

MARCELO SAMPAIO MARTINS

**CARACTERIZAÇÃO EM IMPACTO E FADIGA DO AÇO
ESTRUTURAL DE FASES COMPLEXAS, UTILIZADO NA INDÚSTRIA
AUTOMOTIVA**

**Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica na área de Projetos
e Materiais.**

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

**Guaratinguetá
2011**

M386c	Martins, Marcelo Sampaio Caracterização em impacto e fadiga do aço estrutural de fases complexas, utilizado na indústria automotiva / Marcelo Sampaio Martins - Guaratinguetá : [s.n.], 2011. 176 f. : il. Bibliografia: f. 167-176 Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Aço - Fadiga I. Título CDU 669.14(043)
-------	---



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

MARCELO SAMPAIO MARTINS

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

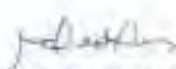
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

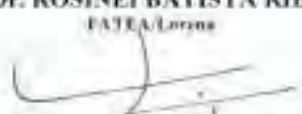
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MAURO PEDRO PERES
Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS KIYAN
Unesp-Feg


Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
FATEA/Lorena


Prof. Dr. CESAR ALVES DA SILVA LEANDRO
FATEC/Pindamonhangaba

Dezembro de 2011

DADOS CURRICULARES**MARCELO SAMPAIO MARTINS**

NASCIMENTO 27.06.1979 – Guaratinguetá – SP - Brasil

FILIAÇÃO

Marcos Martins

Maria Helena Sampaio Martins

1994-1997	Curso Técnico em Mecânica – CEETPS/UNESP “Paula Souza”
2000/2004	Engenharia Mecânica – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG/UNESP)
2007/2009	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da UNESP
2010/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da UNESP

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer a Deus, que sempre iluminou meu caminho, ajudando-me nos momentos mais difíceis.

Aos meus pais, Marcos e Maria Helena, meu irmão Marcos, e minha esposa Gabrielle, que sempre me apoiaram no decorrer deste trabalho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, que acreditou no potencial desta tese, tendo sempre muita paciência, dedicação, e disponibilidade para me ajudar com seus conhecimentos.

A UNESP-FEG, de uma forma geral, em nome de seus professores e técnicos laboratoriais que sempre foram prestativos em me ajudar no decorrer deste trabalho.

MARTINS, M. S., **Caracterização em Impacto e Fadiga do Aço Estrutural de Fases Complexas Utilizado na Indústria Automotiva. 2011, 176f.** Tese (Doutorado em Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011

RESUMO

Atualmente, as montadoras de automóveis têm procurado reduzir o peso total da estrutura de seus veículos, além das peças e componentes produzidos em aços, por dois motivos principais: um focado nos aspectos de segurança para os passageiros e outro na necessidade em se diminuir as emissões de CO₂, melhorando o consumo de combustível. Em linha a estes requisitos buscados, o presente trabalho tem por objetivo caracterizar em fadiga e impacto, uma nova classe de material desenvolvida pelas siderúrgicas, o aço de fases complexas (*complex phase steel*), de atuação estrutural, utilizado para a confecção da carroceria de veículos. Foram realizados ensaios metalográficos, onde as fases presentes em sua microestrutura foram analisadas e discutidas, e ensaios para avaliar suas propriedades mecânicas em situações de fadiga (ASTM E 466) e impacto (ASTM E 23), seguido de análises fractográficas das superfícies de fratura dos corpos-de-prova utilizados durante estes ensaios, utilizando para isto, um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Desta forma, este trabalho mostra que seu potencial de utilização pode ser ampliado, em virtude dos resultados obtidos, que mostraram a homogeneidade de sua microestrutura, com um alto grau de refino, em comparação com outras duas especificações de aços estruturais utilizados convencionalmente pela indústria automotiva, indicando, assim, melhores resultados nos ensaios realizados.

PALAVRAS-CHAVE: Aços de Fases Complexas, Aço CP, Fadiga, Impacto, Indústria Automotiva

MARTINS, M.S., 2011, **Characterization in impact and fatigue of structural steel complex phase, used in automotive industry. 2011, 176p.** Tese (Doutorado em Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

Currently, automakers have sought to reduce the total weight of the structure of their vehicles, and parts and components produced in steel, for two main reasons: one focused on aspects of safety for passengers and one in the necessity to reduce emissions CO₂, improving fuel consumption. In line with these requirements, this study aims to characterize the fatigue and impact, a new class of materials developed, the steel complex phase, with structural actuation, used for making the body of vehicles. To evaluate the characteristics of this specification steel, metallographic tests were conducted, where the phases present in their microstructure was analyzed and discussed, and tests to assess their mechanical properties in situations of fatigue (ASTM E 466) and impact (ASTM E 23) followed by fractográfica analysis of fracture surfaces of the specimens used during these tests, with a SEM. This will show that their potential use could be extended, because the results obtained during tests, which the material was compared with two other specifications of conventional structural steels used in the automotive industry.

KEYWORDS: Complex Phase Steel, Fatigue, Impact, Automotive Industry.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	XI
LISTA DE TABELAS.....	XXII
LISTA DE QUADROS.....	XXIV
LISTA DE FLUXOGRAMAS.....	XXV
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	XXVI
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XXVII
1 INTRODUÇÃO.....	28
1.1 DESENVOLVIMENTO DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PARA A INDÚSTRIA AUTOMOTIVA MUNDIAL.....	28
1.2 OBJETIVOS.....	30
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	32
2.1 HISTÓRICO DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA.....	32
2.2 PROCESSOS DE OBTENÇÃO DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	33
2.3 PROJETOS IMPULSIONADORES DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA: ULSAB, ULSAB-AVC e FSV.....	36
2.3.1 Projeto: <i>Ultra Light Steel Auto Body</i> (ULSAB, 1994-1998).....	37
2.3.2 Projeto: <i>Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts</i> (ULSAB – AVC, 2000-2002).....	39
2.3.3 Projeto: <i>Future Steel Vehicle</i> (FSV, 2008-2011).....	43
2.4 DEFINIÇÕES: AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	45
2.5 DESCRIÇÃO DOS PRINCIPAIS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA DISPONÍVEIS NO MERCADO.....	47
2.5.1 Aços Bifásicos (<i>Dual Phase - DP</i>).....	48
2.5.2 Aços <i>Transformation Induced Plasticity</i> (TRIP).....	54
2.5.3 Aços de Fases Complexas	59
2.5.3.1 Características Metalúrgicas e Microestruturais dos Aços Multifásicos de Fases	

Complexas	60
2.5.3.2 Processamento dos Aços Multifásicos (Aços de Fases Complexas).....	66
2.5.3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Multifásicos (Aços de Fases Complexas).....	68
2.5.3.4 Tratamentos Térmicos e sua Influência nas Propriedades Mecânicas dos Aços Multifásicos (Aços de Fases Complexas).....	74
2.5.3.5 Comparações dos Aços de Fases Complexas com outras Especificações de Aços Estruturais para Veículos.....	84
2.5.3.6 Aplicações dos Aços de Fases Complexas na Indústria Automotiva seguindo preceitos dos projetos ULSAB-AVC e FSV.....	87
2.6 FADIGA DOS MATERIAIS.....	96
2.6.1 Considerações gerais.....	96
2.6.2 Propagação de trincas por fadiga.....	97
2.6.3 Correlação entre limite de fadiga e propriedades mecânicas estáticas (Resistência à tração e dureza).....	99
2.6.4 Curvas S-N.....	99
2.6.5 Fatores que influenciam a resistência à fadiga.....	101
2.6.6 Ensaios de Fadiga.....	101
2.7 IMPACTO DOS MATERIAIS.....	102
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	104
3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	104
3.2 MATERIAL.....	104
3.3 ENSAIO DE DUREZA	105
3.4 RUGOSIDADE DOS CORPOS-DE-PROVA DE FADIGA AXIAL.....	105
3.5 ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO, FADIGA AXIAL E IMPACTO EM CORPOS-DE-PROVA ASTM.....	106
3.5.1 Ensaio de tração em corpos-de-prova (ASTM E 8M).....	106
3.5.2 Ensaio de fadiga axial em corpos-de-prova (ASTM E 466).....	108
3.5.3 Ensaio de impacto em corpos-de-prova (ASTM E 23).....	109
3.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	111
3.7 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA	

	DE VARREDURA (MEV).....	112
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	114
4.1	RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DE RUGOSIDADE NOS CORPOS-DE-PROVA DESTINADOS AO ENSAIO DE FADIGA AXIAL.....	114
4.2	RESULTADOS REFERENTES À CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO CPW-800 UTILIZANDO MICROSCOPIA ÓTICA.....	114
4.3	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 8M)	117
4.4	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 18).....	120
4.5	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA AXIAL EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 466).....	121
4.6	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 23).....	124
4.7	RESULTADOS DAS FRACTOGRAFIAS OBTIDAS COM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV) DA SUPERFÍCIE DE CORPOS-DE-PROVA FRATURADOS POR FADIGA AXIAL.....	127
4.8	RESULTADOS DAS FRACTOGRAFIAS OBTIDAS COM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV) DA SUPERFÍCIE DE CORPOS-DE-PROVA FRATURADOS POR IMPACTO.....	142
4.9	RESULTADOS DE MICRO-ANÁLISE REALIZADA NO AÇO DE FASES COMPLEXAS CPW-800 COM AMOSTRA SEM ATAQUE QUÍMICO COM AUXÍLIO DO MEV E MAPEAMENTO DE FASES PRESENTES.....	150
4.9.1	Micro análise realizada em amostra sem ataque químico.....	150
4.9.2	Mapeamento de fases em amostra de aço de fases complexas CPW-800 com ataque químico.....	156
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	162
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA.....	167

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Relação entre limite de resistência e alongamento total dos vários tipos de aços avançados de alta resistência.....	29
Figura 1.2	Estrutura desenvolvida pelo projeto <i>Future Steel Vehicle</i> (FSV) produzida com aços avançados de alta resistência.....	30
Figura 2.1	Evolução dos diversos tipos de aços com características adequadas a aplicações específicas.....	33
Figura 2.2	Estrutura desenvolvida pelo projeto ULSAB, vista frontal e vista lateral.....	38
Figura 2.3	Classes de veículos avaliados durante o projeto ULSAB-AVC.....	40
Figura 2.4	Estrutura desenvolvida no projeto FSV.....	43
Figura 2.5	Veículo conceito desenvolvido durante o projeto FSV.....	43
Figura 2.6	Proporção de aços avançados de alta resistência (em cores) em comparação com aços tradicionais da indústria automotiva.....	46
Figura 2.7	Esquemático mostrando ilhas de martensita em uma matriz ferrítica.....	48
Figura 2.8	Curva Tensão x Deformação de um aço DP 350/600 e de um aço ARBL 350/450.....	49
Figura 2.9	Exemplos de aplicação dos aços bifásicos (DP) em veículos.....	50
Figura 2.10	Diagrama Fe-C, mostrando onde ocorre a transformação da austenita em ferrita e cementita (A1).....	52
Figura 2.11	Microestrutura de um aço DP (laminado a frio) submetido a ataque com Nital (2%) e ampliação de 500X.....	53
Figura 2.12	Microestrutura de um aço DP (laminado a frio) submetido a ataque Klemm e ampliação de 500X.....	53
Figura 2.13	Esquemático mostrando as diversas fases presentes nos aços TRIP.....	54
Figura 2.14	Curva Tensão x Deformação de um aço TRIP 350/600, DP 350/650 e de um aço ARBL 350/450.....	56
Figura 2.15	Exemplos de aplicação dos aços (TRIP) em veículos.....	58
Figura 2.16	Microscopia óptica da microestrutura de um aço TRIP 800 laminado a quente: (F) ferrita, (B) bainita, (M) martensita e (Ar) austenita retida.....	58

Figura 2.17	Microscopia óptica de aços TRIP (a) e (b) após ataque colorido, onde F - ferrita (azul esverdeado); B - bainita (marrom) e MA - martensita/austenita retida (branco).....	59
Figura 2.18	Esquemático mostrando as diversas fases presentes nos aços de fases complexas.....	60
Figura 2.19	Modelo de ataque de fases seletivo para aços multifásicos.....	62
Figura 2.20	Microscopia Óptica (a) DP 800: Ataque com LePera (b) CP 800: Ataque com Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$	63
Figura 2.21	Microscopia eletrônica de varredura: (a) DP 800 (b) CP 800 com ataque de Nital: (F) Ferrita, (B) Bainita, (RA) Austenita Retida e (TM) Martensita Temperada.....	63
Figura 2.22	Microscopia Óptica do aço de fases complexas CP 600 atacado quimicamente com: (a) LePera, (b) Beraha I, onde (F) Ferrita, (M) martensita, (TM) Martensita Revenida e (B) Bainita.....	64
Figura 2.23	Microscopia Óptica do aço de fases complexas CP 600 atacado quimicamente com (c) Kalling I, (d) Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$, onde (F) Ferrita, (M) martensita, (TM) Martensita Revenida e (B) Bainita.....	65
Figura 2.24	Microestrutura refinada de um aço de fases complexas laminado a frio, atacado com o reagente Klemm, por metalografia colorida.....	65
Figura 2.25	Microestrutura refinada de duas variedades de um aço de fases complexas laminado a quente: (a) CPW-800 e (b) CPW-1000.....	66
Figura 2.26	Microestrutura de uma aço de fases complexas, laminado a quente (CPW-800) submetido a ataque químico com reagente Nital 2% e ampliação de 1000X.....	66
Figura 2.27	Esquemático representando o processamento termomecânico dos aços avançados de alta resistência multifásicos.....	67
Figura 2.28	Curva de resfriamento termomecânico de três diferentes aços multifásicos, CP, DP e TRIP, em função do tempo e temperatura do processamento termomecânico.....	68
Figura 2.29	Relação entre alongamento e limite de resistência à tração de alguns aços avançados de alta resistência mecânica.....	69

Figura 2.30	Comparação das propriedades mecânicas do aço de fases complexas laminado a quente (CP-W 800), com outros aços.....	69
Figura 2.31	Comparação das propriedades mecânicas do aço de fases complexas laminado a frio (CP-K 800), com outros aços de alta resistência.....	70
Figura 2.32	Curvas limites de conformação dos aços de fases complexas: (a) Laminados a Frio e (b) Laminados a Quente.....	71
Figura 2.33	Comparação do comportamento em expansão de furo segundo norma ISO 16630 de aços bifásicos e de fases complexas.....	71
Figura 2.34	Esquemático do ensaio de dobramento, no qual os aços de fases complexas foram submetidos.....	72
Figura 2.35	Resultados comparativos de impacto utilizando diferentes especificações de aços de fases complexas.....	73
Figura 2.36	Representação esquemática dos ciclos de tratamento térmico utilizados nos corpos-de-prova de aços CP 800.....	75
Figura 2.37	Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=840^{\circ}C$, $T_{Env.}=425^{\circ}C$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}C$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	76
Figura 2.38	Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=820^{\circ}C$, $T_{Env.}=425^{\circ}C$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}C$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	76
Figura 2.39	Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=800^{\circ}C$, $T_{Env.}=425^{\circ}C$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}C$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	76
Figura 2.40	Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=780^{\circ}C$, $T_{Env.}=425^{\circ}C$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}C$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	77
Figura 2.41	Dureza em função das diferentes temperaturas de recozimento empregadas nos ensaios de tratamento térmico.....	77
Figura 2.42	Influência de diferentes temperaturas de recozimento nas propriedades mecânicas: (a) Resistência a tração (b) Alongamento.....	78
Figura 2.43	Expansão de Furo (<i>Hole Expansion</i>) em função da temperatura de	

	recozimento.....	79
Figura 2.44	Ciclo de tratamento térmico com, T.Env.=500°C, T.Rec.=840°C e T.Temp.=750°C, onde (BF) Bainita-Ferrita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	79
Figura 2.45	Ciclo de tratamento térmico com, T.Env.=475°C, T.Rec.=840°C e T.Temp.=750°C, onde (BF) Bainita-Ferrita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	80
Figura 2.46	Ciclo de tratamento térmico com, T.Env.=450°C, T.Rec.=840°C e T.Temp.=750°C, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital.....	80
Figura 2.47	Ciclo de tratamento térmico com, T.Env.=400°C, T.Rec.=840°C e T.Temp.=750°C, onde (B) Bainita. (a) MO, LePera e (b)MEV, Nital.....	80
Figura 2.48	Dureza em função das temperaturas de envelhecimento empregadas nos ensaios de tratamento térmico.....	81
Figura 2.49	Influência de diferentes temperaturas de envelhecimento nas propriedades mecânicas: (a) Resistência a tração (b) Alongamento.....	81
Figura 2.50	Expansão de Furo (<i>Hole Expansion</i>) em função da temperatura de envelhecimento.....	81
Figura 2.51	Curvas de resfriamento, temperatura e transformação do aço CP 800.....	83
Figura 2.52	Ciclo esquemático de uma linha de recozimento contínuo, realizada durante processamento do aço CP 800.....	83
Figura 2.53	Comparação dos resultados de expansão de furo dos aços: bifásicos e de fases complexas.....	85
Figura 2.54	Influência das condições de expansão de furo nos resultados utilizando aços bifásicos e de fases complexas.....	86
Figura 2.55	Aparência das trincas ocorridas durante o ensaio de expansão de furo no aço CP 800: (a) <i>Punched Hole</i> – trincas eventualmente distribuídas na circunferência; (b) <i>Drilled Hole</i> – duas grandes trincas na direção de laminação (RD); e (c) <i>Wire Cut</i> , onde somente uma única trinca pode ser observada.....	86

Figura 2.56	Análise da fratura (região de trinca) realizada nas amostras de aços de fases complexas CP 800.....	87
Figura 2.57	Descrição dos aços utilizados nos projetos ULSAB, ULSAB-AVC e FSV, onde pode ser observada a evolução na utilização do aço de fases complexas (CP).....	88
Figura 2.58	Descrição dos aços utilizados nos projetos ULSAB, ULSAB-AVC e FSV, onde pode ser observada a utilização de aços com limites de resistência elevados.....	88
Figura 2.59	Especificação do aço de fases complexas em componentes estruturais submetidos a impacto e fadiga em veículos: (a) Placa de assento para os bancos (b) Barra de proteção para portas (c) Reforço para túnel (d) Viga de pára-choque (e) Viga de pára-choques, vista 2 e (f) Braço de suspensão.....	89
Figura 2.60	Longarina produzida em aço de fases complexas (CP 800).....	90
Figura 2.61	Reforço das colunas B utilizado nos veículos.....	90
Figura 2.62	Utilização do reforço produzido em aço de fases complexas fez aumentar os quesitos de segurança para os ocupantes dos veículos.....	91
Figura 2.63	Estrutura de um Porsche Cayenne, onde se observa a barra de travamento da estrutura inferior produzida em CP.....	91
Figura 2.64	Indicação de alguns componentes fabricados com aços de fases complexas, com destaque nas longarinas, que foram utilizados na concepção do modelo do projeto FSV.....	92
Figura 2.65	Detalhe de conformação das longarinas fabricadas em aços de fases complexas e utilizados na concepção do modelo do projeto FSV.....	92
Figura 2.66	Viga de teto (inferior) fabricada em aço de fase complexa e utilizado na concepção do modelo do projeto FSV.....	93
Figura 2.67	Viga de travamento inferior da estrutura fabricada em aço de fase complexa e utilizado na concepção do modelo do projeto FSV.....	93
Figura 2.68	Túnel de piso estrutural fabricado em aço de fase complexa e utilizado na concepção do modelo do projeto FSV.....	94
Figura 2.69	Suportes estruturais traseiros fabricados em aços de fases complexas e	

	utilizados na concepção do modelo do projeto FSV.....	94
Figura 2.70	Reforços da coluna B fabricados em aços de fases complexas e utilizados na concepção do modelo do projeto FSV.....	95
Figura 2.71	Ensaio de fadiga radial aplicado em rodas, onde USI-RW-800 (CP 800) e USI-RW-350 (C-Mn 350).....	95
Figura 2.72	Nos resultados dos ensaios impacto em aro de roda, observam as qualidades nesta situação do aço de fase complexa.....	96
Figura 2.73	Estágios da nucleação de trincas por fadiga.....	98
Figura 2.74	Correlação entre limite de fadiga e dureza para diversos aços temperados e revenidos.....	99
Figura 2.75	Representação típica de uma curva S – N.....	100
Figura 2.76	Corpos-de-prova Charpy e Izod recomendados pelas normas ASTM e ABNT para ensaio de impacto.....	103
Figura 3.1	Máquina INSTRON 8801 utilizada nos ensaios de tração.....	106
Figura 3.2	Utilização de extensômetro durante a execução dos ensaios de tração dos corpos-de-prova na máquina INSTRON 8801.....	107
Figura 3.3	Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração..	107
Figura 3.4	Corpo-de-prova utilizado no ensaio de tração.....	107
Figura 3.5	Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de fadiga axial.....	108
Figura 3.6	Corpo-de-prova utilizado no ensaio de fadiga axial.....	108
Figura 3.7	Máquina de ensaio de impacto charpy, modelo MOHR & FEDERHAFF AC - PWS 30/15.....	109
Figura 3.8	Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de impacto.....	110
Figura 3.9	Corpo-de-prova utilizado no ensaio de impacto.....	110
Figura 3.10	Forno tipo mufla, utilizado durante os ensaios de impacto.....	111
Figura 3.11	Microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo ZEISS EVO LS 15 utilizado durante as análises.....	112
Figura 3.12	Amostras referentes ao ensaio de fadiga axial, a partir dos corpos-de-prova rompidos em três níveis de tensão diferentes.....	113

Figura 3.13	Amostra atacada quimicamente com Nital 2% com tempo de 14s por esfregamento e sem nenhum ataque, utilizada durante micro-análise no MEV.....	113
Figura 4.1	Amostra do aço de fases complexas CPW-800, de orientação longitudinal, submetida a ataque químico com Nital 2% por um tempo de 8s e ampliação de 1000X.....	115
Figura 4.2	Amostra do aço de fases complexas CPW-800, de orientação transversal, submetida a ataque químico com Nital 2% por um tempo de 9s e ampliação de 1000X.....	115
Figura 4.3	Amostra do aço de fases complexas CPW-800 submetido a ataque com LePera, por um tempo de 25s, de orientação longitudinal, com ampliação de 1000X.....	116
Figura 4.4	Amostra do aço de fases complexas CPW-800 submetido a ataque com LePera, por um tempo de 25s, de orientação longitudinal, com ampliação de 1000X.....	117
Figura 4.5	Comparação das propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração onde: A = Alongamento, R_m = Resistência a Tração e $R_{p0.2}$ = Tensão de Escoamento: (a) CP 800 x DP 800 e (b) CP 1000 x DP 1000.....	119
Figura 4.6	Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova ASTM E 466 de aço de fase complexa CPW-800.....	122
Figura 4.7	Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova ASTM E 466 a partir de algumas classes de aços bifásicos.....	123
Figura 4.8	Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova ASTM E 466 a partir de algumas classes de aços TRIP.....	123
Figura 4.9	Resultado gráfico do ensaio de impacto charpy realizado com os corpos-de-prova ASTM E 23 produzidos com o aço de fases complexas CPW-800.....	125
Figura 4.10	Diferentes classes de aços TRIP, mostrando seu percentual de absorção de impacto.....	126
Figura 4.11	Diferentes classes de aços DP, mostrando seu percentual de absorção de	

	impacto.....	126
Figura 4.12	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de nucleação da trinca de fadiga. Aumento 100X.....	127
Figura 4.13	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra (região final da amostra). Aumento 100X.....	127
Figura 4.14	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento 500X.....	128
Figura 4.15	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil (região final da amostra). Aumento 500X.....	128
Figura 4.16	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento 1000X.....	129
Figura 4.17	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra. Aumento 1000X.....	129
Figura 4.18	Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento 5000X.....	130
Figura 4.19	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de nucleação da trinca de fadiga. Aumento 100X.....	131
Figura 4.20	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra (região final da amostra). Aumento 100X.....	131
Figura 4.21	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento 500X.....	132
Figura 4.22	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil (região final da amostra). Aumento 500X.....	132
Figura 4.23	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região com estrias de fadiga. Aumento 1000X.....	133
Figura 4.24	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região com nucleação de bandas de fadiga. Aumento 1000X.....	133
Figura 4.25	Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região de fratura dúctil (região final da amostra). Aumento 1000X.....	134
Figura 4.26	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de nucleação da trinca de fadiga. Aumento 100X.....	135

Figura 4.27	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a região com nucleação de bandas de fadiga. Aumento 100X.....	135
Figura 4.28	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra (região final da amostra). Aumento 100X.....	136
Figura 4.29	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando o modo de banda de Woods. Aumento 500X.....	136
Figura 4.30	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a região de fratura dúctil (região final da amostra). Aumento 500X.....	137
Figura 4.31	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a nucleação da fratura devido ao modo de banda de Woods. Aumento 1000X.....	137
Figura 4.32	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando uma nucleação secundária. Aumento 1000X.....	138
Figura 4.33	Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a região de fratura dúctil (região final da amostra). Aumento 1000X.....	138
Figura 4.34	Modelo proposto por Wood para a nucleação de trincas.....	139
Figura 4.35	Aspecto do corpo-de-prova após ensaio de impacto Charpy, tanto para a faixa de temperaturas de -75°C quanto para a de 60°C.....	140
Figura 4.36	Fratura para temperatura de -75°C, mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova. Aumento 50X.....	140
Figura 4.37	Fratura para temperatura de -75°C, mostrando a região final do corpo-de-prova. Aumento 50X.....	141
Figura 4.38	Fratura para temperatura de -75°C, mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova com <i>dimples</i> rasos. Aumento 500X.....	141
Figura 4.39	Fratura dúctil para temperatura de -75°C, mostrando a região final do corpo-de-prova com <i>dimples</i> rasos. Aumento 500X.....	142
Figura 4.40	Fratura para temperatura de -75°C, mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova com <i>dimples</i> rasos. Aumento 1000X.....	142
Figura 4.41	Fratura para temperatura de -75°C, mostrando região central do corpo-de-prova com <i>dimples</i> rasos e aspecto dúctil. Aumento 1000X.....	143
Figura 4.42	Fratura para temperatura de -75°C, mostrando região final do corpo-de-prova com <i>dimples</i> rasos e aspecto dúctil. Aumento 1000X.....	143

Figura 4.43	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando a região final do corpo-de-prova. Aumento 50X.....	144
Figura 4.44	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova. Aumento 50X.....	144
Figura 4.45	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando a região final do corpo-de-prova com aspecto dúctil. Aumento 500X.....	145
Figura 4.46	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando a zona de processo da fratura do corpo-de-prova com aspecto dúctil. Aumento 500X.....	145
Figura 4.47	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando a zona de processo com aspecto dúctil. Aumento 1000X.....	146
Figura 4.48	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando aspecto dúctil com <i>dimples</i> profundos. Aumento 1000X.....	146
Figura 4.49	Fratura para temperatura de 60°C, mostrando a região final do corpo-de-prova. Aumento 1000X.....	147
Figura 4.50	Imagem obtida pelo modo BSE com 15 keV (elétrons retro espalhados) da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1000X.....	148
Figura 4.51	Imagem obtida pelo modo BSE com 25 keV (elétrons retro espalhados) da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1.000X.....	149
Figura 4.52	Imagem obtida pelo modo SE com 15 keV (elétrons secundários) da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1.000X.....	149
Figura 4.53	Região analisada da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1.000X.....	150
Figura 4.54	Resultado do EDS realizado na região identificada na Figura 4.45, referente amostra do aço CPW-800.....	151
Figura 4.55	Região analisada da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1000X.....	151
Figura 4.56	Resultado do EDS realizado na região identificada na Figura 4.48, referente amostra do aço CPW-800.....	152

Figura 4.57	Região analisada da amostra (inclusão) sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1000X.....	152
Figura 4.58	Resultado do EDS realizado na região identificada na Figura 4.50, referente à amostra do aço CPW-800.....	153
Figura 4.59	Imagem obtida pelo modo BSE com 20 keV (elétrons retro-espalhados) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 500X.....	154
Figura 4.60	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 500X.....	154
Figura 4.61	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1.500X.....	155
Figura 4.62	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 2.000X.....	155
Figura 4.63	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 3.000X.....	156
Figura 4.64	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 4.000X.....	156
Figura 4.65	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 5.000X.....	157
Figura 4.66	Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 10.000X.....	157

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Metas e resultados do projeto ULSAB – Fase 1, em comparação à média dos nove veículos utilizados como base do estudo do projeto e em relação a um veículo do futuro.....	39
Tabela 2.2	Potencial dos veículos do projeto ULSAB-AVC em relação à classificação <i>star rating</i>	42
Tabela 2.3	Características microestruturais dos aços.....	64
Tabela 2.4	Raio mínimo encontrado durante dobramento com amostras de aços de fases complexas laminados a frio.....	72
Tabela 2.5	Indicações de propriedades de soldagem de aços de fases complexas laminados a frio (LF) e a quente (LQ).....	73
Tabela 2.6	Composição química do aço de fases complexas (CP 800) analisado.....	74
Tabela 2.7	Comparação do comportamento dos aços: bifásicos e de fases complexas submetidos a ensaios de dobramento (90°) onde, abaixo do raio crítico, pode ser observado o início do aparecimento de trincas.....	85
Tabela 2.8	Número mínimo de corpos-de-prova recomendados para ensaios de fadiga.....	101
Tabela 3.1	Composição química do aço CPW-800.....	105
Tabela 4.1	Rugosidade superficial dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga axial.....	114
Tabela 4.2	Propriedades mecânicas obtidas com a realização do ensaio de tração nos corpos-de-prova de aço de fases complexas.....	118
Tabela 4.3	Resultados do ensaio de dureza realizado em amostras de aço de fases complexas CPW-800, conforme fornecido.....	120
Tabela 4.4	Esquema do efeito dos diversos parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas dos aços avançados de alta resistência.....	121
Tabela 4.5	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos com aço CPW-800.....	121
Tabela 4.6	Resultados dos ensaios de impacto realizados em corpos-de-prova produzidos com aço CPW-800.....	124

Tabela 4.7	Análise química por EDS da região identificada na Figura 4.45, referente amostra do aço CPW-800.....	150
Tabela 4.8	Análise química por EDS da região identificada na Figura 4.48, referente amostra do aço CPW-800.....	152
Tabela 4.9	Análise química por EDS da região identificada na Figura 4.48, referente amostra do aço CPW-800.....	153

LISTA DE QUADROS

Quadro 2.1	Exemplos dos principais aços planos utilizados nos projetos ULSAB-AVC (cinza claro) e FSV (cinza escuro).....	47
Quadro 4.1	Módulo de elasticidade obtido a partir da linearização e aplicação da equação da reta dos oito (8) resultados apresentados durante ensaio de tração.....	118

LISTA DE FLUXOGRAMAS

Fluxograma 2.1	Processo de produção de placas de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas.....	34
Fluxograma 2.2	Processo de produção de chapas grossas de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas.....	35
Fluxograma 2.3	Processo de produção de bobinas laminadas a quente de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas, a partir de chapas grossas.....	35
Fluxograma 2.4	Processo de produção de bobinas laminadas a frio de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas, a partir de bobinas laminadas a quente.....	36
Fluxograma 4.1	Fluxograma mostrando, resumidamente, os resultados obtidos nesta tese.....	161

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AAAR	Aço Avançado de Alta Resistência
AAR	Aço de Alta Resistência
AHSS	<i>Advanced High Strenght Steel</i> (Aço Avançado de Alta Resistência)
ASTM	<i>American Standard Technology Materials</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
BSE	<i>Backscattering Electrons</i> (Elétrons retro espalhados)
CDP	Corpo-de-prova
CP	<i>Complex Phase Steel</i> (Aço de Fases Complexas)
DP	<i>Dual Phase</i> (Aço Bifásico)
EDS	<i>Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy</i> (Espectrometria Raios X)
EURO NCAP	<i>European New Car Assessment Programme</i>
FSV	<i>Future Steel Vehicle</i>
HRC	Dureza Rockwell C
HSLA	<i>High Strenght Low Alloy</i> (Aço de Alta Resistência e Baixa Liga)
HSS	<i>High Strenght Steel</i> (Aço de Alta Resistência)
HV	Dureza Vickers
LC	<i>Low Carbon</i> (Aço de Baixo Carbono)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
PNGV	<i>Partnership for a New Generation of Veicles</i>
SE	<i>Secondary Electrons</i> (Elétrons Secundários)
TRIP	<i>Tranformation Induced Plasticity</i>
ULSAB	<i>Ultralight Steel Auto Body</i>
ULSAC	<i>UltraLight Steel Auto Closures</i>
ULSAS	<i>UltraLight Steel Auto-Suspensions</i>
ULSAB-AVC	<i>UltraLight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts</i>
US NCAP	<i>US New Assessment Program</i>
WSA	<i>World Steel Association</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

RA	Redução de área	%
Ra	Rugosidade média	μm

1 INTRODUÇÃO

1.1 DESENVOLVIMENTO DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PARA A INDÚSTRIA AUTOMOTIVA MUNDIAL

Atualmente (2011), as montadoras de automóveis têm procurado reduzir o peso total da estrutura de seus veículos, além das peças e componentes produzidos em aços, por dois motivos principais; um focado nos aspectos de segurança para os passageiros e outro na necessidade em se diminuir as emissões de CO₂, melhorando o consumo de combustível (SUDA, 2005).

Com o desenvolvimento dos *Advanced High Strength Steel* - [AHSS] (Aços Avançados de Alta Resistência - AAAR), em meados da década de 90, as montadoras iniciaram estudos para substituir os aços convencionalmente utilizados *High Strength Steel* - [HSS] (Aços de Alta Resistência - AAR), como os *High Strength Low Alloy* – [HSLA] (Alta Resistência e Baixa Liga - ARBL) e os *Low Carbon* – [LC] (Baixo Carbono - BC), para esta nova categoria, onde pode-se destacar os seguintes aços: *Dual Phase* [(DP), Aços Bifásicos], *Complex Phase* [(CP), Aços de Fases Complexas], *Transformation Induced Plasticity* [(TRIP), Plasticidade Induzida por Transformação], *Interstitial Free* [(IF), Interstícios Livres], *Stretch Flangeable* - SF (Bainíticos), *Martensite* - MART (Martensíticos), dentre outros. (ULSAB OVERVIEW REPORT – PHASE 2, 1998)

A principal diferença entre os aços convencionais de alta resistência e os aços avançados de alta resistência encontram-se em suas microestruturas. Os aços da série (AAAR) possuem microestruturas multifásicas, contendo ferrita e diferentes porções de martensita, bainita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir excelentes propriedades mecânicas. Os aços da série (AAR), como os aços IF, têm resistência e alongamento mais baixos, como pode ser observado na Figura 1.1, devido principalmente às suas microestruturas ferríticas. (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2010).

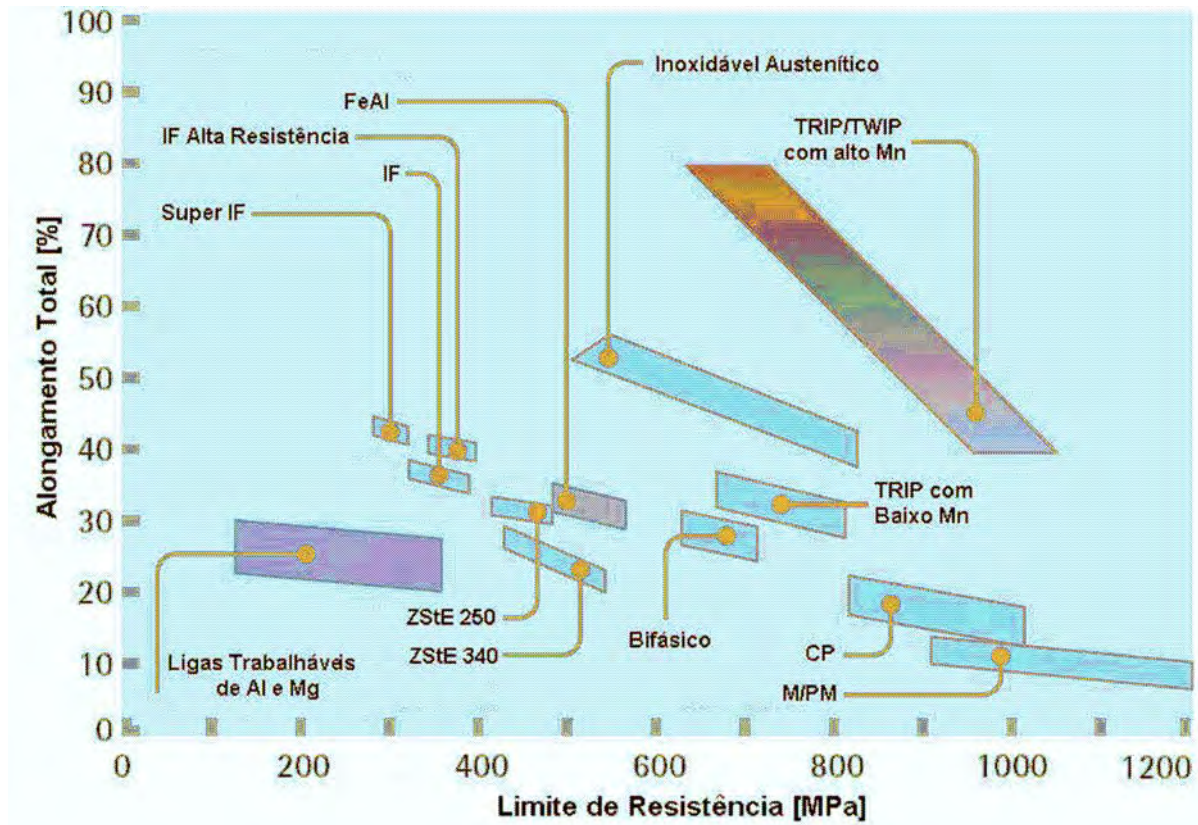


Figura 1.1 – Relação entre limite de resistência e alongamento total dos vários tipos de aços avançados de alta resistência (GORNÍ, 2008)

De 1994 - 1998, os principais produtores de aço mundiais uniram-se para desenvolver um novo conceito de fabricação de automóveis, denominado ULSAB (*Ultralight Steel Auto Body*). Este teve como principais objetivos o desenvolvimento de um automóvel leve, seguro e eficiente quanto ao consumo de combustíveis.

Em 1999, até 2000, iniciou-se um novo projeto, chamado de ULSAC (*UltraLight Steel Auto Closures*), que tratou do desenvolvimento de portas, capôs, tampas traseiras (veículos hatches) e tampas de porta-malas (veículos sedans), junto do ULSAS (*UltraLight Steel Auto-Suspensions*), que avaliou a utilização de aços no sistema de suspensão dos automóveis, concomitante com o projeto ULSAB-AVC (*UltraLight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts*), que consistiu na iniciativa das grandes siderúrgicas mundiais em apresentar soluções para os novos desafios da indústria automotiva, ou seja, reduzir o consumo de combustível e aumentar a segurança dos passageiros, mantendo a viabilidade econômica do produto final. (ULSAB – AVC OVERVIEW REPORT, 2002)

Em 2011 foram divulgados os resultados de um programa de três anos para desenvolver projetos completos para veículos elétricos, com uso intensivo de aços avançados de alta resistência. O *Future Steel Vehicle* (FSV), uma continuidade dos projetos ULSAB, ULSAC, ULSAS e ULSAB-AVC, apresenta uma carroceria em aço, com uma redução de massa de 35% em relação a um veículo de referência, além de uma redução de 70% nas emissões ao longo de todo o seu ciclo de vida. (FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT, 2011). A Figura 1.2 ilustra a carroceria do veículo avaliado no projeto FSV.



Figura 1.2 – Estrutura desenvolvida pelo projeto *FutureSteelVehicle* (FSV) produzida com aços avançados de alta resistência. (FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT, 2011)

1.2 OBJETIVOS

Este trabalho foca em um dos Aços Avançados de Alta Resistência disponível no mercado, no caso o ***Complex Phase Steel – Aços de Fases Complexas (CP)***, onde foram realizados os seguintes ensaios, destinados a sua caracterização mecânica completa:

- Tração (ASTM E 8M);
- Dureza (ASTM E 18);

- Fadiga Axial (ASTM E 466);
- Impacto (ASTM E 23).

Após esta etapa, seguiu-se sua caracterização por Microscopia Óptica (MO), de acordo com a norma ASTM E 3-10 (2007), para visualização das fases presentes, além de análises na microestrutura, com o auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), nos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga axial e impacto, onde as fraturas foram analisadas. Foram também realizadas micro análises de amostras do aço de fases complexas, onde os resultados obtidos são discutidos, além da realização do mapeamento de fases pela técnica de microscopia eletrônica por varredura, onde as fases presentes são identificadas e comentadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 HISTÓRICO DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

O desenvolvimento constante na tecnologia de fabricação de veículos, e de forma mais específica, na evolução dos materiais aplicados nesse processo, teve um momento marcante quando, durante a década de 1970, as principais siderúrgicas mundiais concentraram seus estudos no desenvolvimento de novos aços. (ANDRADE et al., 2002)

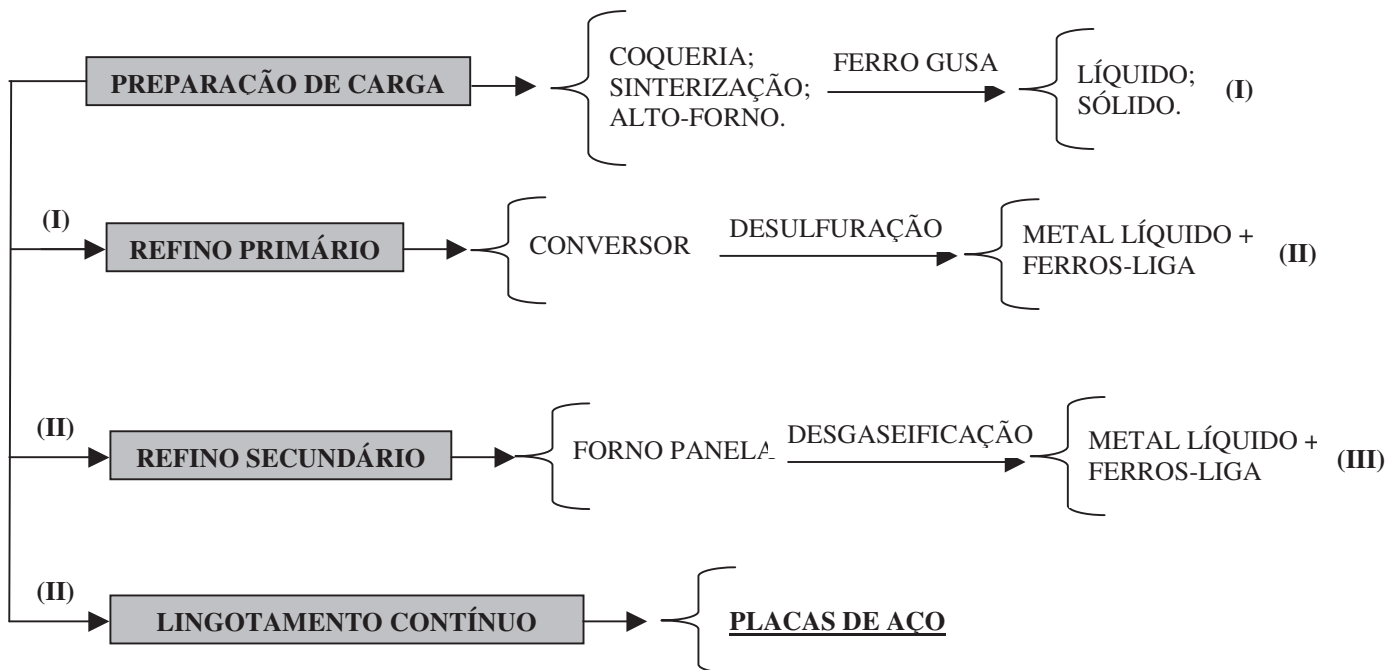
Neste período, segundo MARRA (2008), a crise do petróleo e a globalização da economia motivaram as siderúrgicas no desenvolvimento de inovações tecnológicas significativas, como, por exemplo, o lingotamento contínuo (para aços planos e longos), o recozimento contínuo e a eletrodeposição em tiras laminadas. Estas tecnologias propiciaram a produção em massa de uma ampla gama de aços planos comerciais, de aços de alta resistência e de aços com elevada resistência a corrosão.

O principal objetivo das siderúrgicas, neste período, foi de fornecer as montadoras de automóveis um material avançado, com alta resistência, para que fossem atingidos em seu produto final os seguintes requisitos: aumento da integridade estrutural e da resistência ao choque com redução do peso e do custo. (CASTRO, 2010). A estes requisitos também poderia ser adicionada a demanda crescente dos consumidores por maior segurança e por maior quantidade de itens de conforto. Além disso, quando feita uma análise atual e global da utilização e das potencialidades do aço, segundo CASTRO (2010) deve-se incluir as questões ambientais envolvidas, tais como redução no consumo de combustível, diminuição na emissão de poluentes e melhores condições de reciclagem do material. Quando avaliados do ponto de vista da matéria-prima, os automóveis são compostos, em média, de 70% de aços, sendo, de longe, o material predominante na indústria automotiva.

Especificamente, com respeito às demandas, tanto dos fabricantes quanto dos compradores de veículos, as siderúrgicas trabalharam no sentido de melhorar a qualidade, as propriedades mecânicas e os custos de produção de seus aços,

- **Chapa Grossa:** espessura superior a 5,0 mm e largura superior a 500,0 mm, produzida por laminação a quente;
- **Chapa Fina a Quente:** espessura entre 1,2 mm e 5,0 mm e largura superior a 500,0 mm, produzida por laminação a quente;
- **Chapa Fina a Frio:** espessura entre 0,38 mm e 5,0 mm e largura superior a 500,0 mm, produzida por laminação a frio;
- **Folha:** espessura menor que 0,38 mm e largura superior a 500,0 mm, produzida por laminação a frio (GORNİ, 2011)

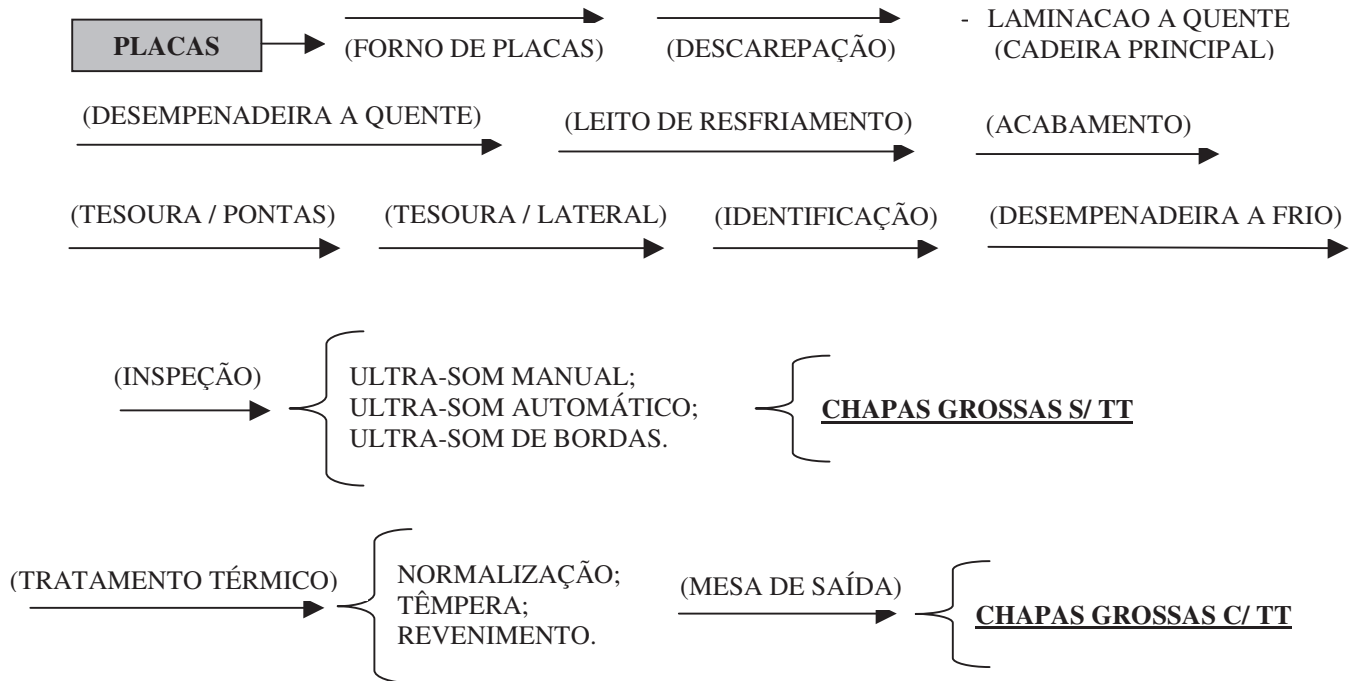
No fluxograma 2.1, está descrito o processo utilizado para obtenção dos aços avançados de alta resistência, seguindo a lógica industrial, sendo, neste primeiro caso, até a obtenção do semi-acabado (placas de aço) que podem ser encaminhados para venda direta, ou direcionados para laminação.



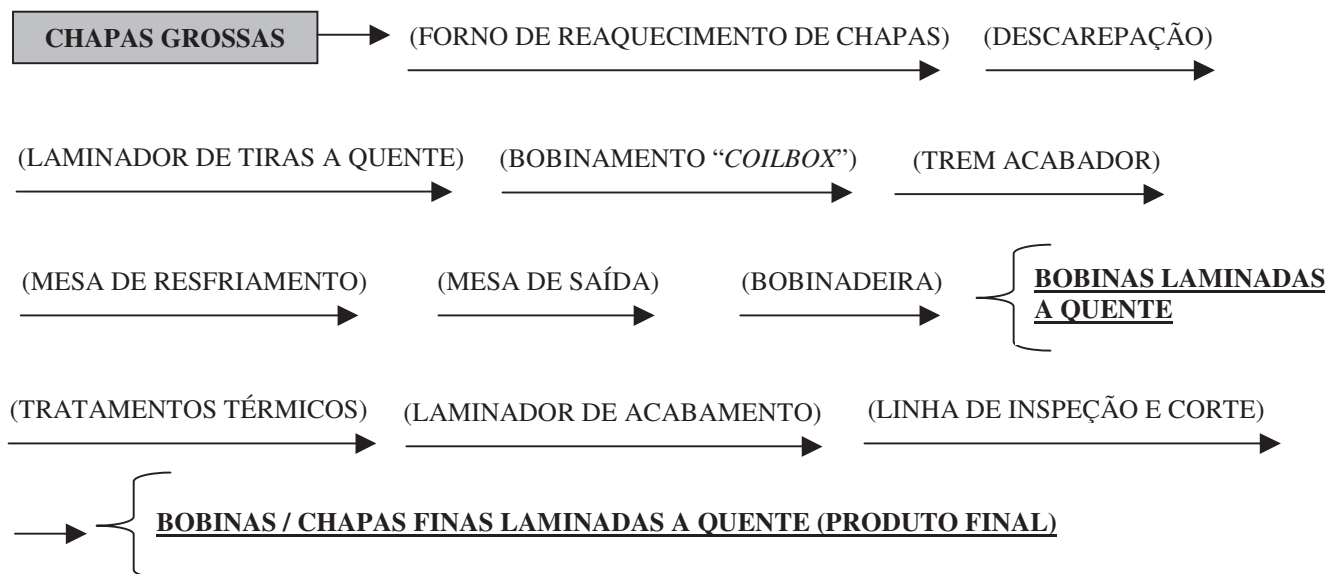
Fluxograma 2.1 – Processo de produção de placas de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas (GORNİ, 2011)

Nos fluxogramas 2.2, 2.3 e 2.4, são descritos os processamentos das placas até a obtenção dos seguintes produtos finais: chapas grossas, bobinas laminadas a quente e bobinas laminadas a frio de aços avançados de alta resistência. Vale lembrar que este

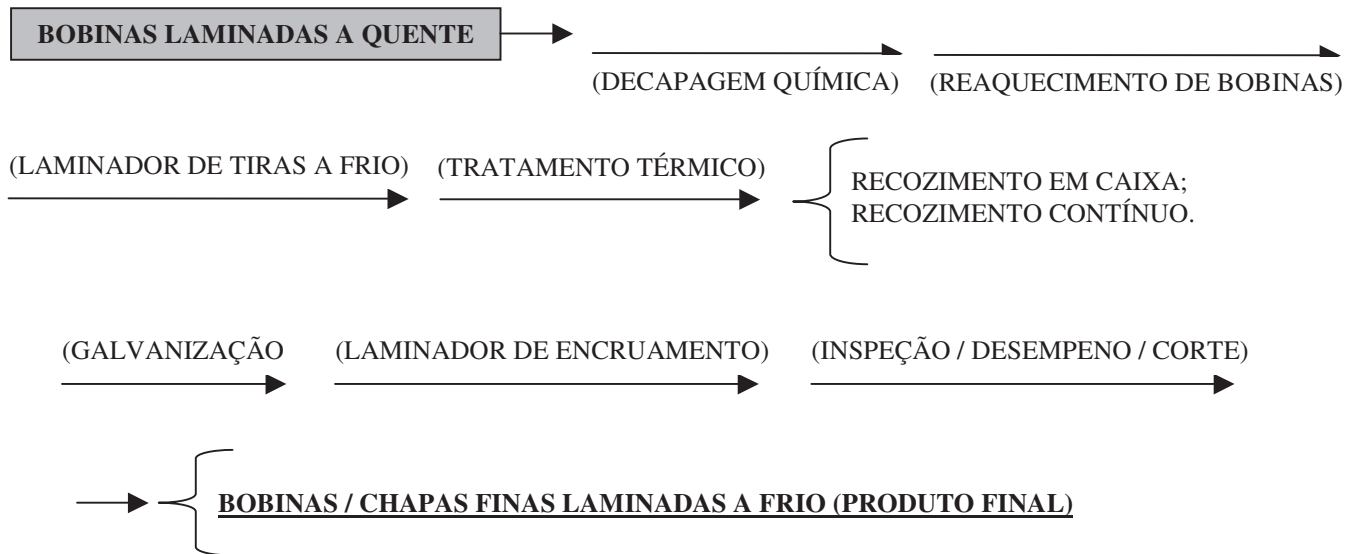
fluxograma apresenta uma forma genérica de fabricação, pois existem diferenças quanto às preparações de carga, processamentos em refino primário, secundário e tratamentos térmicos.



Fluxograma 2.2 – Processo de produção de chapas grossas de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas (GORNI, 2011)



Fluxograma 2.3 – Processo de produção de bobinas laminadas a quente de aços avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas, a partir de chapas grossas. (GORNI, 2011)



Fluxograma 2.4 – Processo de produção de bobinas laminadas a frio de aço avançados de alta resistência em usinas siderúrgicas integradas, a partir de bobinas laminadas a quente. (GORNI, 2011)

2.3 PROJETOS IMPULSIONADORES DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA: ULSAB, ULSAB-AVC e FSV

O principal objetivo do setor automotivo, nos últimos anos, tem sido a redução de peso dos veículos de modo a diminuir o consumo de combustível e a emissão de gases que contribuem para o efeito estufa. A segurança e a resistência ao impacto também são requisitos que fazem parte do novo conceito de veículo a ser desenvolvido nos próximos anos (FUKUGAUCHI, 2010), (GORNI, 2008), (ZUIDEMA, 2001).

De acordo como o *World Steel Association* (2010) e Zuidema (2001), estes objetivos estão sendo atingidos com uma combinação de uma filosofia inovadora relacionado a produção de aços avançados, em grande parte, resultados dos projetos *Ultra Light Steel Auto Body* (ULSAB), *Ultra Light Steel Auto Closures* (ULSAC), *Ultra Light Steel Auto Suspension* (ULSAS) e o *Ultralight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts* (ULSAB-AVC) e *Future Steel Vehicle* (FSV) que são descritos, de forma sucinta, nos tópicos seguintes.

2.3.1 Projeto: *Ultra Light Steel Auto Body* (ULSAB, 1994-1998)

Visando otimizar os aços e os processos utilizados na construção de estruturas automobilísticas, foi criado em 1994 um consórcio de 35 siderúrgicas mundiais denominado ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*), que financiou o projeto com duração de quatro anos. Desse consórcio fizeram parte duas siderúrgicas brasileiras: a CSN e a Usiminas (ULSAB OVERVIEW REPORT, 1998).

Depois de o consórcio ser fundado, segundo o projeto ULSAB, foram então definidas as suas principais metas, objetivando a redução de massa (ULSAB OVERVIEW REPORT – PHASE 2, 1998):

- Desenvolver um novo conceito de fabricação da estrutura de um automóvel, focando a utilização de aços através da otimização de processos de produção já existentes;
- Obter uma redução em massa significativa em comparação a um conceito de “veículo do futuro”, sem aumento de gastos significativos na fabricação;
- Atingir os índices de segurança e conforto determinados pelo projeto original;
- Utilizar conceitos que poderão ser futuramente aplicáveis no desenvolvimento de novos veículos.

Desta forma, os objetivos principais do projeto ULSAB podem ser compreendidos facilmente como a redução em massa da estrutura de um veículo através da utilização de aços e da otimização de processos já existentes comercialmente sem aumento de custos para as montadoras e mantendo as condições de segurança e conforto inicialmente estabelecidas para o veículo.

Destacam-se no projeto ULSAB os aços de alta resistência (HSS), com limite de escoamento entre 210 e 550 MPa, e de ultra alta resistência (UHSS) com limite de

escoamento acima de 550 MPa. Dentre esses aços estão os aços isotrópicos (IS), os aços com ultra-baixo teor de carbono com interstícios livres (IF) e alta resistência e baixa liga (HSLA). (WORLD AUTO STEEL, 2010).

O projeto ULSAB foi então dividido em duas fases. A primeira foi referente a análise conceitual, que consistiu em um estudo que permitisse o desenvolvimento de uma estrutura dentro dos objetivos definidos pelo projeto ULSAB, onde o desenvolvimento integral dessa estrutura foi realizado por engenharia auxiliada por computador (CAE) e análise por elementos finitos (MEF), permitindo respectivamente prever o comportamento da análise estática de resistência e de deformação da estrutura e realizar simulações dinâmicas de choque, obtendo assim uma relação com o *crash-test*, estabelecendo-se se a carroceria estaria dentro dos níveis esperados de segurança previstos pelo projeto.

A segunda fase foi a etapa de validação, que por sua vez consistiu na fabricação da estrutura desenvolvida na fase conceitual, ou seja, foi manufaturada, pesada e testada a fim de obter resultados que validassem a fase conceitual (WORLD AUTO STEEL, 2010). A Figura 2.2 mostra a estrutura desenvolvida no projeto ULSAB e na Tabela 2.1, estão as metas e os resultados do projeto ULSAB.



Figura 2.2 – Estrutura desenvolvida pelo projeto ULSAB, vista frontal e vista lateral. (ULSAB OVERVIEW REPORT – PHASE 2, 1998)

Tabela 2.1 - Metas e resultados do projeto ULSAB – Fase 1 em comparação à média dos nove veículos utilizados como base do estudo do projeto e em relação a um veículo do futuro (ULSAB OVERVIEW REPORT, 1998)

FATORES DE DESEMPENHO	VALORES MÉDIOS (ANO-1994)	REFERÊNCIA PARA A PRODUÇÃO DE VEÍCULOS DO FUTURO	METAS DO PROJETO ULSAB FASE 1	RESULTADOS DA FASE 1
Massa (Kg)	271	250	200	205
Rigidez em torção (Nm/°)	11.531	13.000	13.000	19.056
Rigidez em flexão (N/mm)	11.900	12.200	12.200	12.529
1º modo de vibração (Hz)	38	40	40	51

Os ensaios de impactos realizados na estrutura obtiveram os resultados esperados, mesmo para os testes de choque frontal e traseiro, em que as velocidades excederam cerca de 17% da velocidade determinada pelas normas de *crash-test*.

2.3.2 Projeto: *Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts* (ULSAB – AVC, 2000-2002)

Com os bons resultados obtidos pelo projeto ULSAB e o seu recebimento pela indústria automotiva com grande otimismo, as grandes siderúrgicas iniciaram um novo projeto denominado ULSAB-AVC (*Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts*). (ULSAB-AVC, OVERVIEW REPORT, 2002):

O projeto ULSAB-AVC consistiu na iniciativa das grandes siderúrgicas em apresentar soluções para os desafios da indústria automotiva, ou seja, reduzir o consumo de combustível e aumentar a segurança dos automóveis mantendo a viabilidade econômica. O projeto ULSAB-AVC deparou com uma conhecida questão: como seria possível aumentar a segurança e diminuir o consumo de combustível e a massa do automóvel simultaneamente? Isto caracteriza um paradoxo, pois em se pensar em

aumento de segurança logo relaciona-se com aumento de massa e, de modo inverso, em relação ao consumo de combustível, ou seja, diminuição da massa para reduzir o consumo (KAVANAGH, 2002).

As novas normas de índice de segurança e redução de emissão de poluentes imposta pelas montadoras e pelos programas de redução de combustível, respectivamente, levaram o projeto ULSAB-AVC às seguintes conclusões: tais objetivos só seriam alcançados com a utilização de novos aços multifásicos de alta resistência, processos sofisticados de manufatura e conceitos inovadores de projeto (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002).

As novas normas tiveram um papel importante no desenvolvimento desses novos aços, pois somente a esta necessidade foi possível a sua exploração. A utilização de novos aços foi o principal fator que diferenciou os projetos ULSAB e ULSAB-AVC: enquanto o projeto ULSAB utilizou somente materiais que já estavam disponíveis no mercado na época, o projeto ULSAB-AVC considerou materiais inovadores, mesmo que só estivessem disponíveis no mercado em 2004 (ADAM, 2002).

Vistos os desafios e os objetivos do projeto ULSAB-AVC, as metas traçadas foram as seguintes: (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002)

- Antecipar as normas de ensaios de impacto (*crash-tests*) do ano de 2004;
- Diminuição do consumo de combustível;
- Responsabilidade ambiental, ou seja, redução das emissões de gases poluentes, redução do consumo de matéria-prima e reciclabilidade;
- Possibilidade de produção seriada em grande volume, permitindo lucros e possibilitando a viabilidade econômica.
- Segurança;
- Responsabilidade ambiental;
- Viabilidade econômica.

Dois programas em especial auxiliaram o projeto ULSAB- AVC na determinação de suas metas: o EUCAR (*The European CO₂ Reduction Program*) e o PNGV (*U.S. Partnership for a New Generation*). O *benchmark* da época determinou que fossem

realizados os estudos em um veículo com peso em torno de 900 kg. Com isso o projeto foi desenvolvido em cima de uma única plataforma, em que seriam desenvolvidos dois projetos, um representando a Classe-C Européia, também conhecida com a classe do Golf, e a outra a classe PNGV (sedan médio americano). A Figura 2.3 ilustra as classes definidas pelo projeto ULSAB-AVC.

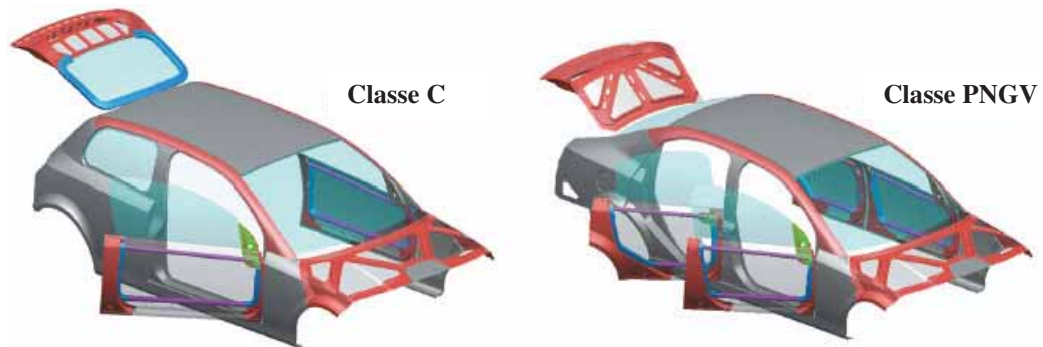


Figura 2.3 – Classes de veículos avaliados durante o projeto ULSAB-AVC. (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002)

Durante o projeto, foram feitas simulações em programas computacionais para a avaliação dos testes de impacto (*crash-tests*). Essas simulações levaram em consideração tanto a segurança dos ocupantes do veículo quanto à dos pedestres. Para a avaliação dos testes, foram utilizadas as normas ligadas ao NCAP (*New Car Assessment Program*). Os ensaios escolhidos foram relativos àqueles que vigorariam tanto na Europa quanto nos Estados Unidos no ano de 2004. Os ensaios são os seguintes: (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002)

- **Euro – NCAP (Norma Européia):** combinação de três testes. Ensaio de colisão frontal parcial (apenas 40% da área frontal do veículo se choca contra uma barreira deformável) e outro de impacto lateral e um por último de impacto contra um poste.
- **US – NCAP (Norma Norte-Americana):** Ensaio de impacto frontal contra uma barreira rígida.
- **US – SINCAP (Norma Norte-Americana):** Ensaio de colisão lateral.

Os resultados da simulação de teste de impacto (*crash-test*), listados na Tabela 2.2, mostraram que a estrutura de conceito ULSAB-AVC da Classe C tem potencial para atingir cinco estrelas em todos os testes NCAP, exceto no caso do teste US – NCAP onde pode atingir de quatro ou mesmo cinco estrelas. Já a classe PNGV mostrou potencial para atingir cinco estrelas em todos os testes NCAP (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002).

Tabela 2.2 - Potencial dos veículos do projeto ULSAB-AVC em relação à classificação *star rating* (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002).

Potencial do projeto ULSAB-AVC em relação à classificação <i>star rating</i>		
Critério de avaliação	ULSAB-AVC classe C	ULSAB-AVC classe PNGV
Euro-NCAP	★★★★★	★★★★★
US-NCAP	★★★★★ ou ★★★★★	★★★★★
US-SINCAP	★★★★★	★★★★★

O critério de responsabilidade ambiental, que teve como enfoque no projeto ULSAB-AVC, a redução de consumo de combustível, emissão de poluentes e reciclabilidade foram atingidos devido à utilização de novos aços com alto limite de elasticidade, que resultaram em uma estrutura mais leve. A média de peso dos veículos da classe C do ano de 2002 era de 1.150 kg. Com o resultado obtido pelo projeto ULSAB-AVC, essa massa foi para 933 kg, portanto uma redução de mais de 200 kg, ou cerca de 19%. A redução de massa tem um papel de fundamental importância no item relacionado à responsabilidade ambiental, pois possibilita uma redução de consumo de combustível e, como em um processo em cadeia, tem-se também uma diminuição da emissão de gases poluentes. Esses resultados da redução de massa mostraram o total comprometimento do projeto ULSAB-AVC com a responsabilidade ambiental (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002).

2.3.3 Projeto: *Future Steel Vehicle* (FSV, 2008-2011)

De acordo com a *World Steel Association* (WSA, 2011), o projeto *Future Steel Vehicle* (FSV) apresenta o foco na utilização de aços avançados de alta resistência, combinados com motorizações elétricas, onde a redução no peso e nas emissões poluentes foram observadas, além de uma melhor segurança para os ocupantes, sem comprometer os custos dos veículos. As Figuras 2.4 e 2.5 mostram a estrutura desenvolvida nesse projeto e o modelo conceito proposto.

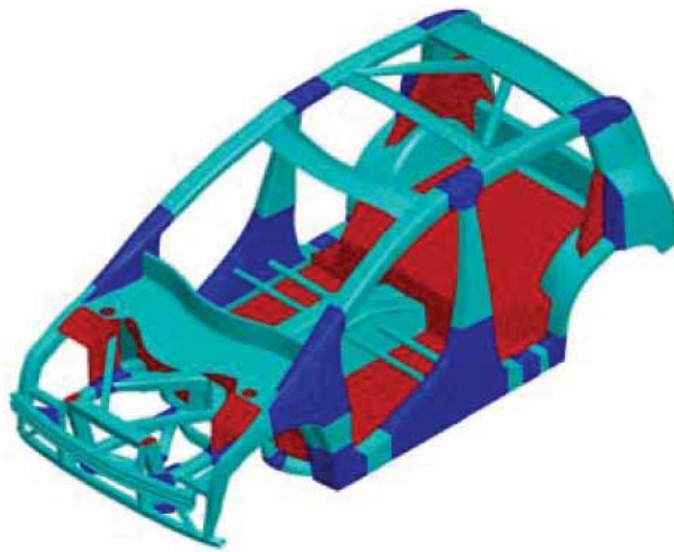


Figura 2.4 – Estrutura desenvolvida no projeto FSV. (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011)



Figura 2.5 – Veículo conceito desenvolvido durante o projeto FSV. (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011)

Fizeram parte deste consórcio mundial as seguintes siderúrgicas:

- Anshan Iron & Steel Group Corporation
- ArcelorMittal
- Baoshan Iron & Steel Co. Ltd.
- China Steel Corporation
- Hyundai-Steel Company
- JFE Steel Corporation
- Kobe Steel, Ltd.
- Nippon Steel Corporation
- Nucor Corporation
- POSCO
- Severstal
- Sumitomo Metal Industries, Ltd.
- Tata Steel
- ThyssenKrupp Steel Europe AG (SE-AG)
- United States Steel Corporation
- Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A. (USIMINAS)
- Voestalpine Stahl GmbH

O *Future Steel Vehicle* (FSV) possui um projeto de carroceria (estrutura do veículo) em aço, com uma redução de massa de 35% em relação a um veículo de referência, além de uma redução de cerca de 70% nas emissões ao longo de todo o seu ciclo de vida. Tudo isto foi obtido ao mesmo tempo em que se cumpre uma extensa lista de requisitos mundiais de segurança e durabilidade, evitando ainda um aumento de custo associado à redução de massa (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

Uma abordagem de Análise de Ciclo de Vida (ACV), aplicada às emissões, ajudaram as montadoras a avaliar e reduzir a energia total consumida, assim como as emissões de gases com efeito estufa, ao longo do ciclo de vida dos seus produtos. Os regulamentos que consideram apenas a fase de utilização do veículo podem contribuir para encorajar a utilização de materiais de baixa massa específica, que podem, em algumas aplicações, fornecer componentes mais leves, que reduzem o consumo de combustível e as emissões no escapamento do veículo. Contudo, a fase de produção desses materiais envolve uma emissão muito grande de gases com efeito estufa, o que pode ter como consequência indesejada o aumento das emissões quando se considera o ciclo de vida completo do veículo (FUTURE STEEL VEHICLE – PRESS RELEASE, 2011).

A concretização de uma redução do peso tão agressiva, segundo a *World Steel Association* (2011) foi conseguida com a utilização intensiva de aços avançados e com a otimização do design, que definirá um novo padrão para as futuras abordagens de projeto de veículos. À medida que os esforços da indústria automotiva para reduzir as emissões equivalentes de dióxido de carbono conduzem cada vez mais na direção de motorizações e combustíveis mais avançados, a produção dos materiais será responsável por uma fração muito maior das emissões ao longo do ciclo de vida completo. Vale a pena enfatizar que o potencial de redução de peso dos novos tipos de aço faz desse material o único que permite redução de emissões em todas as fases do ciclo de vida (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

O conceito desenvolvido no FSV é muito eficiente e muito leve. Ele pesa 188 kg e reduz a massa em mais de 35% em relação a uma carroceria de referência, usado para o motor de combustão interna e adaptada para uma motorização elétrica por bateria e atendendo às regulamentações do ano de 2020. (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

Por ser o mais recente (2011) desenvolvimento referente à utilização de aços avançados de alta resistência, informações adicionais sobre esse projeto são mencionados nos demais capítulos descritos nesta tese.

2.4 DEFINIÇÕES: AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os aços planos, destinados à indústria automotiva, podem ser classificados de diversas formas, segundo a publicação *Advanced High Strenght Steel - Application Guidelines* (2006), mas a principal delas é por suas características metalúrgicas. As denominações (nomenclaturas) mais comuns são as seguintes:

- Aços de baixa resistência mecânica: *Interstitial-free* (IF) e *Mild steel*;
- Aços convencionais de alta resistência: C-Mn, *Bake hardenable* (BH), *High-strength interstitial-free* e *High-strength low-alloy steels* (HSLA);
- Aços avançados de alta resistência: Aços Bifásicos (DP), TRIP, Aços de Fases Complexas (CP) e Aços Martensíticos (MS)

A Figura 2.6 ilustra esquematicamente a proporção de aços avançados de alta resistência (em cores) em comparação com aços tradicionais da indústria automotiva tomando como referência o alongamento total (%) e sua resistência a tração (MPa).

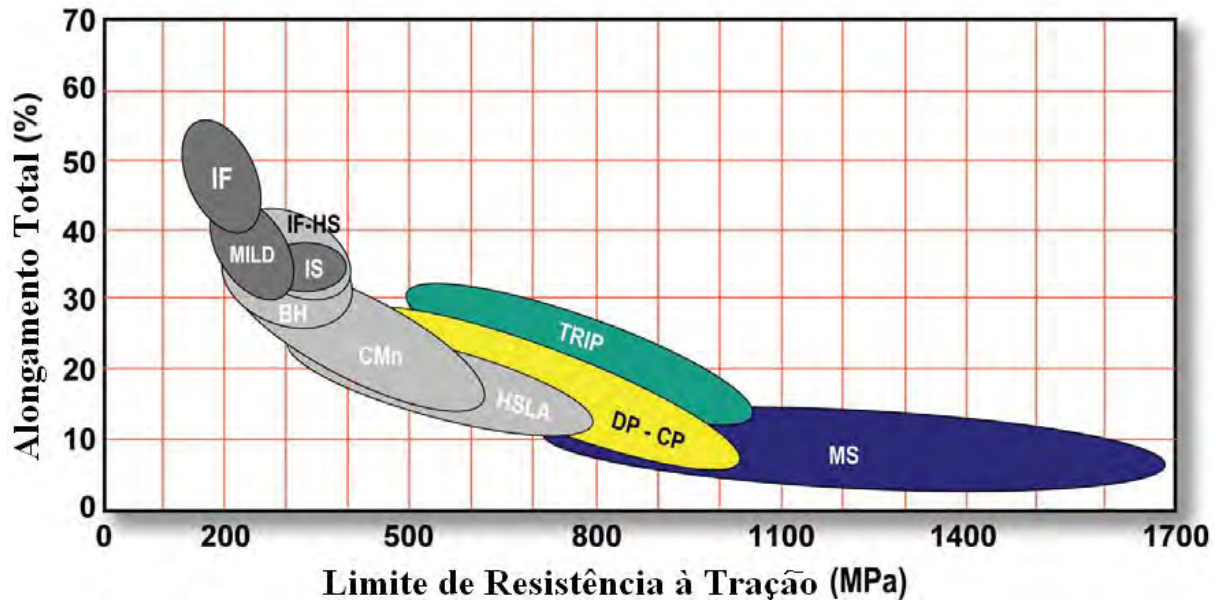


Figura 2.6 - Proporção de aços avançados de alta resistência (em cores) em comparação com aços tradicionais da indústria automotiva (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL APPLICATION GUIDELINES, 2006)

A principal diferença entre os aços convencionais, mostrados na Figura 2.6 em diferentes tons de cinza e os aços avançados de alta resistência (AAAR) está em sua microestrutura. Os convencionais apresentam uma única fase ferrítica (*single phase*), enquanto que os avançados são primordialmente constituídos de várias fases distintas (*multi-phase steels*) contendo normalmente ferrita, martensita, bainita e/ou austenita retida em concentrações suficientes para proporcionar excelentes propriedades mecânicas (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL APPLICATION GUIDELINES, VERSION 4.1, 2009).

Os AAAR são especificados da seguinte maneira: cada classe de aço é identificada pela sua condição metalúrgica, tensão de escoamento (MPa) e resistência a tração (MPa). A seguir, relata-se um exemplo desta metodologia de classificação:

CP 700/800: significa um aço de Fases Complexas com um mínimo de tensão de escoamento de 700 MPa e um valor mínimo de resistência a tração de 800 MPa.

Esse sistema de classificação dos AAAR foi utilizado no projeto ULSAB-AVC e estendido também no projeto FSV. O Quadro 2.1 apresenta os principais aços utilizados nos projetos ULSAB-AVC (cinza claro) e FSV (cinza escuro).

Quadro 2.1 – Exemplos dos principais aços planos utilizados nos projetos ULSAB-AVC (cinza claro) e FSV (cinza escuro). (FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT, 2011)

Mild 140/270	DP 350/600	TRIP 600/980
BH 210/340	TRIP 350/600	TWIP 500/980
BH 260/370	SF 570/640	DP 700/1000
BH 280/400	HSLA 550/650	HSLA 700/780
IF 260/410	TRIP 400/700	CP 800/1000
IF 300/420	SF 600/780	MS950/1200
DP300/500	CP 500/800	CP 1000/1200
FB 330/450	DP 500/800	DP 1150/1270
HSLA 350/450	TRIP 450/800	MS1150/1400
HSLA 420/500	CP 600/900	CP 1050/1470
FB 450/600	CP 750/900	HF 1050/1500
-	-	MS1250/1500

2.5 DESCRIÇÃO DOS PRINCIPAIS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA DISPONÍVEIS NO MERCADO

Nos tópicos seguintes são descritos os principais aços avanços de alta resistência disponíveis no mercado, destinados à fabricação da estrutura dos veículos, onde serão comentadas suas características principais, quanto as suas propriedades mecânicas, metalográficas e suas aplicações na indústria automotiva, com foco especial no aço de Fases Complexas.

2.5.1 Aços Bifásicos (*Dual Phase -DP*)

O aço *Dual Phase* (DP) ou aço bifásico, consiste de uma matriz ferrítica (responsável pela propriedade de ductilidade) contendo uma segunda fase martensítica em forma de ilhas dispersas (responsáveis pela sua alta resistência) (PEREIRA, 1992). A Figura 2.7 mostra um esquemático da microestrutura de um aço DP (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009).

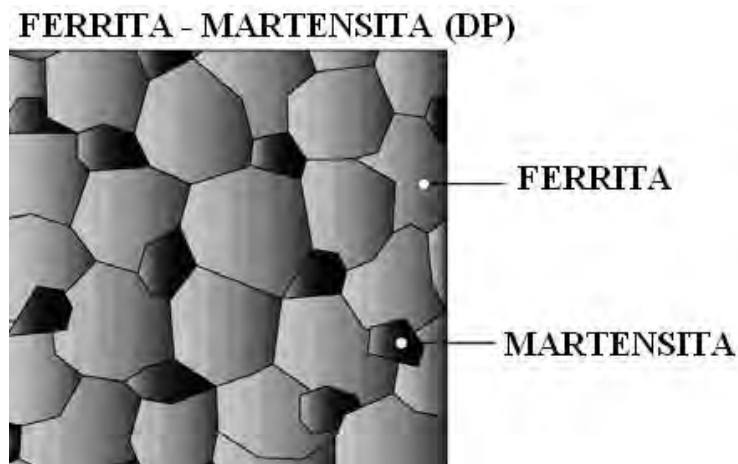


Figura 2.7 – Esquemático mostrando ilhas de martensita em uma matriz ferrítica (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009)

Nas principais referências encontram-se valores máximos para a fase de martensita de aproximadamente de 20% (GORNÍ, 2011). Em outros estudos relacionados aos aços DP de alto teor de martensita, encontra-se valores entre 33% até 80% de martensita (RAY, A; DHUA, S.K, 1999).

A presença de discordâncias livres na ferrita tem sido a principal explicação para escoamento contínuo em baixas tensões. As discordâncias seriam introduzidas devido à variação volumétrica, em torno de 3 a 4%, associada à transformação da martensita dos grãos vizinhos inicialmente austeníticos (RAY; BAG; DWARAKADASA, 1999).

A resistência à tração e ductilidade dos aços bifásicos não são dependentes apenas do teor das fases de ferrita e martensita, mas também dos tamanhos de grãos, fração volumétrica, distribuição, morfologia, teor de carbono na fase martensítica e

precipitação de carbonetos na ferrita. Tamanhos de grãos pequenos e alta fração volumétrica de martensita tendem a aumentar a resistência à tração, porém a precipitação de carbonetos pode reduzir a ductilidade nos aços bifásicos com alto teor de martensita. A precipitação de carbonetos na fase ferrítica pode também aumentar a resistência à tração nos aços bifásicos (TEIXEIRA, 2009).

Analisando a curva tensão *versus* deformação de um aço DP 350/600, pode-se comparar as suas características em relação ao aço de alta resistência e baixa liga. Na Figura 2.8, o aço DP atingiu valores de resistência mecânica próximos aos de um aço ARBL (HSLA) com tensão de escoamento de 350 MPa, e valores de alongamento e tensão de escoamento comparáveis a um aço ARBL.

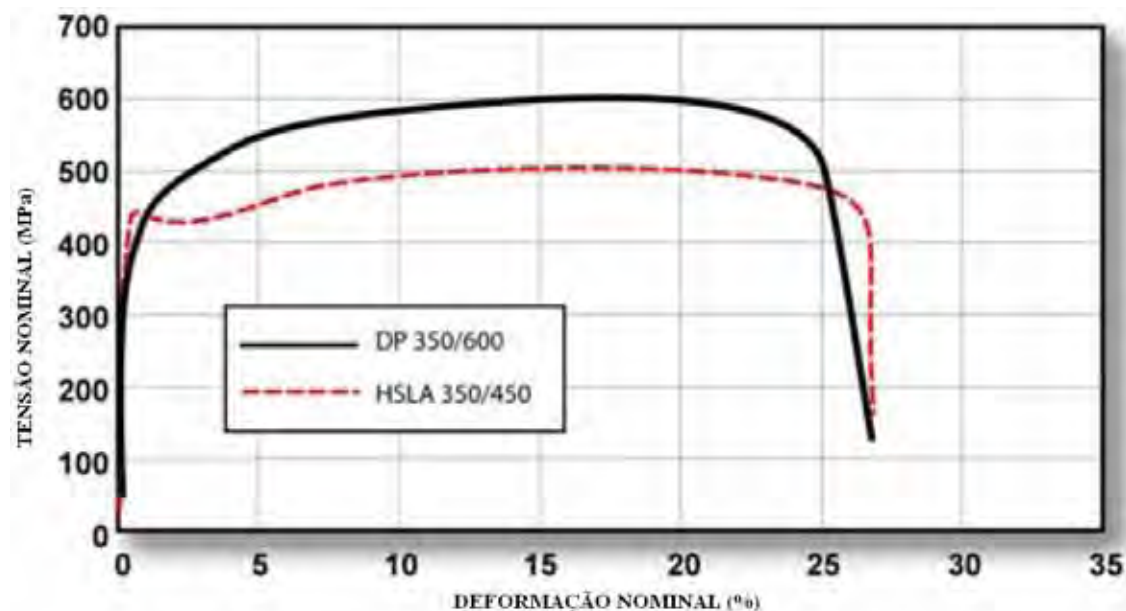


Figura 2.8 - Curva Tensão x Deformação de um aço DP 350/600 e de um aço ARBL 350/450 (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009)

O aço bifásico surgiu durante estudos de novos tipos de tratamentos térmicos, com interesse de correlacionar as propriedades mecânicas de um material à sua microestrutura. Em 1967, ocorreu o desenvolvimento de estruturas especiais de combinação de fases ferrítica e martensítica, mas somente em 1975 esses aços foram mais estudados, descrevendo o comportamento dos aços bifásicos quanto à quantidade de martensita e à alta taxa de encruamento (PEREIRA, 1992).

Devido ao fato de os aços bifásicos apresentarem alta resistência à tração e ductilidade, eles possuem grande potencial para aplicação em diversos setores da indústria, principalmente na automotiva. Em componentes de automóveis, podem ser aplicados em aros e discos de rodas, fabricação de polias, componentes da coluna de direção, suporte de molas, armação do assento, pára-lamas, partes externas das portas, partes internas dos painéis, itens de segurança, entre outros. (PEREIRA, 2009). Na Figura 2.9, alguns exemplos de aplicação dos aços DP em veículos.



Figura 2.9 – Exemplos de aplicação dos aços bifásicos (DP) em veículos (ARCELORMITTAL CATALOG, 2010)

A microestrutura do aço bifásico é essencialmente formada de ferrita e martensita, mas sabe-se que em função da composição química do aço e dos tipos de tratamentos térmicos, a microestrutura final poderá ser mais complexa, constituída de ferrita, martensita, bainita, austenita retida e vários tipos de agregados de ferrita e

carbonetos. Portanto, as propriedades mecânicas do aço DP dependerão das características das fases presentes, quantidade, distribuição e da maneira de como elas interagem (SUN; PUNGH, 2002).

No caso da austenita retida, ela está presente na composição dos aços bifásicos entre 2 a 9%. O principal motivo para o surgimento da austenita retida é devido o fato dos últimos resíduos de austenita se tornarem cada vez mais difíceis de transformarem em martensita, além de baixas taxas de resfriamento. A quantidade de austenita retida aumenta levemente com a diminuição da temperatura intercrítica e com o aumento do teor de carbono. A principal influência da austenita retida está na ductilidade dos aços. Quando a quantidade de austenita retida for alta e a sua estabilidade for suficiente, tal que a transformação ocorra após o processo de deformação plástica, então pode ser esperado um efeito considerável no alongamento uniforme. (SUN; PUNGH, 2002).

Um aspecto interessante nos aços bifásicos é a incompatibilidade plástica entre os seus constituintes, pois enquanto a ferrita suporta grandes deformações as ilhas de martensita só apresentam deformações visíveis após o aço ter atingido o máximo de deformação uniforme (PEREIRA, 2002).

A estrutura bifásica pode ser alcançada para aços de baixo e médio teor de carbono, obtendo uma estrutura de ferrita e martensita através de tratamento térmico ou diretamente por laminação a quente. No caso do tratamento térmico, a estrutura é obtida através de um tratamento térmico denominado intercrítico, que consiste no resfriamento do aço a partir da região onde coexistem o aço na forma de ferrita e austenita. Essa região, denominada de região intercrítica, é delimitada no diagrama Fe-C, pela linha que define a temperatura de transformação da austenita em ferrita (A3) e pela linha que define a temperatura da reação eutetóide, onde ocorre a transformação da austenita em ferrita e cementita (A1), conforme se observa na Figura 2.10 (MAGNABOSCO; BOTTON, 2000).

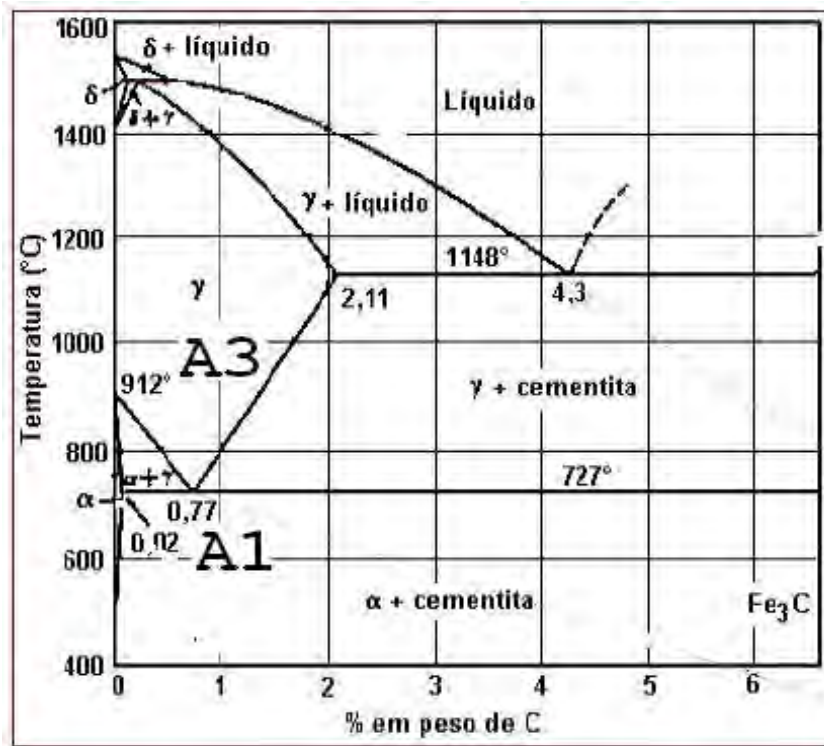


Figura 2.10 – Diagrama Fe-C, mostrando onde ocorre a transformação da austenita em ferrita e cementita (A1). (MAGNABOSCO; BOTTON, 2000).

Para a obtenção da estrutura bifásica é necessário, portanto, um recozimento intercrítico na região entre A1 e A3 (região intercrítica) seguido de um rápido resfriamento, geralmente têmpera em água ou em óleo, a fim de se obter a transformação da austenita em martensita. Esse tipo de tratamento intercrítico é um processo relativamente simples e barato, podendo trazer excelentes resultados de resistência (MAGNABOSCO; BOTTON; 2000).

A obtenção da estrutura bifásica por meio de tratamento térmico pode ser alcançada por meio de duas rotas iniciais distintas. A primeira rota, consiste no aquecimento até a temperatura intercrítica, seguido de têmpera. Nesse processo obtém-se uma microestrutura de fase martensita contínua, isolando as ilhas de fase ferrita (PEREIRA, 2002).

A segunda rota, consiste no aquecimento até a temperatura de austenitização, seguido de resfriamento até a temperatura intercrítica, com têmpera posterior. Nesse processo, obtém-se uma microestrutura de ilhas de fase martensita envolvidas por uma matriz de fase ferrita.

Em processos industriais, os aços DP podem ser obtidos através do processo de laminação controlada. Nesse caso, o aço já bobinado é aquecido até a região

intercrítica e posteriormente, deixado resfriar naturalmente até a temperatura ambiente. Trata-se de um processo descontínuo, em que para garantir a o tratamento térmico é necessária a adição de elementos de liga (MAGNABOSCO; BOTTON; 2000).

As Figuras 2.11 e 2.12 mostram microestruturas típicas dos aços DP, atacadas com reagentes Nital (2%) e Klemm (metalografia colorida).

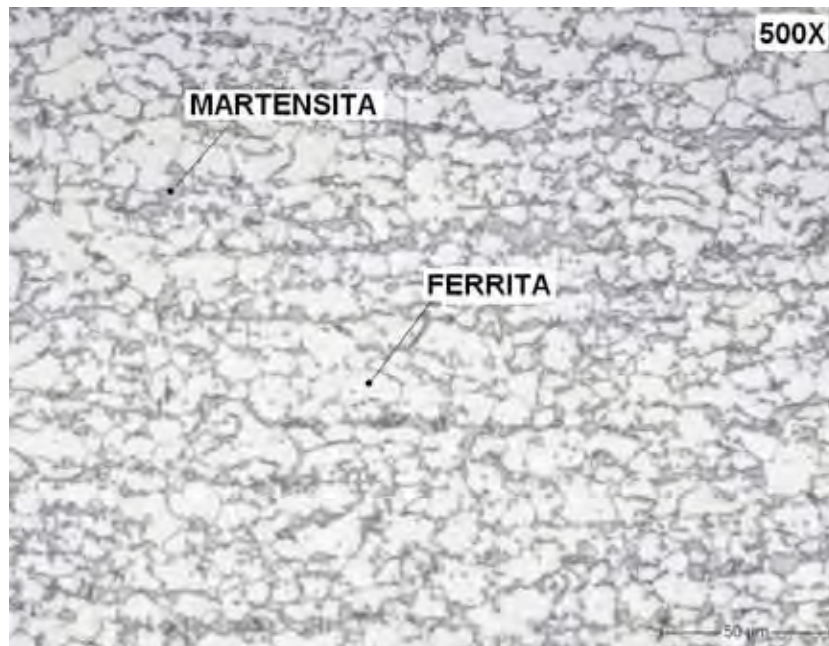


Figura 2.11 – Microestrutura de um aço DP (laminado a frio) submetido a ataque com Nital (2%) e ampliação de 500X (THYSSENKRUPP CATALOG, 2008)

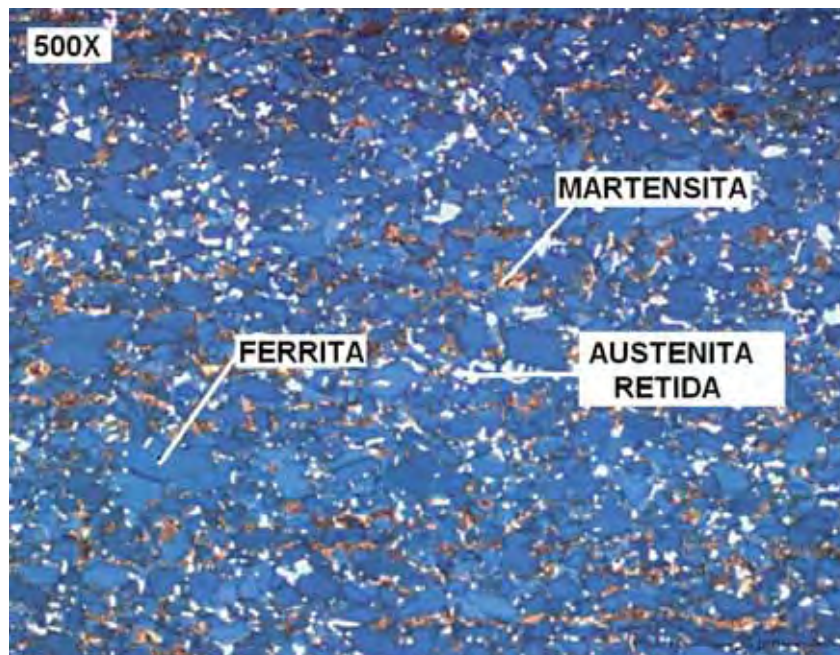


Figura 2.12 – Microestrutura de um aço DP (laminado a frio) submetido a ataque Klemm e ampliação de 500X (THYSSENKRUPP CATALOG, 2008)

2.5.2 Aços *Transformation Induced Plasticity* (TRIP)

Os aços *Transformation Induced Plasticity* (TRIP), ou aços de Plasticidade Induzida por Transformação, consistem de uma matriz ferrítica (responsável pelas propriedades de ductilidade), somadas a fases duras como martensita e bainita (responsáveis pela sua alta resistência) e de um volume percentual de austenita retida. (FURNÉMONT, et al., 2002). A Figura 2.13 mostra um esquemático da microestrutura de um aço TRIP. (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009).

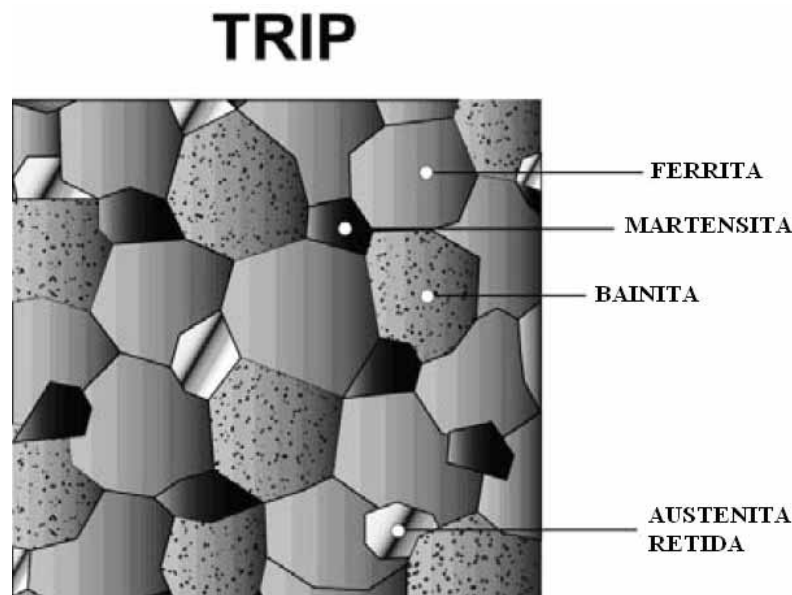


Figura 2.13 – Esquemático mostrando as diversas fases presentes nos aços TRIP. (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009)

Segundo Zackay e colaboradores (1967), é possível obter altos valores de alongamento num aço austenítico se, durante o processo de deformação sob temperatura ambiente, ocorrer transformação contínua da austenita para martensita. Esse fenômeno foi atribuído à dilatação que ocorre durante a transformação da austenita CFC para a ferrita CCC, e foi designado pela sigla TRIP: *Transformation Induced Plasticity*, ou plasticidade induzida por transformação.

O desenvolvimento bem sucedido das chapas de aço bifásico motivou a busca por outros recursos microestruturais que promovessem aumento na ductilidade em aços com alta resistência mecânica. No final da década de 1980, Matsumura e outros mostraram, pela primeira vez, que era possível aplicar o conceito TRIP para aumentar a ductilidade em chapas de aço de baixo C ao Si e Mn, processadas por recozimento contínuo, de forma a apresentar até 20% de austenita retida em sua microestrutura. (GORNI, 2008).

O principal desafio metalúrgico neste caso, de acordo com Gorni (2008), foi conseguir estabilizar, sob temperatura ambiente, uma quantidade considerável de austenita, que permitisse elevar significativamente o alongamento do material. Isso pode ser feito submetendo o material a um ciclo de resfriamento a partir de seu estado austenítico, que permita a permanência, durante um período significativo de tempo, dentro do campo bainítico, de forma a proporcionar suficiente enriquecimento de carbono à austenita remanescente e estabilizá-la sob temperatura ambiente.

Esse material pode ser produzido diretamente por laminação de tiras a quente (quando o resfriamento lento da bobina garante o enriquecimento de carbono da austenita remanescente) ou a partir de recozimento contínuo (processo em que o resfriamento da tira deve incluir um tratamento adicional de superenvelhecimento com esse mesmo objetivo). Ao final desse processo tem-se uma microestrutura multifásica, geralmente constituída de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40% de bainita e 5 a 15% de austenita retida, que proporciona a esse material limites de resistência da ordem de 600 a 800 MPa. (GORNI, 2008)

De acordo com Bleck (2002), nos últimos anos, o termo “aços assistidos pelo efeito TRIP” está sendo utilizado para designar os aços multifásicos que consistem em uma matriz de ferrita poligonal, bainita, martensita e uma significativa quantidade de austenita retida. A fração volumétrica, a distribuição e as propriedades de cada fase são controladas pela composição química e histórico do processamento termomecânico da liga, e determina as propriedades finais do aço. (FUKUGAUCHI, 2010).

Ainda, segundo Fukugauchi (2010), o efeito TRIP, como um mecanismo particular de deformação, constitui um dos aspectos chave do processamento destes materiais. Essa transformação constitui um mecanismo de endurecimento por

deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando o alongamento uniforme e a taxa de encruamento. Os aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP constituem uma nova série de aços que apresentam excelentes propriedades mecânicas. Esses materiais foram desenvolvidos com o objetivo de melhorar a combinação resistência e ductilidade, a fim de responder às novas exigências impostas por aplicações, especialmente na indústria automotiva, ou seja, a melhoria da resistência ao choque e redução de peso. (GORNI, 2008)

Analizando a curva tensão *versus* deformação de um aço TRIP 350/600, Figura 2.14, pode-se comparar as suas características em relação a aços de alta resistência e baixa liga (ARBL/HSLA 350/450) e (DP 350/600). Devido ao seu volume de austenita retida, que é transformada em martensita durante o processo de deformação, sua resistência mostrou-se superior em relação aos aços mostrados.

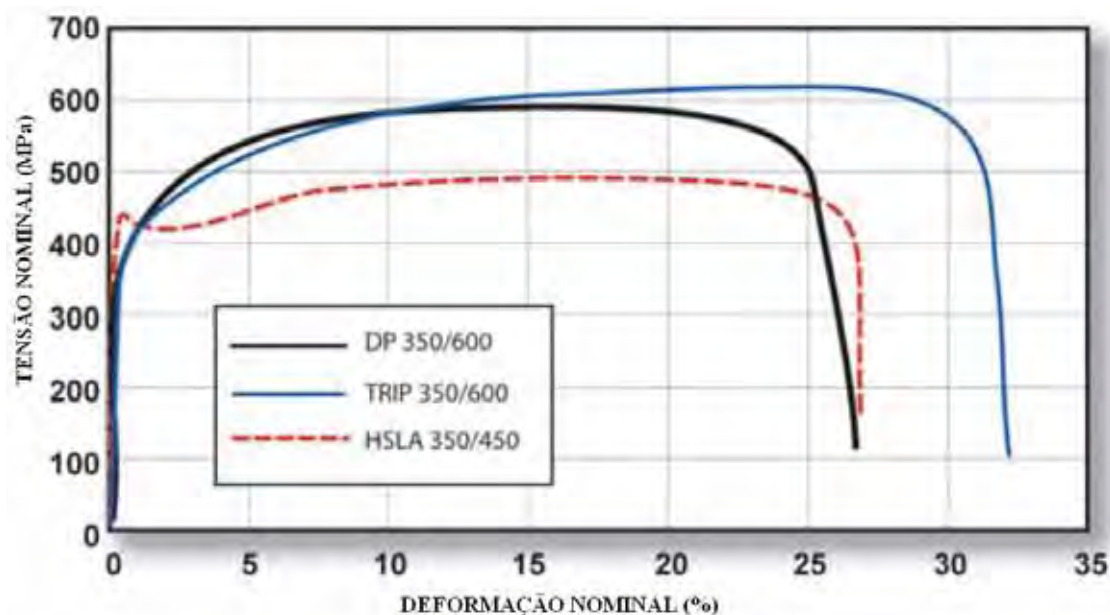


Figura 2.14 - Curva Tensão x Deformação de um aço TRIP 350/600, DP 350/650 e de um aço ARBL 350/450 (ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL – APPLICATION GUIDELINES VERSION 4.1, 2009)

Quanto aos aspectos mecânicos desse aço, o controle da transformação de austenita retida metaestável em martensita durante a deformação plástica é um dos aspectos mais importantes para definir o comportamento mecânico dos aços multifásicos de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP. Em geral, isso requer que a

deformação seja realizada acima da temperatura de início da transformação martensítica, mas abaixo de uma temperatura que caracteriza a instabilidade mecânica da fase austenítica (FERRER, 2003).

Estudos desenvolvidos por diversos autores concluem que o aumento da fração volumétrica de uma segunda ou terceira fase (austenita e/ou martensita) resulta em um aumento da resistência mecânica e também em um aumento do endurecimento por deformação (MAZZONI-LEDUC, 2010; KANTOVISCKI, 2005).

Para os aços TRIP com potencial de aplicabilidade na indústria automotiva, a fração volumétrica de austenita retida está na faixa de 5% a 20% (KONIECZNY, 2003). É interessante notar que frações de austenita retida superiores a 20% degradam a conformabilidade a frio dos aços TRIP (GORNI, 2008).

De acordo com Fukugauchi (2010), os aços TRIP também apresentam uma notável taxa de encruamento permitindo que estes materiais absorvam mais energia em testes de Impacto (*Crash-Test*) quando comparados com aços de Alta Resistência e Baixa Liga convencionais.

A adição de silício e o enriquecimento adequado de carbono da austenita retida são vitais para assegurar um nível adequado de estabilidade na austenita retida e garantir a alta ductilidade desse material. A presença de martensita de alto C não-revenida (e, portanto, frágil) num material com alta ductilidade, como é o caso dos aços TRIP, parece ser uma contradição. Isso pode ser explicado pelo pequeno tamanho de grão da austenita retida, o qual torna difícil a transferência de carga desde a matriz da microestrutura multifásica até a martensita frágil que se forma durante a deformação a frio. Portanto, o refino da microestrutura dos aços TRIP é duplamente importante, garantindo simultaneamente a estabilidade da austenita retida e a imunidade à fragilidade que poderia ser induzida pela presença de martensita não-revenida. (GORNI, 2008). Na Figura 2.15, são apresentados alguns exemplos de aplicação dos aços TRIP em veículos.



Figura 2.15 – Exemplos de aplicação dos aços (TRIP) em veículos (ARCELORMITTAL CATALOG, 2010)

Na imagem obtida por microscopia óptica, submetida a ataque químico de Nital (5%), mostrada na Figura 2.16, a matriz ferrítica aparece em tom claro, as ilhas de bainita têm tonalidade cinza, a martensita possui tonalidade mais escura e a austenita retida aparece como pequenas áreas claras nos contornos de grãos da ferrita.

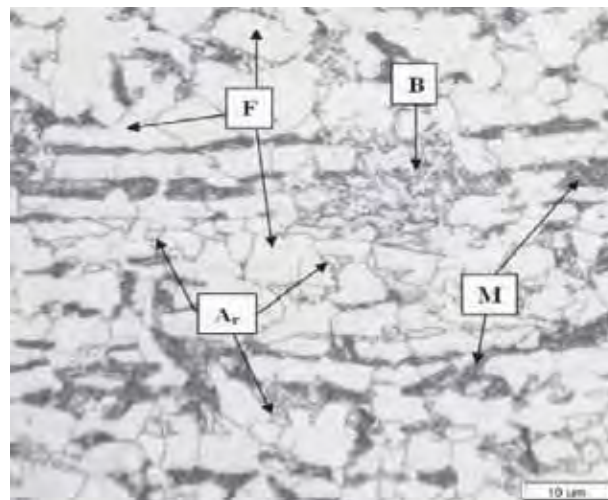


Figura 2.16 – Micrografia obtida pela técnica de microscopia óptica de um aço TRIP 800: (F) ferrita, (B) bainita, (M) martensita e (Ar) austenita retida (ADEN-ALI, 2009).

As duas micrografias mostradas na Figura 2.17 ilustram as microestruturas de dois tipos de aços TRIP, denominados de (a) e (b), em que a ferrita aparece como azul esverdeada, a bainita possui tom marrom, austenita retida e martensita são brancas. As amostras foram atacadas quimicamente com $30 \pm 2\text{mL}$ de metabissulfito de sódio 1% e $30 \pm 2\text{mL}$ de ácido pícrico 4% (GIRAULT et al., 1998).

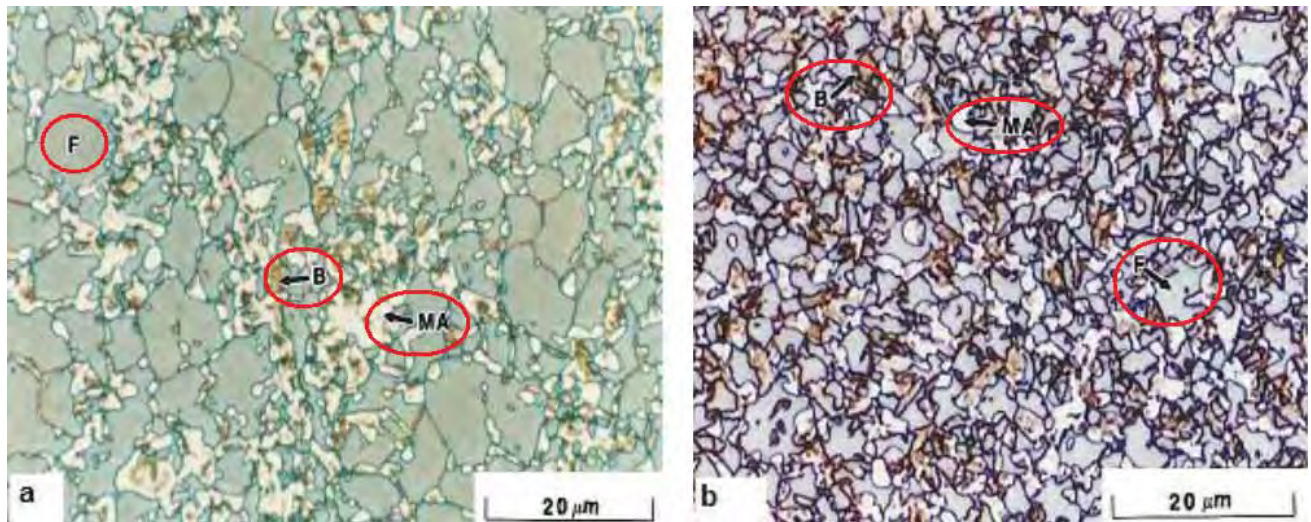


Figura 2.17 - Microscopia óptica de aços TRIP (a) e (b) após ataque colorido, onde F - ferrita (azul esverdeado); B - bainita (marrom) e MA - martensita/austenita retida (branco) (GIRAULT et al., 1998)

2.5.3 Aços de Fases Complexas

Na década 1990, a indústria siderúrgica sofreu um processo de revolução por desenvolver aços avançados de alta resistência mecânica (AAAR) em substituição aos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Esses aços avançados apresentam uma microestrutura multiconstituída, que contém martensita, bainita e/ou austenita retida, em quantidades suficientes para produzir um material de alta resistência à tração, com limites de escoamento superiores a 550 MPa e um alto alongamento (entre 10 – 20%). Essas propriedades são importantes para o projeto de veículos que buscam uma maior segurança aos passageiros, além de apresentarem diminuição de peso em relação aos aços convencionalmente utilizados (MARTINS, 2010; GORNI, 2008).

2.5.3.1 Características Metalúrgicas e Microestruturais dos Aços Multifásicos de Fases Complexas

Em meados de 1995, de acordo com Martins (2010), surgiram aços com elevada resistência como os Aços Martensíticos e os Aços de Fases Complexas (*Complex Phase Steels*), sendo este último, de uma forma geral, apresentando uma microestrutura multiconstituída bastante peculiar, de fases duras e de menor dureza intercaladas, combinado com precipitados finos e dispersos entre as fases, garantindo excelentes propriedades no que diz respeito à resistência mecânica e ductilidade. (HAIRER, 2010; MUKHERJEE, 2009; XIAODONG, 2004; SCHAEFFLER, 2005; KRUPITZER, 2005)

Caracterizados por apresentarem alta deformabilidade, alta capacidade de absorção de energia e deformação, os aços do tipo de fases complexas (CP) representam uma transição para aços estruturais convencionais, exibindo níveis de resistência à tração na ordem de 800 – 1.000 MPa. Bastante similares aos aços TRIP, são obtidos por meio de tratamentos isotérmicos em temperaturas intermediárias, formando estruturas muito finas de ferrita e outros constituintes, reforçados por finos precipitados, visto a adição de pequenas quantidades de nióbio, titânio e vanádio. (KARELOVA, 2009; KUZIAK, 2008; SCHAEFFLER, 2005; KRUPITZER, 2005). A Figura 2.18 mostra um esquema da microestrutura de um aço de fases complexas.

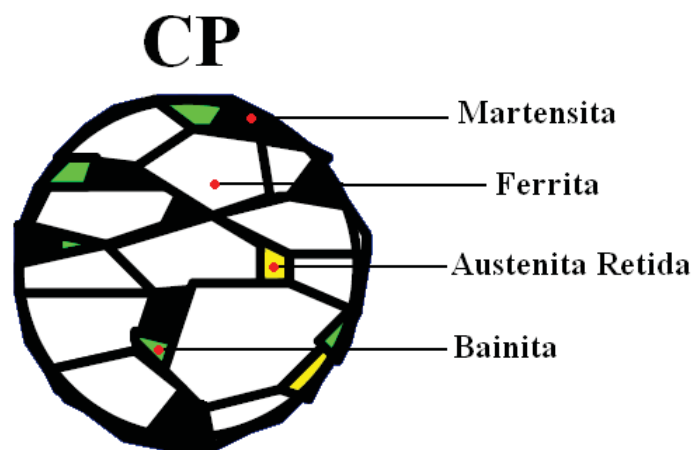


Figura 2.18 – Esquema mostrando as diversas fases presentes nos aços de fases complexas. (ULSAB-AVC ADVANCED VEHICLE CONCEPTS – OVERVIEW REPORT, 2002)

De acordo com Fukugauchi (2010) o ataque químico é um processo de corrosão controlada resultante da ação eletrolítica entre áreas superficiais de potenciais eletroquímicos diferentes (BRAMFITT; BENSCOTER, 2006; VANDER VOORT, 1999). Quando uma superfície polida (sem revestimento) está em contato com uma solução eletrolítica (por exemplo, ácido nítrico ou pícrico) torna-se possível aos íons metálicos passarem diretamente para a solução. Esse processo é conhecido como dissolução ativa ou "ataque" do material. (FUKUGAUCHI, 2010)

Sabe-se da eletroquímica, de acordo com Fukugauchi (2010), que os elementos de liga de um aço baixa liga, influenciam a erosão relativa à superfície do material e, portanto, à velocidade de erosão. Em termos de ataque microscópico, significa que existem diferenças no comportamento da dissolução e, conseqüentemente, as características de erosão irão depender da composição química dos componentes da microestrutura. A propensão de metais para entrar em solução depende da sua posição dentro da série eletroquímica e, portanto, de suas diferenças de potencial. Isso também é válido para as fases de diferentes composições químicas que também possuem essas diferenças (ANGELI; FÜREDER; KNEISSL, 2006; VANDER VOORT, 1999). Dessa forma, a microestrutura é revelada pela dissolução seletiva da estrutura, iniciada na superfície, sendo que diferenças na taxa de ataque revelam a microestrutura. (FUKUGAUCHI, 2010).

Os aços multifásicos apresentam uma microestrutura complexa formada por ferrita, martensita, bainita e/ou austenita retida. Portanto, a identificação precisa das fases, segundo Fukugauchi (2010), é necessária para caracterizar os efeitos importantes da composição química e do processamento destes materiais.

De acordo com Angeli, Füreder, Kneissl (2006), no entanto, qualquer corrosão localizada não pode ser atribuída somente às composições químicas locais diferentes. Isso é resultado também dos efeitos físicos ou como consequência de uma mistura de influências químicas e físicas. Assim, contornos de grãos, contornos de subgrãos, contornos de fases, precipitados, e discordâncias, são defeitos da configuração da rede cristalina e, portanto, permitem uma mais fácil visualização da erosão causada pelo ataque do que regiões sem defeitos dentro dos grãos devido à ligação mais fraca dos átomos. A martensita distingue-se da austenita retida porque tem defeitos de reticulado

intensos (sub-contornos de grão, tensões internas) e, portanto, deve ser ligeiramente menos inerte do que a austenita (embora o teor de carbono seja o mesmo). (FUKUGAUCHI, 2010).

De acordo com Fukugauchi (2010), e com base nos fundamentos apresentados e considerações feitas sobre o comportamento do ataque apresentado por diferentes fases em aços multifásicos, é possível conceber o modelo indicado na Figura 2.19 para a erosão seletiva por corrosão, ocasionada por ataques químicos, onde a ordem da corrosão é do menor para o maior.

- Austenita: baixa a nenhuma erosão, o que permite uma topografia bastante suave;
- Martensita: baixa erosão, muito semelhante ao da austenita; o ataque é também uma função do teor de carbono na martensita;
- Martensita revenida: comportamento entre martensita e bainita;
- Bainita: erosão como da ferrita, relativamente intensa;
- Ferrita: erosão mais intensa, maior dependência da orientação de grãos, estrutura de contornos de grãos bem visíveis.

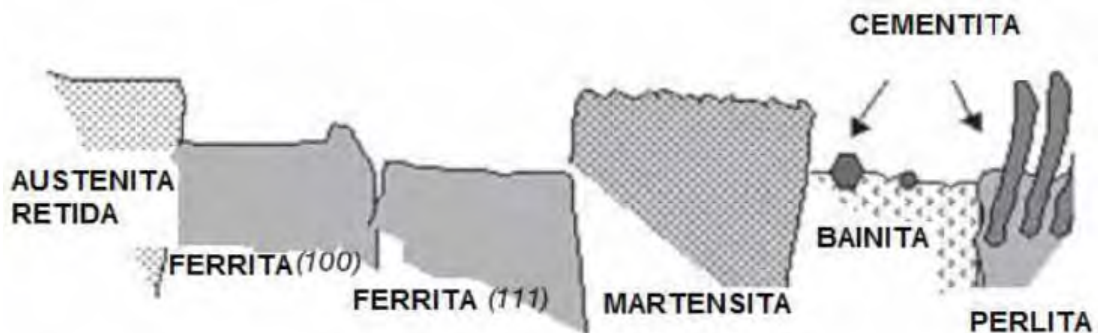


Figura 2.19 - Modelo de ataque de fases seletivo para aços multifásicos (FUKUGAUCHI, 2010).

Estudos realizados por Krempaszky (2009) mostram uma comparação nas microestruturas de dois aços avançados de alta resistência, no caso um aço bifásico (DP 800) e um de fases complexas (CP 800). A microestrutura do aço bifásico, mostrada na Figura 2.20(a), produzida por meio de microscopia óptica (MO), exibe uma típica morfologia, com grãos finos, distribuídos em uma matriz ferrítica contendo ilhas de martensita e/ou austenita retida. Do contrário, a microestrutura do aço CP 800, mostrada

na Figura 2.20(b) é mais complexa, contendo uma matriz composta de ferrita e bainita além de ilhas de martensita e/ou austenita retida. Na Figura 2.21, utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) com ampliação de 5.000X, pode-se observar a presença da fase bainítica na microestrutura do aço CP 800.

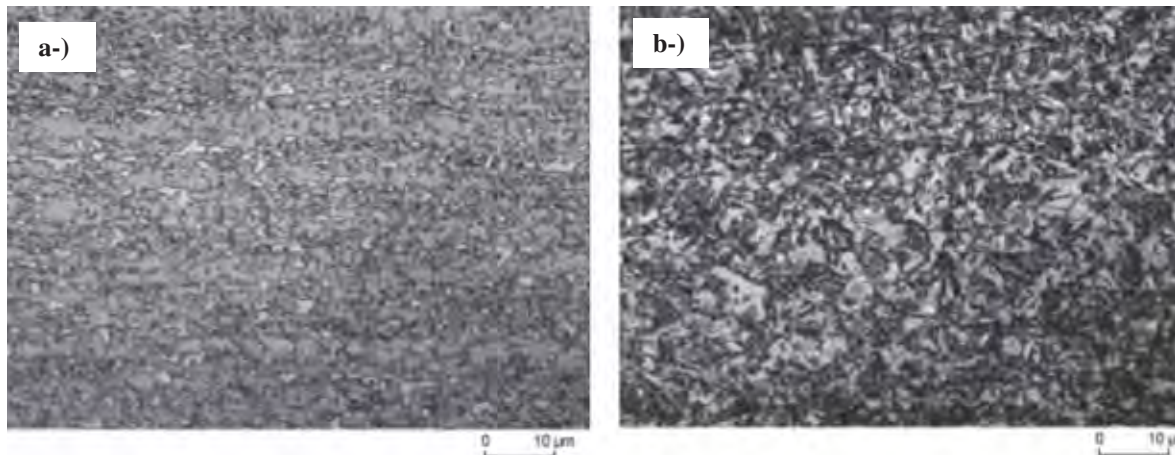


Figura 2.20 – Microscopia Óptica (a) DP 800: Ataque com LePera (b) CP 800: Ataque com Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$. (KREMPASZKY, 2009)

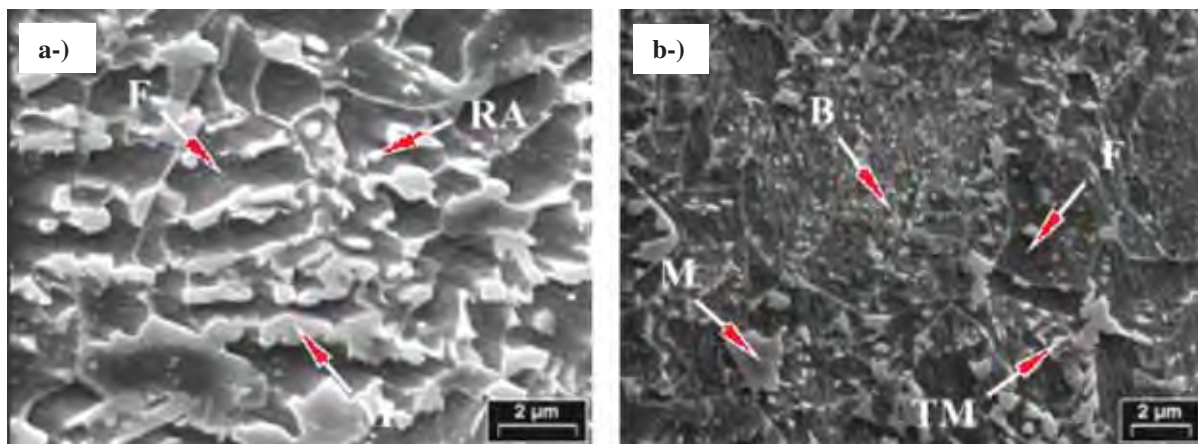


Figura 2.21 – Microscopia eletrônica de varredura: (a) DP 800 (b) CP 800 com ataque de Nital. (F) Ferrita, (B) Bainita, (RA) Austenita Retida e (TM) Martensita Temperada. (KREMPASZKY, 2009)

A técnica de ataque químico com a utilização do reagente LePera, aplicado na caracterização da microestrutura do aço DP 800, mostrado na Figura 2.20(a), não foi suficiente para distinguir com clareza as fases presentes na microestrutura do aço CP 800. A utilização desse reagente em amostras de aços de fases complexas (multifásicos) foi suficiente apenas para revelar a fase ferrítica e a martensítica, sendo que, para a

completa identificação, demais ataques deverão ser realizados em amostras de CP de forma consecutiva, utilizando reagentes como: Beraha I, Kalling e Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$. Após essa etapa, foi realizada uma análise quantitativa das fases presentes e mostrada na Tabela 2.3 (KREMPASZKY, 2009; HAIRER, 2007).

Tabela 2.3 – Características microestruturais dos aços. (KREMPASZKY, 2009)

Especificacao do Aço	Ferrita (%)	Martensita (%)	Bainita Austenita Revenida (%)	Austenita Retida (%)	Ferrita Tamanho de grão (μm)
DP 800	65,8	28	-	6,2	1,8
CP 800	31,4	17,4	48,4	2,8	0,8

Hairer (2007) estudou a aplicação de diversos tipos de reagentes químicos na revelação completa das fases presentes em aços de fases complexas (CP 600), como fez Karelova (2009), utilizando os seguintes reagentes: LePera, Beraha I, Kalling I, e Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$, obtendo as metalografias mostradas nas Figuras 2.22 e 2.23.

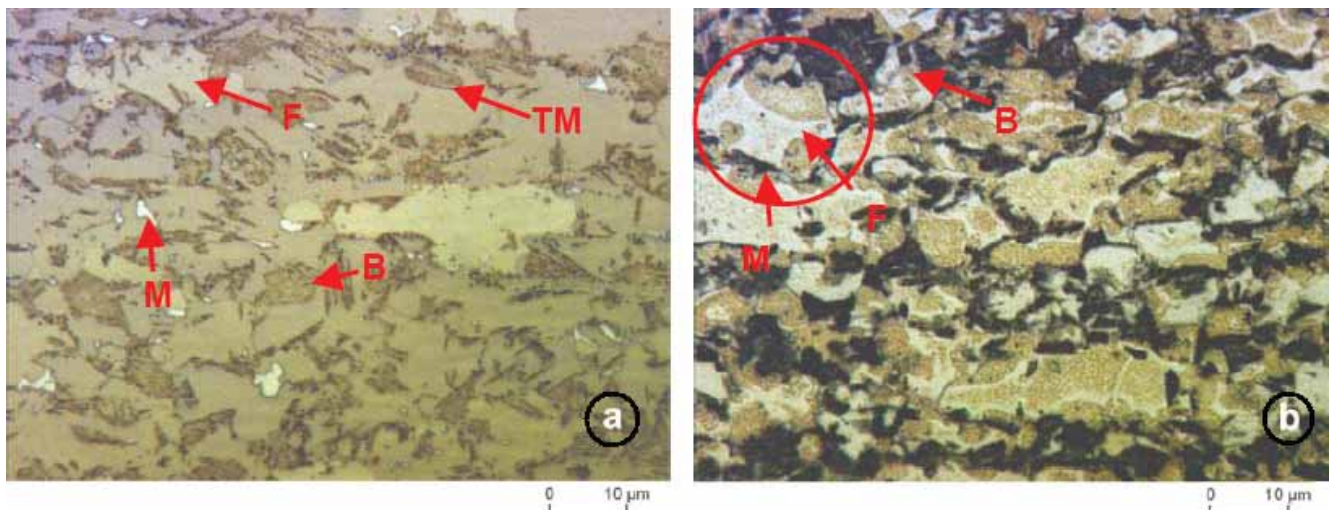


Figura 2.22 – Microscopia Óptica do aço de fases complexas CP 600 atacado quimicamente com (a) LePera, (b) Beraha I, onde (F) Ferrita, (M) martensita, (TM) Martensita Revenida e (B) Bainita (HAIRER, 2007).

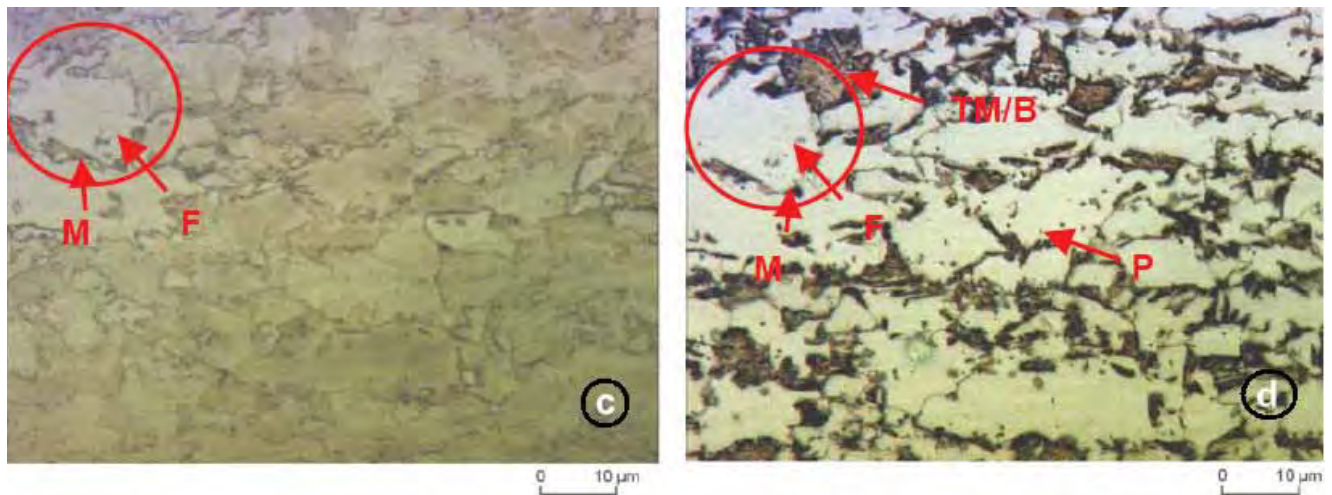


Figura 2.23 – Microscopia Óptica do aço de fases complexas CP 600 atacado quimicamente com (c) Kalling I, (d) Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$, onde (F) Ferrita, (M) martensita, (TM) Martensita Revenida e (B) Bainita (HAIRER, 2007).

A seguir, são apresentadas metalografias do aço de fases complexas para que seja possível a completa compreensão das fases presentes neste material. Na Figura 2.24 pode-se observar uma microestrutura extremamente fina, contendo um balanço de ferrita, bainita e martensita e/ou austenita retida, submetida a ataque químico com reagente Klemm. (MARTINS, 2010)

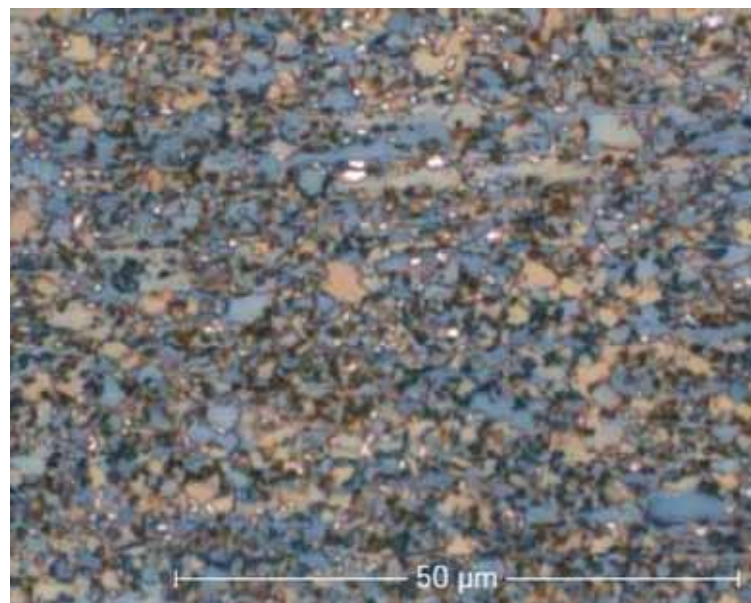


Figura 2.24 - Microestrutura refinada de um aço de fases complexas laminado a frio atacado com o reagente Klemm, por metalografia colorida (MARTINS, 2010).

Na Figura 2.25(a) e (b) são apresentadas metalografias realizadas em amostras de aços de fases complexas laminados a quente (CPW-800) e (CPW-1000) e na Figura 2.26, metalografia do aço CPW-800, com reagente Nital 2% com ampliação de 1.000X.

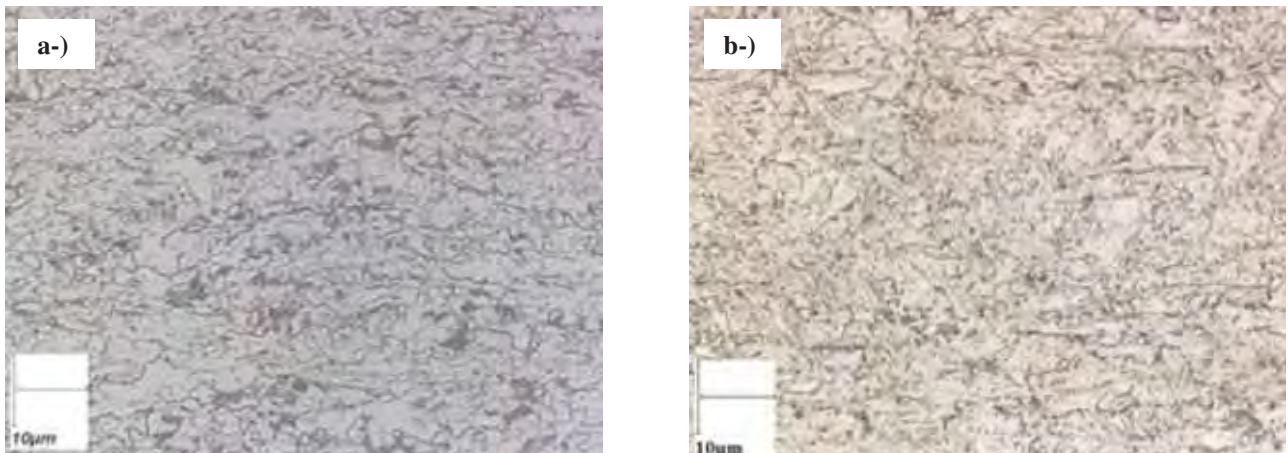


Figura 2.25 - Microestrutura refinada de duas variedades de um aço de fases complexas laminado a quente (a) CPW-800 e (b) CPW-1000 (ARCELORMITTAL, 2011).



Figura 2.26 – Microestrutura de uma aço de fases complexas, laminado a quente (CPW-800) submetido a ataque químico com reagente Nital 2% e ampliação de 1.000X (PEREIRA, 2009).

2.5.3.2 Processamento dos Aços Multifásicos (Aços de Fases Complexas)

Os aços de fases complexas são produzidos exclusivamente em plantas siderúrgicas integradas, conforme os Fluxogramas 2.1, 2.2, 2.3 e 2.4, mostrados, com

duas diferentes rotas de produção: Laminados a quente e/ou Laminados a frio e recozidos (GORNI, 2011)

Segundo Ferrer (2003) e Bleck (2002), os principais aspectos do processamento dos aços multifásicos laminados a quente (TRIP e CP), está no desenvolvimento correto do resfriamento contínuo. De acordo com Ferrer (2003) e Bleck (2002), a microestrutura e as propriedades mecânicas desses materiais podem, também, ser ajustadas durante a laminação de tiras a quente, onde são controlados parâmetros, tais como: o grau de deformação (ϵ), taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) e temperatura da deformação (T), são controlados. Um esquema do processamento termomecânico destes aços aparece representado na Figura 2.27. Na etapa de resfriamento é aplicada uma baixa taxa de resfriamento, uma vez que a formação da ferrita é atrasada devido ao efeito dos elementos de liga e às concentrações mais altas de carbono. Nesses aços, é necessário um controle na velocidade de resfriamento, na mesa de acabamento do laminador, de modo a se obter entre 50 e 60% de ferrita pró-eutetóide. Por outro lado, é necessário que o bobinamento seja realizado na faixa de temperaturas da formação de bainita (ao redor de 400°C a 500°C), para se obter entre 25% e 40% de bainita entremeada de 5% a 15% de austenita retida (Ferrer, 2003).

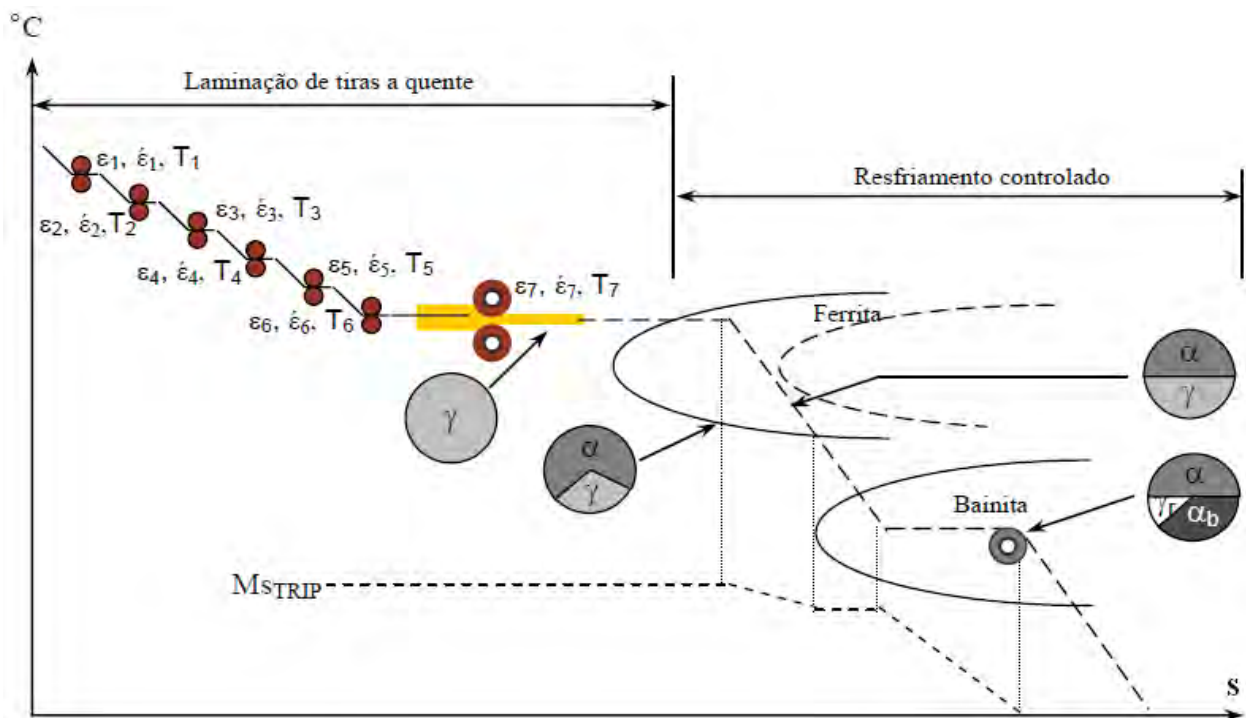


Figura 2.27 – Esquemático representando o processamento termomecânico dos aços avançados de alta resistência multifásicos (TRIP e CP) (ANNIBAL, 2005).

Estudos realizados por Adamczyk (2007) mostram uma comparação de três diferentes aços multifásicos (DP, CP e TRIP) em relação à construção de suas curvas de resfriamento. Na Figura 2.28 pode ser observada a influência dos elementos de liga nos deslocamentos das curvas em função do tempo e temperatura dos processamentos termomecânicos dos diferentes aços multifásicos.

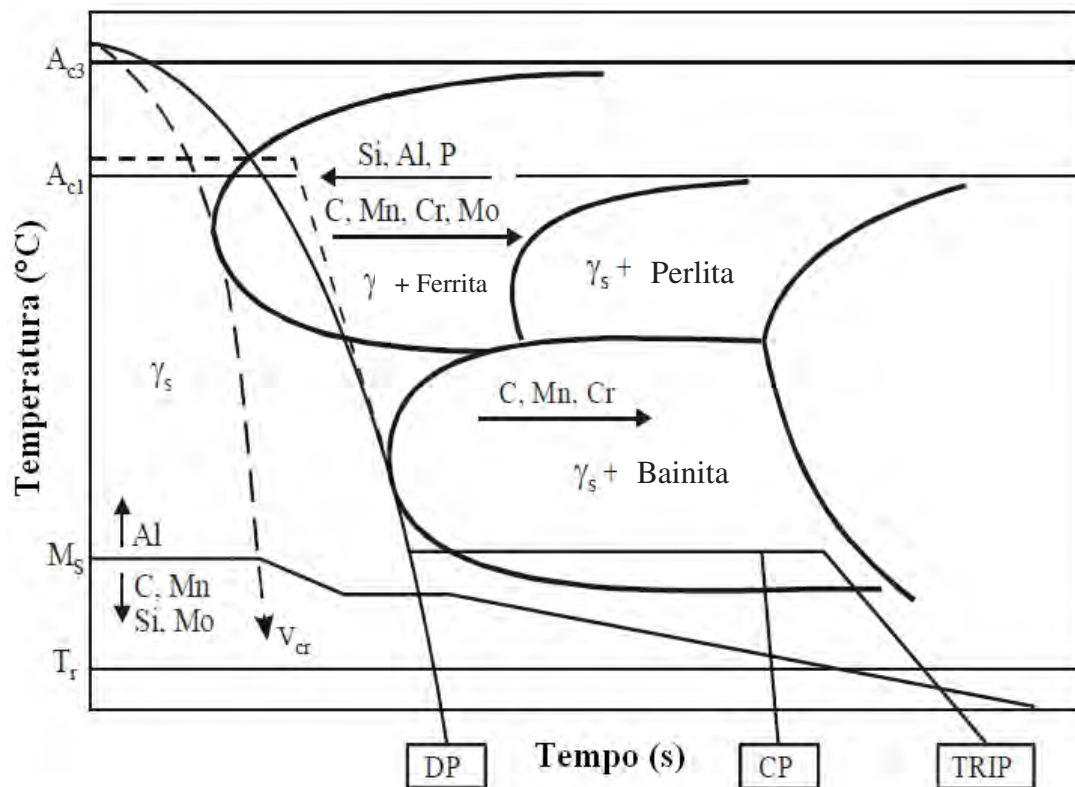


Figura 2.28 – Curva de resfriamento termomecânico de três diferentes aços multifásicos, CP, DP e TRIP, em função do tempo e temperatura do processamento termomecânico (Adaptado - ADAMCZYK, 2007)

2.5.3.3 Propriedades Mecânicas dos Aços Multifásicos (Aços de Fases Complexas)

Apesar dos desafios inerentes ao controle dos parâmetros de processamento para atingir a microestrutura multiconstituída, evidenciada nos tópicos anteriores, os aços de fases complexas oferecem combinações de resistência e ductilidade mais altas que os aços bifásicos. Uma comparação entre as propriedades mecânicas dos aços avançados de alta resistência é mostrada na Figura 2.29.

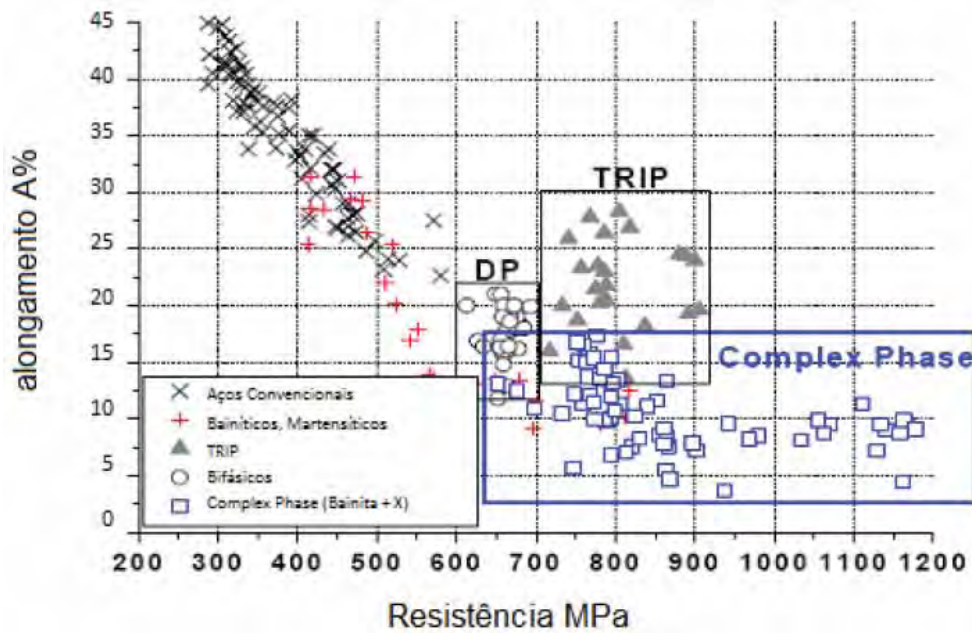


Figura 2.29 - Relação entre alongamento e limite de resistência à tração de alguns aços avançados de alta resistência mecânica (MARTINS, 2010)

Segundo Martins (2010), aços de fases complexas apresentam uma alta resistência e alongamento apreciável em relação aos aços TRIP e bifásicos, podendo apresentar uma resistência mecânica entre 800 e 1200 MPa. Suas propriedades são caracterizadas por uma alta resistência, boa conformabilidade, alta absorção de energia ao impacto e ampla capacidade de deformação. Nas Figuras 2.30 e 2.31, observam-se as características mecânicas dos aços de fases complexas, laminados a quente e a frio, conforme fornecimento a partir das siderúrgicas.

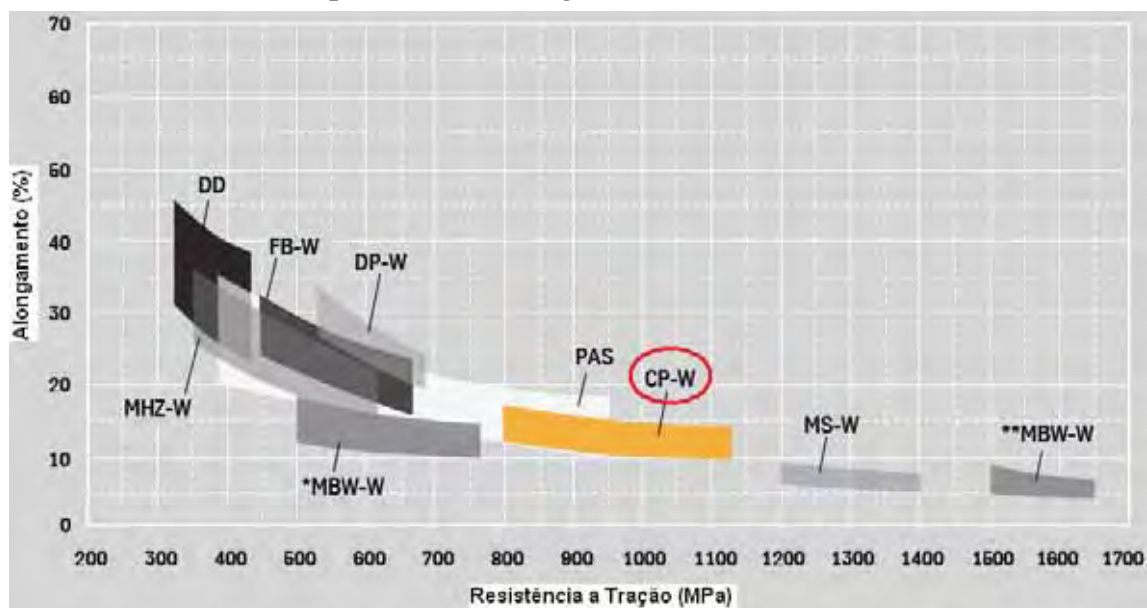


Figura 2.30 - Comparação das propriedades mecânicas do aço de fases complexas laminado a quente (CPW 800), com outros aços (THYSSENKRUPP, 2009)

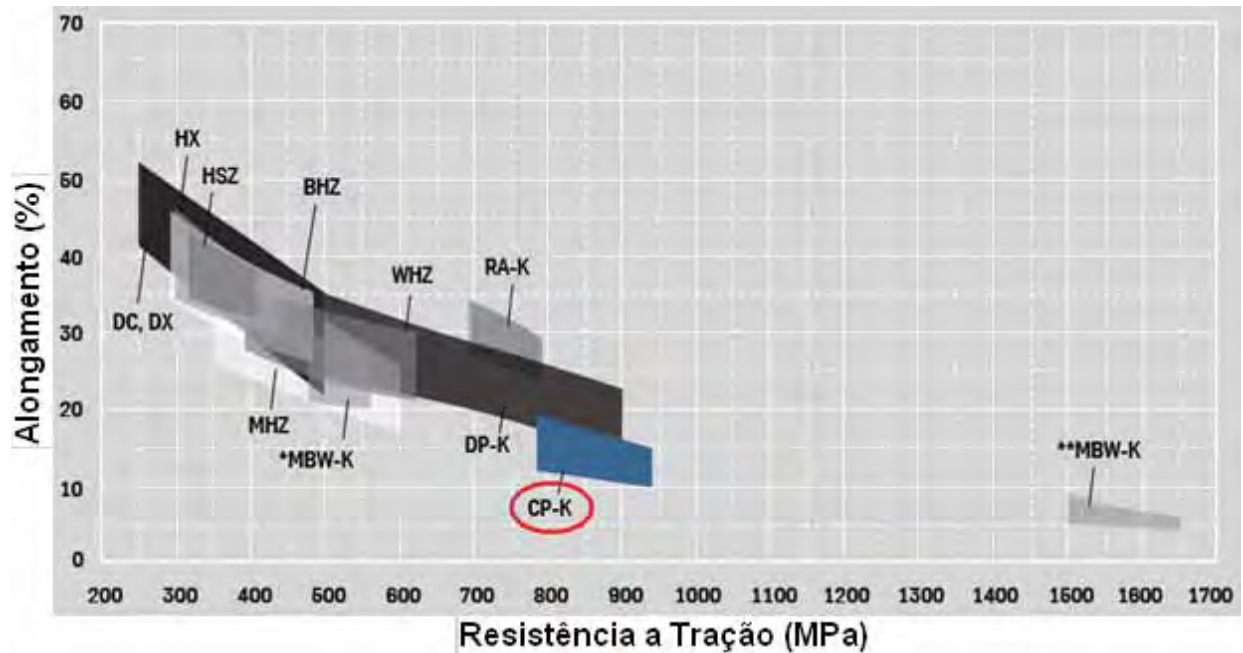


Figura 2.31 - Comparação das propriedades mecânicas do aço de fases complexas laminado a frio (CPK 800), com outros aços de alta resistência (THYSSENKRUPP, 2009).

Algumas siderúrgicas, fabricantes de aços avançados de alta resistência apresentam algumas informações quanto às características mecânicas desse material, descritas resumidamente a seguir.

Conformabilidade (*Formability*): Embora o alongamento final seja inferior aos aços bifásicos e aços TRIP, os aços de fases complexas apresentam boa capacidade de conformação, para o seu nível de resistência mecânica. Nas Figura 2.32 (a) e (b), observam-se, para dois diferentes tipos de aços de fases complexas (laminado a quente e a frio) as curvas limites de conformação. A utilização das curvas limites de conformação permite aos projetistas definir os limites de deformação de um material, sem que este apresente estricção, a partir de diferentes deformações (ARCELORMITTAL, 2010).

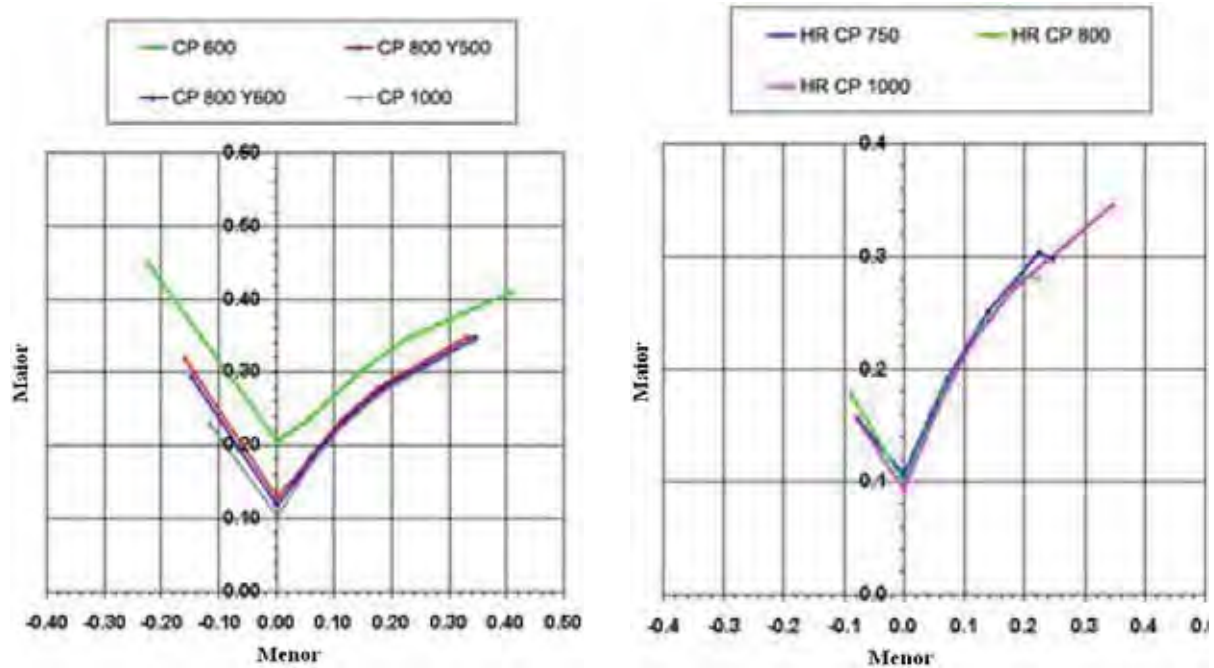


Figura 2.32 – Curvas limites de conformação dos aços de fases complexas. (a) Laminados a Frio e (b) Laminados a Quente (ARCELORMITTAL, 2010).

Expansão de Furo (Hole Expansion): Os aços de fases complexas apresentam bom comportamento quanto aos ensaios de expansão de furo. O gráfico mostrado na Figura 2.33 representa o comportamento em expansão de um furo, segundo a norma ISO 16630, de uma gama de aços avançados de alta resistência (bifásicos e de fases complexas). A família dos aços de fases complexas diferencia-se por apresentar altos níveis de expansão de furos, antes aos demais avaliados. (ARCELORMITTAL, 2010).

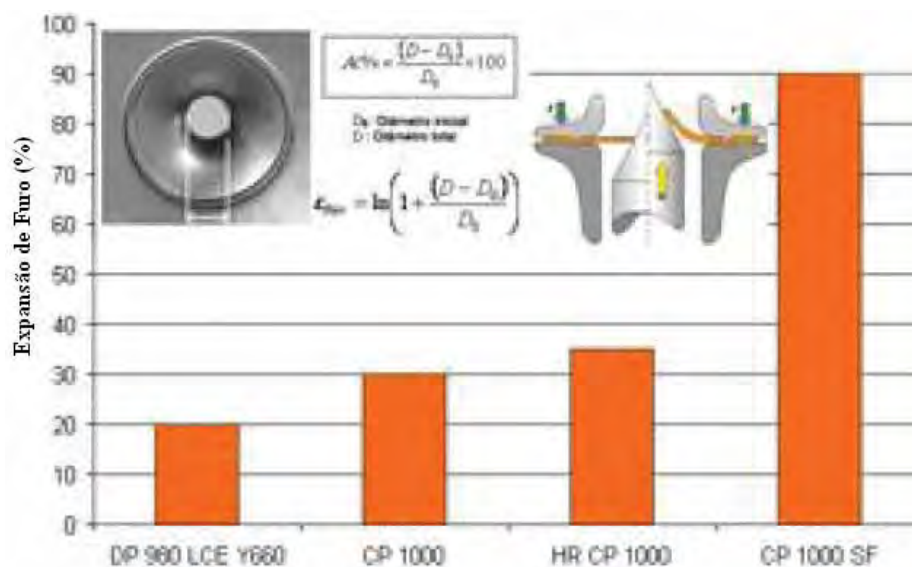


Figura 2.33 – Comparação do comportamento em expansão de furo segundo norma ISO 16630 de aços bifásicos e de fases complexas. (ARCELORMITTAL, 2010).

Dobramento (*Bending*): Na Tabela 2.4 podem-se observar os valores de raios mínimos encontrado durante dobramento (90°), sentido de laminação e transversal, em amostras de aços de fases complexas com 1,5 mm de espessura e na Figura 2.34, um esquemático desse ensaio. (ARCELORMITTAL, 2010).

Tabela 2.4 – Raio mínimo encontrado durante dobramento com amostras de aços de fases complexas laminados a frio. (ARCELORMITTAL, 2010)

Classe de CP	Sentido de Laminação	Sentido Transversal
CP 600	0,0	0,0
CP 800 Y500	0,0	0,5
CP 800 Y600	0,5	0,5
CP 1000	0,5	1,0
CP 1000 SF	0,5	1,0



Figura 2.34 – Esquema do ensaio de dobramento, ao qual os aços de fases complexas foram submetidos. (ARCELORMITTAL, 2010)

Soldabilidade: Os aços de fases complexas disponíveis no mercado apresentam excelente características quanto a soldabilidade (solda por pontos). A família de aços de fases complexas possui um amplo intervalo de situações em soldagem, recomendadas de acordo com a norma ISO 18278-2. A Tabela 2.5 apresenta, em caráter indicativo, algumas propriedades da soldagem a ponto de aços de fases complexas. Ensaios realizados com soldagem a laser não apresentaram dificuldades particulares (ARCELORMITTAL, 2010).

Tabela 2.5 – Indicações de propriedades de soldagem de aços de fases complexas laminados a frio (LF) e a quente (LQ) (ARCELORMITTAL, 2010).

Classe de CP	Espessura Chapa (mm)	Ø Solda (mm)	Tração Pura (kN)	Ø Solda (mm)	Qsalhamento (kN)
CP 600 (LF)	1,5	8,4	15,1	9,0	21,2
CP 800 (LF)	1,5	8,7	13,2	7,6	24,2
CP 1000 (LF)	1,5	7,2	9,9	6,9	28,1
CP 800 (LQ)	3,0	11,3	41,4	9,6	48,2
CP 1000 (LQ)	3,0	9,8	31,1	9,4	51,1

Fadiga: Aços de fases complexas apresentam boas propriedades de fadiga e por esta razão, podem ser utilizados na fabricação de elementos da suspensão de veículos, como braços de suspensão (ARCELORMITTAL, 2010).

Impacto: Como resultado de suas excelentes propriedades mecânicas (resistência à tração, escoamento e alongamento), aços de fases complexas são especialmente indicados para partes em veículos onde a intrusão não é permitida. Os aços de fases complexas foram caracterizados em flexão dinâmica com corpo-de-prova em forma de um perfil estrutural “U” submetido a impacto a uma velocidade de 30 km/h. Esse teste mostra, a título comparativo, o potencial de utilização dessa classe de aços nas situações de ensaio, substituindo muito bem os aços de alta resistência e baixa liga. Na Figura 2.35 observa-se os resultados dos testes realizados com o aço de fases complexas (ARCELORMITTAL, 2010).

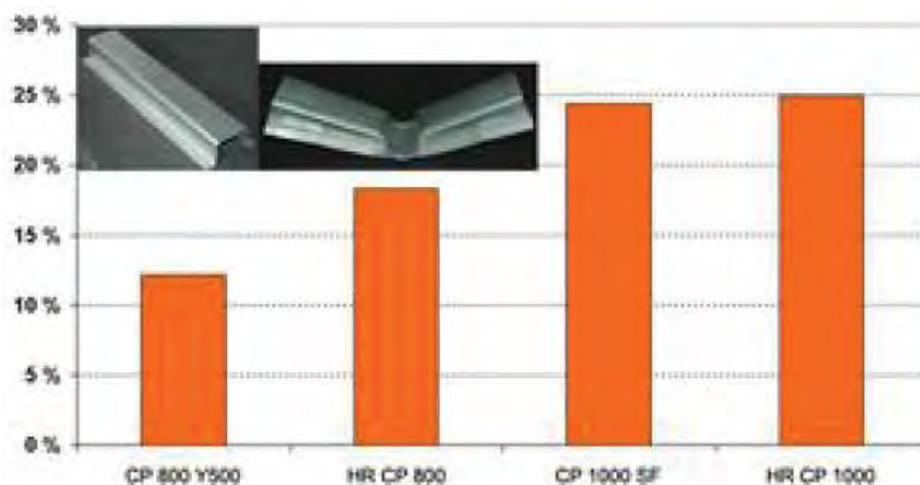


Figura 2.35 – Resultados comparativos de impacto utilizando diferentes especificações de aços de fases complexas (ARCELORMITTAL, 2010).

2.5.3.4 Tratamentos Térmicos e sua Influência nas Propriedades Mecânicas dos Aços Multifásicos de Fases Complexas (CP)

Estudos propostos por Hairer (2010) e colaboradores, levantaram a questão de como desenvolver uma melhor forma em se tratar termicamente aços avançados de alta resistência, como o de fases complexas, para que seja possível obter, no final, propriedades mecânicas específicas para atender a necessidades da indústria automotiva. A seguir, são descritos as conclusões de autores que discutiram este tema.

Estudos realizados por Hairer (2010) mostram a influência dos tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e envelhecimento, realizados em laboratório, nas propriedades mecânicas de aços de fases complexas (CP 800). O tratamento térmico conduzido por Hairer (2010) utilizou um forno de laboratório (MULTIPAS – *Multi-Purpose Annealing Simulator*), produzido pela Vatron GmbH, com corpos-de-prova com 1,20 mm de espessura, comprimento de 170 mm e área de 450 mm², cuja composição química é mostrada na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 – Composição química do aço de fases complexas (CP 800) analisado. (HAIRER, 2010).

C%	S(%)	Mn+Cr+Mo (%)	Al	Ti+Nb+B (%)
0,16	0,035	2,2	0,05	0,005

Os ciclos de tratamento térmico simulados por Hairer (2010) foram conduzidos dentro dos limites de uma linha industrial de galvanização a quente, esquematicamente mostrados na Figura 2.36. Os corpos-de-prova foram aquecidos a temperaturas da ordem de 780°C – 840°C, em passos de 20°C, permanecendo por 45s em cada temperatura, para evitar por completo a sua recristalização.

Com a utilização de dilatômetros, constatou-se que a temperatura de austenitização foi de 813°C, ou seja, acima desta faixa, encontra-se somente austenita e, abaixo, uma fase com ferrita e austenita. Após essa etapa, os corpos-de-prova foram resfriados em temperaturas para têmpera, entre 650°C – 750°C. A alta taxa de resfriamento ocasionada contribuiu com a formação de ferrita e perlita e uma pequena

concentração de boro (soluto) retardou a formação de ferrita, a ser transformada em bainita nas etapas seguintes.

O envelhecimento foi realizado em temperaturas entre 400°C e 500°C, em passos de 25°C, onde ocorre a formação da fase bainítica. Após essa última etapa do tratamento térmico, os corpos-de-prova foram novamente resfriados até a temperatura de 460°C (temperatura do processo industrial de galvanização a quente) e, por convecção forçada com a injeção de ar, os corpos-de-prova foram resfriados a uma taxa de 15 K/s.

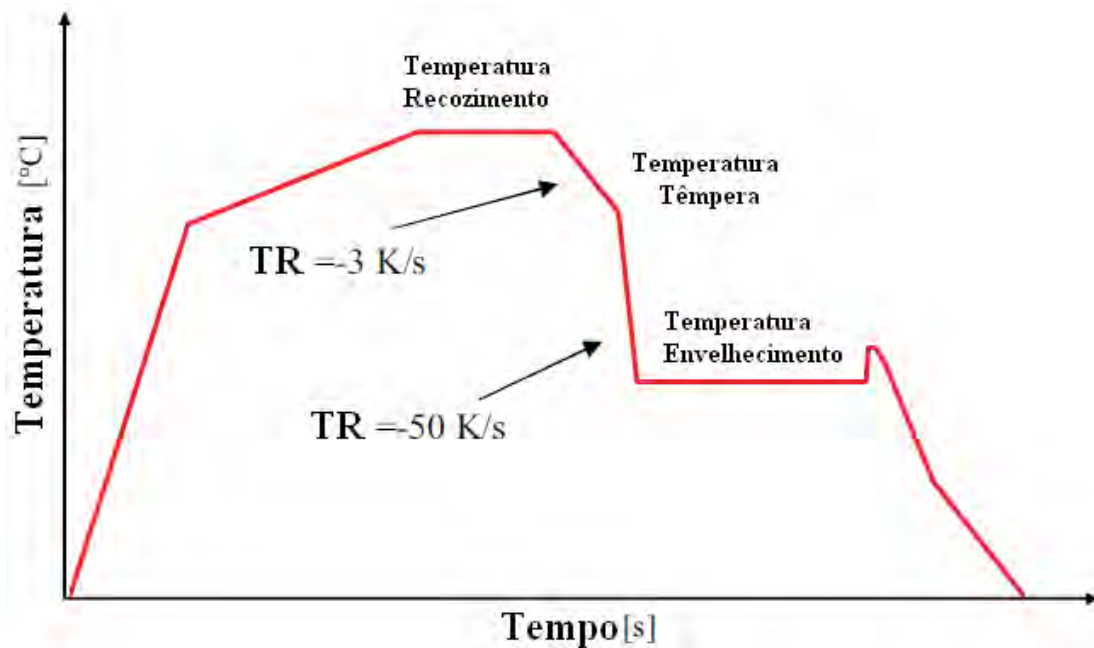


Figura 2.36 – Representação esquemática dos ciclos de tratamento térmico utilizados nos corpos-de-prova de aço CP 800 (HAIRER, 2010).

Hairer (2010) caracterizou metalograficamente os corpos-de-prova submetidos aos tratamentos térmicos pela técnica de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). As amostras utilizadas na MO foram atacadas quimicamente com o reagente LePera e, as utilizadas no MEV com Nital. Nesta etapa variou-se as temperaturas de recozimento, mantendo constantes as temperaturas de têmpera e envelhecimento. As Figuras 2.37, 2.38, 2.39 e 2.40 ilustram essa fase do processamento.

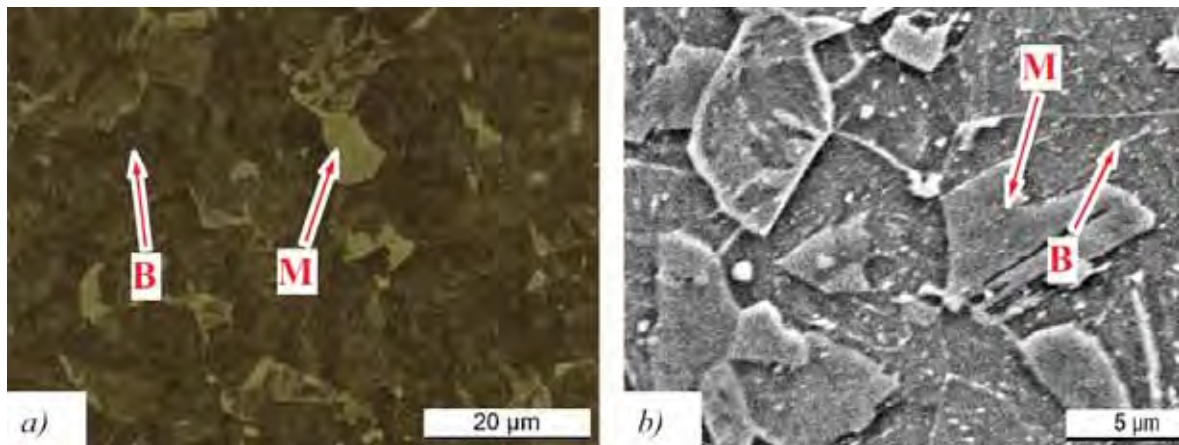


Figura 2.37 – Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=840^{\circ}\text{C}$, $T_{Env.}=425^{\circ}\text{C}$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}\text{C}$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital. (HAIRER, 2010).

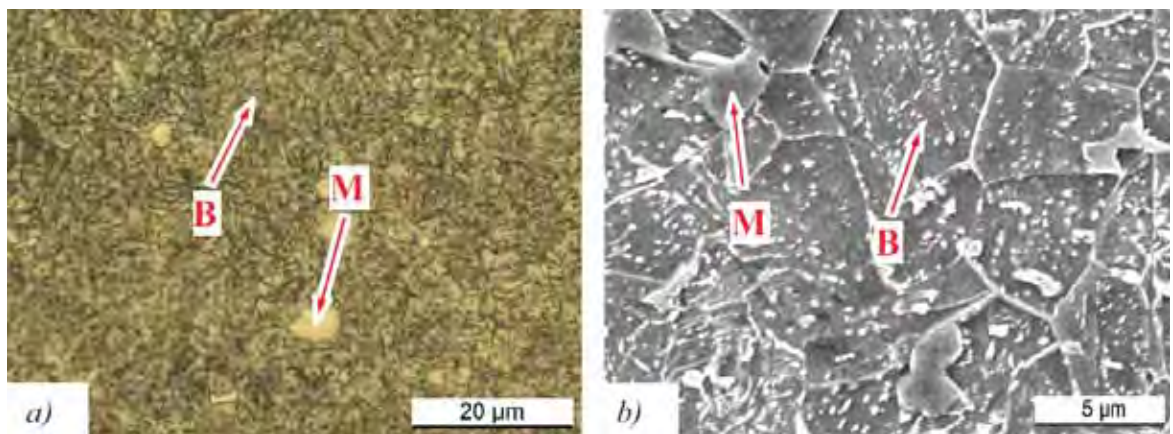


Figura 2.38 – Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=820^{\circ}\text{C}$, $T_{Env.}=425^{\circ}\text{C}$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}\text{C}$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital. (HAIRER, 2010).

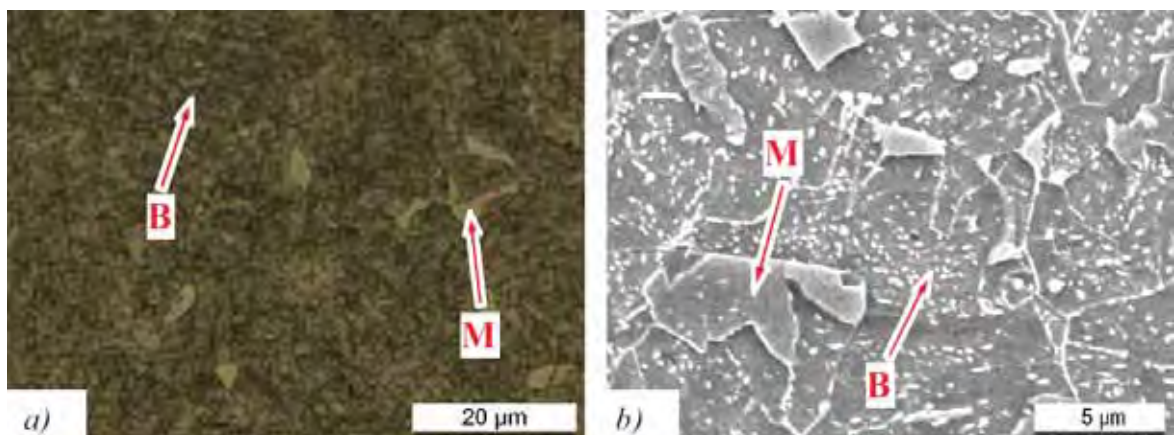


Figura 2.39 – Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=800^{\circ}\text{C}$, $T_{Env.}=425^{\circ}\text{C}$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}\text{C}$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital. (HAIRER, 2010).

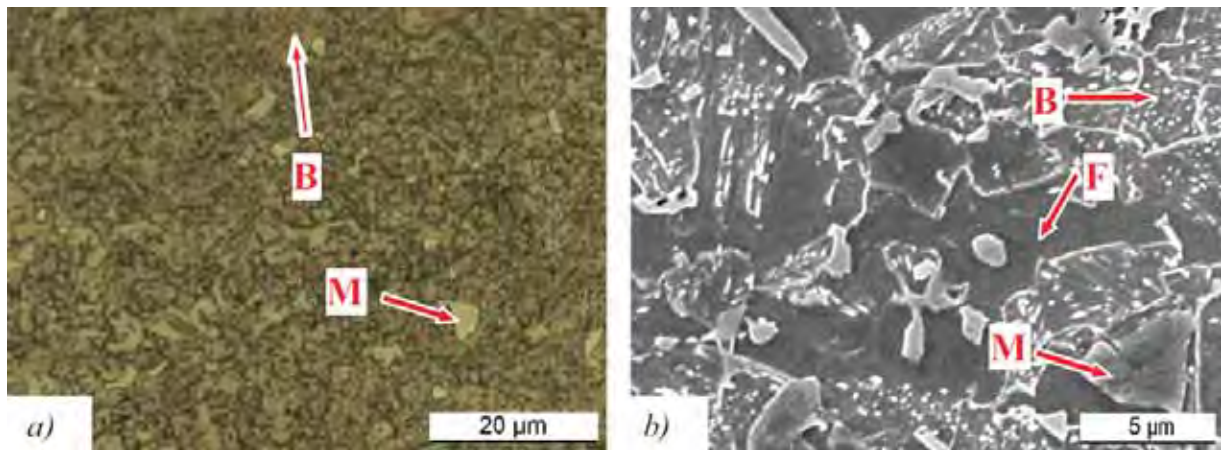


Figura 2.40 – Ciclo de tratamento térmico com $T_{Rec.}=780^{\circ}C$, $T_{Env.}=425^{\circ}C$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}C$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b)MEV, Nital. (HAIRER, 2010)

A seguir, são apresentados os resultados de Hairer (2010) obtidos com os ensaios mecânicos (dureza, tração e resistência a expansão de furo - *Hole Expansion*) conduzidos nas amostras tratadas termicamente nas condições mencionadas acima. Na Figura 2.41, são apresentados os resultados de dureza realizada nos corpos-de-prova submetidos aos tratamentos térmicos.

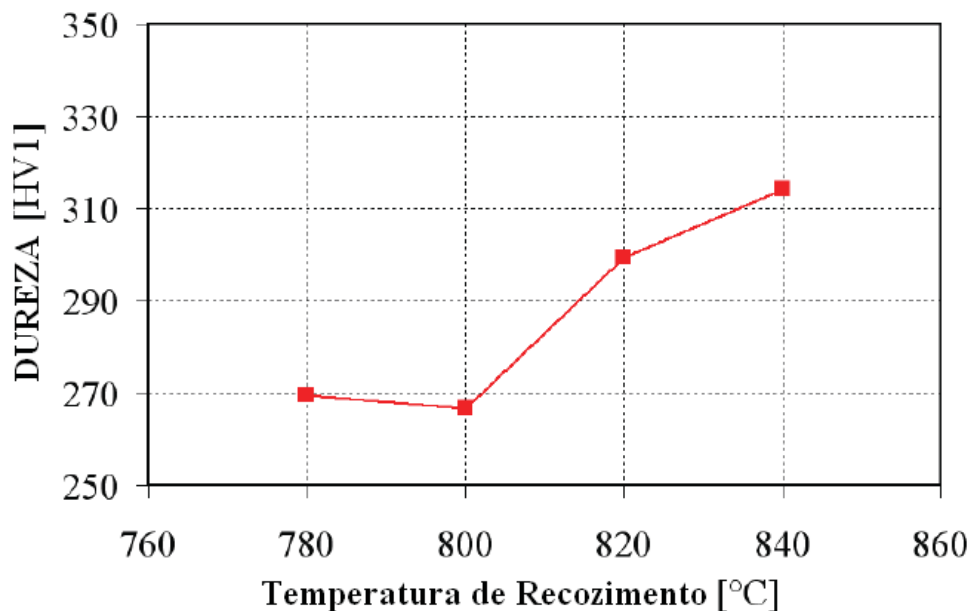


Figura 2.41 – Valores de dureza em função das diferentes temperaturas de recozimento empregadas nos ensaios de tratamento térmico. (HAIRER, 2010).

A diminuição dos valores de dureza observada no gráfico da Figura 2.41 pode ser explicada, de acordo com Hairer (2010), devido a diminuição da fração de martensita produzida, quando a amostra foi tratada termicamente na temperatura de 820°C, em comparação a temperatura de 840°. Com o recozimento abaixo de 800°C, esta permanece em uma fase intercrítica, com austenitização abaixo de 92%, sendo os 8% restantes de ferrita, o que se constata com os valores de dureza mostrados para essas faixas de temperatura. Na Figura 2.42 (a) e (b), resultados obtidos de resistência à tração e alongamento nos corpos-de-prova tratados termicamente nas condições descritas.

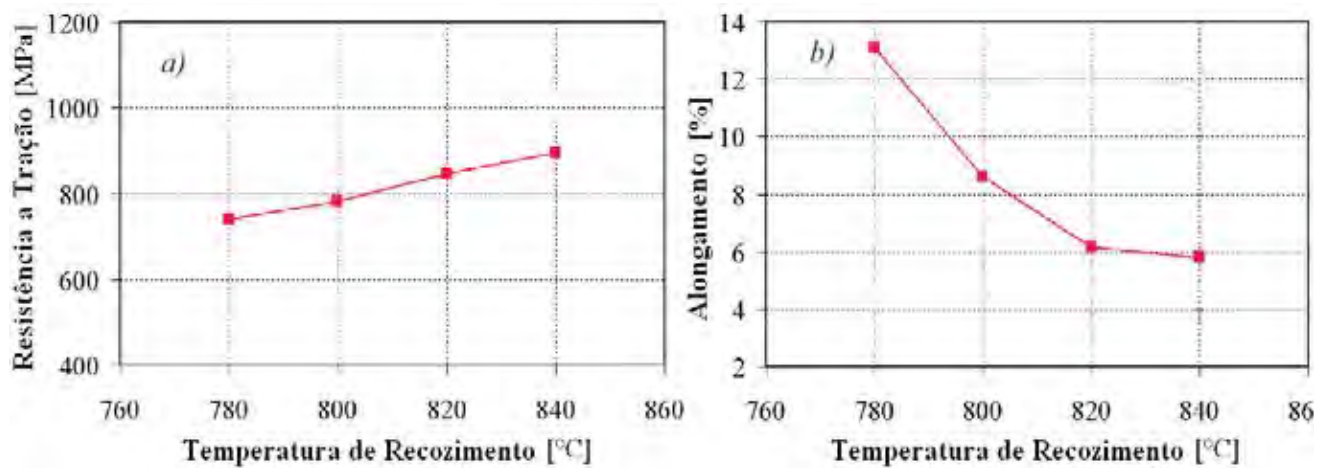


Figura 2.42 – Influência de diferentes temperaturas de recozimento nas propriedades mecânicas: (a) Resistência à tração (b) Alongamento (HAIRER, 2010).

Hairer (2010) realizou ensaios de resistência à expansão de furo (*Hole Expansion*), a partir do cálculo da equação 2.1, onde d_0 é o diâmetro inicial e d_f é a média dos diâmetros obtidos após os ensaios. Os resultados desses ensaios são mostrados na Figura 2.43.

$$HE[\%] = \frac{d_f - d_0}{d_0} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

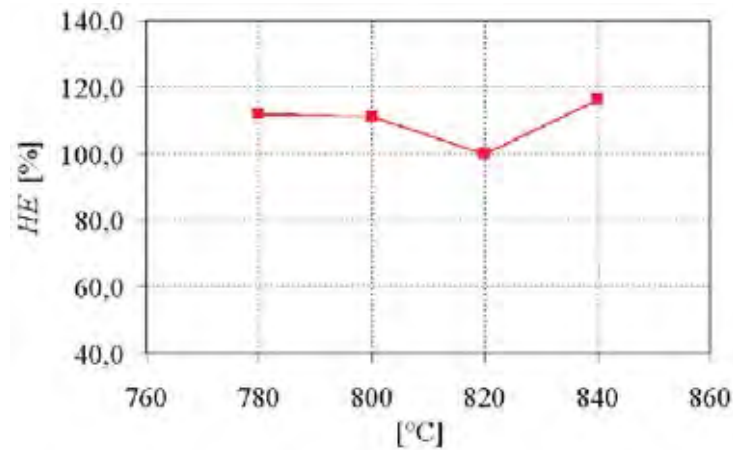


Figura 2.43 – Expansão de Furo (*Hole Expansion*) em função da temperatura de recozimento (HAIRER, 2010).

Para investigar os efeitos da variação da temperatura de envelhecimento, Hairer (2010) fixou a temperatura de recozimento em 840°C, devido a ter apresentado os melhores resultados de propriedades mecânicas. A temperatura de têmpera foi fixada em 750°C, seguindo este mesmo critério. Os resultados das análises metalográficas desta etapa são mostradas nas Figuras 2.44, 2.45, 2.46 e 2.47.

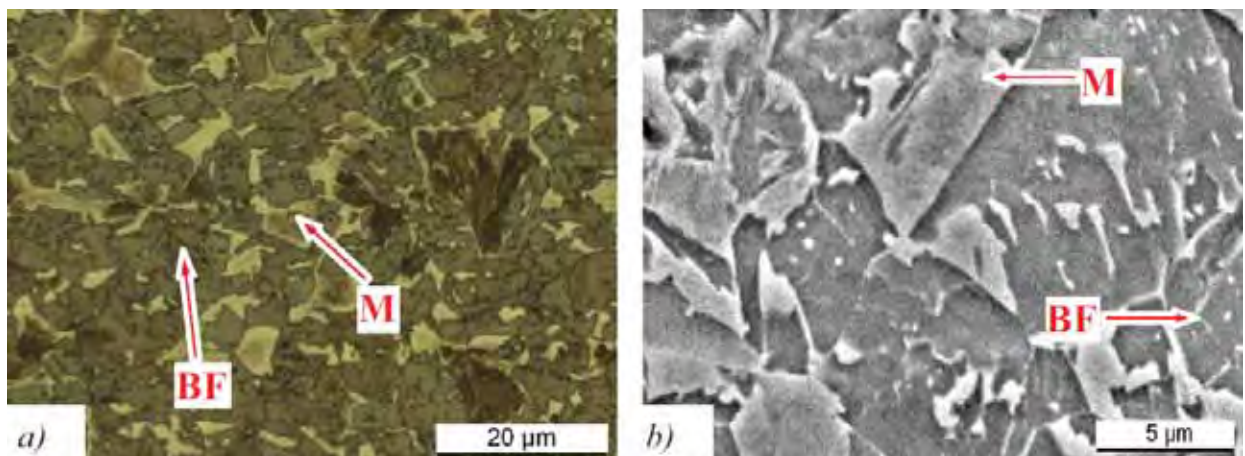


Figura 2.44 - Ciclo de tratamento térmico com, T.Env.=500°C, T.Rec.=840°C e T.Temp.=750°C, onde (BF) Bainita-Ferrita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital (HAIRER, 2010).

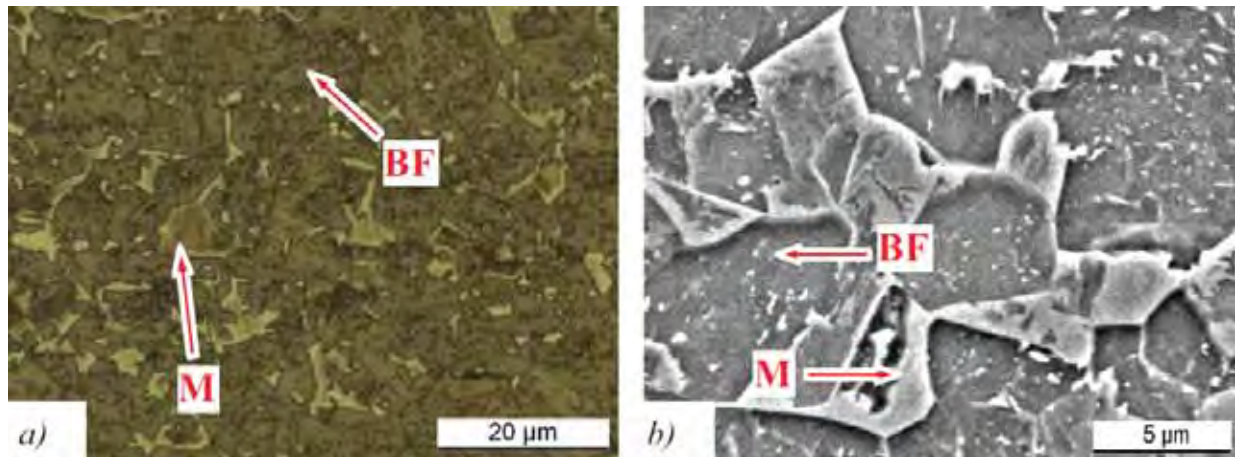


Figura 2.45 - Ciclo de tratamento térmico com, $T_{Env.}=475^{\circ}\text{C}$, $T_{Rec.}=840^{\circ}\text{C}$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}\text{C}$, onde (BF) Bainita-Ferrita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital (HAIRER, 2010).

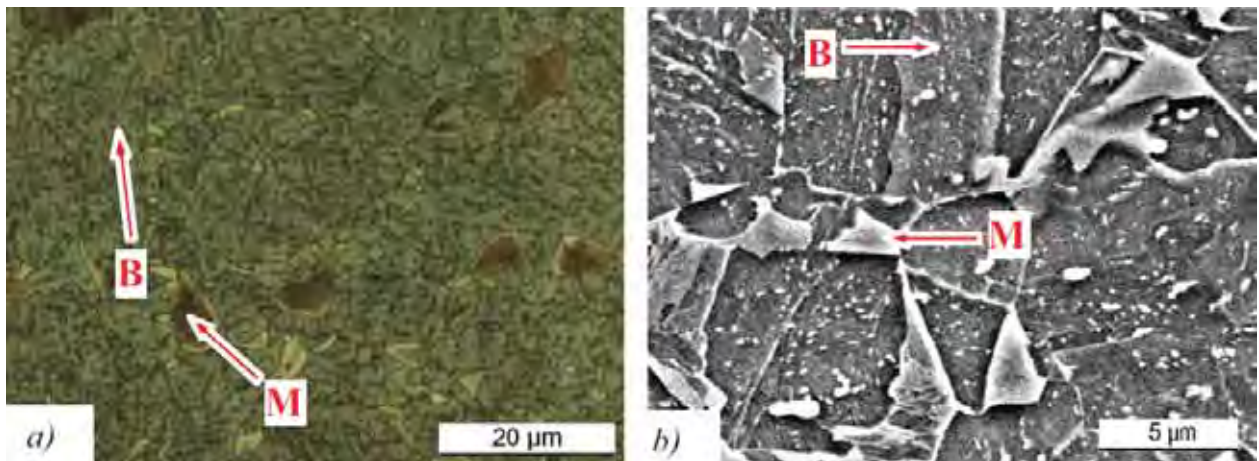


Figura 2.46 - Ciclo de tratamento térmico com, $T_{Env.}=450^{\circ}\text{C}$, $T_{Rec.}=840^{\circ}\text{C}$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}\text{C}$, onde (B) Bainita, (M) Martensita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital (HAIRER, 2010).

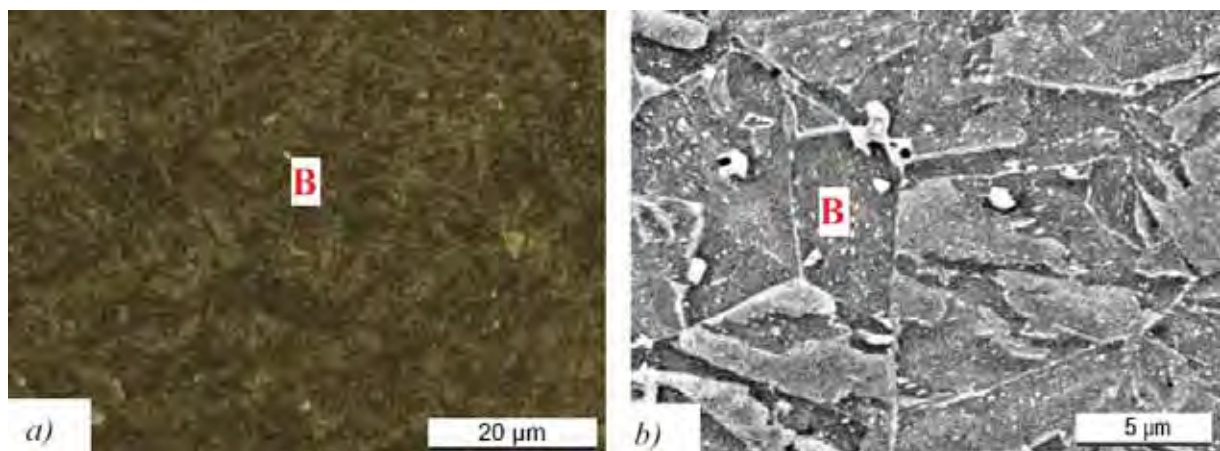


Figura 2.47 - Ciclo de tratamento térmico com, $T_{Env.}=400^{\circ}\text{C}$, $T_{Rec.}=840^{\circ}\text{C}$ e $T_{Temp.}=750^{\circ}\text{C}$, onde (B) Bainita. (a) MO, LePera e (b) MEV, Nital (HAIRER, 2010).

A seguir, as Figuras 2.48, 2.49 e 2.50, apresentam os resultados referentes às propriedades mecânicas dos corpos-de-prova analisados para a condição de temperatura de envelhecimento variável.

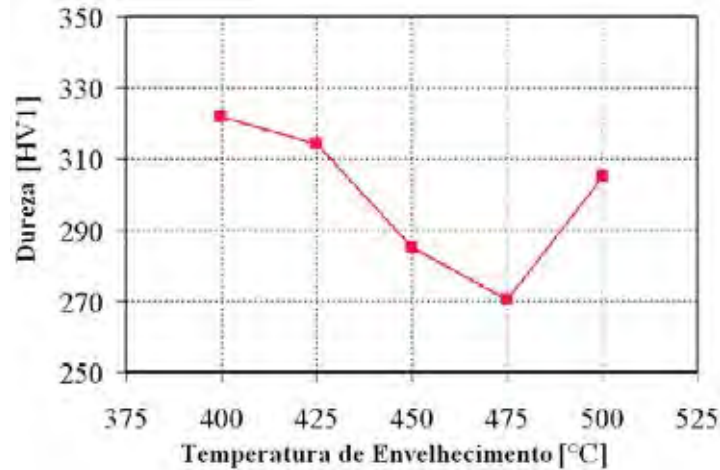


Figura 2.48 – Valores de dureza em função das temperaturas de envelhecimento empregadas nos ensaios de tratamento térmico (HAIRER, 2010).

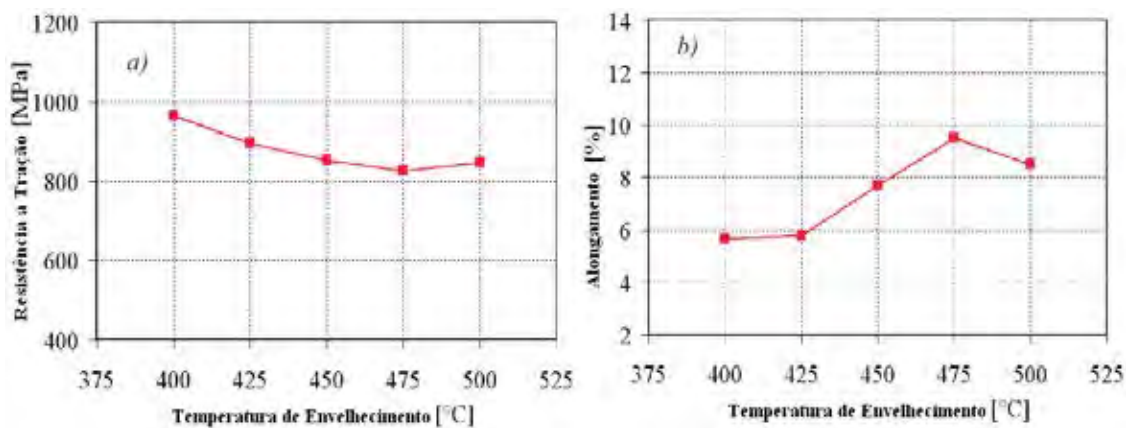


Figura 2.49 – Influência de diferentes temperaturas de envelhecimento nas propriedades mecânicas: (a) Resistência à tração (b) Alongamento. (HAIRER, 2010)

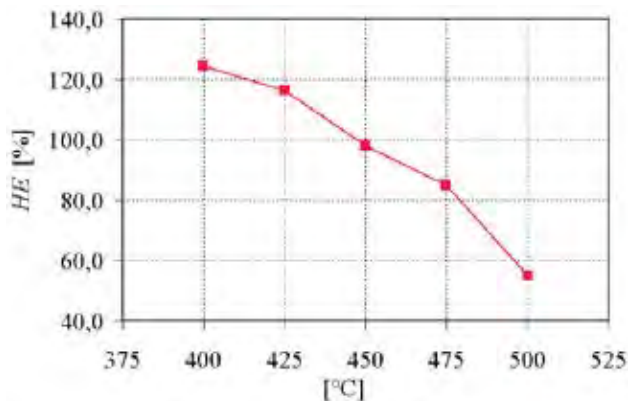


Figura 2.50 – Expansão de Furo (*Hole Expansion*) em função da temperatura de envelhecimento (HAIRER, 2010).

Os elevados valores da dureza encontrados nos corpos-de-prova dessa etapa, segundo Hairer (2010), podem ser explicados pela maior fração volumétrica de martensita presente nessa fase do processamento térmico, onde se observa uma matriz ferrítica-bainítica com cerca de 20,9% de martensita e 4,5% de austenita retida. Com a temperatura de envelhecimento em 475°C, a fração volumétrica de martensita diminui para cerca de 13% e a de austenita retida para 3,4%, mas aumenta a presença de precipitados de cementita na matriz. Por essas razões, explica Hairer (2010), os valores de dureza apresentam menores valores.

Segundo Hairer (2010), a diminuição da temperatura de envelhecimento faz com que o alongamento total diminua, consequentemente apresentando uma melhora nos valores de resistência a tração. Por esta razão, a expansão de furo foi geralmente mais elevada nos corpos-de-prova com um maior valor de resistência e baixo alongamento, que pode ser comprovado pelo contraste das propriedades mecânicas com as fases presentes.

Hebesberger (2010) também realizou estudos sobre a influência de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas dos aços avançados de alta resistência, como o de fases complexas CP 800. Investigações dilatométricas realizadas observaram que a redução ou eliminação da formação de ferrita poligonal é a etapa mais crítica do processamento desta classe de aços. Habesberger (2010) construiu, a partir destas investigações, utilizando dilatômetros, curvas de resfriamento, temperatura e transformação do aço CP 800, mostradas na Figura 2.51.

Como já mencionado por Hebesberger (2010), a eliminação da formação de ferrita durante a fase de recozimento e resfriamento é muito importante no processamento correto dos aços de fases complexas. Por essa razão, essa classe de aços foi recozida em temperaturas do campo austenítico, para aumentar a fração de austenita transformada posteriormente em fases como bainita e martensita.

Hebesberger (2010) realizou simulações, variando as temperaturas de recozimento, e observou que durante o resfriamento, altas taxas de resfriamento são necessárias para se evitar a formação de ferrita e com isso, o aço de fases complexas alcançaram excelentes resultados de resistência mecânica.

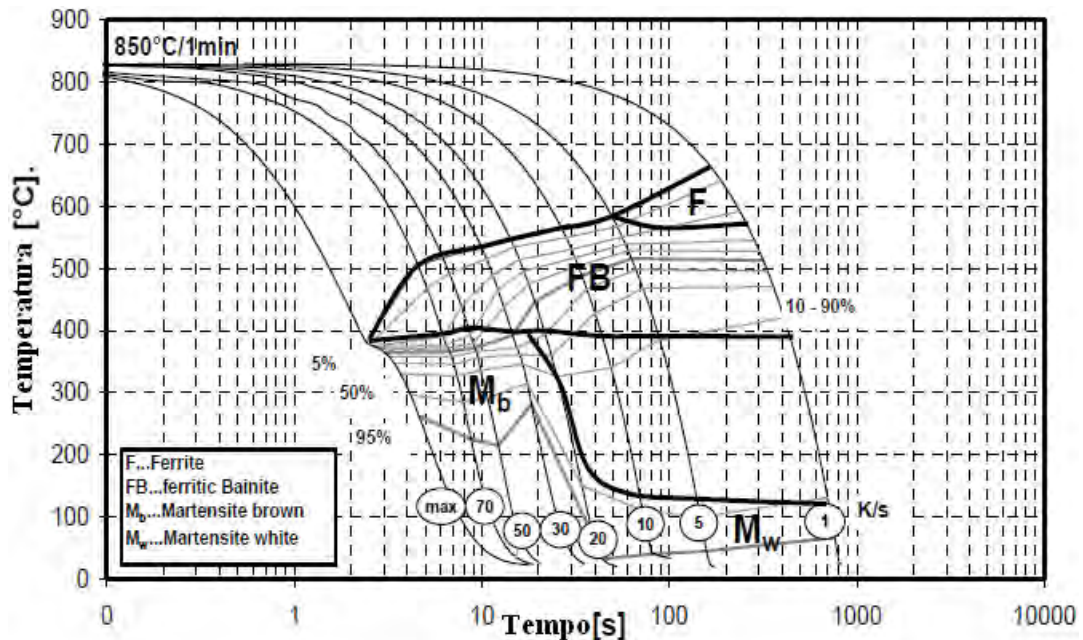


Figura 2.51 - Curvas de resfriamento, temperatura e transformação do aço CP 800 (Adaptado - HEBESBERGER, 2010).

Na Figura 2.52, Hebesberger (2010) apresenta um ciclo esquemático de uma linha de recozimento contínuo, onde, durante o recozimento, a recristalização, a formação de austenita e a dissolução da cementita são fases dominantes do processo. Observa-se, nesta figura, que a formação de ferrita é evitada pela acentuada temperatura de têmpera (T_q). Essa fase é essencial no processamento adequando dos aços de fases complexas, como por exemplo, o CP 800.

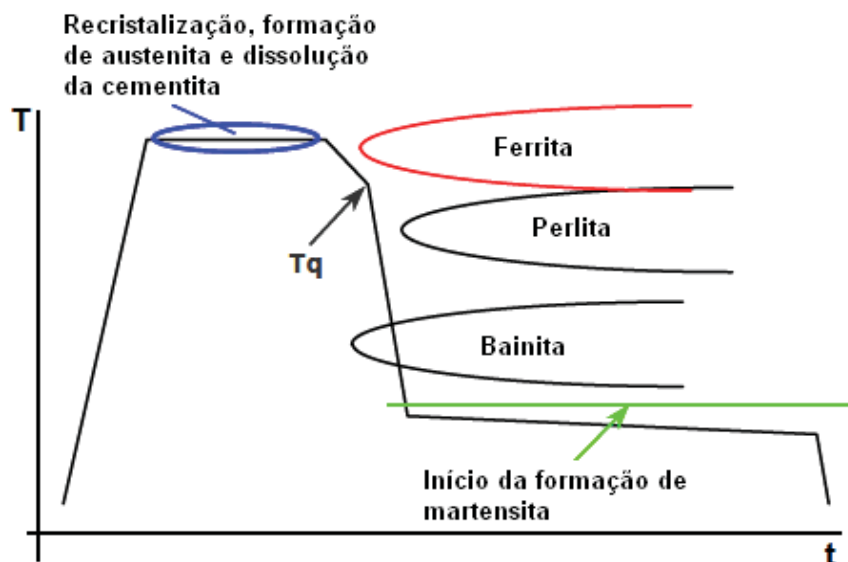


Figura 2.52 – Ciclo esquemático de uma linha de recozimento contínuo, realizada durante processamento do aço CP 800 (Adaptado - HEBESBERGER, 2010).

2.5.3.5 Comparações dos Aços de Fases Complexas com outras Especificações de Aços Estruturais para Veículos

Atualmente (2011), os aços avançados de alta resistência têm sido empregados em diversas partes da estrutura de veículos, principalmente os aços bifásicos (DP) e TRIP, em substituição aos aços de baixo carbono (LC) e aos de alta resistência e baixa liga (HSLA). O retorno da indústria automotiva, para com as siderúrgicas produtoras, tem mostrado que os aços DP e TRIP apresentam limitações referentes a sua conformabilidade, a despeito de suas boas propriedades mecânicas. A partir destas considerações, diversos autores como Hairer (2010), Pichler (2010) e outros, estudaram e compararam os principais aços avançados de alta resistência, com fins estruturais para veículos, disponíveis no mercado, evidenciando as vantagens do aço de fases complexas em relação aos demais citados.

A partir dos relatos das montadoras, Pichler (2010) observa que a diferença de dureza entre as fases presentes em um aço bifásico (ferrita e martensita) é muito grande e seu potencial para as condições de conformação mecânica é limitado.

Entretanto, como uma alternativa a essas condições, enquadra-se o aço de fases complexas, pois este exibe uma distribuição de dureza homogênea entre suas fases (ferrita, bainita, martensita e/ou austenita retida), proporcionando um excelente balanço entre suas propriedades mecânicas e suas características em situações de conformação. Entretanto, devido a seu alongamento mais baixo, em relação aos aços bifásicos, este não se recomenda em situações de estampagem profunda. (PICHLER, 2010)

Na Tabela 2.7 e na Figura 2.53, apresentam-se resultados de ensaios de dobramento (ângulo de 90°) e de expansão de furo obtidos com corpos-de-prova de aços bifásicos e de fases complexas, realizados por Pichler (2010). Apesar do alto nível de resistência à tração e do alongamento moderado, obtidos durante o ensaio de tração, os aços de fases complexas apresentam um melhor desempenho em ambos os testes.

Tabela 2.7 – Comparação do comportamento dos aços: bifásicos e de fases complexas submetidos a ensaios de dobramento (90°) onde, abaixo do raio crítico, pode ser observado o início do aparecimento de trincas (PICHLER, 2010).

Classe de Aços	Espessura (mm)	Raio Crítico (mm)
CP 800	1,5	< 1,0
DP 800	1,5	2
CP 1000	1,5	<1
DP 1000	1,5	2.5

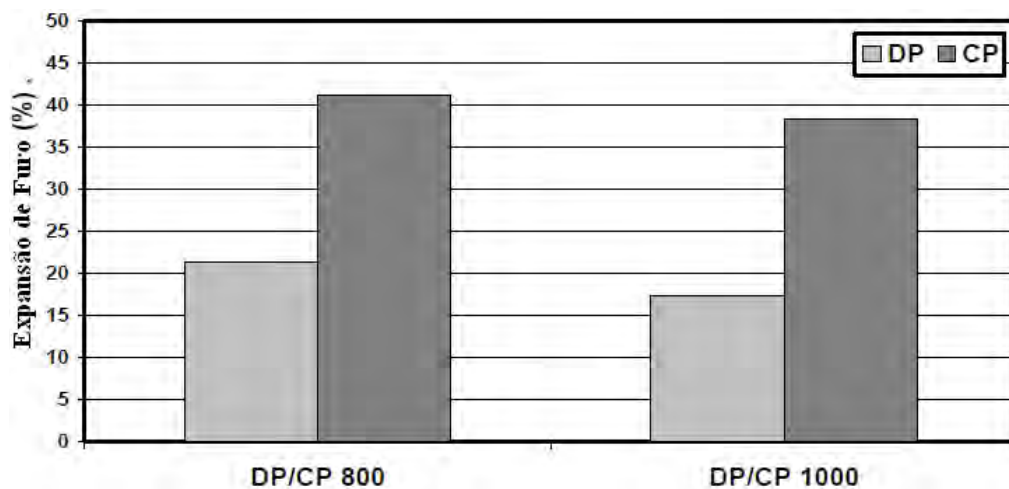


Figura 2.53 – Comparação dos resultados de expansão de furo dos aços: bifásicos e de fases complexas (PICHLER, 2010).

Karelova (2009) estuda o comportamento de aços bifásicos (DP 800) e de fases complexas (CP 800) submetidos a ensaios de expansão de furos, realizados por três diferentes formas: estampado (*hole punching*), usinado (*hole drilling*) e por corte (*wire cutting*) com os corpos-de-prova preparados de acordo com a norma ISO/TS 16630:2003(E), utilizando a relação de razão de raio mostrada na equação 2.1, obtendo os resultados mostrados no gráfico da Figura 2.54.

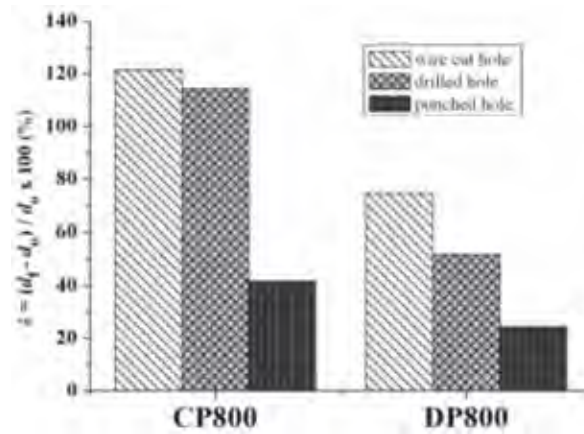


Figura 2.54 – Influência das condições de expansão de furo nos resultados utilizando aços bifásicos e de fases complexas (KARELOVA, 2009).

Os resultados dos ensaios de expansão de furo mostram que o aço de fases complexas apresenta os maiores valores da razão de raio (equação 2.1) para as três formas que foi submetido, em relação ao aço bifásico. Essa melhor resposta do aço CP 800 em relação ao DP 800 deve-se a sua melhor distribuição dos valores de dureza em sua microestrutura, apesar de possuir um valor de alongamento inferior aos aços bifásicos. (KARELOVA, 2009). Na Figura 2.55, pode-se observar o aspecto final do ensaio de expansão de furo no aço CP 800.

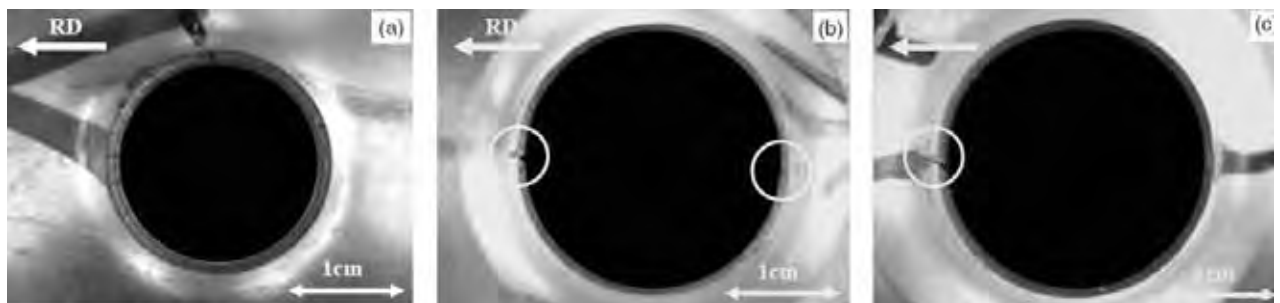


Figura 2.55 – Aparência das trincas ocorridas durante o ensaio de expansão de furo no aço CP 800. (a) *Punched Hole* – Trincas eventualmente distribuídas na circunferência (b) *Drilled Hole* – Duas grandes trincas na direção de laminação (RD) e (c) *Wire Cut*, onde pode ser observada somente uma única trinca. (KARELOVA, 2009)

Karelova (2009) realizou análises fractográficas do região das trincas, utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV), obtendo as imagens mostradas na Figura 2.56, referente ao ensaio, nas três condições do aço de fases complexas CP 800.

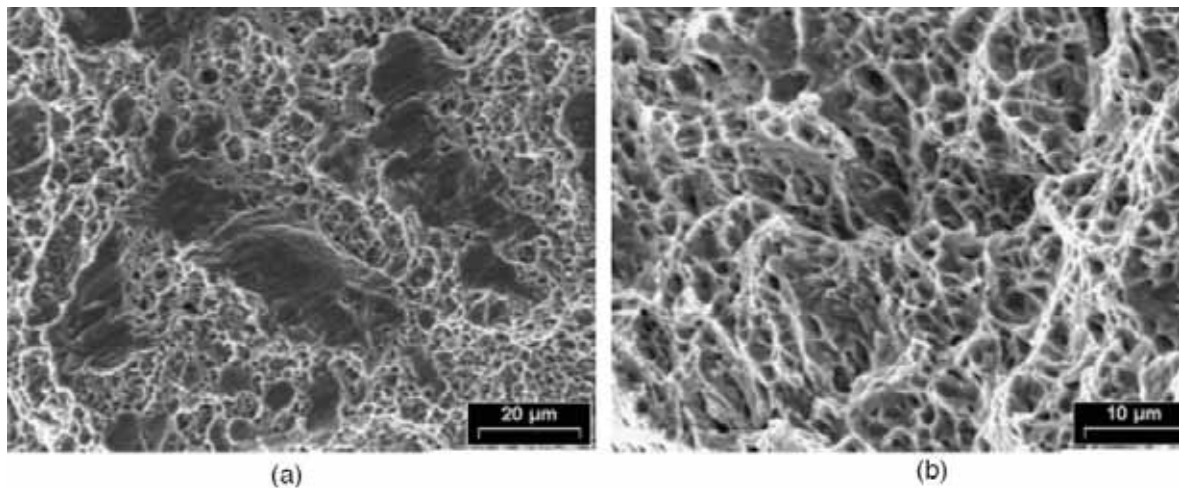


Figura 2.56 – Análise da fratura (região de trinca) realizada nas amostras de aços de fases complexas CP 800 (KARELOVA, 2009).

2.5.3.6 Aplicações dos Aços de Fases Complexas na Indústria Automotiva Seguindo Preceitos dos Projetos ULSAB-AVC e FSV

Aços com fins estruturais para veículos, como o de fases complexas, estão atualmente (2011) aumentando sua participação pela indústria automotiva mundial, quando os primeiros aços avançados de alta resistência passaram a ser utilizados no projeto ULSAB (1994 – 1998), seguido do projeto ULSAB-AVC (2002), até o último divulgado, FSV (2011), apoiados pela *World Auto Steel*.

Por apresentarem excelentes propriedades mecânicas, além de uma microestrutura multiconstituída com uma dureza homogênea, combinado com precipitados finos e dispersos, os aços de fases complexas são particularmente adequados para a manufatura dos componentes necessários para garantir a segurança dos ocupantes de veículos automotivos em caso de acidentes, como barras anti-colisão em portas, suportes de pára-choques, coluna B, longarinas e barras de travamento da estrutura. (MARTINS, 2010), (HEBESBERGER, 2010), (PICHLER, 2010), (KARELOVA, 2009), (GORNI, 2008), (KUZIÁK, 2008), (ZRNÍK, 2006), (ADAMCZYK, 2006), (XIAODONG, 2004) e (ZUIDEMA, 2001).

Com essas características, o aço de fases complexas tem tido sua utilização intensificada pela indústria automotiva mundial, o que ratifica seu amplo desenvolvimento por parte das siderúrgicas. Como se observa na Figura 2.57, a participação do material tem sido ampliada com início no projeto ULSAB (0,5% em

massa utilizada), passando para 1,3% no projeto ULSAB-AVC e, posteriormente, no projeto FSV com 9,3%, indicando um aumento em sua utilização da ordem de 700%.

Na Figura 2.58, observa-se que a utilização de aços avançados de alta resistência mecânica (com valores de resistência a tração superiores a 600 MPa), tem sido uma constante nos projetos modernos (2001) relacionados com o desenvolvimento de veículos (FUTURE STEEL VEHICLE – ENGINEERING REPORT PHASE 2, 2011).

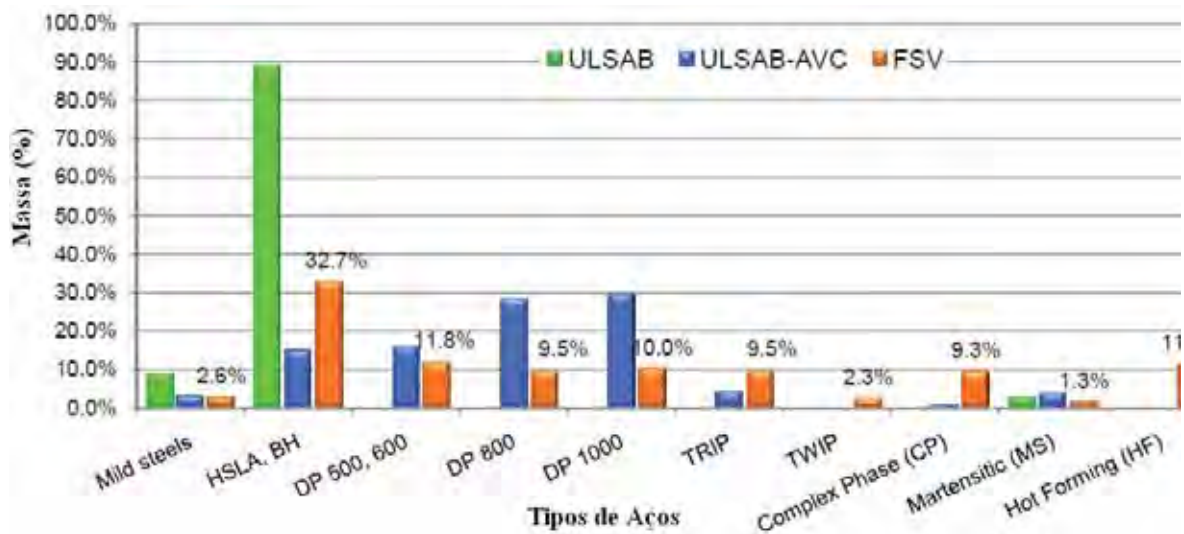


Figura 2.57 – Descrição dos aços utilizados nos projetos ULSAB, ULSAB-AVC e FSV, onde pode ser observada a evolução na utilização do aço de fases complexas (CP) (FUTURE STEEL VEHICLE – ENGINEERING REPORT PHASE 2, 2011).

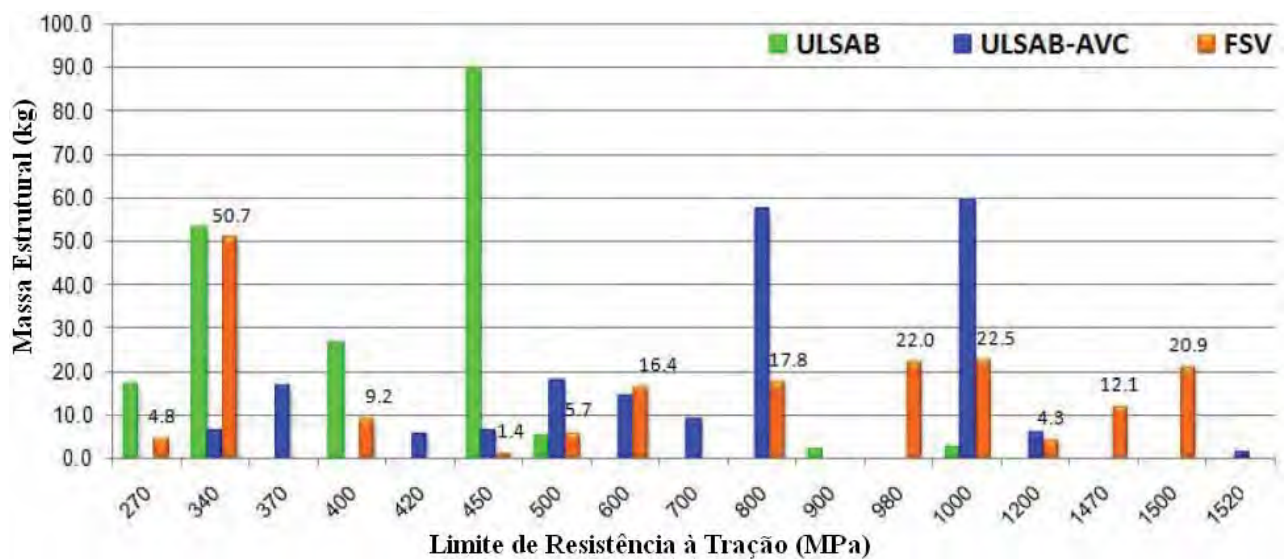


Figura 2.58 – Descrição dos aços utilizados nos projetos ULSAB, ULSAB-AVC e FSV, onde pode ser observada a utilização de aços com limites de resistência elevados (FUTURE STEEL VEHICLE – ENGINEERING REPORT PHASE 2, 2011).

Como se observa, os aços de fases complexas são utilizados em itens de segurança dos veículos, por estes possuírem características de absorção de impactos (devido a sua microestrutura diferenciada) além de excelentes resultados em fadiga. Segundo a ArcelorMittal (2010) esses aços podem ser amplamente utilizados nos componentes que são solicitados em impacto e fadiga, mostrados na Figura 2.59.



Figura 2.59 – Especificação do aço de fases complexas em componentes estruturais submetidos a impacto e fadiga em veículos. (a) placa de assento para os bancos (b) barra de proteção para portas (c) reforço para túnel (d) viga de pára-choque (e) viga de pára-choques, vista 2 e (f) braço de suspensão (ARCELORMITTAL, 2010).

Segundo Hebesberger (2010), devido a sua distribuição de dureza ser mais homogênea em sua microestrutura, o que favorece o aumento da resistência à formação de trincas durante a conformação mecânica, os aços de fases complexas também apresentam grande potencial para serem utilizados em componentes conformados, como

longarinas nos veículos. Essas peças possuem raios de conformação bem reduzidos, e estão sujeitos a choques, conforme pode ser observado na Figura 2.60, onde um trecho de longarina foi conformado utilizando um aço de fases complexas CP 800.



Figura 2.60 – Longarina produzida em aço de fases complexas (CP 800) (HEBESBERGER, 2010).

Martins (2010) observa que a utilização do aço de fases complexas como reforço das colunas B nos veículos poderá apresentar o dobro da resistência (quando submetido a choque) que um aço convencionalmente utilizado. Na Figura 2.61, (reforço das colunas B), e na Figura 2.62, (comportamento da coluna B em situação de impacto lateral), a intrusão foi reduzida devido à absorção da energia gerada durante o choque.



Figura 2.61 – Reforço das colunas B utilizado nos veículos (THYSSENKRUP, 2009).

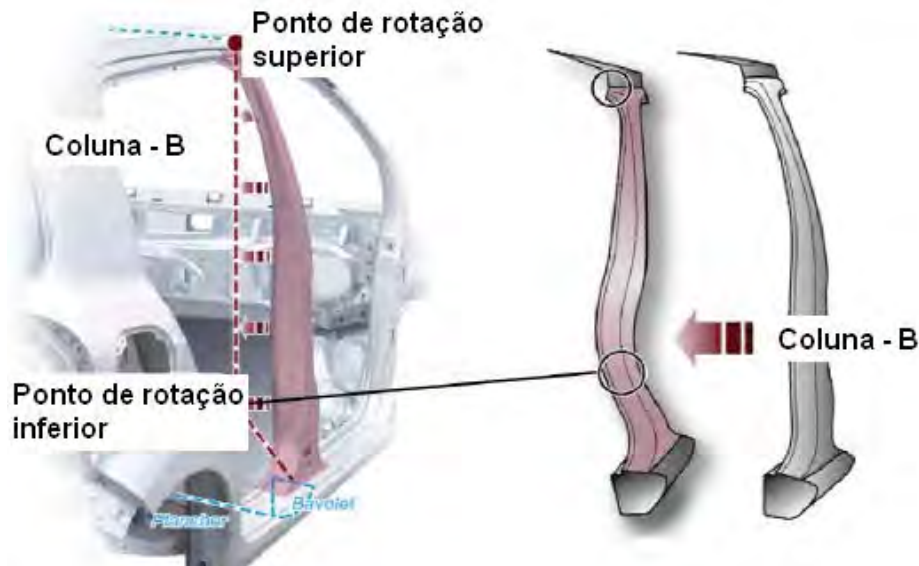


Figura 2.62 – Utilização do reforço produzido em aço de fases complexas fez aumentar os quesitos de segurança para os ocupantes dos veículos (MARTINS, 2010).

As montadoras Porsche e a Volkswagen tem ampliado a utilização dos aços avançados de alta resistência, mas principalmente do aço de fases complexas. Nos veículos Porsche Cayenne e no VW Touareg a utilização desse aço tem sido empregada como viga de travamento da estrutura inferior dos veículos, como se observa na Figura 2.63, por este aço apresentar excelentes resultados em situações de impacto (com redução da intrusão) trazendo a estrutura a rigidez necessária, além deste apresentar uma redução em peso em relação ao aço convencionalmente utilizado (WORLD AUTO STEEL, 2010).

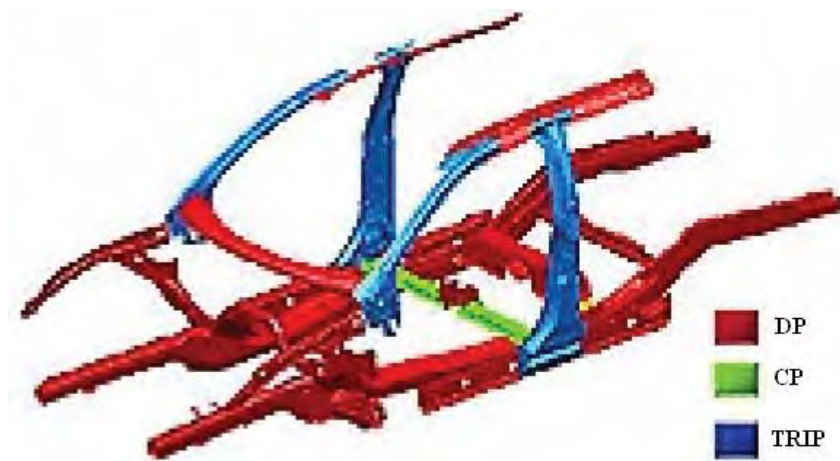


Figura 2.63 – Estrutura de um Porsche Cayenne, onde se observa a barra de travamento da estrutura inferior produzida em CP (WORLD AUTO STEEL, 2010).

Durante a realização do projeto FSV, que divulgou seus resultados em 2011, são identificadas diversas oportunidades de utilização dos aços de fases complexas na construção da estrutura dos veículos. Dentre esses locais, destacam-se as longarinas inferiores da estrutura, vigas de teto, barras de travamento, suportes estruturais traseiros, túnel de piso e como reforço das colunas B. Nas Figuras 2.64 e 2.65 observa-se o posicionamento das longarinas produzidas em aço de fase complexa na estrutura do veículo conceitual desenvolvido no projeto FSV.



Figura 2.64 – Indicação de alguns componentes fabricados com aços de fases complexas, com destaque nas longarinas, que foram utilizados na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

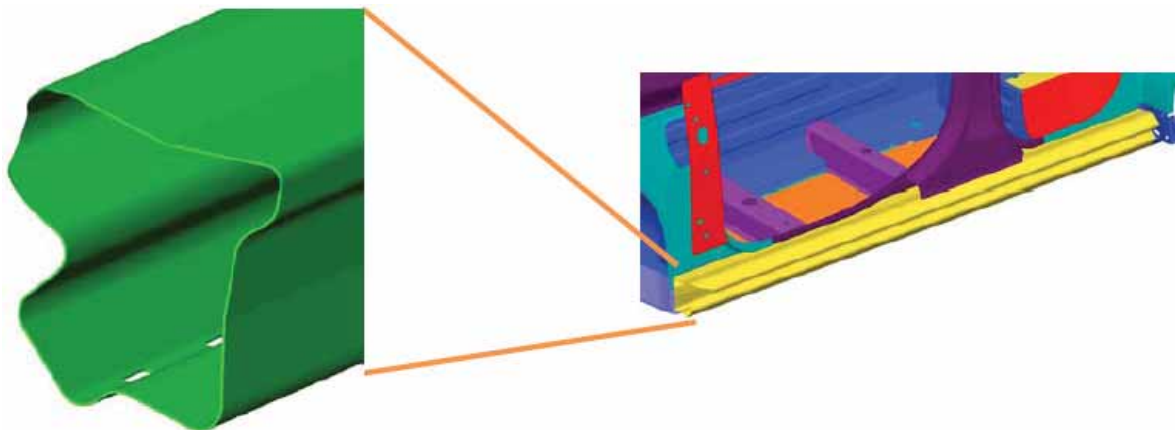


Figura 2.65 – Detalhe de conformação das longarinas fabricadas em aços de fases complexas e utilizados na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

Nas Figuras 2.66 (viga de teto inferior), 2.67 (barra de travamento inferior), 2.68 (túnel de piso estrutural), 2.69 (suporte estrutural traseira) e 2.70 (reforço da coluna B), demais componentes estruturais, são produzidos em aços de fases complexas e utilizados no projeto FSV.

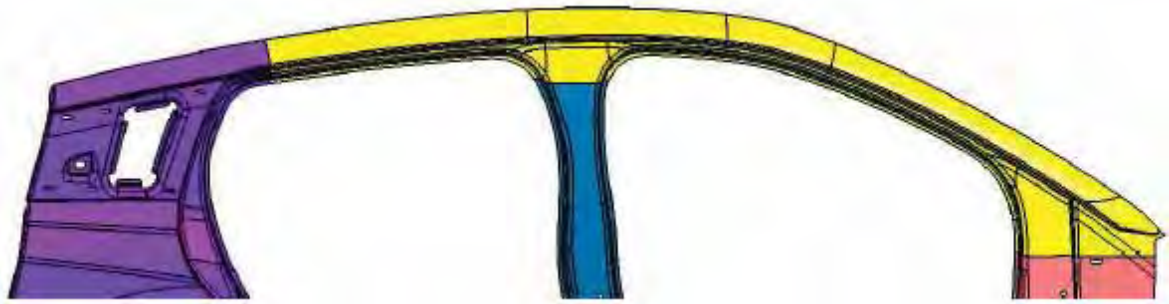


Figura 2.66 – Viga de teto (inferior) fabricada em aço de fase complexa e utilizado na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

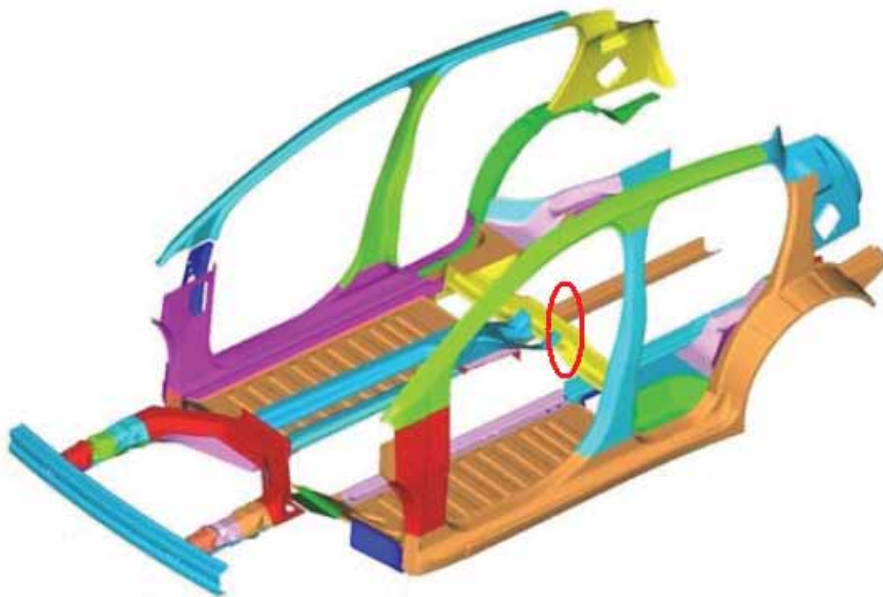


Figura 2.67 – Viga de travamento inferior da estrutura fabricada em aço de fase complexa e utilizado na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

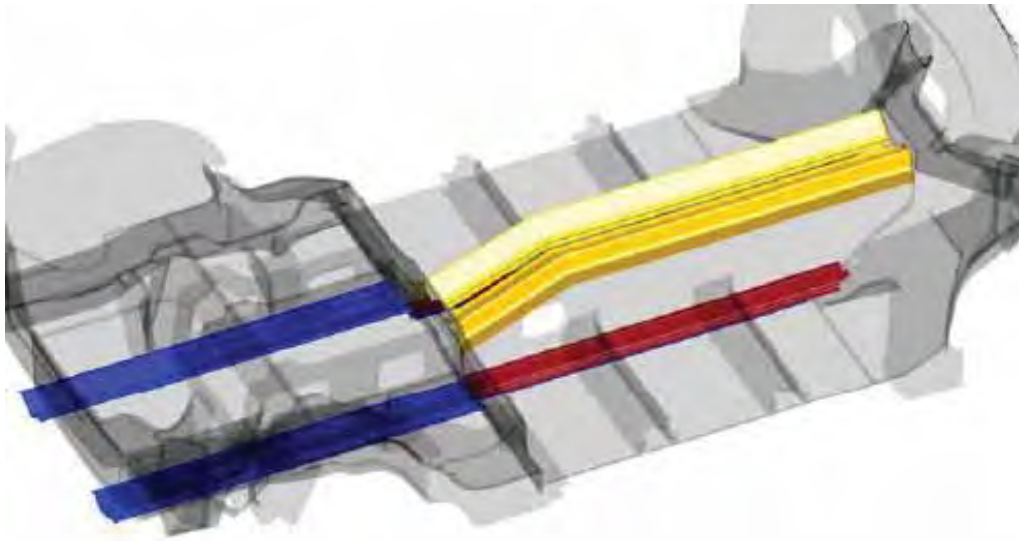


Figura 2.68 – Túnel de piso estrutural fabricado em aço de fase complexa e utilizado na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

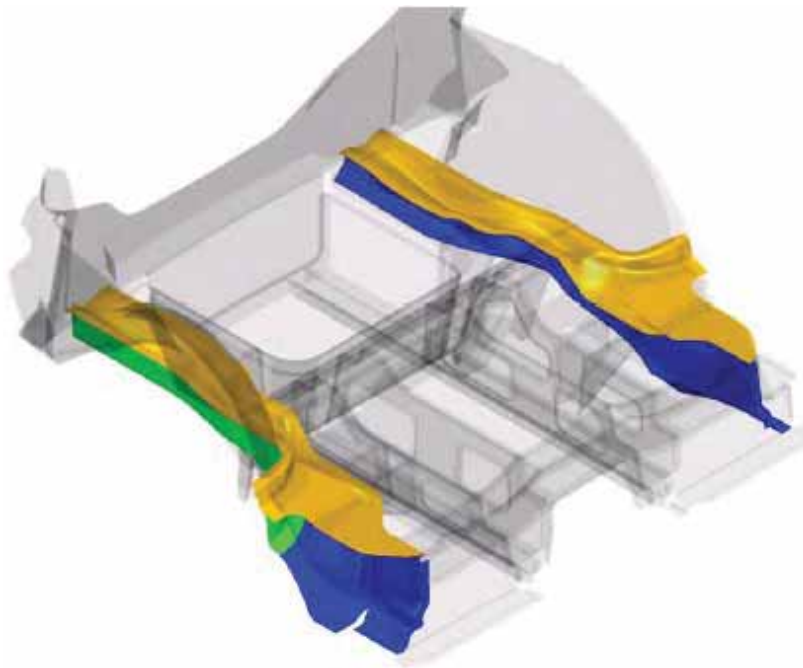


Figura 2.69 – Suportes estruturais traseiros fabricados em aços de fases complexas e utilizados na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).



Figura 2.70 – Reforços da coluna B fabricados em aços de fases complexas e utilizados na concepção do modelo do projeto FSV (FUTURE STEEL VEHICLE – OVERVIEW REPORT, 2011).

Segundo Gorni (2011), um novo desenvolvimento da indústria automotiva mundial refere-se agora à aplicação do aço de fases complexas na confecção de rodas para veículos, que são convencionalmente produzidas com os seguintes materiais: aços bifásicos, bainíticos, alta resistência e baixa liga e C-Mn. Alguns testes, de acordo com Gorni (2011) foram realizados para se comparar, em situações de fadiga, rodas fabricadas em C-Mn com o aço de fases complexas (CP 800). Os resultados são mostrados na Figura 2.71 (probabilidade de Weibull), onde a carga aplicada foi de 20.355 N (60% acima da carga normal de trabalho).

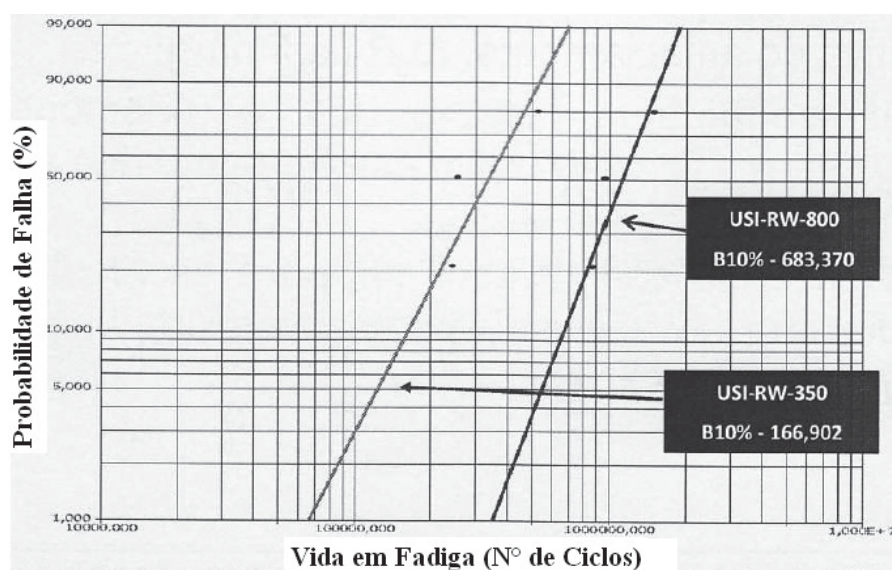


Figura 2.71 – Ensaio de fadiga radial aplicado em rodas, com aços USI-RW-800 (CP 800) e USI-RW-350 (C-Mn 350) (GORNÍ, 2011).

Foram também realizados testes de deformação em aros das rodas, a partir de ensaios de impacto, comparando aços microligados ao nióbio, bainíticos e multifásicos (CP 800). Os resultados estão mostrados na Figura 2.72 (GORNI, 2011).

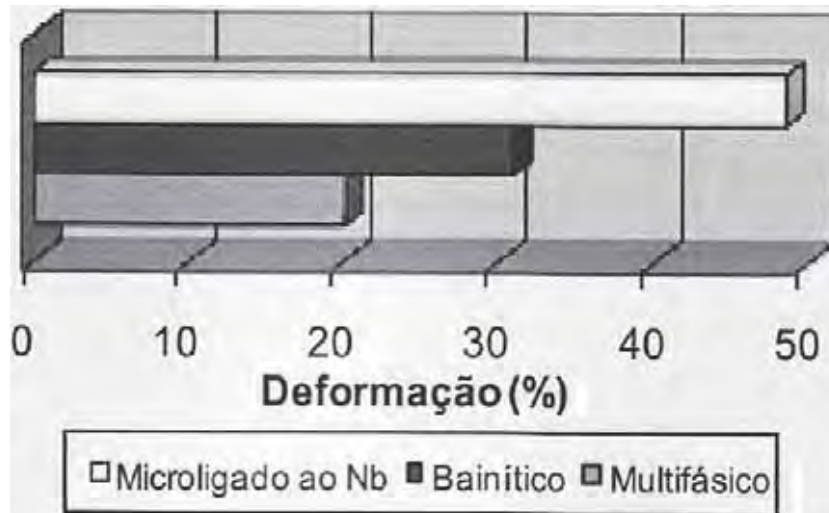


Figura 2.72 – Nos resultados dos ensaios impacto em aro de roda, observam-se as qualidades nesta situação do aço de fase complexa (GORNI, 2011).

Atualmente (2011), as rodas são produzidas, em maior escala, com aços bainíticos. O aro e disco com espessuras mínimas de 3,10 e 2,90 mm, respectivamente, totalizando um peso de 10 kg (o que corresponde a -10% em relação a rodas fabricadas com aços de alta resistência e baixa liga). Mas, no desenvolvimento do aço de fases complexas para este fim, observou-se que o aro (em CP 800) poderia ser fabricado com espessura mínima de 2,30 mm, mantendo o disco em aço bainítico com 2,90 mm de espessura, totalizando um peso de 8,5 kg, ou seja, uma redução de 15% (ou 1,5 kg por roda) em relação à roda mais atual em processo, e caracterizando todo o potencial de aplicação do aço de fases complexas na indústria automotiva (GORNI, 2011).

2.6 FADIGA DOS MATERIAIS

2.6.1 Considerações gerais

Conforme definido na norma ASTM E 1150, fadiga é o processo de alteração estrutural progressivo, localizado e permanente que ocorre em um material submetido

a condições que produzem variações de tensões e deformações em um ou mais pontos do material e, que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações, ou ciclos. O método básico de apresentação de dados experimentais de fadiga é pela curva S-N, onde é lançada em gráfico a tensão S contra o número de ciclos N necessários para a fratura (DIETER, 1986).

A fadiga em alto ciclo é controlada por tensões cíclicas caracterizadas por:

- Tensões nominais menores que o limite de escoamento;
- Vida (número de ciclos até a fratura) maior que 10^3 a 10^4 ciclos.

As falhas por fadiga representam cerca de 90% das falhas em serviço relacionadas com causas mecânicas. Para o fenômeno da fadiga ocorrer é necessário a ocorrência simultânea dos seguintes fatores, segundo Madayag (1969):

- Tensões cíclicas ou variáveis relativamente elevadas;
- Deformações plásticas localizadas (macro ou microscópicas);
- Tensões normais de tração;
- Número de ciclos de tensão relativamente grande.

O fenômeno da fadiga não ocorre se qualquer um desses três fatores for eliminado.

2.6.2 Propagação de trincas por fadiga

As trincas de fadiga iniciam-se, geralmente, em pontos de concentração de tensões que estão próximos e presentes na superfície desde o início, ou que se desenvolvem durante a deformação cíclica. O escorregamento persistente e irreversível de bandas de escorregamento, produzido por deformação cíclica, provoca microdeformações, formando ressaltos e reentrâncias que tendem a se agruparem, dando origens às denominadas extrusões e intrusões, respectivamente. O fenômeno da

fadiga para materiais metálicos pode ser dividido em três estágios distintos, ou quatro etapas: (DIETER, 1986)

1ª) Etapa - Iniciação (ou nucleação) da trinca: Danos iniciais causados pela fadiga (carregamento cíclico) na microestrutura do material anterior ao aparecimento de uma microtrinca, e que podem ser removidos por tratamento térmico adequado, ou seja, é reversível;

2ª) Etapa: Crescimento de microtrincas em bandas de escorregamento com alta tensão de cisalhamento a aproximadamente a 45° com a direção da tensão normal máxima. Corresponde ao estágio I da propagação de trincas por fadiga. Nesse estágio, as trincas propagam-se da ordem de 2 a 5 tamanhos de grão (aproximadamente 100 µm);

3ª) Etapa: Crescimento da trinca na direção perpendicular à tensão de tração máxima, que corresponde ao estágio II de propagação da trinca por fadiga;

4ª) Etapa - Ruptura final: Ocorre a separação do componente em duas ou mais partes. Corresponde ao estágio III de propagação da trinca, que se dá de forma instável, até a fratura final.

A Figura 2.73 ilustra as quatro etapas, ou três estágios do fenômeno da fadiga, sendo que a propagação das trincas de fadiga, segundo Dieter (1986), ocorre de forma transgranular.

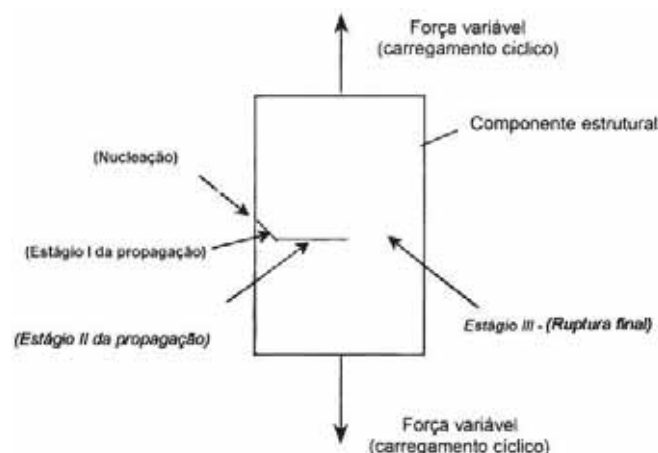


Figura 2.73 – Estágios da nucleação de trincas por fadiga (DIETER, 1986).

2.6.3 Correlação entre limite de fadiga e propriedades mecânicas estáticas (Resistência à tração e dureza)

A resistência à fadiga aumenta se a superfície estiver isenta de concentradores de tensão, como entalhes e “cantos vivos”. A resistência à fadiga é, aproximadamente, proporcional à resistência à tração, o que significa que, em geral, qualquer método de endurecimento do metal aumentará também a resistência à fadiga. Uma vez que a resistência à tração e a dureza estão correlacionadas, é possível estimar o limite de fadiga de muitos aços simplesmente pela determinação do nível de dureza.

A figura 2.74 mostra que, para os aços, existe uma boa correlação entre o limite de fadiga e dureza, até o nível de dureza em torno de 40 HRC. Acima desse valor ocorre uma dispersão dificultando a correlação. O limite de fadiga dos aços estruturais é frequentemente estimado como sendo a metade da resistência à tração, mas podendo ainda variar de 0,35 a 0,60 da resistência à tração (HERTZBERG, 1995)

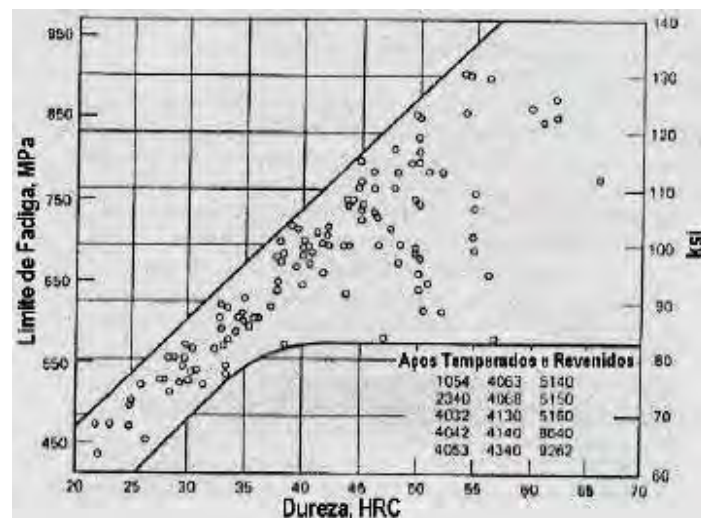


Figura 2.74 – Correlação entre limite de fadiga e dureza para diversos aços temperados e revenidos (HERTZBERG, 1995).

2.6.4 Curvas S-N

O método básico para apresentação dos dados experimentais de fadiga é por meio da curva S-N, onde a tensão S é lançada em gráfico contra o número de ciclos necessários para a fratura N. Normalmente, emprega-se a escala logarítmica para N. O

valor de tensão lançada no gráfico pode ser S_a , S_{max} ou S_{min} e são, geralmente, tensões nominais, isto é, não há um ajuste para concentração de tensões.

O limite de fadiga de um material é definido como sendo aquela tensão na qual o material teria vida infinita. Na prática, é considerada vida infinita para os materiais ferrosos como sendo $N = 10^7$ ciclos, conforme apresentado na figura 2.75 (DIETER, 1986).

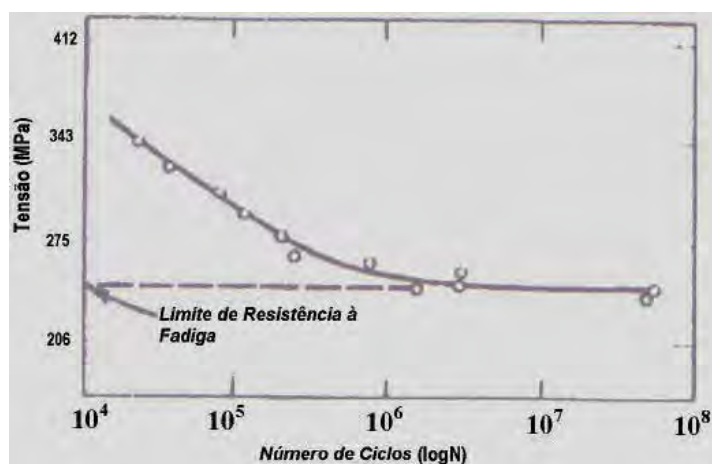


Figura 2.75 – Representação típica de uma curva S – N (MEYERS, 1982)

A construção da curva S-N utiliza como procedimento iniciar o ensaio com valor elevado de tensão máxima S_{max} , onde se espera que a fratura do corpo-de-prova ocorra para um número baixo de ciclos N . Em seguida, diminui-se, progressivamente, o valor da tensão até que não ocorra mais a fratura do corpo de prova em que, teoricamente, para valores abaixo dessa tensão, o material teria vida infinita. Em função da dispersão dos resultados do número de ciclos obtidos para uma mesma tensão, há a necessidade de se fazer vários ensaios repetindo a tensão máxima a fim de se obter um melhor valor estatístico (PASTOUKHOV, 1985).

O número de corpos-de-prova necessários para plotar uma curva S-N depende da finalidade a que se destina o ensaio. A tabela 2.7 mostra o número mínimo de corpos de prova recomendados para se construir uma curva S-N a partir de resultados de ensaios de fadiga, de acordo com a norma ASTM E 739.

Tabela 2.8 – Número mínimo de corpos-de-prova recomendados para ensaios de fadiga (ASTM E 739).

FINALIDADE DO ENSAIO	NÚMERO MÍNIMO DE CORPOS-DE-PROVA
Pesquisa preliminar e desenvolvimento de ensaios	6 a 12
Pesquisa e desenvolvimento de componentes e corpos de prova	6 a 12
Dados admissíveis para uso em projeto	12 a 24
Dados confiáveis para fins de projeto	12 a 24

2.6.5 Fatores que influenciam a resistência à fadiga

A falha por fadiga quase sempre tem seu início a partir de uma superfície livre, de forma que a condição da superfície exerce considerável efeito na resistência à fadiga. Em geral, uma trinca por fadiga inicia na superfície porque as tensões são normalmente maiores nesse local, mas também podem ocorrer falhas internas no material, devido a microinclusões, por exemplo. Na prática, geralmente, há um efeito combinado de diversos fatores, tais como: rugosidade superficial, inclusões, decarbonetação, tensão média, tensão residual e fatores dimensionais (MARTINS, 2010).

2.6.6 Ensaios de Fadiga

A maneira mais simples e muito utilizada para determinar as propriedades de fadiga dos materiais são os ensaios conduzidos em corpos de prova padronizados. Quando cuidadosamente preparados com a superfície polida e sem variações bruscas de seções permitem a obtenção de resultados satisfatórios sobre o comportamento ou a resistência a fadiga dos materiais de uso geral na engenharia (MARTINS, 2010).

Geralmente, os ensaios de fadiga são realizados com carregamentos axiais ou com cargas de flexão, produzindo assim tensões de tração e de compressão. Durante os ensaios a amplitude das tensões é mantida constante. A amplitude das deformações não necessariamente são constantes, dependendo do material e do tipo de ensaio. O número de ciclos até a fratura depende de muitas variáveis, entre as quais o nível de tensão, o estado de tensão, a forma de variação da tensão cíclica entre o valor máximo

e o mínimo, o meio em que se realiza o ensaio, as condições superficiais do corpo-de-prova, as condições metalúrgicas do material.

O ensaio de fadiga axial (ASTM E 466) é indicado quando o parâmetro a ser controlado no ensaio é a deformação, ou para aqueles casos em que a tensão ou a deformação devem ser uniformes na seção de ensaio do corpo-de-prova. Ensaio de fadiga com cargas axiais, de uma maneira geral, são indicados para avaliar a influência das condições metalúrgicas do material na resistência a fadiga.

2.7 IMPACTO DOS MATERIAIS

O ensaio de impacto é um dos primeiros e um dos ensaios mais empregados para o estudo de fratura frágil nos metais. Esse ensaio, realizado de forma dinâmica, é usado principalmente para materiais utilizados em baixa temperatura, como teste de aceitação do material. A tendência de um certo material de se comportar de uma maneira frágil é então medida pelo ensaio de impacto. O corpo-de-prova é padronizado e provido de um entalhe para localizar a sua ruptura e produzir um estado triaxial de tensões, quando ele é submetido a uma flexão por impacto, produzida por um martelo pendular. A energia que o corpo-de-prova absorve, para se deformar e romper, é medida pela diferença entre a altura atingida pelo martelo antes e após o impacto, multiplicada pelo peso do martelo. (SOUZA, 1982)

Nas máquinas em geral, essa energia é lida na própria máquina através de um ponteiro que corre numa escala graduada, já convertida em unidade de energia. Pela medida da seção entalhada do corpo-de-prova, pode-se então obter a energia absorvida por unidade de área, que também é útil. Segundo Souza (1982), quanto menor for a energia absorvida, mais frágil será o comportamento do material àquela sollicitação dinâmica. O entalhe produz um estado triplo de tensões, suficiente para provocar uma ruptura de caráter frágil, mas apesar disso, não se pode medir satisfatoriamente os componentes das tensões existentes, que podem mesmo variar conforme o metal usado ou conforme a estrutura interna que o metal apresente. Desse modo, o ensaio de impacto em corpos-de-prova entalhados tem limitada significação e interpretação, sendo útil apenas na comparação de materiais ensaiados nas mesmas condições.

Ainda, de acordo com Souza (1982), o resultado do ensaio de impacto é apenas uma medida da energia absorvida e não fornece indicações seguras sobre o comportamento do metal ao choque, o que seria possível se pudesse ensaiar uma peça inteira sob as condições da prática. Os corpos-de-prova para utilização em ensaios de impacto podem ser de dois tipos, dependendo do tipo de ensaio que será submetido em tal corpo-de-prova (Charpy ou Izod). Essas duas metodologias podem ser encontradas na norma ASTM E -23. Os corpos de prova Charpy e Izod podem ser visualizados na Figura 2.76.

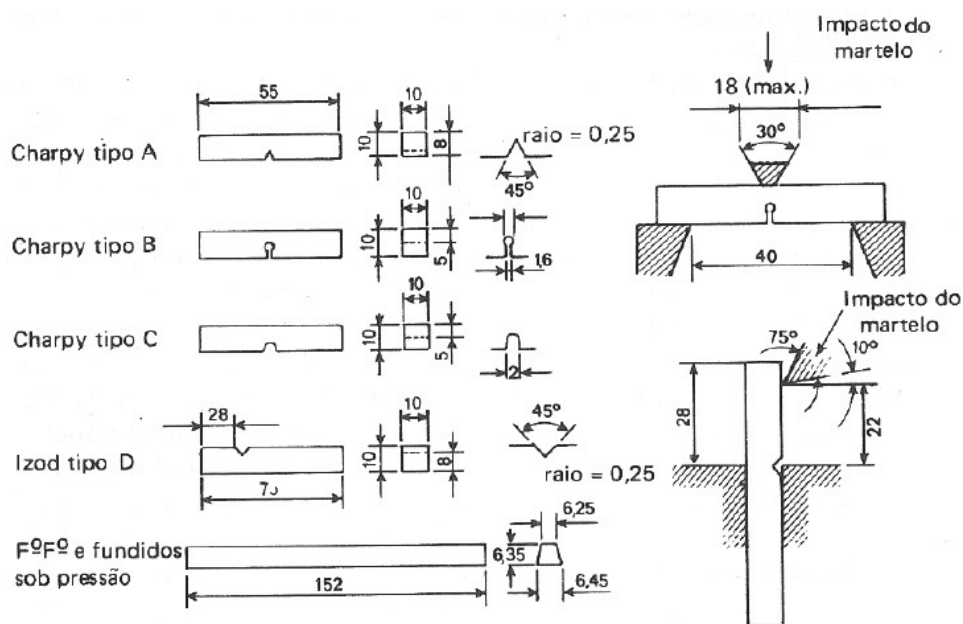


Figura 2.76 – Corpos-de-prova para os ensaios Charpy e Izod recomendados pela ASTM E 18 para ensaio de impacto. (SOUZA, 1982)

Nos ensaios de impacto, segundo Souza (1982), não existe possibilidade de correlacionar resultados de ensaio obtidos com corpos-de-prova de tamanhos diferentes. Expressar a energia absorvida por unidade de área como resultado do ensaio não tem significado prático. É evidente que um corpo-de-prova menor absorverá menos energia que o corpo-de-prova padrão. Entretanto, quando se calcula a energia por unidade de área, o efeito da variação das dimensões do corpo-de-prova depende da região da curva energia-temperatura. A diminuição da seção transversal do corpo-de-prova diminui a energia absorvida por unidade de área na faixa de transição, mas tende a aumentar a energia absorvida na faixa de transição para valores mais baixos, ou seja, deslocando a faixa de transição para a esquerda no gráfico energia-temperatura.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Para analisar as propriedades mecânicas do aço de fase complexa CPW-800, utilizado neste trabalho, foram realizados os seguintes ensaios:

- Ensaios de Tração,
- Ensaios de Fadiga Axial,
- Ensaio de Dureza,
- Ensaio de Impacto,
- Microscopia Óptica,
- Microscopia Eletrônica de Varredura.

Para os ensaios de tração (ASTM E 8M), fadiga axial (ASTM E 466), impacto (ASTM E 23) e dureza (ASTM E 18), foram utilizados corpos-de-prova planos, obtidos na condição laminada e galvanizada. Os corpos-de-prova foram cortados em máquina CNC, por jato de água (FLOW – *Integrated Flying Bridge* 48000) para que o material não apresentasse mudanças microestruturais, causadas pelo calor gerado durante o corte, por exemplo, por laser ou por plasma (MÄNTYJÄRVI, 2010). Outra razão pela escolha desse modo de corte é motivada pela garantia dimensional proporcionada pelo equipamento, o que fez eliminar problemas envolvendo a geometria dos corpos-de-prova, o que poderia causar espalhamento nos resultados. Foram realizadas também análises das superfícies de fratura dos corpos-de-prova de fadiga axial e impacto por microscopia eletrônica de varredura (MEV), além de metalografias, para identificação das fases presentes no aço por microscopia ótica (MO), utilizando diversos ataques químicos.

3.2 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi fornecido pela Renault, fabricado pela Thissenkrupp (Alemanha) ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, Campus de Guaratinguetá, sendo classificado como um aço de baixo carbono e baixa liga, com estrutura multiconstituída,

formada por fases distintas, classificada como CPW- 800. Suas principais aplicações estão destinadas à indústria automotiva, principalmente na confecção da estrutura dos veículos. A composição química está representada pelas porcentagens dos elementos de liga (% em peso) na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço CPW-800. (RENAULT, 2009)

Elemento de Liga	% em Peso
Carbono (C)	0,120
Silício (Si)	0,560
Manganês (Mn)	1,570
Fósforo (P)	0,013
Enxofre (S)	0,006
Cromo (Cr)	0,003
Níquel (Ni)	0,018
Molibdênio (Mo)	0,005
Alumínio (Al)	0,034
Cobre (Cu)	0,000
Titânio (Ti)	0,096
Vanádio (V)	0,005
Nióbio (Nb)	<0,005
Estanho (Sn)	0,000
Boro (B)	<0,005

3.3 ENSAIO DE DUREZA

A partir de amostras do aço de fases complexas CPW-800, foi realizado o levantamento dos valores de durezas (Rockwell C), seguindo a norma ASTM E 18, utilizando a máquina de ensaio WOLPERT TESTOR, pertencente ao Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG/UNESP, a partir de oito (8) impressões.

3.4 RUGOSIDADE DOS CORPOS-DE-PROVA DE FADIGA AXIAL

A rugosidade superficial dos corpos-de-prova utilizados durante os ensaios de fadiga axial foi medida utilizando-se um rugosímetro MITUTOYO, modelo SS 201, pertencente ao Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP, para garantir um acabamento excelente, que, do contrário, traria problemas durante à execução dos ensaios.

3.5 ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO, FADIGA AXIAL E IMPACTO EM CORPOS-DE-PROVA ASTM

Para os ensaios de tração, fadiga axial e impacto, realizados no Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP, foram utilizados corpos-de-prova do tipo *subsize* (com dimensões reduzidas) obtidos a partir de chapa plana, com 2,3 mm de espessura. As normas utilizadas para a confecção dos corpos-de-prova e a realização dos ensaios mencionados são as seguintes:

- Corpos-de-prova para ensaios de tração: ASTM E 8M;
- Corpos-de-prova para ensaios de fadiga: ASTM E 466;
- Corpos-de-prova para ensaios de impacto: ASTM E 23.

3.5.1 Ensaio de tração em corpos-de-prova (ASTM E 8M)

Os ensaios de tração foram realizados em máquina INSTRON 8801 (100 kN), (Figura 3.1), utilizando extensômetro (Figura 3.2) com 25 mm de comprimento útil, para facilitar a obtenção de dados importantes do ensaio, como a tensão de escoamento e o módulo de elasticidade. Foram utilizados oito corpos-de-prova confeccionados de acordo com a norma ASTM E 8M com dimensões estão mostradas nas Figuras 3.3 e 3.4



Figura 3.1 – Máquina INSTRON 8801 utilizada nos ensaios de tração. (UNESP – Campus de Guaratinguetá, 2011).



Figura 3.2 – Utilização de extensômetro durante a execução dos ensaios de tração dos corpos-de-prova na máquina INSTRON 8801. (UNESP – Campus de Guaratinguetá, 2011).

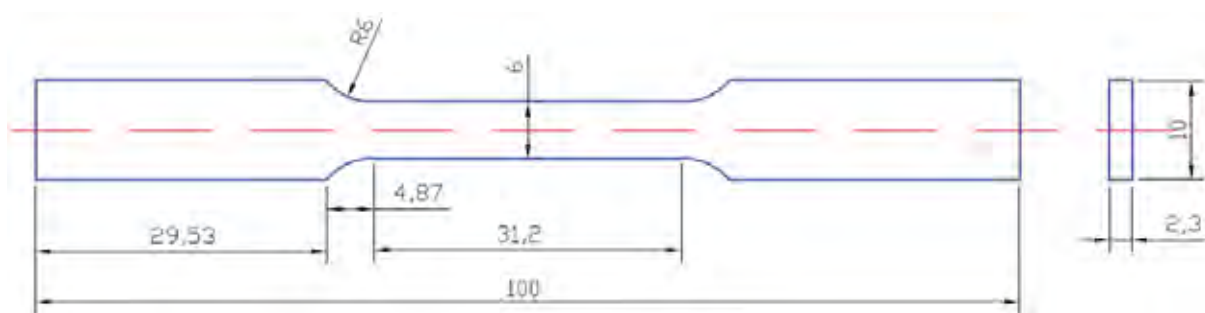


Figura 3.3 - Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração. (ASTM E 8M).



Figura 3.4 - Corpo-de-prova utilizado no ensaio de tração. (ASTM E 8M).

3.5.2 Ensaio de fadiga axial em corpos-de-prova (ASTM E 466)

Os ensaios de fadiga axiais ($R = 0,1$) foram realizados em máquina INSTRON 8801 (Figura 3.1), utilizando-se corpos-de-prova confeccionados de acordo com a norma ASTM E 466 (Figura 3.3). Foram realizados três ensaios de fadiga para cada nível de tensão (98%, 96,5%, 95%, 90% e 80%) da tensão de escoamento encontrada durante o ensaio de tração). Foram utilizados 15 corpos-de-prova confeccionados de acordo com a norma ASTM E 466, cujas dimensões estão mostradas na Figura 3.5.

Os corpos-de-prova foram preparados de acordo com a norma ASTM E 466 e o acabamento superficial foi mantido conforme solicitado pela referida norma (Figura 3.6). Inicialmente, foram medidas todas as áreas da menor seção dos corpos-de-prova. Durante a execução dos ensaios, assim que foram rompidos os corpos-de-prova, as superfícies de fratura foram protegidas com verniz, para evitar a oxidação e proteger a superfície para posterior análise da fratura.

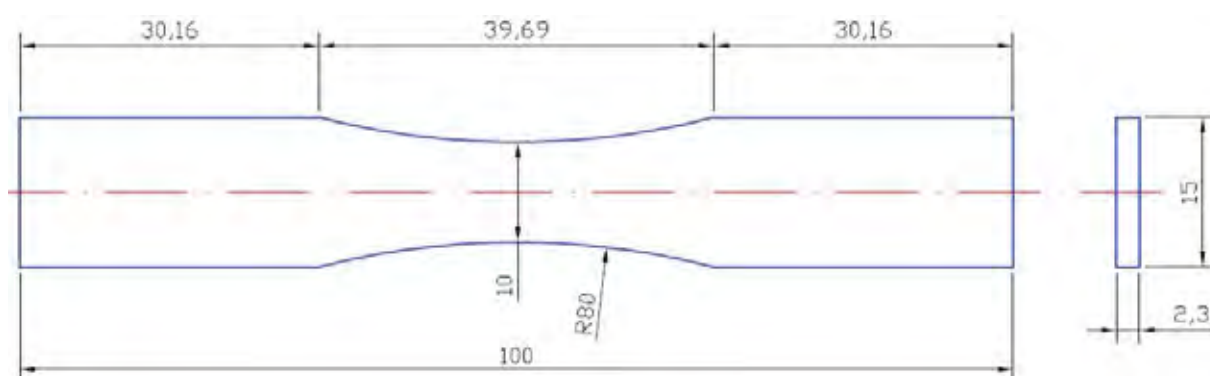


Figura 3.5 - Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de fadiga axial. (ASTM E 466).



Figura 3.6 - Corpo-de-prova utilizado no ensaio de fadiga axial. (ASTM E 466).

3.5.3 Ensaio de impacto em corpos-de-prova (ASTM E 23)

Os ensaios de impacto foram realizados de acordo com as especificações da norma ASTM E 23, utilizando máquina de ensaio de impacto charpy, modelo MOHR & FEDERHAFF AC - PWS 30/15, conforme Figura 3.7. O entalhe do corpo-de-prova foi feito por eletro-erosão. Este procedimento, segundo Elisei (2008), é de extrema importância visto que, com a usinagem do entalhe por esse meio, consegue-se um acabamento adequado, sem rebarbas ou encruamento de uma região específica. Obtém-se, assim, uma geometria perfeita a 45°, favorecendo a concentração de tensões e a nucleação da fratura no vértice da região trabalhada, ou seja, com o controle da região do corpo-de-prova a ser fraturado.



Figura 3.7 - Máquina de ensaio de impacto Charpy, modelo MOHR & FEDERHAFF AC - PWS 30/15. (UNESP – Campus de Guaratinguetá, 2011).

Nas Figuras 3.8 e 3.9, é apresentado corpo-de-prova ASTM utilizado durante a execução dos ensaios.

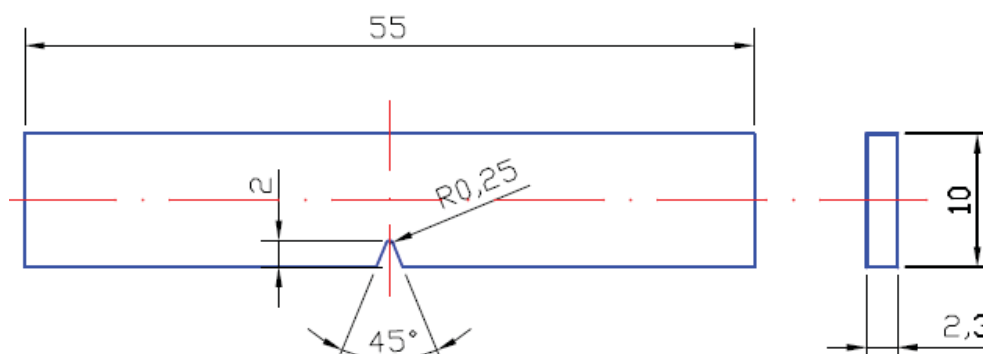


Figura 3.8 - Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de impacto. (ASTM E 23).



Figura 3.9 - Corpo-de-prova utilizado no ensaio de impacto (ASTM E 23).

O aço de fase complexa em estudo (CPW-800) foi ensaiado utilizando as seguintes faixas de temperaturas: (-75, -40, 0, 21 e 60 °C). Como esse aço apresenta fins estruturais para veículos, a escolha por essas faixas de temperatura devem-se a locais onde um automóvel poderá estar em uso, em qualquer região mundial, das mais quentes as mais frias.

Para a obtenção das temperaturas de -75 e -40°C foi utilizado um dispositivo, composto por um bquer de vidro temperado, envolvido em isopor, com uma mistura saturada de acetona + gelo seco, que propiciou atingir essas temperaturas. Para a temperatura de 0°C foi utilizado gelo e para de 60°C, foi empregado um forno tipo mufla, fabricado pela QUIMIS APARELHOS CIENTÍFICOS LTDA., modelo Q.318.24.D, potência 4.000W, com temperatura máxima de 1.200°C, (Figura 3.10).

Durante a execução dos ensaios, assim que foram rompidos os corpos-de-prova, as superfícies de fratura foram protegidas com verniz, para evitar proteger a superfície contra oxidação, para posterior análise da fratura.



Figura 3.10 – Forno tipo mufla, utilizado durante os ensaios de impacto. (UNESP Campus de Guaratinguetá, 2011).

3.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A técnica de ensaio metalográfico pode ser dividida nas seguintes fases: escolha e localização da seção a ser analisada; obtenção de uma superfície plana e polida na seção selecionada; ataque da superfície por um reagente químico adequado; exame ao microscópio para a observação e obtenção de fotografias (COLPAERT, 2008).

Neste trabalho, as técnicas utilizadas para a preparação metalográfica seguiram os processos normatizados pela ASTM E 3-10 (2007) de seccionamento, embutimento, lixamento, polimento e realizadas no Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP. Os reagentes químicos utilizados durante os ataques as amostras foram Nital 2% e LePera. A obtenção das imagens metalográficas foi realizada no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. As imagens foram fotografadas em campo claro, utilizando um microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um computador e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, usando-se o software AXIO VISIO ZEISS.

3.7 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova de fadiga axial e impacto, (ensaiados em máquina INSTROM 8801 e na máquina de ensaio de impacto Charpy, modelo MOHR & FEDERHAFF AC - PWS 30/15) foram examinadas com um microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo ZEISS EVO LS 15 (Figura 3.11), pertencente ao Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP.



Figura 3.11 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), modelo ZEISS EVO LS 15 utilizado durante as análises. (UNESP – Campus de Guaratinguetá, 2011).

O objetivo dessas análises foi observar mais detalhadamente as superfícies de fratura, para tentar identificar os mecanismos envolvidos no processo de fratura por fadiga e impacto. Foram utilizadas três amostras referentes ao ensaio de fadiga axial, a partir dos corpos-de-prova rompidos (Figura 3.12), em diferentes níveis de tensão. As superfícies de fratura foram limpas com acetona para retirar o verniz protetor, com

auxílio do equipamento de ultrassom SONICLEAN 2PS, antes de serem colocadas na câmara de vácuo do MEV.



Figura 3.12 - Amostras referentes ao ensaio de fadiga axial, a partir dos corpos-de-prova rompidos em três níveis de tensão diferentes.

Com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram também realizadas microanálises em uma amostra atacada quimicamente com Nital 2% com tempo de 14s por esfregamento, para identificação das fases presentes, e sem nenhum ataque, para visualização de inclusões e precipitados, e para obtenção de sua composição química, utilizando EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy* – Espectrometria de energia dispersiva de raios-X), conforme Figura 3.13 (amostra).



Figura 3.13 - Amostra atacada quimicamente com Nital 2% com tempo de 14segundos por esfregamento e sem nenhum ataque, utilizada durante micro-análise no MEV.

Os modos de visualização empregados nas imagens obtidas nessa etapa foram:

- BSE (*Backscattering Electrons* – Elétrons retro espalhados);
- SE (*Secondary Electrons* – Elétrons secundários).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, são apresentados, os resultados das análises microestruturais por microscopia óptica e eletrônica de varredura e dos diversos ensaios mecânicos realizados de acordo com os procedimentos experimentais descritos no Capítulo 3.

4.1 RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DE RUGOSIDADE NOS CORPOS-DE-PROVA DESTINADOS AO ENSAIO DE FADIGA AXIAL

Para os corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga axial, foram encontrados os perfis de rugosidade mostrados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Rugosidade superficial dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga axial (aço CPW-800).

Rugosidade (μm)	Resultados	Média	Desvio-padrão
Ra	0,70; 0,75; 0,76	0,74	0,03

De acordo com os resultados apresentados na Tabela 4.1, observa-se que o desvio-padrão encontra-se em 0,03, o que garante uma excelente condição para os ensaios de fadiga, diminuindo a ocorrência de defeitos superficiais nos corpos-de-prova, e aumentando o limite de resistência à fadiga dos corpos-de-prova utilizados produzidos com o aço de fases complexas CPW-800.

4.2 RESULTADOS REFERENTES À CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO CPW-800 UTILIZANDO MICROSCOPIA ÓPTICA

Nesta etapa são analisados e discutidos aspectos qualitativos da microestrutura obtida para as duas variações de ataques químicos realizados, Nital 2% e LePera. Por análise qualitativa são apresentados e discutidos os resultados obtidos pela análise de microestrutura do material, ou seja, na observação da estrutura para identificação das fases presentes, pelos reagentes químicos utilizados. Na Figura 4.1, observa-se a

metalografia da amostra do aço de fases complexas CPW-800, de orientação longitudinal, submetida a ataque químico com Nital 2% por um tempo de 8 segundos e ampliação de 1.000X. Na Figura 4.2 observa-se a metalografia da amostra do aço de fases complexas CPW-800, de orientação transversal, submetida a ataque químico com Nital 2% por um tempo de 9 segundos e ampliação de 1.000X, onde: (F) ferrita, (M) martensita, (AR) austenita retida, (P) perlita e (B) bainita.

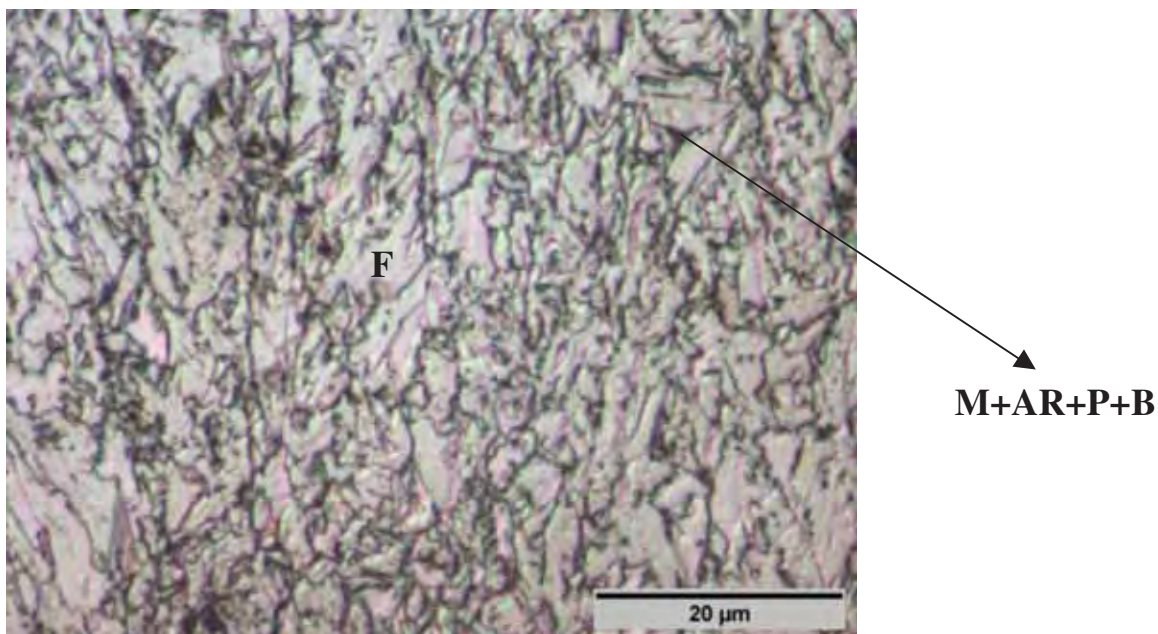


Figura 4.1 - Amostra do aço de fases complexas CPW-800, de orientação longitudinal, submetida a ataque químico com Nital 2% por um tempo de 8s e ampliação de 1.000X.

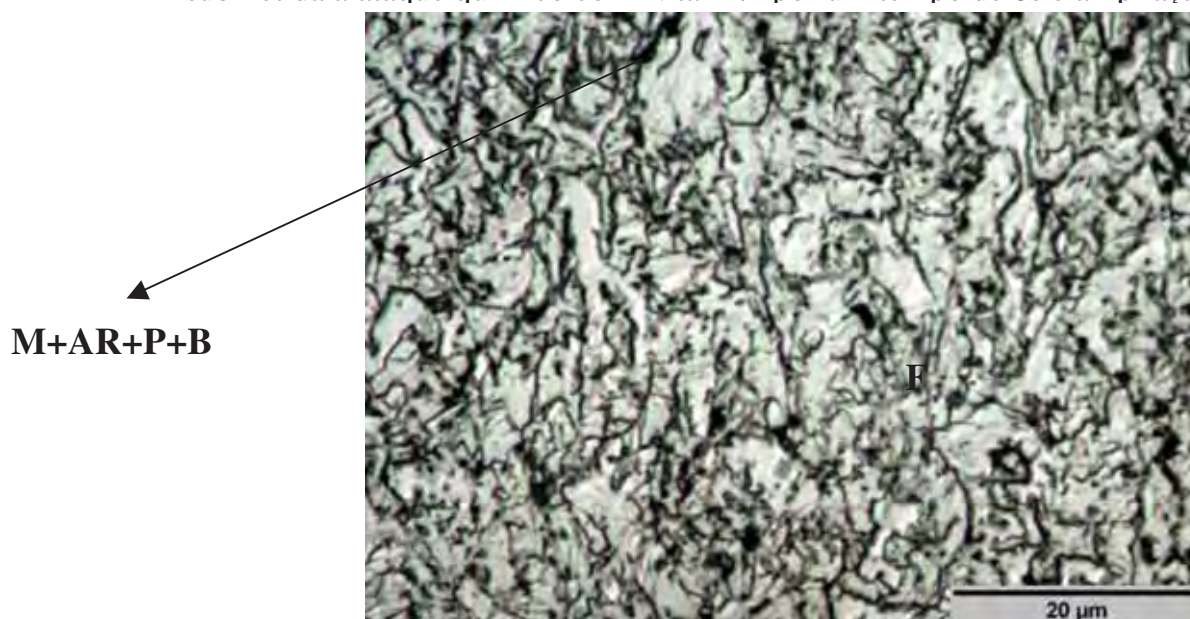


Figura 4.2 - Amostra do aço de fases complexas CPW-800, de orientação transversal, submetida a ataque químico com Nital 2% por um tempo de 9s e ampliação de 1.000X.

Com o reagente químico Nital 2% é possível delinear os contornos de grão da estrutura, possibilitando a visualização de duas tonalidades de cinza, uma mais clara e outra mais escura. A mais clara corresponde à ferrita, enquanto a mais escura corresponde à martensita e/ou austenita retida, bainita e perlita, não sendo possível dizer qual é realmente a estrutura delineada. Percebe-se que se trata de uma estrutura complexa e que as fases aparecem simultaneamente, podendo ser caracterizadas como estruturas multifásicas típicas. A forma mais adequada para realização deste ataque químico, com o reagente Nital 2%, foi obtida com uma porção de algodão envolto a solução, e por esfregamento contra a superfície da amostra em temperatura ambiente do laboratório de análise, no caso, em 23°C.

Nas Figuras 4.3 e 4.4, a amostra do aço de fases complexas CPW-800 foi submetido a ataque químico com reagente LePera, por um tempo de 25 segundos, de orientação longitudinal, com ampliação de 1.000X.

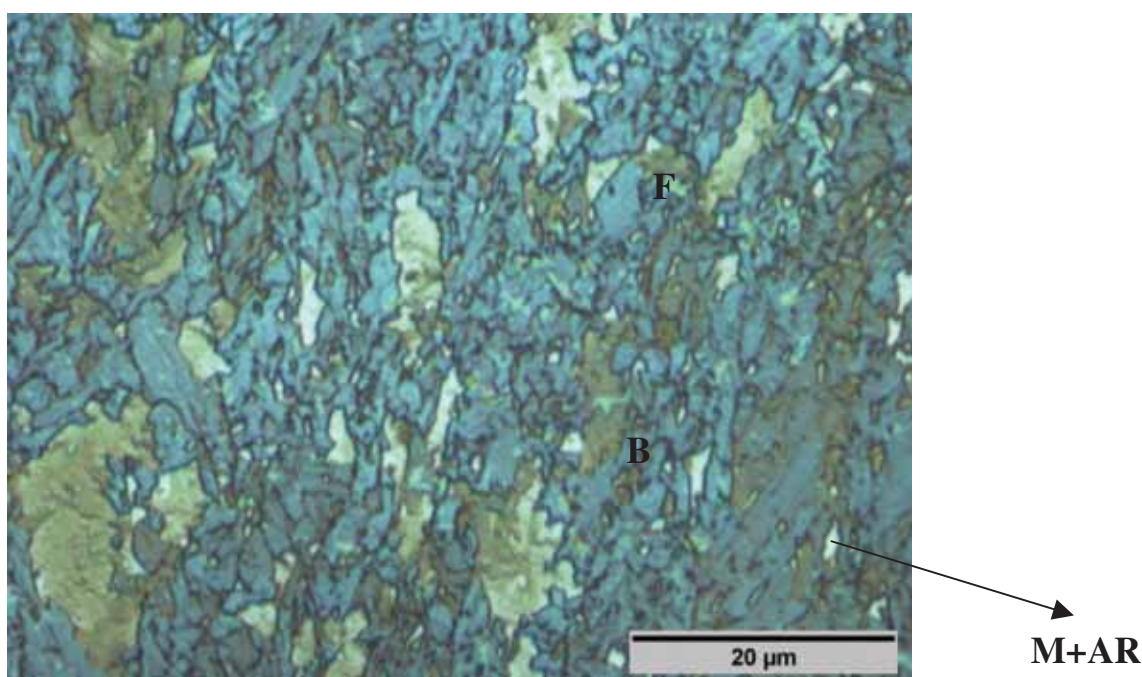


Figura 4.3 - Amostra do aço de fases complexas CPW-800 submetido a ataque com LePera, por um tempo de 25 segundos, de orientação longitudinal, com ampliação de 1.000X.

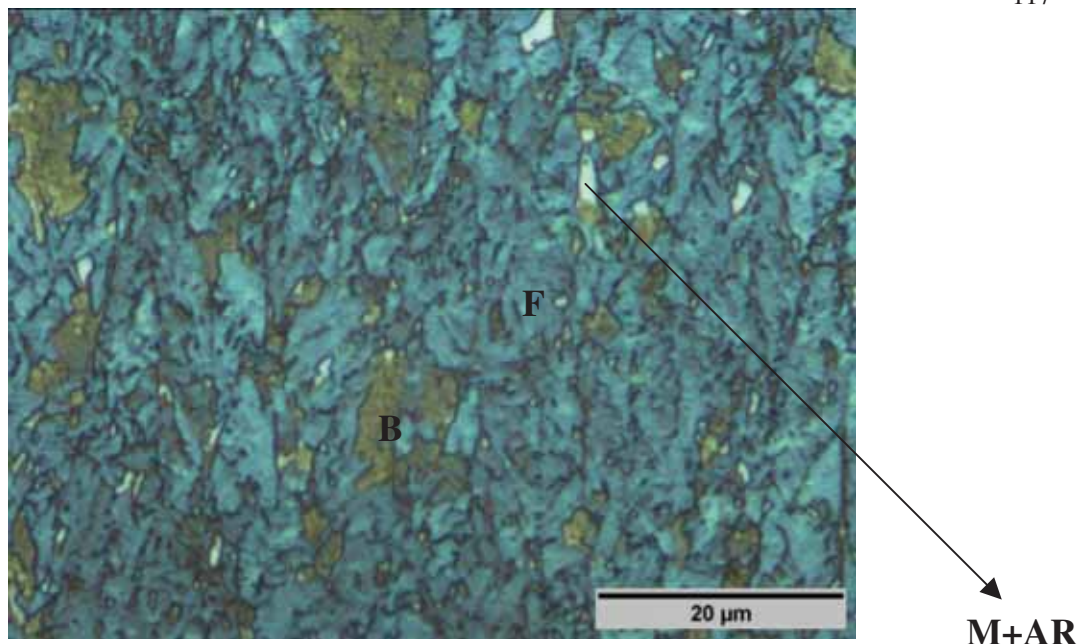


Figura 4.4 - Amostra do aço de fases complexas CPW-800 submetido a ataque com LePera, por um tempo de 25s, de orientação longitudinal, com ampliação de 1.000X.

O reagente LePera, à base de metabissulfito de sódio e ácido pícrico, é ideal para realçar a estrutura bainítica (B), que aparece na tonalidade marrom claro ou marrom escuro. A fase contendo martensita e austenita retida (AR) não podem ser diferenciadas facilmente, pois aparecem em tom de azul claro ou um tom de branco, enquanto a ferrita (F) surge em tons de verde claro a azul claro. A aplicação desse reagente deve ser precedida de um pré-ataque com Nital 2%, realizado com os objetivos de delinear os contornos de grão da estrutura e possibilitar que o ataque posterior, com o reagente LePera, realce os microconstituintes presentes com maior contraste (ELISEI, 2008). O tempo médio de pré-ataque com Nital 2% variou entre 20 e 25 segundos.

4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 8M)

Foram realizados oito ensaios de tração em corpos-de-prova padronizados pela norma ASTM E 8M, do aço de fases complexas CPW-800, cujos resultados de limite de resistência à tração, limite de escoamento, redução de área, alongamento, são apresentados na Tabela 4.2. O módulo de elasticidade é apresentado no Quadro 4.1. O alongamento foi obtido com a utilização de um extensômetro no corpo-de-prova para medir sua deformação. O limite de resistência à tração não foi medido diretamente no

ensaio, pois o software utilizado registra somente força versus deformação. Para o cálculo desta propriedade utilizou-se o software MS-EXCEL, com o cálculo da área da seção transversal de cada corpo-de-prova. A medida do limite de escoamento foi realizada pelo do método *offset* 0,2%, utilizando o software ORIGIN 6.1, *for* WINDOWS, já utilizado por Elisei (2008).

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas obtidos com a realização do ensaio de tração nos corpos-de-prova de aço de fases complexas CPW-800

Ensaio de Tração (CPW - 800)				
Amostras	Limite de Resistência Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
1	799,10	701,21	16,41	58,46
2	812,67	720,37	18,42	60,00
3	805,92	711,37	16,59	56,92
4	813,96	722,40	16,33	69,23
5	825,18	728,20	17,33	69,23
6	854,40	759,31	19,76	60,00
7	853,00	739,81	16,20	50,00
8	831,45	720,40	18,66	60,00
Média	824,46	725,38	17,46	60,48
Desvio-Padrão	20,69	17,75	1,33	6,33

Quadro 4.1 – Módulo de elasticidade obtido a partir da linearização e aplicação da equação da reta dos oito resultados apresentados durante ensaio de tração.

Módulo de Elasticidade = 188,20 GPa

Comparando-se os resultados obtidos durante o ensaio de tração do aço de fases complexas (CPW-800), em relação a outra classe de aço avançado de alta resistência de fim estrutural utilizada pela indústria automotiva para confecção da carroceria, (no caso, o aço bifásico DP 800) observa-se que o limite de resistência a tração se apresenta em uma mesma ordem de grandeza, segundo Pichler (2010), com uma pequena variação na tensão de escoamento e no alongamento, devido principalmente ao fato do aço de fases complexas apresentar micro constituintes mais duros, em relação aos aços bifásicos, diminuindo o seu alongamento.

Pichler (2010) também realizou ensaios mecânicos em que comparou classes similares de aços bifásicos (DP 800) com aços de fases complexas (CP 800), na situação (a) e os aços bifásicos (DP 1000) com aços de fases complexas (CP 1000) na situação (b), obtendo os resultados, de limite de resistência à tração, tensão de escoamento, índice n e alongamento, mostrados simultaneamente nos gráficos da Figura 4.5.

Foi observado que devido a melhor distribuição de durezas dentro da microestrutura nos aços CP 800 e CP 1000, estes apresentaram um melhor resultado de escoamento, mas com o alongamento mais baixo.

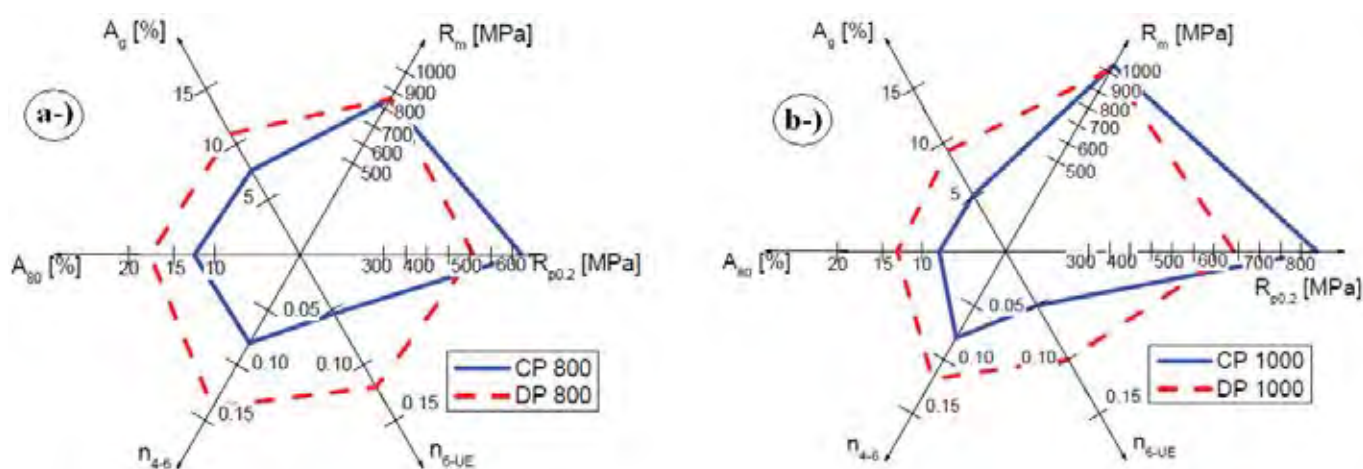


Figura 4.5 – Comparação das propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração onde: A = Alongamento, R_m = Resistência a Tração e $R_{p0.2}$ = Tensão de Escoamento. (a) CP 800 x DP 800 e (b) CP 1.000 x DP 1.000 (PICHLER, 2010).

O principal parâmetro para descrever as características de conformabilidade de aços, segundo Pichler (2010), é o alongamento, obtido pelo de ensaio de tração. Entretanto, a prática mostra que isto não é suficiente para descrever com precisão o comportamento dos aços avançados de alta resistência, pois algumas classes exibem excelentes resultados de alongamento, mas resultados de dobramento (*bendability*) e (*stretch-flangeability*) abaixo de limites aceitáveis e vice-versa.

Segundo Gorni (1995), quanto maior for a dureza das fases ferrítica e martensítica presentes no aço de fases complexas, menores serão os valores de alongamento, o que se comprova com os resultados apresentados. Em relação aos aços TRIP de mesma classe de limite de resistência a tração, Fukugauchi (2010) informa que

seu alongamento encontra-se em torno de 22% superior ao do CP, devido aos menores valores de dureza presentes em sua microestrutura. O percentual de austenita retida presente é superior à encontrada ao CP, sendo que esta fase apresenta uma dureza inferior, logo, contribuindo para um alongamento maior.

4.4 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 18)

Foram realizadas oito impressões em amostras do aço de fases complexas CPW-800, conforme fornecido, cujos resultados das durezas foram obtidos nas escalas Rockwell C, Vickers e Brinell e apresentados na Tabela 4.3

Tabela 4.3 – Resultados do ensaio de dureza realizado em amostras de aço de fases complexas CPW-800, conforme fornecido.

Ensaio de Dureza (CPW - 800)					
Impressão	Dureza (HRC)	Dureza (HV)	Dureza (HB)	Média (HRC)	Desvio-padrão
1	21	243	231	20,63	0,74
2	21	243	231		
3	20	238	226		
4	20	238	226		
5	20	238	226		
6	22	248	237		
7	21	243	231		
8	20	238	226		

Devido à homogeneidade de todos os processos a que o aço foi submetido, no que se refere as fases de laminação, tratamento térmico e acabamento, os valores de dureza obtidos durante o ensaio, apresentam-se com um baixo desvio-padrão, igual a 0,74, evidenciando a qualidade total das etapas.

Com relação à propriedade de dureza dos aços avançados de alta resistência, Gorni (1995) realizou um estudo onde correlacionou características microestruturais com propriedades mecânicas, o que se torna válida para avaliação e compreensão dessas características, quando comparados aços de fases complexas com aços bifásicos e aços TRIP. A Tabela 4.4 mostra essas relações de durezas e propriedades mecânicas.

Tabela 4.4 – Valores referentes aos efeitos dos diversos parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas dos aços avançados de alta resistência (GORNI, 1995).

	L.E.	L.E.	L.E./L.R.	AL Unif.	AL Total
↑ Fração de Martensita	↑↑	↑↑	-	↓	↓
↑ Fração de Bainita	↑	↑	-	↓	↓
↑ Dureza da Martensita	↑	↑	↓	↓	↓
↑ Dureza da Ferrita	↑	↑	↓	↓	↓
↓ Tam. Grão Seg. Fase	-	↑↑	↓	↑	↑
↓ Tam. Grão Ferrita	↑	↑	(↑)	↑	↑

4.5 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA AXIAL EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 466)

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em corpos-de-prova padronizados, com acabamento superficial conforme estabelece norma ASTM E 466. Foram utilizados níveis de tensões de 98%, 96,5%, 95%, 90% e 80% referentes à média da tensão de escoamento encontrada nos ensaios de tração. A Tabela 4.5 apresenta os resultados do ensaio de fadiga axial para os corpos-de-prova produzidos com o aço de fases complexas CPW-800.

Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos com aço CPW800.

Ensaio de Fadiga Axial (CPW - 800)				
Tensão (MPa)	% σ Escoamento	Número de Ciclos	Média	Desvio-padrão
711,58	98%	95.159	112.932	17.982,53
		112.521		
		131.117		
700,68	96,5%	216.378	159.833	49.184,14
		126.967		
		136.155		
689,79	95%	168.138	258.557	64.563,22
		291.583		
		295.207		
		214.850		
		323.007		
653,49	90%	1.000.000	1.000.000	0,00
		1.000.000		
		1.000.000		
580,88	80%	<1.000.000	1.000.000	0,00
		<1.000.000		
		<1.000.000		

Para a construção da curva S-logN (Figura 4.6), referente aos ensaios de fadiga axial para os corpos-de-prova produzidos com o aço de fases complexas CPW-800, são utilizados os valores médios dos números de ciclo para cada nível de tensão, com o respectivo desvio-padrão, conforme indicados na Tabela 4.5.

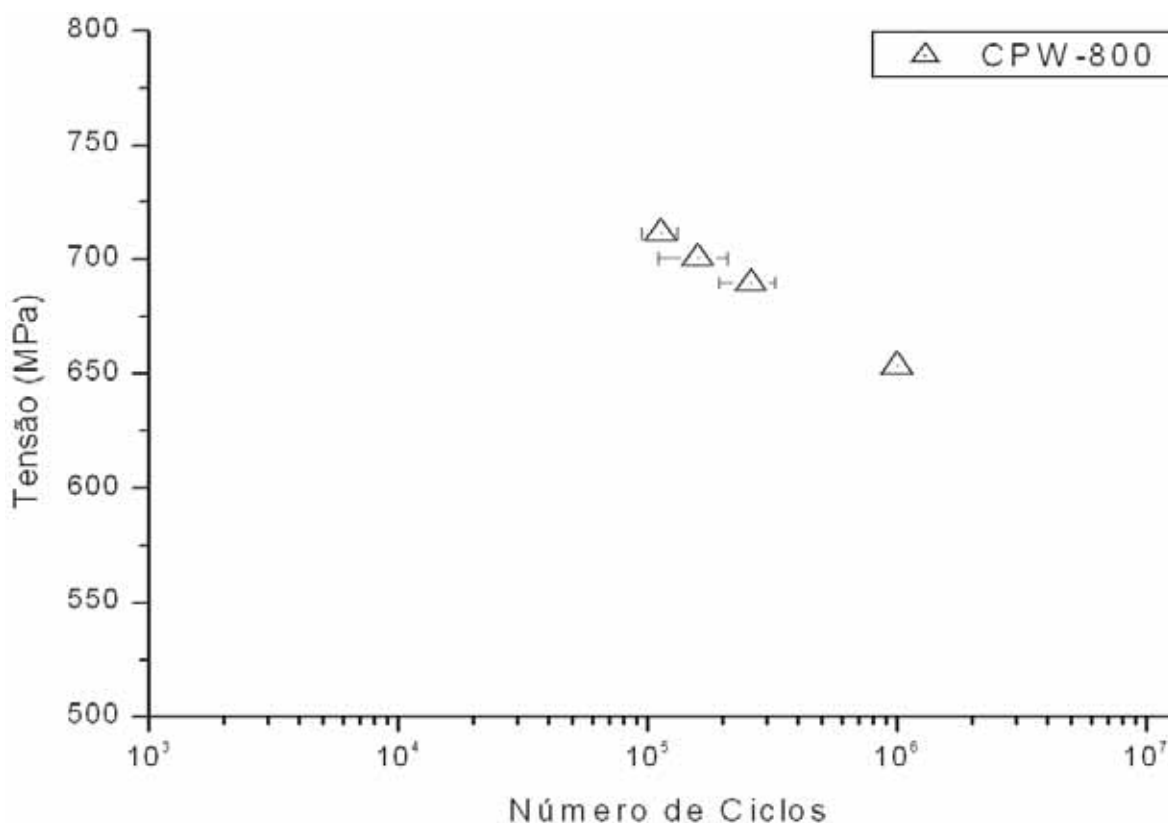


Figura 4.6 - Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova ASTM E 466 de aço de fase complexa CPW-800.

A partir da análise da curva S-logN, referente ao aço de fases complexas CPW-800, pode-se definir que este material, se comparado com outros aços avançados de alta resistência, como os aços bifásicos e TRIP, que também possuem fins estruturais nos veículos, este apresentou um limite de resistência a fadiga superior, quando comparados com essas classes de aço de mesmo limite de resistência a tração. Nas Figuras 4.7 e 4.8, podem-se comparar os resultados de limite de resistência à fadiga do aço de fases complexas com os encontrados para os aços bifásicos e TRIP.

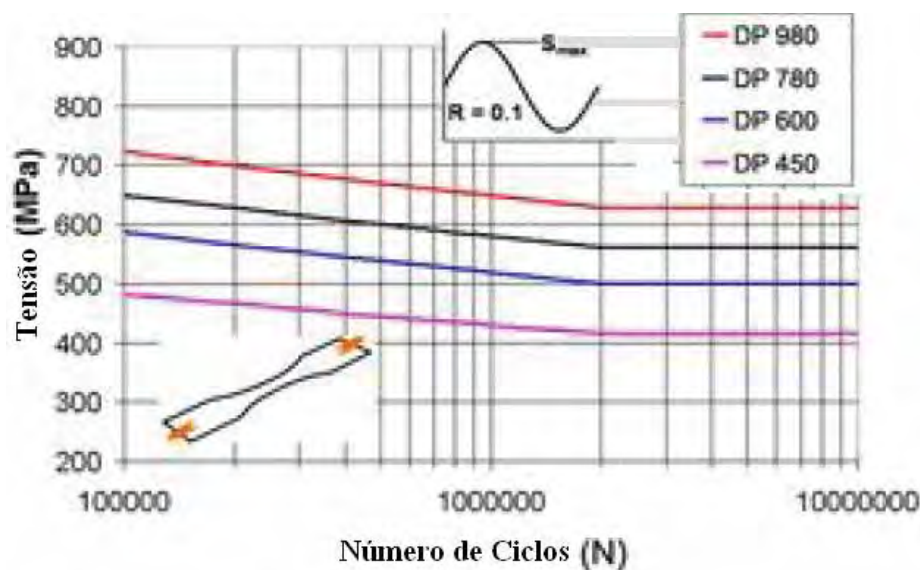


Figura 4.7 - Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova ASTM E 466 a partir de algumas classes de aços bifásicos. (ARCELORMITTAL, 2011)

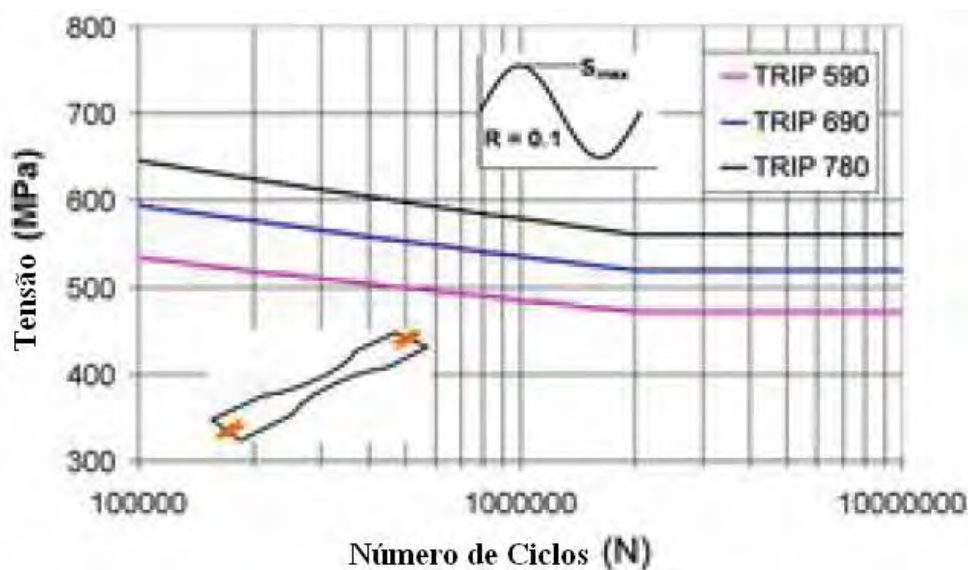


Figura 4.8 - Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova ASTM E 466 a partir de algumas classes de aços TRIP. (ARCELORMITTAL, 2011)

Comparando-se os resultados obtidos pelo aço de fases complexas CPW-800 com os aços TRIP 780 e DP 780, observa-se que o limite de resistência a fadiga é superior, na ordem de 650 MPa, ante valores de 570 MPa (TRIP 780) e 580 MPa (DP 780). Com

isso, pode-se afirmar que o aço de fases complexas pode ter sua atuação em veículos, estendida a componentes que necessitam de boa resistência à fadiga, aumentando, desta forma, o seu percentual de usabilidade. Essa vantagem em relação ao limite de fadiga apresentado pelo aço de fases complexas CPW 800 em relação aos similares (DP 780 e TRIP 780) foi devido a sua microestrutura apresentar uma dureza homogênea de seus micro constituintes (superior em relação aos aços mencionados), o que faz ter uma melhor performance quando sujeito a solicitações em fadiga (KARELOVA, 2009; KUZIAK, 2008; SCHAEFFLER, 2005; KRUPITZER, 2005).

4.6 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO EM CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 23)

Os resultados obtidos do ensaio de impacto de Charpy, realizados em corpos-de-prova ASTM E 23 (*subsize*), estão representados na Tabela 4.6 sob a forma de energia absorvida (J) e sua forma gráfica está representada na Figura 4.9

Tabela 4.6 - Resultados dos ensaios de impacto realizados em corpos-de-prova produzidos com aço CPW-800

Ensaio de Impacto (CPW - 800)			
Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)	Média (J)	Desvio-padrão
-75	23,52	23,82	0,59
	23,52		
	23,52		
	24,70		
-40	23,52	24,75	1,48
	25,49		
	26,47		
	23,52		
0	23,52	25,49	1,60
	25,49		
	27,45		
	25,49		
21	27,45	25,78	1,17
	25,49		
	25,49		
	24,70		
60	25,49	26,47	1,13
	25,49		
	27,45		
	27,45		

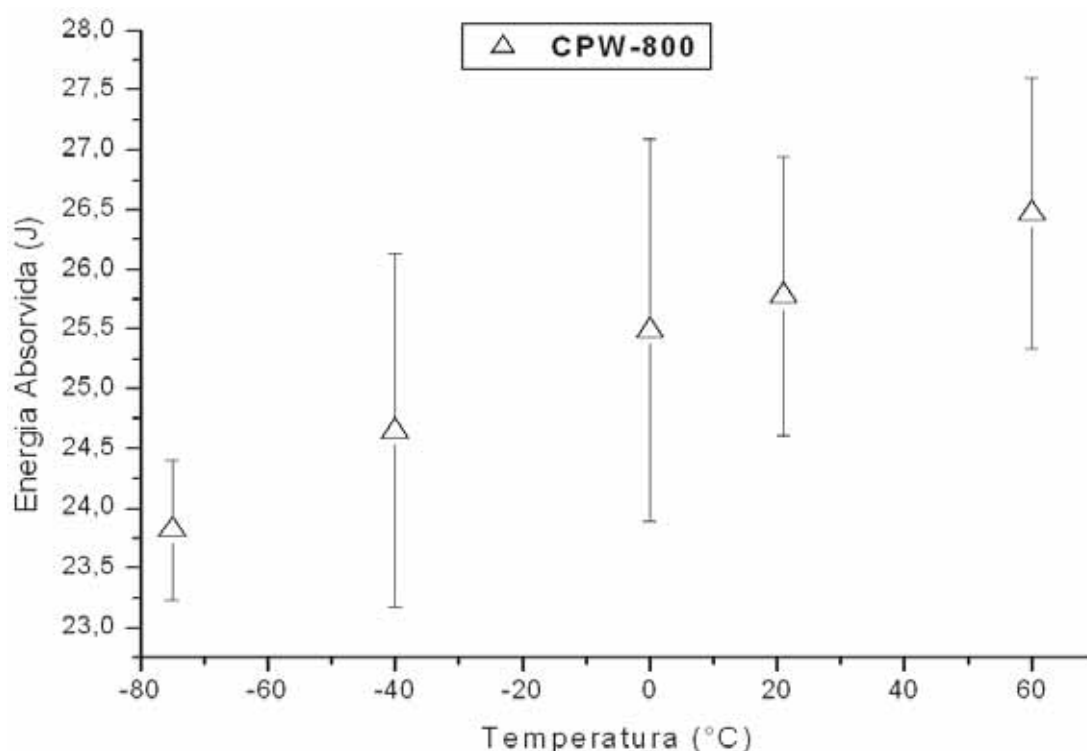


Figura 4.9 – Resultado gráfico do ensaio de impacto charpy realizado com os corpos-de-prova ASTM E 23 produzidos com o aço de fases complexas CPW-800

Comparando-se os resultados obtidos, pode-se observar que a energia absorvida encontrada entre as temperaturas de -75°C até 60°C é praticamente a mesma (dentro do intervalo de dispersão dos resultados), evidenciando, que o aço de fases complexas não apresenta quaisquer diferenças em relação a absorção de energia de impacto no intervalo avaliado, onde um veículo poderia transitar, garantindo a integralidade dos cálculos estruturais utilizados durante o projeto do veículo, deixando de lado o fator temperatura, com relação a uma possível situação de choque que o mesmo poderia sofrer.

Se comparado o aço de fases complexas com outras classes de aços avançados de alta resistência, de fins estruturais, como o bifásico e o TRIP, pode-se comprovar que sua resistência ao impacto é superior, segundo os gráficos mostrados nas Figuras 4.10 e 4.11, onde se podem observar os percentuais referentes à absorção de impacto de diferentes classes de aços bifásicos e TRIP.

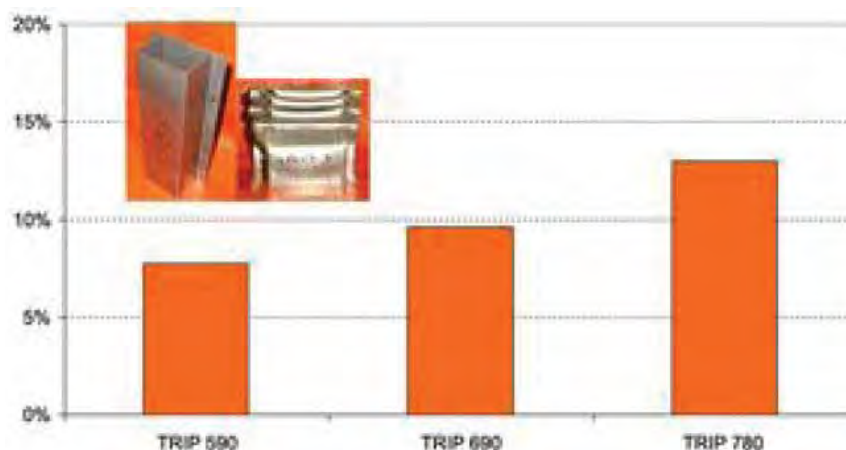


Figura 4.10 – Diferentes classes de aços TRIP, mostrando seu percentual de absorção de impacto (ARCELORMITTAL, 2011).

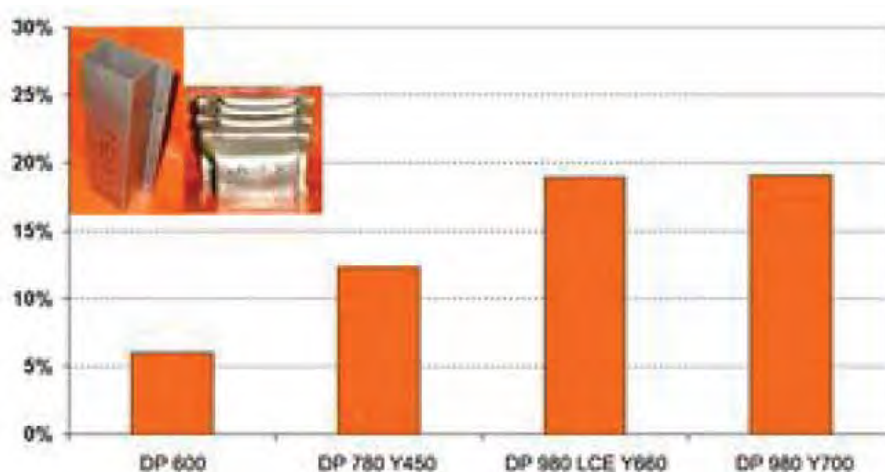


Figura 4.11 – Diferentes classes de aços DP, mostrando seu percentual de absorção de impacto (ARCELORMITTAL, 2011).

Observando os resultados, e comparando-os, dentro da classe dos aços avançados de mesma resistência mecânica, observa-se que o aço de fases complexas apresenta um percentual de absorção de impacto de aproximadamente 18% (Figura 2.35), bastante superior ao bifásico, com 12,5%, e TRIP, com 13%. Com isso, pode-se afirmar que o aço de fases complexas pode ter sua atuação em veículos, estendida a componentes que necessitam de boa resistência ao impacto, aumentando o seu percentual de usabilidade, como em suportes de pára-choques, dentre outros, que hoje são produzidos em aços bifásicos ou TRIP.

4.7 RESULTADOS DAS FRACTOGRAFIAS OBTIDAS PELA TÉCNICA DE MICROSCÓPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) DA SUPERFÍCIE DE CORPOS-DE-PROVA FRATURADOS POR FADIGA AXIAL

Foram obtidas as imagens da região fraturada durante os ensaios de fadiga axial (com auxílio de MEV), para três níveis de tensões. As Figuras 4.12 a 4.18 referem-se às superfícies de fratura por fadiga dos corpos-de-prova solicitados com nível de tensão de 90% da tensão de escoamento.

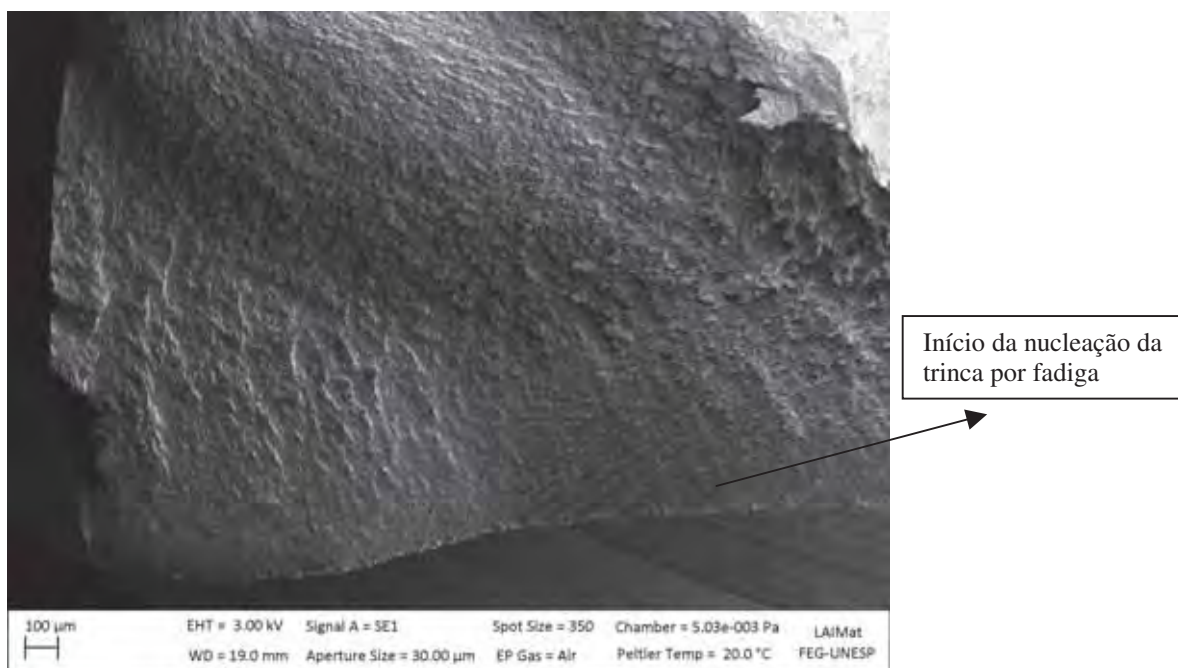


Figura 4.12 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de nucleação da trinca de fadiga. Aumento 1.00X.

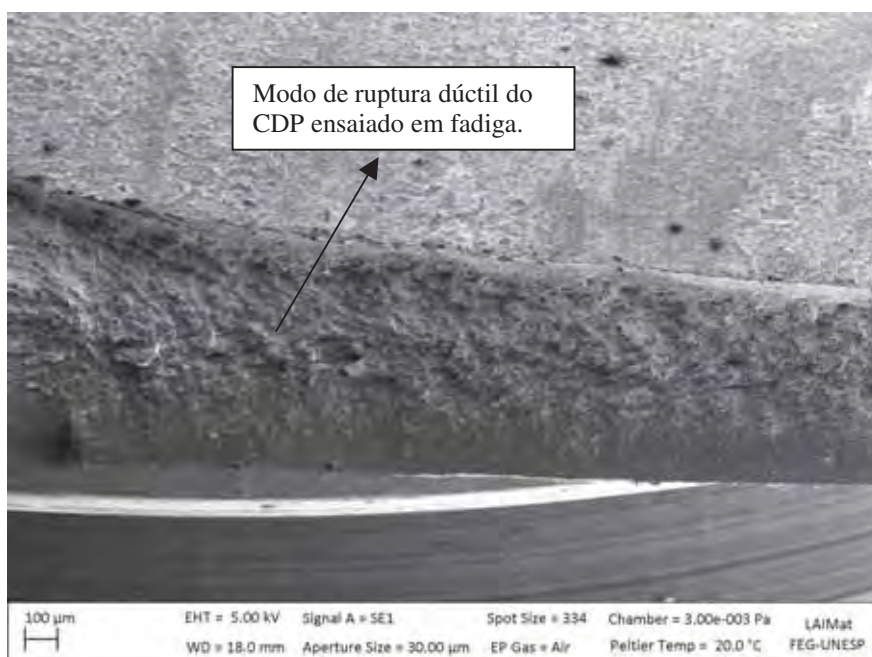


Figura 4.13 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra (região final da amostra). Aumento 100X.

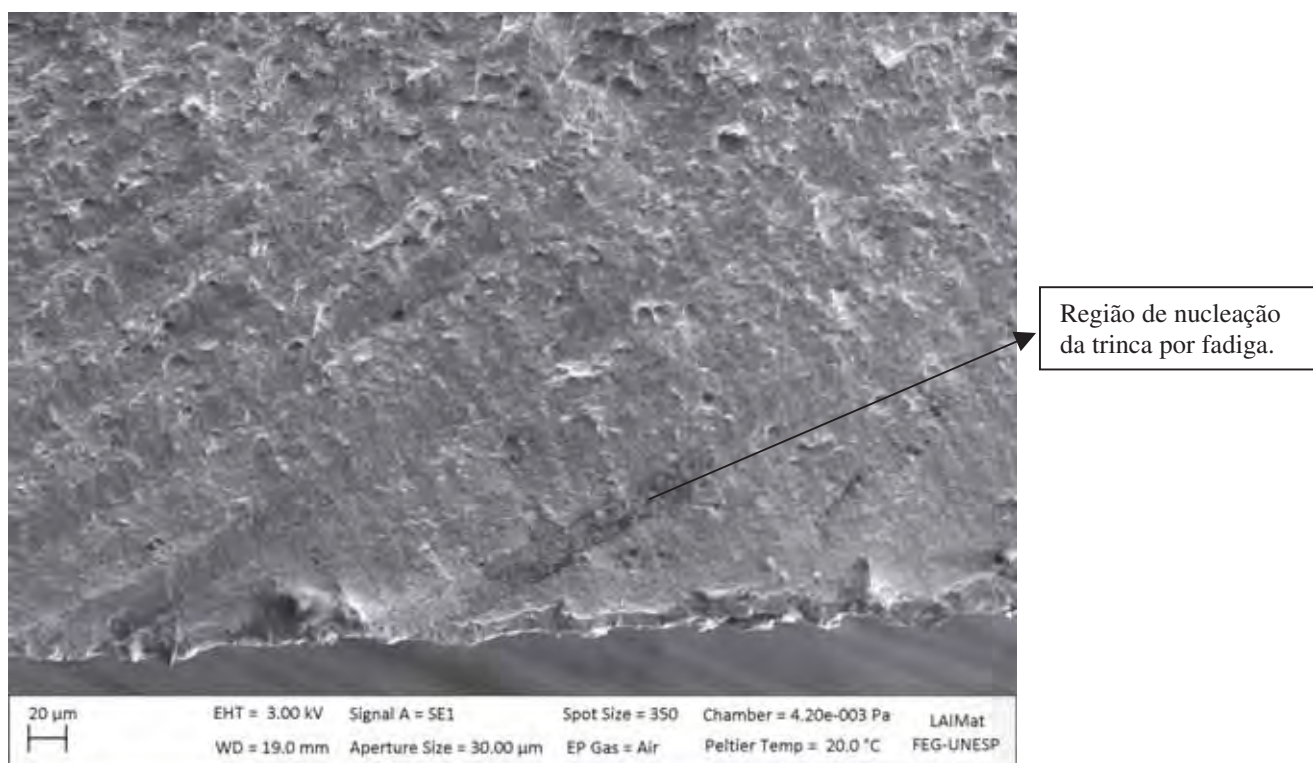


Figura 4.14 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento 500X.

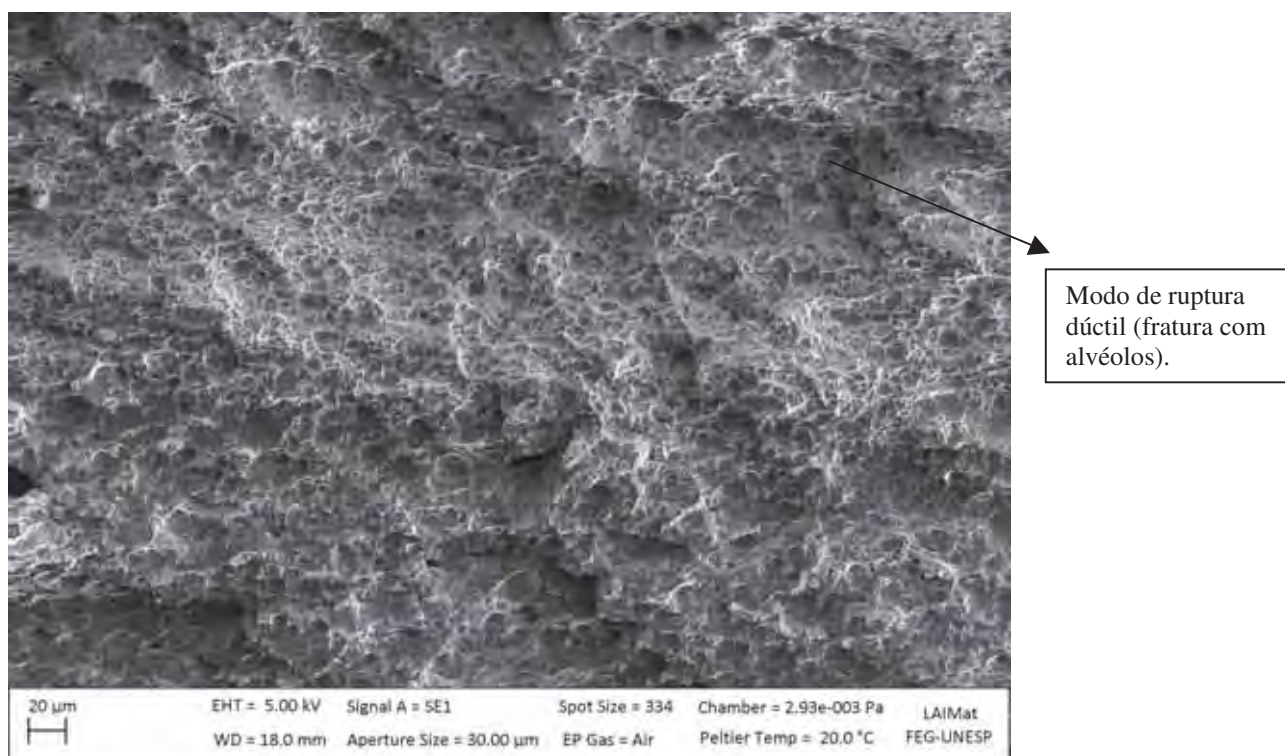


Figura 4.15 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil (região final da amostra). Aumento: 500X.

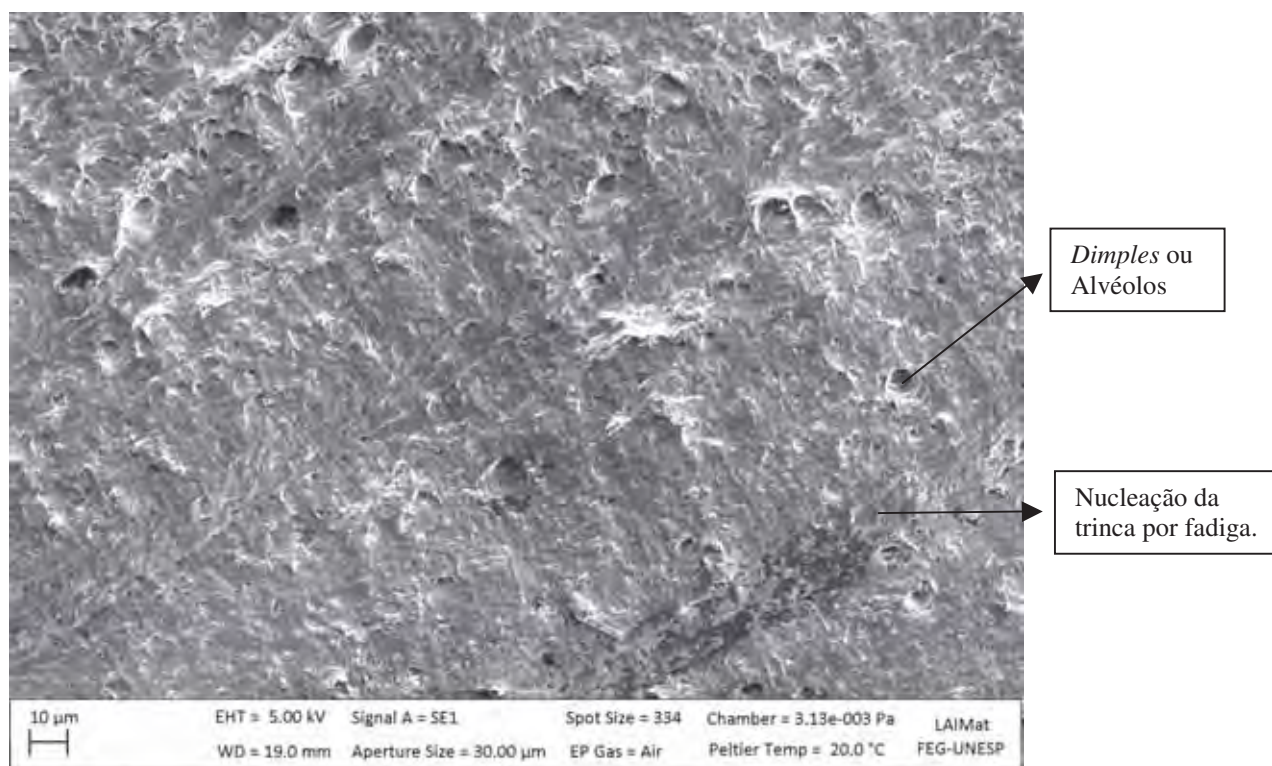


Figura 4.16 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento: 1.000X.

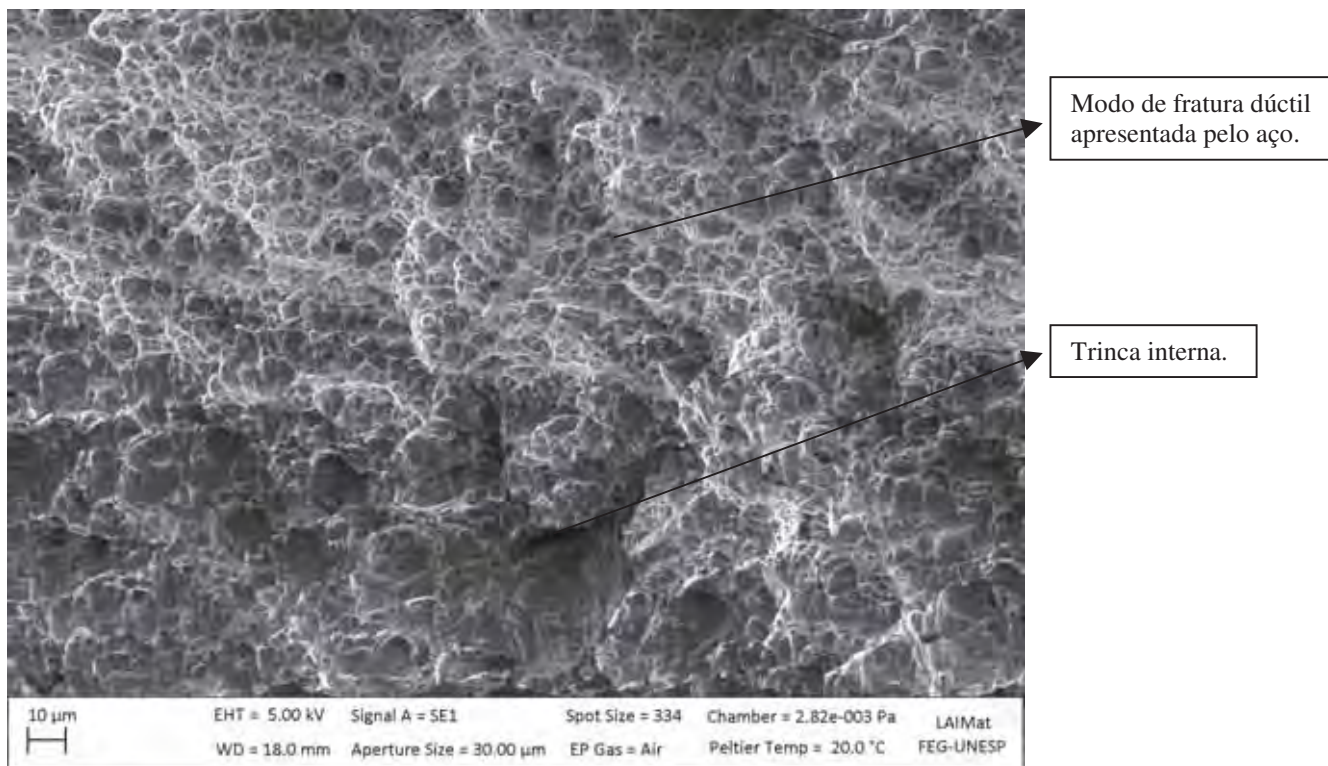


Figura 4.17 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra. Aumento: 1.000X.

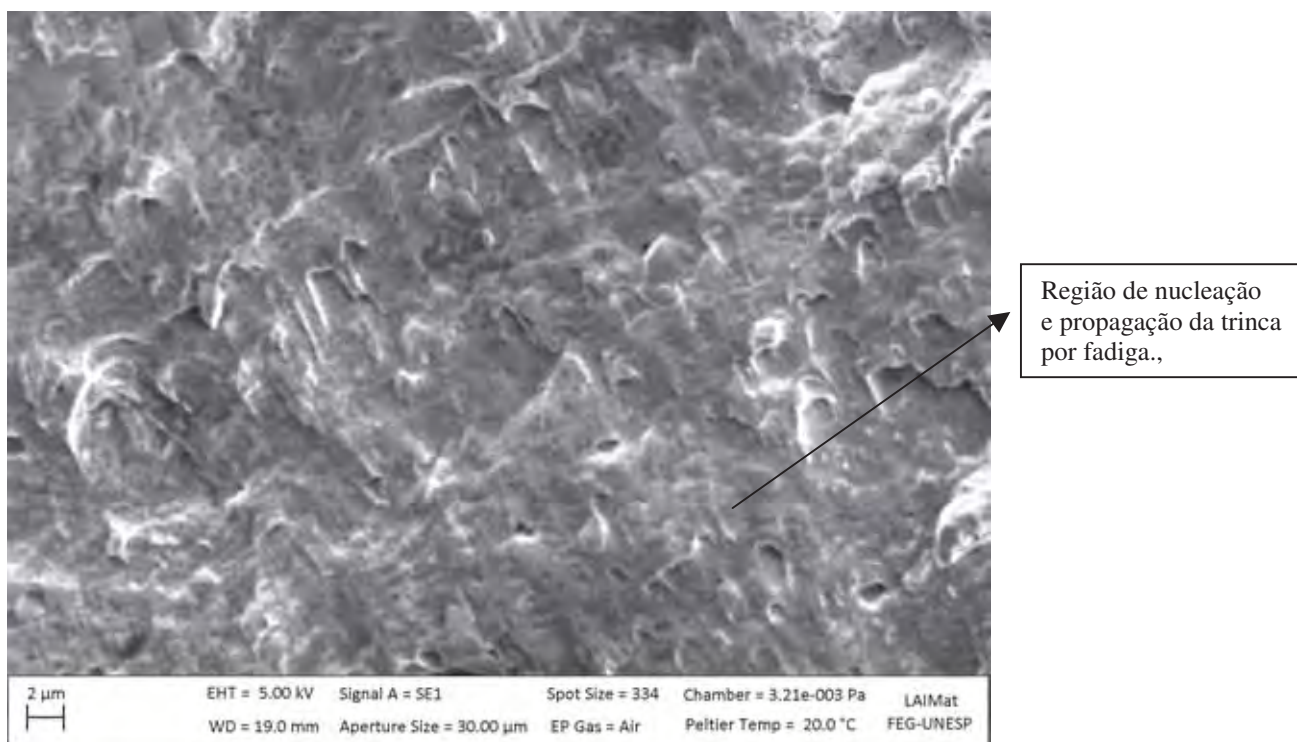


Figura 4.18 - Fratura para 90% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento: 5.000X.

Pelas imagens obtidas com auxílio do MEV (Figuras 4.12 a 4.18) observa-se o aspecto dúctil da superfície de fratura do material, com a presença de micro-cavidades e *dimples* pequenos, caracterizando a presença de finos precipitados no material. Nota-se também a presença de trincas dispersas nas superfícies de fratura. Em ambos os casos, a fratura origina-se a partir de pontos distintos na superfície dos corpos-de-prova, não ocorrendo fratura devido a inclusões. Pode-se afirmar que a fratura do aço CPW-800 é caráter dúctil e do tipo alveolar devido à matriz ferrítica (fase de menor dureza), não sendo observadas regiões apresentando fratura frágil por clivagem, devido à fase martensítica presente no aço (com maior valor de dureza).

As Figuras 4.19 a 4.25 referem-se às superfícies de fratura por fadiga dos corpos-de-prova solicitados com nível de tensão de 95% da tensão de escoamento.

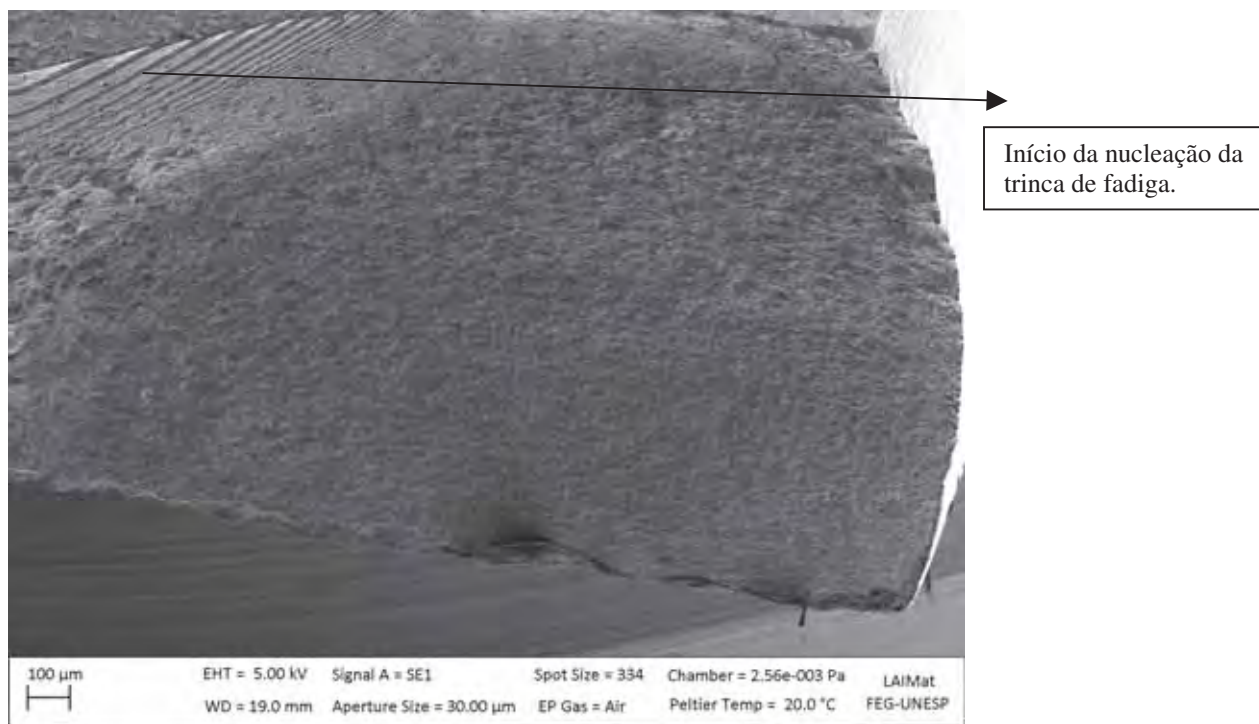


Figura 4.19 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de nucleação da trinca de fadiga. Aumento: 100X.

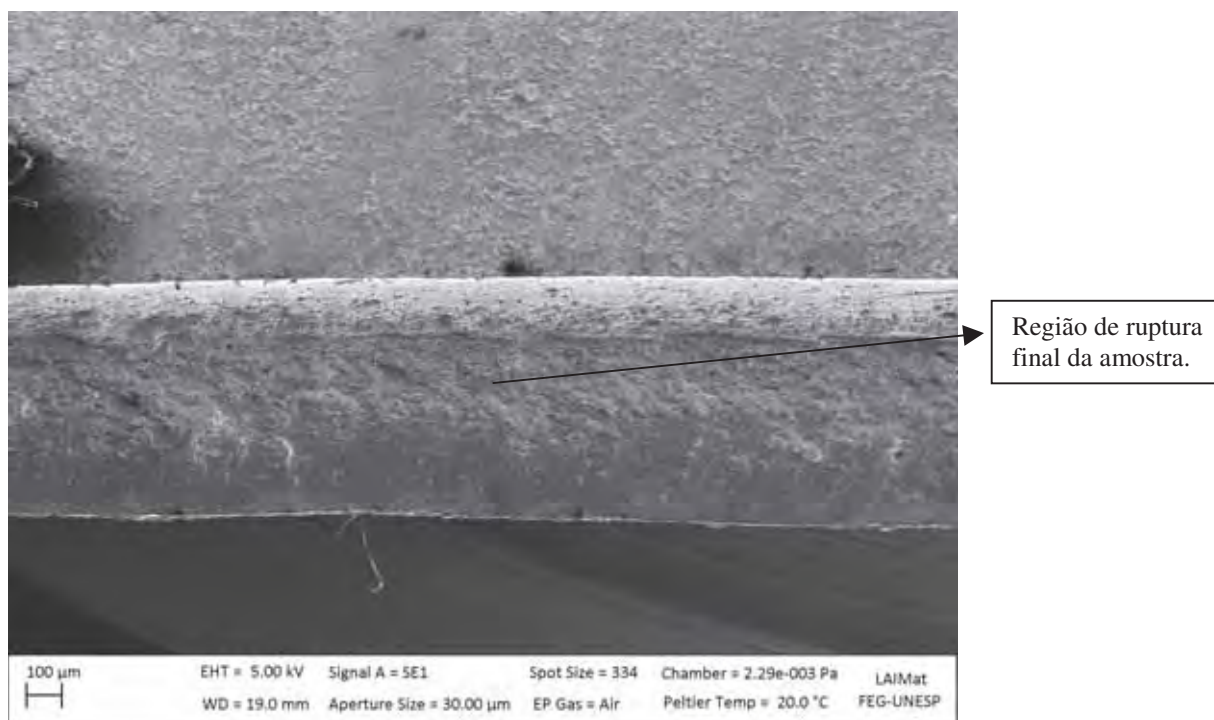


Figura 4.20 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra (região final da amostra). Aumento: 100X.

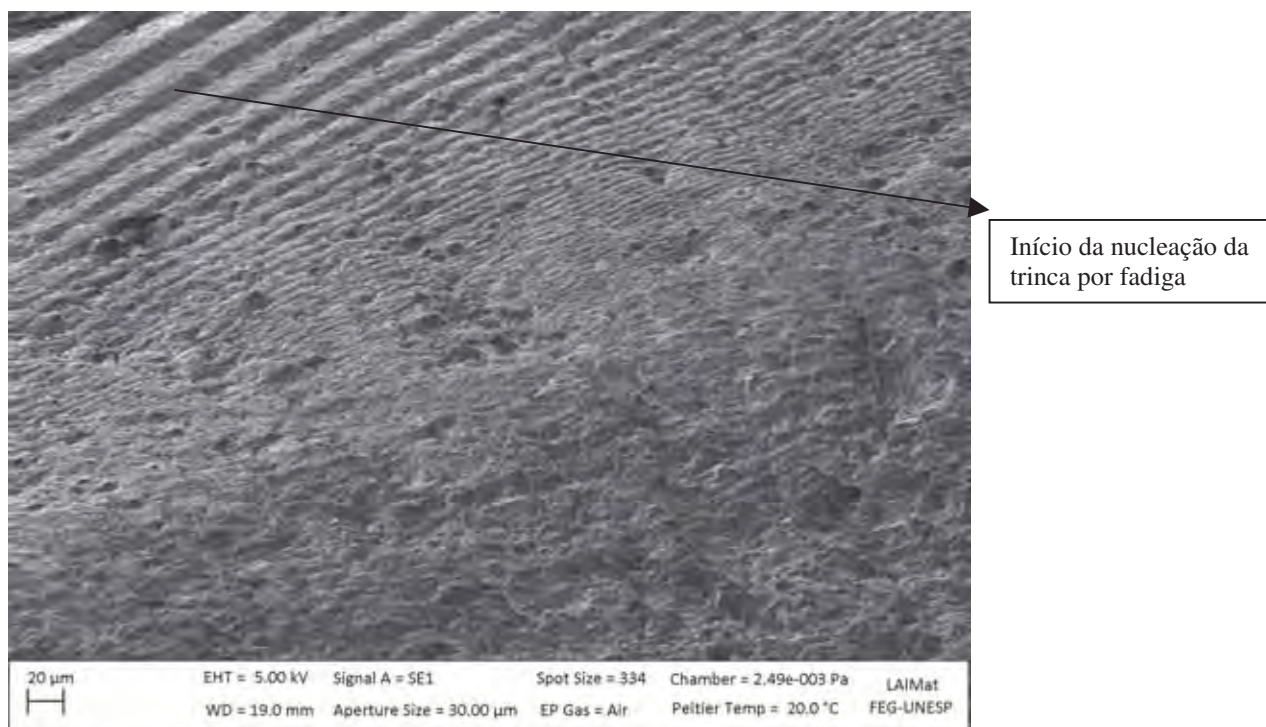


Figura 4.21 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região de nucleação e propagação da trinca de fadiga. Aumento: 500X.

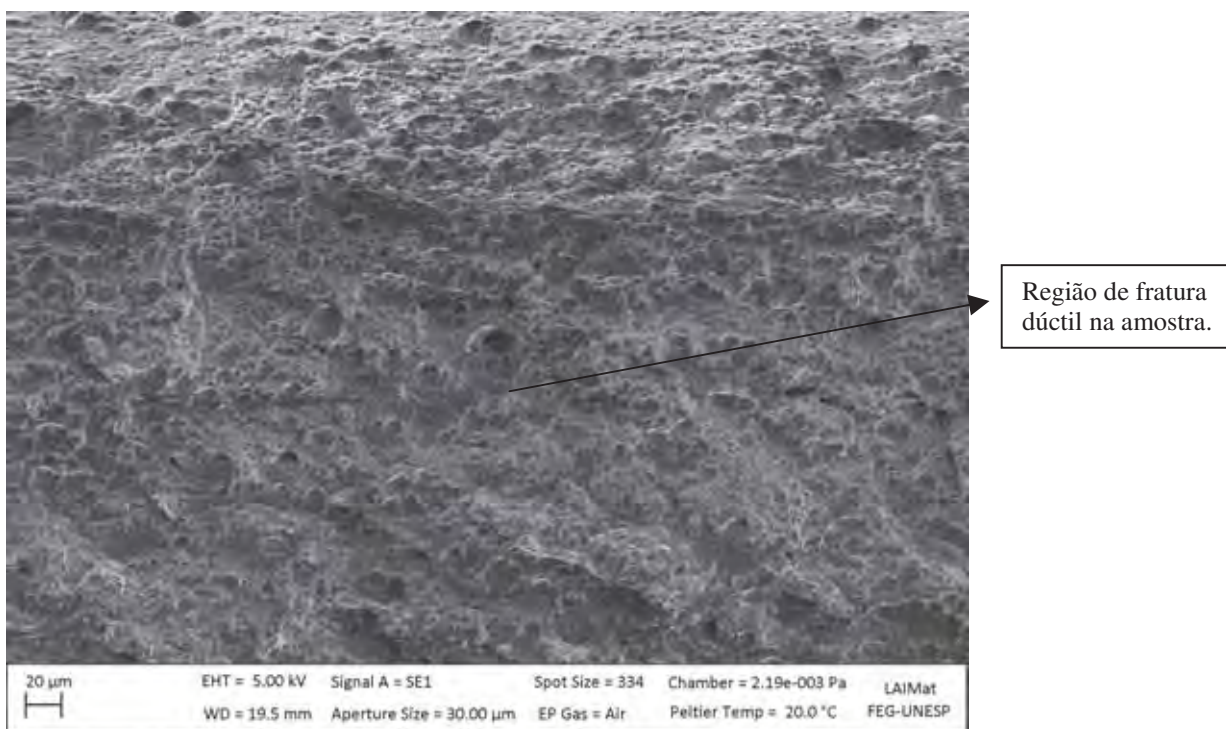


Figura 4.22 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil (região final da amostra). Aumento: 500X.

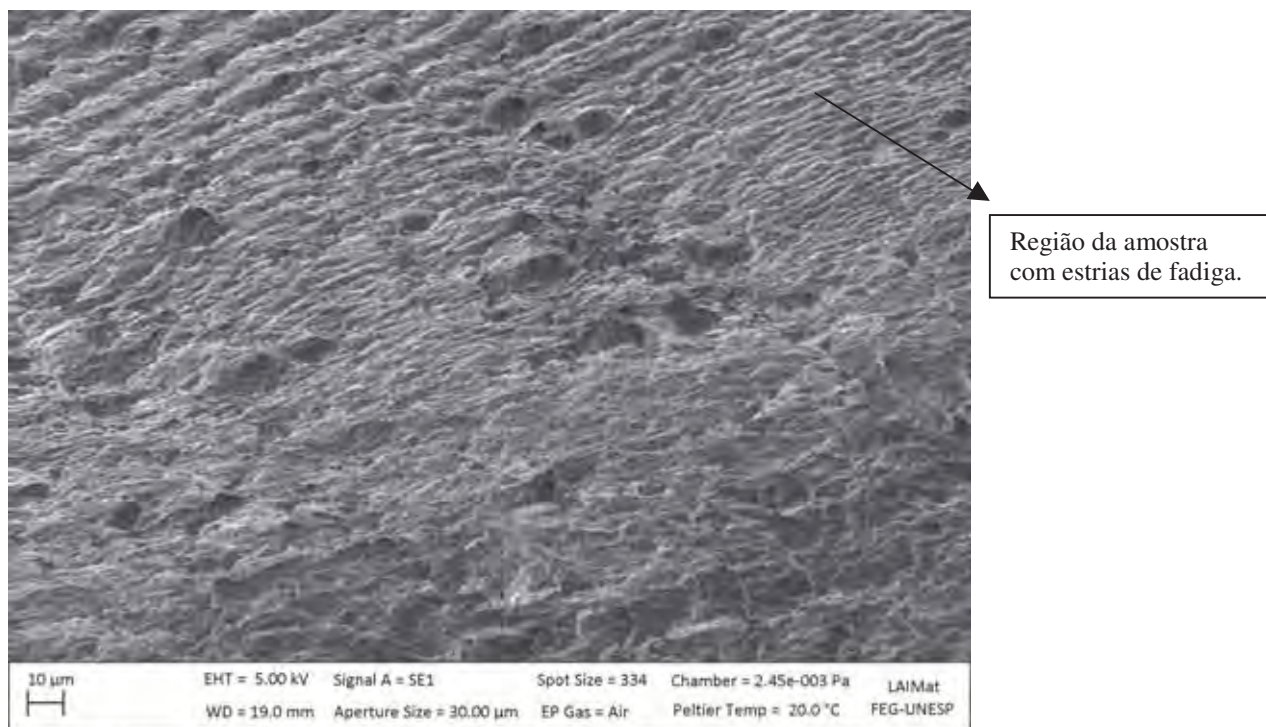


Figura 4.23 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região com estrias de fadiga. Aumento: 1.000X.

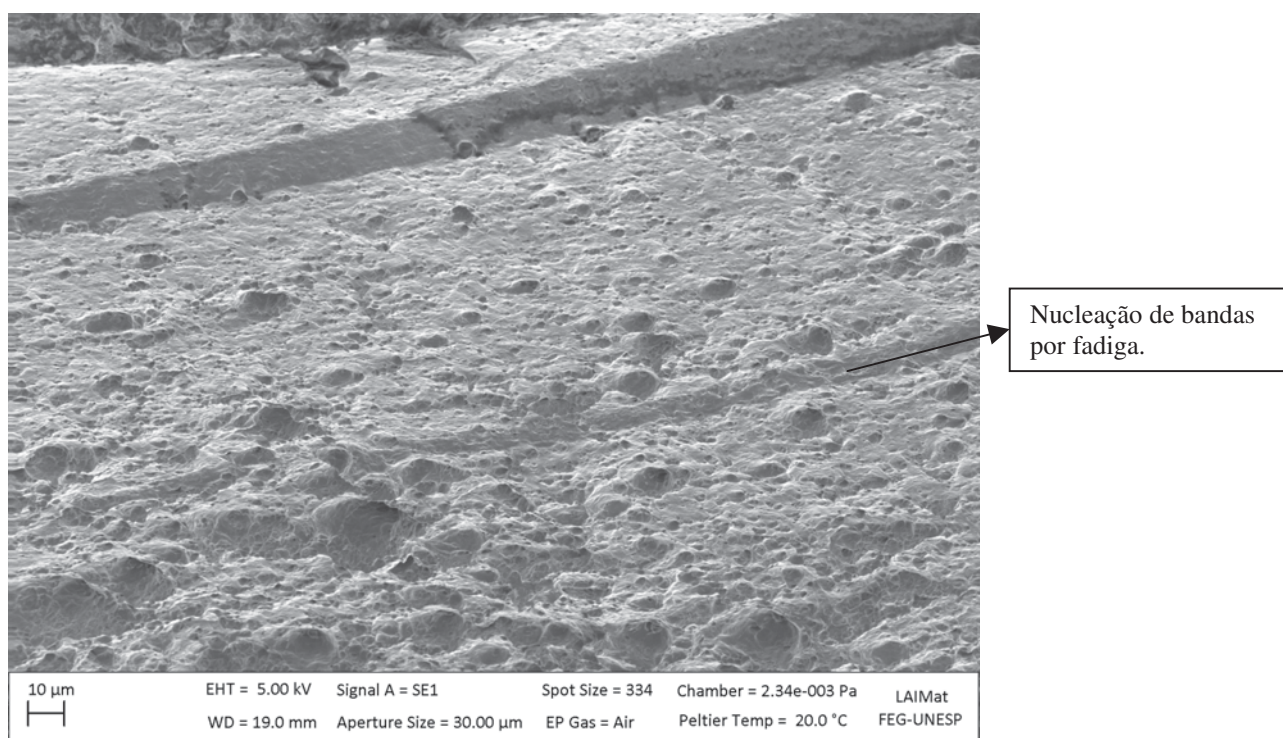


Figura 4.24 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região com nucleação de bandas de fadiga. Aumento: 1.000X.

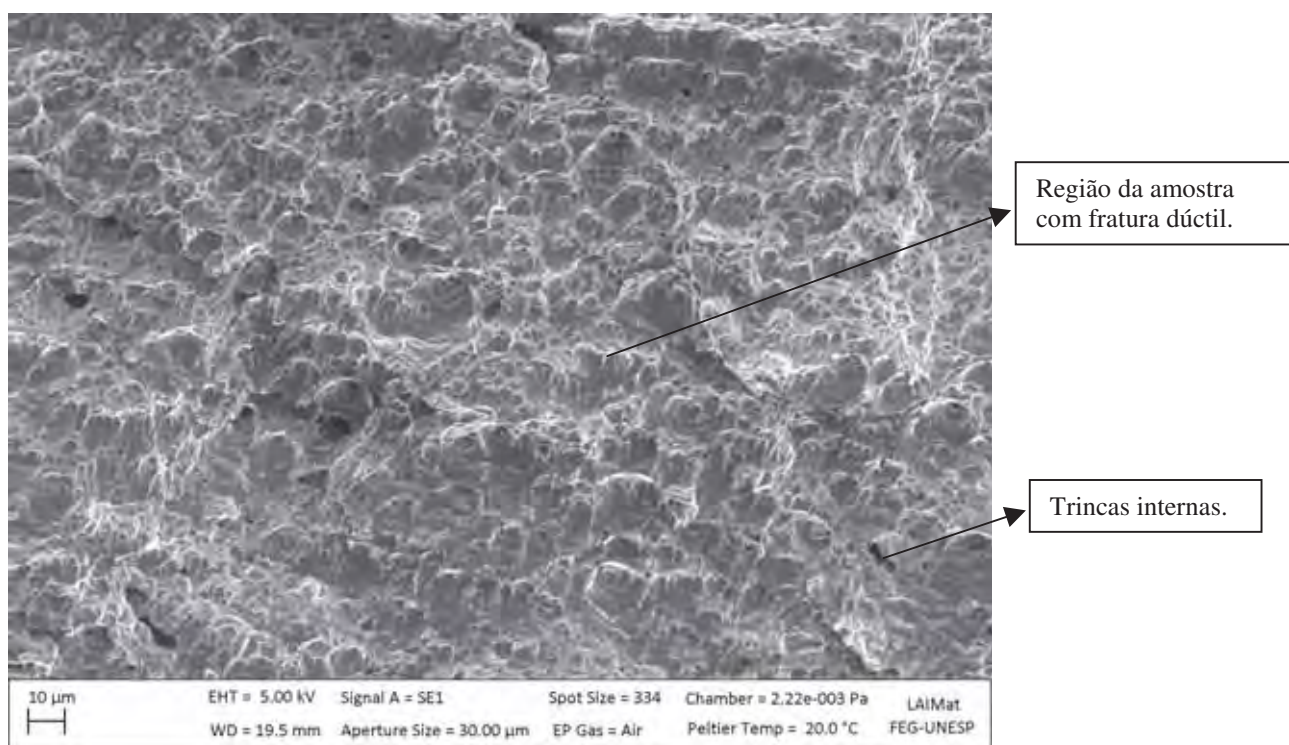


Figura 4.25 - Fratura para 95% da tensão de escoamento, mostrando a região de fratura dúctil (região final da amostra). Aumento: 1.000X.

Pelas imagens obtidas com auxílio do MEV (Figuras 4.19 a 4.25) observa-se o aspecto dúctil da superfície de fratura do material, com a presença de micro cavidades e *dimples* pequenos, caracterizando a presença de finos precipitados no material. Nota-se, também, a presença de trincas dispersas nas superfícies de fratura. Em ambos os casos, a fratura originou-se a partir de pontos distintos na superfície dos corpos-de-prova, não ocorrendo fratura devido a inclusões. A presença de bandas largas de fadiga deve-se as altas cargas que o corpo-de-prova foi solicitado durante o ensaio (95% da tensão de escoamento), caracterizando o início da trinca por fadiga.

As Figuras 4.26 a 4.33 referem-se às superfícies de fratura por fadiga dos corpos-de-prova solicitados com nível de tensão de 98% da tensão de escoamento.

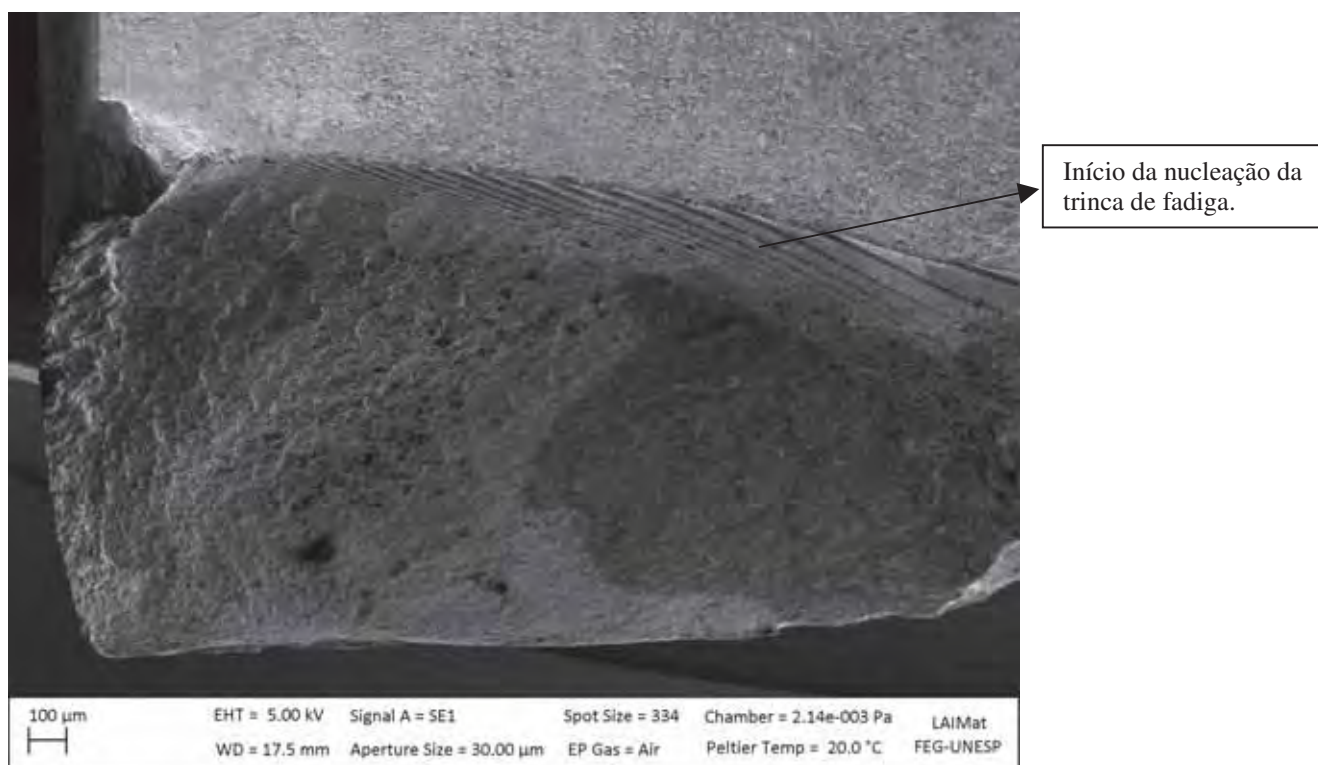


Figura 4.26 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de nucleação da trinca de fadiga. Aumento: 100X.

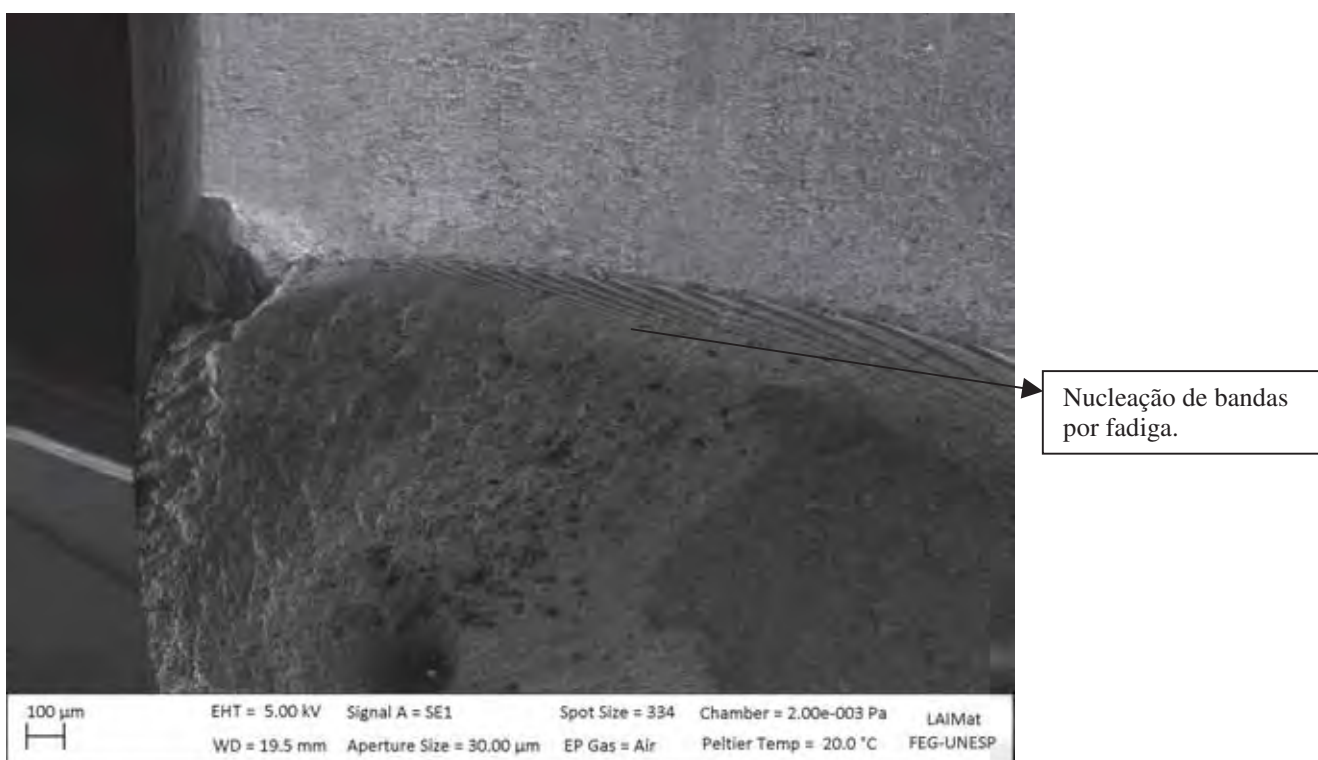


Figura 4.27 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a região com nucleação de bandas de fadiga. Aumento: 100X.

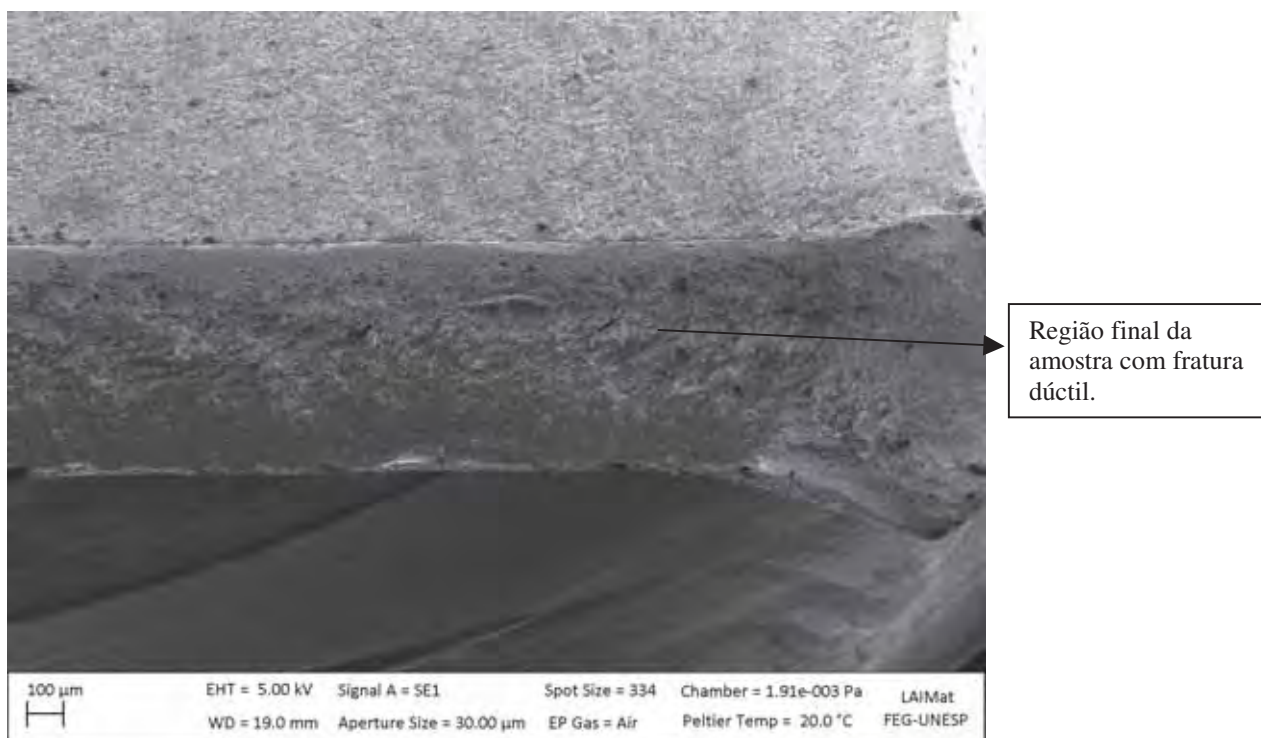


Figura 4.28 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando o modo de ruptura dúctil da amostra (região final da amostra). Aumento: 100X

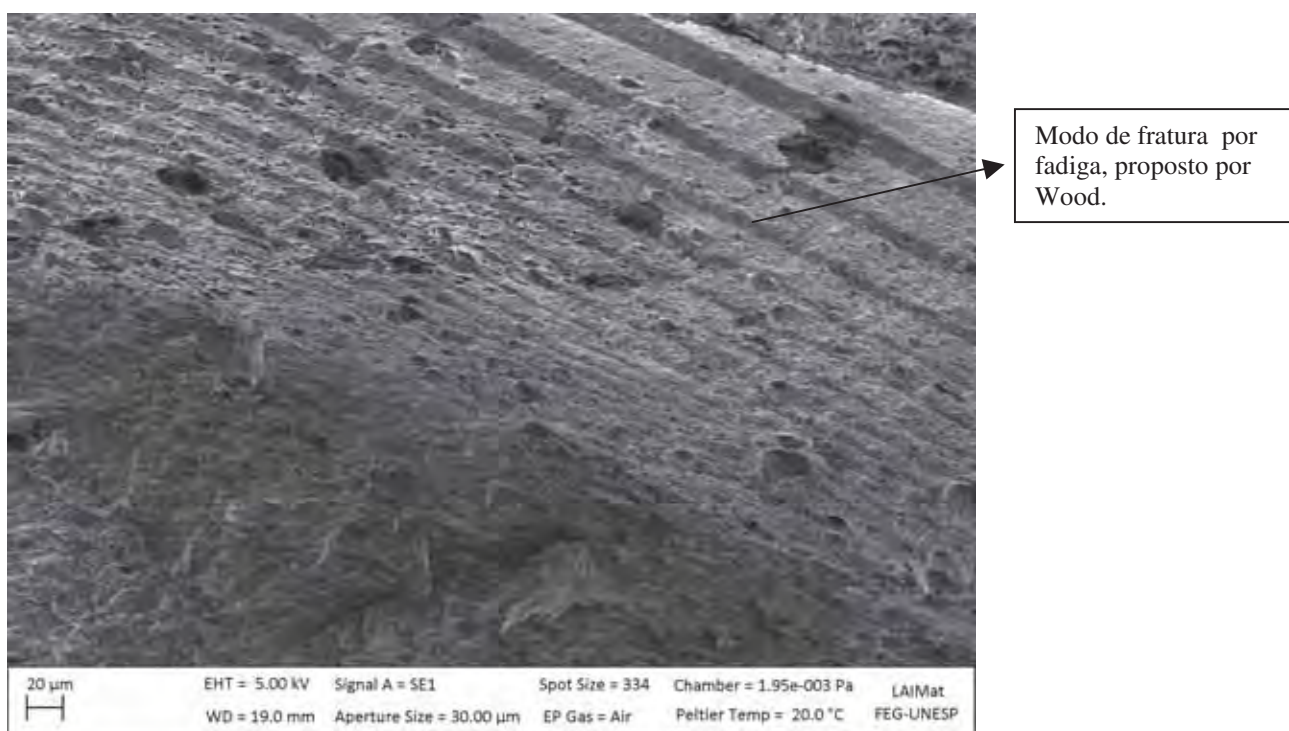


Figura 4.29 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando o modo de banda de Wood. Aumento: 500X.

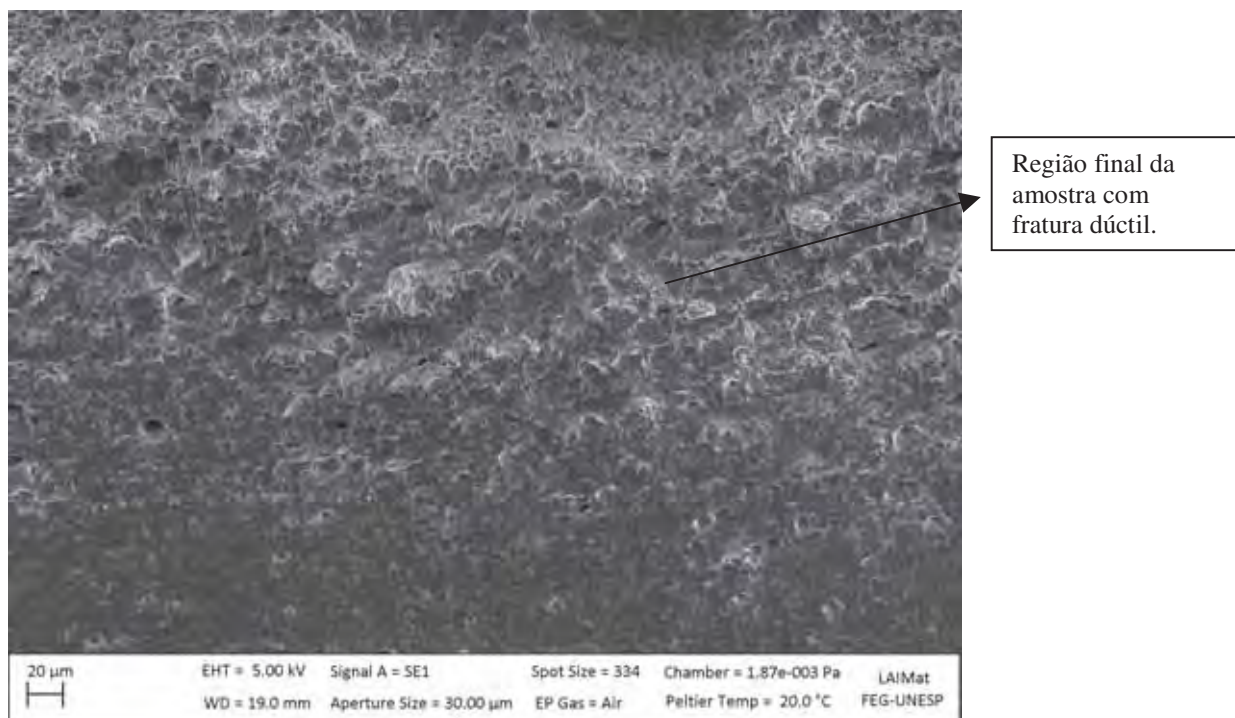


Figura 4.30 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a região de fratura dúctil (região final da amostra). Aumento: 500X.

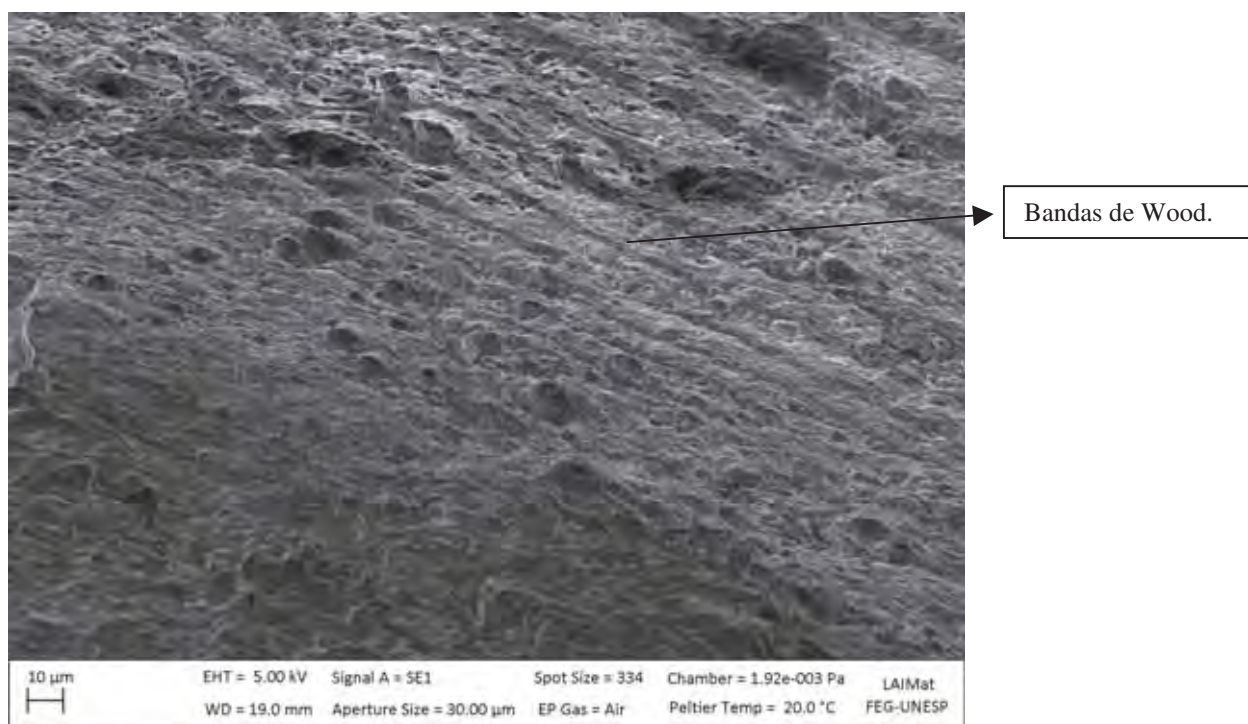


Figura 4.31 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a nucleação da fratura devido ao modo de banda de Woods. Aumento: 1.000X.

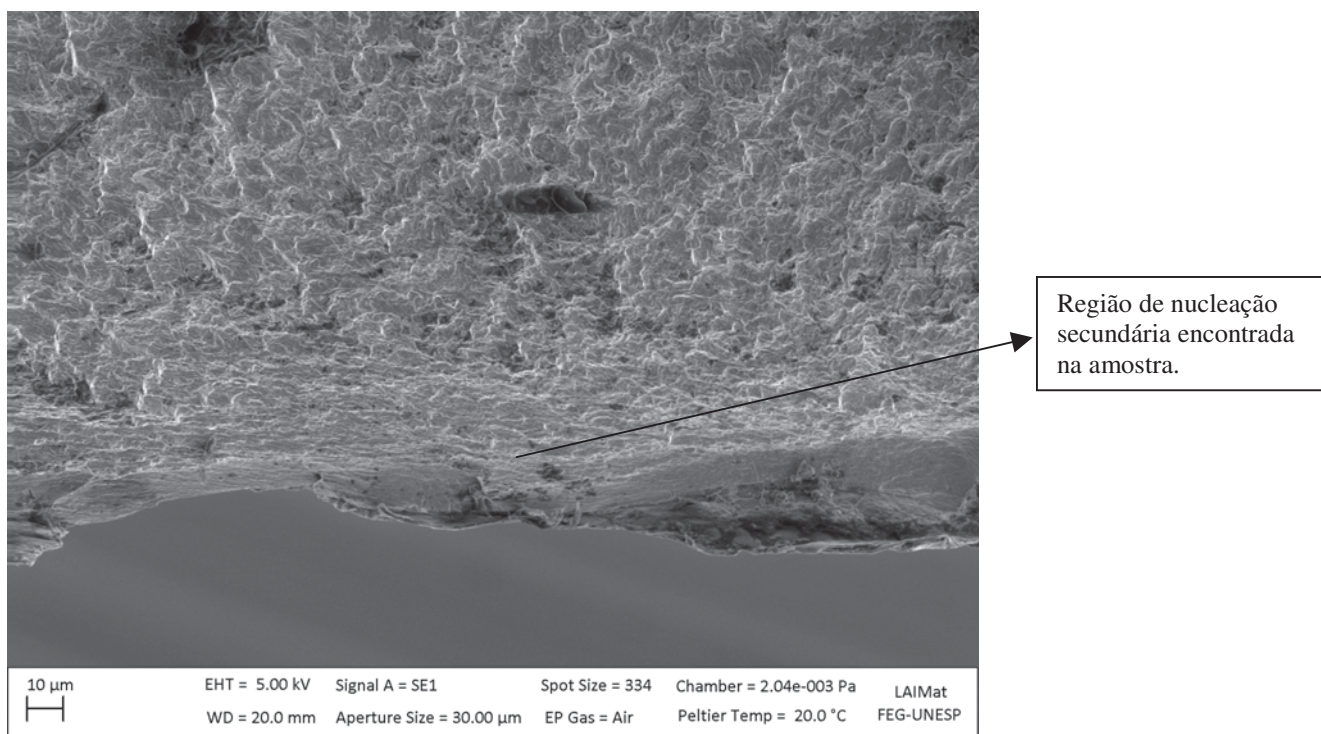


Figura 4.32 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando uma nucleação secundária. Aumento: 1.000X.

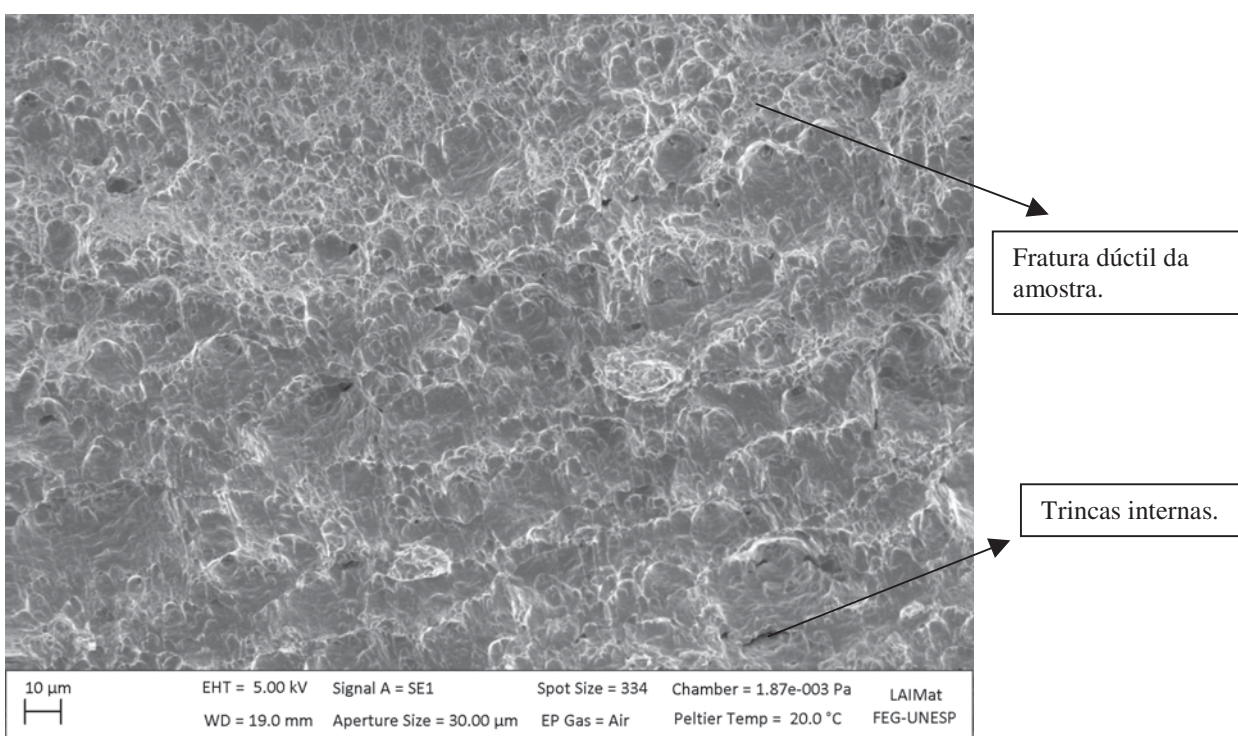


Figura 4.33 - Fratura para 98% da tensão de escoamento, mostrando a região de fratura dúctil (região final da amostra). Aumento: 1.000X.

Segundo Bathias (2001), no regime de giga ciclos, defeitos internos ou variações no tamanho de grão do material competem com defeitos superficiais, para serem os causadores de fraturas por fadiga. Do ponto de vista probabilístico, fica claro que a maior presença de defeitos concentra-se no interior do material, em relação a sua superfície. Entretanto, se a densidade de defeitos for mais alta na superfície, pode ocorrer uma competição entre a superfície e o interior do material, e a iniciação da fratura poderá ocorrer pela superfície. É o que se observa neste trabalho. Em nenhuma das análises, utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV) realizadas, são encontradas fraturas com início em inclusões.

Além disso, tem sido proposto um grande número de modelos para a nucleação de micro-trincas, como as observadas. Em vista das fractografias apresentados nas figuras referentes aos ensaios de fadiga axial do aço de fases complexas, fica claro que os mecanismos operaram nos locais de nucleação. O modelo proposto por Wood (1956) sugere que a formação de micro-trincas é idêntica ao crescimento contínuo de intrusões. À medida que essas intrusões aumentam e condicionam a formação de novas intrusões, serão nucleadas micro trincas. A Figura 4.34 mostra o modelo de Wood com as intrusões e extrusões na superfície do material, que apresentou algumas imagens fractográficas analisadas do aço de fases complexas submetido a ensaio de fadiga axial.

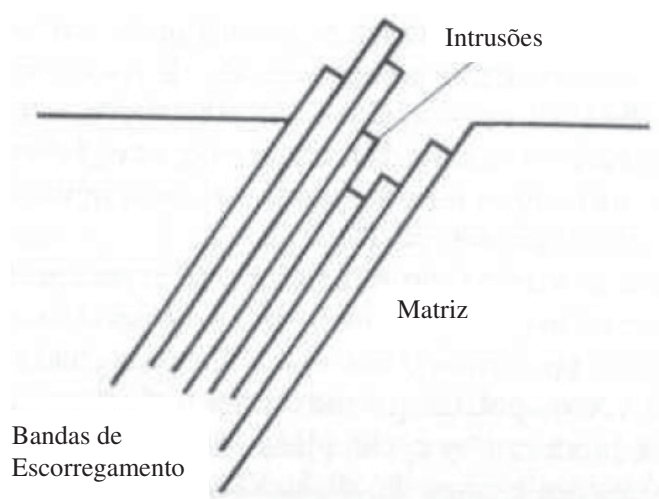


Figura 4.34 – Modelo proposto por Wood para a nucleação de trincas (ASM METALS HANDBOOK, 1996)

O comportamento sob fadiga em metais é sensível à sua microestrutura, pois a formação das bandas de escorregamento mencionadas, assim como a forma de propagação inicial das micro trincas são sensíveis a tamanho de grão, tipo de estrutura cristalina, textura do material e obstáculos ao movimento das discordâncias, tais como carbonetos, precipitados e inclusões (LO, K.H; et al., 2009; SCHIJVE, 2003; HERTZBERG, 1995). Apesar de que os maiores benefícios para a resistência à fadiga residam na diminuição dos concentradores de tensão, na melhoria da qualidade dos acabamentos superficiais e no uso de tensões superficiais compressivas (LO, K.H. et al., 2009; DOWLING, 2007; SCHIJVE, 2003; HERTZBERG, 1995).

Existe uma relação quase direta entre a resistência à fadiga e a resistência mecânica nos metais. No caso de ligas ferrosas e de alumínio, o aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga é praticamente o mesmo verificado sob fadiga. Já em aços recozidos e austeníticos a resistência à fadiga tende a aumentar com a redução do tamanho de grãos (LO, K.H; et al., 2009).

Analizando os resultados de limite de resistência à fadiga encontrados durante os ensaios de fadiga axial realizados, é possível observar vantagens para o aço de fases complexas em relação ao aço bifásico e ao TRIP. Esse melhor desempenho está diretamente ligado a fator microestrutural do aço de fases complexas, que possui um refinamento de grão bem superior aos demais aços estruturais avançados de alta resistência analisados. Esse feito está ligado a um dos mecanismos de endurecimento dos metais, no caso, o fator tamanho de grão (LO, K.H; et al, 2009; CALLISTER, 2003). Segundo Krempaszky (2009), o tamanho do grão ferrítico encontrado no aço bifásico (DP 800) é da ordem de 1,8 μm , ou seja, 44,5% maior que o grão ferrítico encontrado no aço de fase complexa (CP 800), com 0,8 μm , o que confirma e valida os resultados obtidos durante os ensaios de fadiga axial, segundo o mecanismo de endurecimento dos metais, citado por Callister (2003), que afeta diretamente o limite de resistência à fadiga dos metais.

Dessa forma, a resistência à fadiga pode ser aumentada reduzindo-se a ductilidade, isto é, a capacidade do material se deformar e, dessa forma, evitar a formação de bandas de escorregamento persistentes, ou seja, o aumento da dureza do material pode aumentar significativamente a resistência à fadiga (CHAN, 2010:

HERTZBERG, 1995). A presença de uma fase indesejada ou com grande diferença dos valores de dureza entre duas fases ou partículas (carbonetos, precipitados ou inclusões) pode reduzir drasticamente a resistência à fadiga de um material. (CHAN, 2010). Isto é observado em relação aos aços bifásicos, pois enquanto a ferrita suporta grandes deformações (essa fase apresenta um menor valor de dureza) as ilhas de martensita (fase com valores de dureza superior a ferrítica) só apresentam deformações visíveis após o aço ter atingido o máximo de deformação uniforme (PEREIRA, 2002). O mesmo observa-se com os aços TRIP, que possui uma fração volumétrica de austenita retida (fase com valores de dureza inferiores a bainítica e à martensítica) superiores as encontradas nos aços de fases complexas, o que ocasiona um desempenho inferior em fadiga.

Segundo estudos realizado por Krempaszky (2009), um mapeamento das frações volumétricas do aço de fase complexa (CP 800) e do aço bifásico (DP 800) foi realizada, onde se observou, para este último, um volume de ferrita de 65,8%, seguido de 28% de martensita e 6,2% de austenita retida. O aço de fases complexas apresenta um volume percentual de 31,4% de ferrita, seguido de 17,4% de martensita, 48,4% de bainita e 2,8% de austenita retida o que confirma uma melhor distribuição dos valores de durezas do aço de fases complexas, o que lhe atribuiu um maior limite de resistência à fadiga.

Os valores de micro durezas encontradas no estudo realizado por Krempaszky (2009), no aço bifásico DP 800, mostram grande heterogeneidade, com a fase mais “mole” apresentando valor de 336 HV e a fase mais “dura” com 592 HV, ou seja, um grande variação na amostra analisada. No aço de fase complexa (CP 800), a fase mais “mole” apresenta valores de dureza de 384 HV, enquanto a fase mais dura com 449 HV, ou seja, uma distribuição homogênea de valores de durezas em sua microestrutura, conforme também estudado por Pichler (2010).

A resistência à fadiga também varia com a direção cristalográfica do material, devido à direção de laminação ou orientação preferencial de grãos ou pela sua deformação, diminuindo quando a aplicação da tensão de teste ou de serviço for normal a direção cristalina predominante (CHAN, 2010; COSTA, MEI, 2006; SOUZA et al., 2002).

4.8 RESULTADOS DAS FRACTOGRAFIAS OBTIDAS PELA TÉCNICA DE MICROSCÓPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) DA SUPERFÍCIE DE CORPOS-DE-PROVA FRATURADOS POR IMPACTO

Foram obtidas as imagens da região fraturada durante os ensaios de impacto charpy (com auxílio de MEV), para duas faixas de temperaturas (-75°C e 60°C). Na Figura 4.35 pode ser observado o corpo-de-prova utilizado durante o ensaio Charpy após ser solicitado por impacto. Tanto para a faixa de temperaturas de -75°C , quanto para a de 60°C , o corpo-de-prova não se rompeu por completo. As Figuras 4.36 a 4.43 referem-se às superfícies de fratura por impacto Charpy dos corpos-de-prova na faixa de temperaturas de -75°C .



Figura 4.35 – Aspecto do corpo-de-prova após ensaio de impacto Charpy, tanto para a faixa de temperatura de -75°C quanto para a de 60°C .

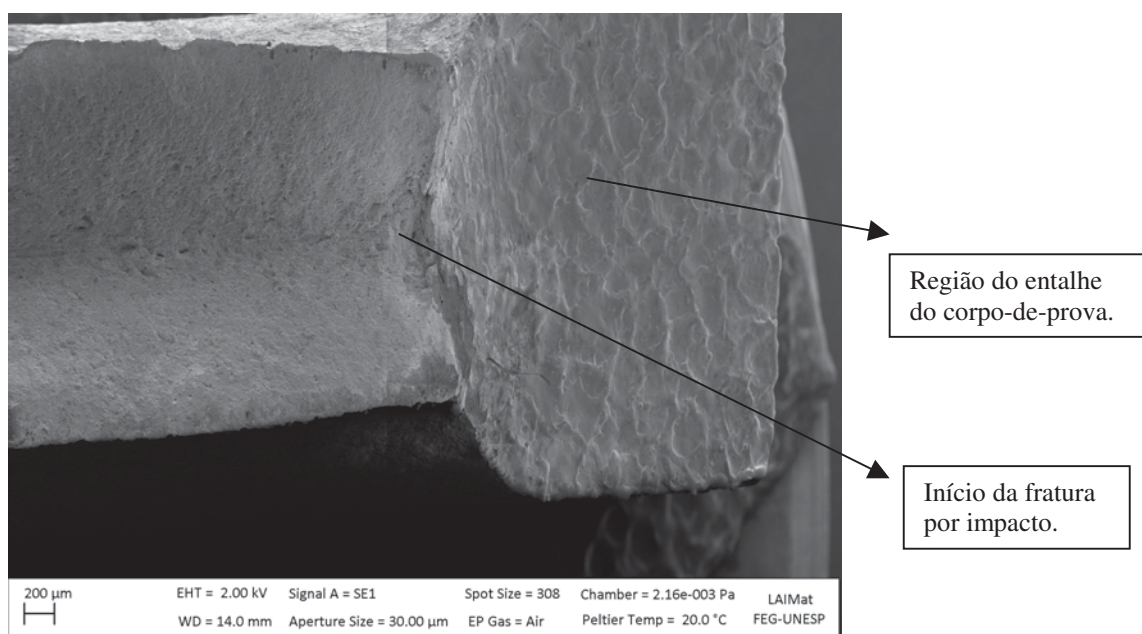


Figura 4.36 – Fratura para a faixa de temperaturas de -75°C , mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova. Aumento: 50X.

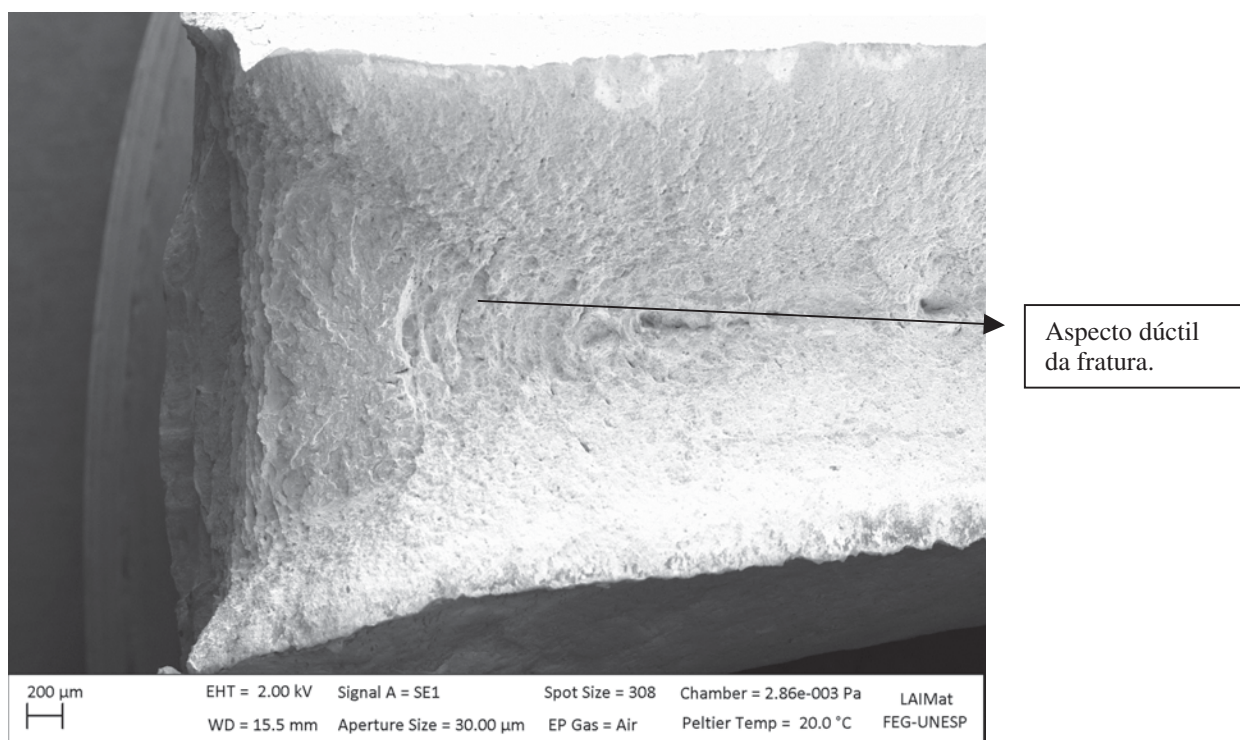


Figura 4.37 – Fratura para faixa de temperaturas de -75°C , mostrando a região final do corpo-de-prova. Aumento: 50X.

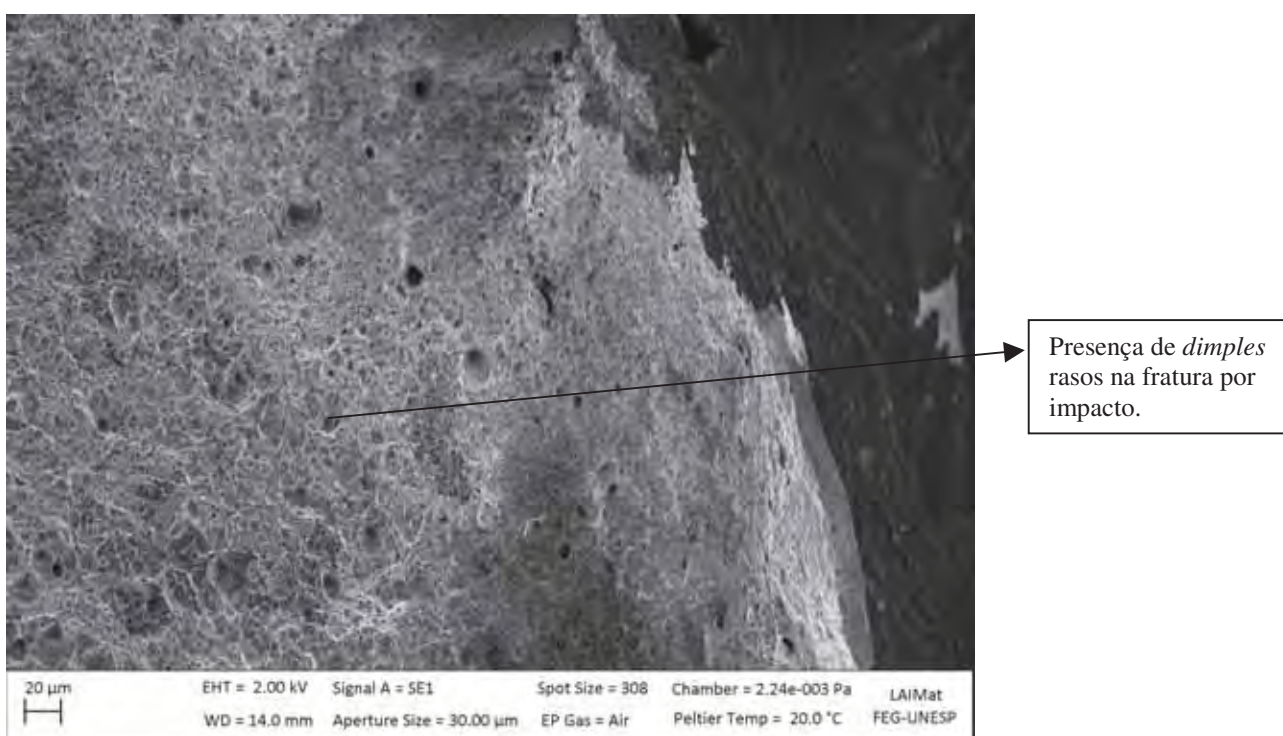


Figura 4.38 – Fratura para faixa de temperaturas de -75°C , mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova com *dimples* rasos. Aumento: 500X.

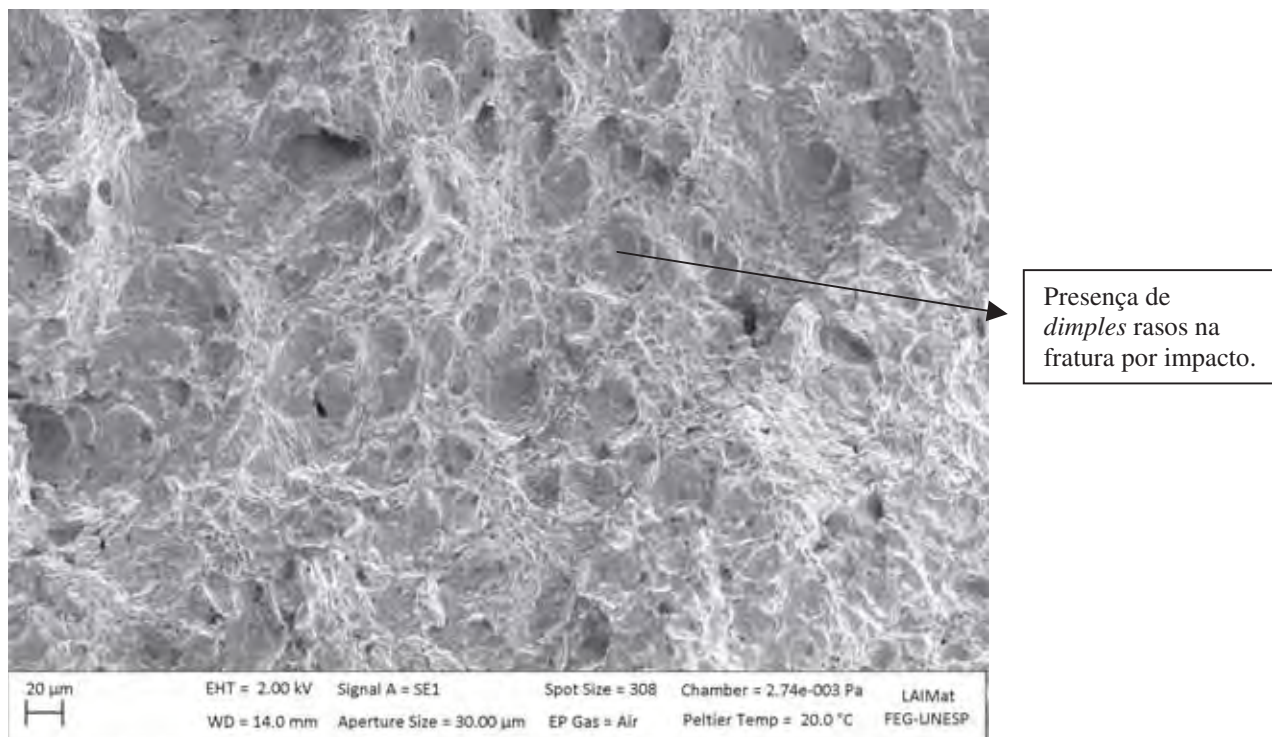


Figura 4.39 - Fratura dúctil para a faixa de temperatura de -75°C , mostrando a região final do corpo-de-prova com *dimples* rasos. Aumento: 500X.

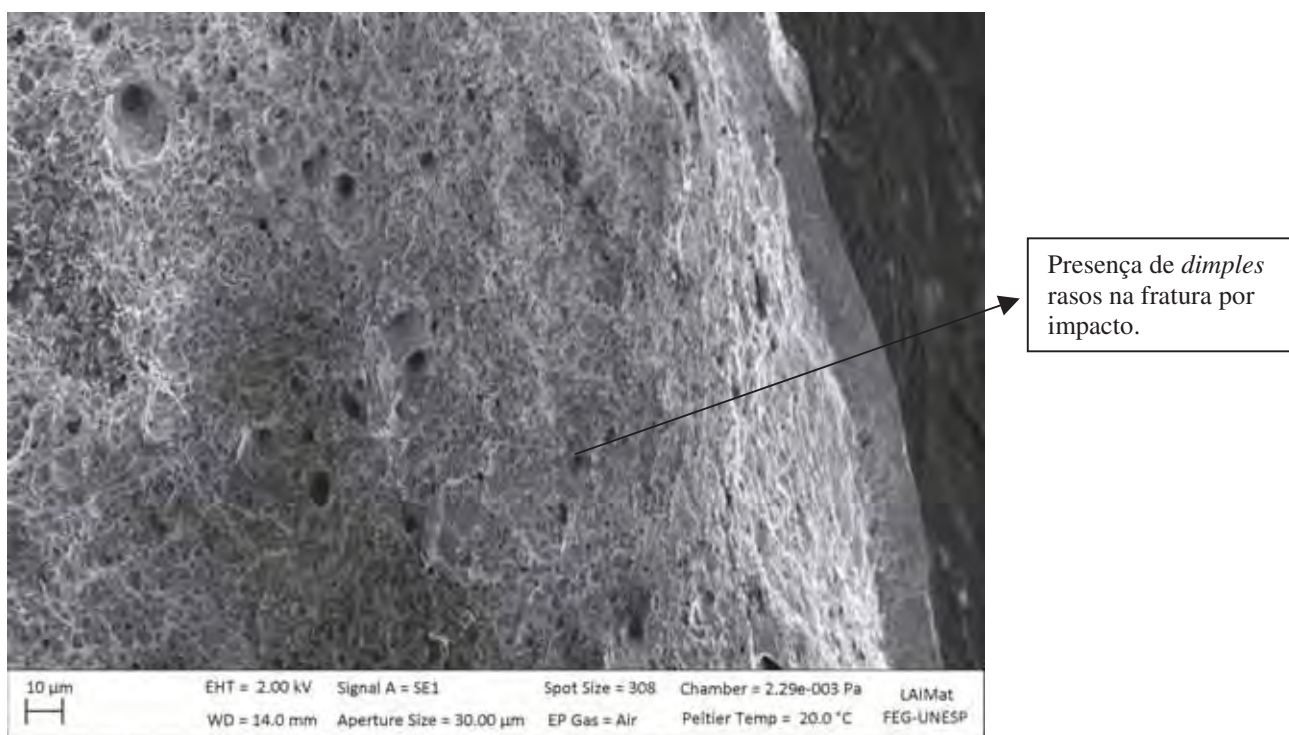
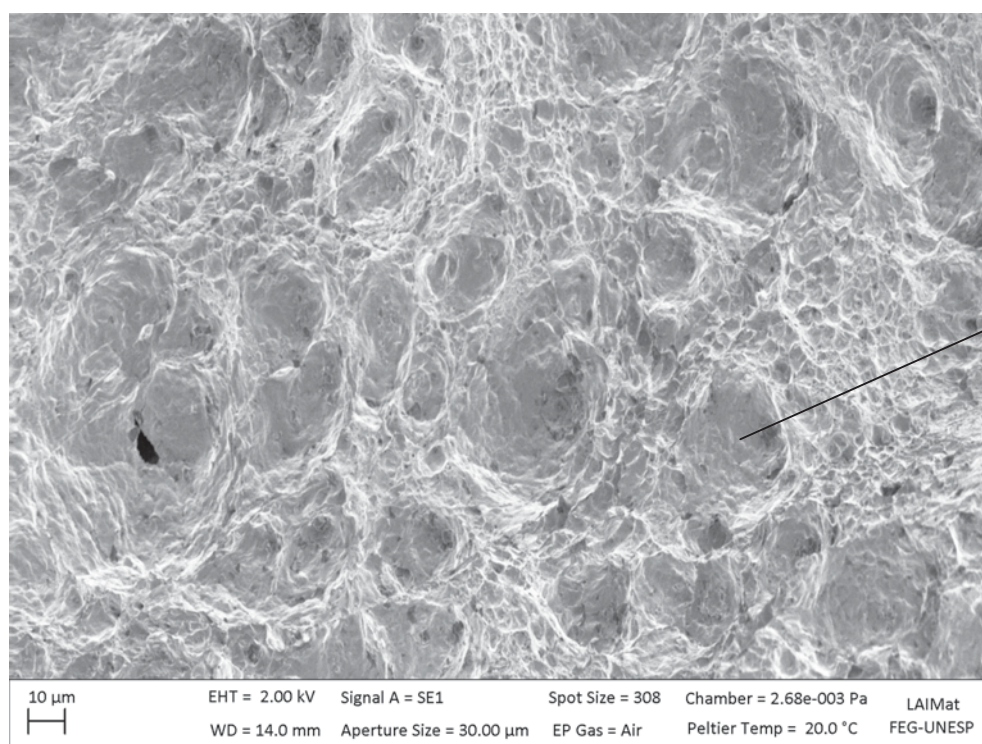


Figura 4.40 - Fratura para faixa de temperatura de -75°C , mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova com *dimples* rasos. Aumento: 1.000X.



Aspecto dúctil da fratura, com a presença de *dimples* rasos na superfície.

Figura 4.41 - Fratura para a faixa de temperaturas de -75°C , mostrando região central do corpo-de-prova com *dimples* rasos e aspecto dúctil. Aumento: 1.000X



Presença de *dimples* rasos em toda superfície de fratura por impacto.

Figura 4.42 - Fratura para a faixa de temperaturas de -75°C , mostrando região final do corpo-de-prova com *dimples* rasos e aspecto dúctil. Aumento: 1000X.

As Figuras 4.43 a 4.49 referem-se às superfícies de fratura por impacto Charpy dos corpos-de-prova para a faixa de temperaturas de 60°C.

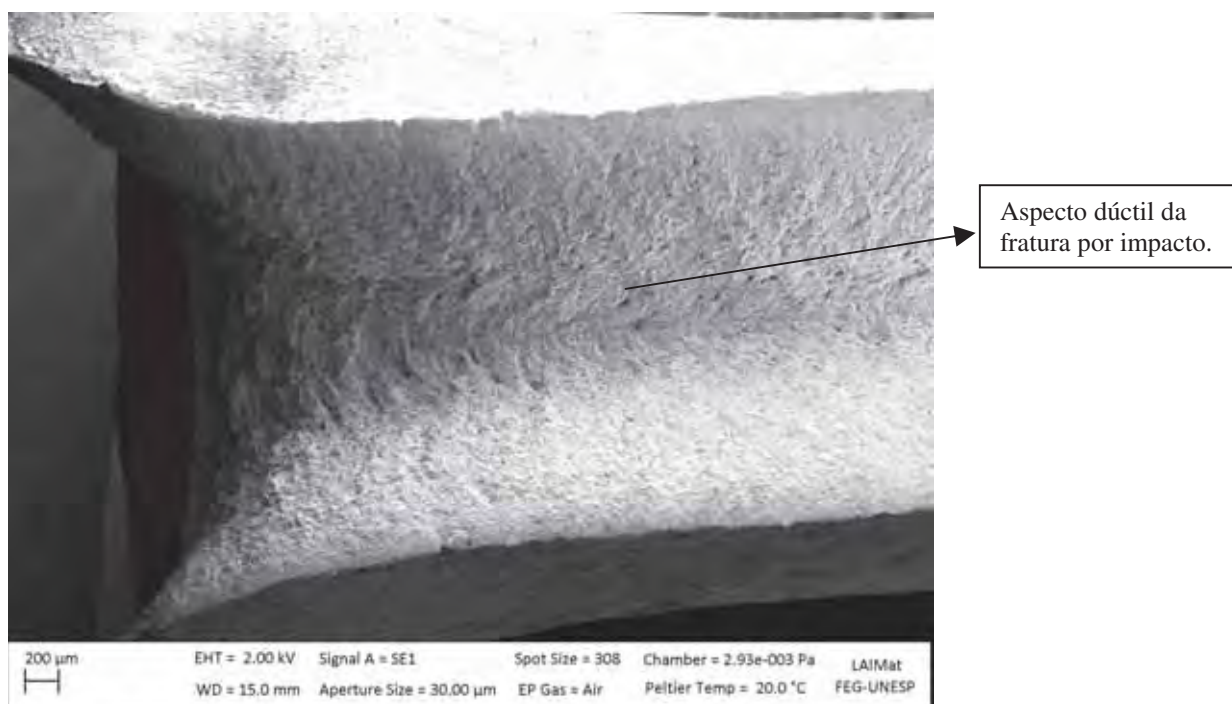


Figura 4.43 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando a região final do corpo-de-prova. Aumento: 50X.

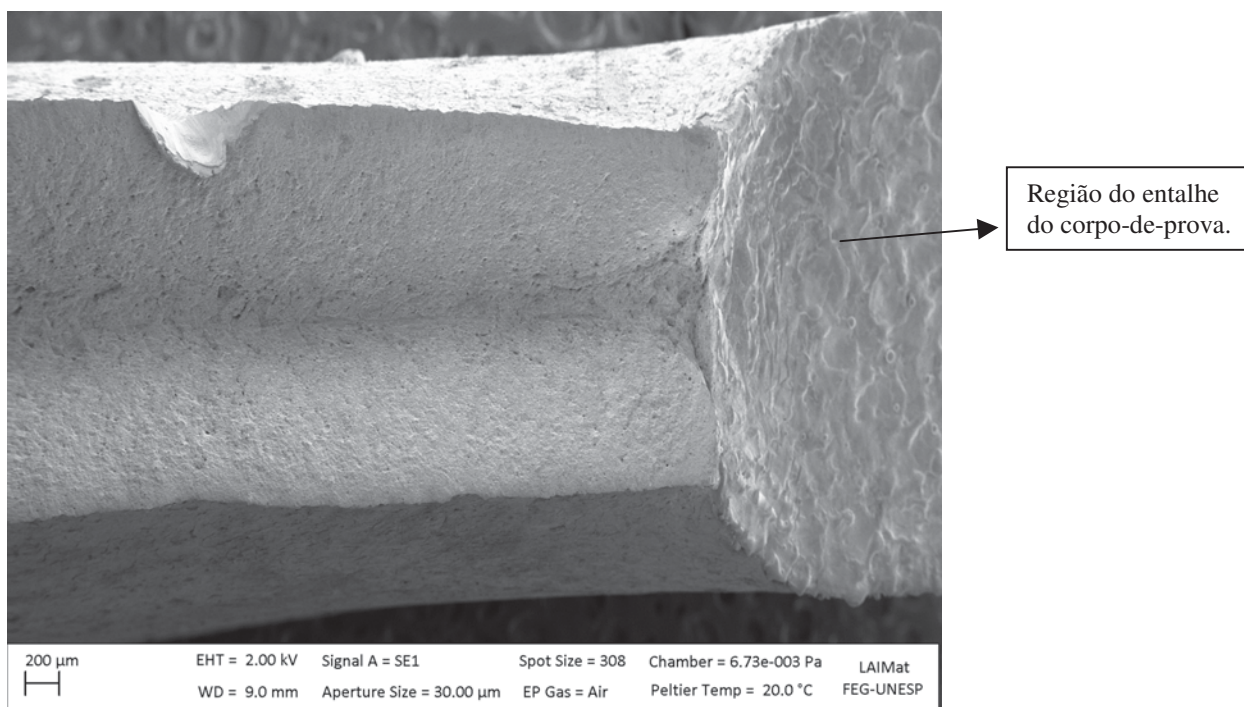


Figura 4.44 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando a região do entalhe (início) do corpo-de-prova. Aumento: 50X.

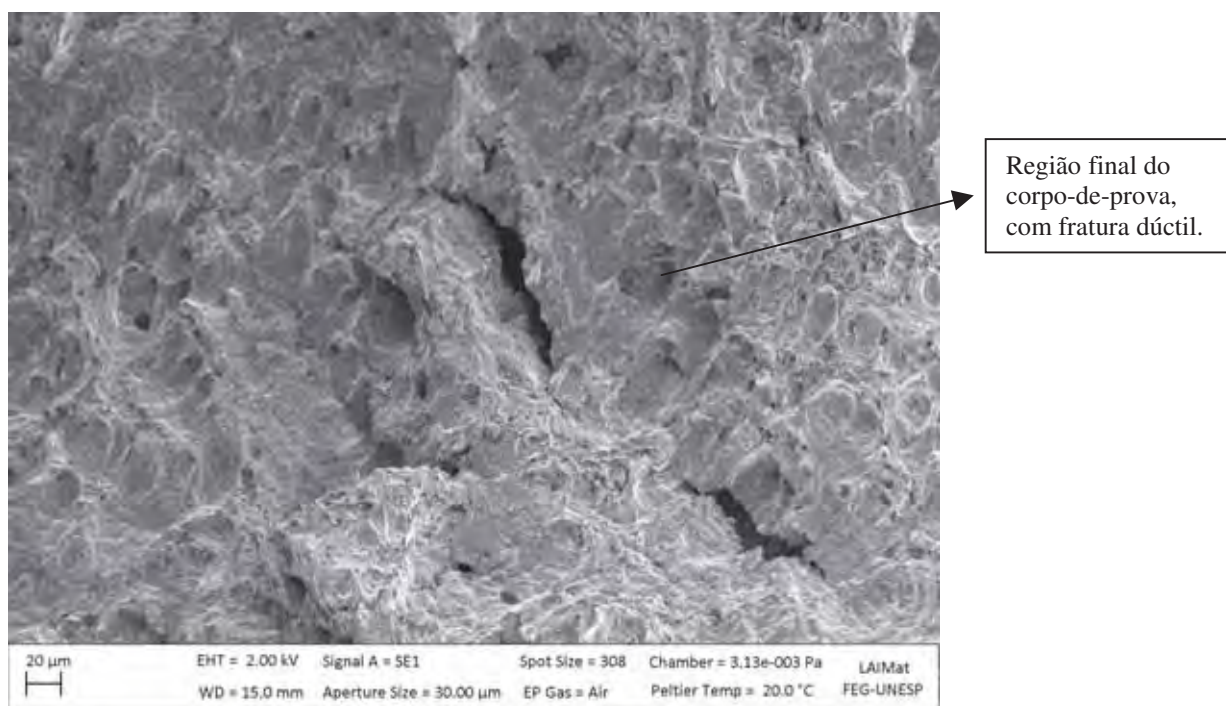


Figura 4.45 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando a região final do corpo-de-prova com aspecto dúctil. Aumento: 500X.

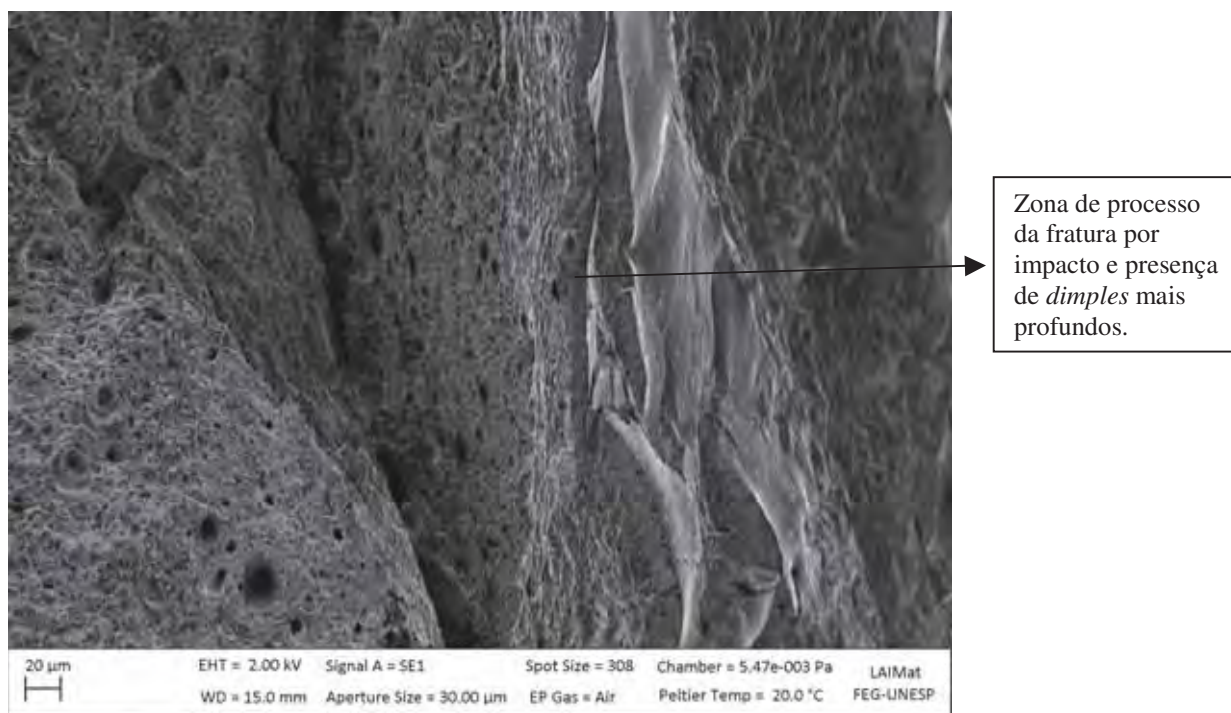


Figura 4.46 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando a zona de processo da fratura do corpo-de-prova com aspecto dúctil. Aumento: 500X.



Figura 4.47 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando a zona de processo com aspecto dúctil. Aumento: 1.000X.

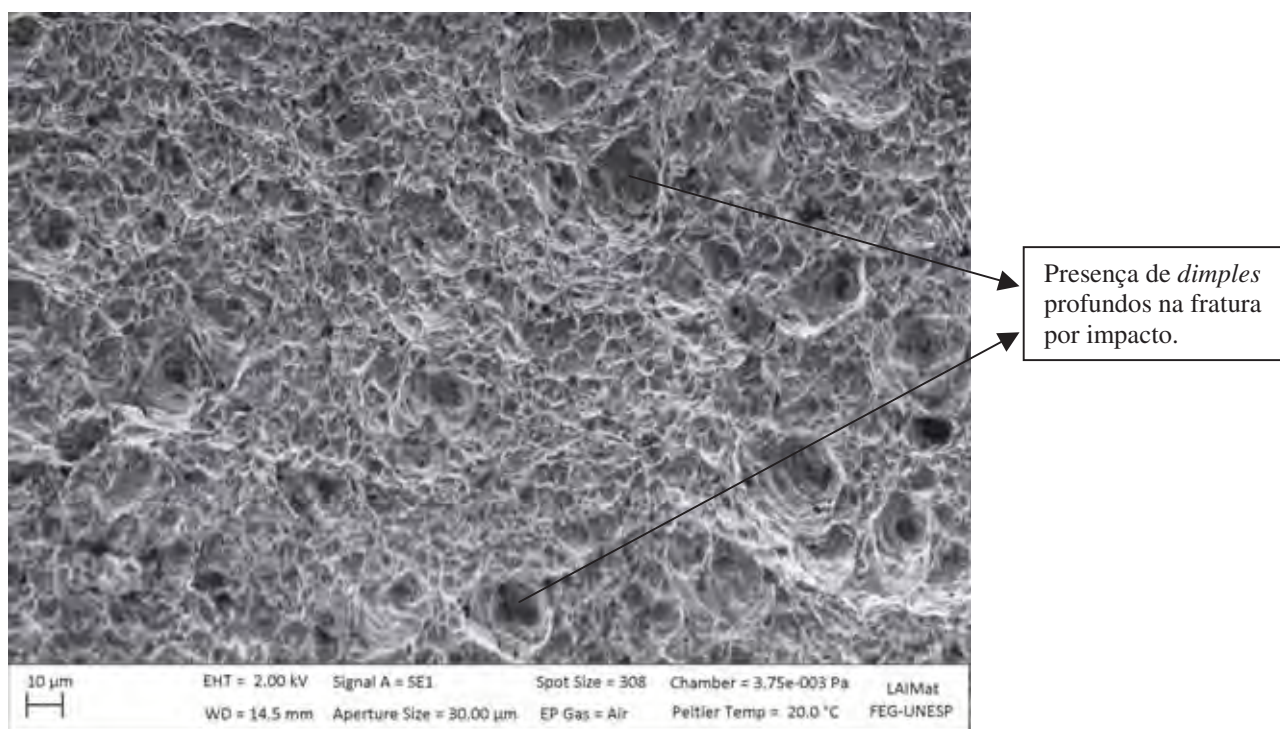


Figura 4.48 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando aspecto dúctil com *dimples* profundos. Aumento: 1.000X.

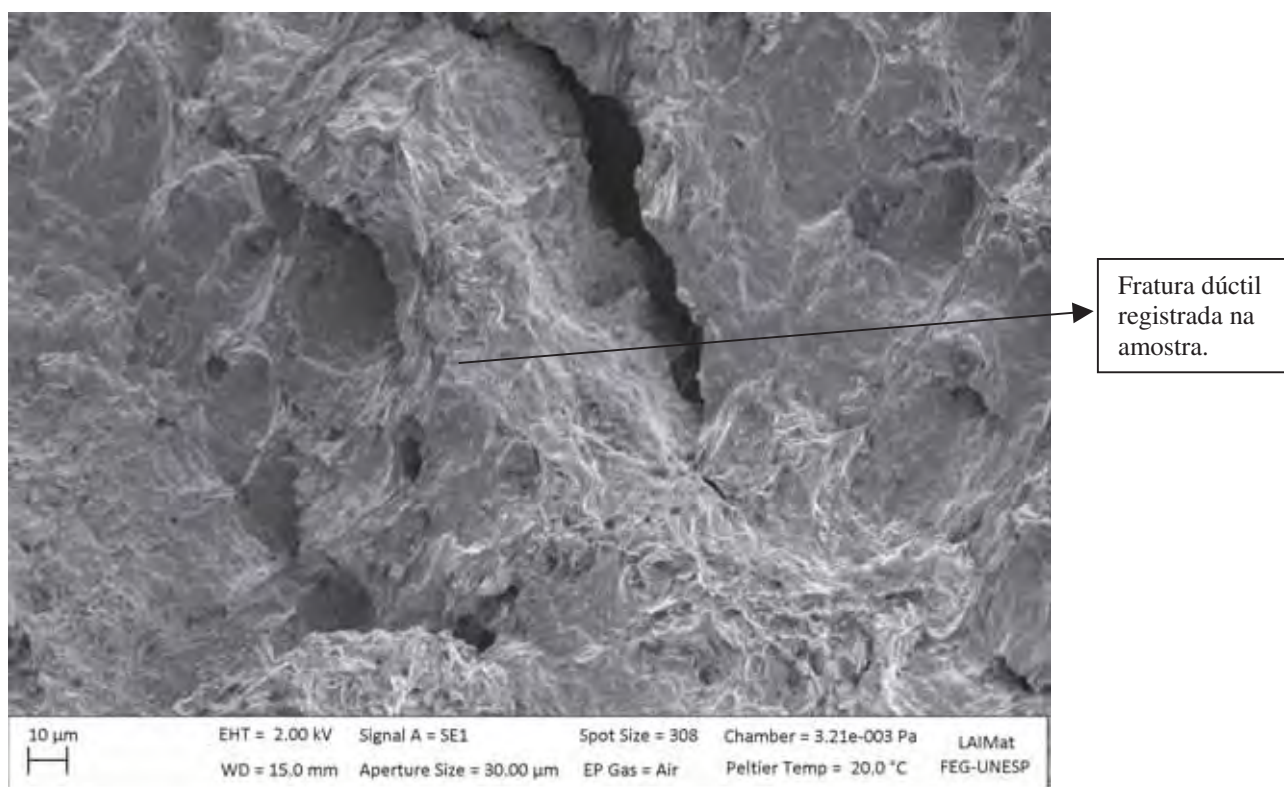


Figura 4.49 - Fratura para a faixa de temperaturas de 60°C, mostrando a região final do corpo-de-prova. Aumento: 1.000X.

A análise fractográfica das fraturas referentes aos corpos-de-prova do aço de fases complexas, submetidos ao ensaio de impacto (nas faixas de temperaturas de -75°C e +60°C) evidenciou o comportamento dúctil que este aço apresenta, mesmo com a variação de temperatura utilizada. Este comportamento dúctil deve-se às características microestruturais que o aço de fases complexas apresenta, contendo uma microestrutura multiconstituída bastante peculiar, de fases duras e com menores valores de dureza intercalados, combinado com precipitados finos e dispersos entre as fases. (HAIRER, 2010; MARTINS, 2010, MUKHERJEE, 2009; KVAKAJ, 2008; XIAODONG, 2004; SCHAEFFLER, 2005; KRUPITZER, 2005)

A presença dos finos precipitados pode ser percebida nas Figuras 4.41 e 4.48, onde o modo de fratura alveolar (por *dimples* rasos no ensaio com faixa de temperaturas de -75°C e por *dimples* mais profundo, para a faixa de temperaturas de 60°C) fica bastante evidente, o que garante ao aço de fases complexas, uma alta absorção de energia ao impacto e ampla capacidade de deformação, conforme discutido por Martins (2010) e Kuziak (2008).

Por apresentar essas características microestruturais, com um valor de dureza homogênea entre suas fases, combinado com precipitados finos (visto a adição de pequenas concentrações de nióbio, titânio e vanádio), os aços de fases complexas são particularmente adequados para a confecção dos componentes necessários para garantir a segurança dos ocupantes de veículos automotivos em caso de acidentes, como barras anti-colisão em portas, suportes de pára-choques, colunas B, longarinas e barras de travamento da estrutura. (MARTINS, 2010), (HEBESBERGER, 2010), (PICHLER, 2010), (KARELOVA, 2009), (GORNI, 2008), (KUZIYAK, 2008), (ZRNÍK, 2006), (ADAMCZYK, 2006), (XIAODONG, 2004) e (ZUIDEMA, 2001).

4.9 RESULTADOS DE MICRO ANÁLISE REALIZADA NO AÇO DE FASES COMPLEXAS CPW-800 COM AMOSTRA SEM ATAQUE QUÍMICO COM AUXÍLIO DO MEV E MAPEAMENTO DE FASES PRESENTES

A micro análise foi realizada com o propósito de se caracterizar metalurgicamente o aço de fases complexas CPW-800, no que se refere a sua composição química, fases presentes, além do mapeamento de sua estrutura quanto a presença de precipitados e inclusões, utilizando resultados de técnica EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*). A metodologia empregada nesta etapa foi a de se utilizar uma amostra do material polida com ataque químico (Nital 2%) e polida e sem qualquer ação de reagentes.

4.9.1 Micro análise realizada em amostra sem ataque químico.

Durante esta etapa, foram realizadas micro análises na amostra do aço de fases complexas CPW-800 sem qualquer ação de reagentes químicos, de modo a se visualizar possíveis inclusões e precipitados, além de se obter outra forma de comparação da composição química da amostra. As Figuras de 4.50 a 4.52 mostram as imagens obtidas pelos modos BSE (*Backscattering Electrons* – Elétrons retro-espalhados) e por SE (*Secondary Electrons* – Elétrons secundários), onde podem ser observados algumas inclusões nas imagens (pontos escuros).

As imagens obtidas por MEV foram geradas predominantemente por detector de elétrons retro-espalhados, no qual os níveis de cinza são proporcionais ao peso atômico médio dos elementos excitados pelo feixe de elétrons durante a varredura, sendo, portanto, imagens composicionais com os tons mais claros representando as fases de peso atômico médio mais elevado e as com tons mais escuros, as de peso atômico médio menos elevado. (CASTRO, 2007); (OLIVEIRA, 2006); (DUARTE, 2003).

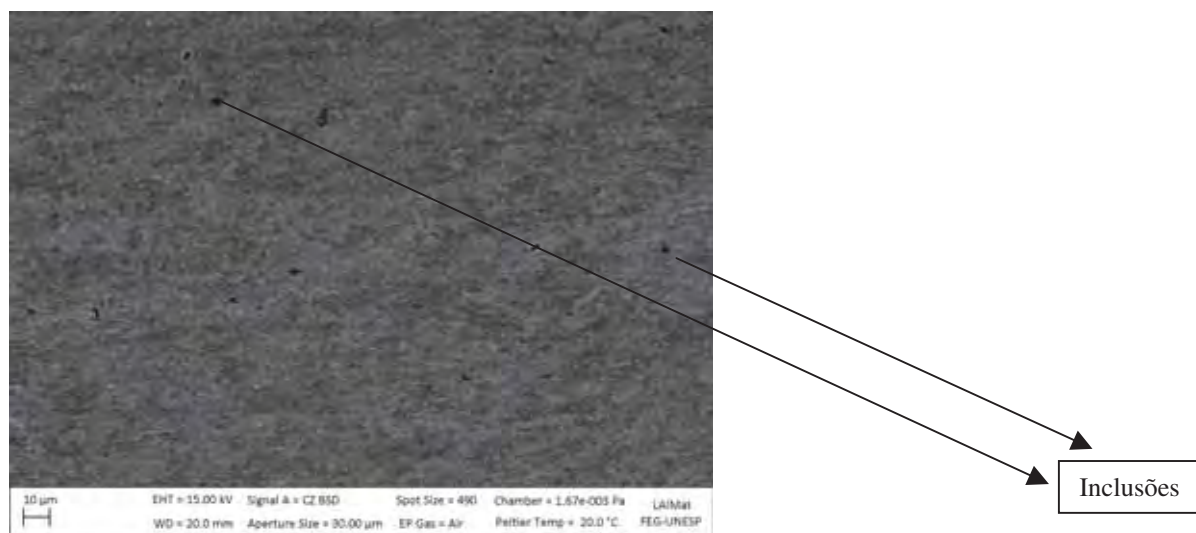


Figura 4.50 – Imagem obtida pelo modo BSE com 15 keV (elétrons retro espalhados) da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 1.000X.

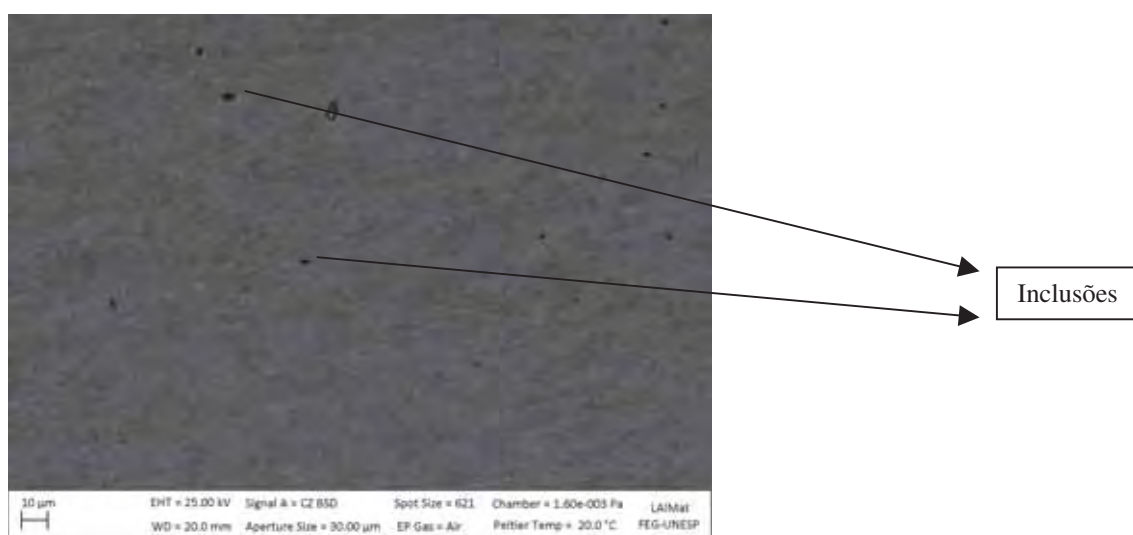


Figura 4.51 – Imagem obtida pelo modo BSE com 25 keV (elétrons retro espalhados) da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 1.000X.

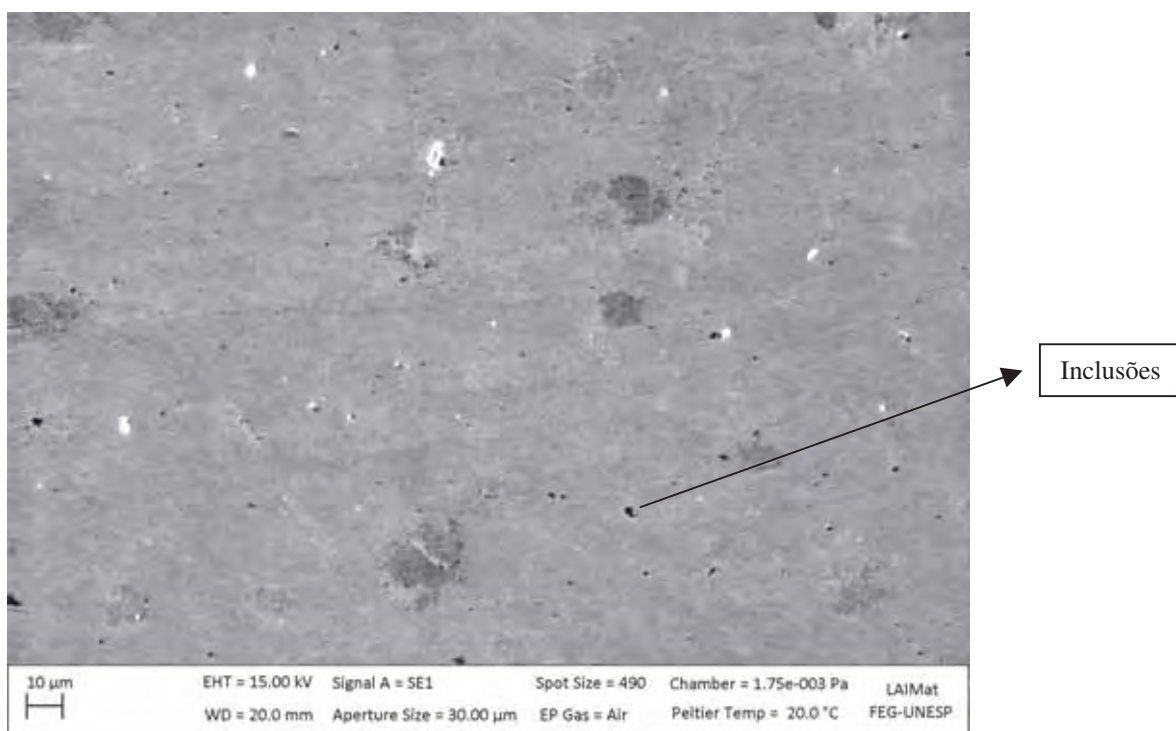


Figura 4.52 – Imagem obtida pelo modo SE com 15 keV (elétrons secundários) da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 1000X.

Os resultados obtidos por EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*) são descritos a seguir, onde são analisadas três situações nas amostras:

- Região pontual na amostra;
- Região global da amostra;
- Inclusão encontrada na amostra.

A Figura 4.53 mostra a região pontual na amostra analisada, seguido de sua composição química encontrada durante análise por EDS (Tabela 4.7) e espectro obtido durante o processamento da amostra (Figura 4.54).

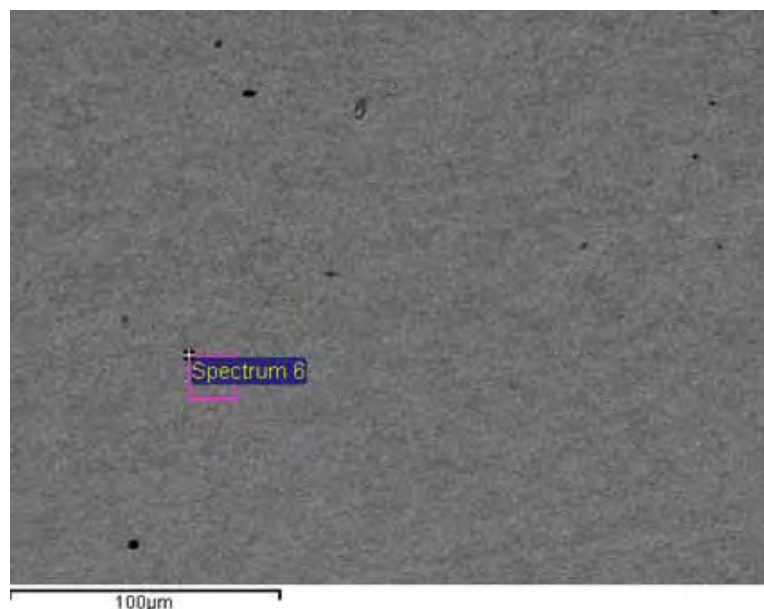


Figura 4.53 – Região analisada da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 1.000X.

Tabela 4.7 - Análise química por EDS da região identificada na Figura 4.45, referente amostra do aço CPW-800.

Elemento	Peso (%)	Atômico (%)
Si	0,72	1,42
Cr	0,32	0,35
Mn	1,80	1,81
Fe	97,16	96,42
Total	100,00	100,00

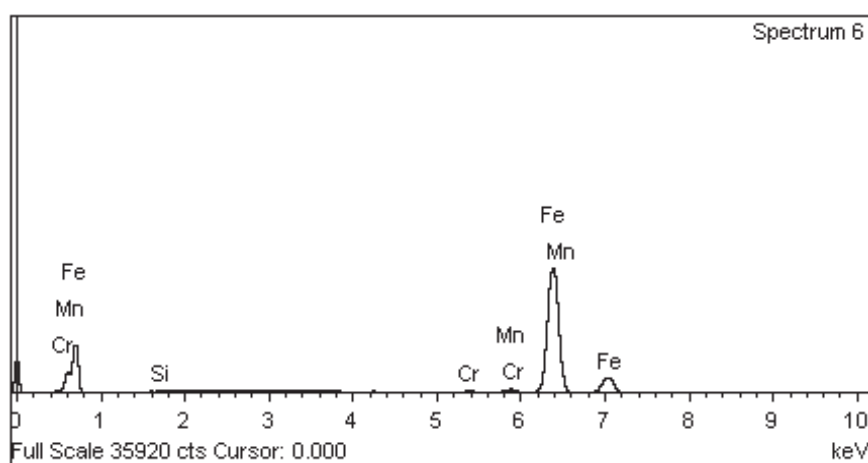


Figura 4.54 - Resultado do EDS realizado na região identificada na Figura 4.45, referente amostra do aço CPW-800.

Neste primeiro caso (região pontual da amostra), não é detectada qualquer variação de composição química, apresentando esta homogeneidade em sua formulação, validando os resultados apresentados anteriormente.

A Figura 4.55 mostra região global da amostra analisada, seguido de sua composição química encontrada durante análise por EDS (Tabela 4.8) e espectro obtido durante o processamento da amostra (Figura 4.56).

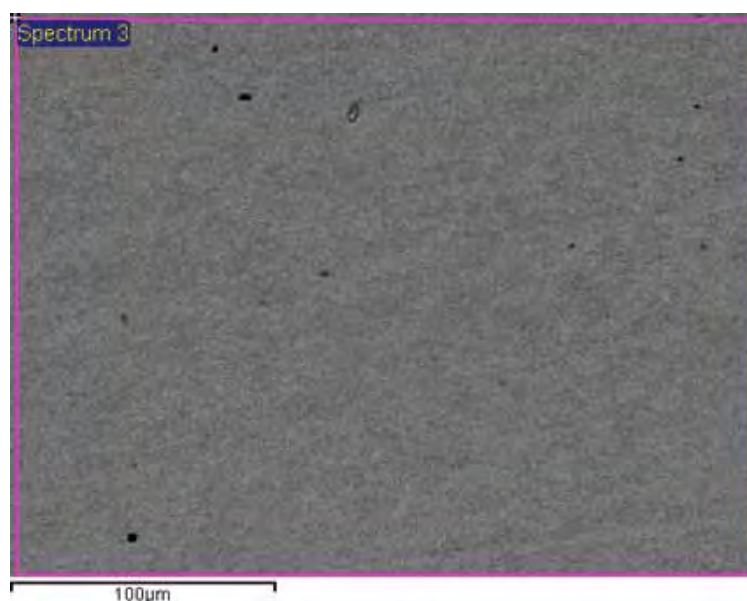


Figura 4.55 – Região analisada da amostra sem ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 1.000X.

Tabela 4.8 - Análise química por EDS da região identificada na Figura 4.48, referente à amostra do aço CPW-800.

Elemento	Peso (%)	Atômico (%)
Si	0,70	1,38
Cr	0,38	0,40
Mn	1,74	1,76
Fe	97,18	96,46
Total	100,00	100,00

No segundo caso (região global da amostra), não é detectada também qualquer variação de composição química, apresentando esta homogeneidade em sua formulação, validando os resultados apresentados anteriormente.

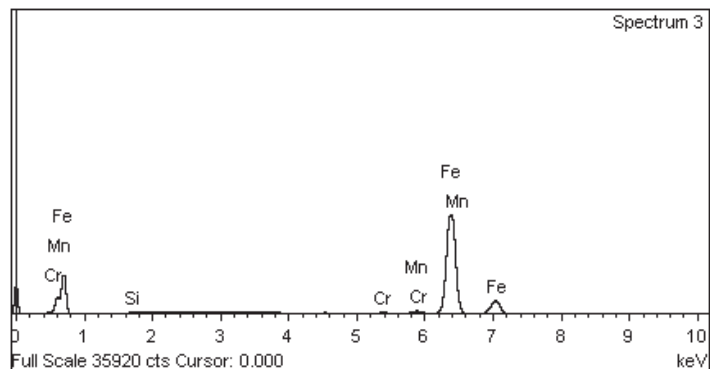


Figura 4.56 - Resultado do EDS realizado na região identificada na Figura 4.48, referente amostra do aço CPW-800.

A Figura 4.57 mostra região onde é encontrada uma inclusão na amostra analisada, seguido de sua composição química encontrada durante análise por EDS (Tabela 4.9) e espectro obtido durante o processamento da amostra (Figura 4.58).

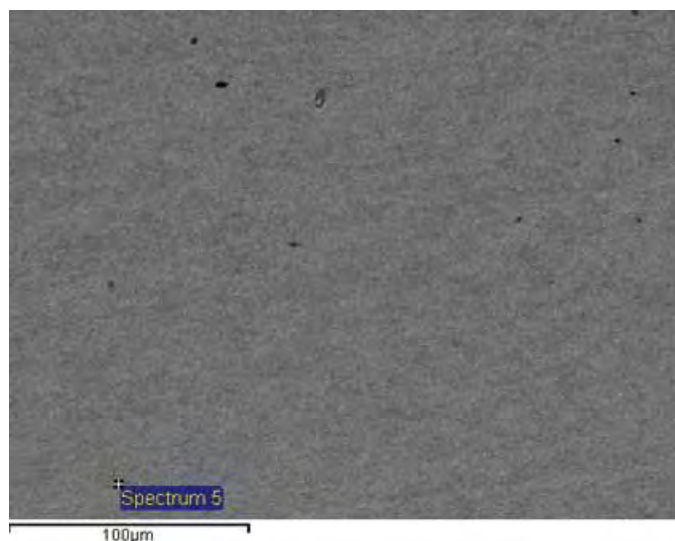


Figura 4.57 – Região analisada da amostra (inclusão), sem ataque químico, do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 1.000X.

No terceiro caso (região região de inclusão), de acordo com os resultados de EDS, possivelmente esta inclusão foi originada a partir de um descontrole na quantidade de fluxantes adicionados durante o processo de lingotamento contínuo, juntamente com um descarte de material insuficiente (descarte da cabeça e pé após a laminação da placa).

Tabela 4.9 - Análise química por EDS da região identificada na Figura 4.48, referente amostra do aço CPW-800.

Elemento	Peso (%)	Atômico (%)
Si	0,75	1,46
Cr	0,38	0,40
Mn	1,73	1,72
Ca	0,45	0,62
Ti	1,15	1,32
Mg	0,47	1,06
Fe	95,08	93,42
Total	100,00	100,00

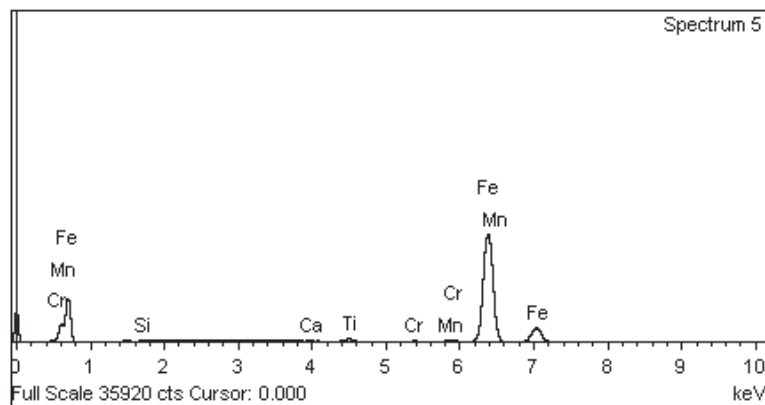


Figura 4.58 - Resultado do EDS realizado na região identificada na Figura 4.50, referente amostra do aço CPW-800.

4.9.2 Mapeamento de fases em amostra de aço de fases complexas CPW-800 com ataque químico.

Nesta etapa da análise da amostra (submetida a ataque químico com Nital 2%) do aço de fases complexas CPW-800 utilizando técnica de microscopia eletrônica de

varredura (MEV), é possível identificar as fases presentes no material, mostradas nas Figuras 4.59 a 4.66, onde: (F) Ferrita, (M) Martensita, (AR) Austenita Retida e (B) Bainita. A resolução da imagem de BSE (elétrons retro-espalhados) é menor que a de SE (elétrons secundários), pois as regiões abrangem uma área maior que aquelas de liberação de elétrons secundários na superfície analisada. (DUARTE, 2003)

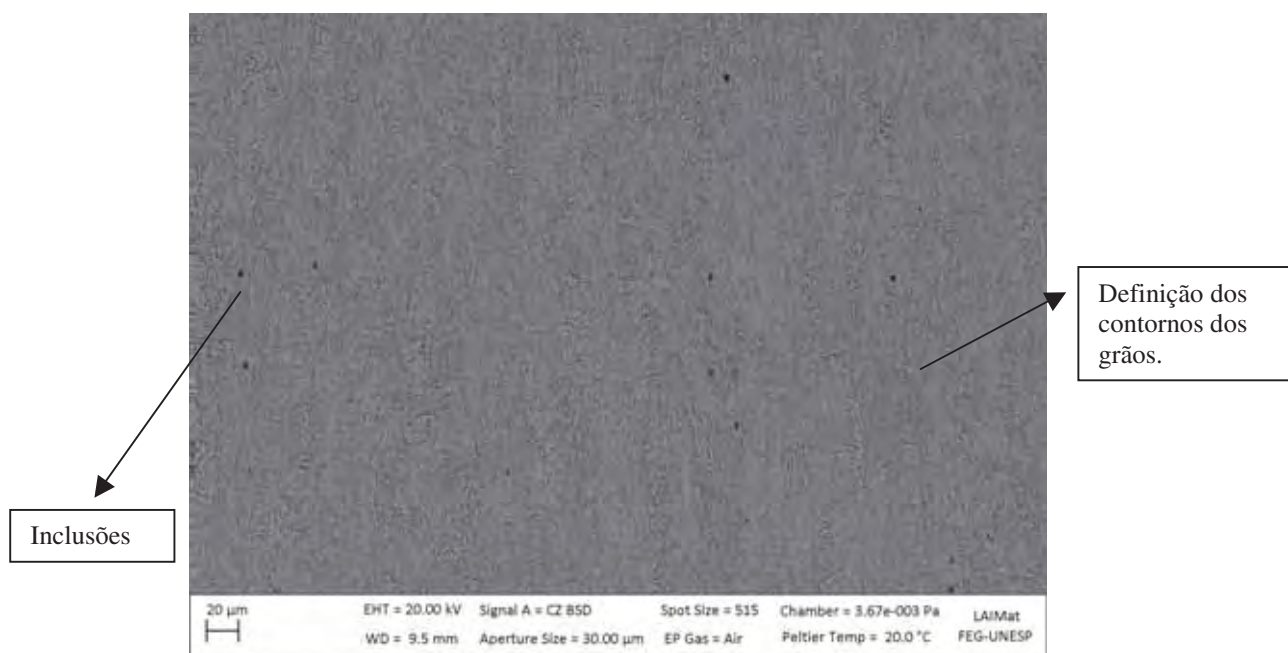


Figura 4.59 – Imagem obtida pelo modo BSE com 20 keV (elétrons retro-espalhados) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 500X.

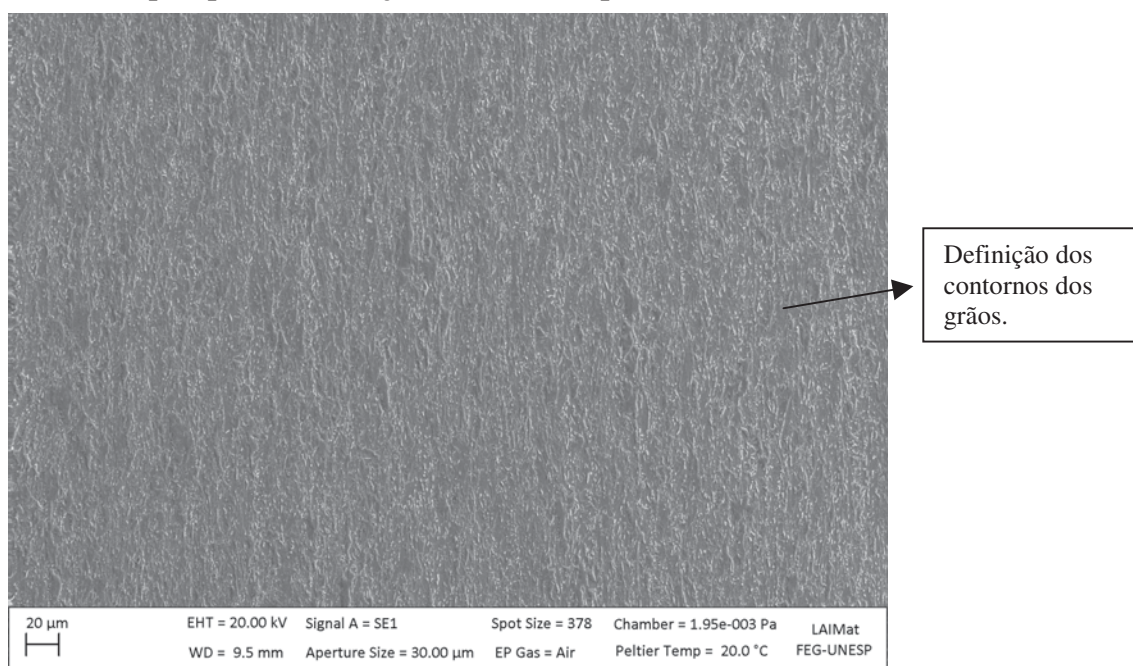


Figura 4.60 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento 500X.

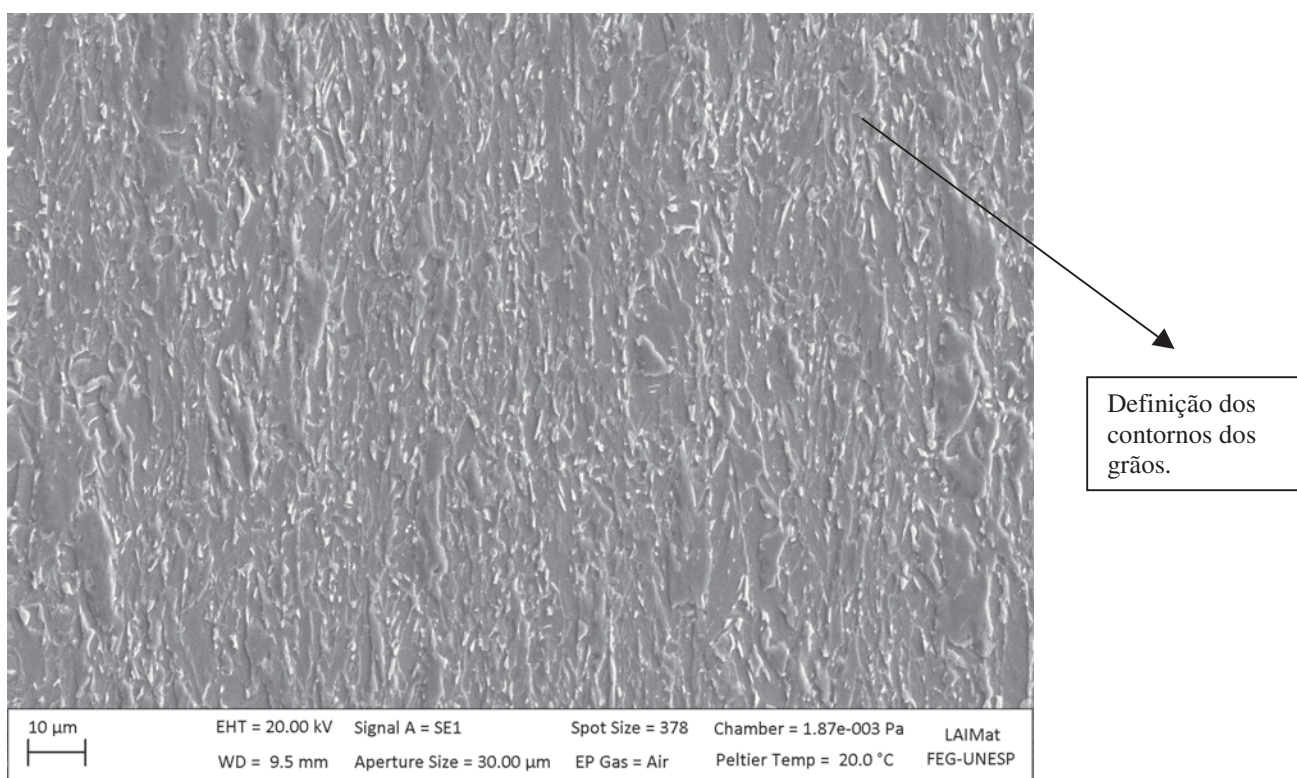


Figura 4.61 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 1.500X.

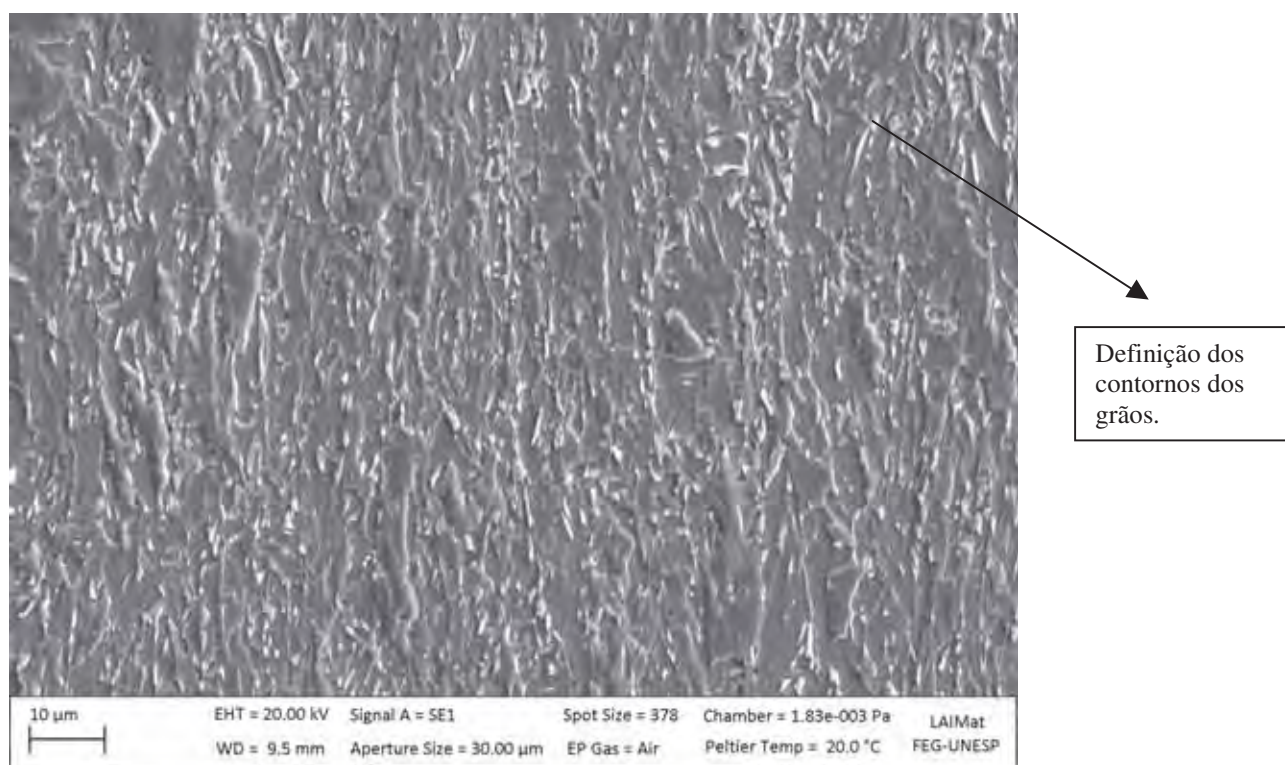


Figura 4.62 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 2.000X.

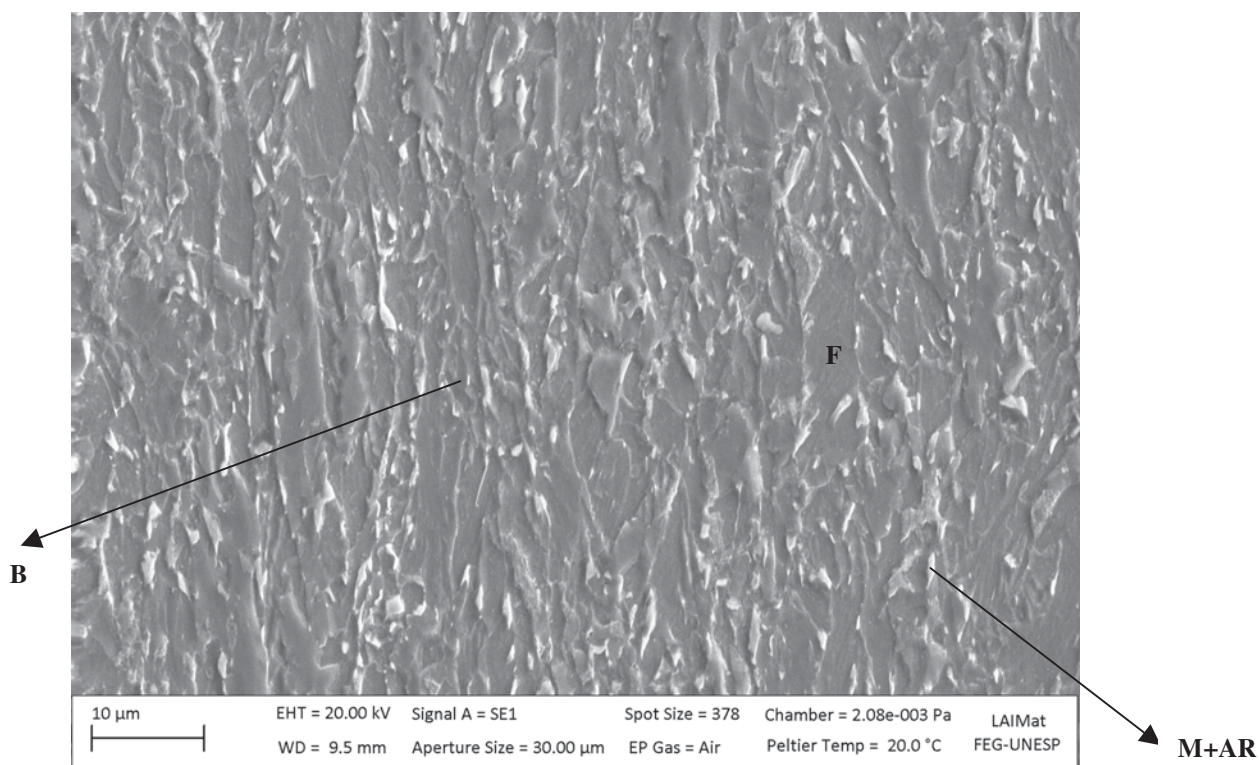


Figura 4.63 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 3.000X. onde: (B) Bainita; (F) Ferrita; (M) Martensita e (AR) Austenita Retida.

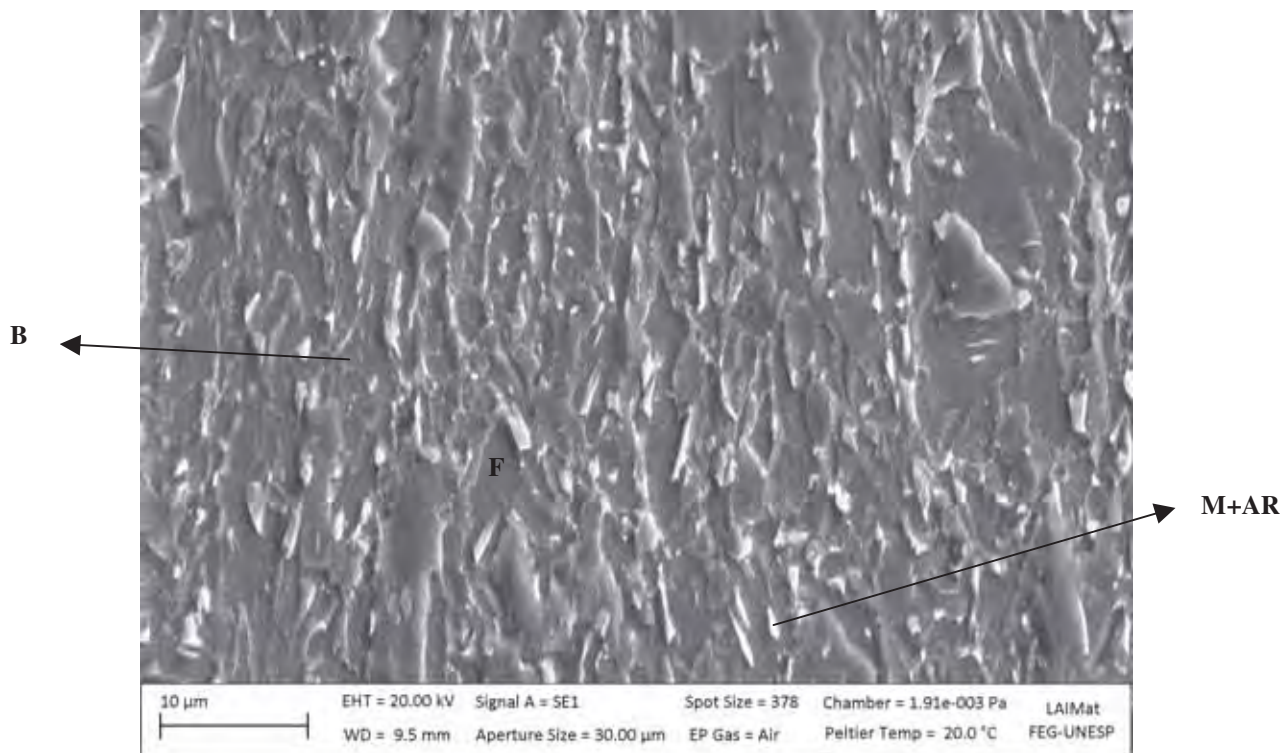


Figura 4.64 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 4.000X. onde: (B) Bainita; (F) Ferrita; (M) Martensita e (AR) Austenita Retida.

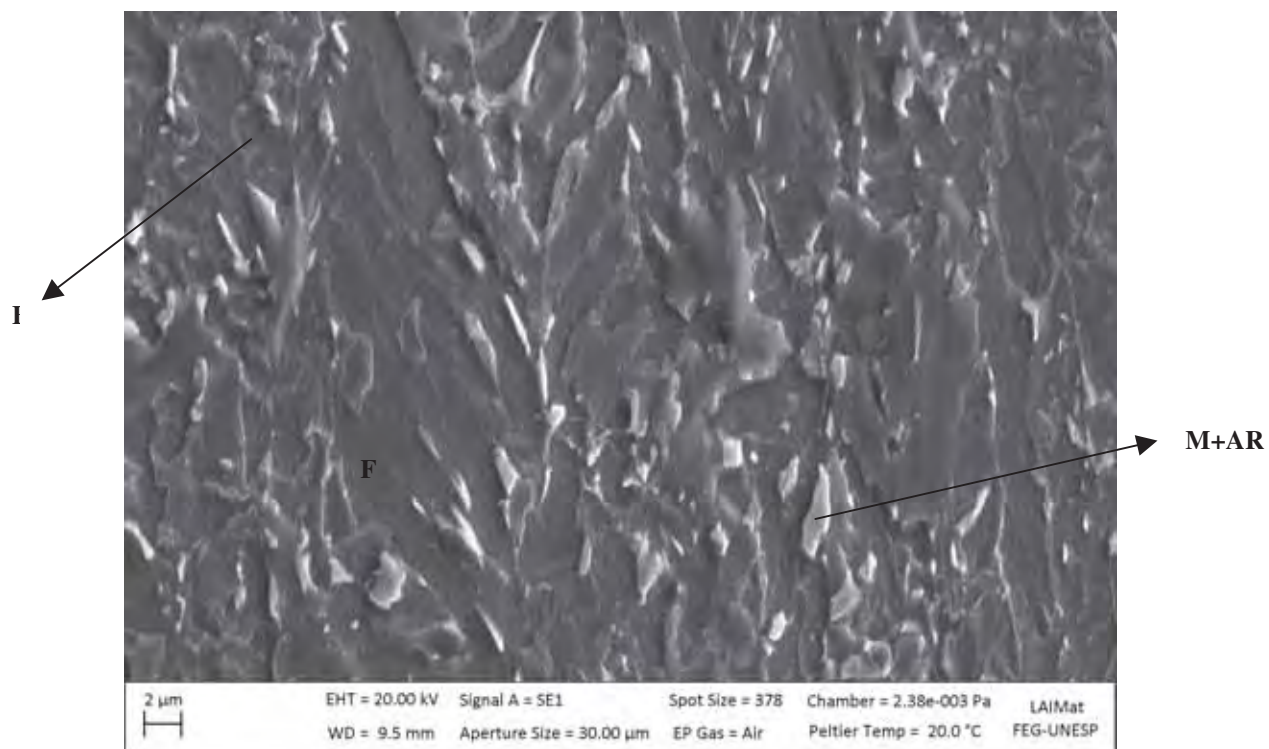


Figura 4.65 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 5.000X onde: (B) Bainita; (F) Ferrita; (M) Martensita e (AR) Austenita Retida.

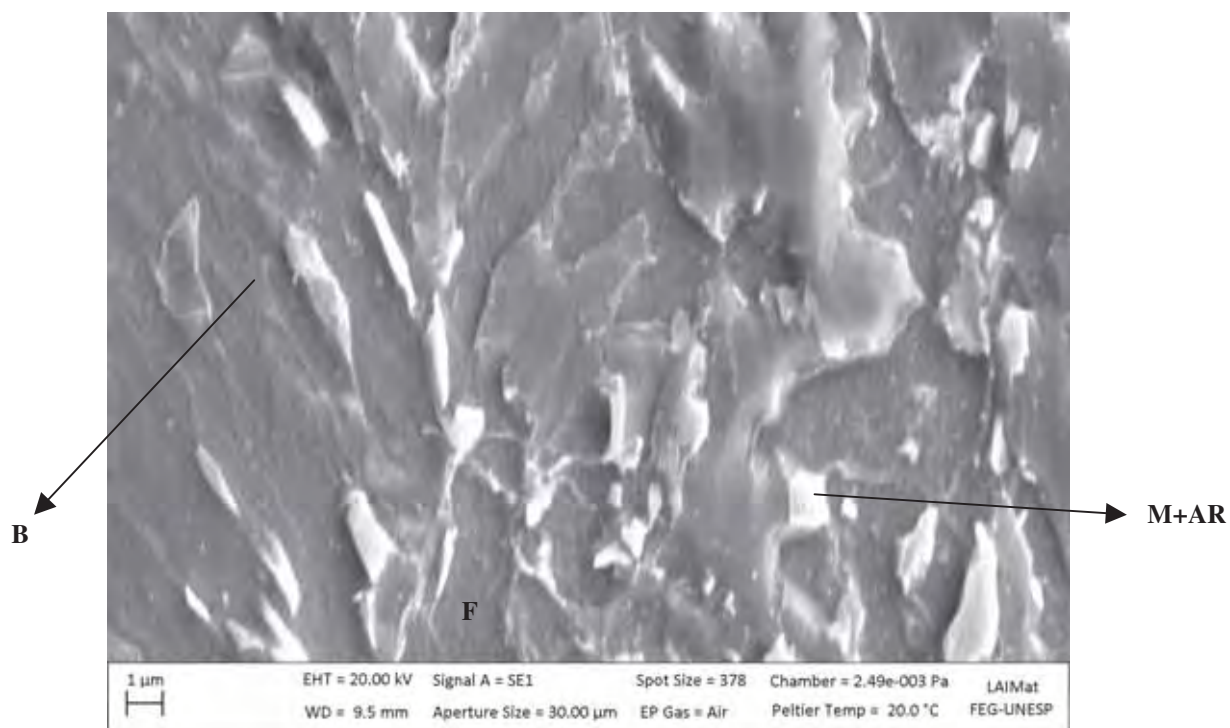
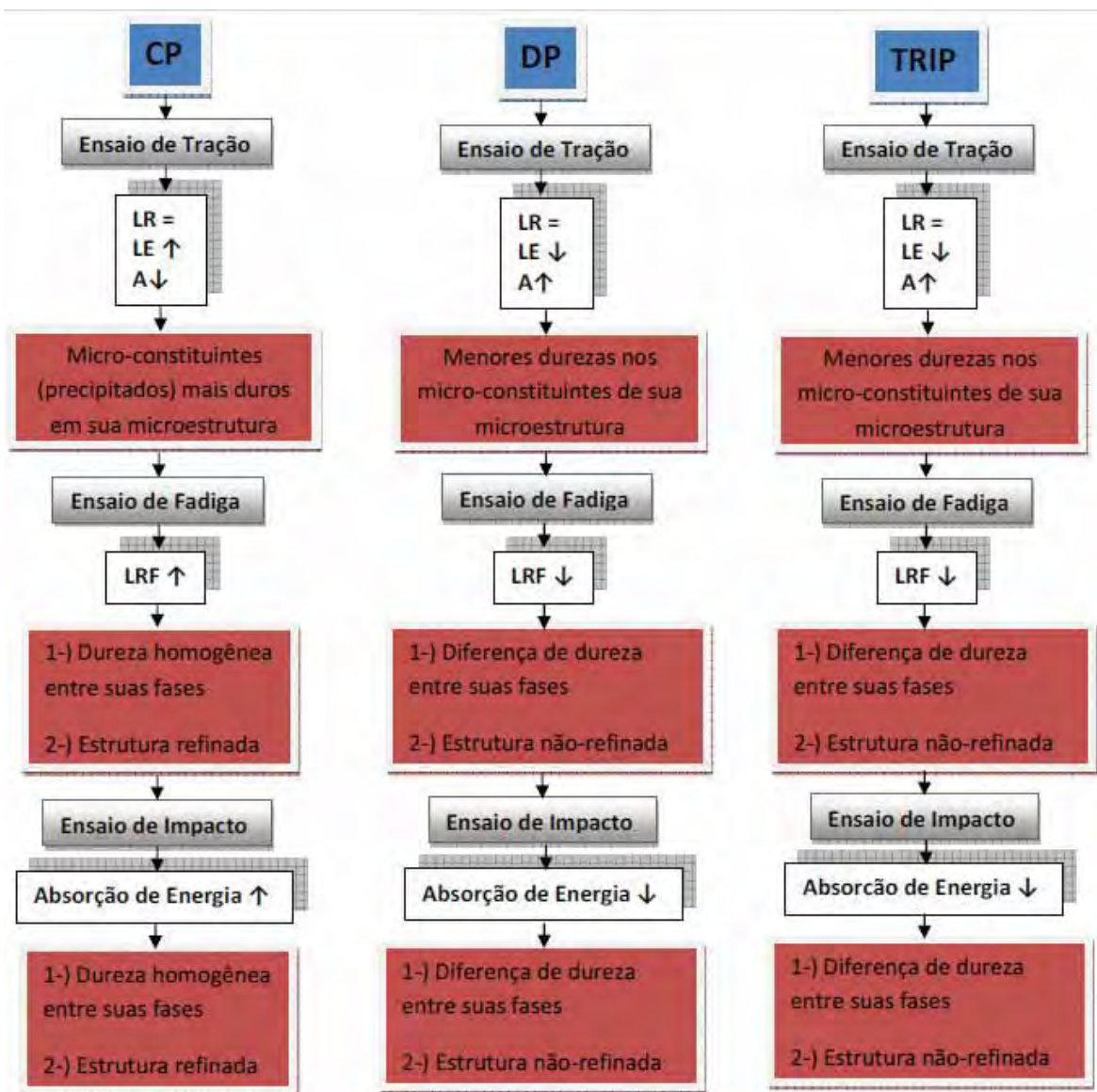


Figura 4.66 – Imagem obtida pelo modo SE com 20 keV (elétrons secundários) da amostra com ataque químico do aço de fases complexas CPW-800. Aumento: 10.000X onde: (B) Bainita; (F) Ferrita; (M) Martensita e (AR) Austenita Retida.

O mapeamento de fases na amostra do aço de fases complexas CPW-800 com ataque químico de Nital 2%, realizada com auxílio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), mostra com clareza as fases presentes além de uma boa definição dos contornos de grão. Conforme evidenciado na revisão bibliográfica, constata-se a presença das fases ferrítica, bainítica e martensítica e/ou austenítica que apresentam morfologias diferentes, o que facilita sua identificação.

A seguir é apresentado um fluxograma mostrando, resumidamente, os resultados obtidos nesta tese.



Fluxograma 4.1 - Fluxograma mostrando, resumidamente, os resultados obtidos nesta tese.

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 CONCLUSÕES

O conjunto de resultados obtidos nesse estudo permite as seguintes conclusões:

- Os perfis de rugosidade dos corpos-de-prova produzidos para serem utilizados nos ensaios de fadiga axial apresentam-se dentro dos parâmetros estabelecidos pelas normas vigentes, não oferecendo qualquer interferência nos resultados.
- Os resultados de caracterização microestrutural realizados em amostras do aço de fases complexas CPW-800, atacado quimicamente com o reagente Nital 2%, apresentam os contornos de grãos bem definidos, evidenciando as fases ferríticas (tons de cinza claro) e as fases martensítica, austenítica, bainítica e perlítica (tons de cinza escuro), conforme esperado, evidenciando a correta forma do ataque químico realizado.
- Os resultados de caracterização microestrutural realizados em amostras do aço de fases complexas CPW-800, atacado quimicamente com o reagente LePera apresentam, de forma explícita, as fases presentes (ferrita, bainita, martensita e austenita retida), diferenciadas por cores, destacando a qualidade da metalografia realizada com resultados eficientes.
- Os resultados referentes aos ensaios de tração realizados nos corpos-de-prova do aço de fases complexas CPW-800 apresentam-se dentro dos parâmetros admitidos pelas normas vigentes com relação as suas propriedades mecânicas de limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento, redução de área e módulo de elasticidade. O baixo valor do desvio-padrão apresentado neste ensaio deve-se a qualidade da confecção dos corpos-de-prova, que foram cortados em máquina CNC a partir de um feixe de água de alta pressão, além da homogeneidade do processamento do aço durante sua produção.

- Comparando-se os resultados obtidos durante o ensaio de tração do aço de fases complexas (CPW-800), em relação a outra classe de aço avançado de alta resistência de fim estrutural, (DP 800) observa-se que o limite de resistência a tração se apresenta-se em uma mesma ordem de grandeza, tendo uma pequena variação no limite de escoamento e no alongamento, devido principalmente ao fato do aço de fases complexas apresentar micro-constituintes mais duros, em relação aos aços bifásicos, diminuindo o seu alongamento.
- Devido à homogeneidade de todos os processos a que este aço de fases complexas foi submetido, no que se refere às etapas de laminação, tratamento térmico e acabamento, os valores de dureza obtidos durante o ensaio, apresentam-se com um baixo desvio-padrão, em torno de 0,74, evidenciando a qualidade total das etapas.
- A análise da curva S-logN, referente ao ensaio de fadiga axial do aço de fases complexas CPW-800, mostra que este material, se comparado com outros aços avançados de alta resistência, como os aços bifásico e TRIP, que também possuem fins estruturais nos veículos, apresenta um limite de resistência à fadiga superior (cerca de 12,3%), quando comparado com estas classes de aço de mesmo limite de resistência a tração.
- Em relação aos ensaios de fadiga axial, pode-se afirmar que o aço de fases complexas pode ter sua atuação em veículos estendida a componentes que necessitam de boa resistência à fadiga, aumentando o seu percentual de usabilidade. Esta vantagem em relação ao limite de fadiga apresentado pelo aço de fases complexas CPW-800, em relação aos seus similares (DP 780 e TRIP 780) deve-se a sua microestrutura apresentar um valor homogêneo de dureza de seus micro constituintes, o que faz ter um melhor desempenho quando submetido a solicitações em fadiga.
- Os resultados referentes aos ensaios de impacto realizados nos corpos-de-prova do aço de fases complexas CPW-800 apresentam-se dentro dos parâmetros

esperados. O baixo desvio-padrão apresentado neste ensaio, entre 0,59 e 1,60, deve-se a qualidade da confecção dos corpos-de-prova, que foram cortados em máquina CNC a partir de um feixe de água de alta pressão, além da homogeneidade do processamento deste aço durante seu processo de fabricação e da usinagem do entalhe, por eletro erosão.

- Pode-se observar que a energia absorvida encontrada entre as faixas de temperaturas de -75°C até 60°C é praticamente a mesma (dentro do intervalo de dispersão dos resultados), evidenciando que o aço de fases complexas não apresenta quaisquer diferenças em relação à absorção de energia de impacto no intervalo avaliado, garantindo a integralidade dos cálculos estruturais utilizados durante o projeto do veículo, deixando de lado o fator temperatura com relação a uma possível situação de choque que o mesmo poderia sofrer.
- Observando os resultados de impacto, e comparando-os, dentro da classe dos aços avançados de mesma resistência mecânica, observa-se que o aço de fases complexas apresenta um percentual de absorção de impacto de aproximadamente 18%, bastante superior ao bifásico, com 12,5% e TRIP com 13%. Pode-se afirmar que o aço de fases complexas pode ter sua atuação em veículos, estendida a componentes que necessitam de boa resistência ao impacto, aumentando o seu percentual de usabilidade, como em suportes de pára-choques, dentre outros, que hoje são produzidos em aços bifásicos ou com aços TRIP.
- A análise fractográfica realizada a partir dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga para 90% de seu limite de escoamento evidencia o aspecto dúctil da superfície de fratura do material, com a presença de micro-cavidades e *dimples* pequenos, caracterizando a presença de finos precipitados no material. Nota-se também a presença de trincas dispersas nas superfícies de fratura. Em ambos os casos, a fratura origina-se a partir de pontos distintos na superfície dos corpos-de-prova, não ocorrendo fratura devido a inclusões. Pode-se afirmar que a fratura do aço CPW-800 é caráter dúctil e do tipo alveolar devido à matriz ferrítica (fase de menor dureza), não sendo observadas regiões apresentando

fratura frágil por clivagem, devido à fase martensítica presente no aço (com maior valor de dureza).

- A análise fractográfica, realizada a partir dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga para 95% e 98% de seu limite de escoamento, evidencia o aspecto dúctil da superfície de fratura do material, com a presença de micro-cavidades e *dimples* pequenos, caracterizando a presença de finos precipitados no material. Nota-se, também, a presença de trincas dispersas nas superfícies de fratura. A fratura originou-se a partir de pontos distintos na superfície dos corpos-de-prova, não ocorrendo fratura devido a inclusões. A presença de bandas largas de fadiga deve-se as altas cargas que o corpo-de-prova foi solicitado durante o ensaio, caracterizando o início da trinca por fadiga.
- Analisando os resultados de limite de resistência à fadiga encontrados durante os ensaios de fadiga axial realizados, e suas fractografias, obtidas a partir do MEV, é possível observar vantagem para o aço de fases complexas em relação ao aço bifásico e ao TRIP. Este melhor desempenho está diretamente ligado a fator microestrutural do aço de fases complexas, que possui um refinamento de grão bem superior aos demais aços estruturais avançados de alta resistência analisados, fato ligado a um dos mecanismos de endurecimento dos metais, no caso, o fator tamanho de grão.
- Devido ao nível de limpeza interna deste aço, todas as fraturas ocorridas durante o ensaio de fadiga axial, iniciaram-se a partir da superfície do material, o que faz se valido de acordo com Bathias (2001).
- A análise fractográfica das fraturas referentes aos corpos-de-prova do aço de fases complexas, submetidos ao ensaio de impacto (nas faixas de temperaturas de -75°C e +60°C) evidencia o comportamento dúctil que este aço apresenta mesmo com a variação de temperatura utilizada. Este comportamento dúctil deve-se às características microestruturais que o aço de fases complexas

apresenta, contendo uma microestrutura multiconstituída, de fases duras e de menores valores de dureza intercaladas, combinada com precipitados finos e dispersos entre as fases, o que pode ser visualizado nas imagens obtidas.

- Os resultados do EDS realizados nas amostras dos do aço de fases complexas validam sua composição química dentro dos parâmetros estabelecidos, tanto para as análises pontual e global realizadas. A análise da inclusão mostra uma pequena contaminação por cálcio e magnésio, possivelmente durante fases iniciais da produção do aço.
- O mapeamento de fases na amostra do aço de fases complexas CPW-800 com ataque químico de Nital 2%, realizada pela técnica MEV, mostra com clareza as fases presentes além de uma boa definição dos contornos de grão. Conforme evidenciado na revisão bibliográfica, constata-se a presença das fases ferrítica, bainítica e martensítica e/ou austenítica, que apresentam morfologias diferentes, o que facilita sua identificação.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Dos resultados obtidos e das conclusões apresentadas, o autor sugere as seguintes linhas de trabalho para prosseguimento desta pesquisa:

- Simular, utilizando o método de elementos finitos, situações de impacto na estrutura de veículos utilizando os aços avançados de alta resistência;
- Estudar os efeitos de diferentes técnicas de tratamentos térmicos aplicáveis aos aços de fases complexas;
- Investigar e mapear os precipitados presentes nos aços de fases complexas pela técnica da microscopia eletrônica de varredura.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADAM , H. **The whole is more than the sum of its parts**. AutoTechnology, n. 5, p.68- 71, 2002.

ADAMCZYK, J; GRAJCAR, A. **Heat Treatment and Mechanical Properties of Low-Carbon Steel with Dual-Phase Microstructure** - Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007.

ADEN-ALI, S. et al. **On the Degradation the Endurance of Silicon-Rich TRIP800 Steel After Hot-Dip Galvanization**. Engineering Failure Analysis, n.16, 2009.

ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL (AHSS) APPLICATION GUIDELINES, Version 3 – **International Iron & Steel Institute - Committee on Automotive Applications**, 2006

ADVANCED HIGH STRENGHT STEEL APPLICATION GUIDELINES, VERSION 4.1, **International Iron & Steel Institute - Committee on Automotive Applications**, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 466**: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, United States, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 45**: Standard test methods for determining the inclusion content of steel, United States, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 739**: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data, United States, 2010

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, United States, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 18**: Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials, United States, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 18**: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, United States, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, United States, 2006.

ANDRADE, S.L.; BATISTA, J.F.; TAISS, J.M.; ROSA, L.K.; **ULSAB – AVC – O Aço no Automóvel do Futuro**. In: Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 57, São Paulo, 2002.

ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. **Etching Techniques for Characterizing the Phases of Low-Alloy Dual-Phase and TRIP Steels**. **Prakt. Metallogr**, München, v.43, n.4, p.127-142, fev.2006.

ANNIBAL JR, E. G.; ROTELLI, R. M.; OLIVEIRA JR, J. E. G.; FERRER, M. H. **Desenvolvimentos Recentes em Aços TRIP Aplicáveis na Indústria Automotiva: Uma Revisão**. In: Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica 12, 2005, Ilha Solteira – SP. Disponível em <www.dem.feis.unesp.br/cdrom_creem2005/pdf/cm02.pdf>. Acesso 10 abril de 2011.

ARCELORMITTAL CATALOG, **Complex Phase Steel** – Automotive Worldwide, European Edition, 2010.

ARCELORMITTAL CATALOG, **Dual Phase Steel** – Automotive Worldwide, European Edition, 2011.

ARCELORMITTAL CATALOG, **Transformation Induced Plasticity Steel** – Automotive Worldwide, European Edition, 2011.

BATHIAS, C; et al. **How and why the fatigue s-n curve does not approach a horizontal asymptote**. France, International Journal of Fatigue, Elsevier, 2001.

BLECK, W. **Using the TRIP Effect - The Dawn of a Promising New Group of Cold Formable Sheets**. In: International Conference on TRIP-aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent: GRIPS-Proceeding, 2002. p.13-23.

BRAMFITT, B. L.; BENSCOTER, A. O. **Metallographer`s Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**. 2.ed. Ohio, American Society for Metals. ASM International, 2006. 354p.

CALLISTER, JR. W. D. **Materials Science and Engineering an Introduction** - 6th ed., Hoboken, John Wiley & Sons, Inc p. W-23 – W-25, 2003.

CASTRO, I. **Aços Avançados de Alta Resistência: Uma Experiência na Usiminas** – 47º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM, Brasil, 2010.

CASTRO, C.C. **Metais raros associados ao Granito Desembarque: estudo mineralógico e químico utilizando MEV-EDS**. Dissertação (Mestre em Ciências), Universidade do Estado do Rio de Janeiro, 2007.

CHAN, K. **Changes in fatigue life mechanism due to soft grains and hard particles**. International Journal of Fatigue 32, 526p – 534p, 2010.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4.ed. São Paulo: Ed. Edgard Blücher Ltda, 2008. 652p.

COSTA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgar Blücher, 2006.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials** - 3rd Edition, New Jersey: Pearson Education, Inc, 2007.

DUARTE, L.C; et al. **Aplicações de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Sistema de Energia Dispersiva (EDS) no Estudo de Gemas: exemplos brasileiros** - Pesquisas em Geociências, 2003.

DIETER, George. **Mechanical Metallurgy**. United States, McGraw Hill. 1986

ELISEI, C.C.A. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de baixo carbono**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais), UNESP – Campus de Guaratinguetá, 2008.

FERRER, M. H. **Estudo das Transformações de Fase de Aços TRIP ao Si-Mn Microligados com Nb**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

FUKUGAUCHI, C.S. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – UNESP, Campus de Guaratinguetá, 2010.

FURNÉMONT. Q.; KEMPF, M.; JACQUES, P.J.; GÖKEN, M ; DELANNAY, F. **On the Measurement of the Nanohardness of the Constitutive Phases of TRIP-Assisted Multiphase Steels**. Materials Science and Engineering A, v.328, p. 26–32. 2002.

FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT. **Nature's is way to mobility**, World Auto Steel, 2011.

FUTURE STEEL VEHICLE – **Engineering Report, Phase 2**, World Auto Steel, 2011.

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, P.; MOLS, K.; VAN HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. **Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels**. *Materials Characterization*, v.40, p. 111-118. 1998.

GORNI, A. A. **Caracterização topológica da microestrutura dos aços bifásicos**. REM – Revista Escola de Minas, 48:1, , 40-44. Janeiro-Março 1995.

GORNI, A. A. **Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. Corte & Conformação de Metais, São Paulo, p.26-57, dez. 2008.

GORNI, A.A. Engenharia **Microestrutural das Chapas de Aços Avançados de Alta Resistência** – 11^a. Conferência Nacional de Conformação de Chapas, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Porto Alegre, 2008.

GORNI, A. A. **Aços Avançados com Alta Resistência Mecânica para Aplicações Automotivas**. ABM, São Paulo, 2011.

HAIRER, F. et al. **Etching Techniques for the Microstructural Characterization of Complex Phase Steels by Light Microscopy**. Boltzmannstraße 15, 85747 Garching, Germany, 2007.

HAIRER, F. et al. **Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of a Low Alloyed Complex Phase Steel** - Materials Science and Mechanics of Materials, Technische Universität München, 2007.

HAIRER, F.; et al. **Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Bainitic Single and Complex Phase Steel** - Christian Doppler Research Association (CDG), 2010

HERTZBERG, R.W.; **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. USA, 4. ed., 1995

HEBESBERGER, T; et al. **Cold-Rolled Complex-Phase Steels: AHSS Material with remarkable Properties** - Voestalpine Stahl GmbH, VOEST-ALPINE Straße 3, A-4031 Linz, Austria, 2010.

KARELOVA, A. et al. **A Hole Expansion of Dual-phase and Complex-phase Steels** - Steel Research int. 80, 2009

KANTOVISCKI, A. R. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga TRIP 800**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

KAVANAGH, J. **ULSAB - Advanced vehicle concepts**. Metallurgia, p. 9-10, Apr. 2002.

KREMPASZKY, C; KARELOVA, WERNER, E. **Hole Expansion of Dual-phase and Complex-phase AHS Steels - Effect of Edge Conditions**. Materials Technology, 2009.

KRUPITZER, R; HEIMBUCH, R. **Raising the Bar** – Metal Forming Magazine, 2005

KUZIAK, R.; KAWALLA, R. **Advanced high strength steels for automotive industry** – Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2008.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. **Recent developments in stainless steels**. Elsevier, Materials Science and Engineering R 65, 39p-104p, 2009.

MADAYAG, A.F.; **Metal Fatigue: Theory and design**. USA, Wiley & Sons, University of Southern California, 1969.

MAGNABOSCO, R., BOTTON, T.; **Obtenção de microestrutura bifásica ferrita-martensita em aço ABNT 8620**. Revista Pesquisa & Tecnologia FEI, n.20, p. 18-21, 2000.

MARTINS, M.S; et al. **Complex Phase Steel: a new generation of flat steel for the automotive industry** – SAE International Paper, 2010.

MARRA, K. M. **Aços Dual Phase da Usiminas: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores**. In: Congresso Anual da ABM, 63. 2, 2008, Disponível em:
<www.abmbrasil.com.br/.../20080728_2valoragregado_kleinermarra.pps> Acesso em 23 abril de 2011.

MAZZONI-LEDUC, L.; PARDOEN, T.; MASSART, T. J. **Analysis of Size Effects Associated to the Transformation Strain in TRIP Steels with Strain Gradient Plasticity**. European Journal of Mechanics A/Solids, n. 29, p.132–142. 2010.

MÄNTYJÄRVI, K; VÄISÄNEN, A; KARJALAINEN, J.A. **Cutting Method Influence on the Fatigue Resistance of Ultra High Strength Steel** - University of Oulu, Department of Mechanical Engineering, 2010.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.; **Princípios de metalurgia mecânica**. Brasil, Ed.Edgard Blücher; 1982

MUKHERJEE, K; HAZRA, S.S; MILITZER, M. **Grain Refinement in Dual-Phase Steels** - METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, 2009

OLIVEIRA, J.G.Á. et al. **Análise de um Compósito Complexo por Microscopia Eletrônica Digital e Análise de Imagens** - Revista Matéria, 2006.

PASTOUKHOV, V.A.; VOORWARD, H.J.; **Introdução à mecânica da integridade estrutural**. Brasil, Ed.Universidade Estadual Paulista, 1995.

PEREIRA, M. S.; GARCIA, P. E. L.; HASHIMOTO, T. M. **Microscopy Society of América, Metallographic Procedure to Microstructural Characterization of a Multiphase Steel Applied to Pipelines Industry by Optical Microscopy**, v. 8, n. 2, 1328-1331. 2002.

PEREIRA, M .S. **O efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – UNESP, Campus de Guaratinguetá, 1992.

PEREIRA, M.S. **Novos Aços para a Indústria Automobilística** – II Simpósio de Tecnologia, FATEC, 2009.

PICHLER, H. et al. **Dual-Phase and Complex-Phase Steels – AHSS Material For a Wide Range of Applications** - Voestalpine Stahl GmbH, voestalpineStr. 3, A4020 Linz, Austria, 2010

RAY, A.; DHUA, S. K. **Microstructural Manifestations in Color: Some Applications for Steels**. Materials Characterization, v. 37, p. 1-8, 1999.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art.** International Journal of Fatigue, v.25, n.8, p.679-702, 2003.

SCHAEFFLER, D.J. **Introduction to advanced high-strength steels - Part I – The Fabricator**, 2005.

SOUZA, Sérgio. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos.** Brasil, Edgard Blücher, 1982.

SOUZA, R. C.; NASCIMENTO, M. P.; VOORWALD, H. J. C.; PIGATIN, W. L. **Análise da fadiga, corrosão e desgaste abrasivo do cromo duro eletrodepositado e revestido de carbeto de tungstênio por HVOF no aço ABNT 4340 – Projeções** v.19/20, 59p-60p, 2002.

SUDA, Sumie; et al. **The past and future of high-strength steel for valve spring.** Japan, Kobelco, 2005.

SUN, S., PUNGH, M.; **Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite.** Materials Science and Engineering. A335, p. 298-308, 2002.

TEIXEIRA A. S.; **A Influência do modo de resfriamento nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço 16MnCrS5 aplicado nas indústrias de máquinas portáteis e automobilística.** 2009. Trabalho de Graduação (Engenharia Mecânica) – UNESP, Campus de Guaratinguetá, 2009.

THYSSENKRUPP CATALOG – **Complex Phase Steels CPW e CPK**, ThyssenKrupp Steel Europe, 2009

ULSAB OVERVIEW REPORT – PHASE 2, **ULSAB Executive Summary**, World Auto Steel, 1998

ULSAB – AVC OVERVIEW REPORT. **Safe, affordable, fuel efficient vehicle concepts for the 21st century designed steel**, World Auto Steel, 2002.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography, Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1999. 752p.

WORLD AUTO STEEL. **Inside Scoop on the Volvo XC90 And Porsche Cayenne Body Structures** – World Auto Steel, 2010.

WORLD STEEL ASSOCIATION. **Steel Basics: TRIP**. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/SteelBasics/Steel-Types/TRIP.aspx>>. Acesso em: 14 setembro de 2010.

WORLD AUTO STEEL. **Definitions**: Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org>>. Acesso em: 15 setembro de 2010.

XIAODONG, Z.; ZHAOHUI, M.; LI, W. **Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-Making and its Development in Baosteel**. Baosteel.com, 2004

ZACKAY, F.; PARKER, E. R.; FAHR, D.; BUSCH, R. **The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels**. Transactions of the ASM, 60, 1967, p. 252-9.

ZRNÍK, J. et al. **Recent progress in high strength low carbon steels** – METALURGIJA, 2006.

ZUIDEMA, B.K.; DENNER, S. G.; ENGL, B.; SPERLE, J. **New High Strength Steels Applied to the Body Structure of ULSAB-AVC**. In: SAE World Congress, 2001, Detroit. SAE Paper 2001-01-3042: SAE International, 2001.