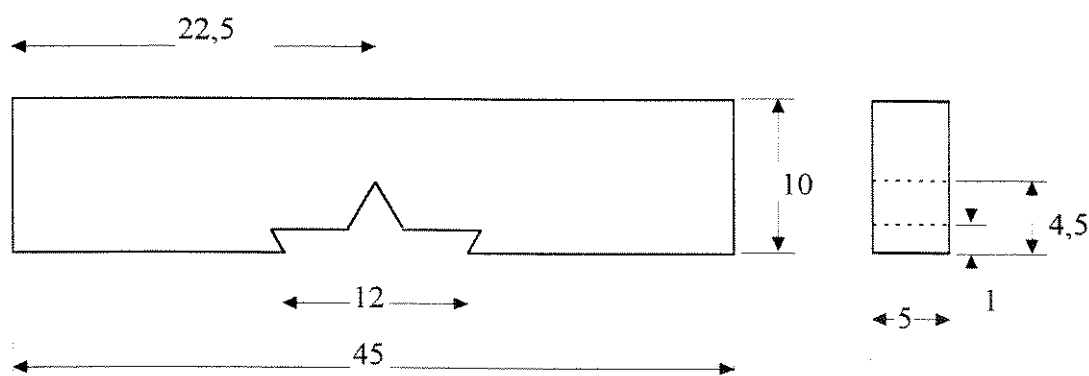


Figura 3.5 - Desenho do corpo de prova do ensaio CTOD com dimensões nominais em milímetros (ângulos de 45° para os entalhes do corpo de prova e de fixação do extensômetro)

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 carregamento senoidal, sendo que o controle foi de carga. As cargas máxima e mínima foram de 100 kgf e 10 Kgf, e a frequência de 25 Hz. A trinca foi acompanhada por marcas traçadas na superfície lateral dos corpos de prova. Foram necessários de 28190 a 66000 ciclos para a nucleação das pré-trincas de fadiga.

O ensaio de tenacidade à fratura foi feito com controle de deslocamento, com velocidade de descolamento do pistão de 0,01 mm/s.

Foi registrada a curva de carga em função da abertura do extensômetro ("clip gage"), sendo a carga registrada no eixo vertical com escala de 25 kgf/cm e abertura do extensômetro no eixo horizontal com escala de 0,01 mm/cm. O material apresentou curvas contínuas, sem a presença de "Pop-in", como mostra a figura 3.6, que também ilustra o critério para retirada dos valores da carga máxima (P_m) e da componente plástica do deslocamento (V_p). O ensaio era interrompido após a carga ter atingido o valor máximo, como pode ser observado na figura 3.6.

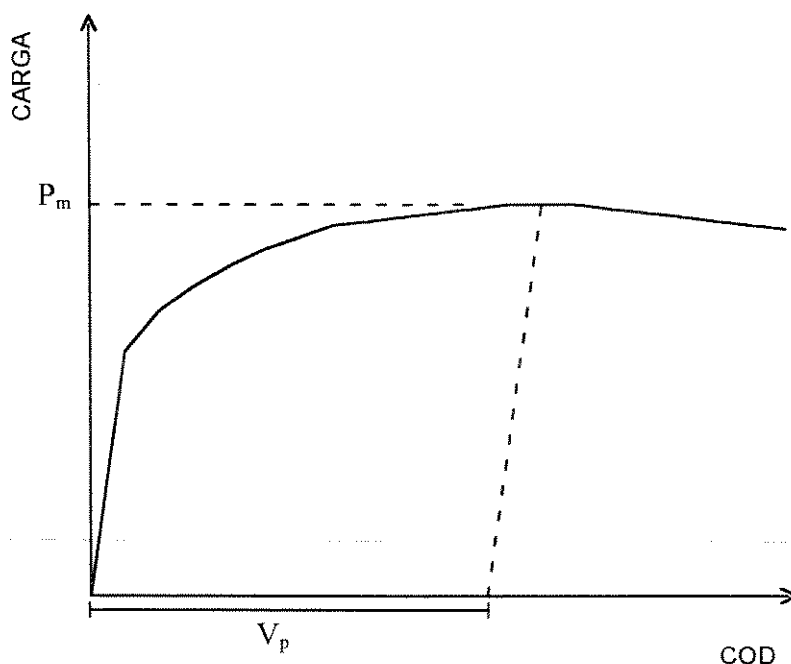


Figura 3.6 - Curva típica da carga em função do deslocamento de abertura da trinca no ensaio CTOD, com indicação do critério de obtenção dos parâmetros P_m e V_m .

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. Este critério foi adotado por duas razões: (1) a pequena espessura do corpo de prova, que dificultava a realização de mais medidas; (2) a frente de propagação da trinca era plana, o que significa 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 CARLZEISS / JENA modelo ZKM 01-250 C.

O parâmetro de tenacidade à fratura avaliado foi o deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD) na carga máxima (δ_m). Para o cálculo da componente elástica do CTOD foram adotados $E = 21000 \text{ kgf/mm}^2$ e $\nu = 0,30$. Devido ao procedimento adotado para a 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. É importante dizer também que a configuração geométrica do entalhe não está de acordo com a estabelecida pela norma, devido a dificuldades de usinagem. Outro ponto não totalmente de acordo com a norma é a pré-trinca de fadiga, que apresenta seu comprimento acima de 0,025 W porém abaixo de 1,3 mm especificado. Trata-se, no entanto, de um parâmetro 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 foram considerados válidos de quatro a seis resultados para cada condição. A tabela 3.4 mostra os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura.

Tabela 3.4 - Resultados obtidos com o ensaio CTOD para as condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	Plano de fratura	δ_m (mm)
N2	L-T	0,63 $\pm$ 0,03
N1	L-T	0,55 $\pm$ 0,01
T81	L-T	0,47 $\pm$ 0,03
A77	L-T	0,44 $\pm$ 0,02
CF	L-T	0,35 $\pm$ 0,01
T77	L-T	0,27 $\pm$ 0,01
Td77	L-T	0,24 $\pm$ 0,01

3.3.3 Ensaio de impacto Charpy

Para se avaliar a tenacidade do material nas condições CF, T77, Td77, A77 e N1 foram realizados ensaios de impacto Charpy, baseados na norma ABNT NBR 6157 [49]. O parâmetro de tenacidade utilizado foi a energia absorvida (E_a) e os corpos de prova foram ensaiados à temperatura ambiente (25°C) e a -196°C , sendo que essa temperatura foi obtida mergulhando-se os mesmos em nitrogênio líquido.

Os corpos de prova foram do tipo padrão com seção transversal de $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ e comprimento de 55mm , sendo o entalhe em V com raio da ponta de $0,25\text{mm}$, como mostrado na figura 3.7. O plano de fratura, como no ensaio CTOD, foi o L-T e todos os corpos de prova foram usinados com as dimensões indicadas com posterior lixamento e obtenção do entalhe por broxamento.

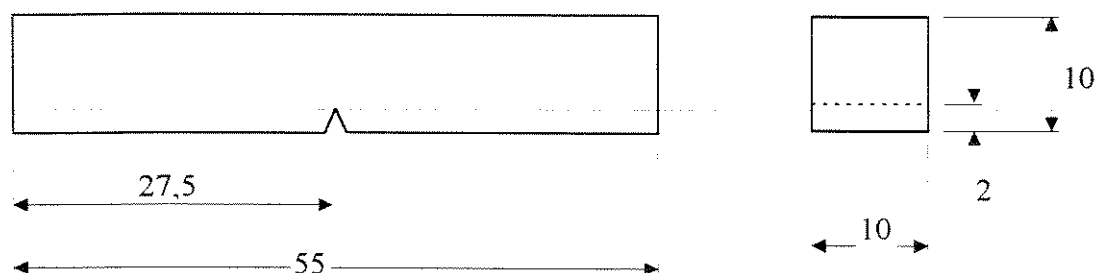


Figura 3.7 - Desenho do corpo de prova do ensaio de Impacto Charpy com as dimensões nominais em milímetros (ângulo do entalhe de 45° e raio da ponta do entalhe de $0,25\text{mm}$).

O pêndulo Charpy utilizado foi da marca LOS modelo PSW 30, estando devidamente aferido, e com velocidade do martelo no momento do impacto de $5,5\text{m/s}$. A tabela 3.5 apresenta os valores obtidos.

3.4 Análise microestrutural

3.4.1 Metalografia

A caracterização dos grãos e fases presentes no material utilizado nas diversas condições microestruturais analisadas, assim como sua quantificação foi feita utilizando-se também microscopia ótica.

Tabela 3.5 - Resultados obtidos com o ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente para cinco condições microestruturais analisadas neste trabalho. (média $\pm$ desvio padrão).

Condição	Plano de fratura	E. absorv. 25°C (J)	E. absorv. -196°C
A77	L-T	281 $\pm$ 5	4,9
N1	L-T	226 $\pm$ 2	8,8
CF	L-T	216 $\pm$ 24	4,9
Td77	L-T	187 $\pm$ 8	8,8
T77	L-T	109 $\pm$ 12	5,8

Os aumentos utilizados foram da ordem de 200 a 1500 vezes e o plano utilizado para análise foi o de laminação (L). As amostras foram retiradas dos corpos de prova de tenacidade à fratura e tração.

De modo geral, as amostras foram embutidas em 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 1200. A sequência de polimento variou um pouco dependendo do reagente utilizado, tendo sido utilizados o Nital 2% e o reagente de LePera.

a) Nital 2%

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. Depois de lixadas, as amostras foram polidas

com pasta de diamante de $6\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$, 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 secas por ventilação. Em seguida elas foram novamente polidas em pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e atacadas do mesmo modo. A 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.

b) Reagente de LePera

O reagente de LePera é a mistura de duas soluções na proporção 1:1, sendo a primeira uma solução de 1% de metabissulfito de sódio em água destilada e a outra 4% de ácido pícrico em álcool etílico, esta geralmente designada por picral 4% [50,51].

Depois de lixadas, as amostras foram polidas com pasta de diamante de $6\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$, e atacadas com picral 4% por período de aproximadamente 4 minutos, dependendo da condição microestrutural analisada, sendo lavadas com água, álcool e ventiladas para secar. Após este primeiro ataque, elas foram polidas com pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e $0,25\mu\text{m}$, e novamente atacadas com picral 4%. Após o segundo ataque elas foram novamente polidas com pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e $0,25\mu\text{m}$ e atacadas com picral 4% por um período de aproximadamente 3 minutos, sendo lavadas e secas do mesmo modo.

Para o ataque com o reagente LePera foram colocados 3 ml de picral 4% em um "vidro de relógio" e misturados a ele 3 ml de solução de 1% metabissulfito de sódio. As amostras foram imediatamente imersas por um período entre 40 e 80 segundos, e então 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 adquiriu aparência azul-alaranjada. Convém ressaltar que o procedimento utilizado variou um pouco com relação ao apresentado por LePera [51], no que se refere aos tempos de ataque [44].

As fotos 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. O filme utilizado foi Kodak EKTAR 25.

3.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada na obtenção das fractografias e também na caracterização das fases presentes nas diversas condições microestruturais, permitindo análise com maiores aumentos. As imagens foram todas geradas por elétrons secundários e o equipamento utilizado foi JEOL modelo JXA 840A. Para a caracterização das fases, as amostras foram inicialmente cortadas, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com Nital 2% conforme descrito no item 3.4.1.a, sendo que o plano de análise também foi o de laminação. Após o segundo ataque foi feita nova sequência de polimento com pasta de diamante de 1 μ m e 0,25 μ m e novo ataque com Nital 2%. Este procedimento foi adotado para tentar remover todos os distúrbios da superfície da amostra a fim de se ter melhor nitidez [44].

Depois de atacadas, as amostras foram desembutidas e metalizadas com ouro em um metalizador BAL-TEC modelo SCD050, por um período de 60 segundos com corrente de 40 A, o que representa uma camada de aproximadamente 150 Å de deposição. Essa camada de deposição não interfere na imagem, apenas melhora sua nitidez devido à melhor condutividade do ouro. Também foram realizadas análises qualitativas (RX - EDS) 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) Fração volumétrica

A fração volumétrica das fases foi estimada utilizando-se o "método da contagem por pontos". A contagem consistiu na colocação de uma rede com 64 pontos sobre a micrografia obtida após o ataque com o reagente de LePera, contando-se os pontos sobre a fase de interesse (menor quantidade) e dividindo-se pelo número total de pontos da rede [44]. Foram

feitas também estimativas de porcentagem das fases presentes nas condições T77 e Td77 usando-se um analisador de imagens LEICA Q500 MC para confirmação dos valores encontrados pelo “método da contagem por pontos”. Os resultados podem ser observados na tabela 4.1.

b) Tamanho de grão

Para estimar os tamanhos de grãos foi utilizado o "método da interseção" [44], e novamente utilizou-se o analisador de imagens LEICA Q 500 MC para uma comparação de tamanho de grão entre as condições T77 e Td77. Os resultados estão demonstrados na tabela 4.2.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 Análise metalográfica

4.1.1 Condições normalizadas e como-fornecida

A análise metalográfica das condições normalizadas (N1, N2), assim como da condição como-fornecida (CF) revelou estruturas ferrítico-perlíticas que, a despeito de serem compostas pelos mesmos microconstituintes apresentaram propriedades mecânicas distintas [7,8]. É interessante notar que as fotos da condição CF feitas após ataque com reagente de LePera não apresentam grãos na cor branca (ver figura 4.1), o que significa ausência de martensita e/ou constituinte M.A. [50,51]. A ausência de martensita numa condição resfriada lentamente como essa é esperada e a ausência de constituinte M.A. significa também ausência de austenita retida.

As condições normalizadas, por sua vez, apresentaram pequenas quantidades de grãos brancos, quando atacadas com reagente de LePera, que devido ao resfriamento lento a que foram submetidas, são provavelmente austenita retida. As porcentagens de martensita/constituinte M.A. podem ser vistas na tabela 4.1 e as micrografias referentes às condições normalizadas podem ser vistas nas figuras 4.2 (N1) e 4.3 (N2).

4.1.2 Condições temperadas

Nas condições temperadas (T77, T81 e Td77), como era esperado, houve completa substituição da perlita por martensita / constituinte M.A. que aparece nas fotos feitas após

Tabela 4.1 - Fração volumétrica das fases presentes para cada condição microestrutural analisada.

Condição	Ferrita (%)	Perlita (%)	Martensita/constituinte M.A.	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	#
Td77	82,8	#	17,2±1,9	#
T81	81,8	#	18,2±3,0	#
A77	73,4	#	#	26,6±3,7

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

ataque com Nital como pequenos grãos lisos e mais claros que os contornos. Nas fotos feitas após ataque com reagente de LePera eles aparecem na cor branca. Deve-se dizer aqui, que a presença destes grãos (martensita/constituinte M.A.) implica na presença de austenita retida e segundo DeArdo [13] a transformação da austenita retida é um dos fatores que contribuem para o aumento da ductilidade e da conformabilidade dos aços bifásicos. Pela observação dos valores de redução de área e alongamento da tabela 3.3, pode-se ver que, em geral, essas condições martensíticas realmente apresentaram boa ductilidade. A figura 4.4 mostra as micrografias da condição T77, a figura 4.5 mostra as micrografias da condição Td77 e a figura 4.6 mostra as micrografias da condição T81. A comparação entre as condições T77 e Td77 será feita no item 4.4.3

4.1.3 Condição austemperada

A análise das fotos feitas após ataque com reagente de LePera da condição A77 revelou apenas grãos da cor marrom, portanto ferríticos [50] e grãos pretos, que devido ao tratamento térmico realizado, são bainíticos. As fotos feitas no MEV para essa condição também dão evidências de que o constituinte é bainita. A ausência de grãos brancos indica ausência de martensita / constituinte M.A. e isso significa que se a martensita não é totalmente substituída pela bainita [9-12] a quantidade da primeira é tão pequena que suas partículas não são perceptíveis quando se utiliza o método utilizado nesse trabalho.

As porcentagens dos vários microconstituintes das condições metalúrgicas do material analisadas nesse trabalho são dadas na tabela 4.1, e na tabela 4.2 estão os relativos tamanhos das fases presentes. Pode-se observar que os tamanhos de grãos não foram significativamente alterados pelos tratamentos térmicos realizados.

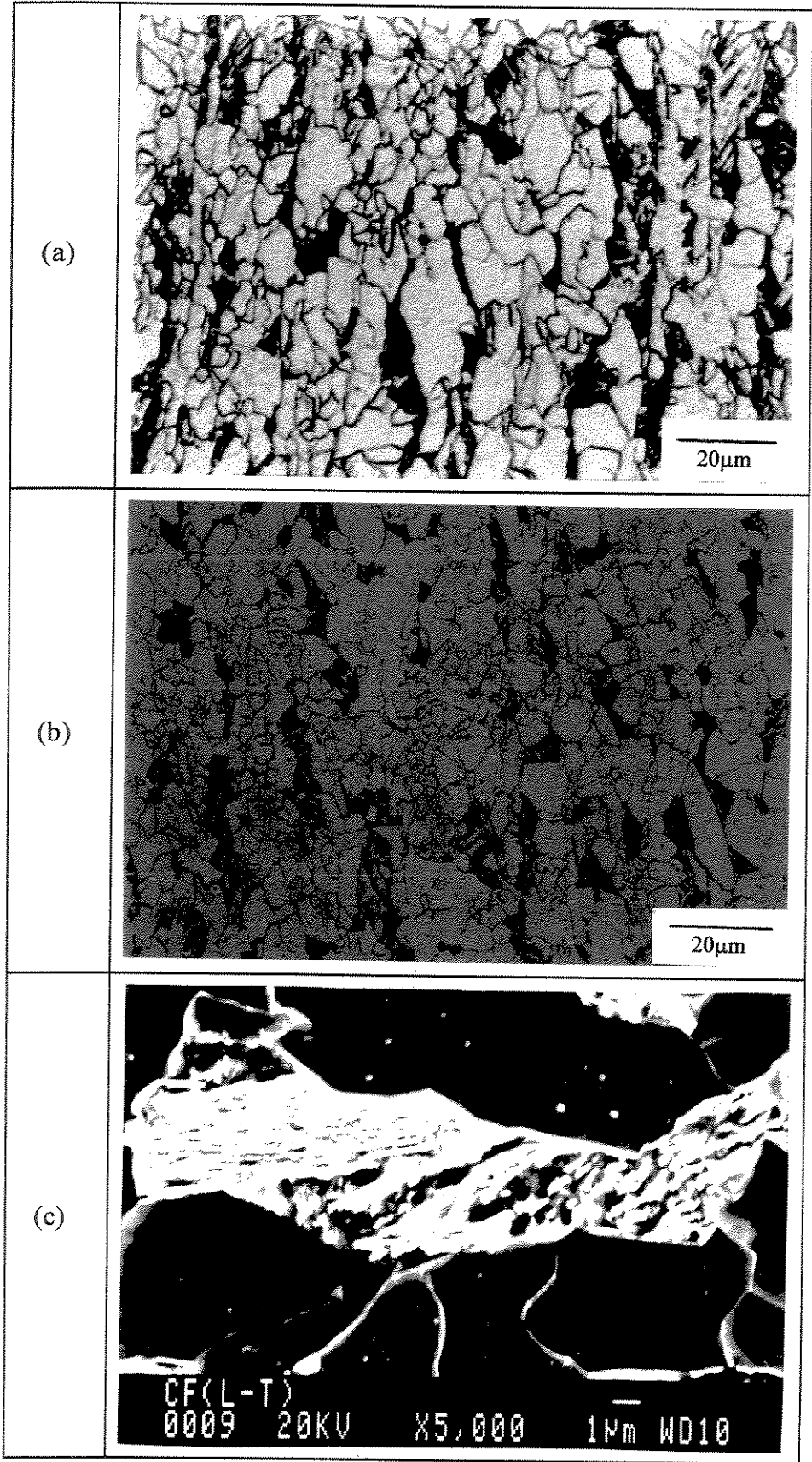


Figura 4.1 - Microestrutura da condição como-fornecida - CF: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV

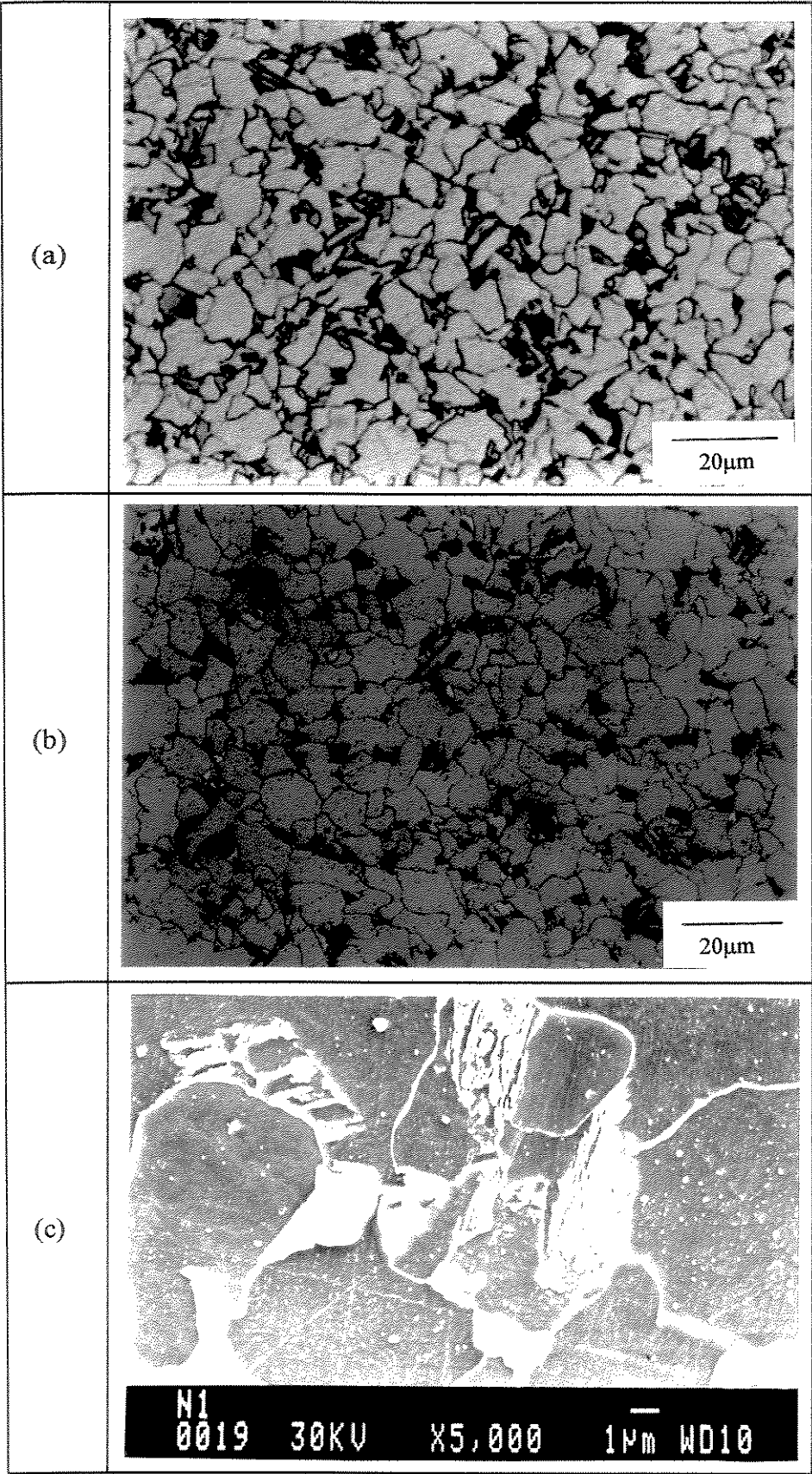


Figura 4.2 - Microestrutura da condição normalizada a 920°C - N1: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV

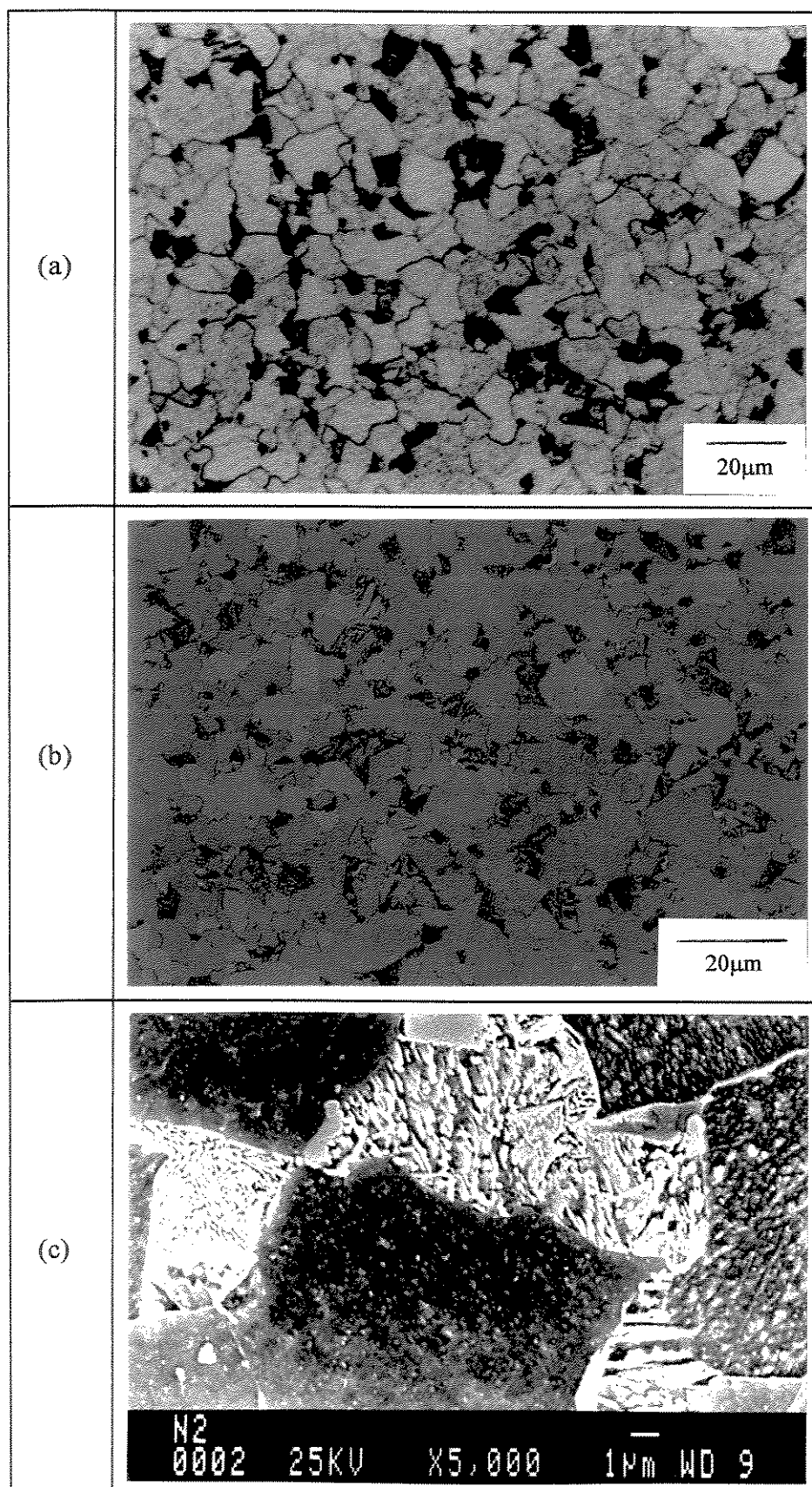


Figura 4.3 - Microestrutura da condição normalizada a 950°C - N2: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV

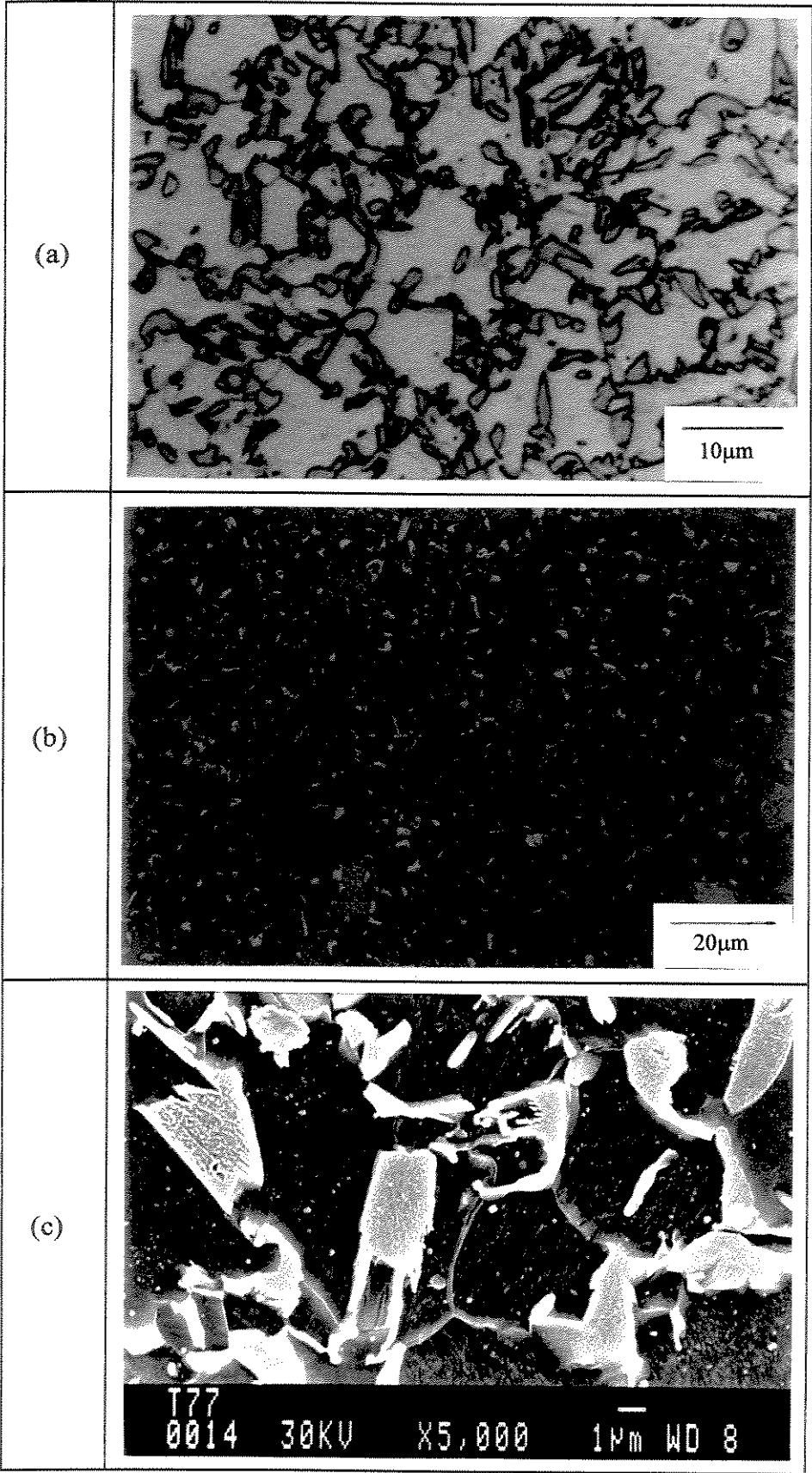


Figura 4.4 - Microestrutura da condição temperada a 770°C - T77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV

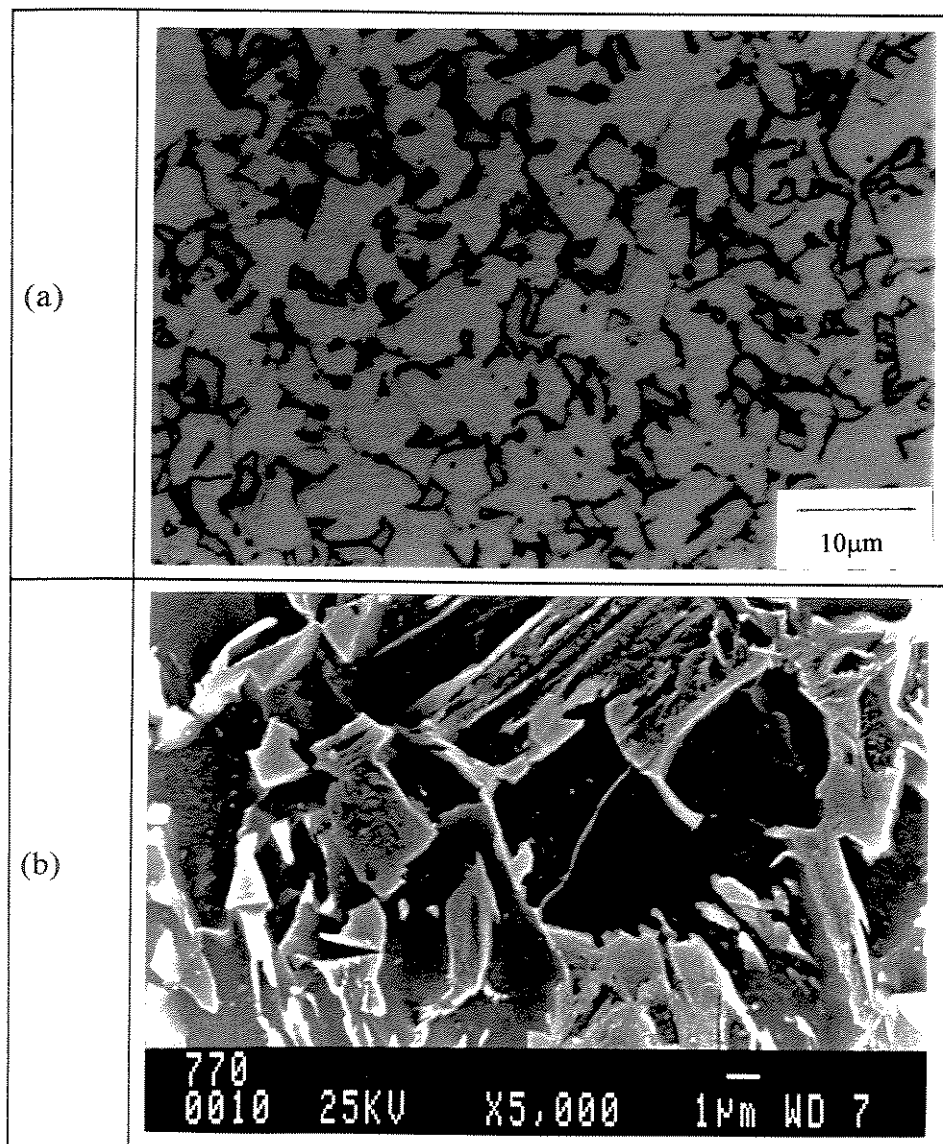


Figura 4.5 - Microestrutura da condição temperada a 770°C - Td77: (a) nital 2% em MO, (b) nital 2% em MEV

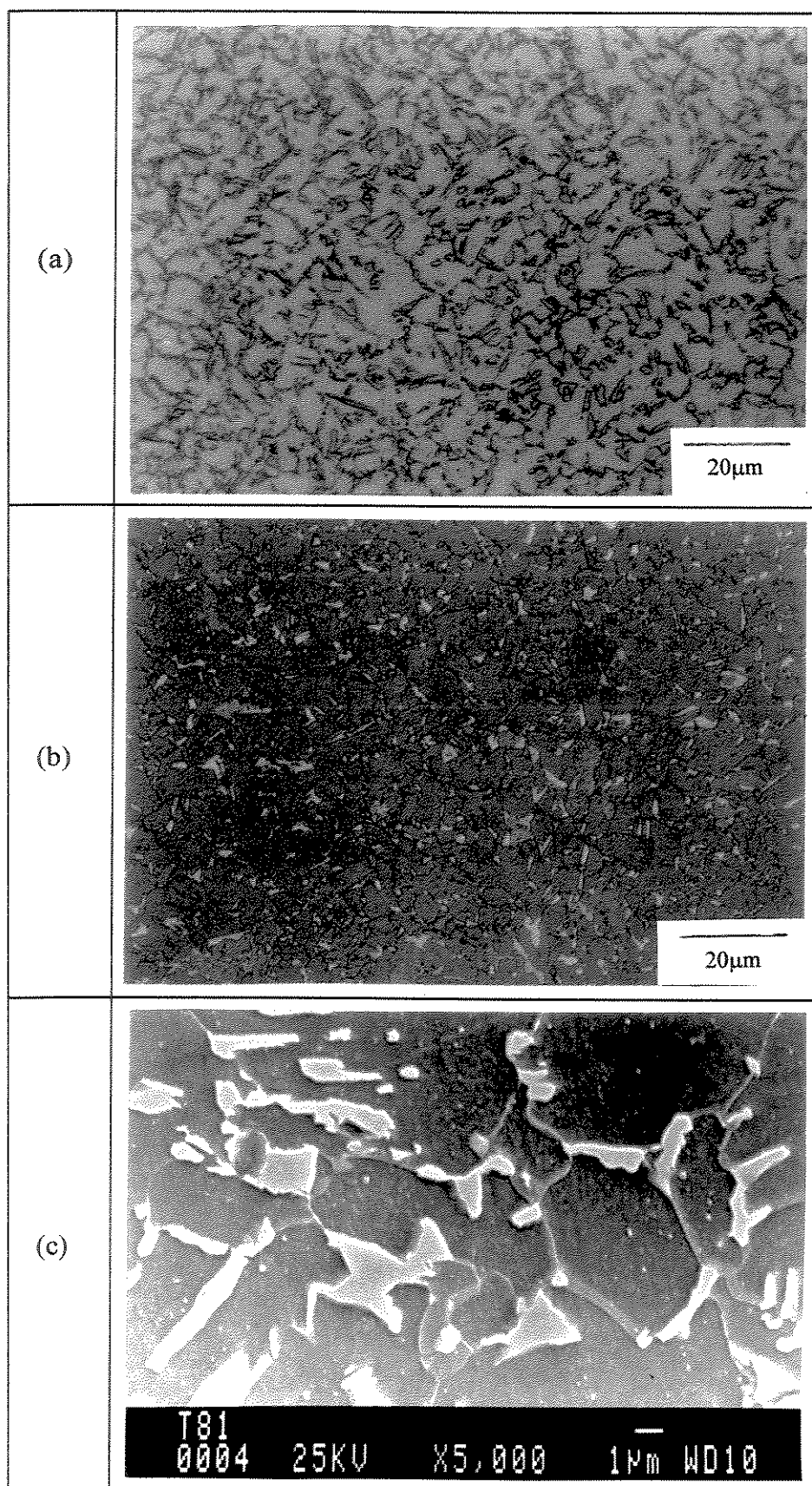


Figura 4.6 - Microestrutura da condição temperada a 810°C - T81: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de Lepera em MO e (c) nital 2% em MEV

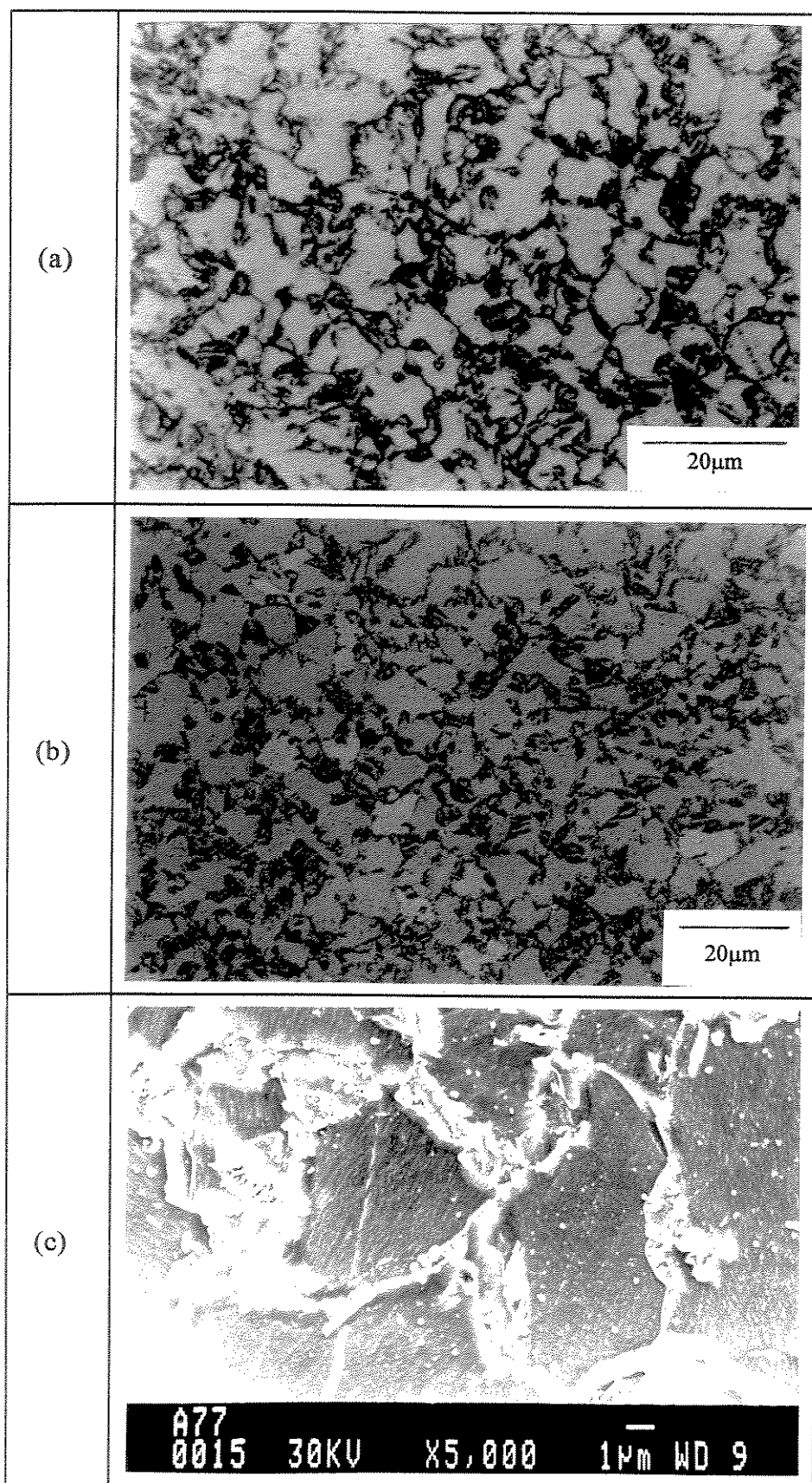


Figura 4.7 - Microestrutura da condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77: (a) nital 2% em MO, (b) reagente de LePera em MO e (c) nital 2% em MEV

Tabela 4.2 - Tamanho das fases presentes nas condições microestruturais analisadas neste trabalho

Condição	Ferrita	Perlita ou Perlita + constituinte M.A.	martensita/constituinte M.A.	Bainita
CF	4,2±0,2	4,6±1,0	#	#
N1	5,3±0,6	3,1±0,5	#	#
N2	5,5±1,1	3,0±0,8	#	#
T77	5,3±0,8	#	1,9±0,5	#
Td77	4,7±0,7	#	1,6±0,5	#
T81	5,0±0,5	#	1,9±0,2	#
A77	5,0±0,6	#	#	2,6±0,3

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

4.2 Análise fractográfica

Antes de iniciar a discussão sobre os resultados obtidos com a análise fractográfica, é interessante dizer que a maior parte das superfícies de fratura apresentou aspecto alveolar e que esse tipo de micromecanismo depende, em geral, da presença de partículas nucleadoras [14,17]. Foi feita análise qualitativa de algumas partículas nucleadoras encontradas, que revelou, na maior parte das vezes, a presença de carbono, ferro, enxofre, manganês e cálcio. Houve partículas que apresentaram teores de outros elementos também, e entre elas aquelas que apresentaram, sempre em conjunto, oxigênio e alumínio. Pode-se dizer então que as partículas nucleadoras encontradas são basicamente óxidos e sulfetos, sempre globulizadas devido ao efeito do cálcio.

4.2.1 Fractografia dos corpos de prova de tração

No ensaio de tração, em que se tem a condição menos severa de solicitação do material (baixa taxa de carregamento, temperatura ambiente e baixa triaxialidade de tensão) [4], é dada toda a possibilidade ao material de deformar-se e exibir sua ductilidade. Isso foi o que ocorreu nos ensaios realizados, e que foi confirmado pelas análises fractográficas correspondentes; as superfícies obtidas com os corpos de prova em todas as condições metalúrgicas sempre

apresentaram fratura alveolar. Nota-se porém, diferença considerável entre as superfícies obtidas com as condições mais dúcteis e aquelas obtidas com as condições menos dúcteis. Nas primeiras (CF, N1, N2, A77) são observados "dimples" de vários tamanhos, distribuídos de forma irregular, sendo que entre eles alguns são de tamanho consideravelmente grande. As condições menos dúcteis (T77, T81) geraram superfícies de fratura mais regulares, ou seja, os "dimples" não apresentam variação de tamanho tão acentuada quanto nas condições anteriores.

Sabe-se que todo o processo de crescimento de vazios é controlado por deformação [14], e assim sendo, nas condições T77 e T81 existe algum fator limitando a deformação da matriz e impedindo o crescimento acentuado de alguns dos vazios [17]. Esse fator poderiam ser pequenos grãos de martensita ou de constituinte M.A.

Na tabela 3.3 estão os valores dos parâmetros obtidos nos ensaios de tração, sendo que os dois parâmetros que nos permitem avaliar a ductilidade do material são o alongamento e a redução de área.

Analisando-se as superfícies de fratura obtidas e tomando-se a dimensão dos maiores vazios como parâmetro indicador da maior ou menor ductilidade, pode-se dizer que as condições mais dúcteis são N1, N2, CF e A77, que apresentaram também os maiores valores de redução de área. Por outro lado, as condições T77 e T81, com superfície de fratura exibindo vazios de tamanhos mais regulares e menores, apresentaram redução de área menor. As figuras 4.8 - 4.13 mostram as superfícies de fratura citadas. Não se pode falar sobre uma correspondência entre as dimensões dos maiores vazios e a redução de área, mas uma tendência comum é clara. O alongamento, por sua vez, não nos permite falar nem em tendência, mas no entanto o limite de resistência à tração permite, e essa tendência é inversa à da redução de área. As três condições mais dúcteis do ponto de vista microscópico (A77, N1, N2) tiveram redução de área igual a 81,7%, 79,6% e 79,4% respectivamente. A condição CF teve redução de área igual a 74,3% e as condições T77 e T81 igual a 61,2% e 70,6%. Em sentido oposto, os valores do limite de resistência à tração foram os seguintes : $\sigma_{T77} = 690$ MPa, $\sigma_{T81} = 637$ MPa, $\sigma_{CF} = 617$ MPa, $\sigma_{N1} = 527$ MPa, $\sigma_{N2} = 515$ MPa, $\sigma_{A77} = 598$ MPa. Deve-se fazer aqui duas observações:

1- a condição A77 foge da tendência geral, pois apresenta fratura altamente dúctil com resistência à tração comparável à condição CF;

2 - assim como nas condições T77 e T81, na condição CF existe um fator limitando a deformação, e portanto limitando o crescimento dos vazios [17], que é o encruamento. Sua superfície de fratura mostra vazios de tamanho inferior àqueles encontrados nas condições mais dúcteis (N1, N2, A77) assim como sua redução de área também foi menor.

Outra observação importante sobre as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados à tração é o direcionamento dos "dimples" na zona periférica, devido ao acentuado cisalhamento ocorrido, já que todas as condições metalúrgicas ensaiadas apresentaram ductilidade suficiente para a formação de lábios de cisalhamento. Nas figuras 4.8(b), 4.9(b), 4.10(b) pode-se observar que os "dimples" encontrados nessas zonas não são equiaxiais [15] e que a tendência dos "dimples" de se tornarem rasos e alongados na direção de cisalhamento [16] é confirmada.

4.2.2 Fractografia dos corpos de prova dos ensaios de tenacidade à fratura

No ensaio de tenacidade à fratura, assim como no ensaio de tração, a taxa de carregamento é baixa e o material foi ensaiado a temperatura ambiente, mas existe, no entanto, um fator de aumento de severidade, e que portanto, induz o material a resposta frágil, que é a grande triaxialidade de tensão na ponta da trinca aguda. O efeito da maior triaxialidade de tensão é evidenciado pela dimensão transversal dos "dimples", sempre maior para os corpos de prova ensaiados à tenacidade à fratura do que para aqueles ensaiados à tração, o que está de acordo com o que foi exposto por Kwon [17]. Os resultados dos ensaios realizados estão demonstrados na tabela 3.4.

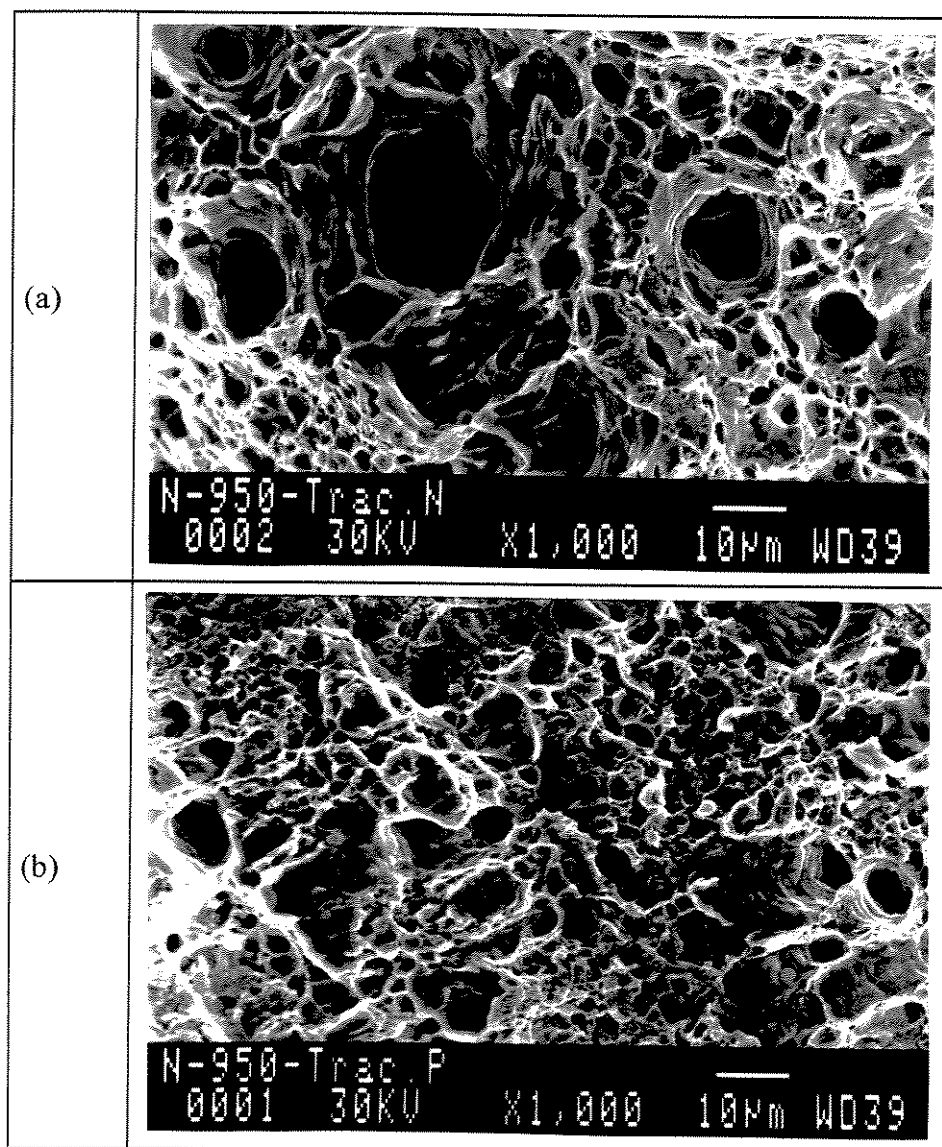


Figura 4.8 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição normalizada a 920°C - N2 ensaiado à tração: (a) zona central, (b) zona periférica.

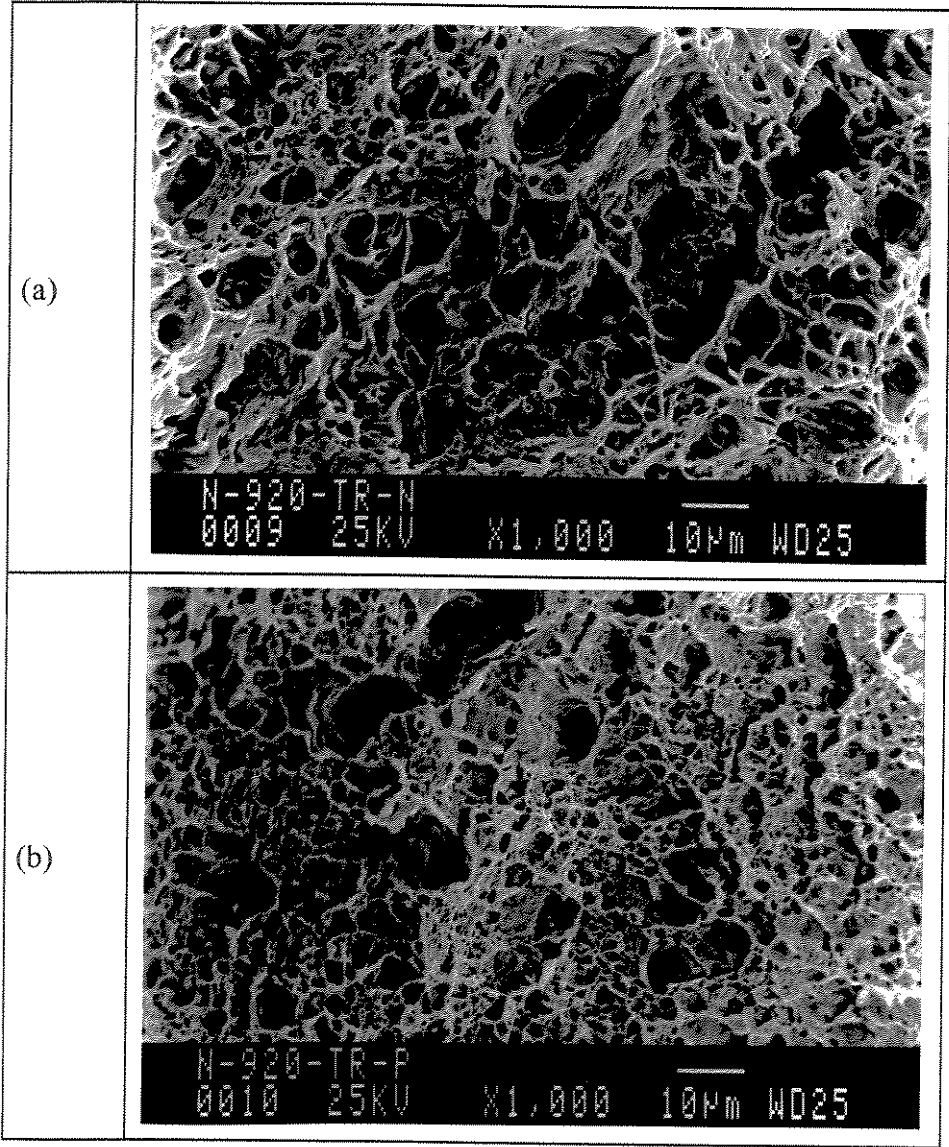


Figura 4.9 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição normalizada a 950°C - N1 ensaiado à tração: (a) zona central, (b) zona periférica.

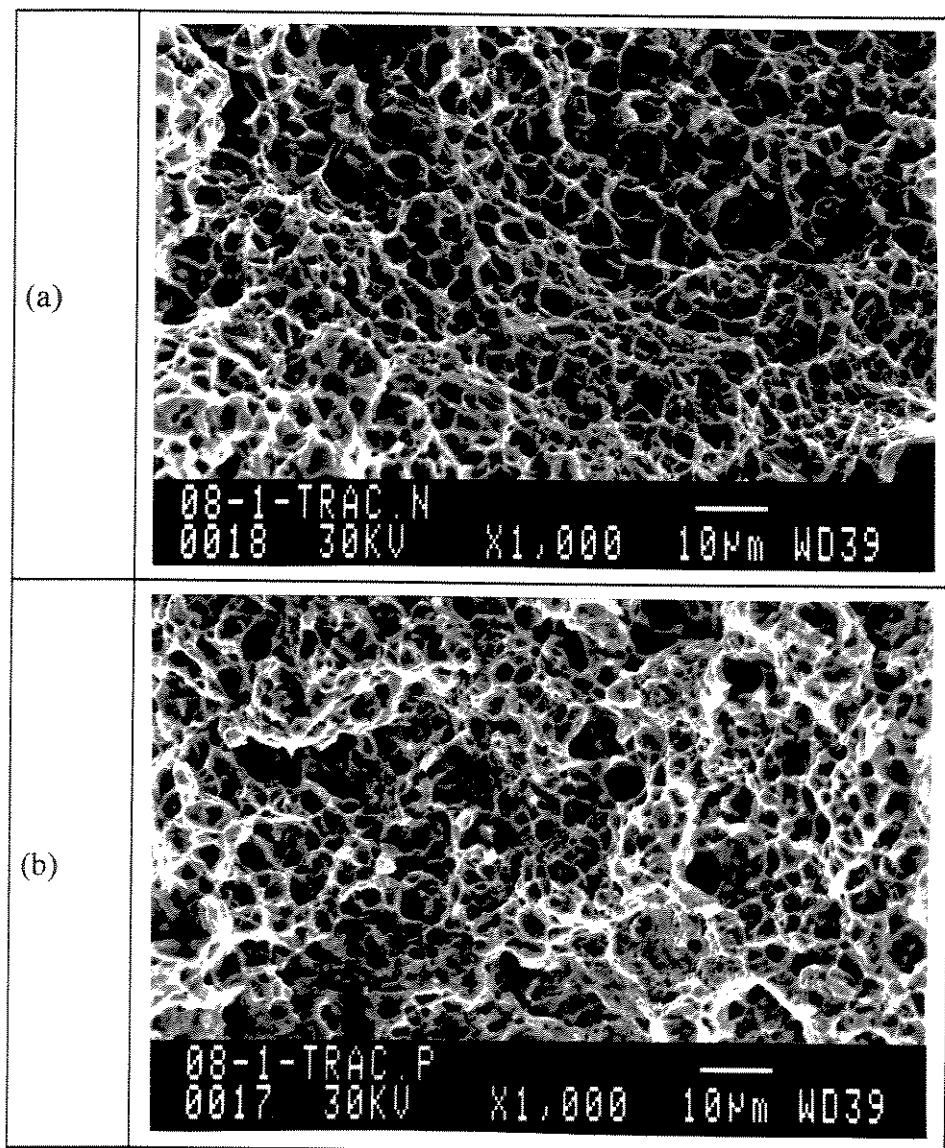


Figura 4.10 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição temperada a 810°C - T81 ensaiado à tração: (a) zona central, (b) zona periférica.

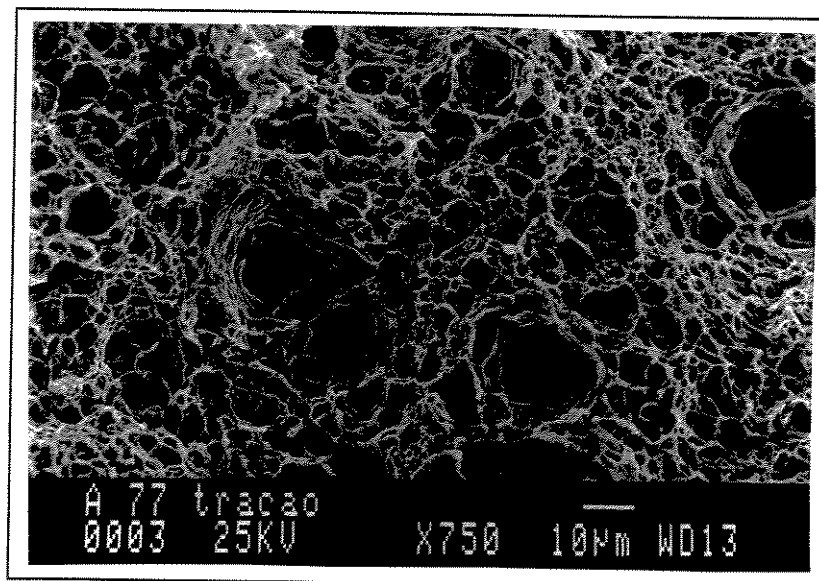


Figura 4.11 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77 ensaiado à tração.

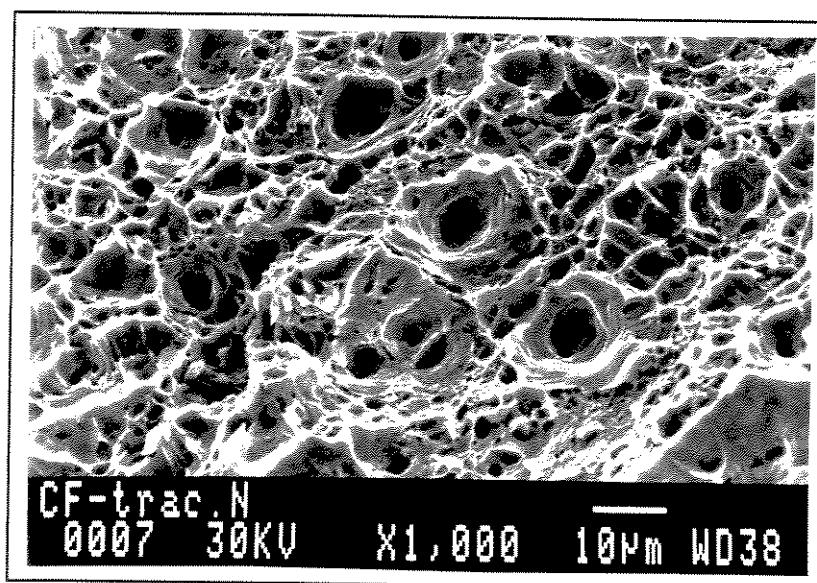


Figura 4.12 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição como-fornecida - CF ensaiado à tração.

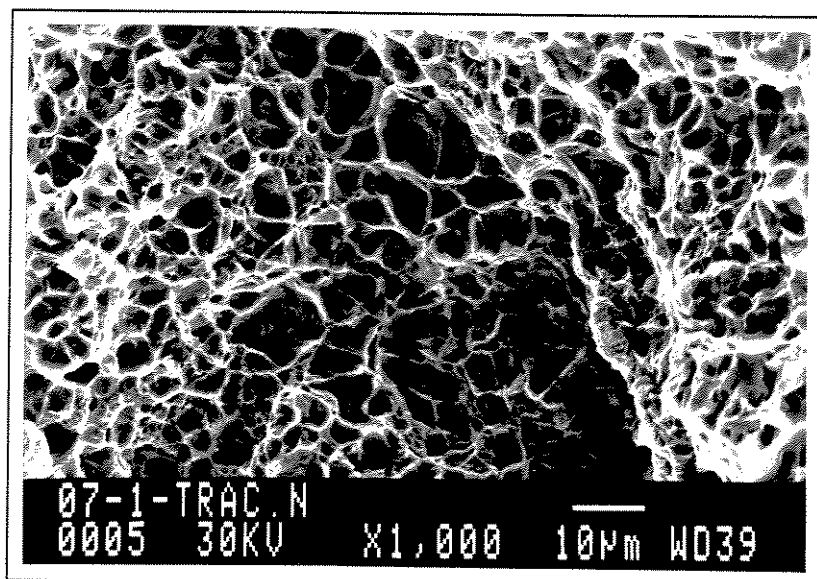


Figura 4.13 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova na condição temperada a 770°C - T77 ensaiado à tração.

a) Condições normalizadas

As condições que apresentaram melhor tenacidade à fratura foram as normalizadas. A condição N1 apresentou $\delta_m = 0,55$ mm enquanto que N2 apresentou $\delta_m = 0,63$ mm. As respectivas superfícies de fratura podem ser vistas nas figuras 4.14 - 4.16, onde se pode observar aspecto completamente alveolar com alvéolos de vários tamanhos. Nota-se também, nas paredes dos alvéolos, superfície bastante irregular, indício da alta capacidade de deformação, característica dessas condições. É importante destacar aqui a presença de austenita retida (figuras 4.2 e 4.3) que colabora para a maior tenacidade à fratura dessas condições [48]. A figura 4.11 mostra a superfície de fratura da condição N1 onde não é perceptível o efeito de orientação dos "dimples" devido ao carregamento do tipo I que acontece nesse ensaio. A figura 4.15 mostra uma vista geral do corpo de prova na condição N2 onde pode-se observar que a deformação lateral macroscópica foi considerável. Nela vê-se também a trinca principal, de aspecto bastante irregular, que pode ser vista com maiores ampliações na figura 4.16. Nota-se na figura 4.16(b) que os "dimples" são orientados devido ao efeito do carregamento.

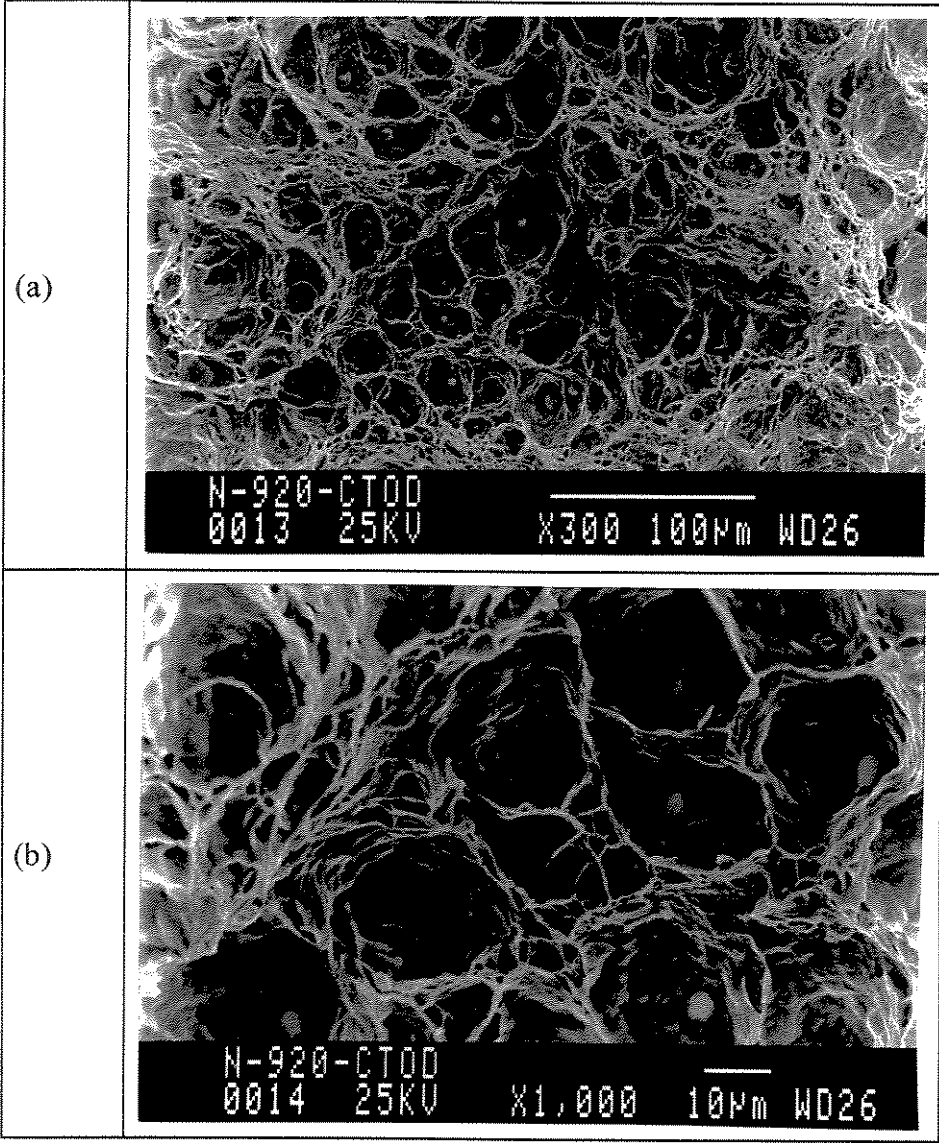


Figura 4.14 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição normalizada a 920°C - N1: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) aspecto dos “dimples” com sinais de grande deformabilidade do material em suas paredes.

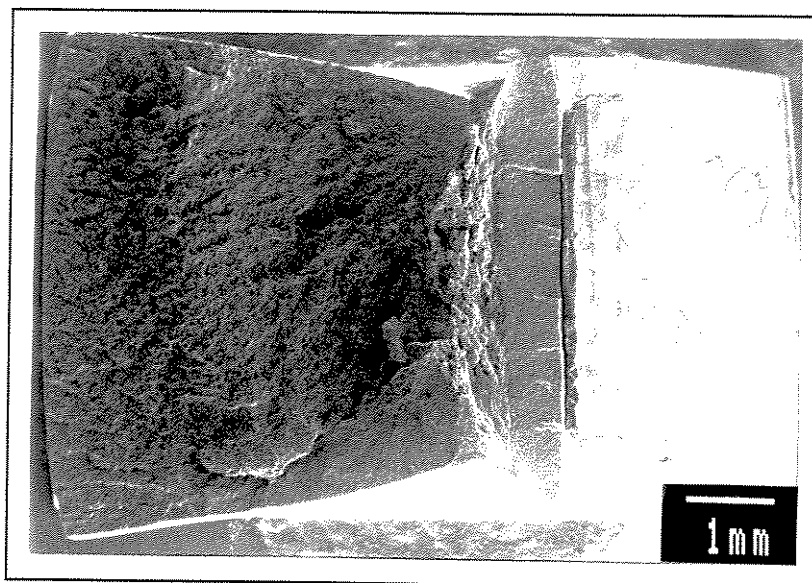


Figura 4.15 -Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição normalizada a 950°C - N2.

b) Condições austemperada e temperada a 810°C

Com valores de tenacidade à fratura inferiores às condições normalizadas, as condições A77 e T81 podem ter seus resultados considerados iguais. A diferença marcante entre essas condições e as condições normalizadas é a mudança da estrutura ferrítico-perlítica para ferrítico-martensítica na condição T81 e para ferrítico-bainítica na condição A77. A figura 4.17 mostra uma vista geral da superfície de fratura do corpo de prova na condição A77, onde pode-se observar grande ductilidade em termos macroscópicos. Note-se que mesmo tendo apresentado $\sigma_t = 598$ MPa e $Z = 81,7$ %, portanto tendo maior resistência com ductilidade equivalente à condição N2 ($\sigma_t = 515$ MPa; $Z = 79,4$ %), a condição A77 apresentou $\delta_m = 0,44$ mm, valor que pode ser considerado baixo se comparado a $\delta_m = 0,63$ mm da primeira. Essa observação confirma a maior sensibilidade do ensaio de tenacidade à fratura a variações microestruturais [48]. A figura 4.18 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova na condição A77 onde pode-se observar "dimples" de tamanhos variados com superfícies indicando grande capacidade de deformação.

A fig. 4.19(a) mostra a superfície de fratura de um corpo de prova na condição T81, onde pode-se observar a pré-trinca de fadiga e também parte de sua zona estirada. O valor de tenacidade à fratura obtido para essa condição foi $\delta_m = 0,47$ mm e na fig. 4.19(b) pode-se observar, com maior aumento, que a fratura é completamente alveolar.

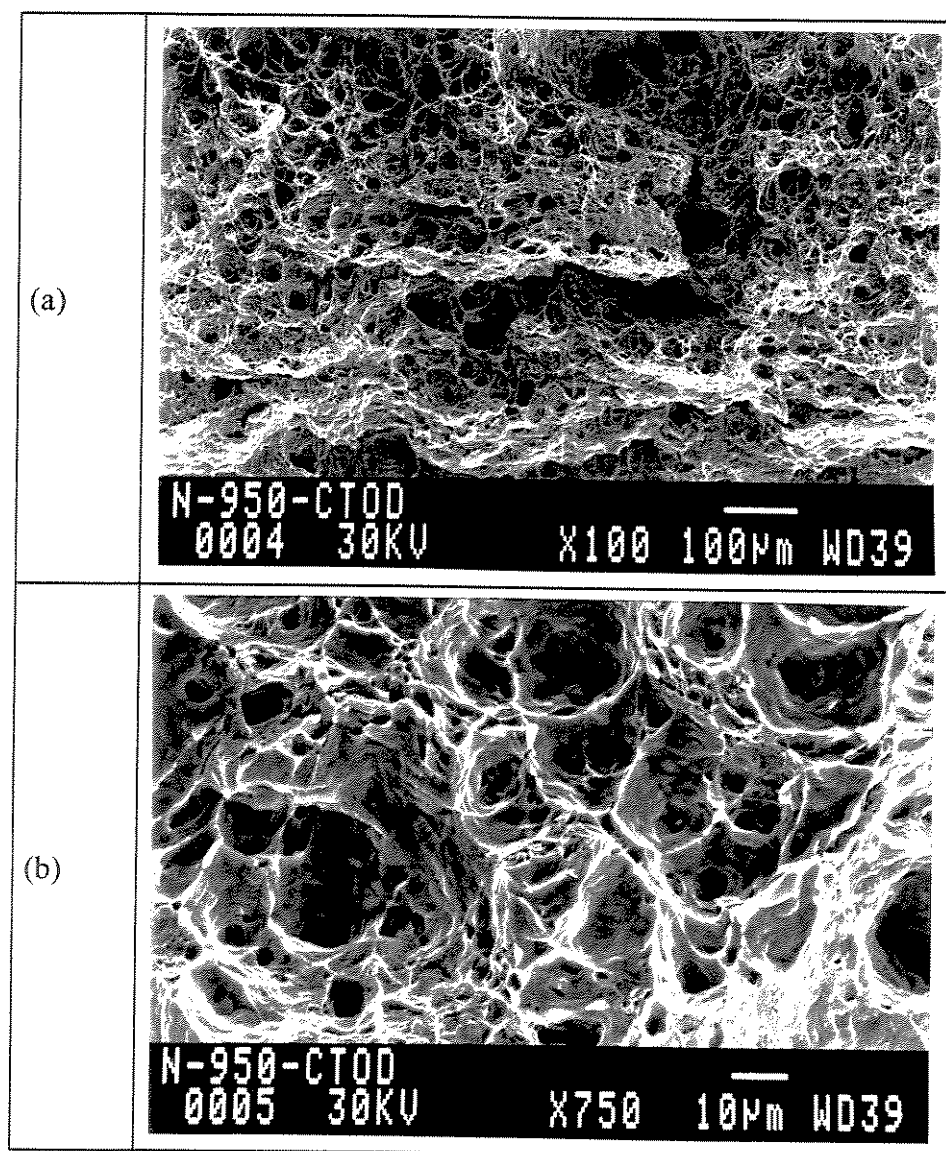


Figura 4.16 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição normalizado a 950°C - N2: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) aspecto orientado dos “dimples” com sinais de grande deformabilidade do material em suas paredes.

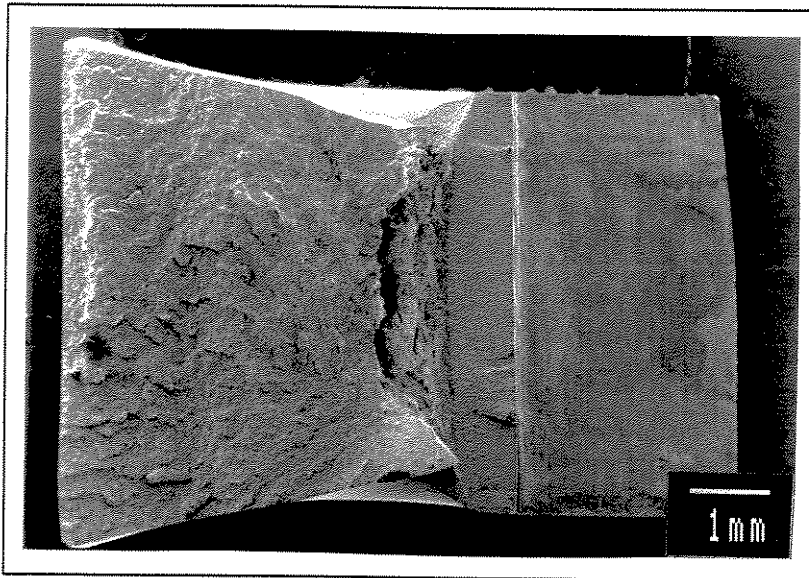


Figura 4.17 - Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77.

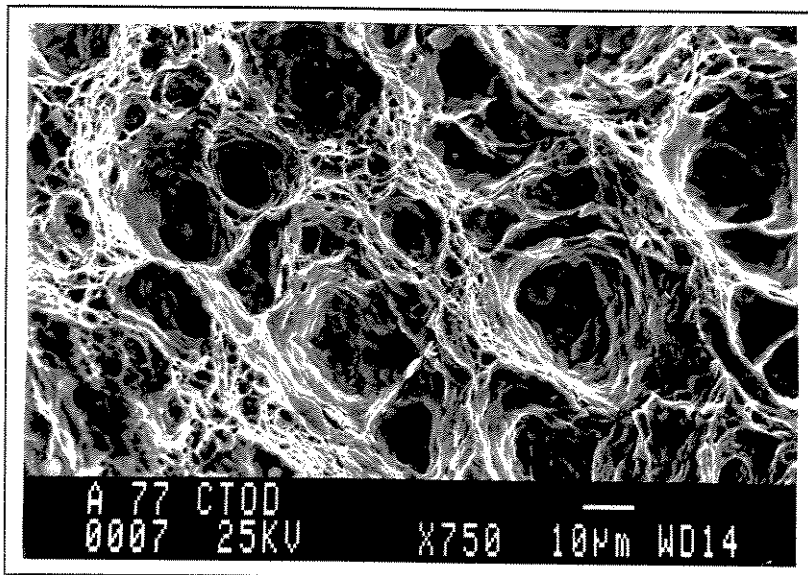


Figura 4.18 - Superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77.

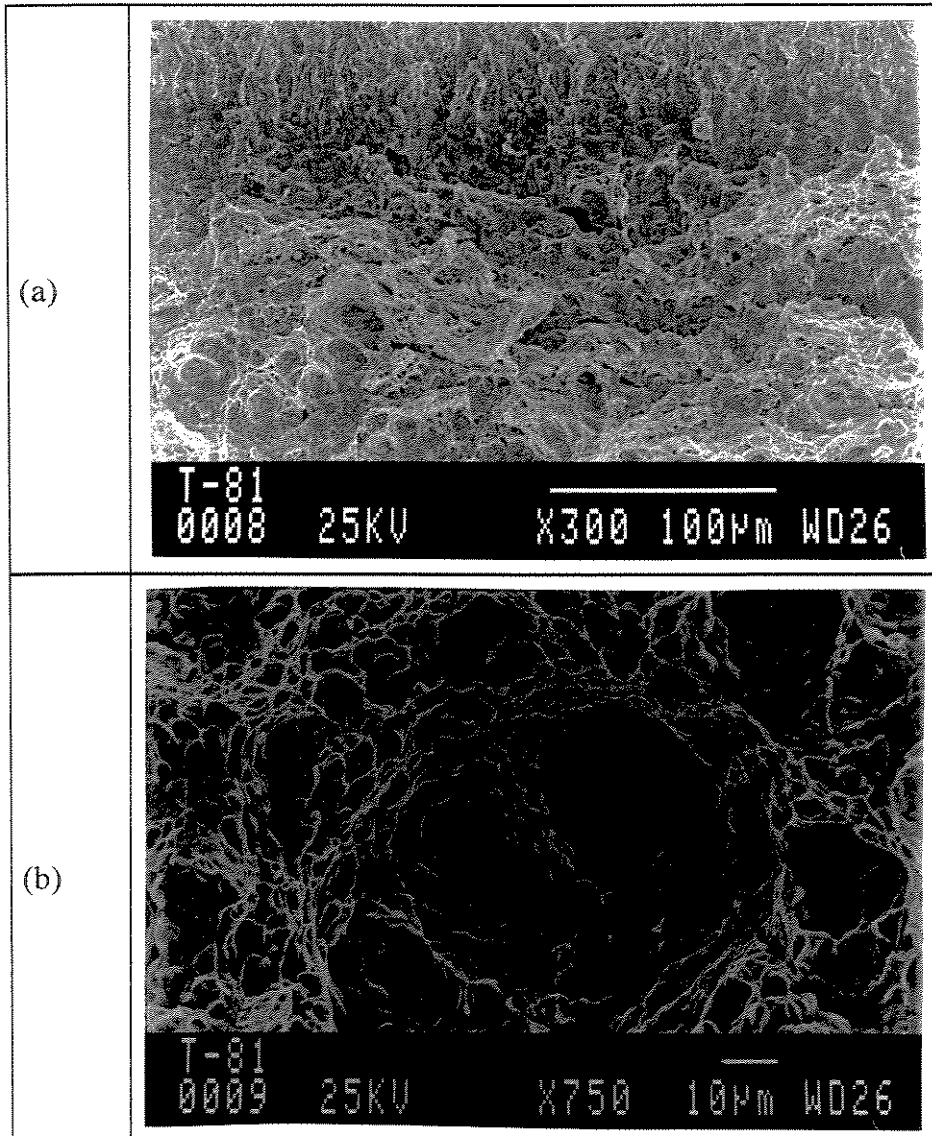


Figura 4.19 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 810°C - T81: (a) aspecto geral com baixa ampliação, (b) “dimples” de diversos tamanhos e sinais de deformação intensa.

c) Condição como-fornecida

A condição como-fornecida não pode ser classificada como tendo tenacidade à fratura igual às anteriores. Obteve-se com essa condição $\delta_m = 0,35$ mm. Uma vista geral do corpo de prova está mostrada na fig. 4.20, onde pode-se ver que sua ductilidade em termos macroscópicos é considerável, como já ficara evidente nos dados obtidos com o ensaio de tração. A figura 4.21 mostra a superfície de fratura, de aspecto totalmente alveolar, coerente com sua ductilidade, sem orientação dos "dimples" devido ao tipo de carregamento aplicado.

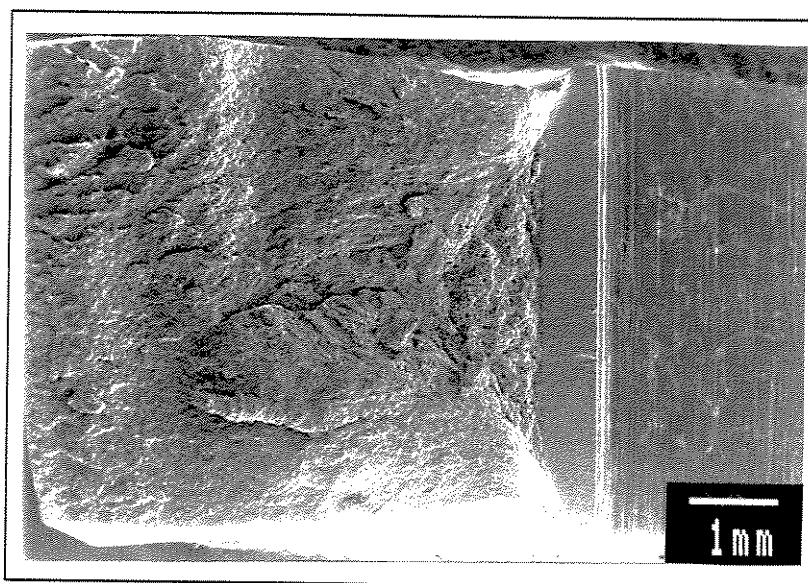


Figura 4.20 - Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição como-fornecido - CF.

d) Condições temperadas a 770°C

As condições T77 e Td77 apresentaram resultados que podem ser considerados iguais entre si, o que se opõe às expectativas [44, 48], e mais baixos que todas as outras condições analisadas. Seus valores de tenacidade à fratura foram 0,27 mm e 0,24 mm respectivamente. A figura 4.22 mostra uma vista geral da superfície de fratura do corpo de prova na condição T77 onde pode-se ver que a baixa tenacidade à fratura é acompanhada de baixa deformabilidade em termos macroscópicos. É interessante notar, na comparação entre essas duas condições, que a mudança de aspecto da fratura não significou igual mudança no resultado obtido. A figura 4.23(a) mostra a superfície da fratura gerada com a condição Td77 onde se vê o aspecto completamente alveolar da mesma e a figura 4.23(b), com maior ampliação, permite observar-se sinais de grande deformabilidade. As superfícies de fratura obtidas com a condição T77 indicam menor deformabilidade. Na figura 4.24(a) vê-se áreas de aparência alveolar, exibindo "dimples" pequenos com tendência a tamanho regular, e a figura 4.24(b) mostra facetas que por estarem muito próximas a regiões com sinais claros de deformação podem ser classificadas como facetas de quase-clivagem.

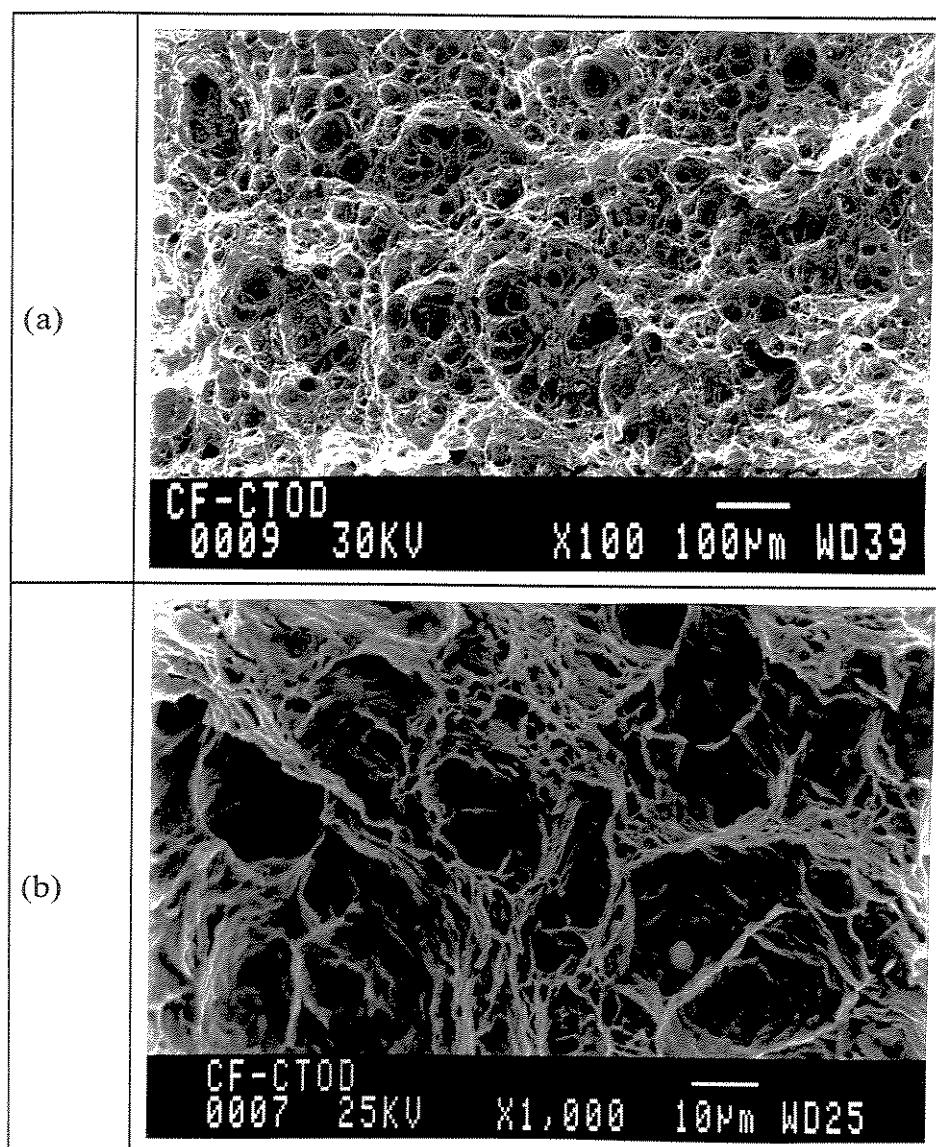


Figura 4.21 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição como-fornecido CF: (a) aspecto geral da trinca com baixa ampliação, (b) aspecto dos “dimples” com maior ampliação.

Embora não tenha havido diferença nos valores de tenacidade à fratura entre as condições T77 e Td77, houve mudança no micromecanismo de fratura, com a presença de facetas de quase clivagem na condição T77, e a causa atribuída é o tipo de microestrutura obtido em cada condição: a condição T77 foi obtida por meio de “têmpera de subida”, ou seja, os corpos de prova foram aquecidos a 770°C (zona intercrítica) a partir da temperatura ambiente e então resfriados. Isso fez com que a austenita fosse nucleada nos contornos de grão ferríticos, austenita essa que gerou martensita nos contornos de grão tendendo a formar

estrutura em rede [5]. Na figura 4.4 vê-se a microestrutura do material na condição T77. A condição Td77 foi obtida por meio de "têmpera de descida", tendo sido feito aquecimento a 920°C (austenitização completa) com posterior resfriamento até a zona intercrítica (770°C) e finalmente resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Esse procedimento resultou em ferrita nucleada nos contornos de grão austeníticos que acabou gerando uma dispersão de grãos martensíticos na matriz ferrítica. A microestrutura do material na condição Td77 está mostrada na figura 4.5.

e) Comparação entre as condições T77 e T81

Como as condições T77 e T81 foram ambas obtidas por meio de "têmpera de subida", e portanto apresentam o mesmo tipo de microestrutura, cabe aqui uma rápida comparação entre elas: pode-se ver que em termos de tenacidade à fratura, a condição T81 é bastante superior, sendo que ela inclusive não apresentou qualquer indício de clivagem em sua superfície de fratura. Como as porcentagens das fases presentes, assim como os respectivos tamanhos de grão podem ser considerados iguais, uma possível explicação para isso é o menor teor de carbono da martensita/constituente M.A., que resulta em uma fase mais dúctil, assim como a presença de maior porcentagem de austenita retida.

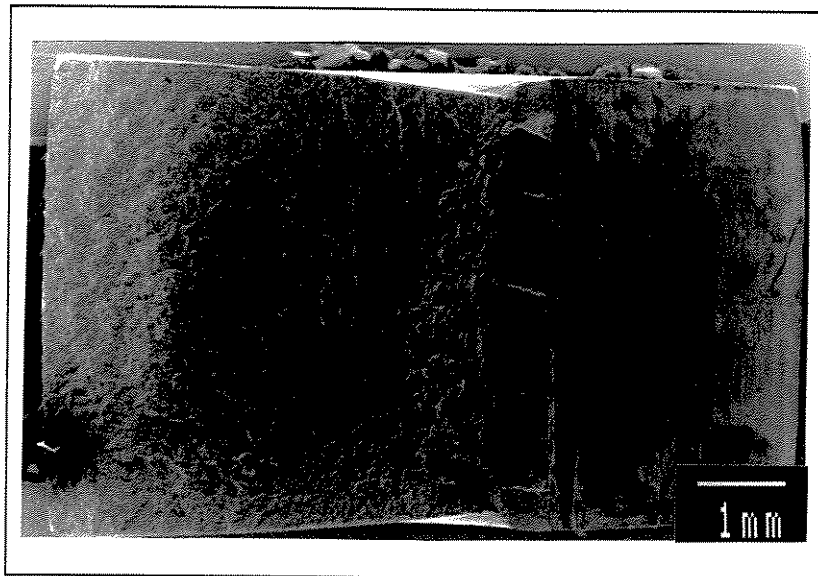


Figura 4.22 - Vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 770°C - T77.

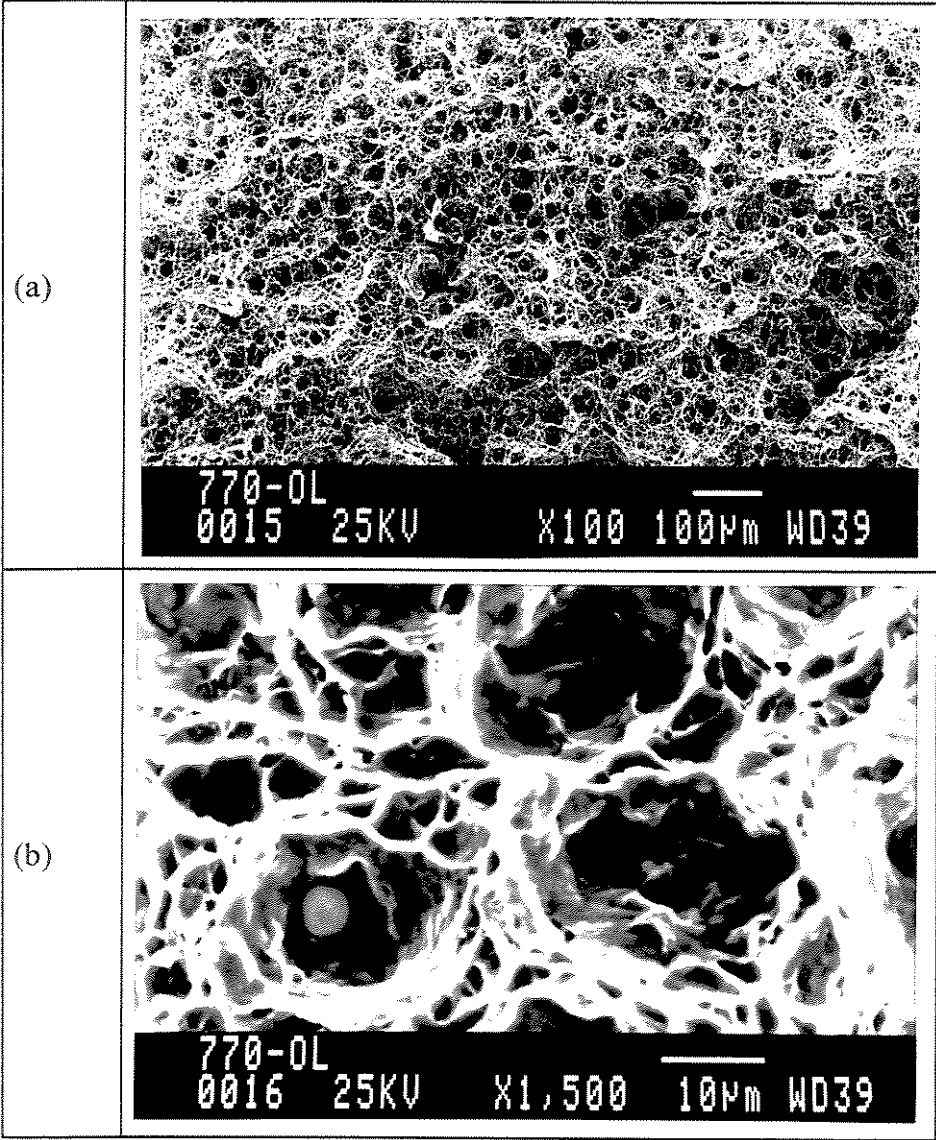


Figura 4.23 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 770°C - Td77: (a) aspecto geral da trinca com baixa ampliação, (b) aspecto dos “dimples” com maior ampliação, mostrando sinais de deformação intensa.

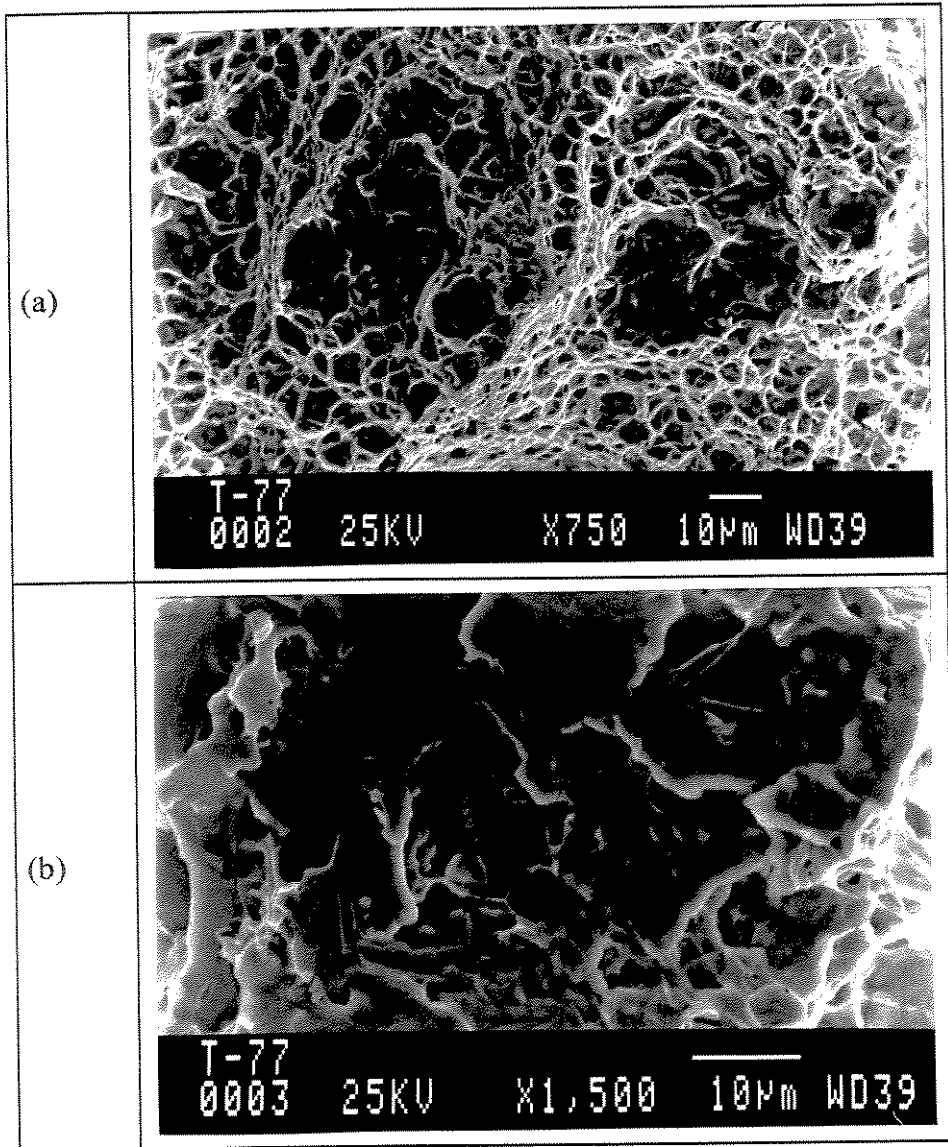


Figura 4.24 - Aspecto da superfície de fratura de um corpo de prova do ensaio de tenacidade à fratura CTOD na condição temperada a 770°C - T77: (a) área exibindo “dimples” pequenos e de tamanho regular, indicadores de deformação limitada, (b) área predominantemente clivada.

4.2.3 Fractografia dos corpos de prova dos ensaios de impacto Charpy

No ensaio de impacto combina-se alta taxa de carregamento com a triaxialidade de tensão gerada pelo entalhe, combinação essa que quando somada ao fator baixa temperatura restringe ao máximo as possibilidades de deformação do material.

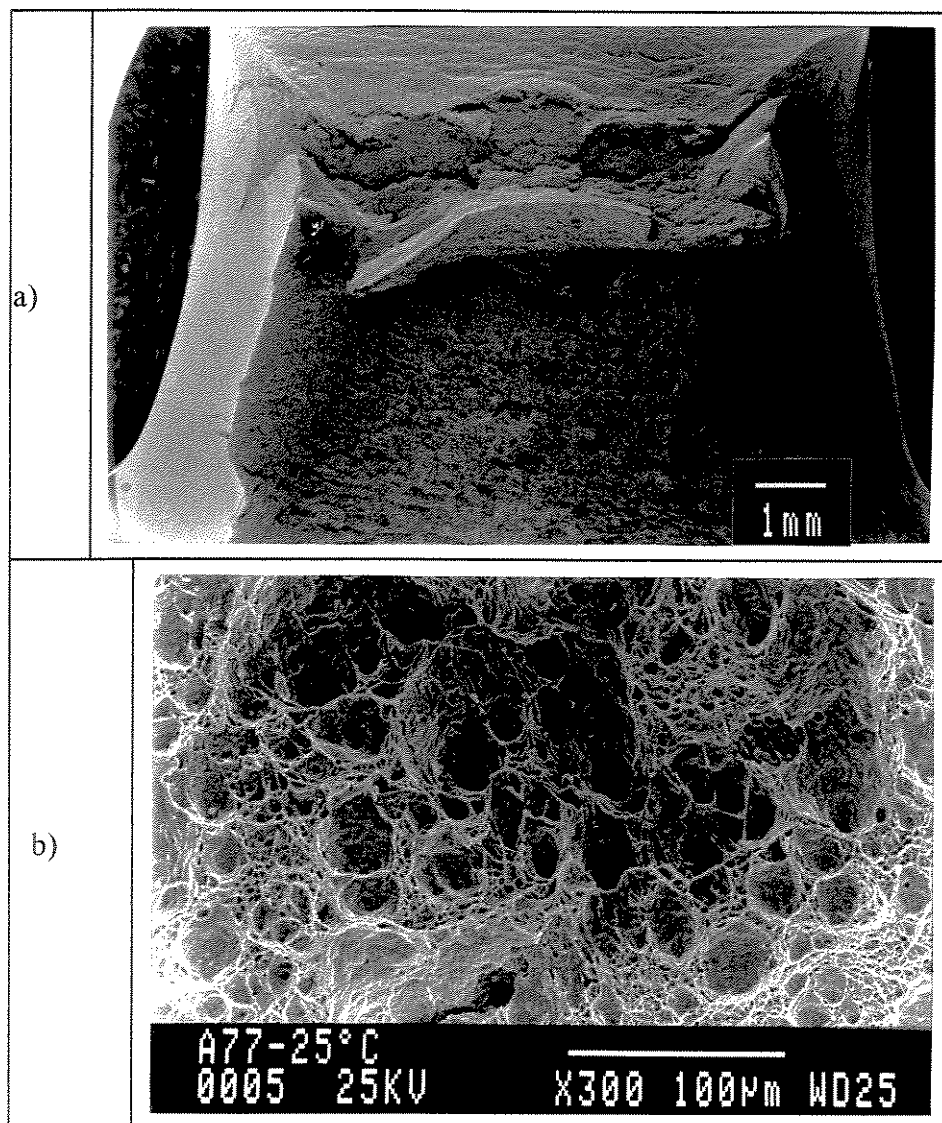


Figura 4.25 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição austemperada a 370°C a partir de 770°C - A77: (a) Vista geral da trinca mostrando a deformação macroscópica ocorrida, (b) Vista da trinca com maior ampliação mostrando o micromecanismo de fratura atuante na região central do corpo de prova.

a) Condição austemperada

A condição A77 foi a que apresentou maior tenacidade. A figura 4.25(a) mostra uma vista geral do corpo de prova, onde é evidente a grande deformação ocorrida durante o ensaio. A energia absorvida foi de 281J e na figura 4.25(b) pode-se ver que a fratura foi completamente alveolar, assim como o acentuado direcionamento dos “dimples” devido ao efeito do carregamento.

b) Condições normalizada e como-fornecida

As condições N1 e CF podem ter seus resultados considerados iguais. A condição CF apresentou valor médio de energia absorvida de 216J e a condição N1 226J. Ambas apresentaram fratura completamente alveolar e na figura 4.37 pode-se observar a superfície de fratura do corpo de prova na condição CF onde é possível notar também o intenso direcionamento dos “dimples” devido ao efeito do carregamento.

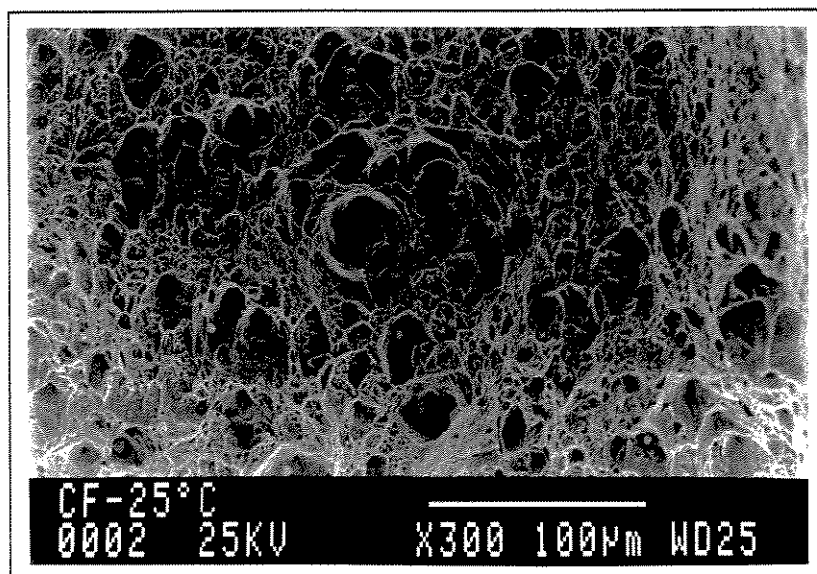


Figura 4.26 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição como-fornecido - CF.

c) Condições temperadas a 770°C

De acordo com a expectativa, as condições temperadas a 770°C apresentaram tenacidade menor que as demais. A condição Td77 apresentou em média 187J, enquanto que a condição T77 apresentou 109J. Pode-se dizer então que o ensaio de impacto Charpy foi mais sensível à mudança microestrutural [5] que o ensaio de tenacidade à fratura. Uma possível explicação é a de Tokimatsu [52], que afirma que a trinca aguda presente no corpo de prova de ensaio de tenacidade à fratura, tendo à sua frente zona plástica de dimensão reduzida, é mais sujeita à influência de fatores intragranulares do que à influência da microestrutura. Na figura 4.27(a) pode-se ver que a condição Td77, embora tenha sofrido deformação menor que as condições mais tenazes, sofreu deformação considerável, e principalmente deformação mais acentuada que a condição T77 (fig. 4.28(a)).

Na figura 4.27(b) pode-se notar o aspecto predominantemente alveolar da fratura do corpo de prova na condição Td77, o que é confirmado pela observação das figuras 4.27(c) e 4.27(d) onde nota-se que são necessárias ampliações consideráveis para se achar indícios mínimos de facetas de clivagem. Comparando a condição Td77 (fig. 4.27(b)) à condição T77 (fig. 4.28(b)) é evidente que esta última tem tenacidade inferior, pois mesmo com baixas

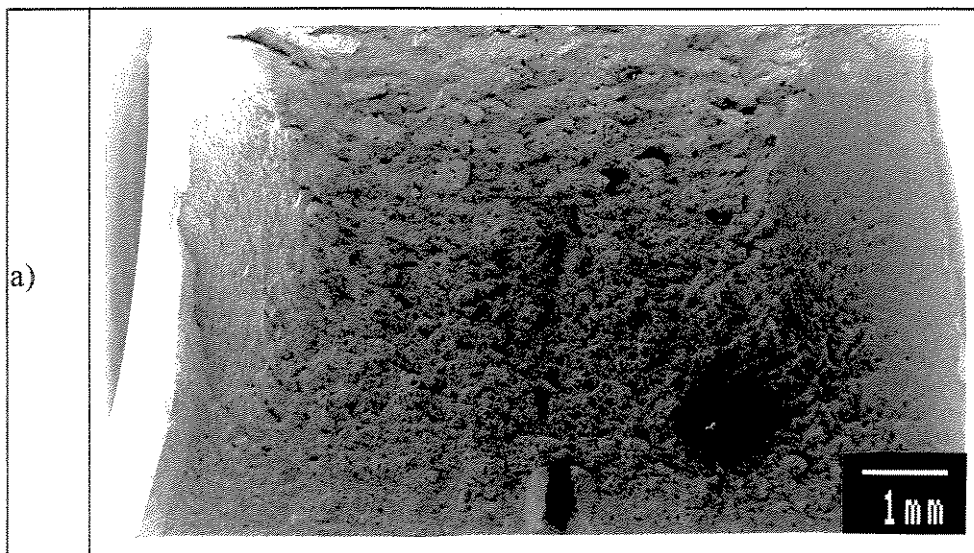


Figura 4.27 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - Td77: (a) vista geral da trinca mostrando a deformação macroscópica ocorrida,

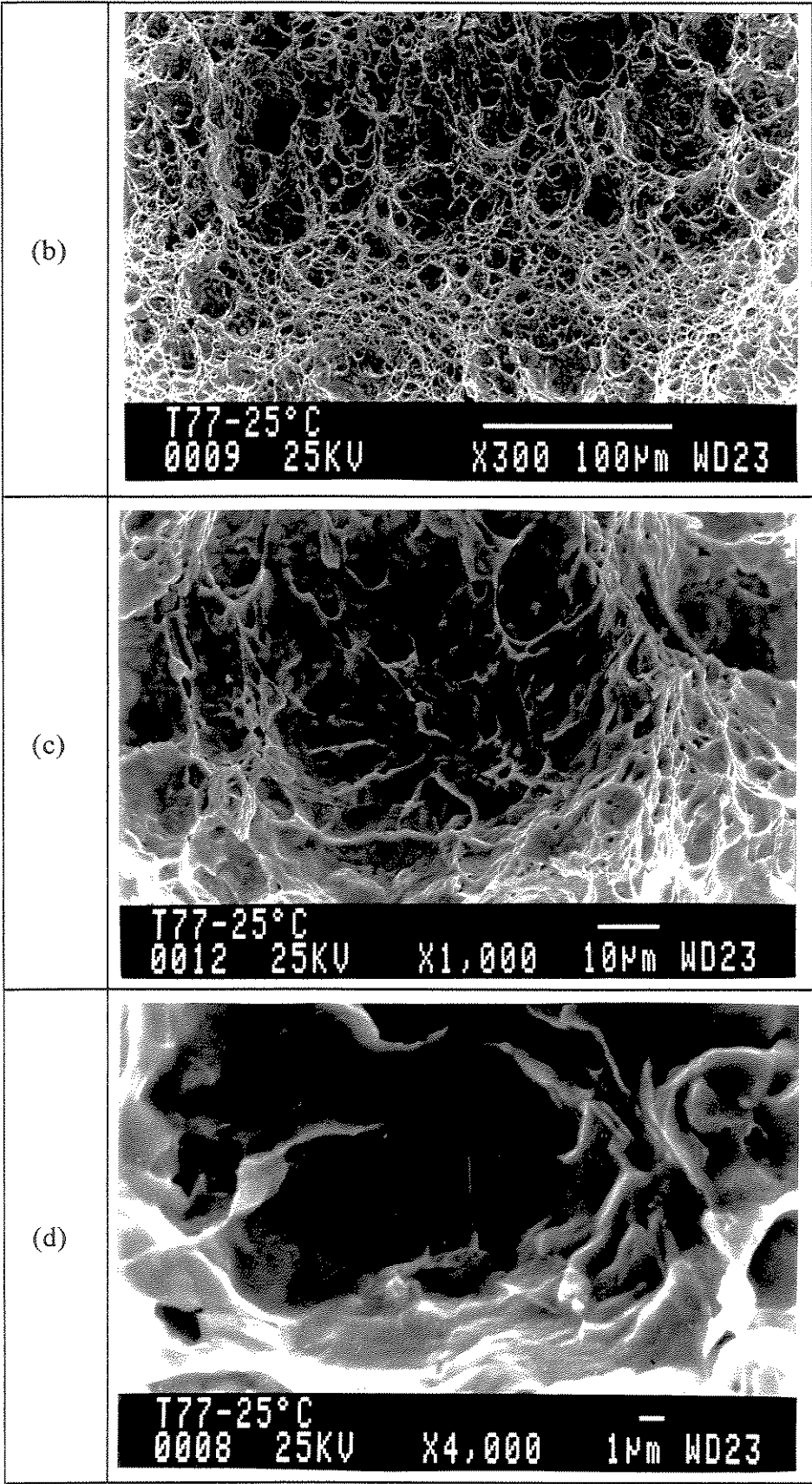


Figura 4.27 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - Td77: (b) vista mostrando aspecto predominantemente alveolar da fratura, (c) indicio de faceta de clivagem, (d) indicio de faceta de clivagem.

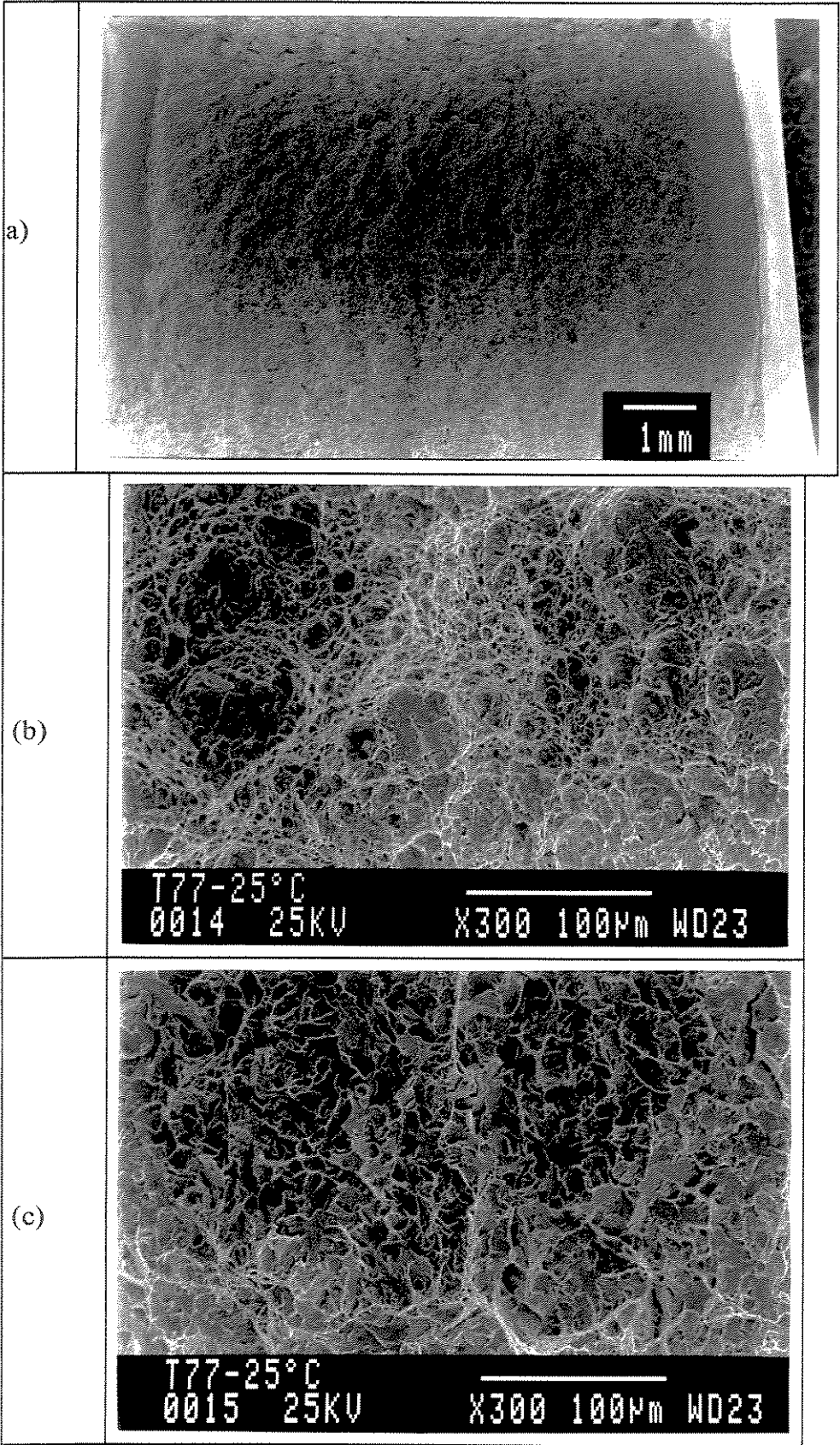


Figura 4.28 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - T77: (a) vista geral mostrando a deformação macroscópica,

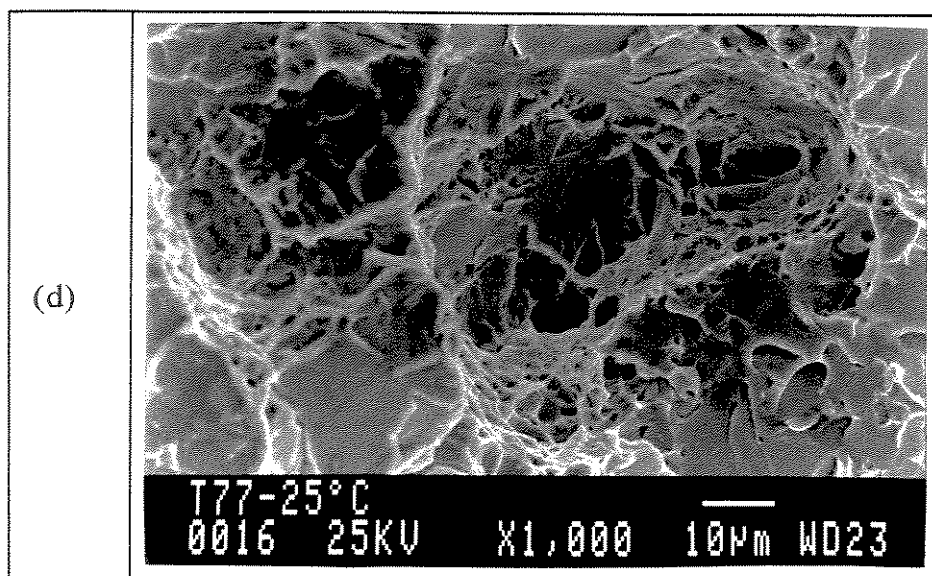


Figura 4.28 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - T77:(b)vista mostrando aspecto microscópico geral da trinca, (c) área onde houve predomínio de clivagem, (d) vista da foto anterior com maior ampliação mostrando áreas alveolares em meio à zona clivada.

ampliações vê-se que a quantidade de facetas em meio às áreas alveolares é considerável. Nas fig. 4.28(c) e 4.28(d) pode-se ver que há áreas consideráveis onde o micromecanismo de fratura predominante é a clivagem. Isso demonstra a superioridade da condição Td77 quando comparada à condição T77 em termos de tenacidade à fratura[53].

d) Sobre os ensaios feitos a baixa temperatura

As cinco condições foram ensaiadas à temperatura de -196°C , e como era esperado, os valores de energia absorvida sofreram considerável redução. Nesse caso o micromecanismo atuante foi clivagem e a figura 4.29 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova na condição T77. A figura 4.30 mostra a superfície de fratura obtida com a condição N1 sendo que essa foto mostra, de acordo com a expectativa, que a despeito do material estar numa condição mais frágil ou tenaz, ele sempre apresentará mecanismo de clivagem quando for solicitado a baixa temperatura.

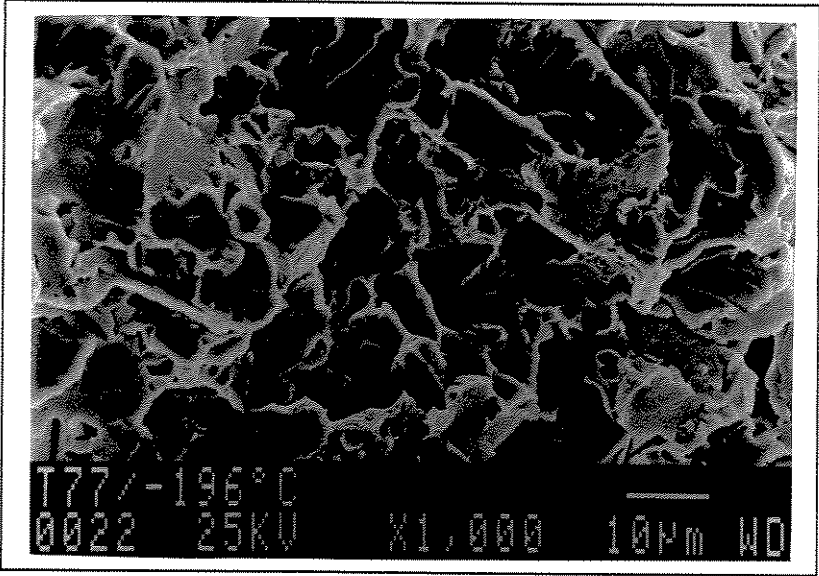


Figura 4.29 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição temperada a 770°C - T77, ensaiado a -196°C .

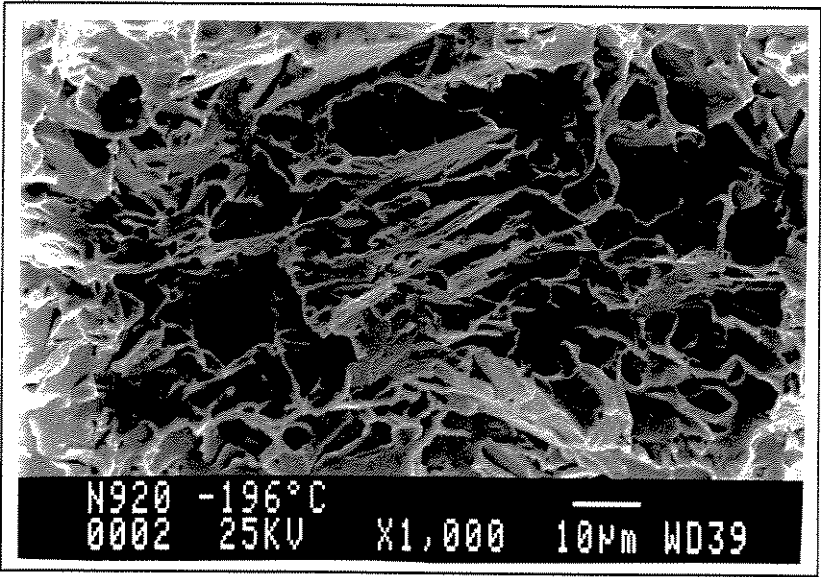


Figura 4.30 - Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto na condição normalizada a 920°C - N1, ensaiado a -196°C .

4.2.4 Ocorrência do fenômeno das separações

Tanto nos ensaios de CTOD quanto nos ensaios de impacto houve ocorrência de separações nos corpos de prova na condição CF. Nesses casos houve ocorrência de trincas secundárias em planos paralelos ao plano de laminação [34] e a análise feita levou à conclusão de que o fenômeno pode ser considerado tanto como sendo do tipo estrutural como sendo do tipo inclusão [38]. Essa conclusão se deve ao fato de que foram encontradas inclusões

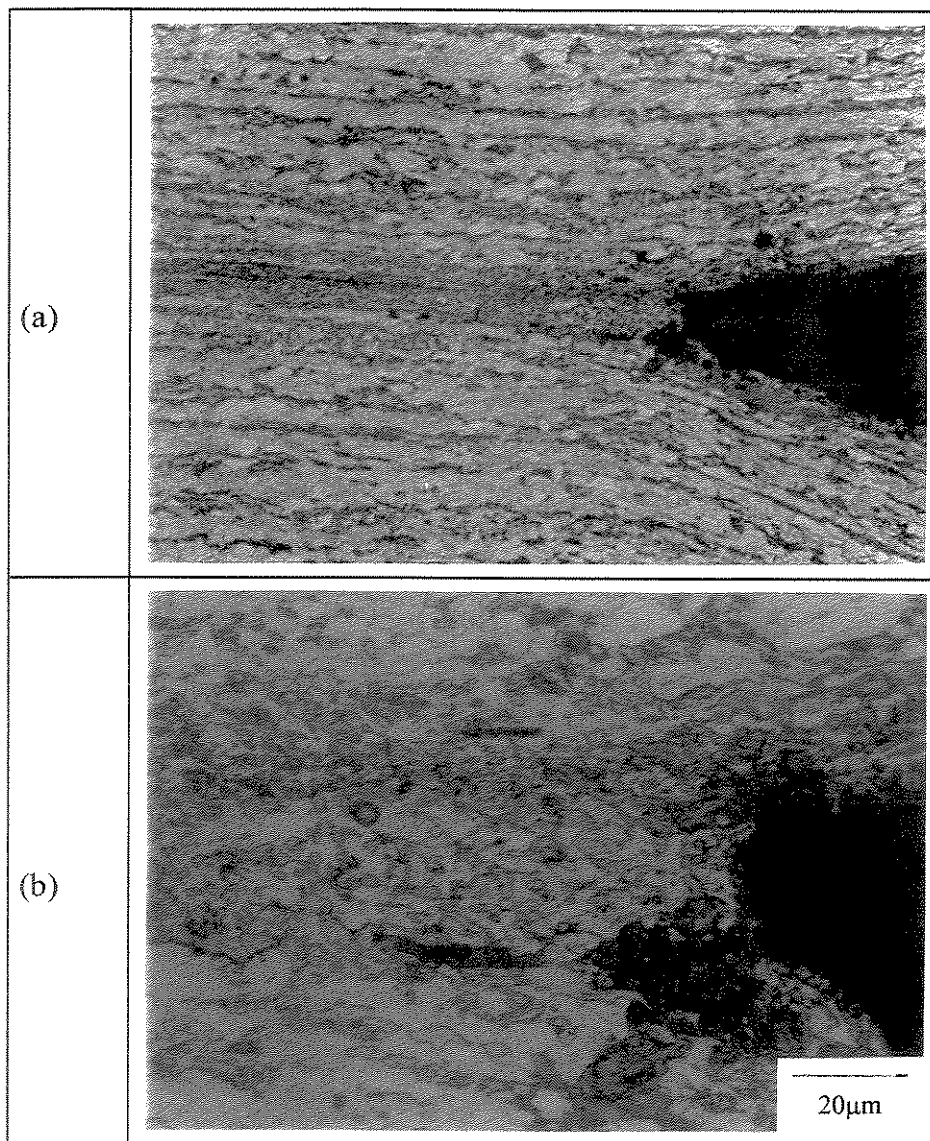


Figura 4.31 - Micrografia mostrando região bandeadada por onde se propaga a trinca de separação: (a) Vista com ampliação reduzida, mostrando aspecto altamente bandeadado do material, (b) Vista com maior ampliação mostrando a ponta da trinca de separação.

alongadas de MnS, iniciadoras da trinca [36], assim como a presença de bandeamento de microconstituintes, o que pode ser observado na figura 4.31. As partículas alongadas de MnS aparecem como faixas lisas e escuras na figura 4.32.

Quanto ao micromecanismo de fratura ocorrido na separação, é mais provável que seja clivagem, como pode ser visto na figura 4.33.

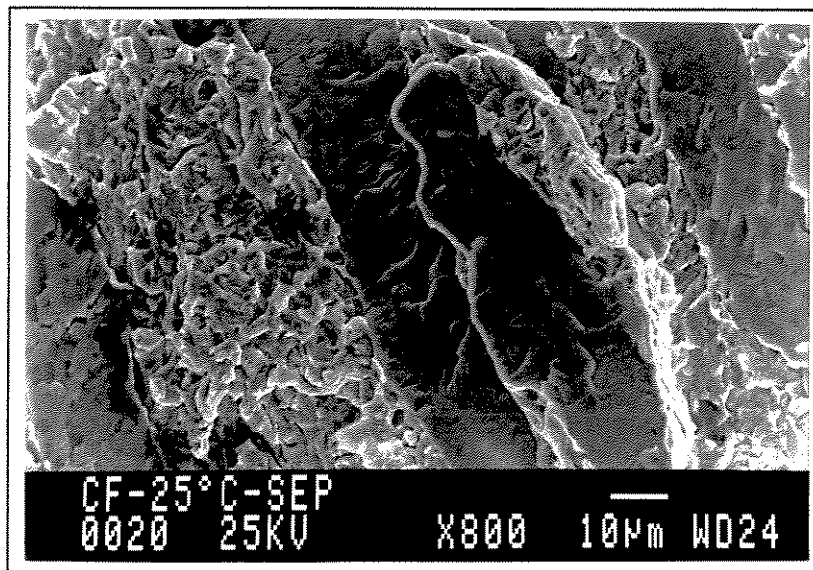


Figura 4.32 - Partículas de MnS alongadas (faixas escuras) em meio a área de microconstituintes bandeados fraturados por clivagem.

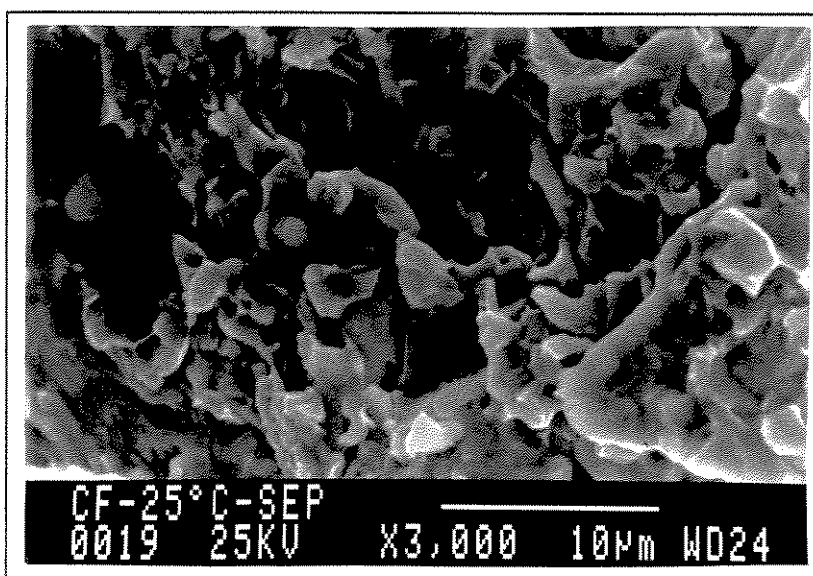


Figura 4.33 - Superfície da trinca de separação em região de microconstituintes bandeados fraturados por clivagem.

4.3 Comparação entre os diversos micromecanismos observados

Pode-se dizer que o micromecanismo de fratura que prevalece no aço API 5L X65 nas diversas condições metalúrgicas analisadas neste trabalho é o alveolar, e que apenas em algumas condições de solicitação críticas, que podem portanto ser consideradas como exceções, notou-se a ocorrência de clivagem. A tabela 4.3 apresenta um resumo dos micromecanismos identificados para cada condição metalúrgica analisada nos ensaios mecânicos feitos.

Tabela 4.3 - Resumo dos micromecanismos de fratura identificados e os respectivos parâmetros obtidos nos ensaios mecânicos.

	CF	N1	N2	A77	T81	Td77	T77
Tração microme canismo- σ_t [MPa]	Alveolar 617	Alveolar 527	Alveolar 515	Alveolar 598	Alveolar 637	Alveolar 738	Alveolar 690
CTOD microme canismo- δ_m [mm]	Alveolar 0,35	Alveolar 0,55	Alveolar 0,63	Alveolar 0,44	Alveolar 0,47	Alveolar 0,24	Alveolar c/ pequena quantid. de facet 0,27
Impacto Charpy microme canismo- E_a [J]	Alveolar 216	Alveolar 226		Alveolar 281		Alveolar c/ leves indícios de facet 187	Facet de clivagem c/ presença de alvéolos 109

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos trabalhos

5.1- Conclusões

- Nos corpos de prova ensaiados à tração, as superfícies de fratura, a despeito de apresentarem sempre micromecanismo de fratura alveolar, permitem diferenciar as condições ferrítico-martensíticas das demais.
- Os micromecanismos de fratura são mais sensíveis a alterações estruturais (rede/dispersão) do que a alterações dos microconstituintes presentes (martensita/bainita), como pode ser verificado com as fractografias dos ensaios de tenacidade à fratura e impacto.
- Nas fractografias dos ensaios CTOD, os micromecanismos mostraram-se bastante sensíveis à variação da temperatura do tratamento intercrítico (770°C e 810°C), e nesse caso a sensibilidade foi acompanhada pelos resultados numéricos de tenacidade, ou seja, a condição T77 apresentou $\delta_m=0,27\text{mm}$ e a condição T81 apresentou $\delta_m=0,47\text{mm}$.
- Os corpos de prova do ensaio de impacto, quando comparados aos do CTOD, mostraram uma quantidade maior de micromecanismo de fratura por clivagem para a condição T77, o que acentua a maior fragilidade dessa condição.
- A ocorrência do fenômeno das separações no aço analisado neste trabalho é devido à presença de impurezas e bandeamento de microconstituintes e não altera o micromecanismo de fratura da trinca principal mas cria trincas secundárias que se desenvolvem por clivagem.

Sugestões para próximos trabalhos

- Correlacionar os micromecanismos de fratura identificados e as fases presentes no aço;
- Correlacionar as propriedades mecânicas com os micromecanismos de fratura para o aço e condições microestruturais analisadas neste trabalho.

Referências bibliográficas

1. SAGE, A. M., Microalloyed steels for structural applications. *Metals and Materials*, p.584-588, october 1989.
2. FISHER, J.W. and DEXTER, R.J., High performance steel bridges for the next century. INTERNACIONAL SYMPOSIUM ON LOW-CARBON STEELS FOR THE 90'S. *The Minerals & Materials Society*, p.11-17, 1993.
3. WILHELM, M., Materials used in automotive manufacture-current state and properties. *Journal de Physique IV*, vol.3, p.31-40, november 1993.
4. HERTZBERG, R.W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. John Wiley & Sons, 4th edition, p.288-298.
5. HORNBOGEN, E., On the microstructure of alloys. *Acta Metallurgica*, vol.32, nº5, p.615-627, 1984.
6. BÉJAR, L., M. C., H. B., Influence of microestructure on yield ratio of a low carbon HSLA steel. INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON LOW-CARBON STEELS FOR THE 90'S. *The Minerals, Metals & Materials Society*, p.407-412, 1993.
7. GUIMARÃES, V. A. et al., Influência da microestrutura na tenacidade à fratura e no micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65. Anais do IV CONGRESSO DE ENGENHARIA MECÂNICA NORTE-NORDESTE. 16 a 20 de junho de 1996 - Recife - PE, p.21-26.

8. PINTO, T. B. et al., Influência da textura e da normalização nas propriedades mecânicas de um aço API 5L X65. Anais do IV CONGRESSO DE ENGENHARIA MECÂNICA NORTE-NORDESTE. 16 a 20 de junho de 1996 - Recife - PE, p.15-20.
9. XIAOHONG, S. WEIXUN, Y. XIAOPING, Z. XIAOFEI, L., An investigation of structure and properties of low-carbon Si-Nb dual phase steel. INTERNACIONAL SYMPOSIUM ON LOW-CARBON STEELS FOR THE 90'S. *The Minerals, Metals & Materials Society*, p.257-264, 1993.
10. SHETTY, M. N. VISWANATHAN, B. SENGUPTA, A., Some temperature dependent correlations of fracture toughness, strength, notch toughness and microestruturure in an HSLA Steel. *Z. Metalkunde*, p.437-445, 85 (1994).
11. KHALID, F. A. EDMONDS, D. V., Mixed structures in continously cooled low-carbon automotive steels. *Journal de Physique IV*, volume 3, p.147-152, Novembre 1993.
12. PARK, S. H. RO, K. S. KWON, O., Microestruturure and mechanical properties of hot rolled high strength formable steels for automobile wheels. INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON LOW-CARBON STEELS FOR THE 90'S. *The Minerals, Metal & Materials Society*, p.355-364, 1993.
13. DeARDO, A. J. Multi-phase microstrutucture and their properties in high strength low-carbon steels. *ISIJ International*, vol. 35 (1995) nº 8, p.946-954.
14. BATES, R. C. Mechanics and Mechanisms of fracture, American Societ of AIME, 1981, p.551-570.
15. METALS HANDBOOK. Fractography, Modes of fracture. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, v.12, p.12-68.
16. FENG, X. KUMAR, A. M. HIRTH, J. P., Mixed mode I/III fracture toughness of 2034 aluminum alloys. *Acta Metall, materialia*, vol. 41, nº9, p.2755-2764, 1993.

17. KWON, D. and ASARO, R. J. A study of void nucleation, growth, and coalescence in spheroidized 1518 Steel. *Metallurgical Transactions A*, vol. 21 A, p.117-134, January 1990.
18. ARGON, A. S., IM, J., SAFOGLU, R. Cavity formation from inclusions in ductile fracture. *Metallurgical Transactions A*, vol 6 A, p.825-837, 1975.
19. GURLAND, J. Observations on the fracture of cementite particles in a spheroidized 1,05%C steel deformed at room temperature. *Acta Metallurgica*, vol. 20, p.735-741, 1972.
20. STRNADEL, B., MAZANEC, K. Low temperature transcrystalline failure in spheroidized steels. *Acta Metallurgica Mater*, vol. 39, n° 10, p.2461-2468, 1991.
21. DEKE, S., HAI, L. J., QIANG, C. Y., Cleavage fracture in high carbon bainite. *Materials Science and Engineering*, A 158, p.11-19, 1992.
22. CAI, H., EVANS, J.T., HOLROYD, N. J. H., Unstable crack extension in high strength aluminum alloys. *Acta Mater*, vol. 39, n° 10, p.2243-2250, 1991.
23. DRAR, H., BERGMARK, A., Load rate influence on the fracture morphology of a ductile steel. *Engeneeing Fracture Mechanics*, vol. 46, n° 2, p.225-233, 1993.
24. LEWANDOWSKI, J. J. and THOMPSON, A. W., Effects of the prior austenite grain size on the ductility of fully pearlitic eutectoid steel. *Metallurgical Transactions A*, volume 17A, p.461-472, 1986.
25. PARK, Y. J. and BERNSTEIN, I. M., The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel. *Metallurgical Transactions A*, volume 10A, p.1653-1664, 1979.
26. MISRA, R. D. K., and RAO, P. R., Grain doundary segregation in a low alloy steel under tensile loading conditions. *Acta Metallurgica Materialia*, vol. 40, n° 6, p.1223-1228, 1992.

27. ALP, T., ISKANDERANI, F. I., ZAHED, A. H., Hydrogen effects in a dual-phase microalloy steel. *Journal of Materials Science*, 26, p.5644-5654, 1991.
28. McCULLOUGH, C. and BAKER, A. J., The role of grain boundary migration in reheat cracking. *Acta Metallurgica Materialia*, vol. 39, n°12, p.3217-3225, 1991.
29. CHEN, S. F., LUI, T. S., CHEN, L. H., The effect of phosphorus segregation on the intermediate-temperature embrittlement of ferritic, spheroidal graphite cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, volume 25A, p.557-561, 1994.
30. CHAO, C. G., LUI, T. S., HON, M. H., The effect of triaxial stress field on intermediate temperature embrittlement of ferritic spheroidal graphite cast irons. *Metallurgical Transactions A*, volume 19A, p.1213-1219, 1988.
31. LAVRENTV, F. F. et al., Fracture micromechanisms and plasticity of Fe - Cr - Ni - Ti alloys in the temperature range 77-4,2 K. *Materials Science and Engineering*, A 158 (1992), p.157-166.
32. DIMELFI, R. J., On the transition to intergranular fracture during high temperature deformation. *Materials Science and Engineering*, A 158 (1992), p.53-63.
33. GROOM, J. D. G. and KNOTT, J. F., Cleavage fracture in prestrained mild steel. *Metal Science*, vol. 9, n° 8, p.390-400, 1975.
34. BRAMFIT, B. L. and MARDER, A. R., A study of the delamination behavior of a very low carbon steel. *Metallurgical Transactions*, vol. 8A, p.1263-1273, 1977.
35. KUNISHIGE, K., FUKUDA, M., SUGISAWA, S., Separations occurring in controlled rolled hot strips. *Transacion of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 19, n° 6, p.324-331, 1979.
36. TANAKA, T., Controlled rolling of steel plate and strip. *International Metals Reviews*, vol. 26, n° 4, p.185-212, 1981.

37. HAWKINS, D. N., Cleavage separations in warm-rolled low carbon steels. *Metals Technology*, vol. 3, nº 9, p.417-421, 1976.
38. CESCONE, M. F., *Determinação de um Valor Crítico de J, em Aço Estrutural Exibindo Separações, Através do Emprego de Ultrassom*. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Escola Politécnica / Deptº de Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, 106 p., 1996.
39. SCHOFIELD, R., ROWNTREE, G., SARMA, N. V., WEINER, R. T., Arrowhead fractures in controlled rolled pipe steels. *Metals Technology*, vol. 6, nº 7, p.325-331, 1974.
40. OUCHI, C., OKITA, T., YAMAMOTO, S., Effects of interrupted accelerated cooling after controlled rolling on the mechanical properties of low alloy steels. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 22, nº 8, p.608-616, 1977.
41. DeARDO, A. J., An investigation of the mechanism of splitting which occurs in tensile specimens of high strength low alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, vol. 8A, nº 3, p.473-485, 1977.
42. RASANEN, E., ALASAARELA, P., MIELITYINEN, K., Production of high tensile Nb-V micro alloyed, 20-40 mm thick pipe steel plates through controlled rolling. *Metals Technology*, vol. 4, nº 11, p.509-519, 1977.
43. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, Washington. API 5L; specification for line pipe. Washington, 25 p., 1991.
44. PINTO, T. B. *Propriedades mecânicas de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em algumas condições microestruturais*. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Faculdade de Engenharia Mecânica / Deptº de Materiais, Universidade Estadual de Campinas, 87 p., 1996.

45. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro, NBR 6152; Determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos, RJ, 14p., 1980.
46. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, Philadelphia, E-8; Standard test methods for tension testing of metallic materials, Philadelphia, 21 p., 1995.
47. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, Philadelphia, E-1290; Standard test methods for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement, Philadelphia, 10 p., 1993.
48. HERTZBERG, R.W., Deformation and fracture mechanics of engineering materials. 4th ed. New York: John Wiley & Sons, 1996, Cap. 10: Microstructural aspects of fracture toughness, p. 405-435.
49. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro, NBR 6157; Determinação da resistência ao impacto de materiais metálicos em corpos de prova entalhados simplesmente apoiados, Rio de Janeiro, 10 p., 1979.
50. 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.
51. 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.
52. TOKIMATSU, R. C., FERREIRA, I., Considerações sobre a influência do tamanho de grão na tenacidade à fratura. Anais do XII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS. 8 a 11 de dezembro de 1996 - Águas de Lindóia - SP, p.613-616.
53. FERRANDINI, P. et al., Influência de variáveis externas no micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65 nas condições ferrítico-perlítica e ferrítico-martensítica. Anais do 12º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS. 8 a 11 de dezembro de 1996 - Águas de Lindóia - SP, p.637-640.