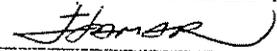


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR TÁCITO BRANDÃO
PINTO E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 11 . 12 . 01.



ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**Comportamento mecânico de um aço inoxidável
duplex do tipo 2205 sob a influência da
temperatura e da precipitação de fases frágeis**

Autor: **Tácito Brandão Pinto**

Orientador: **Itamar Ferreira**

01/02



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

**Comportamento mecânico de um aço inoxidável
duplex do tipo 2205 sob a influência da
temperatura e da precipitação de fases frágeis**

**Autor: Tácito Brandão Pinto
Orientador: Itamar Ferreira**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 2001
S.P. - Brasil

**UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE**

648642000
202207809

UNIDADE 30
Nº CHAMADA T/UNICAMP
P658C
V _____ EX _____
TOMBO BCI 50394
PROC 16-837102
C _____ DX _____
PREÇO R\$ 17,00
DATA 16-08/02
Nº CPD _____

CM00172551-1

BIB ID 253732

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

P658c Pinto, Tácito Brandão
Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis / Tácito Brandão Pinto. -- Campinas, SP: [s.n.], 2001.

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

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

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

TESE DE DOUTORADO

**Comportamento mecânico de um aço inoxidável
duplex do tipo 2205 sob a influência da
temperatura e da precipitação de fases frágeis**

Autor: **Tácito Brandão Pinto**

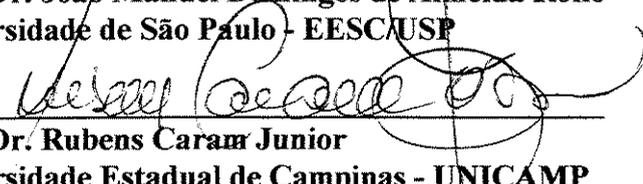
Orientador: **Itamar Ferreira**



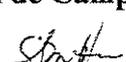
**Prof. Dr. Itamar Ferreira, Presidente
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP**



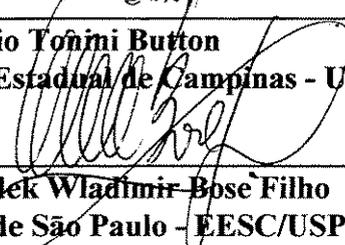
**Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo
Universidade de São Paulo - EESCAUSP**



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



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



**Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho
Universidade de São Paulo - EESC/USP**

Campinas, 11 de Dezembro de 2001

Dedicatória

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

Agradecimentos

Aos meus pais pelo apoio por toda a minha vida.

À minha esposa Lilian pelo estímulo, ajuda e compreensão.

Ao meu orientador, prof. Dr. Itamar Ferreira, pela confiança depositada, amizade e orientação.

Aos meus familiares e aos da minha esposa, em especial ao meu irmão Péricles pela ajuda na manutenção do microcomputador.

Ao senhor Lucas, companheiro de várias viagens, pelo exemplo e disposição demonstrados.

Aos colegas do grupo de trabalho, Enrico, Peterson e Vagner, e aos demais colegas da FEM-UNICAMP pela convivência e companheirismo. Em especial aos colegas Enrico e Peterson pelas valiosas discussões técnicas.

Aos professores da FEM/UNICAMP que contribuíram para meu aperfeiçoamento técnico.

Ao prof. Dr. Sérgio Tonini Button do DEMA/FEM/UNICAMP pela utilização dos fornos e do sistema de aquisição de dados do laboratório de conformação mecânica fina, indicação de material para consulta e discussões técnicas.

Ao prof. Dr. Rubens Caram Junior pelas dicas a respeito da elaboração de projetos de pesquisa e importação de equipamentos.

A todos os funcionários da FEM-UNICAMP, especialmente ao José Luiz do Laboratório de Propriedades Mecânicas, Claudenete, Sérgio e Jiomar do Laboratório de Caracterização Microestrutural, Fábio e Geraldo do Laboratório de Fabricação e Montagem e Daniel e Maria do Carmo da secretaria do DEMA.

À senhora Rita Helena B. Jacon pela ajuda nas técnicas de caracterização microestrutural.

Ao prof. Dr. Lisandro Pavie Cardoso e ao senhor José Alfredo Fraymann do IFGW/UNICAMP pelas análises de difração de raios X.

Ao prof. Dr. João Manuel D. de Almeida Rollo da EESC-USP pelas análises no ferritoscópio.

Aos pesquisadores do CETEC-MG, Dr^a. Margareth Spangler Andrade e Dr. José Mário Carneiro Vilela, pelos artigos fornecidos e pela conversa acerca de transformações martensíticas.

Ao senhor Norberto Gambetta da CAMPSTEEL COMERCIAL LTDA pelo fornecimento do aço inoxidável do tipo AISI 430 utilizado como material auxiliar.

Ao prof. Dr. Valdir Alves Guimarães da FEG/UNESP pela ajuda com os ensaios de impacto Charpy.

Ao setor de criogenia do IFGW/UNICAMP, em especial ao funcionário Renato.

À biblioteca central da UNICAMP, especialmente às funcionárias da BAE pela ajuda e atenção na busca das referências bibliográficas.

À oficina central do IFGW/UNICAMP pela utilização da serra de fita.

À oficina do DPM/FEM/UNICAMP pela utilização da serra mecânica.

Ao senhor Guilherme e colaboradores do setor de usinagem do CT/UNICAMP pelo cordial atendimento durante a usinagem dos corpos de prova.

Ao setor de metrologia do CT/UNICAMP, em especial ao Eng. Naoyuki Sugimori, pela utilização do microscópio para medição das pré-trincas de fadiga nos corpos de prova CTOD.

À chefia do DEMA e à diretoria da FEM/UNICAMP pelo pagamento dos serviços de usinagem executados pelo CT/UNICAMP.

Ao CNPq pela concessão da bolsa de estudo.

À FAPESP pelo auxílio à pesquisa (n. 99/03516-9) que deu suporte financeiro ao trabalho.

À UNICAMP pela oportunidade e uso de suas instalações.

Resumo

PINTO, Tácito Brandão. *Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 180 p. Tese (Doutorado).

Os aços inoxidáveis duplex são caracterizados por possuírem duas fases com frações aproximadamente iguais, sendo essas fases normalmente a ferrita e a austenita. Nas várias aplicações do duplex, eles são mais empregados onde a resistência mecânica é de fundamental importância, como por exemplo, em vasos de pressão e tubulações. A resistência à corrosão sob tensão e à corrosão por pite desses aços são excelentes, em muitos casos superiores às dos austeníticos de custo similar. Contudo, apesar da combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas, esses aços são menos apropriados que os austeníticos para aplicações acima de 250°C (devido à precipitação de fases frágeis) e abaixo de -50°C (por causa da fragilidade associada à fase ferrita). Este trabalho tem por objetivos estudar o comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 em meio neutro, sob o ponto de vista da influência da temperatura de ensaio e da precipitação de fases frágeis. Foram feitos ensaios de tração, tenacidade à fratura, impacto, dureza e “impressão de esferas” nas temperaturas de +24°C, -20°C, -50°C e -90°C, com o material solubilizado e em cinco outras condições com crescentes frações de fases precipitadas, principalmente Sigma e Chi. A fração volumétrica dessas fases variou de 0,88% a 10,7%, tendo sido obtidas por tratamentos isotérmicos. Para caracterização microestrutural do material, foram utilizadas as técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X e medidas magnéticas via ferritoscópio. Com relação à resistência mecânica, obtida por meio do ensaio de tração, observou-se um aumento dessa com a diminuição da temperatura de ensaio. A precipitação de fases não influenciou os parâmetros de resistência mecânica, exceto a tensão verdadeira de fratura. Os parâmetros de ductilidade, avaliados no ensaio de tração, foram mais sensíveis à influência das fases frágeis do que à variação da temperatura. A tenacidade e a tenacidade à fratura, avaliadas pelos ensaios de impacto Charpy e CTOD, respectivamente, diminuíram com a redução da temperatura e com a precipitação das fases frágeis, tendo a precipitação maior influência. A dureza, assim como a resistência mecânica, não foi sensível à precipitação das fases fragilizantes, mas foi influenciada pela temperatura de ensaio, aumentando com o abaixamento da temperatura. Em uma análise da influência da precipitação das fases frágeis nesse material, deve-se dar atenção aos parâmetros de tenacidade e aos de ductilidade relacionados à região da estrição, sendo que para a influência da temperatura de ensaio, pode-se também utilizar os parâmetros de dureza e resistência mecânica. Com o ensaio de “impressão de esferas” conseguiu-se estimar com boa aproximação os limites de escoamento e resistência à tração do material, para as diversas condições microestruturais e temperaturas de ensaio. Em relação aos mecanismos de fratura, observou-se a fratura do tipo alveolar com tendência para clivagem pelo abaixamento da temperatura ou aumento da porcentagem de fases frágeis. O fenômeno das separações também foi observado, sendo o número de separações aumentado tanto pela redução da temperatura como pelo aumento da porcentagem de fases frágeis.

Palavras chave: Comportamento mecânico, Aço inoxidável duplex, Precipitação de fases intermetálicas.

Abstract

PINTO, Tácito Brandão. *Mechanical behavior of a type 2205 duplex stainless steel as a function of the temperature and of the brittle phase precipitation*. Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, São Paulo State, Brazil. 2001. 180 p. Doctoral Thesis.

Duplex stainless steels (DSS) may be defined as a family of steels having two-phase ferritic-austenitic microstructures, both of them stainless. They are used usually in applications where the strength is of fundamental importance, like in pressure vessels and pipelines. They have excellent stress corrosion and pitting corrosion resistances and, in some cases, these properties are greater when compared to austenitic stainless steels having the same price. However, in spite of the good mechanical and corrosion properties, they are not recommended for applications above 250°C (due to the brittle phase precipitation) and below -50°C (due to the brittle behavior of the ferrite phase). The purpose of this work is to study the mechanical behavior of a DSS, type 2205, in inert environment as a function of the temperature and brittle phase precipitation. Tension, fracture toughness, notched bar impact, hardness, and ball indentation tests have been conducted in order to characterize the mechanical properties at four temperature (24°C, -20°C, -50°C, and -90°C) and under six material conditions (annealed and five microstructures with an increasing fraction of precipitated phases, mainly the Sigma and Chi phases, from 0.88% to 10.7%). These five microstructures were obtained from isothermal heat treatment and characterized by using optical and scanning electron microscopies, X-ray diffraction, and magnetic measurement (ferrite content detector). It was observed that the lower the temperature the higher the hardness and strength (evaluated by yield strength, tensile strength, true fracture strength, and necking stress). These properties were not affected by an increase in the brittle phase quantity, except the true fracture stress. On the other hand, as expected, the ductility, the toughness (impact energy), and the fracture toughness (CTOD and K-EE) were affected by the temperature and the brittle phase quantity. The fraction of the brittle phase affected the latter properties in a very strong way. To analyze the effect of the brittle phases in DSS, the toughness, fracture toughness, and ductility (reduction of area, reduction of area from the necking point, and necking elongation) parameters must be taken into account and to analyze the effect of the temperature the hardness and strength parameters can be also utilized. The ball indentation test was satisfactory for estimating the yield strength and tensile strength at all temperatures and/or microstructural conditions used in this experiment. The fracture mechanism was dimples and cleavage was observed with decreasing the temperature and increasing the fraction of brittle phases. Delamination was also observed, and the number of splits increased with decreasing the temperature and increasing the fraction of brittle phases.

Keywords: Mechanical behavior, Duplex Stainless Steel, Intermetallic phase precipitation.

Sumário

Lista de Figuras	<i>i</i>
Lista de Tabelas	<i>viii</i>
Nomenclatura	<i>x</i>
1- Introdução	<i>1</i>
1.1- Objetivos	<i>4</i>
2- Revisão bibliográfica	<i>6</i>
2.1- Considerações iniciais	<i>6</i>
2.2- Aço inoxidável duplex	<i>7</i>
2.2.1- Aspectos gerais relacionados à microestrutura	<i>8</i>
2.2.2- Precipitações de fases nos aços inoxidáveis duplex	<i>15</i>
2.2.3- Mecanismos de fratura dos aços inoxidáveis duplex	<i>26</i>
2.2.4- Comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex	<i>29</i>
2.2.4.1- Efeito das fases frágeis no comportamento mecânico	<i>35</i>
2.2.4.2- Efeito da temperatura no comportamento mecânico	<i>39</i>

2.3- Algumas considerações sobre o comportamento mecânico dos materiais	43
2.3.1- Ensaio e parâmetros das propriedades mecânicas	43
2.3.1.1- Ensaio de tração	43
2.3.1.2- Ensaio de tenacidade à fratura	48
2.3.1.3- Ensaio de impacto	49
2.3.1.4- Ensaio de dureza	50
2.3.1.5- Ensaio de impressão de esferas (“ <i>ball indentation</i> ”)	50
3- Materiais e métodos	58
3.1- Materiais	58
3.1.1- Condições microestruturais do aço inoxidável duplex	60
3.2- Análise microestrutural	62
3.2.1- Microscopia Óptica (MO)	63
3.2.1.1- Caracterização de fases e precipitados	63
3.2.1.2- Fração volumétrica (FV)	63
3.2.1.3- Localização de trincas perpendiculares à superfície de fratura	64
3.2.2- Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	65
3.2.2.1- Composição química e caracterização do material	65
3.2.2.2- Fração volumétrica das fases precipitadas	66
3.2.3- Difração de raios X	66
3.2.4- Medida de fases magnéticas – Ferritoscopia	67
3.2.5- Microdureza Vickers como parâmetro de caracterização microestrutural	67

3.3- Análise fractográfica	68
3.4- Ensaio mecânicos	68
3.4.1- Ensaio de tração	69
3.4.2- Ensaio de tenacidade à fratura (CTOD e K-EE)	72
3.4.3- Ensaio de impacto Charpy	74
3.4.4- Ensaio de dureza e de impressão de esferas	76
3.4.4.1- Dureza Vickers	77
3.4.4.2- Dureza Rockwell	78
3.4.4.3- Ensaio de “impressão de esferas”	79
4- Resultados e Discussão	81
4.1- Considerações preliminares	81
4.2- Análise microestrutural	81
4.2.1- Microscopia óptica (MO)	82
4.2.2- Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	89
4.2.3- Difração de raios X	94
4.2.4- Medida de fases magnéticas – Ferritoscopia	96
4.2.5- Microdureza Vickers como parâmetro de caracterização microestrutural	98
4.3- Avaliação dos mecanismos de fratura	100
4.3.1- Micromecanismos de fratura	102
4.3.2- O fenômeno das separações (delaminação)	106
4.4- Comportamento mecânico	116
4.4.1- Ensaio de tração	116
4.4.2- Ensaio de tenacidade à fratura	139

4.4.3- Ensaio de impacto Charpy	144
4.4.4- Ensaio de dureza	146
4.4.5- Ensaio de impressão de esferas	149
4.5- Comportamento mecânico no geral	154
5- Conclusões e Sugestões para trabalhos futuros	158
5.1- Conclusões	158
5.2- Sugestões para trabalhos futuros	160
Referências bibliográficas	162
Anexo I - Pré-ensaios	173
Anexo II – Materiais auxiliares	179

Lista de Figuras

1.1-	Algumas considerações acerca do título da tese.....	5
2.1-	Diagramas pseudobinários para o sistema Fe-Cr-Ni	9
2.2-	Diagrama do tipo Schaeffler	12
2.3-	Precipitações típicas que podem ocorrer em aços inoxidáveis duplex	15
2.4-	Curvas TTP (Tempo-Temperatura-Precipitação) para vários precipitados observados no SAF 2507	20
2.5-	Modos de crescimento da austenita secundária associada à precipitação de carbonetos ($M_{23}C_6$) ou fase σ , sendo: (a) um crescimento lamelar casado com o crescimento do carboneto; (b) somente a austenita cresce “deixando para trás” carbonetos do tipo “larva”; (c) a austenita cresce nas saliências da fase Sigma	22
2.6-	Limite de escoamento como função da porcentagem volumétrica de ferrita e da temperatura em aços inoxidáveis duplex	30
2.7-	Limite de resistência à tração como função da porcentagem volumétrica de ferrita e da temperatura em aços inoxidáveis duplex.....	31
2.8-	Efeito da porcentagem de ferrita nos alongamentos total e uniforme de um aço inoxidável duplex	33
2.9-	Diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) para um aço SAF 2507 com a correspondente tenacidade ao impacto de 27 J, indicando a taxa de fragilização em várias temperaturas	35
2.10-	Varição da tenacidade medida pela energia absorvida no ensaio de impacto em função da fração volumétrica de fase Sigma	36
2.11-	Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C na fração de fase σ precipitada e no alongamento de um aço inoxidável superduplex	37

2.12-	Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C no limite de resistência à tração e no limite de escoamento de um aço inoxidável superduplex	38
2.13-	Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C no alongamento e na redução de área de um aço inoxidável superduplex	38
2.14-	Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C na dureza de um aço inoxidável superduplex	38
2.15-	Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C na energia absorvida por unidade de área da seção transversal no ensaio de impacto Charpy “sub-size” de um aço inoxidável superduplex	39
2.16-	Efeito da temperatura de ensaio no valor do parâmetro CTOD para planos de fratura L-T e T-L	40
2.17-	Comparação entre a resistência ao impacto dos aços duplex e dos aços austeníticos	40
2.18-	Influência da fração volumétrica de austenita e da temperatura de ensaio no alongamento e na redução de área de um aço inoxidável duplex do tipo 2205	41
2.19-	Curva tensão <i>versus</i> deformação para o aço AISI 316LN ensaiados a 300 K e a 77 K	42
2.20-	Típica curva da carga <i>versus</i> deslocamento no ensaio de tração com a definição do W_{pn}	46
2.21-	Relação de Meyer	51
2.22-	Curva típica da carga em função da profundidade de impressão no ensaio de IE (“ball indentation”)	53
2.23-	Representação esquemática da carga de impressão em função da profundidade da penetração de um penetrador esférico como observado no ciclo de carregamento do ensaio de IE, mostrando os parâmetros retirados em cada ciclo do ensaio	53
2.24-	Representação esquemática da carga de impressão em função da profundidade da penetração de um penetrador esférico mostrando o ciclo de carregamento, descarregamento e novo carregamento no ensaio de IE	54
2.25-	Ilustração da geometria da impressão por esfera durante e após a aplicação da carga (a elevação de material na borda da impressão está exagerada).....	55
3.1-	Registro da temperatura do termopar e do controlador do forno em função do tempo.....	61
3.2-	Simbologia dos planos e direções em relação à chapa do material	62
3.3-	Desenho esquemático dos corpos de prova de tração (dimensões em milímetros)..	70
3.4-	Esquema com as dimensões (milímetros) dos corpos de prova de tenacidade à fratura.....	73

3.5-	Retirada dos corpos de prova de dureza a partir dos de tenacidade à fratura.....	77
3.6-	Esquema do dispositivo para os ensaios de dureza e IE realizados na MTS.....	78
3.7-	Ciclo de carregamento (carga x tempo) no ensaio de IE.....	80
4.1-	Material na condição C0, ataque KOH eletrolítico.....	82
4.2-	Material na condição C0, ataque ácido oxálico eletrolítico.....	83
4.3-	Material na condição C0, ataque ácido oxálico eletrolítico.....	84
4.4-	Material na condição C2, ataque KOH eletrolítico.....	85
4.5-	Material na condição C2, ataque ácido oxálico eletrolítico.....	85
4.6-	Material na condição C4, ataque KOH eletrolítico, observação do plano T, estando a direção L na horizontal e a direção S na vertical.....	86
4.7-	Material na condição C4, ataque KOH eletrolítico, observação do plano S, estando a direção L na horizontal e a direção T na vertical.....	86
4.8-	Gráfico mostrando a evolução da FV das fases com o aumento no tempo total de tratamento.....	89
4.9-	Material na condição C4, observação por elétrons retroespalhados em amostras somente polidas.....	90
4.10-	Material na condição C5, observação por elétrons retroespalhados em amostras somente polidas.....	91
4.11-	Material na condição C2, observação em amostras somente polidas, (a) elétrons secundários (b) elétrons retroespalhados.....	93
4.12-	Difratograma da condição C0 (A = austenita e F = ferrita).	94
4.13-	Difratograma da condição C5 (1 a 8 = picos adicionais as fases α e γ).....	95
4.14-	Impressões de microdureza Vickers (HV_{10}), sendo: (a) na fase α ; (b) na fase γ	99
4.15-	Imagem de uma seção longitudinal na região da estrição de um corpo de prova de tração da condição C4, sendo: (a) elétrons secundários, (b) elétrons retroespalhados. A direção de aplicação do carregamento (direção L) coincide com a horizontal.....	101
4.16-	Imagem de uma seção longitudinal na região da estrição de um corpo de prova de tração da condição C4 obtida elétrons retroespalhados. A direção de aplicação do carregamento (direção L) coincide com a horizontal.....	102
4.17-	Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração para a condição C0 ensaiada a +24°C. Observação do plano L.	103
4.18-	Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração para a condição C5 ensaiada a -90°C. Observação do plano L.	103

4.19-	Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura para a condição C0 ensaiada a +24°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.....	104
4.20-	Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura para a condição C5 ensaiada a -50°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.....	104
4.21-	Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura para a condição C5 ensaiada a +24°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.....	105
4.22-	Superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto Charpy para a condição C4 ensaiada a -90°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.....	106
4.23-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C0 ensaiado na temperatura de +24°C.	107
4.24-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C0 ensaiado na temperatura de -20°C.	108
4.25-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C0 ensaiado na temperatura de -90°C.	108
4.26-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C1 ensaiado na temperatura de +24°C.	109
4.27-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C3 ensaiado na temperatura de -50°C.....	109
4.28-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C0 ensaiado na temperatura de +24°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).....	110
4.29-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C0 ensaiado na temperatura de -50°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).....	110
4.30-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C0 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).....	111
4.31-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C1 ensaiado na temperatura de -20°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).....	111
4.32-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C1 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).....	112

4.33-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C4 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).....	112
4.34-	Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C3 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção T na horizontal e a direção S na vertical).	113
4.35-	Superfície de fratura de corpos de prova da condição C1 (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal), sendo: (a) tenacidade à fratura ensaiado a -50°C, (b) impacto Charpy ensaiado a -90°C.	114
4.36-	Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto da condição C4 pela observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na horizontal e a direção S na vertical.....	115
4.37-	Parâmetros de resistência mecânica em função da temperatura de ensaio para a condição C0.....	122
4.38-	σ_n em função da temperatura de ensaio para as condições C0, C1, C2, C3 e C5.....	122
4.39	$S_{y0,2}$, $S_{y1,0}$ e S_u em função da FV de fases frágeis para ensaios a +24°C e -50°C.....	123
4.40-	σ_f em função da FV das fases precipitadas para as quatro temperaturas de ensaio..	124
4.41-	Alongamento uniforme em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais analisadas neste trabalho.....	125
4.42-	Alongamento na estricção em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais analisadas neste trabalho.....	125
4.43-	Curva da tensão em função da deformação para a condição C0 ensaiada nas temperaturas de +24°C, -20°C e -90°C, com a definição da carga máxima.....	126
4.44-	Curva da tensão em função da deformação para a condição C2 ensaiada nas temperaturas de +24°C, -20°C, -50°C e -90°C, com a definição da carga máxima..	127
4.45-	Parâmetros de alongamento em função da FV das fases frágeis para os ensaios nas temperaturas de +24°C e -50°C.....	129
4.46-	Parâmetros de redução de área em função da temperatura de ensaio para as condições C0, C2 e C5.	130
4.47-	Parâmetros RA e RA_n e em função da porcentagem de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio analisadas.....	131
4.48-	Parâmetros de ductilidade em função da FV das fases fragilizantes para ensaios realizados na temperatura de +24°C.....	132
4.49-	Parâmetros de ductilidade em função da FV das fases fragilizantes para ensaios realizados na temperatura de -50°C.	132
4.50-	Parâmetro Γ_f em função da porcentagem de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio utilizadas.....	133

4.51-	Parâmetro Γ_f em função da temperatura de ensaio para as condições analisadas.....	134
4.52-	Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para a condição C0 ensaiada nas temperaturas de +24°C e -50°C mostrando a curva experimental e a curva ajustada pela utilização da equação de Hollomon.....	135
4.53-	Expoente de encruamento em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais C0, C2 e C5.....	136
4.54-	Expoente de encruamento em função da fração volumétrica de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio utilizadas.....	136
4.55-	Expoente de encruamento e ganho de resistência entre 1% e 10% de deformação em função da temperatura de ensaio para as condições C0, C3 e C5.....	137
4.56-	Expoente de encruamento e ganho de resistência entre 1% e 10% de deformação em função da temperatura de ensaio para os materiais auxiliares AISI 430 e ASTM F138.....	138
4.57-	Parâmetro δ_m em função da temperatura de ensaio.....	141
4.58-	Parâmetro K-EE em função da temperatura de ensaio.....	141
4.59-	Parâmetro δ_m em função da fração volumétrica de fases frágeis.....	142
4.60-	Parâmetro K-EE em função da fração volumétrica de fases frágeis.....	142
4.61-	Curvas carga-COD para alguns corpos de prova ensaiados.....	143
4.62-	Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função da temperatura para todas as condições analisadas.....	145
4.63-	Dureza RHG das condições C0, C3 e C5 em função da temperatura de ensaio.....	148
4.64-	Carga (P) em função da profundidade de penetração (h) no ensaio de dureza HRG para a condição C0 nas quatro temperaturas de ensaio.....	148
4.65-	Comparação entre o S_u obtido no ensaio de tração e o estimado pelo ensaio de IE..	149
4.66-	Comparação entre o $S_{y0,2}$ obtido no ensaio de tração e o estimado pelo ensaio de IE.....	152
4.67-	Comparação entre o $S_{y1,0}$ obtido no ensaio de tração e o estimado pelo ensaio de IE.....	152
4.68-	Carga (P) em função da profundidade de penetração (h) no ensaio de impressão de esferas para a condição C0 na temperatura ambiente (+24°C).....	153
4.69-	Variação da propriedade em função da fração volumétrica das fases frágeis para os ensaios a +24°C, considerando como base o valor da propriedade para a condição C0.....	155
4.70-	Variação da propriedade em função da temperatura de ensaio para a condição C0, considerando como base o valor da propriedade na temperatura ambiente (+24°C).	156

A.1.1 - Curvas obtidas no ensaio de tração para os pré-ensaios.....	174
A.1.2 - Microestrutura da condição P0 (Ataque: KOH eletrolítico).....	177
A.1.3 - Microestrutura da condição P2 (Ataque: KOH eletrolítico).....	177
.....	

Lista de Tabelas

2.1-	Características das principais fases observadas em aços inoxidáveis duplex.....	16
2.2-	Fração volumétrica de fase intermetálica ($\sigma + \chi$) formada em um SAF 2205 após vários tempos de envelhecimento.....	20
2.3-	Reagentes que podem ser utilizados para caracterização de aços inoxidáveis.....	25
2.4-	Composições típicas das fases medidas por AED (“EDS”) (% em peso).....	26
3.1-	Composição química do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho (% em peso).....	59
3.2-	Propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho.....	59
3.3-	Tratamento térmico das condições microestruturais do material utilizado no trabalho e a respectiva simbologia adotada.....	60
3.4-	Ataques eletrolíticos utilizados para revelar a microestrutura.....	63
3.5-	Resumo dos ensaios de dureza e IE com relação às temperaturas e equipamentos....	76
3.6-	Ciclo de carregamento e descarregamento nos ensaios de IE.....	80
4.1-	FV das fases presentes no aço duplex do tipo 2205 pela utilização de dois reagentes e observação nos três planos (%)......	87
4.2-	Fração volumétrica média das fases precipitadas nas diversas condições (%)......	88
4.3-	Análise da composição química das fases presentes no aço inoxidável duplex UNS S31803 por meio de AED em amostras somente polidas (% em peso).....	92
4.4-	FV das fases σ e χ presentes no aço duplex do tipo 2205 pela observação de imagens de elétrons retroespalhados no MEV (%)......	92

4.5-	Picos adicionais aos da C0 detectados em relação ao ângulo de varredura (2θ).....	95
4.6-	Resultados das medidas no ferritoscópio (FV de fases magnéticas em %)......	97
4.7-	Microdureza Vickers das fases α e γ do aço 2205 nas várias condições (HV_{10})......	98
4.8-	Microdureza Vickers das fases α e γ da condição C0 com e sem deformação (HV_{10})......	100
4.9-	Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para o aço inoxidável duplex 2205.....	117
4.10-	Parâmetros obtidos no ensaio de tenacidade à fratura e impacto Charpy para o aço inoxidável duplex 2205.....	140
4.11-	Parâmetros obtidos nos ensaios de dureza Vickers, Rockwell A e Rockwell G para o aço inoxidável duplex 2205.....	147
4.12-	Limite de resistência à tração (S_u) para o aço inoxidável duplex 2205 estimado pelo ensaio de IE.....	150
4.13-	Limite de escoamento (S_y) para o aço inoxidável duplex 2205 estimado pelo ensaio de IE.....	151
A.1.1	- Tratamentos térmicos dos pré-ensaios.....	173
A.1.2	- Propriedades mecânicas obtidas nos pré-ensaios de tração.....	175
A.1.3	- Valores de dureza Rockwell obtidos para algumas condições dos pré-ensaios.....	176
A.1.4	- Tratamentos térmicos definitivos para o projeto e respectiva nomenclatura.....	178
A.2.1	- Composição química dos materiais auxiliares utilizados (% em peso)......	179
A.2.2	- Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para os aços auxiliares.....	180

.....

Nomenclatura

Letras Latinas

a - comprimento da trinca	[mm]
A – parâmetro do material determinado pela relação de Meyer	
B - espessura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]
D - diâmetro da esfera utilizadas nos ensaios de impressão	
E - módulo de elasticidade	[GPa]
h – profundidade de penetração nos ensaios de impressão	[mm]
J - Joule	
k – coeficiente de resistência (calculado entre 2% e 18% de deformação)	[MPa]
K – Kelvin	
k – coeficiente de resistência	[MPa]
L – plano do material	
m – expoente ou coeficiente de Meyer	
n – expoente de encruamento (calculado entre 2% e 18% de deformação)	[adimensional]
P – carga	
s - segundos	
S – plano do material	
T – plano do material	
W - largura do corpo de prova de tenacidade à fratura	[mm]

.....

Letras Gregas

α - fase Alfa (ferrita)

χ - fase Chi

δ - fase Delta (ferrita)

ε - fase Epsilon (rica em Cu) ou martensita com estrutura cristalina hexagonal compacta

γ - fase Gama (austenita)

π - fase Pi

σ - fase Sigma

τ - fase Tau

.....

Abreviações

a_0 - comprimento inicial (original) da trinca [mm]

ABI – “*automated ball indentation*”

AED – análise da energia dispersiva

A_f - área da seção transversal na estrição ou área da menor seção transversal
reta da parte útil do corpo de prova de tração após a ruptura [mm²]

A_n – menor área da seção transversal no ponto de início da estrição [mm²]

BI – “*ball indentation*”

°C - graus Celsius (centígrados)

C0 - condição inicial do material solubilizado a 1060°C (1333 K)

C1 - condição do material tratado a 850°C (1123 K) por 30 minutos

C2 - condição do material tratado a 850°C (1123 K) por 45 minutos

C3 - condição do material tratado a 850°C (1123 K) por 60 minutos

C4 - condição do material tratado a 850°C (1123 K) por 75 minutos

C5 - condição do material tratado a 850°C (1123 K) por 125 minutos

CCC – estrutura cristalina cúbica de corpo centrado

CFC – estrutura cristalina cúbica de face centrada	
COD - deslocamento de abertura da trinca	[mm]
CTOD - deslocamento de abertura da ponta da trinca	[mm]
δ_e - componente elástica do parâmetro δ_m	[mm]
δ_m - deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima	[mm]
δ_p - componente plástica do parâmetro δ_m	[mm]
E_a - energia requerida para romper o corpo de prova, numa máquina de ensaio de impacto, com um só golpe; ou energia absorvida no ensaio de impacto Charpy com entalhe em V	[J]
EDS – “ <i>energy dispersive spectrometry</i> ”	
EDX – “ <i>energy dispersive X-ray</i> ”	
El_e – alongamento na estrição	[%]
El_t – alongamento total	[%]
El_u – alongamento uniforme	[%]
FV – fração volumétrica	
G_{NRM} – ganho nominal de resistência mecânica entre 1% e 10% de deformação de engenharia	[MPa]
Γ_f – parâmetro de tenacidade para fratura dúctil	[J/mm ²]
he – componente elástica da profundidade de penetração no ensaio de IE	[mm]
hp - componente plástica da profundidade de penetração no ensaio de IE	[mm]
ht – componente total da profundidade de penetração no ensaio de IE	[mm]
HB – número de dureza Brinell	
HC – estrutura cristalina hexagonal compacta	
HRA – número de dureza Rockwell, escala A	
HRB - número de dureza Rockwell, escala B	
HRC - número de dureza Rockwell, escala C	
HRD - número de dureza Rockwell, escala D	
HRG - número de dureza Rockwell, escala G	
HV - número de dureza Vickers	
IE – ensaio de impressão de esferas	
kI - coeficiente de resistência (calculado entre 2% e 10% de deformação)	[MPa]

K-EE – parâmetro de tenacidade à fratura, calculado pelo método da energia equivalente	[MPa.m ^{1/2}]
L₀ - comprimento inicial, entre as marcas, do corpo de prova de tração na região útil	[mm]
L-T - plano de fratura (plano de laminação com propagação da trinca na direção transversal)	
LVDT – “ <i>linear variable differential transformer</i> ”	
MET - microscopia eletrônica de transmissão ou microscópio eletrônico de transmissão	
MEV - microscopia eletrônica de varredura ou microscópio eletrônico de varredura	
MO - microscopia ótica ou microscópio ótico	
n₁ - expoente de encruamento (calculado entre 2% e 10% de deformação)	[adimensional]
P_E – carga equivalente para o cálculo do parâmetro K-EE	
P_f - carga final de ruptura no ensaio de tração ou carga do descarregamento parcial no ensaio de impressão de esferas	[kgf]
P_m - carga máxima no ensaio CTOD	[kgf]
P_n – carga no ponto de início da estrição	
P_u - carga máxima no ensaio de tração	[kgf]
RA - redução de área	[%]
RA_n – redução de área na estrição	[%]
S_y - limite de escoamento	[MPa]
S_{y0,2} - limite de escoamento pelo critério de 0,2% de deformação plástica	[MPa]
S_{y1,0} - limite de escoamento pelo critério de 1,0% de deformação plástica	[MPa]
S_{y0,2est} – limite de escoamento (0,2%) estimado pelo ensaio de IE	[MPa]
S_{y1,0est} - limite de escoamento (1,0%) estimado pelo ensaio de IE	[MPa]
S_u - limite de resistência à tração	[MPa]
S_{uest} – limite de resistência à tração estimado pelo ensaio de IE	[MPa]
T-L - plano de fratura (plano transversal com propagação da trinca na direção de laminação)	
V_p - componente plástica do deslocamento total	[mm]
WC – carboneto de tungstênio	
W_{pn} – energia absorvida pelo corpo de prova do início da estrição até a fratura	[J]

W_T – área sob a curva carga-deslocamento	[J]
ZTA - zona termicamente afetada de juntas soldadas	
α' – fase CCC rica em Cr ou martensita com estrutura cristalina CCC	
β_m – constante para correlação do parâmetro A com o S_y	[adimensional]
ϵ_v – deformação verdadeira	[adimensional]
γ_2 - fase gamma (austenita secundária)	
σ_f – tensão verdadeira de fratura	[MPa]
σ_n – tensão verdadeira de início da estrição	[MPa]
σ_v – tensão verdadeira	[MPa]

.....

Siglas

- ABNT** - Associação Brasileira de Normas Técnicas
- AISI** – “*American Iron and Steel Institute*”
- ASME** – “*American Society of Mechanical Engineers*”
- ASTM** – “*American Society for Testing and Materials*”
- DIN** – “*Deutsche Industrie-Normen*”
- ISO** – “*International Organization for Standardization*”
- SAE** – “*Society of Automotive Engineers*”
- UNS** – “*Unified Numbering System*”

.....

Capítulo 1

Introdução

Aços inoxidáveis são ligas a base de ferro contendo pelo menos 10,5% de cromo. Pequena parcela dos aços inoxidáveis possui mais que 30% de Cr ou menos que 50% de Fe. Sua característica inoxidável é atribuída à formação de um filme, invisível e aderente, de óxidos ricos em cromo. Outros elementos adicionados aos aços inoxidáveis para melhorar certas características são principalmente níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio e nitrogênio. O carbono está presente desde quantidades menores que 0,03% até maiores que 1,0% em certos tipos martensíticos [WASHKO & AGGEN, 1990].

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis teve início na Inglaterra e na Alemanha por volta de 1910, sendo que a produção comercial e o uso dos inoxidáveis nos Estados Unidos iniciaram na década de 20. Eles têm sido amplamente utilizados na indústria química, petroquímica, alimentícia, nuclear, entre outras, sendo encontrados em diversas formas, por exemplo, como tubos e chapas. A resistência à corrosão e as propriedades mecânicas em determinadas faixas de temperatura são usualmente os fatores mais importantes na seleção de uma classe de inoxidáveis para uma dada aplicação. Esses aços são geralmente divididos em cinco classes, sendo elas: austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex. Observa-se que essa classificação é função da microestrutura, sendo que cada uma dessas classes possui características e aplicações específicas [WASHKO & AGGEN, 1990].

Os aços inoxidáveis duplex ("*duplex stainless steel - DSS*") podem ser definidos como uma família de aços que possui uma microestrutura composta das fases ferrita e austenita, sendo ambas inoxidáveis, isto é, contendo mais que 13% de Cr. Contudo, combinações não muito comuns de ferrita e martensita ou austenita e martensita também podem ser encontradas. A exata percentagem de cada fase é função da composição química e do tratamento termomecânico, sendo que na maioria dos casos os duplex possuem frações volumétricas semelhantes para cada fase (50% de cada), devido principalmente ao balanço de elementos estabilizadores da austenita (carbono, nitrogênio, níquel, cobre e manganês) e da ferrita (cromo, molibdênio e silício). Convém destacar que a baixa porcentagem de carbono é mantida na maioria das vezes para minimizar a precipitação de carbonetos intergranulares. A resistência à corrosão dos duplex é semelhante à dos austeníticos com similar quantidade total de elementos de liga. Entretanto, os aços inoxidáveis duplex possuem maior resistência mecânica (limites de escoamento e de resistência à tração) e melhor resistência à corrosão sob tensão que esses austeníticos. A tenacidade dos duplex está entre a dos austeníticos e dos ferríticos [NILSSON, 1992; WASHKO & AGGEN, 1990].

Os primeiros aços inoxidáveis duplex datam da década de 30 ao passo que o desenvolvimento dos superduplex datam dos anos 80. Comparando-se os duplex com os austeníticos, os duplex apresentam algumas vantagens, como maior resistência mecânica, maior resistência à corrosão, menor preço devido à baixa percentagem de níquel e um menor coeficiente de expansão térmica. A maior resistência pode ser usada para redução da espessura de tubos, e o menor coeficiente de expansão térmica é uma vantagem quando o aço duplex é usado juntamente com aço carbono [NILSSON, 1992; WIDMARK, 1993]. Nas várias aplicações existentes, o uso dos duplex é mais observado onde a resistência mecânica é de fundamental importância [OLSSON & LILJAS, 1996]. Eles são utilizados em equipamentos como vasos de pressão, trocadores de calor, tubulações, válvulas, entre outros [DAVISON & REDMOND, 1990].

Os aços inoxidáveis duplex oferecem uma atrativa combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas na faixa de temperatura de -50°C até 250°C sendo, por exemplo, as resistências à corrosão sob tensão e à corrosão por pite ("*pitting corrosion*") excelentes, e em muitos casos superiores às dos austeníticos de custo equivalente. Os valores de limite de escoamento dos duplex no estado recozido são até duas vezes superiores aos dos tipos

austeníticos de custo similar, sem uma substancial perda de tenacidade, devido em grande parte ao refino da estrutura duplex. Pode-se também considerar que as propriedades de tração são governadas pela ferrita, enquanto que a boa tenacidade pode ser atribuída em parte à presença da fase austenítica. Devido à orientação preferencial da microestrutura exibida pelos duplex, principalmente na condição trabalhada, verifica-se uma grande anisotropia das propriedades mecânicas [NILSSON, 1992].

Contudo, apesar da combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas, os aços inoxidáveis duplex são menos apropriados que os austeníticos para aplicações acima de 250°C (523 K) e abaixo de -50°C (223 K), por causa do comportamento frágil associado à fase ferrita nessas temperaturas. Isto se deve ao fato de, em baixas temperaturas, a ferrita absorver pouca energia na fratura, e em temperaturas acima de 250°C, ocorrer a precipitação de fases que fragilizam a ferrita. ERAUZKIN & IRISARRI [1991], estudando o comportamento da tenacidade à fratura de um aço inoxidável duplex do tipo UNS S31803, observaram uma grande influência da temperatura de realização do ensaio nos valores do parâmetro CTOD, variando para amostras com orientação L-T de 1,6 mm a 20°C para menos de 0,2 mm a -60°C, além da mudança do micromecanismo de fratura. Com relação à precipitação de fases nos duplex, observa-se que uma grande variedade dessas fases não desejáveis podem ser formadas em temperaturas na faixa de 300°C (573 K) a 1000°C (1273 K), durante recozimento isotérmico ou tratamento térmico incorreto. Isso é essencialmente uma consequência da instabilidade da ferrita, sendo que as seguintes fases têm sido observadas: fase σ , Cr_2N , CrN , austenita secundária, fase χ , fase R, fase π , M_7C_3 , M_{23}C_6 , fase τ . Além disso, na faixa de 300°C a 500°C pode ocorrer a decomposição "*spinodal*" da ferrita. Das fases listadas, a fase σ é muito importante porque influencia tanto a tenacidade quanto o comportamento à corrosão. Devido a essas precipitações, os tratamentos térmicos, assim como os processos de soldagem dos aços duplex, exigem cuidados especiais e conhecimento prévio dos processos de precipitação, visto que elas causam diminuição da tenacidade, o que pode resultar em problemas durante a utilização de componentes tratados ou soldados [NILSSON, 1992; REICK *et al.*, 1992]. Observa-se também que os aços inoxidáveis duplex modernos possuem boa soldabilidade, similar a certos tipos austeníticos comuns, sendo que a perda de resistência à corrosão e a fragilização podem ocorrer se não forem seguidos os procedimentos de soldagem recomendados [KARLSSON *et al.*, 1995].

Os aços inoxidáveis duplex são, portanto, uma alternativa ao uso de outros aços inoxidáveis, como o AISI 316 e os superausteníticos, no intervalo de temperatura de -50°C até aproximadamente 300°C . As principais vantagens dos duplex são, segundo CHARLES [1995a], o baixo custo devido à baixa porcentagem de níquel, o alto limite de escoamento (que possibilita redução de espessura e conseqüentemente peso), o baixo coeficiente de expansão térmica (vantagem de projeto) e a alta resistência à corrosão (devido aos altos teores de Cr, Mo e N). Sendo assim, os duplex possuem uma grande faixa de aplicação, mas não a versatilidade dos tipos austeníticos. Devido ao fato de exibir uma gradual transição dúctil-frágil ele pode ser utilizado em ambientes árticos, mas não em aplicações criogênicas. No outro extremo, os duplex devem ser considerados em aplicações abaixo de 315°C , pois acima dessas temperaturas podem ocorrer precipitações na ferrita [DAVISON & REDMOND, 1990].

1.1 Objetivos

De acordo com o exposto, este trabalho tem por objetivo estudar o comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205, especificação UNS S31803, em meio neutro, sob o ponto de vista da influência da temperatura de ensaio e da precipitação de fases fragilizantes. Este objetivo pode ser definido melhor nos seguintes tópicos:

A. Verificar a alteração do comportamento mecânico do material em função da temperatura de ensaio, sendo elas: 24°C (297 K), -20°C (253 K), -50°C (223 K) e -90°C (183 K);

B. Verificar a influência da precipitação de fases frágeis no comportamento mecânico do material nas diversas temperaturas de ensaio, com ênfase na precipitação da fase Sigma. Serão estudadas cinco condições com diferentes e crescentes frações de fases precipitadas, para produzir diferentes graus de fragilização, além da condição inicial solubilizada;

C. Avaliar os mecanismos de fratura em função das temperaturas de ensaio e condições microestruturais, além dos diferentes estados de tensão e taxas de deformação inerentes a cada ensaio mecânico realizado.

O comportamento mecânico do material será avaliado por meio das propriedades mecânicas: resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, tenacidade à fratura e dureza. Essas serão quantificadas por parâmetros extraídos dos ensaios mecânicos de tração, dureza, impacto e tenacidade à fratura, com o objetivo de se verificar quais são os parâmetros/ensaios/propriedades que melhor detectam os efeitos da temperatura e da fragilização metalúrgica no comportamento mecânico desse material, o que poderá contribuir para uma melhor definição de quais parâmetros devam ser analisados no controle de aços dessa classe. No estudo do comportamento mecânico estão incluídas também metodologias de análise e de ensaios não usualmente utilizadas. A Figura 1.1 apresenta algumas considerações acerca do título da tese para melhor visualização da proposta deste trabalho.

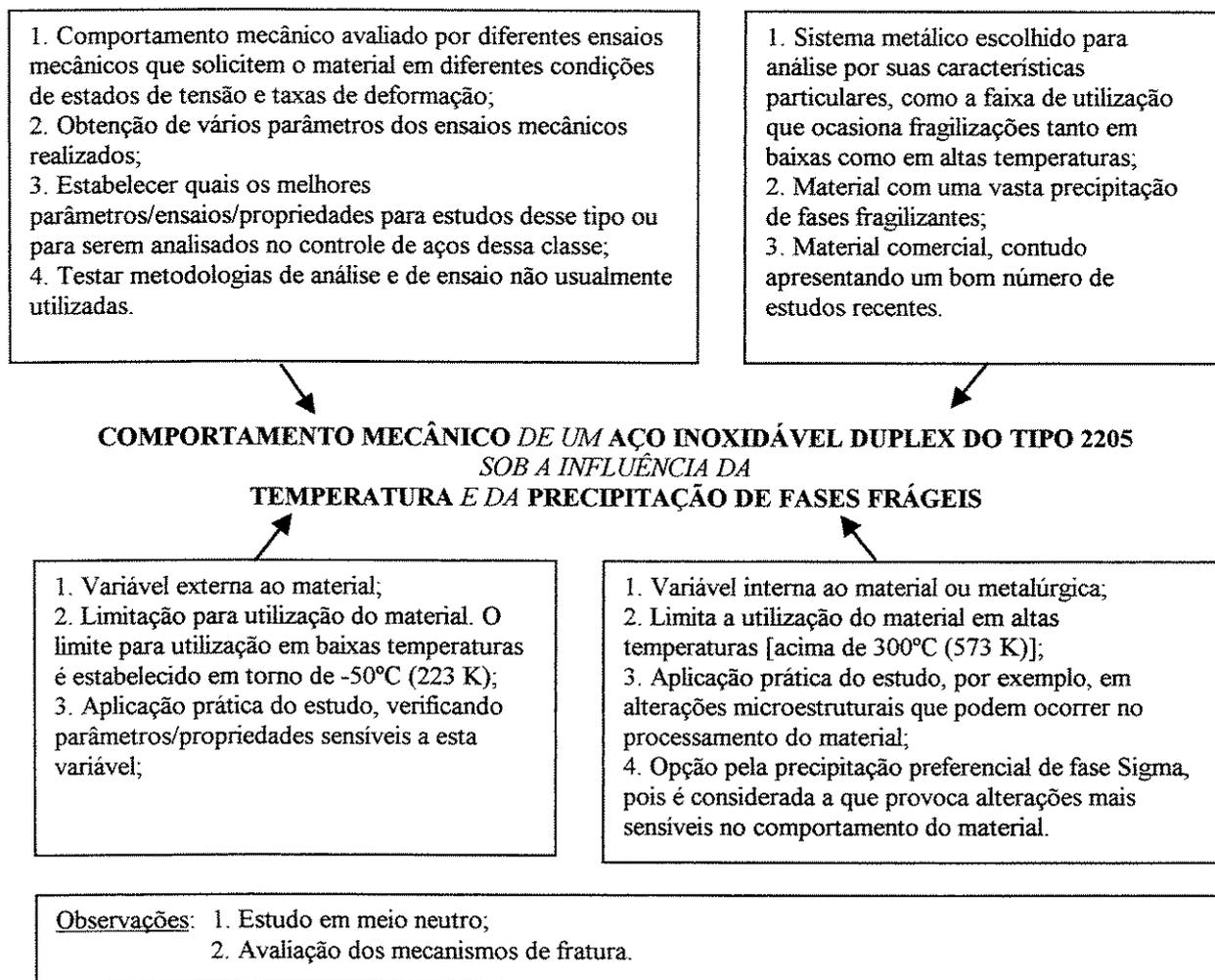


Figura 1.1- Algumas considerações acerca do título da tese.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Considerações iniciais

Os aços inoxidáveis duplex comumente chamados de 2205 ($\approx 22\%Cr$ e $5\%Ni$) são definidos por várias normas e também por especificações internas de alguns fabricantes, sendo que vários produtores no mundo têm esse material na sua linha de produtos comerciais. A especificação UNS (“*Unified Numbering System*”) é resultado de um estudo cooperativo entre a ASTM e a SAE para designação e identificação de metais e ligas em uso comercial nos Estados Unidos da América. Nessa especificação, os aços inoxidáveis são identificados pela letra S, seguido de cinco dígitos. Alguns aços inoxidáveis são classificados como ligas de níquel no sistema UNS (identificados pela letra N) devido a sua alta porcentagem de níquel e baixa porcentagem de ferro (menos que 50%) [WASHKO & AGGEN, 1990]. Nesse sistema de numeração unificado, os aços inoxidáveis duplex do tipo 2205 possuem a identificação UNS S31803. Outra norma para esse material é a DIN W Nr. 1.4462, além de especificações internas de produtores, como, por exemplo, SAF2205 da Sandvik, UR45N da Creusot-Loire, AF22 da Mannesmann e VS22 da Valinox [CHARLES, 1995b; NILSSON, 1992].

Outro item a ser ressaltado é a classificação dada aos fatores que influenciam as propriedades mecânicas. Segundo essa classificação, em parte apresentada por HERTZBERG [1996a], as variáveis que influenciam as propriedades podem ser separadas em internas ou externas ao material. Os fatores internos podem também ser chamados de metalúrgicos ou

microestruturais, neles se enquadrando o tamanho de grão, a composição química, as fases presentes, a orientação da microestrutura, entre outros. No campo das variáveis externas que alteram o comportamento do material, podemos citar a taxa de deformação, a temperatura, o estado de tensões (presença de descontinuidades geométricas) e o meio ambiente.

Em relação aos assuntos que serão abordados neste capítulo temos no item 2.2 os tópicos relacionados ao aço inoxidável duplex, como os aspectos relacionados à microestrutura (item 2.2.1), às precipitações de fases (item 2.2.2), aos mecanismos de fratura (item 2.2.3) e ao comportamento mecânico desse material (item 2.2.4). O item 2.3 faz algumas considerações sobre o comportamento mecânico dos materiais, sendo que o item 2.3.1 apresenta algumas observações e definições de alguns parâmetros obtidos no ensaio de tração, tenacidade à fratura, impacto, dureza e “impressão de esferas”.

2.2 Aço inoxidável duplex

Uma estrutura duplex é definida na norma ASTM E7 [1995] como sendo uma estrutura de duas fases. SOLOMON & DEVINE [1983] também definem inicialmente uma liga duplex dessa forma, mas completam dizendo que esse termo é reservado para ligas nas quais as fases estão presentes em frações volumétricas substanciais e se apresentam na forma de grandes volumes relativamente separados, em contraste com situações em que uma das fases está presente como um fino precipitado dentro da fase maior. O aço inoxidável duplex é, portanto, uma liga duplex em que as duas fases são inoxidáveis, isto é, possuem mais de 12% de Cr requeridos para se tornar um aço inoxidável, ou seja, ser capaz de formar um filme passivo que previne a corrosão em meios comuns. As fases inoxidáveis mais comuns são a austenita com estrutura cristalina CFC, denotada por γ , e a ferrita com estrutura CCC, denotada por α , quando formada por uma reação controlada por difusão em altas temperaturas e a martensita quando formada “martensiticamente” em baixas temperaturas, isto é, via uma transformação por cisalhamento sem difusão [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Segundo CHARLES [1991], os aços inoxidáveis duplex recebem esse nome pelo fato deles possuírem uma microestrutura com duas fases, compreendendo frações volumétricas aproximadamente equivalentes de austenita e ferrita. Segundo NILSSON [1992], os aços inoxidáveis duplex podem ser definidos como uma família de aços com uma microestrutura de duas fases (ferrita e austenita), sendo ambas inoxidáveis, isto

é, contendo mais de 13 %Cr (% em peso). Na prática, o termo aço inoxidável duplex é reservado para ligas nas quais as fases ferrita e austenita estão presentes em grandes volumes separados e em aproximadamente iguais frações volumétricas, em oposição às ligas nas quais um dos componentes aparece na forma de pequenos precipitados.

Sabe-se que a era dos aços inoxidáveis teve início após 1910 e que os aços inoxidáveis duplex tiveram sua produção comercial iniciada na década de 30. No início dos anos 50, uma escassez de níquel incentivou o desenvolvimento de aços inoxidáveis com menores teores de Ni. Isso forçou o aperfeiçoamento dos aços duplex, contudo os desenvolvimentos dessa época não levaram a produtos de boa tenacidade, fato associado ao não reconhecimento da necessidade dos tratamentos de solubilização seguidos de resfriamento rápido para evitar precipitações. Com a solução da crise de escassez de Ni em meados dos anos 50 esses estudos pouco avançaram, sendo, entretanto, retomados nos anos 1969/70 devido a uma nova escassez de níquel. Dessa vez foi reconhecida a excelente combinação de propriedades e o potencial de uso dos duplex [REICK *et al.*, 1992]. Nessa época, os metalurgistas já tinham idéia dos teores máximos aceitáveis para impurezas e a desejável relação entre as frações de austenita e ferrita. No entanto, isso não era possível de ser realizado com os processos de fabricação disponíveis na época, sendo somente com a introdução dos processos VOD (“*Vacuum Oxygen Decarburization*”) e AOD (“*Argon Oxygen Decarburization*”) possível a fabricação de aços duplex com composição e propriedades controladas, e também com baixos teores de elementos residuais, tais como enxofre, oxigênio e outras impurezas prejudiciais, sendo isso essencial para a manutenção da ductilidade e resistência ao impacto [REICK *et al.*, 1992; DUPOIRON & AUDOUARD, 1996]. Segundo LILJAS & NILSSON [1999], o advento do processo AOD durante os anos 70 tornou possível uma eficiente descarburização em combinação com uma alta precisão na adição de nitrogênio.

2.2.1- Aspectos gerais relacionados à microestrutura

A descoberta de uma microestrutura duplex foi primeiramente descrita por Bain e Griffiths em 1927 [SOLOMON & DEVINE, 1983; NILSSON, 1992]. Segundo SOLOMON & DEVINE [1983], Bain e Griffiths observaram uma mistura de $\alpha + \gamma$ em seus estudos em sistemas Fe-Cr-Ni (verificaram também a presença de campos com fases $\gamma +$ martensita, $\alpha +$ martensita e $\alpha + \gamma +$

martensita, bem como a existência de carbonetos e da fase σ , que eles identificaram somente como uma fase frágil, chamando-a de fase B), sendo que eles publicaram seções isotérmicas de diagramas de fase ternários para o sistema Fe-Cr-Ni, nas temperaturas de 900°C, 1050°C, 1200°C e 1300°C. Contudo, o modo mais fácil de considerar o sistema Fe-Cr-Ni não é a partir de diagramas ternários, mas a partir de uma série de diagramas pseudobinários. Os aços inoxidáveis duplex são os que possuem composições no campo $\alpha + \gamma$, sendo a porcentagem de Fe, na maioria dos aços inoxidáveis duplex, de aproximadamente 70% [SOLOMON & DEVINE, 1983]. A Figura 2.1 mostra uma série desses diagramas pseudo-binários para variações de Cr e Ni com algumas porcentagens fixas de Fe.

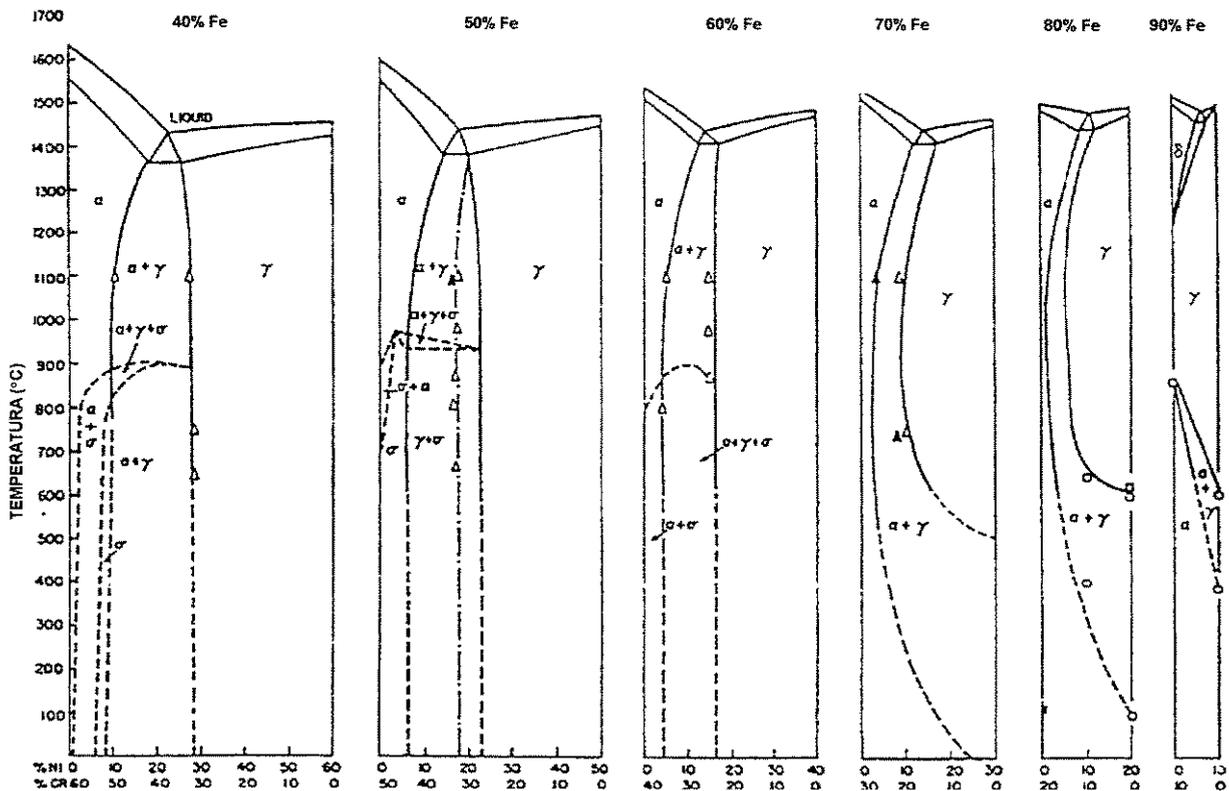


Figura 2.1- Diagramas pseudobinários para o sistema Fe-Cr-Ni [PUGH & NISBET (1950) *apud* SOLOMON & DEVINE (1983)].

Vale ressaltar que, na notação atribuída à fase ferrita, normalmente se considera como ferrita δ (delta) a formada a partir da fase líquida e como ferrita α (alfa) a formada a partir da fase sólida. Se observarmos a Figura 2.1, para 90% de Fe, veremos essa distinção, ou melhor, ferrita δ

em altas temperaturas e ferrita α para temperaturas mais baixas. Segundo SOLOMON & DEVINE [1983], essa prática segue o adotado para o sistema Fe-C. No entanto, se observarmos os outros diagramas pseudo-binários da Figura 2.1, para menores teores de Fe, veremos que a ferrita é chamada de α em toda a faixa de temperatura, o que pode causar confusão, sendo que ambas são a mesma fase com estrutura cristalina CCC. No caso dos aços inoxidáveis duplex, observa-se que essas denominações são usadas indistintamente. Vários pesquisadores, particularmente aqueles que trabalham com soldagem e fundição, chamam qualquer ferrita formada a partir do metal líquido de ferrita δ , mesmo quando o campo da fase ferrita é contínuo até baixas temperaturas. SOLOMON & DEVINE [1983] definem, em se tratando de aços inoxidáveis duplex, como α toda a ferrita formada por um processo controlado por difusão. Segundo eles, há necessidade de qualificá-la como formada a partir de um processo controlado por difusão porque a ferrita pode também se formar por um processo de cisalhamento sem difusão, sendo nesse caso chamada de martensita. Eles também citam que γ é instável em baixas temperaturas, podendo-se transformar “martensiticamente” em ferrita, ou melhor, martensita, e que essa martensita difere da formada em aços carbono, pois a porcentagem de carbono nos aços inoxidáveis é muito menor (tipicamente 0,03-0,08%C nos inoxidáveis e de 0,1-1,0%C nos aços carbono). A baixa porcentagem de carbono indica que a martensita em aços inoxidáveis pode não ser dura e frágil como a observada em aços carbono, mas a natureza da transformação é a mesma.

Os diagramas pseudobinários do sistema Fe-Cr-Ni ditam a natureza das fases presentes em ligas fundidas, sendo que se a solidificação ocorrer em equilíbrio, estruturas duplex somente poderão ser solidificadas se a composição da liga estiver dentro do campo $\alpha + \gamma$. Contudo, a maioria das ligas duplex fundidas e das zonas fundidas nas soldas possuem composição fora dessa faixa, sendo que isso se deve ao caráter de não equilíbrio na solidificação. Dependendo da composição da liga, a ferrita ou a austenita podem ser formadas primeiramente a partir do metal líquido [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Os aços inoxidáveis duplex convencionais ($\alpha+\gamma$) com baixos teores de carbono solidificam primeiramente em ferrita, sendo na seqüência do resfriamento formada a austenita [POHL, 1995; NILSSON, 1992; DUPOIRON & AUDOUARD, 1996]. Essa transformação é reversível e pode ocorrer durante tratamentos térmicos ou ciclos de soldagem, sendo que a temperatura de transformação e sua cinética dependem da composição química do material [DUPOIRON & AUDOUARD, 1996].

A exata porcentagem de ferrita que é formada não pode ser prevista pelos diagramas da Figura 2.1, isso porque eles não levam em consideração a influência de outros elementos de liga além do Fe, Cr e Ni. Todos os aços inoxidáveis duplex, bem como os aços inoxidáveis em geral, contêm elementos de liga tais como o C, N, Mn, Si, entre outros, que influenciam a porcentagem de α e γ formada. A relativa eficiência dos elementos em estabilizar a ferrita é comparada à eficiência do Cr e expressa em termos do Cr equivalente. Elementos que estabilizam a austenita são, de modo similar, expressos em termos de Ni equivalente. São considerados elementos ferritizantes, ou seja, que ajudam a estabilização da ferrita o Cr, Si, Mo, Nb, V, W, Ti, Ta e Al, e como elementos austenitizantes (que ajudam a estabilizar a austenita) o N, C, Ni, Mn, Cu e Co. Observações experimentais da quantidade de ferrita presente no material são então correlacionadas com a composição do aço, tendo como resultado um diagrama o qual mostra a estrutura como função do Cr e Ni equivalentes [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Segundo SOLOMON & DEVINE [1983], o diagrama original desse tipo é devido a Schaeffler (1949), sendo que esse diagrama foi desenvolvido para metal de solda, sendo somente aplicável para ligas resfriadas e fundidas rapidamente, tais como as obtidas em soldagens e fundidos em coquilha. A Figura 2.2 apresenta um diagrama do tipo Schaeffler que mostra os campos de austenita, ferrita, martensita, austenita + ferrita, austenita + martensita, martensita + ferrita e austenita + martensita + ferrita, em função do Cr e Ni equivalentes. Nesse caso, as expressões utilizadas para o cálculo do cromo equivalente e do níquel equivalente foram, respectivamente, $Cr\text{ equivalente} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 0,5Nb$ e $Ni\text{ equivalente} = Ni + Co + 0,5Mn + 30C + 7,5N$.

O diagrama original de Schaeffler foi modificado por outros pesquisadores como, por exemplo, DeLong (1960) que, no caso, incorporou a importante influência do nitrogênio na estabilização da austenita, não prevista originalmente por Schaeffler (1949) [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Entretanto, esses diagramas não podem ser utilizados para prever a porcentagem de ferrita em aços inoxidáveis duplex trabalhados, pois eles foram desenvolvidos a partir da fundição e refletem a ferrita formada após a solidificação. Segundo SOLOMON & DEVINE [1983], no caso dos aços trabalhados, foram desenvolvidos diagramas semelhantes ao de Schaeffler, como, por exemplo, o de Pryce e Andrews (1960), que são para aços inoxidáveis trabalhados a quente na temperatura de 1150 °C.

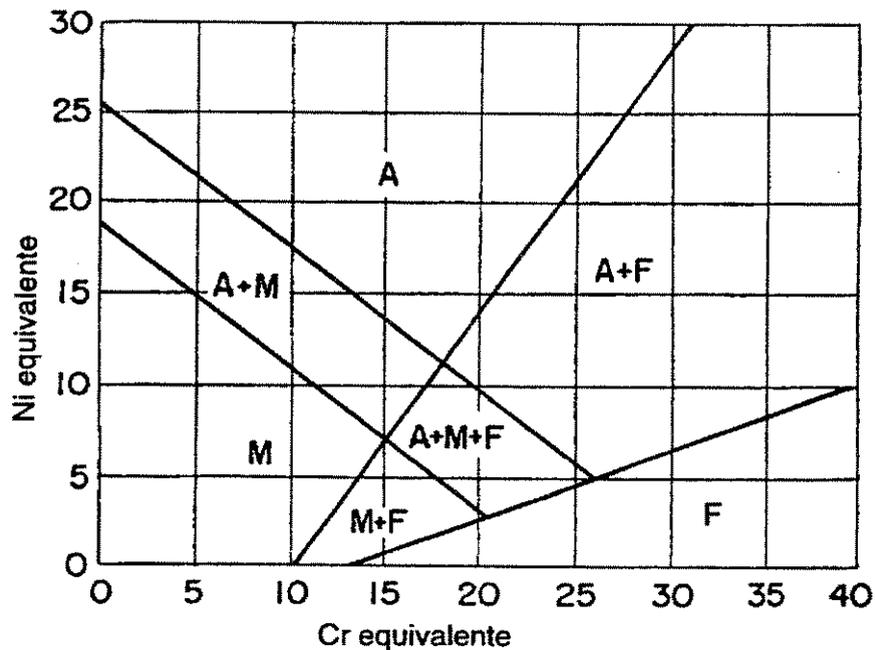


Figura 2.2- Diagrama do tipo Schaeffler [SCHNEIDER (1960) *apud* PADILHA & GUEDES (1994)].

Os aços inoxidáveis duplex são trabalhados a quente tipicamente na faixa de 1000-1200°C, ou seja, em uma região de fases $\alpha + \gamma$, sendo que temperaturas acima dessa faixa podem causar problemas de oxidação e abaixo dela podem resultar em precipitações associadas à fragilização. O subsequente tratamento de solubilização, normalmente realizado entre 1050-1100°C e com resfriamento posterior rápido, assegura que o aço permaneça inteiramente duplex e sem fases secundárias precipitadas, que podem ser algumas vezes formadas no estágio de trabalho a quente. A deformação plástica do trabalho mecânico resulta em uma estrutura com grãos alongados na direção de laminação e no desenvolvimento da textura, o que frequentemente leva a uma grande anisotropia das propriedades mecânicas [NILSSON, 1992]. De acordo com a ASTM A790 [1995], a temperatura de solubilização do aço UNS S31803 está na faixa de 1020-1100°C. A estrutura dos produtos trabalhados é, portanto, determinada pela composição química e pela temperatura de solubilização [CHARLES, 1991]. Segundo DUPOIRON & AUDOUARD [1996], um correto balanço da relação entre austenita e ferrita (entre 40% e 55% de ferrita) e a manutenção da sua estabilidade são um dos pontos chaves dos modernos aços inoxidáveis duplex, sendo a porcentagem de nitrogênio um parâmetro essencial nesse aspecto.

CHARLES [1995a] divide os aços inoxidáveis duplex trabalhados em três classes distintas, sendo que essas classes são em parte definidas em função do PRE (“*Pitting resistance equivalent*”), ou seja, um parâmetro experimental que avalia a resistência do material à corrosão por “pite”. Esse parâmetro é apresentado como função das porcentagens dos elementos Cr, Mo e N, que são conhecidos como elementos que aumentam a resistência à corrosão por “pite” em ligas Fe-Cr-Ni. Segundo NILSSON [1992], esse parâmetro é geralmente definido pela Equação 2.1.

$$\text{PRE} = \%Cr + 3,3(\%Mo) + k(\%N) \quad (2.1)$$

onde k é um número entre 10 e 30, sendo o valor de 16 mais frequentemente usado. Embora esse parâmetro tenha algumas limitações por incluir somente o efeito de três elementos de liga, ele oferece um modo rápido e útil de estimar a resistência à corrosão por “pite” [NILSSON, 1992]. Mais especificamente para aços austeníticos, LILJAS & NILSSON [1999] citam que o k tem sido relatado estar entre 13 e 70, contudo sendo o valor de 30 utilizado para a indicação do PRE de várias ligas, inclusive algumas duplex. Nas várias referências consultadas sobre aço duplex, observa-se o fator de 16 para o nitrogênio como o mais utilizado para o cálculo do PRE. Independente disso, os duplex que apresentam esse parâmetro PRE maior que 40 são normalmente chamados de super duplex. Com relação às classes proposta por CHALES [1995a], temos:

(a) O 23%Cr-4%Ni-0,10%N (tipo 2304), sem adição de Mo, sendo um material econômico que, para a maioria das aplicações, pode ser usado para substituir os austeníticos AISI 304 e 316;

(b) A composição 22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N (tipo 2205) que pode ser considerada como a do aço inoxidável duplex padrão, e cuja porcentagem de nitrogênio tem sido recentemente aumentada para promover uma melhora na sua resistência à corrosão por “pite”. Sua resistência à corrosão encontra-se entre a do austenítico da classe AISI 316 e a do superaustenítico com 5-6% de Mo;

(c) Os superduplex (PRE > 40), contendo 25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N, com ou sem adições de Cu e W. Eles são especialmente indicados para aplicações que requerem alta

resistência mecânica e alta resistência à corrosão em ambientes extremamente agressivos. A resistência à corrosão é equivalente à dos superausteníticos com 5-6% de Mo. Quando as propriedades de corrosão requeridas são menores ($36 < PRE < 40$), devem ser consideradas as ligas duplex de 25% Cr com adições de 3% Mo e 0,22% N, que são menos propensas à formação de fases intermetálicas do que os super duplex.

Em relação às classes apresentadas, NILSSON [1992] faz uma divisão na classe dos duplex com 25% de Cr (letra c), separando-os com relação ao PRE, ou seja, uma classe de duplex com a faixa de PRE de 30 a 39, e outra de super duplex, com PRE maior que 40.

No tocante às especificações do material e ao controle de qualidade, DAVISON & REDMOND [1990] fazem uma advertência de que é essencial que produtos fabricados de aços inoxidáveis duplex estejam livres de componentes intermetálicos, de modo que possam ter os esperados níveis de resistência à corrosão e tenacidade. É possível um aço inoxidável duplex satisfazer todos os requisitos das especificações como ASTM ou ASME e ainda assim estar afetado por componentes intermetálicos que o fragiliza em baixas temperaturas. Embora haja algumas salvaguardas na qualificação das estruturas fabricadas, é prudente o usuário final e o fabricante imporem testes adicionais para aços inoxidáveis duplex para certificarem que o metal base possui as esperadas qualidades técnicas antes de investirem na fabricação. Vários ensaios têm sido considerados, entre eles exames metalográficos, ensaios de impacto e ensaios de corrosão, sendo que cada um tem suas aplicações e restrições. Por isso, DAVISON & REDMOND [1990] concluem que é prudente requerer uma alta porcentagem de N, resfriamento rápido em água para todos os produtos, exames metalográficos para verificar uma ausência substancial de componentes intermetálicos (assegurando tenacidade e resistência à corrosão) e ensaios em cada placa ou peça submetida individualmente a tratamento térmico. Além disso, CHARLES [1995a] chama atenção que as normas, tais como a UNS, são insuficientes para definir um material com precisa faixa de propriedades, e diz que é recomendado aplicar restrições adicionais de composição química ou ensaios complementares de aceitação, particularmente com relação à resistência à corrosão. Ele cita, por exemplo, que a especificação UNS S31803 pode ser oferecida com 2,5% Mo, 0,12% N e 22% Cr ou com 3,2% Mo, 0,18% N e 23% Cr, sendo que a diferença entre essas ligas seria equivalente à diferença entre os aços 316 e 317LM.

2.2.2- Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex

A Figura 2.1 mostra que a fase Sigma (σ) pode precipitar nas ligas Fe-Cr-Ni, mas ela não é a única fase adicional, além de α e γ , que pode ser formada. Vários carbonetos, fases frágeis ricas em Cr (tais como σ , χ e R), fase CCC rica em Cr (α'), precipitados de Cu e martensita têm sido observados. Com exceção da martensita, todos esses precipitados formam dentro da ferrita ou em contornos de grão (principalmente contornos α/γ) [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Devido à maior taxa de difusão da estrutura CCC e à alta concentração de elementos como o Cr e o Mo, a ferrita é mais suscetível às transformações de fase do que a austenita [DUPOIRON & AUDOUARD, 1996]. Essas fases secundárias podem formar na faixa de temperatura de 300°C a 1000°C, sendo isso uma consequência da instabilidade da ferrita. Dessas fases, a fase Sigma é a mais importante por causa da sua influência na tenacidade e na resistência à corrosão [NILSSON, 1992]. Na faixa de 600 a 1000°C, as seguintes fases têm sido observadas em adição à ferrita e à austenita: σ , Cr_2N , austenita secundária (γ_2), Chi (χ), R, nitreto π , Cu, M_7C_3 e M_{23}C_6 [JOSEFSSON *et al.*, 1991].

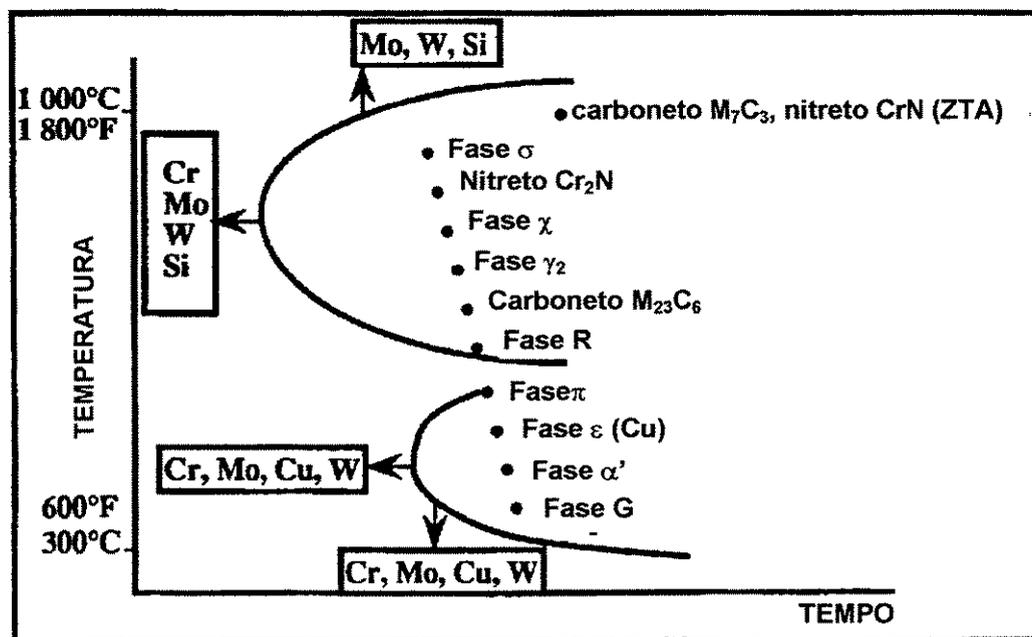


Figura 2.3- Precipitações típicas que podem ocorrer em aços inoxidáveis duplex [CHARLES, 1991].

Tabela 2.1- Características das principais fases observadas em aços inoxidáveis duplex.

Fase ou precipitado	Estrutura cristalina ou "Space group"	Fórmula (*) → Nominal	Temperatura de precipitação (°C)	Parâmetro de rede (nm)	Referência
Ferrita	Im3m	----	----	a=0,286-0,288	1, 2
	CCC	α -Fe	----	a=0,28665	3
Austenita	Fm3m	----	----	a=0,358-0,362	1, 2
	CFC	γ -Fe	----	a=0,36467	3
Sigma (σ)	P4 ₂ /mmm	Fe-Cr-Mo *	600-1000	a=0,879; c=0,454	1, 2
	Tetragonal	FeCr; FeMo; FeCrMo; CrNiMo; CrFeMoNi *	----	a=0,8799-0,9188 c=0,450-0,460	3
Chi (χ)	I43m	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700-900	a=0,892	1
	I43m	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700-850	a=0,892	2
	CCC	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀ (Fe, Ni) ₃₆ Cr ₁₈ Mo ₄	730-1010	a=0,8862-0,9188	3
Cr ₂ N	P31m	Cr ₂ N	700-900	a=0,480; c=0,447	1, 2
CrN	Fm3m	CrN	----	a=0,413-0,447	1
M ₇ C ₃	Pnma	M ₇ C ₃ *	950-1050	a=0,452; b=0,699; c=1,211	1
	Hexagonal	Cr ₇ C ₃	----	a=1,398; c=0,4525	3
M ₂₃ C ₆	Fm3m	M ₂₃ C ₆ *	600-950	a=1,056-1,065	1, 2
	CFC	(Cr ₁₆ Fe ₅ Mo ₂)C ₆ (Cr ₁₇ Fe _{4,5} Mo _{1,5})C ₆ (Fe,Cr) ₂₃ C ₆	500-950	a=1,057-1,068	4
R	R3	Fe-Cr-Mo *	550-650	a=1,090; c=1,934	1, 2
	Hexagonal	Fe ₅₂ Mn ₁₆ Mo ₃₂ ; Mn ₆ Si; Mn ₇₈ Mo ₃ Si ₁₉	----	a=1,091; c=1,9354	3
π	P4 ₁ 32	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	550-600	a=0,647	1, 2
τ	Fmmm	ND	550-650	a=0,405; b=0,484; c=0,286	1
G	Cúbica	(Mn+Cr) _{5,9} (Ni+Fe) _{16,4} Si _{6,7}	----	a≈1,13	3
Laves (η)	Hexagonal	Fe ₂ Mo; Fe ₅₀ Cr ₅ Si ₅	----	a=0,470-0,495 c=0,770-0,815	3

Observação: (ND) não determinado; (----) não indicado na referência;

Referências: (1) NILSSON [1992]; (2) JOSEFSSON *et al.* [1991]; (3) KUZUCU *et al.* [1997]; 4 VANDER VOORT & JAMES [1992].

A Figura 2.3 mostra as fases que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex em geral, sendo que elas estão colocadas de acordo com a temperatura de precipitação. Observa-se também

que as fases que ocorrem em temperaturas mais baixas exigem tempos maiores para precipitação. A influência de alguns elementos de liga também é indicada. A Tabela 2.1 apresenta algumas características dessas fases, como a faixa da temperatura de precipitação, o parâmetro de rede, a estrutura cristalina e a fórmula química.

A seguir serão apresentadas as principais alterações estruturais ou precipitações que podem ocorrer nos aços inoxidáveis duplex. Uma maior atenção será dada para as precipitações em torno de 850°C:

(a) Carbonetos: Os carbonetos M_7C_3 precipitam em contornos de grão α - γ em elevadas temperaturas (950 a 1050°C). Um resfriamento rápido (menos de dez minutos) nessa faixa de temperatura pode evitar a precipitação dos carbonetos. Abaixo de 950°C, o carboneto que precipita é o $M_{23}C_6$, sendo que a sua precipitação é muito rápida, requerendo menos de um minuto para se formar a 800°C. Eles precipitam predominantemente em contornos α - γ , mas também podem estar presentes em contornos α - α e γ - γ , e em menor grau dentro dos grãos de ferrita e austenita [SOLOMON & DEVINE, 1983; NILSSON, 1992]. Os carbonetos têm um papel menos importante em super duplex do que em duplex tradicionais, por causa da baixa porcentagem de carbono nos super duplex. Sendo assim, a clássica corrosão intergranular, similar à dos tipos austeníticos e causada pela precipitação do carboneto com o associado empobrecimento de Cr no contorno de grão, é improvável ocorrer em super duplex [NILSSON, 1992].

(b) Nitretos de Cr: Com o aumento do uso do N como elemento de liga nos duplex, e particularmente em super duplex, a precipitação de Cr_2N na faixa de temperatura de 700 a 900°C tem se tornado importante. A formação de Cr_2N pode ocorrer a partir de um resfriamento rápido de uma alta temperatura de solubilização por causa da supersaturação de N na ferrita, sendo que, nesse caso, partículas alongadas de Cr_2N freqüentemente precipitam intergranularmente. Tratamentos isotérmicos na faixa de 700 a 900 °C usualmente resultam na precipitação de Cr_2N intergranular, em contornos de grão α - α ou α - γ . O Cr_2N pode precipitar simultaneamente com a austenita secundária (γ_2), sendo que o Cr_2N formado nessas condições tem uma influência na corrosão por “pite” [NILSSON, 1992]. Segundo NILSSON [1992], apesar do Cr_2N com estrutura

hexagonal ser o tipo de nitreto predominante, o CrN com estrutura cúbica também foi observado na zona termicamente afetada de soldas do aço do tipo 2205. O efeito do nitreto de Cr nas propriedades mecânicas e de corrosão é difícil de ser separado do efeito da fase σ , visto que σ e Cr₂N frequentemente coexistem [JOSEFSSON *et al.*, 1991].

(c) Fase Sigma (σ): Talvez a fase mais deletéria que se forma em aços inoxidáveis duplex seja a fase Sigma. Em ligas binárias Fe-Cr a fase σ está presente somente abaixo de aproximadamente 820°C e a sua formação é muito lenta, requerendo horas para se formar. Contudo, isso não ocorre na maioria dos aços duplex, visto que o Mo estabiliza a fase σ e permite que ela se forme em altas temperaturas (950 °C). Essa fase σ que se forma provavelmente não é binária (Fe-Cr), sendo uma fase multicomponente contendo também Mo. Os aços inoxidáveis duplex que contêm Mo e formam fase σ em altas temperaturas necessitam ser resfriados rapidamente para evitar essa precipitação [SOLOMON & DEVINE, 1983]. A precipitação da fase intermetálica σ é mais acentuada em todos os superduplex pelo aumento dos teores de Cr e Mo, relativamente aos duplex convencionais. Em adição aos efeitos do Cr e Mo, estudos em super duplex mostram que o W, semelhantemente ao Mo, aumenta a taxa de precipitação da fase Sigma e expande sua precipitação para temperaturas mais altas. A precipitação de fase σ frequentemente ocorre em junções triplas ou nos contornos de fase α/γ [NILSSON, 1992]. CHEN & YANG [2001] sugerem que, durante o resfriamento do tratamento de solubilização, a nucleação da fase Sigma pode ocorrer em interfaces α/γ bem como em partículas de M₂₃C₆ pré-formadas nas interfaces ou dentro da ferrita. Segundo MAEHARA *et al.* [1983], a precipitação de fase σ em aços inoxidáveis duplex ocorre principalmente por meio da decomposição eutetóide da ferrita em fase Sigma mais austenita secundária ($\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$). A análise química quantitativa mostra que a fase Sigma é enriquecida com Cr, Mo e Si. É também interessante notar que Cr e Mo aumentam tanto a taxa de precipitação quanto a fração volumétrica de fase σ formada em um grande número de aços duplex. Apesar do efeito prejudicial do Mo favorecendo a precipitação de Sigma, os aços inoxidáveis duplex comerciais contêm de 2% a 4% (em peso) de Mo para melhorar a resistência à corrosão. Também foi observado que o Ni acelera a cinética de precipitação da fase Sigma. Isso pode ser atribuído à redução da fração de ferrita e conseqüente aumento da concentração dos elementos formadores da fase σ (Cr e Mo) na ferrita [KIM *et al.*, 1998; NILSSON, 1992; MAEHARA *et al.*, 1983]. ROSSITI & ROLLO [1998] trabalhando com um aço inoxidável

duplex fundido observaram que o Nb acelera a cinética de decomposição da ferrita (α) em austenita (γ_2) mais fase Sigma (σ) durante ciclos térmicos de envelhecimento. KIM *et al.* [1998] estudando a total substituição do Mo por W em aços duplex do tipo 2205, solubilizados a 1050°C e envelhecidos a 850°C, verificaram que o W tem o efeito de retardar a fragilização, fato que pode ser explicado pelo lento aumento na fração de fases intermetálicas com o tempo de envelhecimento, se comparado ao aço com Mo. Observa-se que o comportamento de precipitação da fase σ pode ser altamente influenciado pela alteração do tratamento térmico. Uma alta temperatura para o tratamento de solubilização tende a aumentar a fração volumétrica de ferrita e conseqüentemente diluir os seus elementos formadores, sendo que isso poderá também suprimir a formação de fase σ [NILSSON, 1992]. Esse fato foi observado experimentalmente em um aço inoxidável duplex comercial do tipo 2205 por CHEN & YANG [2001], sendo que eles observaram também que a taxa de resfriamento para prevenir a formação de fase Sigma deve ser maior que $0,25^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, considerando temperaturas de solubilização de 1020 e 1080°C. Eles também verificaram que quanto menor a taxa de resfriamento, maior a quantidade de fase Sigma formada, e que essas temperaturas de solubilização são altas o suficiente para dissolver novamente os intermetálicos precipitados. Apesar da faixa de precipitação da fase σ estar entre aproximadamente 600 e 950°C, verifica-se a formação mais rápida entre 700 e 900°C, sendo que a fragilização pode iniciar em poucos minutos [DEBOLD, 1989]. JACKSON & MATTHEWS [1991] estudando a precipitação de fases intermetálicas em um aço duplex SAF 2205 na faixa de temperatura de envelhecimento entre 750 e 950°C, verificaram que a formação de intermetálicos (fase Sigma rica em Cr e Chi rica em Mo) ocorreu mais rapidamente na faixa de 850°C a 900°C.

(d) Fase Chi (χ): Envelhecimentos entre 600°C e 700°C por mais de 6 a 10 horas podem resultar na formação de fase Chi. A fase χ , parecida com a σ , é frágil e não desejada. Ela tem uma estrutura cúbica ordenada com uma composição de $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Embora a fase intermetálica χ seja comumente encontrada em aços inoxidáveis duplex na faixa de temperatura entre 700 e 900°C, ela está presente usualmente em menores quantidades que a fase σ . O “nariz” da curva C (diagramas TTT) para a fase χ usualmente aparece em temperaturas mais baixas do que para a fase Sigma [NILSSON, 1992]. A Figura 2.4 exemplifica esse comportamento para um aço superduplex do tipo 2507, onde se observa também curvas para outros precipitados.

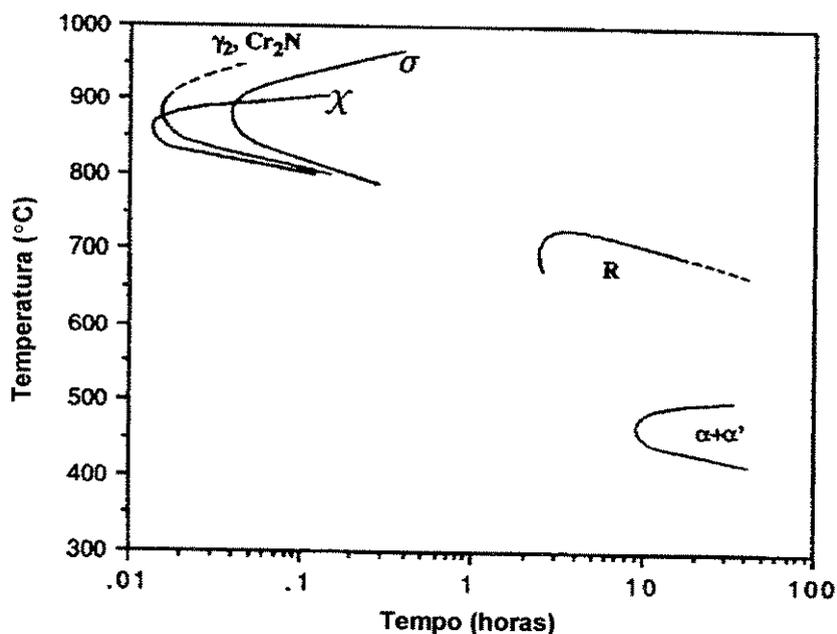


Figura 2.4- Curvas TTP (Tempo-Temperatura-Precipitação) para vários precipitados observados no SAF 2507 [NILSSON, 1992].

A fase χ tem um efeito desfavorável na tenacidade e nas propriedades de corrosão, mas seu efeito é muitas vezes difícil de ser separado do da fase σ , visto que a fase χ e a fase σ frequentemente coexistem. Devido à menor fração volumétrica de fase χ ela é menos importante do que a fase σ , mas seu efeito não pode ser ignorado. A fase χ pode, é claro, ser identificada usando difração de elétrons em um MET. Entretanto, uma observação mais útil da distribuição da fase χ pode ser obtida quando uma amostra plana é observada no MEV usando os elétrons retroespalhados. Devido à alta porcentagem de Mo, muitas vezes por volta de 20%, a fase χ aparece com um contraste maior do que a fase σ [NILSSON, 1992]. A Tabela 2.2 mostra os valores apresentados por CORTIE & JACKSON [1997] para a porcentagem de fases intermetálicas (*Sigma + Chi*) formadas em um aço duplex SAF 2205 envelhecido a 850°C após vários tempos de tratamento.

Tabela 2.2- Fração volumétrica de fase intermetálica ($\sigma + \chi$) formada em um SAF 2205 após vários tempos de envelhecimento [CORTIE & JACKSON, 1997].

Tempo (minutos)	10	15	30	40	60	120	360	1440
Fases intermetálicas (%)	< 0,01	2	5	8	14	20	25	28

(e) Austenita secundária (γ_2): A quantidade de ferrita presente na temperatura em que a estrutura duplex é estabilizada (temperatura de trabalho a quente ou a temperatura de solubilização) geralmente excede a porcentagem de equilíbrio em torno de 600°C a 800°C, sendo que um envelhecimento nessa faixa pode resultar em uma redução de ferrita por meio da transformação $\alpha \rightarrow \gamma_2$. A austenita secundária também pode precipitar em conjunto com a precipitação de fases ricas em Cr, tais como a fase Sigma ou o carboneto Cr_{23}C_6 . O empobrecimento de Cr na ferrita ao redor desses precipitados desestabiliza a ferrita que se transforma em austenita, sendo este fato particularmente importante quando a precipitação de fases ricas em Cr ocorre nos contornos de grão α/γ [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Segundo NILSSON [1992], existem outros mecanismos para a transformação da ferrita em austenita, mas na faixa de 700 a 900°C ocorre tipicamente uma reação do tipo eutetóide, ou seja, a ferrita se transforma em fase Sigma e austenita secundária ($\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$). Essa reação pode ser também cooperativa com carbonetos e Cr_2N . No caso da austenita secundária se formar juntamente com a precipitação de Cr_2N em contornos de grão α/γ , tem sido estabelecido ser a γ_2 pobre em Cr. Isto explica porque pode ocorrer corrosão por “pite” nessas áreas. CORTIE & JACKSON [1997] salientam que a austenita secundária formada durante o tratamento térmico pode ter uma composição diferente da austenita primária. Segundo LEE *et al.* [1999], o crescimento da austenita secundária, que é principalmente induzida pelo empobrecimento do Cr ao redor de carbonetos e fase Sigma em formação, tem ocorrido de três diferentes modos, sendo eles: (a) um crescimento lamelar casado com o crescimento do carboneto; (b) somente a austenita cresce “deixando para trás” carbonetos do tipo “larva”; (c) a austenita cresce nas saliências da fase Sigma. A Figura 2.5 mostra esquematicamente esses modos de crescimento da austenita secundária.

(f) Fragilização de 475°C (α'): A fragilização de 475 °C está associada à formação de uma fase α' rica em Cr e com estrutura cristalina CCC. Esse fenômeno de fragilização resulta da separação da ferrita, de ligas Fe-Cr, em uma fase α rica em Fe e uma fase α' rica em Cr [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Esse tipo de fragilização tem sido observado em aços ferríticos e duplex, em temperaturas abaixo de aproximadamente 500°C. Verifica-se que α' resulta em uma fragilização da ferrita e um associado aumento da dureza. Tem sido verificado que Cr, Mo e Cu promovem a fragilização de 475°C [NILSSON, 1992].

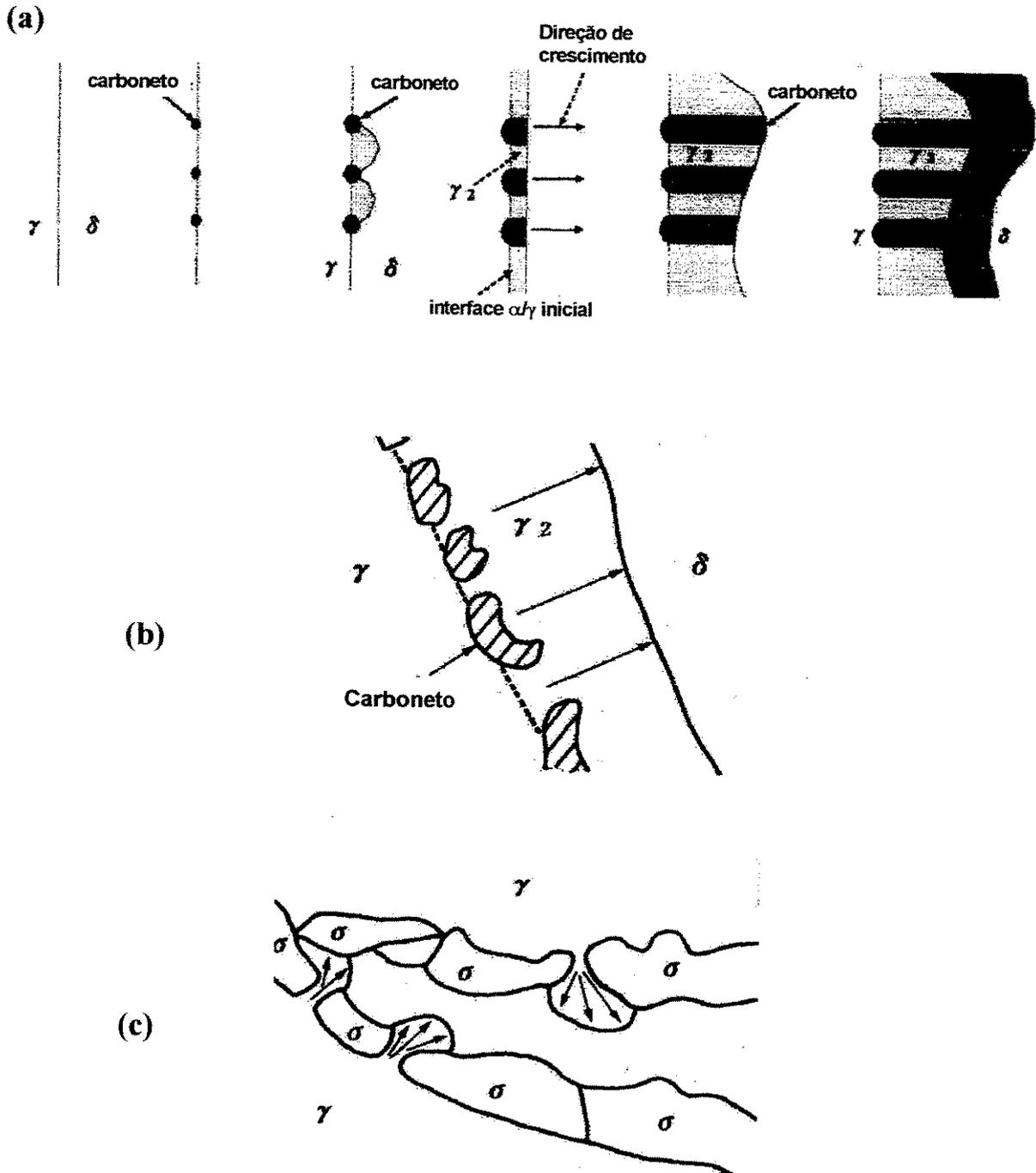


Figura 2.5- Modos de crescimento da austenita secundária associada à precipitação de carbonetos ($M_{23}C_6$) ou fase σ , sendo: (a) um crescimento lamelar casado com o crescimento do carboneto; (b) somente a austenita cresce “deixando para trás” carbonetos do tipo “larva”; (c) a austenita cresce nas saliências da fase Sigma [LEE *et al.*, 1999].

(g) Fase R: A fase R (Fe_2Mo) também não é desejável e tem estado presente em menores quantidades do que a fase Chi [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Tem sido constatado que a fase R precipita em aços inoxidáveis duplex na faixa de 550°C a 700°C , sendo a fase R um intermetálico rico em Mo. Em uma investigação de metal de solda com 22Cr-8Ni-3Mo foi encontrada como uma composição aproximada para a fase R 30%Fe, 25%Cr, 6% Ni, 35% Mo e 4% Si. Foi também estabelecido nessa investigação que a tenacidade e a resistência à corrosão por “pite” são reduzidas pela formação da fase R, sendo que ela tem sido observada precipitar tanto de maneira intergranular quanto intragranular [NILSSON, 1992; JOSEFSSON *et al.*, 1991]. Segundo DEBOLD [1989], as fases R (Fe_2Mo) e χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$) foram identificadas em um duplex após exposições por 10 a 20 horas na faixa de temperatura de 600 a 675°C . SHIMOIDE *et al.* [1999] estudando o efeito da formação da fase R na tenacidade ao impacto de um aço duplex do tipo 2507, verificaram sua formação após tempos de envelhecimento de uma hora a 600°C (873 K).

(h) Fase π : O nitreto fase π foi encontrado dentro de grãos e, semelhantemente à fase R, contribui para a fragilização e corrosão por “pite” em materiais envelhecidos isotermicamente a 600°C . Foi verificado que a fase π contém aproximadamente 28%Fe, 35%Cr, 3%Ni e 34%Mo, mostrando assim que a fórmula química ideal proposta como $\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$ é somente uma aproximação grosseira. A fase π tem uma estrutura cristalina cúbica [NILSSON, 1992].

(i) Martensita: A austenita (γ) de aços inoxidáveis duplex é metaestável em baixas temperaturas. Os diagramas pseudo-binários para ligas com 70% de Fe, como o da Figura 2.1, mostram que γ se transforma em α em baixas temperaturas. Essa transformação ocorre “martensiticamente”, isto é, por meio de uma transformação por cisalhamento sem difusão. A temperatura de transformação M_s depende da composição da liga, mas é geralmente abaixo da temperatura ambiente. A deformação, entretanto, causa a formação de martensita na temperatura ambiente ou acima dela. São estabelecidas duas formas de martensita, sendo uma com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) na forma de ripas, camada de α' , e outra com estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), chamada de martensita ϵ . É importante não confundir a martensita α' com a fase α' (CCC rica em Cr) formada por meio de uma reação controlada por difusão. Tem sido estabelecido que a martensita ϵ é uma fase transitória em baixas temperaturas, transformando-se

em martensita α' com o aumento da deformação [SOLOMON & DEVINE, 1983]. HE *et al.* [1999] estudando o comportamento à tração de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 com várias frações de austenita, na faixa de temperatura de 77 K a 298 K (-196°C a +25°C), concluem que ocorre a transformação martensítica induzida por deformação na austenita em baixas temperaturas, sendo a característica dessa transformação similar às ocorridas no aço austenítico do tipo AISI 304. Eles relatam a ocorrência dessa transformação martensítica em temperaturas menores ou iguais a 220 K ($\leq -53^\circ\text{C}$), sendo que não foram observadas transformações da austenita em martensita somente pelo abaixamento da temperatura sem a aplicação de carga, na faixa de temperatura analisada. Vários pesquisadores utilizam a característica magnética da martensita α' para estudar sua transformação, principalmente em estudos com aços austeníticos. Segundo MACHADO *et al.* [1998], a ocorrência da martensita α' pode ser verificada facilmente com o auxílio de um ferritoscópio, pois ela é uma fase magnética. Já no caso da martensita ϵ , que não é magnética, para verificar sua ocorrência é necessário o uso de técnicas como a difração de raios X.

(j) Fases ϵ (Partículas de Cu): A presença de precipitados ricos em Cu tem sido relatada em aços inoxidáveis duplex contendo Cu. Foi verificado que a precipitação de Cu resulta em uma fácil nucleação da austenita e um concomitante refinamento da microestrutura [JOSEFSSON *et al.*, 1991]. Análise por “EDX” é um bom modo de diferenciar a fase ϵ da austenita.

(k) Fase τ : É uma fase não usual que foi descoberta em ligas do tipo 22Cr-5Ni-3Mo, sendo entretanto seus efeitos nas propriedades do material não investigados [NILSSON, 1992].

Além dessas, outras fases como a de Laves (η) e a fase G, além de outros carbonetos como o M_6C também tem sido relatados, porém em menor escala.

Conforme apresentado por VANDER VOORT [1989], a Tabela 2.3 mostra alguns ataques que podem ser utilizados para revelar a microestrutura de aços inoxidáveis com observação por microscopia ótica (MO), sendo esses utilizados para revelar fases, precipitados e contornos de grão. Além da MO, várias outras técnicas podem ser utilizadas para caracterização desses materiais como os raios X, a MEV e a MET, por exemplo, sendo que elas naturalmente se

completam, como na análise de qualquer outro material. Um exemplo dessas outras técnicas seria a imagem feita por elétrons retroespalhados e a análise por energia dispersiva (AED) no MEV, sendo essas apresentadas por alguns pesquisadores como eficientes ferramentas para a diferenciação das fases Sigma e Chi em aços inoxidáveis duplex, principalmente devido ao maior teor de Mo da fase Chi. Com relação à análise da composição química das fases pela AED, a Tabela 2.4 mostra um resumo com resultados obtidos por vários autores para a composição de algumas fases presentes no material duplex.

Tabela 2.3- Reagentes que podem ser utilizados para caracterização de aços inoxidáveis.

<i>Reagente</i>	<i>Composição</i>	<i>Aplicação</i>	<i>Tempo de ataque</i>	<i>Temperatura do ataque</i>	<i>Diferença de potencial</i>	<i>Observações</i>
<i>Marble</i>	4 g de CuSO ₄ 20 ml de HCl 20ml de H ₂ O	Contorno de grão Fase σ	---	Ambiente	---	---
<i>Murakami</i>	10 g K ₃ Fe(CN) ₆ 10 g KOH (ou 7 g NaOH) 100 ml H ₂ O	Carbonetos Fase σ Fase δ	1 minutos > 3 minutos	Ambiente Ambiente 80 °C	---	---
<i>Ácido Oxálico Eletrolítico</i>	10 g ácido oxálico 100 ml de H ₂ O	Carbonetos Contorno de grão Fase σ	15-30 seg. 45-60 seg. após 6 segundos	Ambiente	6 V dc	---
<i>KOH Eletrolítico</i>	56 g KOH 100 ml de H ₂ O	Fase σ Fase δ	3 segundos (σ vermelho/marrom e δ azulado)	Ambiente	1,5 a 3 V dc	Chi igual Sigma se presente no material
<i>HNO₃ Eletrolítico</i>	60 ml HNO ₃ 40 ml H ₂ O	Contorno de grão	2 a 5 minutos	Ambiente	1,1 V dc	Não revela maclas de recozimento
<i>Glyceregia</i>	15 ml HCl 10 ml Glycerol 5 ml HNO ₃	Ataque geral	---	Ambiente	---	---
<i>Vilella</i>	1 g de Ácido Picrico 5 ml de HCl 100 ml de Etanol	Martensita Ataque geral	1 minuto	Ambiente	---	Revela α e γ

Tabela 2.4- Composições típicas das fases medidas por AED (“EDS”) (% em peso).

Fase	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Material e condição	Referência
σ	55	34	4	6	1	---	22%Cr (soldagem)	Karlsson <i>et al.</i> [1995]
χ	49	28	3	18	1-2	---		
R (<)	33-38	16-30	3-5	27-39	3-4	---		
R (>)	36-43	25-26	3-4	25-26	2-3	---		
σ	54,5 ± 0,5	31,0 ± 0,3	3,8 ± 0,5	9,7 ± 0,2	---	1,0 ± 0,7	SAF 2507 (850°C por 10 min.)	Nilsson & Wilson [1993]
χ	47,8 ± 0,5	26,2 ± 0,3	2,9 ± 0,5	23,1 ± 0,2	---	---		
Cr ₂ N	21,4 ± 0,5	71,5 ± 0,3	1,1 ± 0,5	6,0 ± 0,2	---	---		
σ	bal.	28,90	3,25	7,30	0,80	1,0	SAF 2205 (800°C por 2 horas)	Jackson & Matthews [1991]
χ	bal.	25,31	3,03	13,98	0,78	1,34		
α	bal.	25,45	3,46	3,89	0,62	1,27		
γ	bal.	21,33	6,59	2,21	0,05	1,17		
Nominal	bal.	21,70	5,45	2,98	0,38	1,54		
σ	---	29	---	7,0	0,8	---	SAF 2205 (800°C / 2 h)	Jackson <i>et al.</i> [1993]
χ	---	25	---	14,0	0,8	---		
σ	---	29	---	6,5	0,8	---	UR45N (750°C / 15 h)	
χ	---	23	---	16,5	1,3	---		
σ	---	27	---	9,0	0,5	---	Experimental* (750°C / 15 h)	
χ	---	23	---	20,0	1,0	---		
σ	59,9 ± 0,3	29,2 ± 0,4	2,2 ± 0,1	8,7 ± 0,4	---	---	tipo 2205 (850°C / 20 h)	Kim <i>et al.</i> [1998]
σ	56 ± 1	30 ± 1	3,3 ± 0,3	8,2 ± 1,0	1,0 ± 0,1	1,5 ± 0,2	Liga ** (950°C/1,5 h)	Jimenez <i>et al.</i> [2000]

Observação: bal. (balanço); SAF 2205 e UR45N tem composição nominal Fe-22Cr-5Ni-3Mo, sendo marcas comerciais da Sandvik e Creusot-Loire, respectivamente; * 22Cr-2,2Ni-3,1Mo-4,4Mn-0,5Si-3,0Cu-0,14N;

** Fe-22,5Cr-6,0Ni-3,0Mo-0,6Si-1,4Mn.

2.2.3 Mecanismos de fratura dos aços inoxidáveis duplex

Em relação aos micromecanismos de fratura observados nos duplex, podemos dizer que, em condições normais, os aços inoxidáveis duplex fraturam pelo micromecanismo alveolar (“Dimples”). Entretanto, os mecanismos de fratura dos aços inoxidáveis duplex são influenciados pelos tratamentos de envelhecimento e pela temperatura de ensaio.

ERAUZKIN & IRISARRI [1991] citam que a coexistência das fases ferrita e austenita na microestrutura torna particularmente complexo o efeito da temperatura de ensaio no comportamento à fratura dos aços inoxidáveis duplex. Eles observaram alterações dos mecanismos de fratura em um aço duplex com a temperatura do ensaio, na faixa de -60°C a $+20^{\circ}\text{C}$, sendo que a austenita fraturou pelo micromecanismo alveolar em toda faixa de temperatura e a ferrita exibiu uma alteração no mecanismo de fratura, com tendência para clivagem em baixas temperaturas. DLOUHÝ *et al.* [1996], estudando o comportamento à fratura de aços inoxidáveis do tipo 2205 da temperatura ambiente até -196°C , mencionam que, para corpos de prova de impacto Charpy e de modo similar para corpos de prova de tenacidade à fratura, a fratura na região de transição acontece em etapas. Inicialmente, as trincas de clivagem são iniciadas na ferrita. Essas trincas de clivagem atravessam a ferrita e param na interface com a austenita. Contudo, somente grãos de ferrita com favorável orientação sofrem clivagem. Após esse estágio, trincas subseqüentes crescem por deformação plástica da austenita.

VERHAEGUE *et al.* [1997], estudando um aço inoxidável duplex solubilizado a 1120°C e posteriormente envelhecido a 400°C por 1000 horas ou 350°C por 8000 horas, verificaram que os mecanismos de ruptura dependem do tratamento de envelhecimento. Eles concluíram que os mecanismos de fratura desse material são controlados pelas propriedades e topologia das fases. O material não envelhecido falha de modo completamente dúctil (“*Dimples*”). No material envelhecido são nucleadas trincas de clivagem na ferrita, enquanto a austenita permanece dúctil. Concluíram também que, como esperado, a proporção de fratura por clivagem na superfície de fratura é aumentada com o aumento da taxa de deformação (isto é, maior para ensaio de impacto do que para ensaio de tração convencional) e diminuída conforme a temperatura de ensaio é aumentada. WILMS *et al.* [1991], pesquisando o efeito da precipitação de fase σ a 800°C em um aço inoxidável duplex, verificaram que a fratura foi transgranular em todas as situações analisadas, sendo observada, contudo, uma alteração da morfologia da fratura de dúctil para frágil após o envelhecimento.

Segundo ERAUZKIN & IRISARRI [1992], as superfícies de fratura de corpos de prova CTOD do aço UNS S31803 envelhecidos a 825°C exibiram fissuras alongadas ou separações. JACKSON & MATTHEWS [1991], estudando a influência da precipitação de intermetálicos em

um aço SAF 2205, verificaram a ocorrência de pequenas delaminações nas superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto Charpy. Eles verificaram que as superfícies da delaminação exibem fratura por clivagem, enquanto as bordas da delaminação apresentam fratura do tipo alveolar. Eles também observaram que o número de delaminações aumenta com o aumento da porcentagem de intermetálicos ou com a diminuição da resistência ao impacto. Nos dois estudos, os ensaios foram realizados à temperatura ambiente. Os termos delaminação (“*delaminations*”) e separações (“*splits*”) são utilizados indistintamente para definir o mesmo fenômeno.

ERAUZKIN & IRISARRI [1991], estudando o efeito da temperatura do ensaio (-60°C a +20°C) na tenacidade à fratura de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 em duas orientações diferentes, ou seja, planos de fratura L-T e T-L, observaram a ocorrência do fenômeno das separações somente nas superfícies de fratura dos corpos de prova com orientação L-T, mesmo assim em temperaturas mais baixas, pois em temperaturas mais altas somente o micromecanismo alveolar (“*Dimples*”) foi observado para ambas as fases (α e γ). Eles observaram que um exame das paredes dessas separações revela superfícies sem traços característicos, sugerindo um tipo de delaminação ao longo de interfaces austenita-ferrita. A delaminação perpendicular ao plano principal da trinca pode ser devido à existência de planos menos resistentes.

De acordo com a revisão apresentada por CESCÓN [1986], as separações podem ser formadas a partir de inclusões (alongadas ou alinhadas de forma planar) e também das heterogeneidades estruturais, como o bandeamento microestrutural, por exemplo. Algumas características gerais associadas às separações já se encontram estabelecidas, como, por exemplo, que elas surgem na frente da trinca principal em avanço e que se formam em direções paralelas ao plano da superfície da chapa e perpendiculares ao plano de propagação principal, em corpos de prova com orientações longitudinal ou transversal. Observado no MEV, o interior das separações apresenta aspecto liso e frágil (clivagem), em oposição aos alvéolos do plano principal. Essas observações de CESCÓN [1986] se referem a aços estruturais em geral. ZOK & EMBURY [1990] citam que a delaminação tem sido observada em uma variedade de aços estruturais, sendo devida, em parte, às tensões transversais desenvolvidas na região da estrição de corpos de prova de tração ou em entalhes geométricos, tais como dos corpos de prova de impacto Charpy.

A norma ASTM E1290 [1993], utilizada para o cálculo do parâmetro de tenacidade à fratura CTOD, dispõe que as separações ou delaminação podem resultar em “*pop-in*” com ausência de crescimento instável da trinca no plano da pré-trinca de fadiga. O “*pop-in*” é definido como uma descontinuidade no registro da curva da carga em função da abertura do extensômetro (COD), sendo que ele aparece nessa curva como um repentino aumento no COD e, geralmente, uma associada diminuição da carga.

2.2.4 Comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex

SOLOMON & DEVINE [1983] citam que os aços inoxidáveis duplex apresentam um limite de escoamento duas a três vezes maior que os aços austeníticos do tipo 304, sendo que, à temperatura ambiente, o limite de resistência à tração equivale ao do tipo 304 recozido, mas o alongamento total é menor. As propriedades mecânicas de um aço inoxidável duplex ($\alpha + \gamma$) refletem as propriedades das fases individuais, principalmente da fase ferrita. Para aproximadamente a mesma porcentagem de intersticiais, os aços inoxidáveis ferríticos recozidos apresentam maior resistência ao escoamento se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos recozidos. Os ferríticos exibem também uma maior dependência do limite de escoamento com a variação da temperatura. A ferrita, quando é estabelecida em aços austeníticos tornando-os duplex, tem o efeito de aumentar a resistência ao escoamento, especialmente em baixas temperaturas. WELMAN *et al.* [1991] citam que a deformação de aços duplex pode ser dividida em três etapas, sendo elas: (1) ambas as fases deformam elasticamente; (2) a fase mais mole deforma plasticamente enquanto a fase mais dura deforma elasticamente; (3) ambas as fases deformam plasticamente. Vale ressaltar que a característica de deformação de cada fase depende da sua composição química.

Segundo SOLOMON & DEVINE [1983], o comportamento da resistência ao escoamento dos aços inoxidáveis duplex em função da porcentagem de ferrita é ilustrado pelos dados de Floreen & Hayden (1968), que estão apresentados na Figura 2.6. A resistência ao escoamento dos aços inoxidáveis duplex é maior do que a dos austeníticos e ferríticos, sendo assim, uma suposta “lei de mistura linear” com base nas frações de α e γ no duplex e de suas respectivas resistências quando em ligas monofásicas não pode ser aplicada para o cálculo da resistência à tração dos

duplex. Esse fato deve-se em parte à contribuição do menor tamanho de grão da estrutura duplex para o aumento da resistência, como pode ser visualizado pela conhecida relação de Hall-Petch, mostrada na Equação 2.2, onde σ_0 e K_y são constantes e d o diâmetro do grão. Além do menor tamanho de grão para a estrutura duplex citado anteriormente, k_y é apresentado como um valor maior para os aços duplex do que para as ligas ferríticas ou austeníticas. Isso implica, na prática, que a liga duplex alcança uma maior resistência do que a de seus constituintes. Todavia, observa-se que uma “lei de mistura linear” pode ser usada para estimar o alongamento dos duplex com base nas frações α e γ e nas características individuais de ligas totalmente ferríticas e austeníticas [NILSSON, 1992; SOLOMON & DEVINE, 1983].

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (2.2)$$

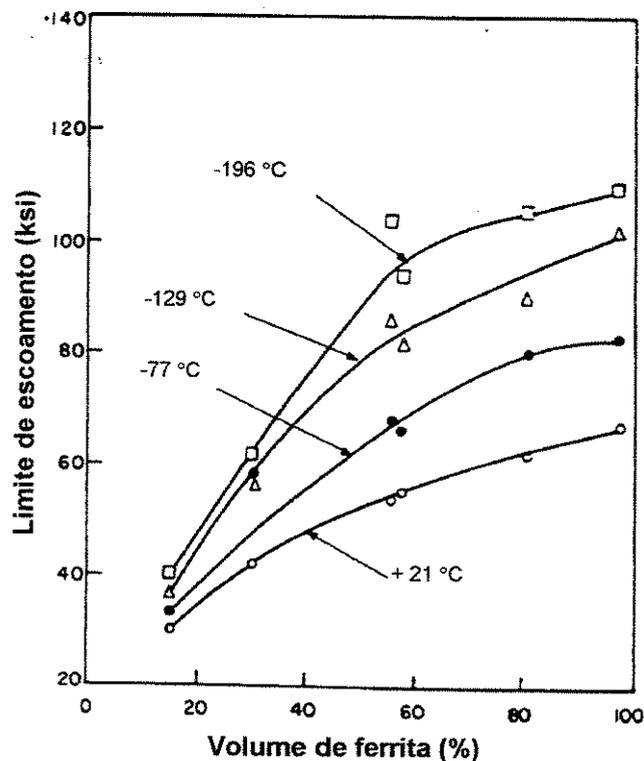


Figura 2.6- Limite de escoamento como função da porcentagem volumétrica de ferrita e da temperatura em aços inoxidáveis duplex [FLOREEN & HAYDEN, 1968 *apud* SOLOMON & DEVINE, 1983].

Em relação ao limite de resistência à tração, observa-se que ele apresenta uma tendência inversa ao do limite de escoamento com relação à porcentagem de ferrita, ou seja, o limite de resistência à tração tem uma tendência de diminuir com o aumento da fração volumétrica de ferrita. De acordo com SOLOMON & DEVINE [1983], esse comportamento foi mostrado por Floreen & Hayden (1968), sendo reproduzido na Figura 2.7.

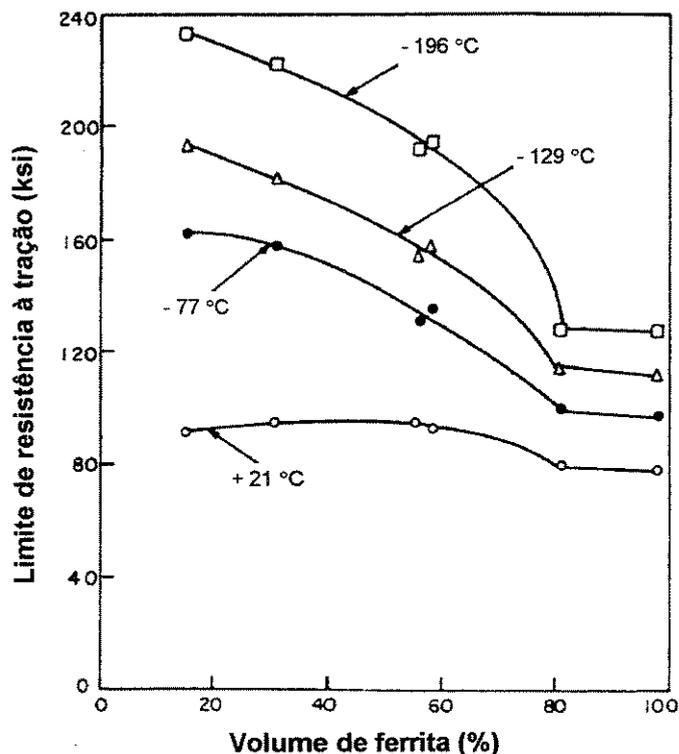


Figura 2.7- Limite de resistência à tração como função da porcentagem volumétrica de ferrita e da temperatura em aços inoxidáveis duplex [FLOREEN & HAYDEN, 1968 *apud* SOLOMON & DEVINE, 1983].

Esse comportamento do limite de resistência à tração com relação à fração volumétrica de ferrita pode ser devido a, pelo menos, três fatores, sendo eles: (1) o maior endurecimento por trabalho mecânico da austenita aumenta o limite de resistência à tração do duplex rico em austenita em relação à liga com menos austenita; (2) a quantidade de transformação martensítica, que influencia a quantidade de endurecimento por trabalho mecânico da austenita, diminui proporcionalmente com a diminuição da fração de austenita no duplex; (3) a liga contendo uma maior porcentagem de ferrita exibe uma reduzida ductilidade devido à fratura por clivagem. O desenvolvimento de fraturas por clivagem na fase ferrita não reduz somente a ductilidade como

também reduz grandemente a tenacidade, aumentando assim a temperatura de transição dúctil frágil [SOLOMON & DEVINE, 1983]. Observa-se que quanto maior a porcentagem de ferrita menor a tenacidade do material, em parte devido à fratura por clivagem apresentada pela ferrita, principalmente em baixas temperaturas. Pode-se concluir também que a boa tenacidade do duplex pode ser atribuída à presença da austenita, que tem o efeito de retardar a clivagem da ferrita [FLOREEN & HAYDEN, 1968 *apud* NILSSON, 1992].

Segundo HE *et al.* [1999], em um aço inoxidável duplex do tipo 2205 com até 17,2% de austenita, o limite de escoamento diminui, mas o limite de resistência à tração, a ductilidade (alongamento e redução de área) e o expoente de encruamento aumentam com o aumento da fração volumétrica de austenita, o que concorda com o descrito anteriormente.

UNNIKRISHNAN & MALLIK [1987], estudando um aço duplex com aproximadamente 21% Cr, 7% Ni, 2,4% Mo, 1,5% Cu, 1,6% Mn, 0,5% Si e 0,03% C, tratado em temperaturas entre 1000°C e 1240 °C, obtiveram diferentes relações entre as frações de ferrita e austenita. Quanto ao limite de resistência à tração, o comportamento foi semelhante ao descrito anteriormente, sendo que o limite de escoamento manteve-se inalterado com relação à fração de ferrita. No tocante à ductilidade, avaliada pelo alongamento, eles obtiveram bons valores para frações de 30% a 70% de ferrita, sendo que ocorreu uma significativa queda no alongamento para o material com aproximadamente 90 % de ferrita. Nessa condição foi verificada a presença de fratura por clivagem na ferrita. A Figura 2.8 mostra o comportamento obtido.

Vale ressaltar que além do aumento da resistência pelo refino microestrutural, que também é benéfico para a tenacidade dos aços inoxidáveis duplex, um adicional endurecimento por solução sólida também é verificado. Esse endurecimento pode ser causado por elementos substitucionais com o Cr e Mo ou intersticiais como o N. Isso explica porque aços inoxidáveis duplex com aproximadamente o mesmo tamanho de grão apresentam diferentes valores para a resistência mecânica. Isso pode ser observado pela comparação de aços inoxidáveis duplex dos tipos 2304, 2205 e 2507, em que um aumento dos elementos de liga reflete um aumento da resistência mecânica atribuída ao endurecimento por solução sólida, considerando essas ligas com aproximadamente o mesmo tamanho de grão [NILSSON, 1992].

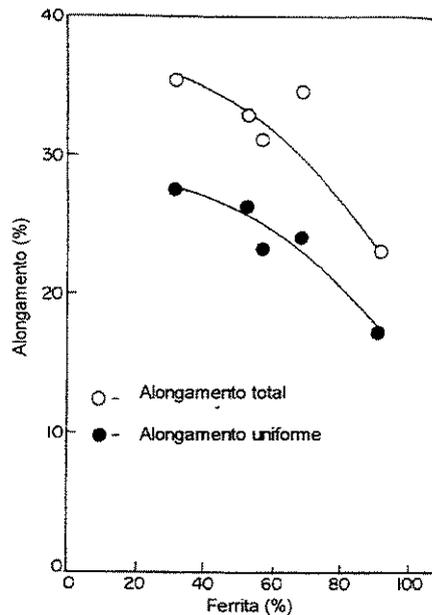


Figura 2.8- Efeito da porcentagem de ferrita nos alongamentos total e uniforme de um aço inoxidável duplex [UNNIKRISHNAN & MALLIK, 1987]

Com relação aos mecanismos de deformação observados nos aços inoxidáveis duplex, HE *et al.* [1999], estudando o comportamento à tração de aços do tipo 2205, com diferentes porcentagens de austenita (de 0% a 17,2%), na faixa de temperatura de 77 K a 298 K, relataram que os mecanismos de deformação envolvidos são o deslizamento de planos, a maclação mecânica da ferrita e a transformação martensítica induzida por deformação nas partículas de austenita. O efeito, no comportamento mecânico, da transformação martensítica induzida por deformação na austenita será tratado a seguir, juntamente com o efeito da temperatura, pelo fato dela ter sido observada em temperaturas menores ou iguais a 220 K ($\leq -53^{\circ}\text{C}$). Quanto à deformação por maclação, eles concluíram que ela ocorreu em toda faixa de temperatura analisada para corpos de prova sem austenita. Eles também concluíram que as curvas tensão em função da deformação para todas as frações volumétricas de austenita analisadas no trabalho indicam, baseado na magnitude (frequência e diminuição da tensão) das quedas da carga (serrilhado nas curvas), que maclas mecânicas diminuem em número e tamanho com o aumento da fração volumétrica de austenita. Pelas figuras apresentadas no artigo, verifica-se que as curvas relativas aos materiais com 12,6% e 17,2% de austenita apresentam-se quase sem serrilhados em comparação com as relativas aos materiais com 0% e 4,5% de austenita. Segundo HE *et al.* [1999], isso indica que a austenita inibe a maclação mecânica da ferrita.

De acordo com NORDBERG [1993], várias correlações das propriedades mecânicas (limite de escoamento, tensões de escoamento, limite de resistência à tração e limite de fadiga) com a composição química e com os parâmetros microestruturais têm sido apresentadas para aços inoxidáveis. Ele apresenta nas suas conclusões algumas equações que podem ser utilizadas para prever as propriedades mecânicas de uma grande faixa de aços inoxidáveis austeníticos e duplex. Essas relações, para as propriedades de resistência à tração, estão apresentadas nas Equações 2.3, 2.4 e 2.5, sendo que o símbolo do elemento representa sua porcentagem em peso, δ o teor de ferrita em porcentagem e d o diâmetro do grão em mm. A incerteza para as estimativas do escoamento é de ± 40 MPa para um nível de confiança de 95%, e para o limite de resistência à tração de ± 50 MPa para um mesmo nível de confiança.

$$S_{y0,2} (MPa) = 120 + 210\sqrt{(N + 0,02)} + 2Mn + 2Cr + 14Mo + 10Cu + (6,15 - 0,054\delta)\delta + (7 + 35(N + 0,02))d^{-1/2} \quad (2.3)$$

$$S_{y1,0} - S_{y0,2} = 40 \pm 9MPa \quad (2.4)$$

$$S_u = 470 + 600(N + 0,02) + 14Mo + 1,5\delta + 8d^{-1/2} \quad (2.5)$$

Pode-se dizer que as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex dependem da quantidade de ferrita e austenita, da morfologia dessas fases, da orientação delas com relação às tensões aplicadas ou com o plano de fratura e de suas exatas composições químicas. Ademais, as propriedades variam com a temperatura e a taxa de deformação, isso sem levar em consideração um outro fator que é a presença de fases adicionais à ferrita e austenita. Os efeitos das fases que podem precipitar e da temperatura no comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex serão tratados a seguir.

2.2.4.1- Efeito das fases frágeis no comportamento mecânico

NILSSON [1992] cita ser mencionado que os aços inoxidáveis duplex usualmente toleram aproximadamente 4% de fase Sigma antes de atingir uma energia de impacto crítica de 27 J. Entretanto, tal microestrutura não pode ser tolerada por causa da baixa resistência à corrosão. A Figura 2.9 mostra uma figura apresentada por NILSSON [1992] na qual ele relaciona um nível de tenacidade crítico (27J) em função da temperatura e do tempo de tratamento para um aço super duplex SAF2507, indicando com isso o tempo para fragilização em várias temperaturas. Ele também cita que, embora a fase σ pareça ser a fase mais prejudicial devido a sua maior fração volumétrica, deve-se ressaltar que outras fases tais como Cr_2N , χ , R e π podem contribuir para o comportamento frágil acima de 600 °C, sendo que, como essas fases freqüentemente coexistem, é difícil separar suas relativas contribuições.

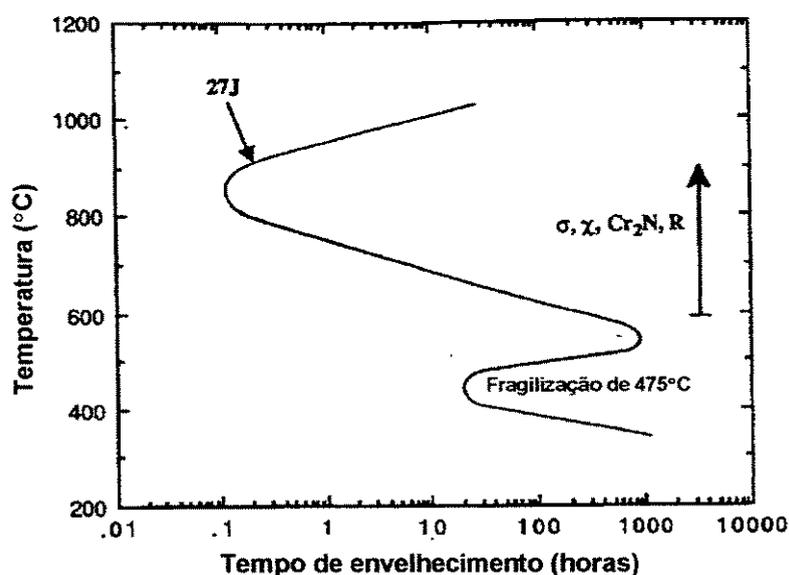


Figura 2.9- Diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) para um aço SAF 2507 com a correspondente tenacidade ao impacto de 27 J, indicando a taxa de fragilização em várias temperaturas [NILSSON, 1992].

KARLSSON *et al.* [1995], trabalhando com a precipitação de fases intermetálicas na soldagem de duplex com 22% Cr, chegaram à conclusão que a tenacidade ao impacto reduz abaixo de 27 J quando 3 a 5% de fases intermetálicas são formadas, e que a diminuição da

tenacidade ao impacto foi mais rápida entre 850 a 950°C. Isso reforça o apresentado por NILSSON [1992].

IRISARRI *et al.* [1990] e ERAUZKIN & IRISARRI [1992], estudando um aço duplex do tipo UNS S31803 em algumas temperaturas de envelhecimento na faixa de 475 e 1200°C, por vários tempos, verificaram uma máxima perda de tenacidade (por volta de 95% do valor inicial) nas amostras tratadas a 825°C após um período de tratamento de 2 horas, sendo essa fragilidade atribuída à precipitação de fase Sigma. Maiores tempos de exposição aumentam a quantidade de fase σ presente na microestrutura, mas a perda de tenacidade produzida por esse incremento de precipitação é pouco visível. A influência da fase σ na tenacidade é ilustrada em uma figura apresentada por NILSSON & WILSON [1993], onde se verifica a variação da tenacidade em função da fração volumétrica de fase Sigma para um aço SAF 2507. Essa figura está reproduzida na Figura 2.10. Observa-se que a tenacidade diminui significativamente com o aumento da fração de fase Sigma, caindo abaixo de 27 J com aproximadamente 4% de fase Sigma e alcançando poucos Joules para 25% de fase σ [NILSSON & WILSON, 1993].

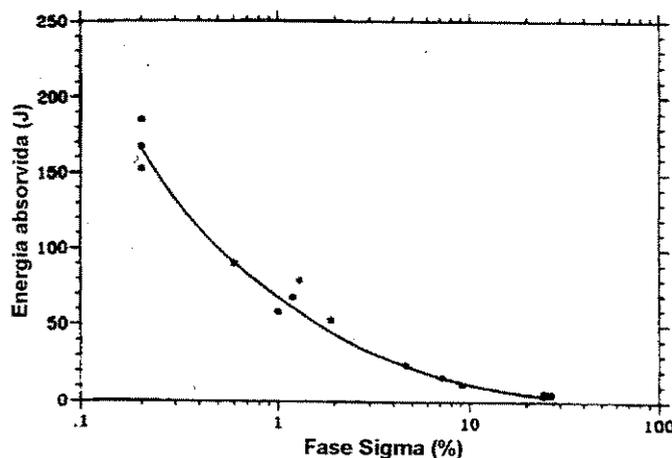


Figura 2.10- Variação da tenacidade medida pela energia absorvida no ensaio de impacto em função da fração volumétrica de fase Sigma [NILSSON & WILSON, 1993].

NILSSON & WILSON [1993] também observaram uma relação entre a dureza e a fração de fase Sigma, só que bem menos sensível do que a da tenacidade. Eles relatam que a dureza não variou até aproximadamente 2% de fase σ , sendo que a tenacidade no mesmo intervalo reduziu de 240 J para 50 J. MADERUD *et al.* [1992] concluem que para aços duplex do tipo 2205,

submetidos a tratamentos de envelhecimento, não existe correlação entre a dureza e a tenacidade ao impacto.

JACKSON & MATTHEWS [1991] concluem que, para um aço duplex SAF 2205 envelhecido na faixa de 750 a 950°C, a presença de intermetálicos tem um efeito prejudicial no alongamento e na energia absorvida pelo material. Enquanto a resistência à tração mostra uma variação muito pequena devido à presença de intermetálicos, a energia absorvida no impacto Charpy é mais sensível, tendo uma queda aguda quando o material tem mais de 4 % de intermetálicos (Sigma). Nesse aspecto, WILMS *et al.* [1991] concluem, para um aço superduplex envelhecido a 800 °C, que a propriedade mais influenciada pela precipitação de fase Sigma foi a energia absorvida no ensaio de impacto. As próximas propriedades mais influenciadas foram a redução de área no ensaio de tração, o alongamento e o limite de resistência à tração, seguidas pela dureza e pelo limite de escoamento. As Figuras 2.11, 2.12, 2.13, 2.14 e 2.15 mostram o comportamento desses parâmetros em função do tempo de envelhecimento no estudo de WILMS *et al.* [1991]. A Figura 2.11 mostra também a variação da fração volumétrica de fase Sigma com o tempo de envelhecimento. IACOVIELLO *et al.* [1999], estudando um aço inoxidável duplex do tipo 2205 em algumas condições envelhecidas por tratamento térmico, verificaram que a propagação de trincas por fadiga é sensivelmente influenciada por esses tratamentos, tanto em baixas (375°C e 475°C) quanto em altas (800°C) temperaturas de envelhecimento.

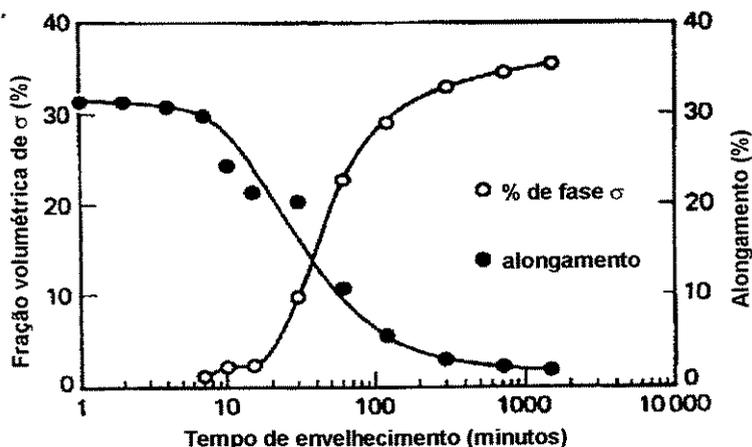


Figura 2.11- Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C na fração de fase σ precipitada e no alongamento de um aço inoxidável superduplex [WILMS *et al.*, 1991].

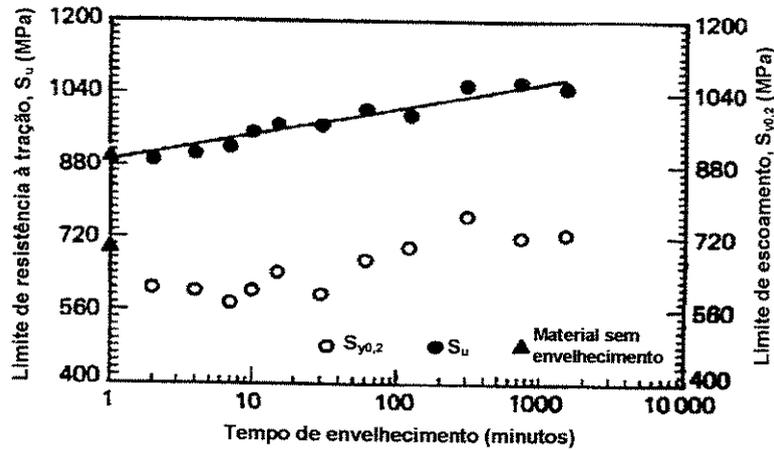


Figura 2.12- Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C no limite de resistência à tração e no limite de escoamento de um aço inoxidável superduplex [WILMS *et al.*, 1991].

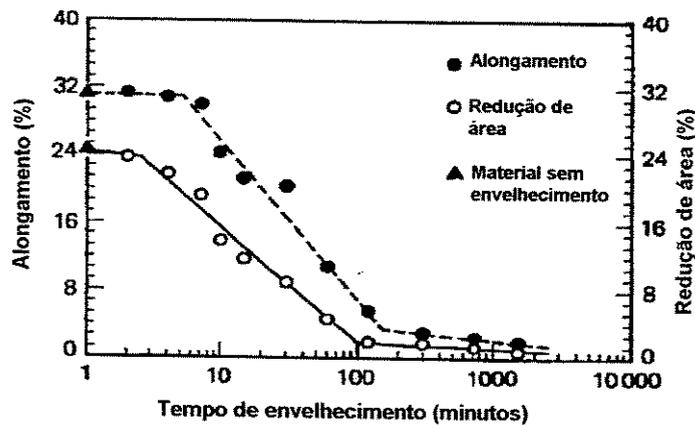


Figura 2.13- Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C no alongamento e na redução de área de um aço inoxidável superduplex [WILMS *et al.*, 1991].

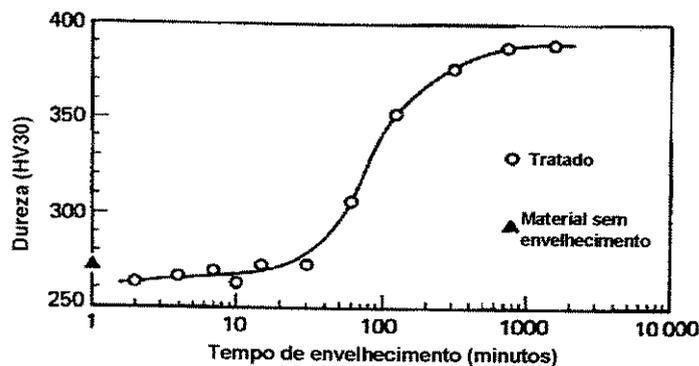


Figura 2.14- Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C na dureza de um aço inoxidável superduplex [WILMS *et al.*, 1991].

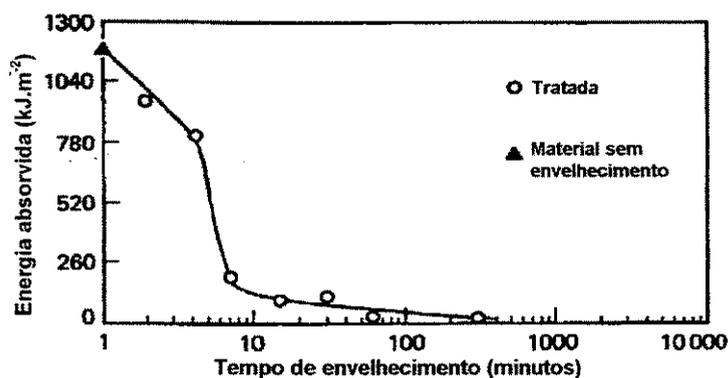


Figura 2.15- Efeito do tempo de envelhecimento a 800 °C na energia absorvida por unidade de área da seção transversal no ensaio de impacto Charpy “sub-size” de um aço inoxidável superduplex [WILMS *et al.*, 1991].

2.2.4.2- Efeito da temperatura no comportamento mecânico

Nas Figuras 2.6 e 2.7, verifica-se que para uma dada proporção entre as fases ocorre aumento do limite de escoamento e do limite de resistência à tração com a diminuição da temperatura. Em relação à tenacidade à fratura, ERAUZKIN & IRISARRI [1991] verificaram uma redução do CTOD com a diminuição da temperatura, tanto em corpos de prova com planos de fratura L-T quanto T-L. A Figura 2.16 mostra os resultados obtidos para as duas orientações em função da temperatura do ensaio, sendo que eles trabalharam com uma chapa de 13,5 mm de espessura de um aço inoxidável duplex. Com relação à energia absorvida no ensaio de impacto, a Figura 2.17 mostra uma curva típica obtida no ensaio de impacto para um aço duplex, comparativamente aos aços austeníticos.

HE *et al.* [1999], estudando um aço inoxidável duplex do tipo 2205 com no máximo 17,2% de austenita, mostram que o material apresenta, com base no alongamento e redução de área, uma transição dúctil-frágil bem definida, sendo a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) de aproximadamente 140 K para o material sem austenita e de aproximadamente 110 K para as outras condições, independente da fração de austenita. Nesse caso, eles concluíram que essa diminuição da TTDF foi devida principalmente à retirada de carbono e outros elementos intersticiais da ferrita pela austenita, apesar deles terem verificado a ocorrência da transformação martensítica induzida por deformação nas partículas de austenita. Eles citam que uma redução da

TTDF dependeria significativamente da fração volumétrica de austenita se essa diminuição da TTDF fosse principalmente devida à transformação martensítica induzida por deformação na austenita ou simplesmente pelo aumento da fração da segunda fase mais tenaz. A Figura 2.18 mostra esse comportamento apresentado por HE *et al.* [1999] para o alongamento e a redução de área.

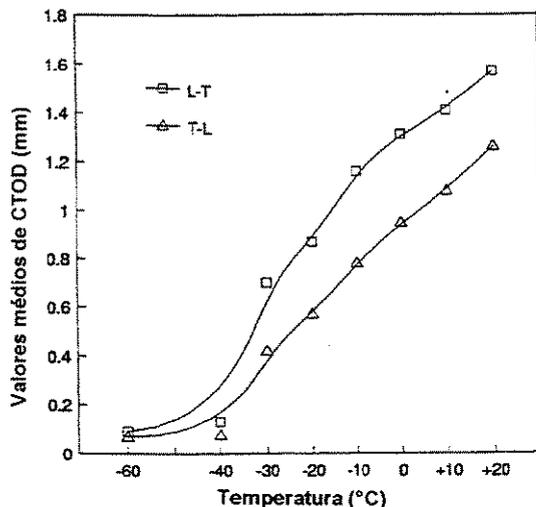


Figura 2.16- Efeito da temperatura de ensaio no valor do parâmetro CTOD para planos de fratura L-T e T-L [ERAUZKIN & IRISARRI, 1991].

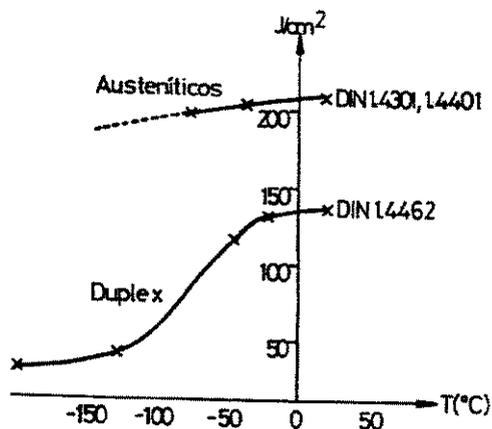


Figura 2.17- Comparação entre a resistência ao impacto dos aços duplex e dos aços austeníticos [REICK *et al.*, 1992].

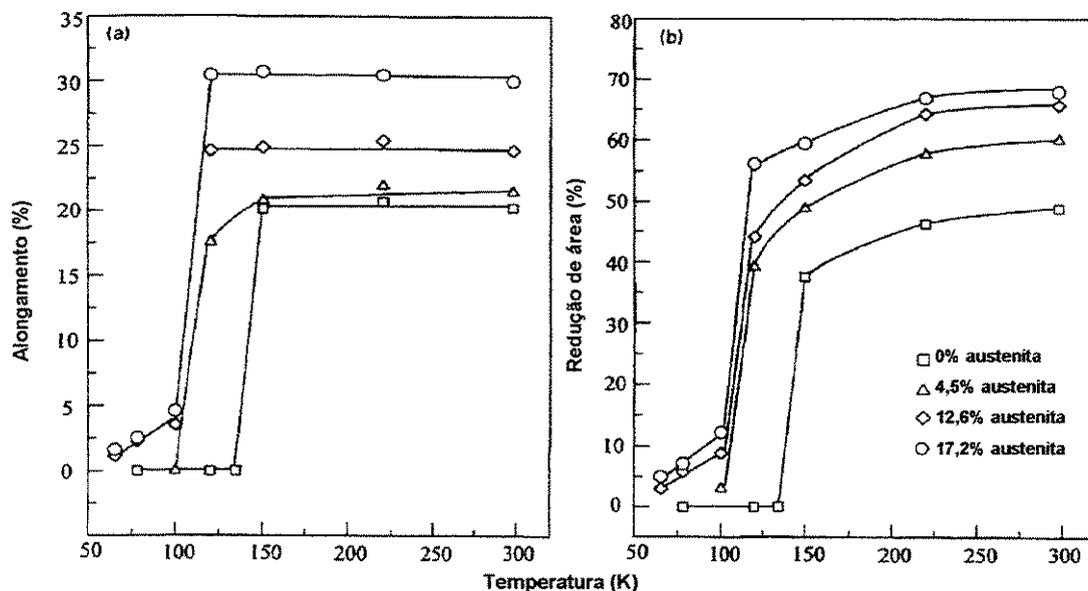


Figura 2.18- Influência da fração volumétrica de austenita e da temperatura de ensaio no alongamento e na redução de área de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 [HE *et al.*, 1999].

Ao contrário do observado por HE *et al.* [1999], DLOUHÝ *et al.* [1996], estudando o comportamento à fratura de aços inoxidáveis do tipo 2205, com porcentagens aproximadamente iguais de ferrita e austenita, da temperatura ambiente até -196°C , verificaram que para os ensaios de tração não ocorreu o fenômeno da fragilização (avaliado pelo alongamento e pela redução de área), sendo a transição no comportamento da ferrita significativamente compensado pela plasticidade da austenita. A diferença em relação ao observado por HE *et al.* [1999] deve-se provavelmente à maior fração de austenita. DLOUHÝ *et al.* [1996] observaram também um aumento das propriedades de resistência com a diminuição da temperatura. No tocante à fratura dos corpos de prova de impacto Charpy nas regiões de transição e patamar inferior, eles concluíram que o comportamento à fratura foi controlado pela ferrita.

GANESH SUNDARA RAMAN & PADMANABHAN [1994] citam que a transformação martensítica induzida por deformação durante escoamento plástico em ensaios de tração causa um aumento da resistência, sendo também uma grande ductilidade presente em aços inoxidáveis austeníticos que têm transformação martensítica. BOTSHEKAN *et al.* [1997], estudando o comportamento de um aço inoxidável austenítico do tipo 316LN, por meio de ensaios de tração nas temperaturas de 77 K (-196°C) e 300 K (27°C), verificaram ausência de martensita no material rompido a 300 K, mas detectaram transformações martensíticas no material ensaiado a

77 K, tanto após a ruptura como em deformações de 8% e 40 %. A curva obtida por eles está apresentada na Figura 2.19, sendo que o maior alongamento a 77 K foi atribuído à plasticidade induzida pela transformação martensítica.

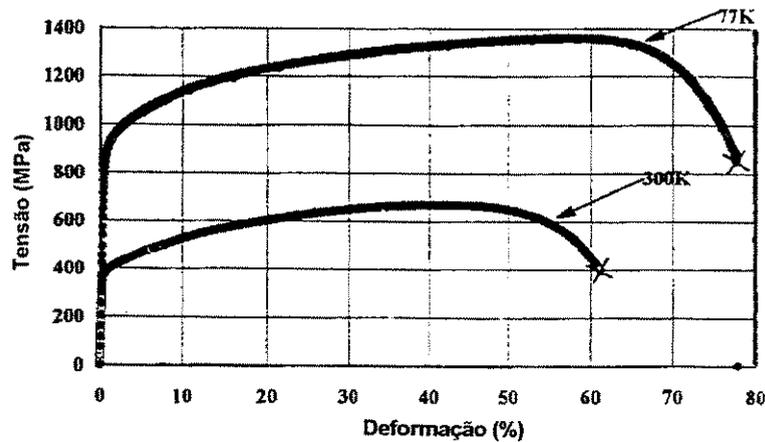


Figura 2.19- Curva tensão *versus* deformação para o aço AISI 316LN ensaiados a 300 K e a 77 K [BOTSHEKAN *et al.*, 1997].

De acordo com PADILHA & GUEDES [1994], a formação de martensitas nos aços inoxidáveis está fortemente ligada à composição do aço. No caso das martensitas induzidas por deformação (martensita α' e martensita ϵ), influenciam também sua formação a energia de defeito de empilhamento e a quantidade, temperatura, velocidade e modo de deformação. Algumas equações experimentais correlacionam a composição química do aço com a temperatura de formação de martensita pelo resfriamento (M_s) ou induzida pela deformação (M_d). Duas expressões citadas por PADILHA & GUEDES [1994] são apresentadas nas Equações 2.6 e 2.7, sendo as unidades de M_s ou M_d em $^{\circ}\text{C}$. O símbolo do elemento representa sua porcentagem em peso. A Equação 2.7 representa a temperatura em que ocorre a formação de 50% de martensita α' após uma deformação verdadeira de 30% em tração.

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 502 - 30Ni - 12Cr - 13Mn - 810C - 1230N - 54Cu - 46Mo \quad (2.6)$$

$$M_d(^{\circ}\text{C}) = 413 - 9,5Ni - 13,7Cr - 8,1Mn - 9,2Si - 18,5Mo - 462(C + N) \quad (2.7)$$

2.3 Algumas considerações sobre o comportamento mecânico dos materiais

O comportamento mecânico de um material é geralmente quantificado por meio de parâmetros das propriedades mecânicas extraídos dos ensaios mecânicos. As propriedades mecânicas refletem uma dada característica do material associada com a reação a uma força aplicada ou quando estejam envolvidas relações entre tensões e deformações. Como exemplo, a resistência mecânica reflete a capacidade do material de resistir a esforços externos (geralmente qualificada pelo tipo de sollicitação, como tração, compressão e cisalhamento), a ductilidade representa a capacidade do material de deformar-se plasticamente, a tenacidade reflete genericamente a capacidade do material de absorver energia durante o processo de deformação, a tenacidade à fratura reflete a resistência do material à propagação de uma trinca e a dureza a resistência do material à penetração. Os ensaios mecânicos, por sua vez, são os métodos pelos quais as propriedades mecânicas são determinadas. Portanto, uma propriedade mecânica pode ser quantificada por parâmetros retirados dos ensaios mecânicos, como, por exemplo, a resistência mecânica pode ser quantificada pelo limite de escoamento ou limite de resistência à tração, calculados a partir do ensaio de tração, ou a tenacidade pode ser avaliada pela energia absorvida no ensaio de impacto ou pela área sob a curva obtida no ensaio de tração. Sendo assim, observa-se que uma certa propriedade mecânica pode ser quantificada por alguns parâmetros obtidos no mesmo tipo de ensaio mecânico ou em mais de um ensaio, como ocorre, respectivamente, com os exemplos de resistência mecânica e de tenacidade citados anteriormente [METALS HANDBOOK, 1985; ASTM E6, 1994].

2.3.1 Ensaios e parâmetros das propriedades mecânicas

2.3.1.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração fornecem informações da resistência e ductilidade de materiais sujeitos a tensões de tração uniaxial. Essas informações podem ser úteis para comparações de materiais, desenvolvimento de ligas, controle de qualidade e projeto sob certas circunstâncias [ASTM E8M, 1995]. Um parâmetro de tenacidade também é geralmente relacionado ao ensaio de tração, sendo ele a área sob a curva tensão-deformação. No ensaio de tração, estrição (“*Necking*”) é a localizada redução da área da seção transversal do corpo de prova que pode

ocorrer durante o tracionamento [ASTM E6, 1994]. Sabe-se que a formação da estrição em corpos de prova de tração introduz um complexo estado triaxial de tensões nessa região. A região da estrição é, na realidade, um entalhe suave. Em um corpo de prova de tração com seção circular, um entalhe sob tração gera tensões radiais e transversais. Portanto, a tensão verdadeira média na estrição, que é determinada pela divisão da carga de tração axial pela menor área da seção transversal na estrição, é maior que a tensão que seria necessária para causar o escoamento se predominasse tração simples [DIETER, 1985].

O modo de cálculo para a maioria dos parâmetros do ensaio de tração é usualmente conhecido, sendo definido em normas como a ASTM E8M [1995] e ASTM E6 [1994]. Alguns parâmetros podem ser definidos como a seguir:

- Limite de resistência à tração (S_u): máxima tensão de tração que o material é capaz de suportar, sendo calculado pela divisão da máxima carga durante um ensaio de tração levado até a ruptura pela área original da seção transversal do corpo de prova.

- Limite convencional de escoamento (S_y): tensão de engenharia que o material exhibe em um desvio limite especificado a partir da proporcionalidade de tensões e deformações. Existem dois critérios para determinação do limite de escoamento, sendo: (1) Método “*Offset*” em que a tensão de engenharia é determinada pela intersecção da curva tensão-deformação com uma linha desenhada no diagrama com inclinação igual ao do módulo de elasticidade e deslocado de uma deformação especificada (usualmente 0,2%); (2) Método da “deformação especificada” em que a tensão de engenharia é determinada pela intersecção da curva tensão-deformação com uma linha desenhada paralela ao eixo das tensões a uma deformação especificada no eixo das deformações (usualmente 0,5% ou maior, de modo que a exceder o limite elástico).

- Tensão verdadeira de fratura (σ_f): tensão calculada dividindo-se a carga de fratura pela área final da seção transversal na estrição. Difere da resistência à fratura (S_f) que é calculada pela divisão da carga no início da fratura pela área original da seção transversal do corpo de prova.

- Alongamento uniforme (EL_u): alongamento determinado quando a máxima carga é alcançada. Pode ser utilizado para estimar a conformabilidade do material (“*Formability*”) a partir dos resultados do ensaio de tração, correlacionando-se bem com as operações de estiramento.

- Alongamento na estrição (EL_e): alongamento da carga máxima até a ruptura. Pode ser considerado como a diferença entre os alongamentos total e uniforme.

- Redução de área (RA): diferença entre a área original da seção transversal de um corpo de prova de tração e a sua menor área da seção transversal, medida após a fratura. Por causa da anisotropia, a seção transversal circular inicial do corpo de prova pode não permanecer circular após a deformação em tração, tornando-se usualmente elíptica.

- Expoente de encruamento ou expoente de endurecimento por deformação (n): expoente de uma relação experimental entre a tensão verdadeira e a deformação verdadeira na faixa de deformação de interesse, ou seja, dentro da região plástica anterior ao começo da estrição. Ele é normalmente estimado como a inclinação de uma relação linear entre o logaritmo da tensão verdadeira e o logaritmo da deformação verdadeira. Na prática, o n é um parâmetro experimental para avaliação da relativa conformabilidade de sistemas metálicos similares. Ele também é uma medida do aumento da resistência do material devido à deformação plástica, ou seja, a capacidade de encruamento [ASTM E646, 1993]. O cálculo do n é descrito, entre outras, pela ASTM E646 [1993]. Os dados no ensaio são obtidos com velocidade constante via controle de deslocamento ou de deformação. Dentre várias representações matemáticas utilizadas para o ajuste da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira obtida no ensaio de tração, a equação de Hollomon é uma das mais usadas, sendo facilmente calculada [KLEEMOLA & NIEMINEN, 1974]. Ela pode ser aplicada para aços, sendo inclusive adotada pela norma ASTM E646 [1993], que trata do método para a determinação n por meio de ensaio de tração de chapas finas de materiais metálicos. A Equação 2.8 define a relação de Hollomon, onde σ , representa a tensão verdadeira, ϵ , a deformação verdadeira, n o expoente de encruamento e k o coeficiente de resistência.

$$\sigma_v = k\varepsilon_v^n \quad (2.8)$$

- Coeficiente de resistência (k): constante experimental, estimada a partir do ajuste dos dados da curva de tração para uma curva de potência (Equação 2.8). É numericamente igual ao valor extrapolado da tensão verdadeira para uma deformação verdadeira igual a um ($\varepsilon_v = 1,0$).

RAY *et al.* [1993] propuseram parâmetros experimentais de tenacidade para fratura dúctil (“*ductile fracture toughness*”) a partir de ensaios de tração com corpos de prova cilíndricos lisos (sem entalhes). Nessa aproximação experimental, eles assumiram que todo o regime de deformação após o início da estrição é dominado por crescimento e coalescência de microvazios, considerando que a energia absorvida pelo corpo de prova nesse regime reflete sua tenacidade para fratura dúctil. Embora a completa implementação dessa aproximação necessite de múltiplos corpos de prova, o uso de uma metodologia simplificada com um único corpo de prova tem demonstrado ser adequada. A energia absorvida pelo corpo de prova na região da estrição (W_{pn}) é definida como a área sob a curva da carga em função do deslocamento, do início da estrição até a fratura, considerando o descarregamento elástico a partir do ponto de início da estrição, conforme mostra a Figura 2.20 [RAY *et al.*, 1993; BHADURI *et al.*, 1993; RAY *et al.*, 1998].

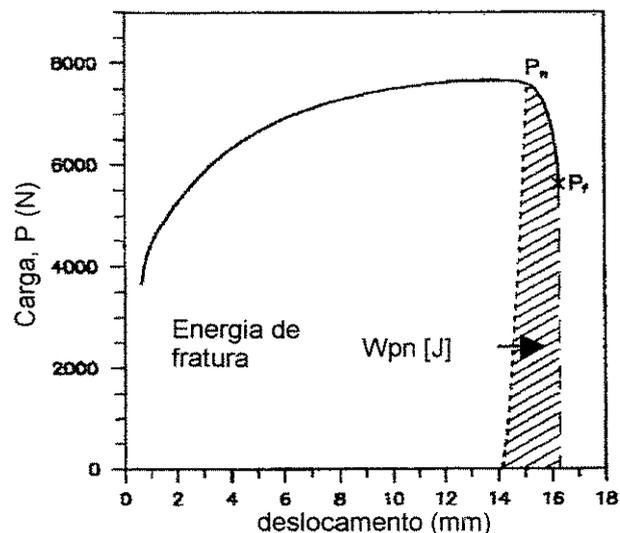


Figura 2.20- Típica curva da carga *versus* deslocamento no ensaio de tração com a definição do W_{pn} [RAY *et al.*, 1993].

Nesse contexto, um dos parâmetros definidos pelo método de um único corpo de prova é dado por $\Gamma_f = W_{pn}/A_n$, em que A_n é a menor área da seção transversal no ponto de início da estrição. Uma vantagem dessa metodologia na determinação da tenacidade de juntas soldadas, tem sido contornar a dificuldade da localização do entalhe ou trinca na região desejada da solda. Essa dificuldade é verificada na determinação da tenacidade mínima de soldas por meio dos métodos convencionais de impacto Charpy ou tenacidade à fratura com corpos de prova pré-trincados. Quando os corpos de prova de tração são feitos transversais ao cordão de solda, a região útil compreende o metal base, o metal de solda e a ZTA, sendo a mínima tenacidade da junta soldada avaliada automaticamente com o corpo de prova falhando na região menos resistente. Deve ser enfatizado que essa metodologia é restrita para fraturas controladas por nucleação e crescimento de microvazios, excluindo fraturas por clivagem [RAY *et al.*, 1993; BHADURI *et al.*, 1993; RAY *et al.*, 1998]. Alguns dos parâmetros descritos nessa metodologia podem ser resumidos como a seguir:

- Tensão verdadeira de início da estrição (σ_n): quando o ponto de início da estrição é precisamente identificado na curva carga-deslocamento, torna-se possível a determinação de um parâmetro adicional de resistência, ou seja, a tensão verdadeira de início da estrição, que pode ser definida como $\sigma_n = P_n/A_n$, onde P_n é a carga no ponto de início da estrição e A_n a menor área da seção transversal no início da estrição. A_n pode ser determinada pela constância de volume até esse ponto da curva.

- Redução de área a partir da estrição (RA_n): quando o ponto de início da estrição é precisamente identificado na curva carga-deslocamento, torna-se possível a determinação de um parâmetro adicional de ductilidade, ou seja, a redução de área na estrição, que pode ser definida como $RA_n = (A_n - A_f)/A_n$, onde A_n é a menor área da seção transversal no início da estrição e A_f a área da seção transversal na fratura.

- Energia de fratura (W_{pn}): energia absorvida pelo corpo de prova do início da estrição até a fratura. Definida conforme a Figura 2.20. Reflete a tenacidade do material para fratura dúctil.

- Parâmetro de tenacidade da fratura dúctil (Γ_f): o parâmetro de tenacidade Γ_f estimado pela metodologia proposta por RAY *et al.* [1993] é calculado pela divisão de W_{pn} por A_n , e pode ser definido como a energia média por unidade de área da seção transversal necessária para causar a fratura. Para uma dada geometria do corpo de prova, Γ_f pode ser considerado uma medida da tenacidade do material do mesmo modo que a energia absorvida no ensaio Charpy é considerada (ou seja, como função das dimensões do corpo de prova e do entalhe).

2.3.1.2 Ensaio de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura fornecem genericamente informações a respeito da resistência do material à propagação de uma trinca. Vários parâmetros podem ser obtidos nos ensaios de tenacidade à fratura, sendo que eles representam certas características da propagação de uma trinca. Para metais, esses ensaios consistem, primeiramente, na nucleação de uma pré-trinca de fadiga (entalhe agudo) e, posteriormente, no carregamento monotônico do corpo de prova pré-trincado com o registro simultâneo da carga pelo deslocamento de abertura da trinca (COD).

Entre outros parâmetros de tenacidade à fratura, CTOD (“*crack-tip opening displacement*” – deslocamento de abertura da ponta da trinca) e K-EE (tenacidade à fratura pela metodologia da energia equivalente) não apresentam restrições quanto à largura mínima dos corpos de prova, como ocorre com o parâmetro K_{IC} (tenacidade à fratura em deformação plana). Por esse motivo, os valores encontrados para os parâmetros CTOD e K-EE são dependentes das dimensões do corpo de prova, ao contrário do que ocorre com o parâmetro K_{IC} (normalizado, entre outras, pela ASTM E399 [1990]). O parâmetro CTOD é estabelecido na norma ASTM E1290 [1993] e o K-EE na norma ASTM E992 [1989]. Eles podem ser sintetizados como a seguir:

- Deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD): os valores de CTOD podem ser usados como medida da tenacidade à fratura de materiais metálicos, sendo especialmente apropriados para materiais que exibem uma variação do comportamento de dúctil para frágil com a diminuição da temperatura. Em pesquisa e desenvolvimento de materiais, os ensaios CTOD podem mostrar o efeito de certos parâmetros microestruturais (como, por exemplo, composição

química, processamento termomecânico e soldagem) na tenacidade à fratura de materiais metálicos, indicando o seu desempenho em serviço. Os valores críticos do CTOD podem ser determinados para os vários eventos ocorridos na propagação da trinca. Por exemplo, o parâmetro δ_m é o valor do CTOD no primeiro ponto do patamar de máxima carga para um comportamento totalmente plástico, assim como δ_c e δ_u são os valores do CTOD no ponto de crescimento instável da trinca ou “*pop-in*” quando o delta de extensão da trinca é menor ou maior do que 0,2 mm, respectivamente [ASTM E1290, 1993]. Independente do evento ocorrido, o valor do CTOD é uma composição de uma componente elástica (δ_e) (dependente, entre outras, da carga P no ponto definido pelo tipo de evento ocorrido) e de uma componente plástica (δ_p) (dependente, entre outras, da abertura do extensômetro V_p , definida pela intersecção do eixo do deslocamento com uma reta desenhada paralela à parte linear da curva passando pelo ponto definido na curva).

- Tenacidade à fratura pela metodologia da energia equivalente (K-EE): parâmetro que pode ser determinado quando os critérios de validade para o K_{IC} não são atendidos. É um método simples e econômico para determinar os valores de tenacidade à fratura a partir de corpos de prova relativamente pequenos [ASTM E992, 1989]. Quanto ao tamanho do corpo de prova, a ASTM E992 [1989] ressalta que, para regime muito tenaz, corpos de prova pequenos podem produzir valores consideravelmente menores do que o K-EE obtido a partir de corpos de prova maiores. Para regime menos tenaz, os valores de K-EE podem ser menos dependentes do tamanho. A ASTM E992 [1989] limita a configuração dos corpos de prova aos de flexão e tração compacto. Para corpos de prova diferentes do padrão, devem ser indicados o comprimento W e a espessura B. O valor da carga P_E retirado da curva Carga-COD é obtido pelo prolongamento da parte linear da curva até que a área sob essa porção linear seja igual à área sob a curva até a máxima carga suportada pelo corpo de prova sem instabilidade. A equação utilizada para o cálculo de K-EE é semelhante à do K_Q na determinação de K_{IC} , sendo P_Q substituído por P_E .

2.3.1.3 Ensaio de impacto

Os ensaios de impacto relacionam-se, especificamente, com o comportamento do metal quando sujeito a uma única aplicação de uma carga resultando em um estado de tensões multiaxial, associado com o entalhe, com altas taxas de carregamento e, em alguns casos, com

altas e baixas temperaturas. Para alguns materiais e temperaturas, o ensaio de impacto de corpos de prova entalhados tem previsto a probabilidade de fratura frágil melhor do que os ensaios de tração ou outros ensaios usados na especificação de materiais [ASTM E23, 1994]. Alguns parâmetros de tenacidade, como a energia absorvida no ensaio de impacto (E_a) ou a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF), podem ser estabelecidos. Vale observar que os parâmetros obtidos são dependentes das dimensões do corpo de prova e da configuração do entalhe. O ensaio de impacto Charpy com entalhe em V é comumente usado para avaliar as variações da tenacidade pela influência da composição química (elementos de liga e impurezas) e da microestrutura dos materiais, que por sua vez é influenciada pelo processo de fabricação [SERVER, 1985].

2.3.1.4 Ensaio de dureza

Dureza implica resistência à deformação, sendo, no caso de metais, essa característica medida por sua resistência à deformação plástica ou permanente. A dureza pode ser também interpretada como resistência à penetração, ao riscamento ou ao desgaste. Em termos de resistência à penetração, os ensaios de dureza são definidos como ensaios nos quais uma esfera, cone ou pirâmide de diamante são forçados, sob certas condições, para dentro do material testado, sendo que a relação da força total do ensaio com a área ou profundidade de penetração fornece a medida da dureza [FEE *et al.*, 1985]. Os ensaios mais utilizados do ponto de vista da engenharia para o estudo das microestruturas e do comportamento mecânico são os de durezas Brinell (HB - número de dureza que relaciona a carga aplicada e a área superficial de uma impressão permanente feita por um penetrador esférico), Rockwell (HR - número de dureza baseado em uma relação inversa da medida de uma profundidade adicional quando um penetrador é forçado por uma carga maior além da profundidade resultante de uma carga menor previamente aplicada) e Vickers (HV - número de dureza relacionado à carga aplicada e à área superficial de uma impressão permanente feita por um penetrador de diamante na forma de uma pirâmide de base quadrada e ângulo entre as faces opostas de 136°).

2.3.1.5 Ensaio de impressão de esferas (“ball indentation”)

Métodos alternativos para determinação da resistência mecânica à tração por meio dos resultados do ensaio de dureza têm sido utilizados e estudados ao longo do tempo. Esses métodos

são mais rápidos e baratos que os ensaios de tração. GEORGE *et al.* [1976], por exemplo, propuseram uma metodologia para estimar o limite de escoamento de chapas de aço laminadas a frio ou a quente, a partir de dados do ensaio de dureza Rockwell. No caso, eles utilizaram os valores de dureza Rockwell obtidos com esferas de diâmetro 1/16" (1,588 mm), ou seja, escalas HRB, HRF, HRG, HR15T, HR30T e HR45T. Para isso, eles construíram um ábaco, no qual, pela determinação da dureza em três escalas diferentes (todas convencionais ou todas superficiais) e pela marcação, no ábaco, desses valores obtidos, obtém-se o valor do limite de escoamento pela interseção de uma reta desenhada por esses três pontos com uma escala de valores do limite de escoamento. Nesse trabalho, utilizou-se a relação descrita por Meyer em 1908, mostrada na Equação 2.9, sendo que os autores consideraram a correlação do parâmetro A com o limite de escoamento ($S_{y0,2}$) para o desenvolvimento do método proposto.

$$\frac{P}{d^2} = A \left(\frac{d}{D} \right)^{m-2} \quad (2.9)$$

sendo P a carga aplicada, d o diâmetro da impressão, D o diâmetro do penetrador, m o coeficiente de Meyer (que é independente do diâmetro da esfera) e A o valor de P/d^2 em d/D igual a um. A Figura 2.21 exemplifica essa relação.

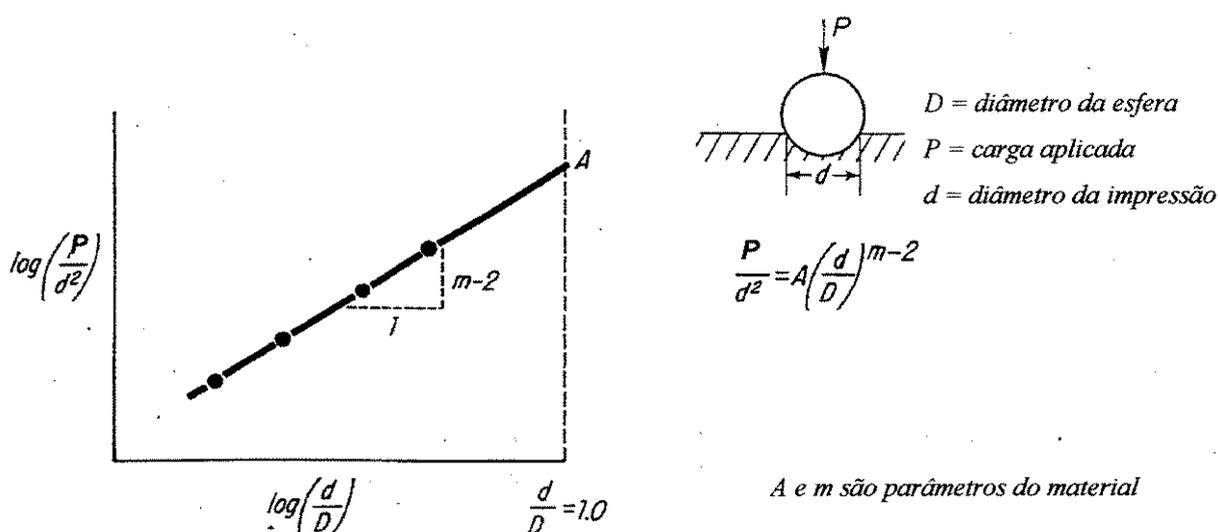


Figura 2.21- Relação de Meyer [GEORGE *et al.*, 1976].

Recentemente, vários artigos relativos a ensaios de impressão têm sido publicados, com o objetivo de estimar as propriedades de tração e de tenacidade. A vantagem dessas metodologias é estimar as propriedades do material por meio de ensaios não destrutivos, que podem ser feitos para acompanhar o comportamento de um componente em serviço, com custo e tempo de ensaio reduzidos. É claro que se deve tomar o cuidado de verificar se a precisão dos valores estimados por esse procedimento atende ao tipo de aplicação proposta. Alguns desses artigos, como os de HAGGAG [1993], BYUN *et al.* [1997], MURTY *et al.* [1998] e MATHEW *et al.* [1999], tratam de uma metodologia não destrutiva para determinação das propriedades de tração e tenacidade à fratura, pela utilização da técnica de “impressão de esferas” (“*ball indentation*”), também chamada de “impressão cíclica de esferas” (“*cyclic ball indentation*”) ou “impressão automatizada de esferas” (“*automated ball indentation*”). Essa metodologia tem sido usada por esses pesquisadores para o estudo da influência de alterações microestruturais (como por exemplo as provocadas pela deformação a frio ou envelhecimento) e da temperatura de ensaio nas propriedades de tração e tenacidade à fratura dos materiais, principalmente aço carbono. Estudos que verificam o gradiente das propriedades mecânicas em regiões soldadas também têm sido apresentados [MURTY *et al.*, 1999].

O ensaio de “impressão de esferas” (IE) consiste em múltiplas impressões controladas por deformação em um único local de penetração em uma superfície polida, por um penetrador esférico com diâmetro menor ou igual que 1,57 mm ($\approx 1/16$). A profundidade da impressão é progressivamente aumentada até um limite máximo especificado, com intermediários descarregamentos parciais. A Figura 2.22 mostra uma curva típica da carga em função da profundidade da impressão obtida no ensaio da IE [MURTY *et al.*, 1998].

Os parâmetros retirados da curva obtida no ensaio de IE e o ciclo de carregamento e descarregamento nesse ensaio são exemplificados nos esquemas das Figuras 2.23 e 2.24, respectivamente. Os valores de P , h_p e h_t , para cada ciclo de carregamento, são utilizados para estimar os valores de tensão e deformação verdadeiras. Essas estimativas são feitas a partir de uma combinação das teorias da elasticidade e plasticidade e de relações experimentais que governam o comportamento do material sob carregamento na impressão [MURTY *et al.*, 1998]. Algumas premissas consideradas para correlação dos dados da impressão por um penetrador

esférico com os resultados do ensaio de tração são: (1) as curvas monotônicas da tensão verdadeira em função da deformação plástica verdadeira obtidas nos ensaios de tração e compressão são razoavelmente similares; (2) a deformação na impressão se correlaciona com a deformação plástica verdadeira verificada em um ensaio de tração uniaxial; (3) a pressão média na impressão por esferas se correlaciona com as tensões verdadeiras verificadas em um ensaio de tração uniaxial [MATHEW *et al.*, 1999].

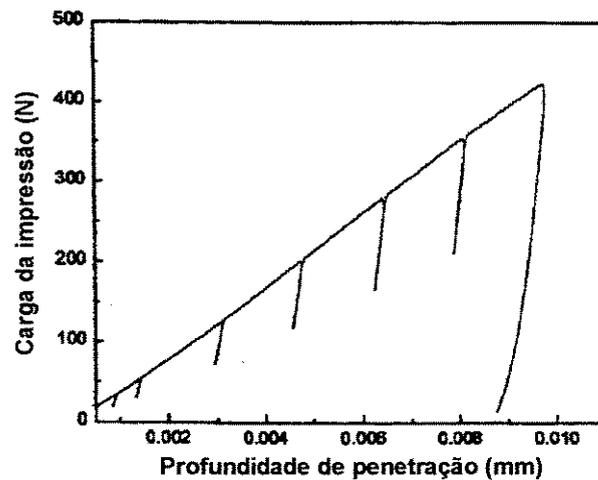


Figura 2.22- Curva típica da carga em função da profundidade de impressão no ensaio de IE (“ball indentation”) [MURTY *et al.*, 1998].

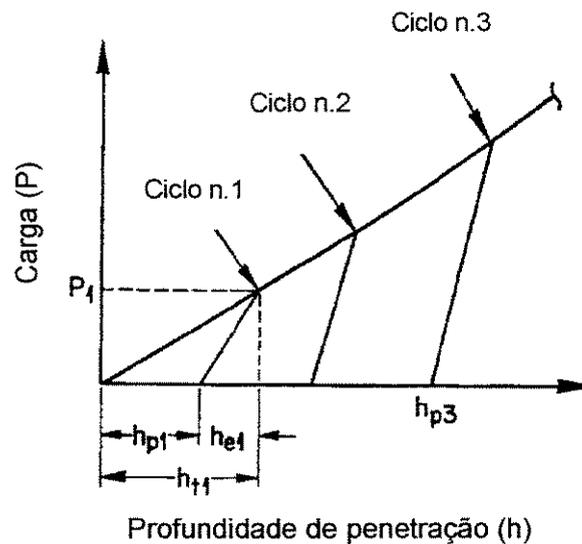


Figura 2.23- Representação esquemática da carga de impressão em função da profundidade da penetração de um penetrador esférico como observado no ciclo de carregamento do ensaio de IE, mostrando os parâmetros retirados em cada ciclo do ensaio [HAGGAG, 1983].

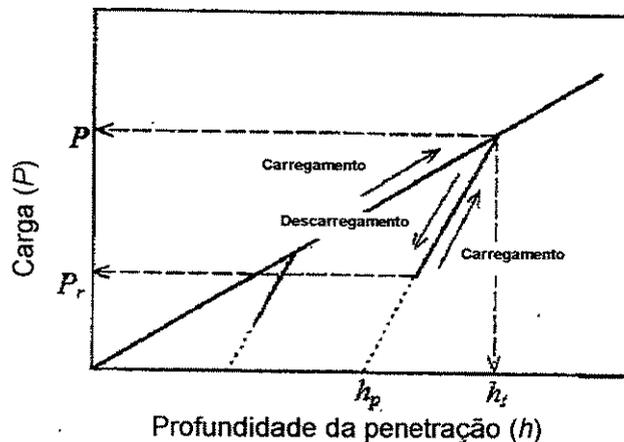


Figura 2.24- Representação esquemática da carga de impressão em função da profundidade da penetração de um penetrador esférico mostrando o ciclo de carregamento, descarregamento e novo carregamento no ensaio de IE [YAMAMOTO *et al.*, 1996].

Pela análise da curva de escoamento obtida no ensaio de IE, parâmetros do comportamento à tração do material tais como o limite de escoamento, o limite de resistência à tração, o coeficiente de resistência e o expoente de endurecimento por deformação, bem como uma estimativa do K_{JC} , parâmetro de tenacidade à fratura elásto-plástico, podem ser avaliados. As vantagens dessa técnica são: (1) ela é não destrutiva; (2) deixa pequenas impressões esféricas, menores que 0,3 mm e não pontiagudas na superfície ensaiada, que não produzem pontos de concentrações de tensões nas estruturas; (3), possibilita a determinação ponto a ponto das variações nas propriedades mecânicas, tais como as que ocorrem entre o metal base, a ZTA e zona fundida na soldagem, pelo fato de afetar uma pequena área [MURTY *et al.*, 1998]. A técnica de IE tem sido utilizada com sucesso para a determinação da resistência ao escoamento de soldas de vários materiais metálicos, entre eles aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de alumínio [HAGGAG, 1993].

São usados penetradores esféricos feitos de carboneto de tungstênio (WC) com diâmetros variando de 0,254 a 1,575 mm, dependendo da espessura do corpo de prova e do comprimento da microestrutura a ser testada. O penetrador é introduzido, com uma velocidade constante, no material a ser testado. Progressivos e múltiplos carregamentos e descarregamentos parciais são realizados no mesmo local. BYUN *et al.*, [1997] utilizaram uma velocidade constante de

impressão no valor de 0,015mm/s e um penetrador de 1,58 mm de diâmetro. Já MATHEW *et al.* [1999] usaram uma velocidade de impressão de 0,025 mm/s e um penetrador com 0,75 mm de diâmetro. A carga (P) e profundidade (h) de penetração são medidas utilizando uma célula de carga e um *LVDT*, respectivamente. Apropriadas células de carga devem ser usadas dependendo do tamanho do penetrador [HAGGAG, 1983]. A Figura 2.25 apresenta a geometria da impressão no ensaio de IE.

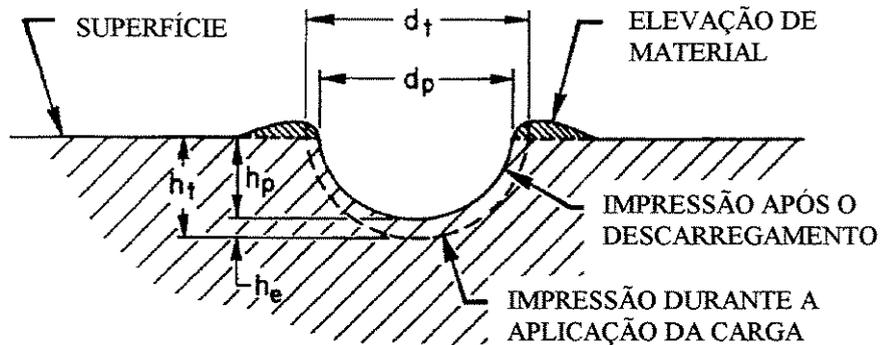


Figura 2.25- Ilustração da geometria da impressão por esfera durante e após a aplicação da carga (a elevação de material na borda da impressão está exagerada) [HAGGAG, 1983].

Os parâmetros de resistência mecânica, limite de escoamento e limite de resistência à tração, podem ser estimados como descrito a seguir. As considerações e metodologias utilizadas para estimar os outros parâmetros de propriedades mecânicas possíveis de serem determinados a partir do ensaio de IE não serão objeto de revisão neste trabalho.

- Estimativa do limite de escoamento: O limite de escoamento é estimado com base no parâmetro A da lei de Meyer e na relação do limite de escoamento com esse parâmetro A. Essa relação entre S_y e A também foi utilizada por George *et al.* [1976] em sua proposta. Em cada ciclo de carregamento do ensaio de IE, a profundidade total de penetração h_t é medida para a carga correspondente e convertida em diâmetro total da impressão pela utilização da Equação 2.10, onde D é o diâmetro do penetrador.

$$d_t = 2\sqrt{(Dh_t - h_t^2)} \quad (2.10)$$

Esses pontos, P e d_t , para cada ciclo de carregamento, são traçados em escala logarítmica como P/d_t^2 versus d_t/D , sendo feita uma regressão linear para a determinação do parâmetro A de acordo com a Equação 2.11, também exemplificada na Figura 2.21.

$$\frac{P}{d_t^2} = A \left(\frac{d_t}{D} \right)^{m-2} \quad (2.11)$$

O expoente de Meyer (m) geralmente tem um valor entre 2 e 2,5. Ele está relacionado com a inclinação da reta obtida com a regressão linear. O limite de escoamento é então estimado pela sua relação com o parâmetro A , conforme mostra a Equação 2.12, onde β_m é uma constante para uma dada classe de materiais. O β_m é apresentado como independente da temperatura do ensaio e da condição microestrutural do material [MATHEW *et al.*, 1999].

$$S_y = \beta_m A \quad (2.12)$$

O valor de β_m para cada classe de materiais é determinado a partir do limite de escoamento obtido em ensaios de tração convencionais e do valor do parâmetro A obtido a partir do ensaio de IE. Para todos os aços carbono nas condições laminadas a quente ou a frio e também para aços irradiados foi estabelecido um valor único de 0,2285 para β_m [MURTY *et al.*, 1998]. Para aços inoxidáveis, o valor de 0,191 para β_m pode ser empregado [HAGGAG *et al.*, 1993]. Uma vantagem do ensaio de IE é que um único local de impressão é necessário para a determinação do parâmetro A , e por consequência para determinação do limite de escoamento. Esse procedimento para o cálculo da resistência ao escoamento é aplicável para todos os materiais metálicos, entretanto o valor de β_m poderá ser diferente para cada classe de materiais [HAGGAG, 1993].

- Estimativa do limite de resistência à tração: o limite de resistência à tração pode ser calculado pela relação existente entre ele e a dureza HB (no caso estimada pelo ensaio de IE). A dureza HB é estimada a partir do ensaio de IE pela Equação 2.13, onde D é o diâmetro do penetrador, $P_{m\acute{a}x}$ a carga máxima de impressão em kgf (carga do último ciclo) e d_f o diâmetro final da impressão (em mm) estimado pela profundidade de penetração h_p do último ciclo de

impressão. A relação utilizada para transformar h_p em d_f é a mesma da Equação 2.10, substituindo-se d_i por d_f e h_i por h_p .

$$HB = \frac{2P_{m\acute{a}x}}{\pi D(D - \sqrt{(D^2 - d_f^2)})} \quad (2.13)$$

O fator de correlação entre HB e S_u é determinado pela comparação dos valores da dureza HB determinados no ensaio de IE com os valores de S_u obtidos no ensaio de tração. Um fator de correlação de 0,303 tem sido estabelecido para aços, quando a unidade de S_u é MPa [BYUN *et al.*, 1997]. A Equação 2.14 representa essa relação.

$$S_u = \frac{HB}{\text{Fator.de.correla\c{c}\~{a}\~{o}}} \quad (2.14)$$

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 Materiais

O material utilizado para estudo neste trabalho foi um aço inoxidável duplex do tipo 2205, especificação UNS S31803, cuja composição química e propriedades mecânicas constantes no certificado do produto, além dos valores normalizados, encontram-se nas Tabela 3.1 e 3.2, respectivamente. As Tabelas 3.1 e 3.2 apresentam também os valores encontrados nas análises efetuadas com o intuito de confirmar as características do material adquirido. Sabe-se pelo certificado do produto que o material foi solubilizado a 1060°C (1333 K) e resfriado rapidamente em água. Ele foi adquirido na forma de uma chapa laminada com dimensões de 1,5 m x 0,5 m e espessura de 15 mm.

A análise da composição química, constante na Tabela 3.1, foi feita principalmente para verificação do teor de nitrogênio do material, já que esse não constava no certificado do produto, e pelo fato dele ser importante quando se analisa o comportamento mecânico. Para essa análise foram utilizados um Analisador de C e S CS-444 LECO Corporation para a determinação dos teores de carbono e enxofre, um Determinador de O e N TC-436 DR LECO Corporation para a análise do teor de nitrogênio, um Espectrômetro de Fluorescência de Raios X PHILIPS para análise do teor de cromo e um Espectrômetro de Emissão Atômica com Plasma AtomScan 25 da Thermo Jarrell Ash para os demais elementos. Por meio dessa análise foi considerado que o material atende aos requisitos de composição estabelecidos para o UNS S31803.

Tabela 3.1- Composição química do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho (% em peso).

Descrição	Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	Nb	N
UNS S31803 / 2205 (1)	bal.	0,030 máx.	2,0 máx.	1,0 máx.	21-23	4,5-6,5	0,030 máx.	0,020 máx.	2,5-3,5	---	0,08-0,20
(2)*	---	< 0,03	---	---	22	5,3	---	---	---	---	0,17
(3)*	---	< 0,03	---	---	22	5	---	---	---	---	0,17
Certificado	---	0,017	1,56	0,40	22,59	5,32	0,021	0,0005	2,85	0,013	---
Análise	---	0,0224	1,71	0,27	22,43	5,55	<0,020	0,0007	3,36	<0,010	0,1694 / 0,1711

Obs: (1) WASHKO & AGGEN [1990] e ASTM A790 [1995]; (2) NILSSON [1992]; (3) OLSSON & LILJAS [1996].
* Valores nominais da composição.

Tabela 3.2- Propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex utilizado neste trabalho.

Descrição	$S_{y0,2}$ (MPa)	$S_{y1,0}$ (MPa)	S_u (MPa)	El_t (%)
2205 / UNS S31803 (1)	≥ 450	---	≥ 620	≥ 25
(2)	≥ 450	---	680 / 880	≥ 25
Certificado (Direção transversal)	614	---	772	36
Ensaio (Direção transversal)*	541	607	764	33,6
Ensaio (Direção longitudinal)**	516 ± 5	569 ± 1	741 ± 3	$38,8 \pm 0,7$

Obs: (1) WASHKO & AGGEN [1990] e ASTM A790 [1995]; (2) NILSSON [1992]. * O ensaio na direção transversal foi feito com um corpo de prova somente. **Para a condição ensaiada na direção longitudinal foram utilizados cinco corpos de prova, sendo indicado nesse caso a média \pm o desvio padrão.

A análise das propriedades mecânicas, Tabela 3.2, foi feita conforme o item 3.4.1 deste trabalho. A diferença entre o limite de escoamento ($S_{y0,2}$) do certificado e o do ensaio realizado na direção transversal pode ser atribuída a diferenças nos parâmetros de ensaio como, por exemplo, a taxa de carregamento. O limite de resistência à tração (S_u) e o alongamento total (El_t) apresentam uma boa correlação com os do certificado. Foi observado, entretanto, que o material atende aos requisitos de propriedades mecânicas estabelecidos para o aço do tipo 2205, especificação UNS S31803.

3.1.1 Condições microestruturais do aço inoxidável duplex

Por meio da revisão da literatura, verificou-se que o pico de precipitação de fase Sigma situa-se entre 850°C (1123 K) e 900°C (1173 K) para esse material. Contudo, restava saber quais tempos de tratamento dariam as diferentes e crescentes precipitações de fase Sigma, objetivo deste trabalho. Apesar de indicações dos tempos de tratamento nas referências, a dificuldade era o próprio processo de tratamento, já que algum tempo seria necessário para que o conjunto de corpos de prova atingisse a temperatura de precipitação selecionada. Para isso foram feitos pré-ensaios que estão descritos no Anexo I. A partir deles foram estabelecidas as seguintes condições de tratamentos térmicos para o trabalho, conforme descritas na Tabela 3.3. A simbologia adotada para essas condições também está apresentada na Tabela 3.3. A adoção de cinco tempos de tratamento foi feita para se ter uma maior gama de condições, desde pequenas até grandes percentagens de fases fragilizantes, já que pelas referências pequenas quantidades de fase precipitada já ocasionariam sensíveis alterações no comportamento mecânico do material.

Tabela 3.3 Tratamento térmico das condições microestruturais do material utilizado no trabalho e a respectiva simbologia adotada.

<i>Condição</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Tempo total</i>	<i>Aquecimento</i>	<i>Patamar</i>
<i>C1</i>	850°C (1123 K)	30 minutos	± 25 minutos	± 5 minutos
<i>C2</i>	850°C (1123 K)	45 minutos	± 25 minutos	± 20 minutos
<i>C3</i>	850°C (1123 K)	60 minutos	± 25 minutos	± 35 minutos
<i>C4</i>	850°C (1123 K)	75 minutos	± 25 minutos	± 50 minutos
<i>C5</i>	850°C (1123 K)	125 minutos	± 25 minutos	± 100 minutos
<i>C0</i>	Condição solubilizada a 1060°C (1333 K) conforme fornecido pelo fabricante.			

Os tratamentos térmicos de todos os corpos de prova para cada condição foram realizados em três etapas. A cada vez eram tratados 5 corpos de prova de tração, 8 de tenacidade à fratura e 7 de impacto, pois havia um total de 15 corpos de prova de tração, 24 de tenacidade à fratura e 21 de impacto. Para a condição C5, com um menor número de corpos de prova, os tratamentos foram feitos em duas etapas. Os corpos de prova foram colocados em um suporte feito de

cantoneiras de aço carbono ficando apoiados e afastados uns dos outros, para permitir uma troca de calor mais uniforme durante os tratamentos. Após os tratamentos térmicos os corpos de prova foram usinados. Vale observar que os corpos de prova foram cortados da chapa com sobremetal, tratados isotermicamente para precipitação das fases fragilizantes e depois usinados com as dimensões finais. As características dos corpos de prova estão descritas no item 3.4 deste capítulo.

Os tratamentos térmicos para a precipitação das fases fragilizantes, nas diversas condições, consistiram de um aquecimento a 850°C pelos tempos descritos na Tabela 3.3, seguidos de um resfriamento em água. Para os tratamentos, utilizou-se um forno de resistência elétrica da marca EDG modelo FC-1 com controlador EDGCON 5P. Para o resfriamento em água, utilizou-se um recipiente com 100 litros de água. Monitorizou-se a temperatura da água, verificando que ela se manteve praticamente constante nos tratamentos. Com o rápido resfriamento dos corpos de prova, procurou-se evitar a precipitação de outras fases no resfriamento. O tempo de aquecimento do conjunto de corpos de prova, conforme consta na Tabela 3.3, foi determinado pelo registro da temperatura de um termopar inserido no centro de um corpo de prova de impacto semi-acabado, sendo esse registrado simultaneamente com a temperatura do controlador do forno, conforme mostra a Figura 3.1.

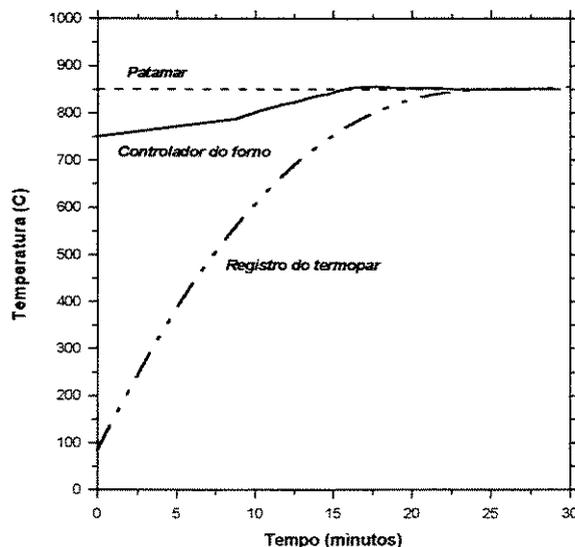


Figura 3.1- Registro da temperatura do termopar e do controlador do forno em função do tempo.

3.2 Análise microestrutural

Primeiramente, convém destacar que a maior parte das análises microestruturais foram feitas observando-se o plano L do material, sendo somente algumas pela observação dos planos T ou S. Para a convenção desses planos e direções foi observado o critério adotado pela ASTM E 1823 [1996], de modo a se manter um mesmo padrão em todo o trabalho, tanto para os planos de fratura quanto para a análise microestrutural, conforme simbologia exemplificada na Figura 3.2. Nas figuras do trabalho, serão citados o plano analisado e as outras duas direções. No exemplo da fotografia da Figura 3.2, que representa a maior parte das análises feitas, ela seria citada como análise do plano L com a direção T na horizontal e a direção S na vertical.

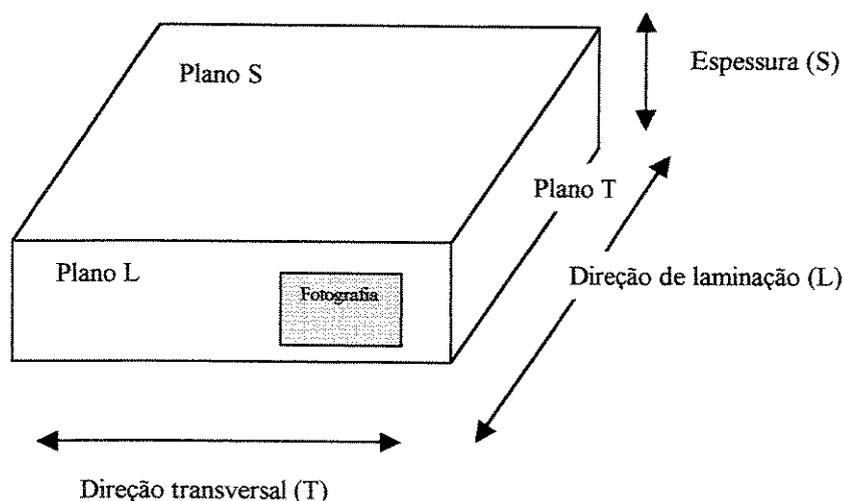


Figura 3.2- Simbologia dos planos e direções em relação à chapa do material.

Os corpos de prova escolhidos para serem analisados foram os com as curvas representativas da média. As amostras para análise microestrutural foram retiradas de corpos de prova de tração e de tenacidade à fratura, não sendo observadas diferenças entre eles. As fotografias colocadas na tese para discussão de detalhes específicos podem não refletir as características microestruturais quantificadas, sendo que essas foram calculadas pela amostragem aleatória de várias regiões do material. As técnicas de caracterização microestrutural utilizadas neste trabalho estão descritas a seguir.

3.2.1 Microscopia Óptica (MO)

3.2.1.1 Caracterização de fases e precipitados.

A caracterização da microestrutura do aço inoxidável duplex, nas diversas condições, foi feita por meio de ataques eletrolíticos. Esses ataques estão indicados na Tabela 3.4, na qual também consta a aplicação de cada um deles. As amostras foram primeiramente embutidas em baquelite e lixadas utilizando-se uma seqüência de lixas 220, 320, 400, 600, 1200. A seguir foram feitos polimentos utilizando-se pasta de diamante de 6 μm e 1 μm , sendo em alguns casos utilizada a pasta de 0,5 μm . Para quaisquer dos reagentes, as amostras eram atacadas e novamente polidas pelo menos uma vez antes do ataque definitivo. Os ataques foram feitos utilizando-se uma fonte Polipower Struers, de acordo com os parâmetros indicados na Tabela 3.4. Após o ataque, as amostras eram enxaguadas em água, depois em álcool e secadas com ar quente.

Tabela 3.4- Ataques eletrolíticos utilizados para revelar a microestrutura.

<i>Reagente</i>	<i>Composição</i>	<i>Aplicação</i>	<i>Tempo</i>	<i>Voltagem (Corrente obtida)</i>
<i>ÁCIDO OXÁLICO ELETROLÍTICO</i>	10 g ácido oxálico 100 ml de H ₂ O	Revelar as fases presentes.	1 a 15 segundos	6 V dc (2,5 A)
<i>KOH ELETROLÍTICO</i>	56 g KOH 100 ml de H ₂ O	Revelar as fases presentes.	3 a 5 segundos	2 V dc (0,1 A)
<i>HNO₃ ELETROLÍTICO</i>	60 ml HNO ₃ 40 ml H ₂ O	Revelar o contorno de grão.	2 a 5 minutos	1,1 V dc (0,1 A)

3.2.1.2 Fração volumétrica (FV)

A fração volumétrica (FV) das fases foi determinada em amostras atacadas com KOH e ácido oxálico. Foi utilizado um microscópio óptico da marca Neophot 32 para as aquisições das imagens e um analisador de imagens Quantimet 500 acoplado ao microscópio para a quantificação das fases. Essa análise foi feita marcando-se as fases pela diferença de tonalidade. As imagens foram obtidas utilizando-se aumentos de 200 vezes, o que representava uma área de

análise de aproximadamente $72900 \mu\text{m}^2$ ($270 \times 270 \mu\text{m}$). Somente para a determinação das fases na condição C1 utilizou-se aumento de 250 vezes, que representava uma área de $50625 \mu\text{m}^2$ ($225 \times 225 \mu\text{m}$). Essa alteração foi devido ao pequeno tamanho das fases precipitadas, o que dificultava a sua marcação. Foram utilizadas 40 imagens para a determinação da FV das fases de cada condição.

Para a condição C0 foi feita a medição de FV da ferrita e da austenita. Nesse caso, os valores encontrados para as duas fases também foram normalizados para que a soma delas dessem 100%. Isso se deve ao fato das fases terem sido individualmente marcadas para o cálculo da sua fração. Para as demais condições, as fases precipitadas e a austenita foram determinadas pela marcação na imagem, sendo a ferrita determinada pela diferença entre a soma das fases medidas e 100%. Esse procedimento foi adotado devido à pequena diferença encontrada na análise da condição C0. Pelo fato desse método determinar uma medida volumétrica a partir de observações feitas no plano e por se tratar de uma microestrutura muito orientada, foi também calculado, para algumas condições, a FV pela observação dos planos S e T, já que o plano L foi adotado como padrão.

3.2.1.3 Localização de trincas perpendiculares à superfície de fratura.

Para se verificar em qual fase ou fases estavam localizadas algumas trincas perpendiculares ao plano de fratura, foram feitos embutimentos das superfícies de fratura de alguns corpos de prova de tenacidade à fratura e impacto Charpy que apresentavam tais trincas. Eles foram lixados e polidos até certa profundidade, de modo que ainda era possível observar essas trincas secundárias, sendo então atacados com KOH eletrolítico para revelar as fases presentes. Utilizou-se um microscópio Olympus modelo PME para observar e fotografar essas amostras.

3.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

3.2.2.1 Composição química e caracterização do material

A análise da composição química, por meio do sistema de análise de energia dispersiva (AED – “EDS”) acoplado ao MEV, foi feita utilizando-se os parâmetros apropriados para tensão, corrente do feixe, entre outros. Utilizou-se a opção pela identificação dos elementos e depois, a opção pela quantificação. Na quantificação, utilizou-se os elementos identificados mais os especificados na norma do material, menos os elementos leves (C, N) e os com teores abaixo do limite de detecção (P, S). Foram feitas dez medições em duas amostras do material, sendo o aumento utilizado de 100 vezes e as áreas de varredura na forma de um quadrado com aproximadamente $0,16 \text{ mm}^2$ ($400 \text{ }\mu\text{m}$ de lado). O desvio encontrado entre as medições foi pequeno e praticamente igual entre as amostras. Essas análises da composição foram chamadas de semiquantitativas, uma vez que não foram utilizadas amostras-padrão de composição para os elementos. Foram feitas também análises pontuais, por meio da AED, em alguns precipitados, fases e inclusões. Apesar de ser chamada de pontual, sabe-se que uma região ao redor do ponto, com a dimensão de alguns μm , é excitada pelo feixe de elétrons, o que em certos casos dificultou a obtenção de bons resultados para fases precipitadas e inclusões muito pequenas.

Para a caracterização do material foram feitas algumas fotos com a utilização dos elétrons secundários em amostras polidas e sem ataque. Essa técnica de observação dos elétrons secundários foi também utilizada para a observação das superfícies de fratura, como descrito no item 3.3.

Quando se faz uma imagem dos elétrons retroespalhados (“*back-scattered electron*”) pode-se observar um maior ou menor contraste nas fases presentes. Isso é função do número atômico dos elementos que compõem as fases. A observação dos elétrons retroespalhados foi utilizada para a diferenciação das fases presentes no material, principalmente entre as fases Sigma e Chi. Isso foi possível pela significativa diferença no teor de molibdênio dessas duas fases. Também foram feitas algumas análises em corpos de prova de tração, observando-se seções no centro da

região útil do corpo de prova, próximo à estrição, com o objetivo de verificar o comportamento das fases precipitadas no material deformado.

3.2.2.2 Fração volumétrica das fases precipitadas

Uma outra quantificação da FV das fases frágeis precipitadas foi realizada via análise de imagens, utilizando-se um analisador de imagens LEICA Q-600S. Para tanto, as imagens foram primeiramente obtidas em um MEV da marca LEO STEREOSCAN 440 por meio de um detector de elétrons retroespalhados. As fases foram quantificadas dessa maneira porque não se conseguiu uma diferenciação entre essas fases pela utilização da microscopia óptica. Foram obtidas dez imagens aleatórias para cada amostra, sendo uma amostra por condição microestrutural. A área de cada imagem era de aproximadamente $50400 \mu\text{m}^2$ ($180 \times 280 \mu\text{m}$). A contagem foi feita pela marcação individual de cada fase, sendo essa análise feita no plano L do material, com a utilização de amostras somente polidas.

3.2.3 Difração de raios X

A análise por meio de difração de raios X foi feita para complementar a caracterização das fases do material, em todas as seis condições. O equipamento utilizado foi um difratômetro Philips modelo PW1710. A radiação utilizada foi a de $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$) e o ângulo de varredura (2θ) de 20° a 80° . As análises foram feitas em seções transversais dos corpos de prova de tenacidade à fratura, ou seja, em uma superfície quadrada com 10 mm de lado, lixados até na lixa 1200. Para a identificação dos picos característicos das fases presentes foram consultadas as fichas JCPDS (*“Joint Committee on Powder Diffraction Standards”*). A tolerância adotada nas análises, em relação aos picos característicos, foi de dois décimos de grau para o ângulo 2θ .

3.2.4 Medida de Fases Magnéticas - Ferritoscopia

Para a análise da quantidade de fases magnéticas presentes no material ensaiado à tração foi utilizado um ferritoscópio magnético FISCHER FERITSCOPE MP3B. O equipamento fornece uma medida relativa da fração volumétrica das fases magnéticas presente na amostra. As condições microestruturais analisadas foram a C0 e a C2. Utilizaram-se três amostras para cada condição, em cada uma das duas temperaturas de ensaio analisadas, ou seja, 24 °C e -90 °C. Foram feitas dez medições em cada amostra. As amostras foram retiradas da região útil dos corpos de prova de tração. Como os corpos de prova estavam rompidos mais ou menos no centro do comprimento útil, uma amostra foi retirada de cada metade do corpo de prova, tomando-se cuidado para que as amostras ficassem localizadas numa região entre o início da marcação do comprimento útil e antes da estrição, de modo que a amostra retirada tivesse sido submetida à deformação uniforme durante o ensaio de tração. Apesar de terem sido feitos cortes semelhantes nos corpos de prova utilizados, não se pode garantir que todas as amostras ficaram localizadas precisamente na mesma região. Elas ficaram com comprimentos de aproximadamente 10 mm.

3.2.5 Microdureza Vickers como parâmetro de caracterização microestrutural

As medições da microdureza Vickers das fases foram feitas no plano L de amostras retiradas de regiões não deformadas dos corpos de prova, estando elas embutidas e atacadas com KOH. Utilizou-se um microdurômetro acoplado ao microscópio óptico Neophot 32 para as impressões e o software Quantimet 500 para a medição das diagonais. A carga aplicada (P) foi de 10 gf por um período de aplicação da carga de 15 segundos. As diagonais (d) foram medidas em μm utilizando-se um aumento de 500 vezes, sendo a determinação da microdureza Vickers feita com base em dez impressões. Observou-se a norma ASTM E 384 [1989] na condução desses ensaios. Foram feitas também algumas impressões em amostras da condição C0 retiradas de regiões deformadas no ensaio de tração. Foram analisadas somente as microdurezas das fases ferrita e austenita.

3.3 Análise fractográfica

As análises das superfícies de fratura dos corpos de prova de tração, tenacidade à fratura e impacto foram feitas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JXA 840A, por meio da observação direta da superfície de fratura e da utilização da imagem obtida com a detecção dos elétrons secundários. Foram observadas as fraturas de pelo menos um corpo de prova para cada condição microestrutural e temperatura de ensaio, sendo esse normalmente com a curva representativa da média. Fez-se, quando possível, uma análise pontual por meio da AED para a determinação da composição química de algum precipitado, inclusão ou região específica da superfície de fratura da amostra.

3.4 Ensaios mecânicos

Inicialmente, convém ressaltar que foram feitos ensaios mecânicos em quatro temperaturas diferentes com os objetivos de se cobrir uma ampla faixa de temperatura de ensaio e de se obter razoáveis alterações nas propriedades mecânicas. As temperaturas de ensaio foram definidas em 24°C (297 K), -20°C (253 K), -50°C (223 K) e -90°C (183 K). As duas primeiras temperaturas definidas foram a ambiente (24°C), estabelecida como padrão, e a de -50°C, por ser a indicada nas referências como o limite inferior para utilização do material. Para as outras duas temperaturas, optou-se por uma temperatura entre as já definidas e outra abaixo de -50°C. A temperatura de -20°C foi definida por estar aproximadamente no meio do intervalo entre as duas primeiras e também por ser uma temperatura de ensaio muito utilizada, principalmente em análises com relação à soldagem. A temperatura de -90°C foi definida por manter um delta mais ou menos constante entre as temperaturas. Assim, analisou-se uma faixa de temperatura de 114°C com intervalos de 44°C, 30°C e 40°C.

Os ensaios mecânicos foram realizados tendo-se como referência as normas citadas, sendo que todos os parâmetros adotados estão relatados. Eventualmente esses podem ter alguma variação com relação aos estabelecidos nas normas. No caso dos ensaios não definidos pelas normas, a metodologia utilizada está descrita.

3.4.1 Ensaio de tração

As quantidades de corpos de prova utilizados para cada temperatura de ensaio foram diferentes, pois havia um número limitado de corpos de prova tratados para cada condição. Como, a princípio, não se sabia a diferença de comportamento que se teria com a alteração da temperatura de ensaio, fez-se primeiramente em torno de cinco corpos de prova para a temperatura ambiente (24 °C), observando-se a dispersão dos resultados pelas curvas que eram plotadas ao término do ensaio de cada corpo de prova. Em seguida optou-se por fazer os ensaios a -90°C, que por hipótese dariam as maiores diferenças no comportamento. Constatando as diferenças de comportamento e que 3 a 5 corpos de prova eram suficientes para essa condição (-90°C), por apresentarem pouca dispersão entre as curvas registradas, passou-se para os ensaios a -50°C observando a dispersão do mesmo modo. Por fim, foram feitos os ensaios a -20 C com o resto dos corpos de prova, sendo que essa temperatura ficou um pouco prejudicada em relação à quantidade de corpos de prova ensaiados. Devido também à limitação na quantidade de corpos de prova de cada condição, a C4 foi somente ensaiada na temperatura de 24°C e a C5 não foi ensaiada na temperatura de -20°C. Os números de corpos de prova válidos para cada condição estão citados nas tabelas juntamente com os resultados no Capítulo 4 deste trabalho.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS. Eles foram executados com controle de deslocamento, sendo registrados simultaneamente a carga, o deslocamento do pistão e o alongamento (deformação) do comprimento útil. Esses registros foram feitos pelas medições da célula de carga, LVDT e extensômetro, respectivamente. O tempo também foi registrado. Uma célula de carga de 10.000 kgf foi utilizada, porém, trabalhando com um fundo de escala de 50 %, o que permitia leituras até 5.000 kgf. O extensômetro utilizado foi o MTS modelo 632.24C-50, com comprimento inicial de 25 mm e abertura de 25 mm, que possibilita medições de até 100% para o alongamento total (E_l). Esse extensômetro pode ser utilizado em temperaturas na faixa de -100°C e +150°C (173 K a 423 K). Utilizou-se também para os ensaios em baixas temperaturas a câmara climática da MTS modelo 651.12C com controlador MTS 409.80, que utiliza nitrogênio líquido para refrigeração e resistências para o

aquecimento, tendo como faixa de utilização as temperaturas entre -129°C e $+315^{\circ}\text{C}$ (144 K e 588 K).

A velocidade utilizada para o deslocamento do pistão foi de $0,02\text{ mm/s}$, o que representa uma taxa de deformação de $0,8 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$. Optou-se por utilizar somente uma velocidade de deslocamento durante todo o ensaio, apesar da ASTM E8M [1995] permitir sua alteração após a curva entrar na parte plástica e ultrapassar o limite de escoamento, sendo a vantagem dessa alteração a redução no tempo total do ensaio. A velocidade única também foi adotada para não se ter uma alteração na taxa de deformação no intervalo de deformação em que o expoente de encruamento (n) seria calculado. As normas consultadas para a realização dos ensaios e cálculos dos parâmetros foram as seguintes: ASTM E8M [1995], ASTM E111[1988] e ASTM E646 [1993]. O desenho esquemático dos corpos de prova de tração está apresentado na Figura 3.3.

Os corpos de prova de tração do aço inoxidável duplex UNS S31803 foram cortados da chapa por jato d'água, na direção de laminação e com as dimensões de $13\text{ mm} \times 105\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ (espessura da chapa). Após o tratamento térmico eles foram torneados para as dimensões finais.

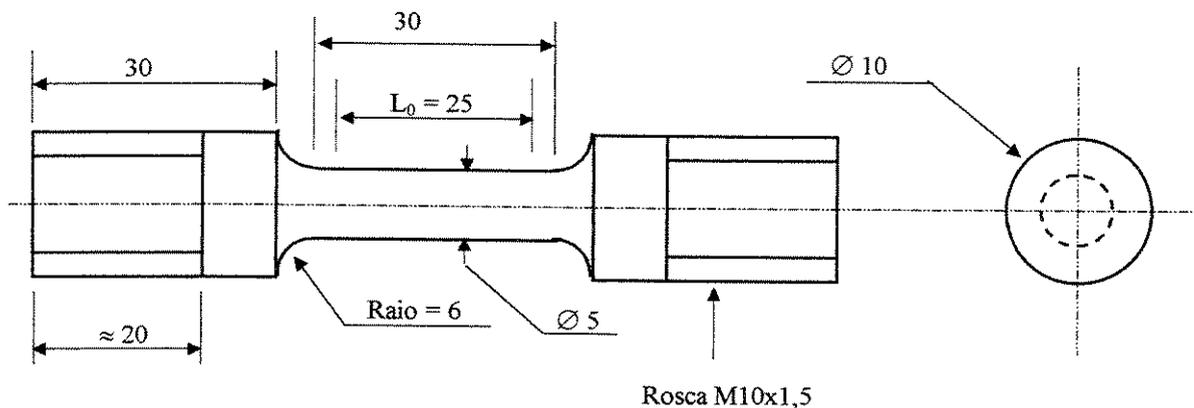


Figura 3.3- Desenho esquemático dos corpos de prova de tração (dimensões em milímetros).

Os parâmetros analisados foram os seguintes: o limite de escoamento pelo critério de 0,2% de deformação plástica ($S_{y0,2}$) pelo método “*Offset*”, o limite de escoamento pelo critério de 1,0% de deformação plástica ($S_{y1,0}$) pelo método da “deformação especificada”, o limite de resistência à tração (S_u), a tensão verdadeira de fratura (σ_f), a tensão verdadeira de início da estricção (σ_n), o

módulo de elasticidade (E), o alongamento total (El_t), o alongamento uniforme (El_u), o alongamento na estrição (El_e), a área total sob a curva carga-deslocamento (W_T), a redução de área (RA), a redução de área na estrição (RA_n), a energia de fratura (W_{pn}), o parâmetro de tenacidade da fratura dúctil (I_f), o expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (k). Para o cálculo do módulo de elasticidade foram levados em consideração os pontos da curva compreendidos entre cargas de 100 kgf e aproximadamente metade da carga de escoamento. Esse procedimento é indicado na ASTM E111 [1988]. O expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (k) foram calculados para todas as condições em dois intervalos de deformação de engenharia diferentes, ou seja, entre 2 e 18 % (n e k), 2 e 10 % (n_1 e k_1). Eles representam, em termos de deformação verdadeira, intervalos entre 1,98 e 16,55 % (n e k), 1,98 e 9,53 % (n_1 e k_1).

Nos ensaios em temperaturas abaixo da ambiente, o termopar do controlador da câmara climática era colocado em contato com o corpo de prova na região útil. Um termopar de controle, modelo Salvterm 1200 K, foi colocado próximo da região da rosca do corpo de prova. Para os ensaios a -90°C o controlador da câmara climática efetivamente registrava temperaturas entre -89°C e -91°C . Para o ensaio a -50°C ele oscilava entre -49°C e -50°C , e para o ensaio a -20°C ele variava entre -19°C e -21°C . O termopar de controle registrava, para os ensaios a -20°C e -50°C , aproximadamente as temperaturas de -18°C e -48°C , respectivamente. Como o termopar de controle tinha faixa de leitura de -50°C a 1300°C , ele não foi utilizado para os ensaios na temperatura de -90°C . Nos ensaios à temperatura ambiente, foram observados os registros do termopar controlador da câmara climática e do termopar de controle, sendo que a temperatura de $24^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ foi observada. Para a colocação dos corpos de prova na máquina de ensaios MTS foram utilizados dispositivos em que eles eram primeiramente rosqueados, sendo depois o conjunto (dispositivos + corpo de prova) travado nos atuadores da MTS por meio de pinos transversais.

Após a colocação dos corpos de prova na câmara climática e o posicionamento do extensômetro e dos termopares, a câmara era fechada e esperava-se um certo tempo até a estabilização da temperatura do registrador do controlador da câmara, sendo esse tempo de aproximadamente sete minutos para ensaios a -90°C , cinco minutos para ensaios a -50°C e três minutos para ensaios a -20°C . Após essa estabilização, ainda eram esperados mais cinco minutos

para garantir que todo o corpo de prova atingisse a temperatura de ensaio, sendo então iniciado o ensaio. Não foram observadas, durante os ensaios, oscilações na temperatura dos corpos de prova. Vale ressaltar que pelo menos três corpos de prova, que seriam ensaiados na seqüência, já estavam dentro da câmara climática, estando um dos três já montado nos dispositivos que seriam adaptados nos atuadores da MTS. Assim, eles foram previamente resfriados.

3.4.2 Ensaio de tenacidade à fratura (CTOD e K-EE)

Primeiramente, convém ressaltar que os parâmetros obtidos, δ_m e K-EE, foram calculados a partir do mesmo corpo de prova ensaiado. Isso quer dizer que uma mesma curva obtida deu origem aos dois parâmetros de tenacidade à fratura, ou seja, variou-se apenas o tipo de análise da curva obtida. Para a condução dos ensaios foram seguidas as recomendações da norma ASTM E 1290 [1993], que é para o ensaio CTOD, sendo observado para o cálculo do K-EE a norma ASTM E 992 [1989].

Os corpos de prova para o ensaio de tenacidade à fratura foram cortados da chapa por meio de eletroerosão a fio, de modo que o comprimento, a altura W e parte do entalhe já ficaram com as dimensões finais, e a largura B , igual a espessura da chapa (15 mm). Foi estabelecido o plano de fratura L-T para a retirada dos corpos de prova. Após o corte, eles foram tratados termicamente conforme cada condição, sendo em seguida feito o resto do entalhe por eletroerosão a fio. Por fim, os corpos de prova foram frezados na largura para dimensões finais ($B = 10$ mm), sendo que o acabamento nas laterais foi feito por retífica. A Figura 3.4 mostra um esquema com as dimensões dos corpos de prova. Foram feitos 24 corpos de prova para cada condição, exceto para a condição C5 que teve 11 corpos de prova.

Pela observação da Figura 3.4 verifica-se que os corpos de prova eram do tipo flexão apoiado em três pontos e com seção quadrada, ou seja, B e W iguais e com valor de 10 mm. Assim, eles ficaram com a mesma seção transversal dos corpos de prova de impacto que eram do tipo convencional (10x10x55mm). A abertura da “boca” do entalhe (5 mm) foi definida pelo extensômetro utilizado, e as outras dimensões seguem o recomendado na ASTM E 1290 [1993].

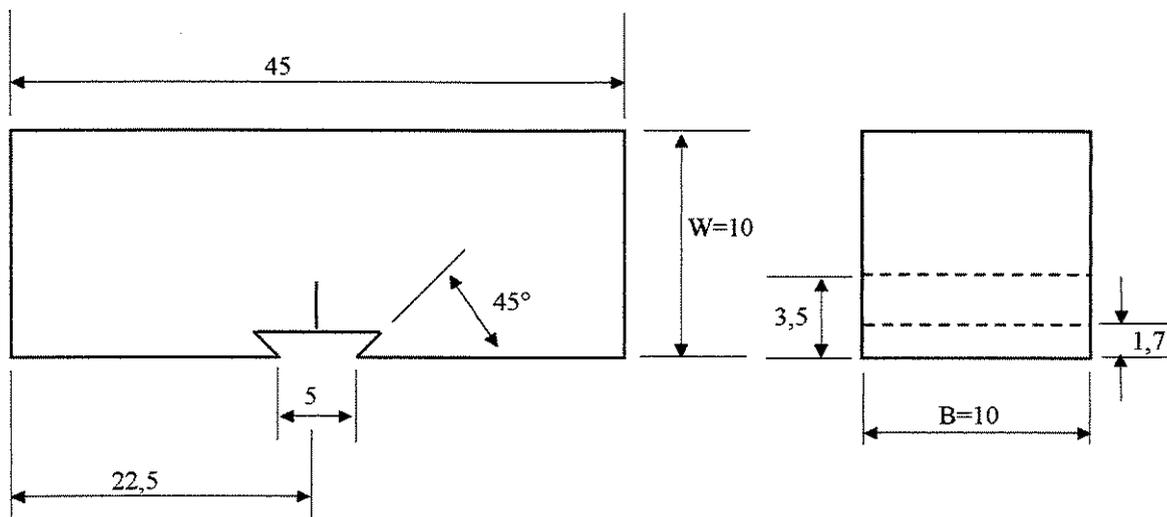


Figura 3.4- Esquema com as dimensões (milímetros) dos corpos de prova de tenacidade à fratura.

Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS. Foram utilizados uma célula de carga de 1.000 kgf e um extensômetro (“clip-on-gauge”) MTS modelo 632.02C-20 com comprimento inicial de 5 mm e uma abertura de 3 mm. A faixa de utilização desse extensômetro, em termos de temperatura, vai de -100°C a $+150^{\circ}\text{C}$. Primeiramente, foram nucleadas as pré-trincas de fadiga, utilizando-se cargas máximas de nucleação (P_f) de aproximadamente 300 kgf no início da nucleação ($b_0 = 6,5\text{mm}$) e de 170 kgf no final ($b_0 \approx 5\text{mm}$), com uma razão de carga de 0,1 e uma frequência de 20 Hz. Foram registrados de 28.000 a 70.000 ciclos para a nucleação das pré-trincas de fadiga. Vale salientar que as nucleações das pré-trincas foram feitas à temperatura ambiente. A velocidade adotada para o deslocamento do pistão no ensaio foi de 0,005 mm/segundo. O espaçamento entre roletes (“Span”) utilizado foi de 40mm. Foi registrada a curva da carga (P) em função da abertura do extensômetro (COD). Nos ensaios em baixas temperaturas utilizou-se a câmara climática da MTS. A execução dos ensaios e o controle da temperatura foram feitos de modo similar aos ensaios de tração. Somente a condição C5 não foi ensaiada a -90°C devido ao menor número de corpos de prova.

No cálculo dos parâmetros do ensaio de tenacidade à fratura, o módulo de elasticidade (E) foi considerado igual para todas condições microestruturais e temperaturas, a despeito de pequenas alterações que pudesse provocar no valor dos parâmetros, sendo adotado para ele o

valor de 196 GPa ($\approx 20.000 \text{ kgf/mm}^2$). Os valores dos limites de escoamento para a condição C4 nas temperaturas de -20°C , -50°C , -90°C , assim como para C5 na temperatura de -20°C , foram estimados com base nas outras condições, visto que para uma mesma temperatura de ensaio a resistência do material era semelhante para todas as condições tratadas.

Para obtenção da carga P e da abertura V_p , para o cálculo do parâmetro CTOD, utilizou-se um software gráfico para plotar a curva P-COD, sendo adotados os critérios definidos na norma ASTM E1290 [1993] para definição desses pontos. As descontinuidades apresentadas em algumas curvas foram testadas pelo critério de aceitação ou não de Pop-in, como definido na mesma norma. Os comprimentos das pré-trincas (a_0) foram medidos em um microscópio da marca CARL ZEISS-JENA modelo ZKM01-250C. Foram feitas seis medições por corpo de prova para a determinação de a_0 , e não nove medições como indicado na norma. Todas as restrições para as pré-trincas de fadiga foram observadas.

Para a obtenção da carga equivalente (P_E), para o cálculo do parâmetro K-EE, utilizou-se um software gráfico para a obtenção da área sob a curva no ensaio P versus COD. O mesmo critério adotado no ensaio CTOD para a definição da carga máxima foi utilizado, ou seja, o primeiro ponto no patamar de carga máxima. Calculou-se a área sob a curva até esse ponto. Transformou-se então essa área na área de um triângulo retângulo, sendo o cateto oposto igual a P_E e o ângulo entre a hipotenusa e o cateto adjacente igual ao ângulo obtido entre a parte linear da curva e o eixo do COD. Verificando que a curva mantinha-se linear até aproximadamente 260 kgf para todas as condições, calculou-se um ângulo médio entre a parte linear da curva e o eixo COD, sendo então esse ângulo utilizado para a conversão da área sob a curva P versus COD até a carga máxima no valor de P_E , para todas as curvas.

3.4.3 Ensaio de impacto Charpy

Foram utilizados nos ensaios de impacto de um a cinco corpos de prova por condição microestrutural, para cada uma das quatro temperaturas de ensaio. Essas quantidades foram definidas observando-se a dispersão dos resultados da energia absorvida (E_a) na hora da execução dos ensaios. No Capítulo 4 está apresentada, junto com o resultado da E_a , a quantidade de corpos de prova utilizados para cada condição.

Para a realização do ensaio foi utilizado um pêndulo de impacto Mohr & FederHaff AG PSW 30/15 com as seguintes características: energia máxima de 294 J; ângulo do braço de 161,45°; massa do martelo de 20 kgf; raio do braço de 770 mm. Com os dados anteriores, calculou-se a velocidade do pêndulo no momento do impacto, sendo esse valor de aproximadamente 5,4 m/s. Utilizou-se também um refrigerador Ultra-Kryostat N 180 para resfriamento dos corpos de prova até a temperatura de ensaio. Esse refrigerador funciona com nitrogênio líquido. Um termômetro convencional, com escala de medição de -120°C a +30°C, foi utilizado para monitorizar a temperatura, além do termopar de controle utilizado nos ensaios realizados na MTS.

A norma consultada para a realização desses ensaios foi a ASTM E 23 [1994], sendo a metodologia adotada para a realização dos ensaios descrita a seguir. Os corpos de prova de todas as condições, que seriam ensaiados em uma mesma temperatura, foram colocados em um cesto no refrigerador. Após a estabilização da temperatura do refrigerador, foram esperados mais 15 minutos para se garantir a homogeneização da temperatura dos corpos de prova. Posteriormente, os corpos de prova, um de cada vez, foram retirados com uma tenaz e colocados no suporte da máquina, soltando-se o martelo imediatamente. Todo o processo de retirada do refrigerador até o impacto do martelo no corpo de prova foi feito em menos de cinco segundos, como recomenda a norma. Os corpos de prova de todas as condições foram então ensaiados aleatoriamente, sendo que a identificação era feita após a ruptura, uma vez que todos os corpos de prova estavam identificados nas laterais. Os ensaios foram realizados da temperatura de ensaio mais baixa (-90°C) para a mais alta (+24°C).

Os corpos de prova do tipo Charpy com entalhe em V foram feitos com as dimensões convencionais, ou seja, 10x10x55 mm, sendo o entalhe com profundidade de 2 mm e o raio da ponta do entalhe de 0,25 mm. A retirada dos corpos de prova da chapa foi semelhante à do ensaio CTOD, ou seja, plano de fratura L-T. Eles foram cortados da chapa por eletroerosão a fio com as dimensões de 10x55mm e pela espessura da chapa (15mm), sendo depois tratados e frezados para a espessura de 10 mm, com acabamento por retífica. O entalhe foi feito por frezamento, utilizando-se uma freza angular 45° e raio da ponta ajustado para 0,25 mm. Posteriormente, os

corpos de prova foram observados em um projetor de perfil com aumento de dez vezes, para checagem da profundidade e do raio da ponta do entalhe. Pode-se considerar que estavam na faixa de tolerância de $\pm 0,025$ mm.

3.4.4 Ensaio de dureza e de “impressão de esferas”

Os ensaios de dureza foram realizados tanto em durômetros quanto na máquina de ensaios MTS. O durômetro utilizado para as medidas de dureza Vickers foi o Heckert e para as medidas de dureza Rockwell, o Pantec RBS. Os ensaios nos durômetros foram realizados somente à temperatura ambiente. Na MTS, os ensaios de dureza HRG foram feitos nas mesmas quatro temperaturas dos outros ensaios, e os de HRA somente na temperatura ambiente. Os ensaios de “impressão de esferas” (IE) foram realizados somente na máquina de ensaios MTS e nas quatro temperaturas. A Tabela 3.5 mostra um resumo dos ensaios de dureza e de “impressão de esferas” com relação às temperaturas e equipamentos utilizados.

Tabela 3.5- Resumo dos ensaios de dureza e IE com relação às temperaturas e equipamentos.

<i>Temperatura</i>	<i>Ensaio nos durômetros</i>			<i>Ensaio na MTS</i>		
	<i>HV</i>	<i>HRA</i>	<i>HRG</i>	<i>HRA</i>	<i>HRG</i>	<i>IE</i>
<i>°C (K)</i>						
+24 (297)	sim	sim	sim	sim	sim	sim
-20 (253)	----	----	----	----	sim	sim
-50 (223)	----	----	----	----	sim	sim
-90 (183)	----	----	----	----	sim	sim

Para os ensaios de dureza HRG e de IE, em temperaturas abaixo da ambiente, foi utilizada a câmara climática da MTS. As variações das temperaturas registradas foram semelhante às dos outros ensaios, sendo que um período de 15 minutos foi esperado após a estabilização do registrador da câmara para o início dos ensaios.

Os corpos de prova para esses ensaios foram retirados de corpos de prova de tenacidade à fratura ensaiados, conforme ilustra a Figura 3.5, sendo que eles foram cortados de modo a se manter as superfícies paralelas. As faces utilizadas para impressão foram lixadas até a lixa 400, sendo as impressões foram feitas no plano L.

Nos ensaios em baixas temperaturas, todos os corpos de prova que seriam ensaiados em uma mesma temperatura foram colocados de uma só vez na base, sendo depois posicionados por meio de uma haste colocada através de uma pequena abertura lateral da câmara climática e observação através do visor da câmara. Os ensaios de dureza HRG e IE foram feitos na seqüência, ou seja, para a temperatura de -20°C foram feitos os ensaios de HRG e IE para todas as condições, e do mesmo modo para as outras temperaturas. Os mesmos penetradores foram utilizados tanto no durômetro quanto na máquina de ensaios MTS. Para a dureza HRG e o ensaio de IE também foi utilizado o mesmo penetrador, ou seja, um penetrador de esfera de carboneto de tungstênio (WC) com diâmetro de 1/16" ($\approx 1,587$ mm). A Figura 3.6 mostra um esquema do arranjo utilizado para os ensaios de dureza e de IE realizados na MTS.

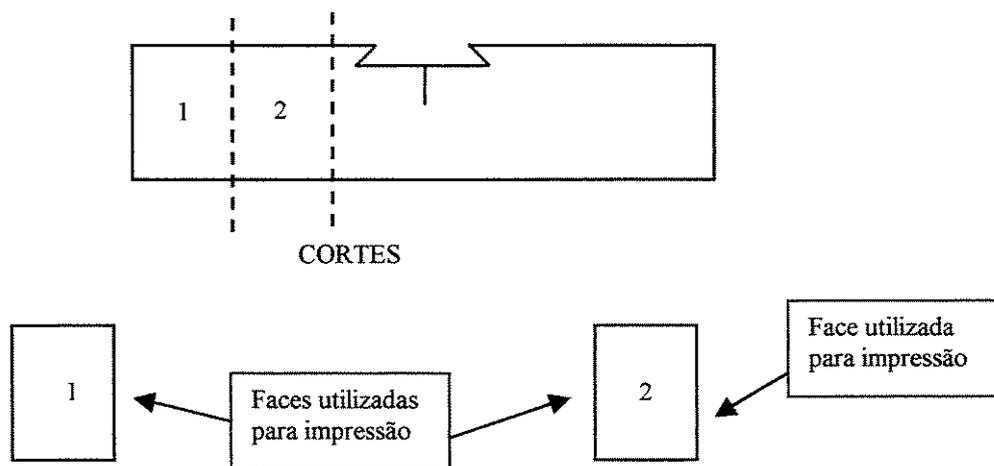


Figura 3.5- Retirada dos corpos de prova de dureza a partir dos de tenacidade à fratura.

3.4.4.1 Dureza Vickers

A medida da dureza Vickers (HV) nas diversas condições foi feita com a aplicação da carga de 30 kgf por um período de aplicação da carga de 15 segundos. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, sendo que foram feitas cinco impressões para cada condição. A norma ASTM E 92 [1992] foi observada na execução desses ensaios.

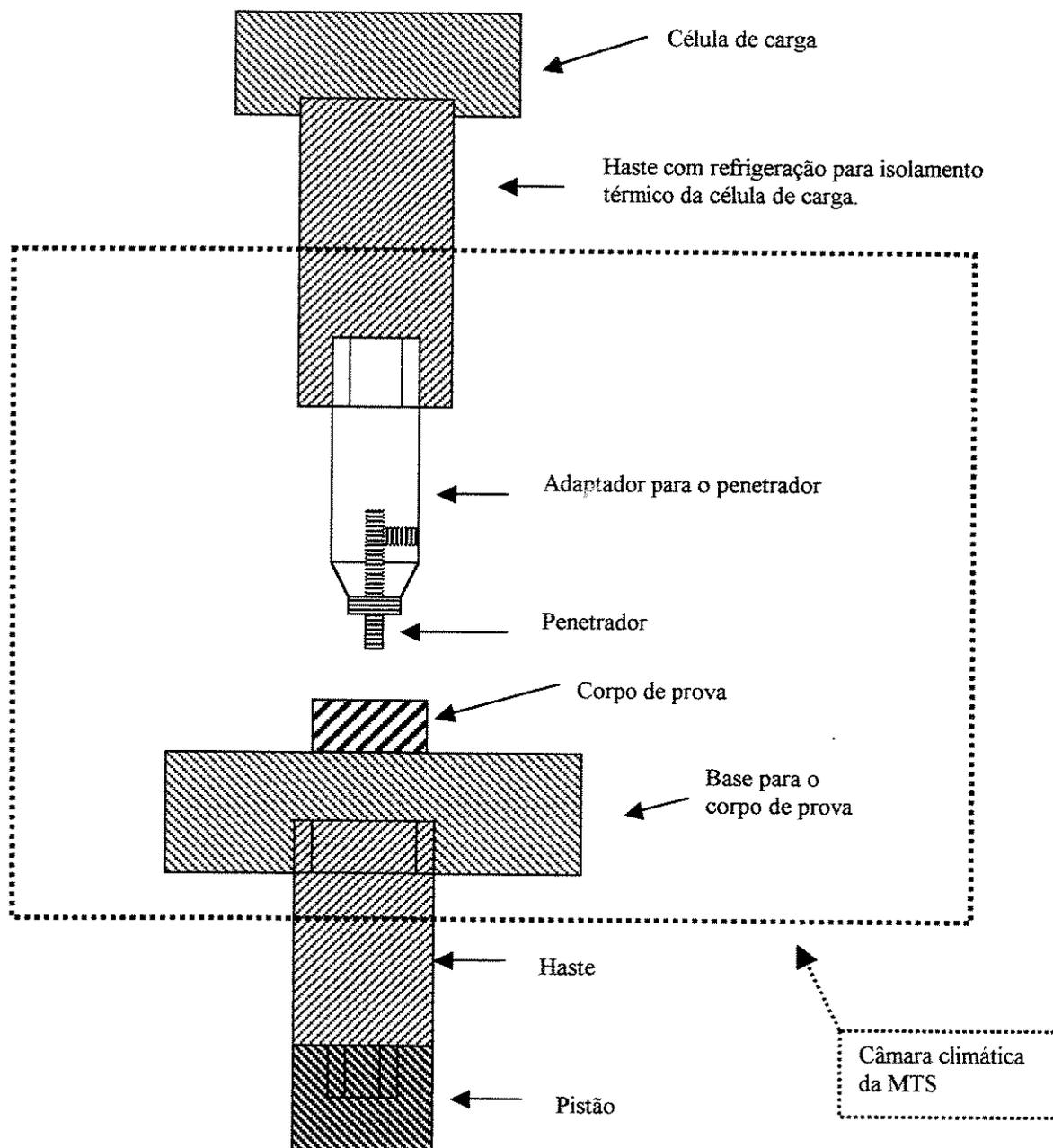


Figura 3.6- Esquema do dispositivo para os ensaios de dureza e IE realizados na MTS.

3.4.4.2 Dureza Rockwell

No estudo da dureza, que seria feito também em baixas temperaturas com a utilização da máquina de ensaios MTS, optou-se pela dureza Rockwell pelo fato do valor dessa dureza poder ser calculado diretamente pelo registro da curva da carga (P) pela profundidade de penetração (h),

sem a necessidade de medição da impressão, como seria necessário no caso das durezas Vickers e Brinell. Nos pré-ensaios, várias escalas da dureza Rockwell foram utilizadas, sendo verificado que as escalas A, D e G atenderiam a toda a faixa de dureza que o aço inoxidável do tipo 2205 teria nas diversas condições de microestrutura e temperatura de ensaio. Contudo, foi adotada a escala G para se evitar a troca do penetrador nos ensaios em temperaturas abaixo da ambiente, já que eles seriam realizados juntamente com os de IE. A norma observada para a execução desses ensaios foi a ASTM E 18 [1994].

Os ciclos de carregamento e descarregamento utilizados na MTS foram semelhantes aos aplicados pelo durômetro utilizado, observando-se também o estabelecido na norma. Para a obtenção da dureza HRA na MTS foi aplicada uma pré-carga de 10 kgf e zerado o deslocamento. Em seguida elevou-se a carga até 60 kgf com controle de carga a uma taxa de carregamento de 10 kgf/s. Ficou-se por cinco segundos nesse patamar de carga, sendo depois descarregado até a carga de 10 kgf com a mesma taxa de 10 kgf/s e controle de carga. Esperou-se cinco segundos nesse nível de carga para depois encerrar o ensaio, sendo isso feito para facilitar o registro da profundidade final de penetração. Utilizou-se o penetrador de cone de diamante. A dureza HRG foi feita de modo semelhante à dureza HRA, alterando-se a carga de 60 kgf para 150 kgf e a taxa de carregamento e descarregamento de 10 kgf/s para 20 kgf/s, além da mudança do penetrador para esfera de WC com diâmetro de 1/16". Em ambos os casos utilizou-se o valor médio aquisitado nos últimos três segundos para a profundidade final de penetração, sendo verificado que esse valor era praticamente constante. Nos dois ensaios, o LVDT, que registrava a profundidade de penetração, fornecia leituras com cinco casas decimais, sendo essa leitura estável na casa dos milésimos, o suficiente para a determinação da dureza Rockwell. Uma célula de carga de 1.000 kgf foi utilizada nesses ensaios, sendo que no caso da dureza HRA utilizou-se um fundo de escala de 10%.

3.4.4.3 Ensaio de “impressão de esferas”

A mesma célula de carga de 1.000 kgf, utilizada para a dureza HRG, foi usada neste ensaio, sendo a profundidade de penetração determinada pelo deslocamento registrado pelo LVDT da máquina de ensaios MTS. A velocidade de deslocamento de 0,010 mm/s foi adotada no carregamento durante o ensaio de IE. Para iniciar a execução do o ensaio foi preciso aplicar uma

pré-carga de aproximadamente 1 kgf, definida pela resposta do equipamento à aplicação da menor pré-carga possível. Apesar de ser indicada a execução desse ensaio com controle de deslocamento, utilizou-se o controle de carga no descarregamento, sendo os descarregamentos feitos em quatro segundos, independente do nível de carga. Adotou-se o valor de 60% da carga do carregamento anterior (P) para o descarregamento parcial (Pf). A Tabela 3.6 mostra o ciclo de carregamento adotado nesse ensaio, e a Figura 3.7, um exemplo desse ciclo para a condição C0 ensaiada à temperatura ambiente. O cálculo dos parâmetros do ensaio foi feito com base na revisão descrita no Capítulo 2 deste trabalho, sendo que somente foram feitas as análises para a determinação do limite de escoamento e do limite de resistência à tração. Foram considerados somente os ciclos de carregamento números 2, 4, 6, 8 e 10 (Tabela 3.6).

Tabela 3.6- Ciclo de carregamento e descarregamento nos ensaios de IE.

Ciclo	Carregamento até (P)	Carregamento *	Descarregamento até (Pf)	Descarregamento **
0	≈ 1 kgf (pré carga)	manual	----	----
1	15 kgf	0,010 mm/s	9 kgf	1,5 kgf/s
2	30 kgf	0,010 mm/s	18 kgf	3,0 kgf/s
3	45 kgf	0,010 mm/s	27 kgf	4,5 kgf/s
4	60 kgf	0,010 mm/s	36 kgf	6,0 kgf/s
5	75 kgf	0,010 mm/s	45 kgf	7,5 kgf/s
6	90 kgf	0,010 mm/s	54 kgf	9,0 kgf/s
7	105 kgf	0,010 mm/s	63 kgf	10,5 kgf/s
8	120 kgf	0,010 mm/s	72 kgf	12,0 kgf/s
9	135 kgf	0,010 mm/s	81 kgf	13,5 kgf/s
10	150 kgf	0,010 mm/s	90 kgf	15,0 kgf/s
11	152 kgf	0,010 mm/s	10 kgf	15,0 kgf/s

Obs: * Carregamento com controle de deslocamento; ** Descarregamento com controle de carga.

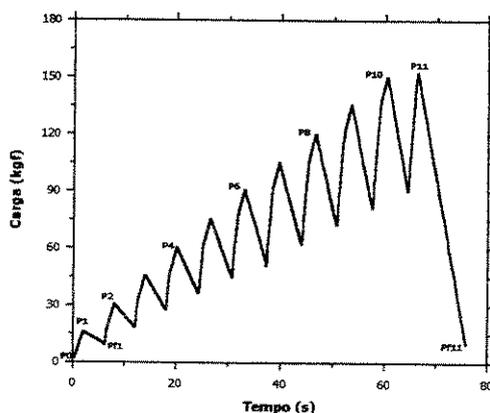


Figura 3.7- Ciclo de carregamento (carga x tempo) no ensaio de IE.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 Considerações preliminares

Inicialmente será apresentada, no item 4.2, a análise microestrutural do material, dividida pelas várias técnicas utilizadas. Em seguida, no item 4.3, será feita a avaliação dos mecanismos de fratura, incluindo uma análise sobre o fenômeno das separações. No item 4.4 será analisado o comportamento mecânico do material. Por fim, no item 4.5 serão feitas algumas considerações sobre a sensibilidade dos parâmetros calculados para as propriedades mecânicas em relação à influência da porcentagem de fases frágeis e da temperatura de ensaio. Os itens serão discutidos à medida que forem sendo apresentados e, às vezes, novamente quando da apresentação do item seguinte.

4.2 Análise microestrutural

Antes de iniciar a análise microestrutural propriamente dita, convém relatar que o PRE do material utilizado é igual a 36, considerando a análise química mostrada na Tabela 3.1 e a Equação 2.1 para o seu cálculo (com um fator $k = 16$ para o nitrogênio), portanto estando de acordo com o estabelecido para essa classe de aço inoxidável duplex.

Vale ressaltar também que todas as figuras onde são apresentadas micrografias ou superfícies da fratura, se não for dito nada em contrário, são relativas à observação do plano L do

material com a direção T na horizontal e a direção S na vertical. As que não estiverem nessa configuração serão definidas apropriadamente. As fotos obtidas no MEV para as condições analisadas estão identificadas pela nomenclatura da condição (C1 a C5) seguido do número do corpo de prova utilizado na análise, sendo que no caso da condição C0 as fotos trazem a identificação S, que representa solubilizada.

4.2.1 Microscopia Ótica (MO)

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam as microestruturas do material solubilizado (condição C0) obtida pelo ataque com KOH eletrolítico e ácido oxálico, respectivamente.

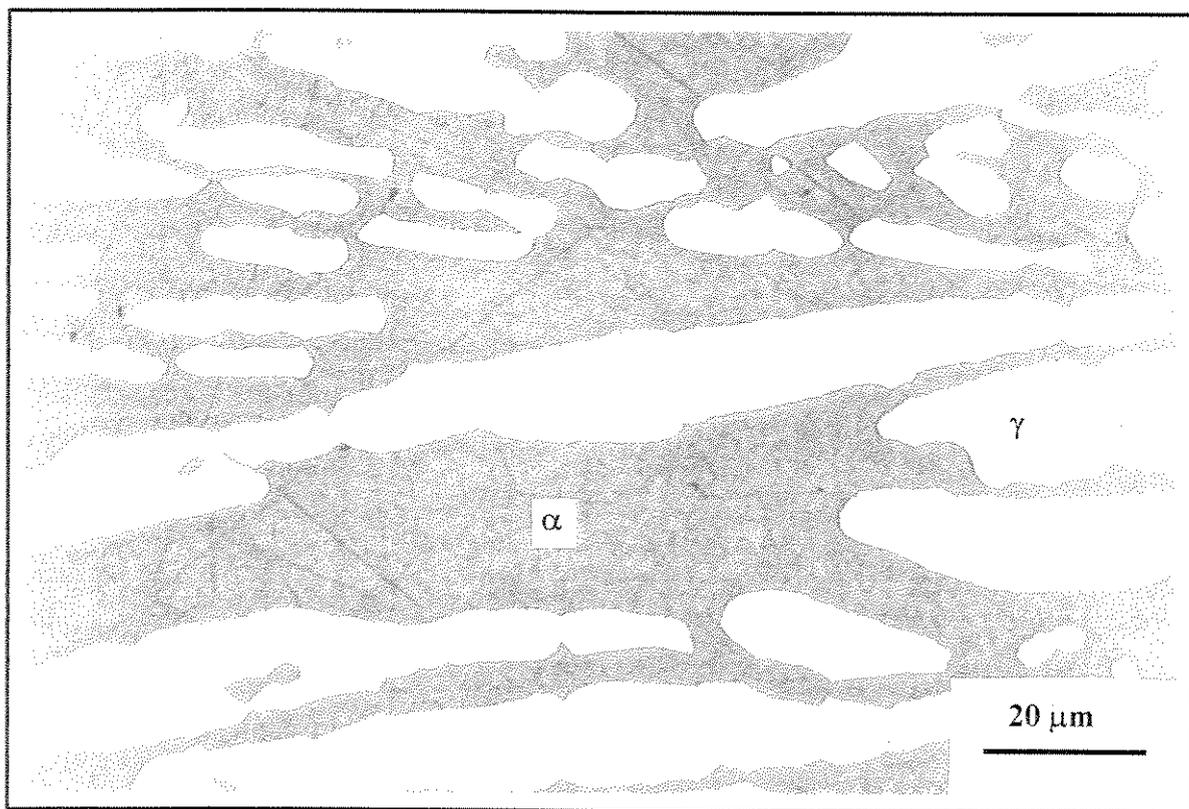


Figura 4.1- Material na condição C0, ataque KOH eletrolítico.

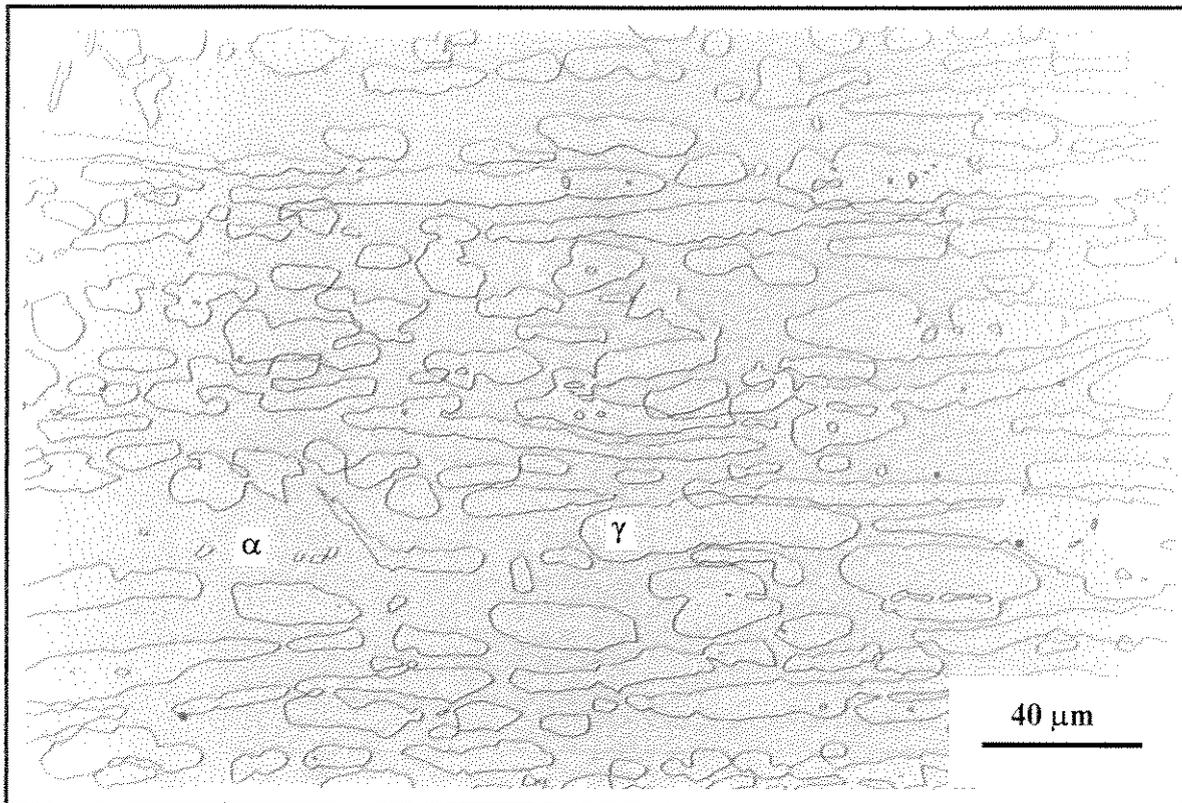


Figura 4.2- Material na condição C0, ataque ácido oxálico eletrolítico.

Observa-se, nas Figuras 4.1 e 4.2, que a microestrutura apresenta-se livre de precipitações e que, em vários campos observados, também foram encontradas poucas inclusões. As análises das inclusões encontradas serão apresentadas no item 4.2.2. Trata-se de uma microestrutura característica de aços inoxidáveis duplex trabalhados, sendo composta por uma matriz ferrítica e por ilhas de austenita, estando alongada na direção de laminação. Os dois ataques revelaram o contorno das fases ferrita e austenita, sendo nos dois casos a fase mais escura a ferrita e a mais clara a austenita.

A Figura 4.3 mostra uma micrografia obtida também com ataque por ácido oxálico para a condição C0, sendo que em algumas regiões a austenita apresenta maclas de recozimento, tendo essa observação sido feita com a utilização dos recursos de luz polarizada no microscópio ótico. Essa foto é semelhante à apresentada por IACOVIELLO *et al.* [1999] para um aço do tipo 2205 na condição solubilizada.

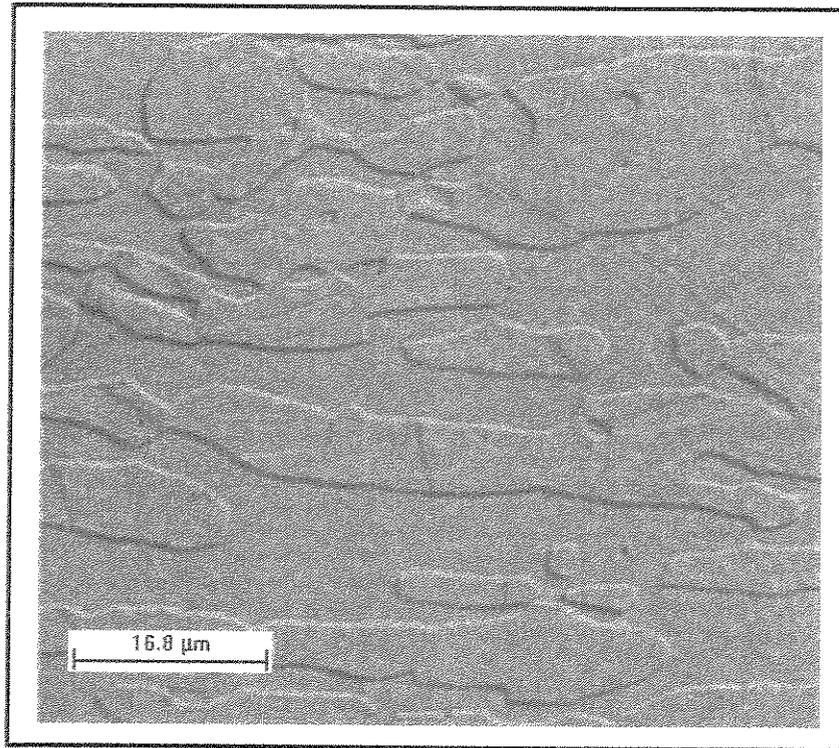


Figura 4.3- Material na condição C0, ataque ácido oxálico eletrolítico.

As Figuras 4.4 e 4.5 mostram, respectivamente, a microestrutura da condição envelhecida C2 obtida por ataque com KOH eletrolítico e ácido oxálico eletrolítico, onde se observa uma fase, na cor escura, adicional às fases ferrita e austenita. Apesar do ataque ser colorido, essas fotos foram feitas em preto e branco. Nos dois casos, a fase mais clara é a austenita, a fase intermediária a ferrita, sendo as fases precipitadas reveladas na cor escura. Considera-se que fases precipitadas possam ser, pelos tratamentos térmicos realizados no material e pela resposta aos ataques utilizados, fases intermetálicas, principalmente Sigma e Chi, e também pequenos carbonetos e nitretos.

As Figuras 4.6 e 4.7 mostram, respectivamente, a microestrutura da condição C4 obtida por ataque com KOH eletrolítico com observação dos planos T e S. Observa-se a austenita revelada na cor branca, a ferrita na marrom e as fases precipitadas na cor mais escura. Nota-se, nas Figuras 4.4, 4.5, 4.6 e 4.7, que a precipitação das fases no envelhecimento ocorre principalmente nos contornos de α/γ , conforme citado por NILSSON [1992].

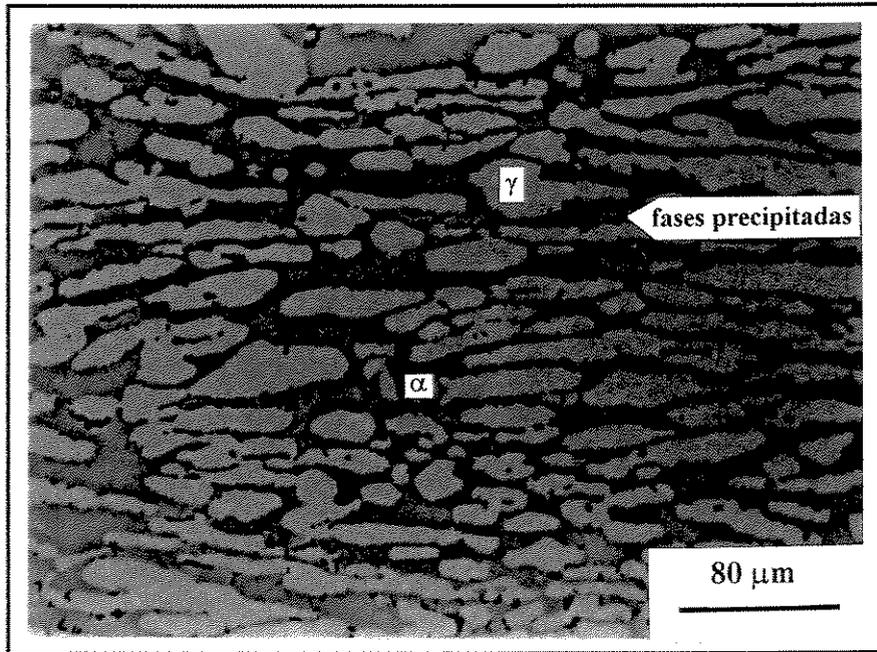


Figura 4.4- Material na condição C2, ataque KOH eletrolítico.

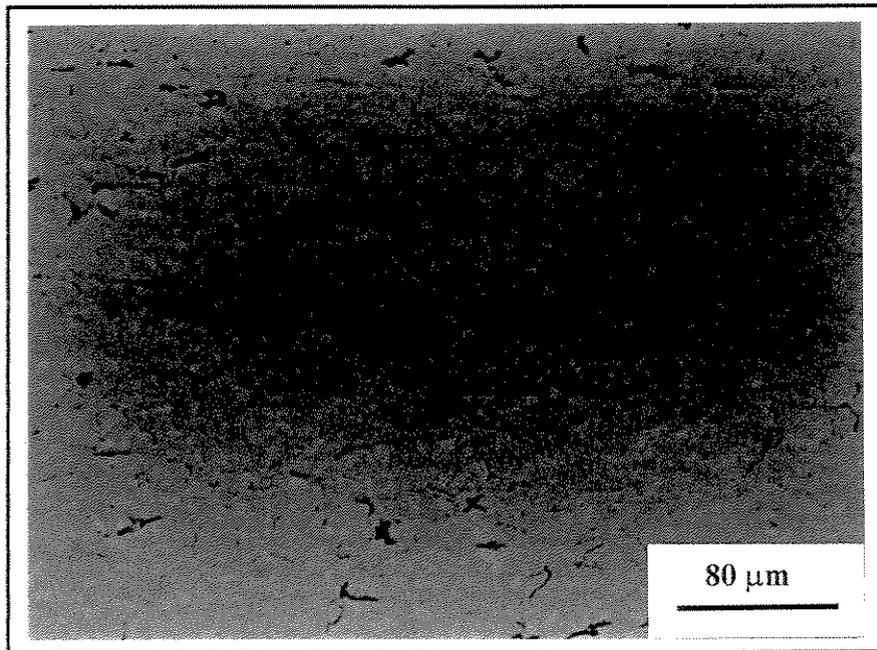


Figura 4.5- Material na condição C2, ataque ácido oxálico eletrolítico.

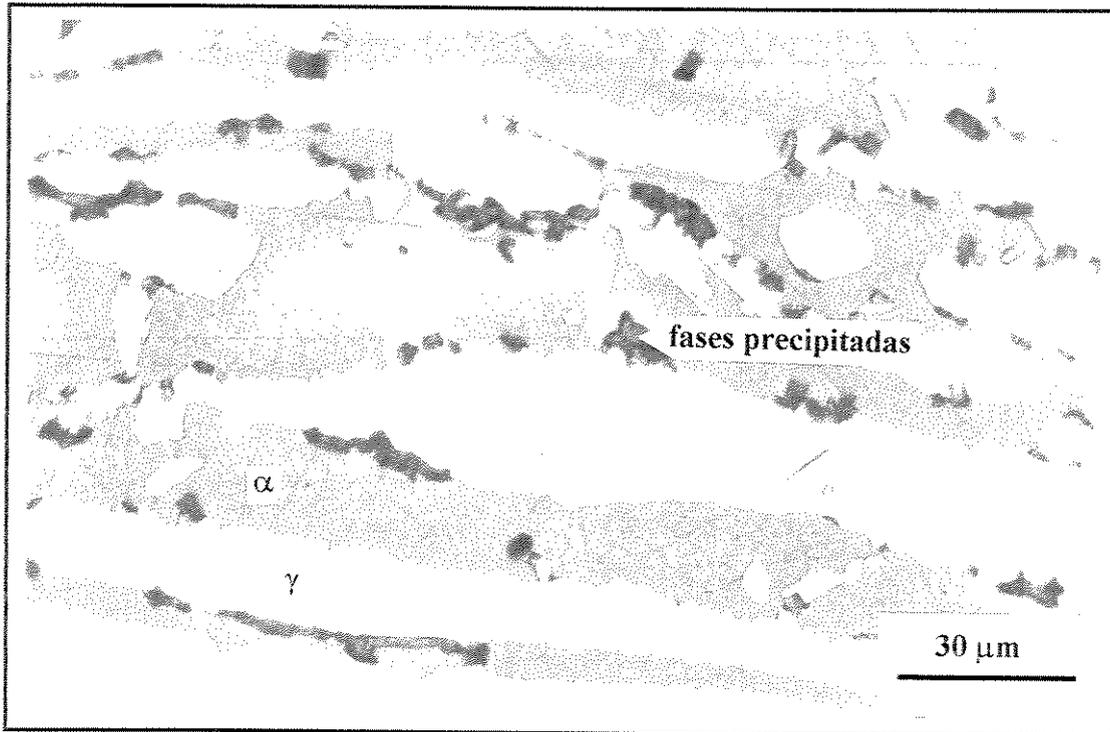


Figura 4.6- Material na condição C4, ataque KOH eletrolítico, observação do plano T, estando a direção L na horizontal e a direção S na vertical.

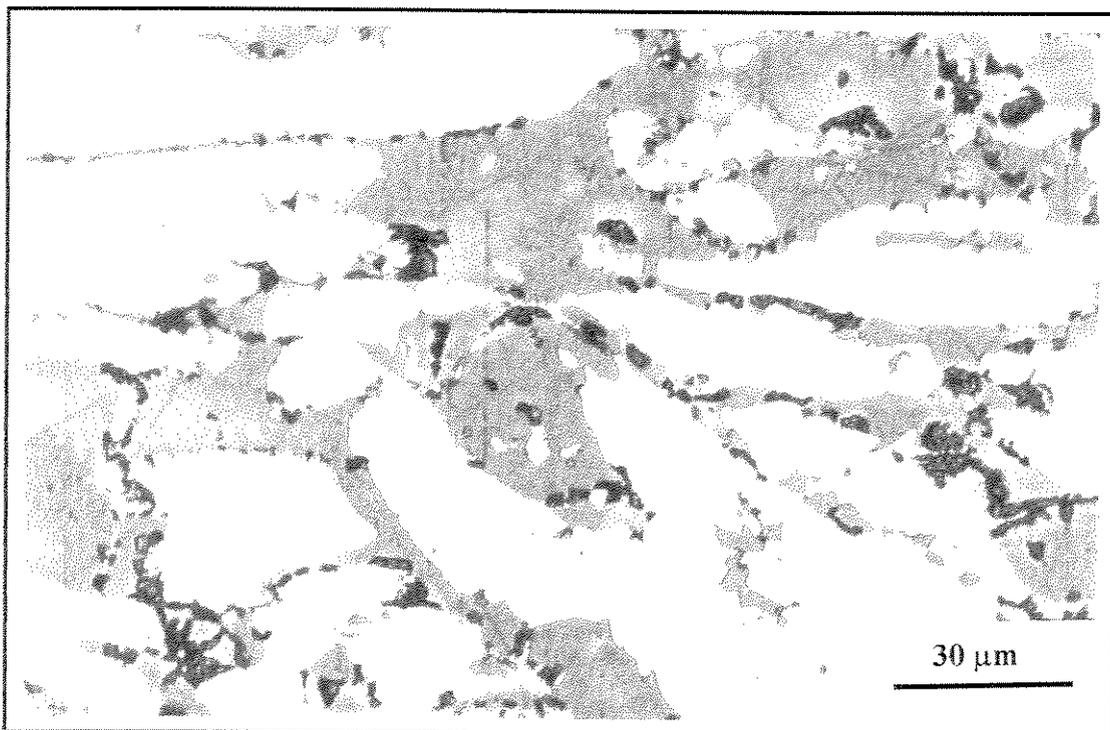


Figura 4.7- Material na condição C4, ataque KOH eletrolítico, observação do plano S, estando a direção L na horizontal e a direção T na vertical.

Para a quantificação da fração volumétrica (FV) das fases presentes, conforme mostra a Tabela 4.1, foi considerado que as fases atacadas são as fases intermetálicas precipitadas, desprezando os carbonetos e nitretos que, nessa situação, normalmente possuem dimensões reduzidas, apresentando o valor das fases atacadas como a soma da FV das fases σ mais χ . A caracterização dessas fases será confirmada nos próximos itens deste capítulo.

Tabela 4.1- FV das fases presentes no aço duplex do tipo 2205 pela utilização de dois reagentes e observação nos três planos (%).

Condição	Fase	Ataque eletrolítico utilizado			
		KOH			Acido oxálico
		Plano L	Plano T	Plano S	Plano L
C0	Ferrita	56,09 ± 2,96 (55,73)	54,71 ± 3,78 (55,64)	54,10 ± 5,50 (55,05)	---
	Austenita	44,56 ± 2,93 (44,27)	43,61 ± 3,49 (44,36)	44,18 ± 6,70 (44,95)	---
	Sigma + Chi	---	---	---	---
C1	Ferrita	52,75	---	---	---
	Austenita	46,30 ± 3,20	---	---	---
	Sigma + Chi	0,95 ± 0,54	---	---	0,81 ± 0,28
C2	Ferrita	50,23	49,88	49,54	---
	Austenita	47,98 ± 2,31	47,71 ± 4,18	48,07 ± 6,45	---
	Sigma + Chi	1,79 ± 0,85	2,41 ± 0,83	2,39 ± 0,62	1,62 ± 0,60
C3	Ferrita	48,63	---	---	---
	Austenita	47,84 ± 3,28	---	---	---
	Sigma + Chi	3,53 ± 1,15	---	---	3,45 ± 1,14
C4	Ferrita	45,30	45,51	45,48	---
	Austenita	49,54 ± 2,48	49,11 ± 4,28	49,50 ± 5,34	---
	Sigma + Chi	5,16 ± 1,74	5,38 ± 1,95	5,02 ± 1,32	5,44 ± 1,74
C5	Ferrita	38,64	---	---	---
	Austenita	50,96 ± 2,83	---	---	---
	Sigma + Chi	10,40 ± 2,57	---	---	10,99 ± 3,09

Obs: 1. Os valores da FV foram apresentados como a média ± o desvio padrão; 2. Os valores entre parênteses na condição C0 representam os valores normalizados para 100 %; 3. --- análises não realizadas.

Observa-se na Tabela 4.1 que a FV das fases praticamente não variou na medição em diferentes planos, sendo a maior diferença encontrada para as fases precipitadas na condição C2. Convém ressaltar que uma foto específica pode não refletir a fração volumétrica do material. Isso é devido à observação de que a precipitação de fases secundárias ocorre em bandas e não uniformemente distribuída por toda a amostra, sendo que isso explica uma maior dispersão dos valores medidos em algumas situações.

Para as correlações das propriedades com a quantidade de fases fragilizantes precipitadas, será utilizado, como valor para cada condição microestrutural, a média entre os valores médios encontrados com os ataques de KOH e ácido oxálico eletrolítico, mostrados na Tabela 4.1, considerando a análise do plano L do material. Esse valor representa, apesar da pouca diferença encontrada entre as medidas feitas com os dois reagentes, uma média mais abrangente para a FV dessas fases intermetálicas, quando analisada por MO. A Tabela 4.2 apresenta esses valores que serão considerados como sendo os valores para as FV das fases intermetálicas precipitadas nas correlações com outros parâmetros analisados no trabalho. Essa definição da metodologia utilizada para a obtenção do parâmetro microestrutural a ser comparado com as propriedades mecânicas é importante se forem observadas as conclusões de POHL [1995]. Em seu trabalho, POHL [1995] concluiu que correlações entre microestrutura e propriedades do material somente podem ser estabelecidas se uma técnica individual de medida é aplicada, sendo que ele baseou sua conclusão nos diferentes resultados que obteve para o cálculo da fração volumétrica de ferrita em um aço inoxidável duplex por meio de três técnicas diferentes, sendo elas: (a) análise quantitativa de imagens com a amostra atacada com o reagente de Beraha II; (b) medidas magnéticas; (c) difração de raios X.

Tabela 4.2- Fração volumétrica média das fases precipitadas nas diversas condições (%).

<i>Condição</i>	<i>C0</i>	<i>C1</i>	<i>C2</i>	<i>C3</i>	<i>C4</i>	<i>C5</i>
<i>FV ($\sigma + \chi$)</i>	0	0,88	1,71	3,49	5,30	10,70

A Figura 4.8 mostra a evolução da FV das fases com o aumento no tempo total de tratamento, representado pelas condições de C0 (inicial solubilizada) a C5. Esse gráfico foi feito com base nos valores médios mostrados na Tabela 4.1 para o plano L com ataque KOH eletrolítico. Observa-se, como era de se esperar, uma diminuição da porcentagem de ferrita e um

aumento tanto da porcentagem das fases precipitadas quanto da austenita. A austenita aumenta em função da diminuição dos elementos ferritizantes na ferrita ao redor da fase Sigma, sendo que essa ferrita empobrecida de Cr e Mo transforma-se em austenita secundária. Gráficos similares ao da Figura 4.8 são apresentados por alguns pesquisadores, como LI *et al.* [1994], por exemplo.

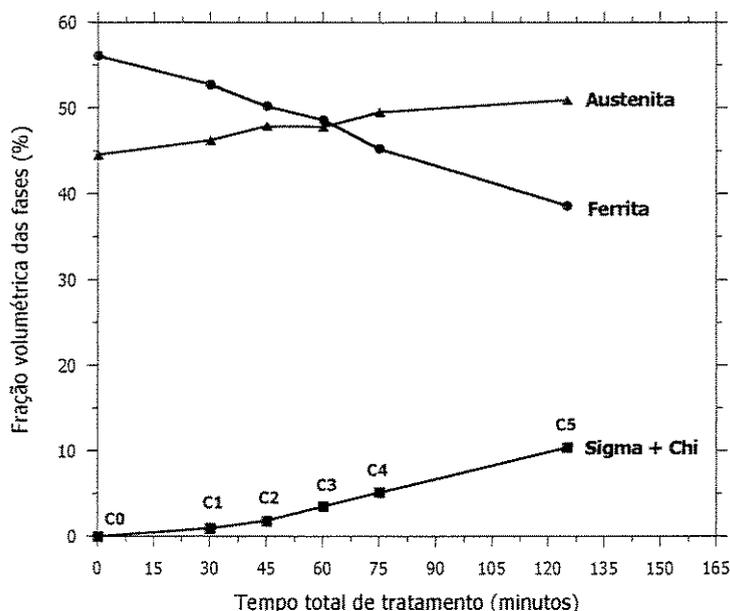


Figura 4.8- Gráfico mostrando a evolução da FV das fases com o aumento no tempo total de tratamento.

4.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A análise microestrutural por meio do MEV foi feita utilizando imagens de elétrons secundários, retroespalhados e análise da composição pela AED. A Figura 4.9 mostra uma foto obtida por meio da imagem de elétrons retroespalhados para a condição C4, observando o plano L do material, em que se verifica basicamente todos os elementos microestruturais encontrados no material, para as diversas condições, sendo a fase Chi a mais clara (branca), a fase Sigma não tão clara quanto a Chi, aparecendo na cor cinza bem clara, a austenita na cor cinza (mais escura que a Sigma porém mais clara que a ferrita) e a ferrita aparecendo como um cinza escuro. Além das fases σ e χ , observa-se na Figura 4.9 a presença da austenita secundária (γ_2), com a mesma cor da austenita prévia, e também alguns pequenos precipitados pretos em interfaces prévias de α/γ , que podem ser carbonetos ou nitretos (principalmente os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e o nitreto Cr_2N , em função do tratamento térmico realizado e com base na revisão bibliográfica

apresentada). Esses pequenos carbonetos ou nitretos não foram caracterizados devido justamente as suas reduzidas dimensões e quantidade, que impossibilitaram bons resultados com as técnicas de caracterização utilizadas neste trabalho. Por último, a Figura 4.9 apresenta também duas inclusões no canto inferior esquerdo. A observação da foto da Figura 4.9 sugere o crescimento de γ_2 a partir da precipitação de carbonetos do tipo “larva” no contorno prévio de α/γ e também nas saliências de fase Sigma, conforme apresentado por LEE *et al.* [1999] (Figura 2.5 do Capítulo 2).

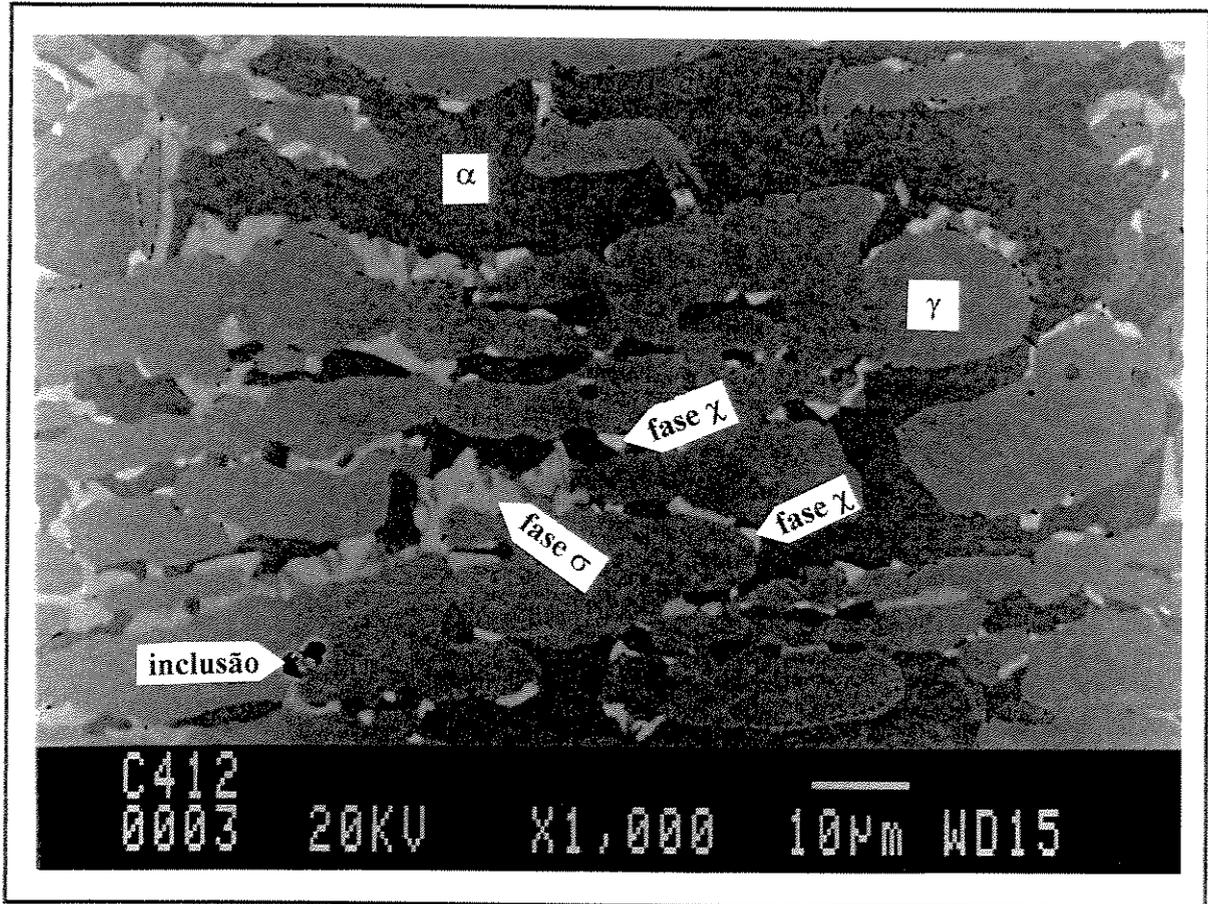


Figura 4.9- Material na condição C4, observação por elétrons retroespalhados em amostras somente polidas.

A Figura 4.10 apresenta também uma imagem obtida por elétrons retroespalhados em uma superfície polida para a condição C5, onde se pode observar em detalhe uma região de fase σ com γ_2 intermeada.

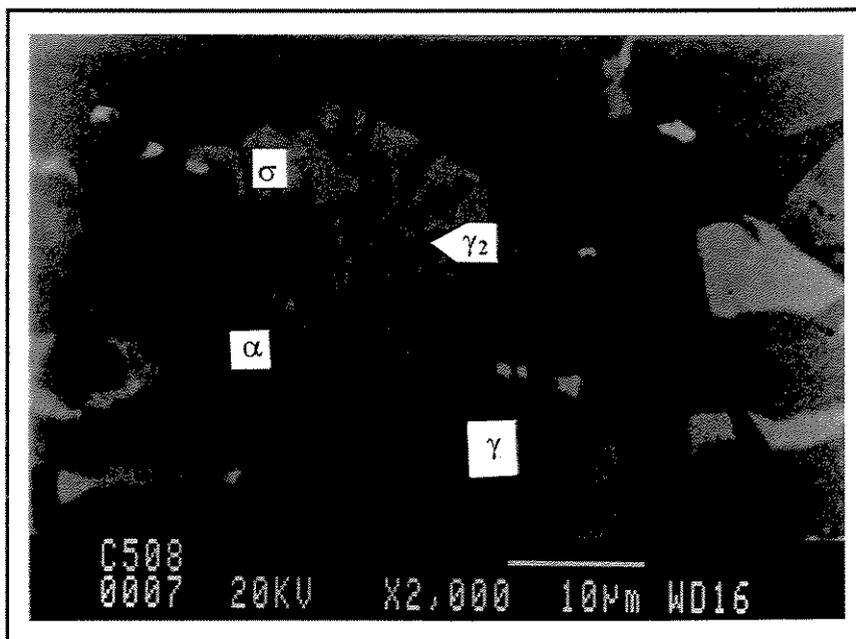


Figura 4.10- Material na condição C5, observação por elétrons retroespalhados em amostras somente polidas.

As análises das composições por meio da AED para as fases presentes e para o material no geral são apresentadas na Tabela 4.3. Esses valores foram obtidos por meio de análises feitas em amostras somente polidas. A análise química geral foi feita conforme item 3.2.2 com base em 10 medições. As demais análises foram feitas pontualmente, sendo os pontos definidos pela observação da imagem gerada por elétrons retroespalhados. Procurou-se fazer as medições na região central de fases com maiores dimensões, para se evitar a interferência das fases adjacentes.

Pela observação dos valores da Tabela 4.3, verifica-se a tendência de partição dos elementos ferritizantes e austenitizantes, sendo observado mais Cr, Si e Mo na ferrita e mais Ni e Mn na austenita. Outra observação importante que se pode fazer, diz respeito aos teores de Mo das fases Sigma e Chi. Os valores desses teores estão em concordância com os apresentados na Tabela 2.4, especialmente com os valores apresentados por JACKSON & MATTHEWS [1991] (7,3% Mo para σ e 13,98% Mo para χ) e JACKSON *et al.* [1993] (7% Mo para σ e 14% Mo para χ) para um aço SAF 2205, confirmando assim a caracterização dessas fases. O teor de Cr apresenta-se maior para a fase σ do que para a χ , assim como na Tabela 2.4. Os valores para a fase Chi apresentam um maior desvio-padrão pelo fato dessa fase apresentar-se com menores

dimensões, o que implica uma maior interferência das fases adjacentes na análise pontual pela AED.

Tabela 4.3- Análise da composição química das fases presentes no aço inoxidável duplex UNS S31803 por meio de AED em amostras somente polidas (% em peso).

Fase	Elementos quantificados por AED no MEV (% em peso) *					
	Fe	Cr	Ni	Mn	Si	Mo
Geral ¹	65,62 ± 0,54	24,15 ± 0,14	4,82 ± 0,27	2,12 ± 0,23	0,44 ± 0,12	2,84 ± 0,26
Ferrita ²	64,75 ± 0,53	26,29 ± 0,33	3,23 ± 0,31	1,91 ± 0,20	0,53 ± 0,08	3,29 ± 0,38
Austenita ³	66,38 ± 0,73	22,46 ± 0,25	6,08 ± 0,30	2,27 ± 0,35	0,45 ± 0,04	2,35 ± 0,23
Sigma ⁴	56,53 ± 0,80	30,46 ± 0,33	2,83 ± 0,28	1,99 ± 0,22	0,65 ± 0,09	7,54 ± 0,53
Chi ⁵	53,92 ± 1,41	26,18 ± 0,97	2,72 ± 0,52	2,06 ± 0,21	0,66 ± 0,07	14,45 ± 1,59

Obs: * Média ± o desvio padrão; ¹ Procedimento descrito no item 3.2.2 (10 medições); ² (6 medições); ³ (7 medições); ⁴ (13 medições); ⁵ (9 medições).

A Tabela 4.4 mostra a análise da fração volumétrica das fases Sigma e Chi feitas por meio da observação de imagens de elétrons retroespalhados no MEV.

Tabela 4.4- FV das fases σ e χ presentes no aço duplex do tipo 2205 pela observação de imagens de elétrons retroespalhados no MEV (%)

Condição	MEV			MO
	Sigma	Chi	Sigma + Chi	Sigma + Chi
C0	0	0	0	0
C1	0,58 ± 0,35	0,15 ± 0,09	0,73	0,88
C2	1,74 ± 0,58	0,46 ± 0,21	2,20	1,71
C3	4,90 ± 2,91	0,83 ± 0,44	5,73	3,49
C4	6,21 ± 3,57	0,62 ± 0,26	6,83	5,30
C5	6,13 ± 2,38	0,70 ± 0,20	6,83	10,70

Observa-se a predominância da fase Sigma na precipitação, o que está de acordo com o exposto por NILSSON [1992], que cita que a fase χ está usualmente presente em menores quantidades que a fase σ . O alto desvio padrão encontrado é devido provavelmente à precipitação bandeada e ao baixo número de aquisições feitas, ou seja, dez aquisições para cada condição. Das

condições C1 a C4, as análises por MO e MEV apresentam a mesma tendência de aumento de fases precipitadas com o aumento do tempo de tratamento. Valores um pouco superiores para C2, C3 e C4 pela análise por MEV em relação à MO são observados. Esses resultados estão de acordo com o observado por POHL [1995], ou melhor, que diferentes técnicas de análise podem fornecer valores diferentes para uma medição específica. A Figura 4.11 apresenta duas fotos, sendo uma feita por meio de elétrons secundários e a outra por meio de elétrons retroespalhados.

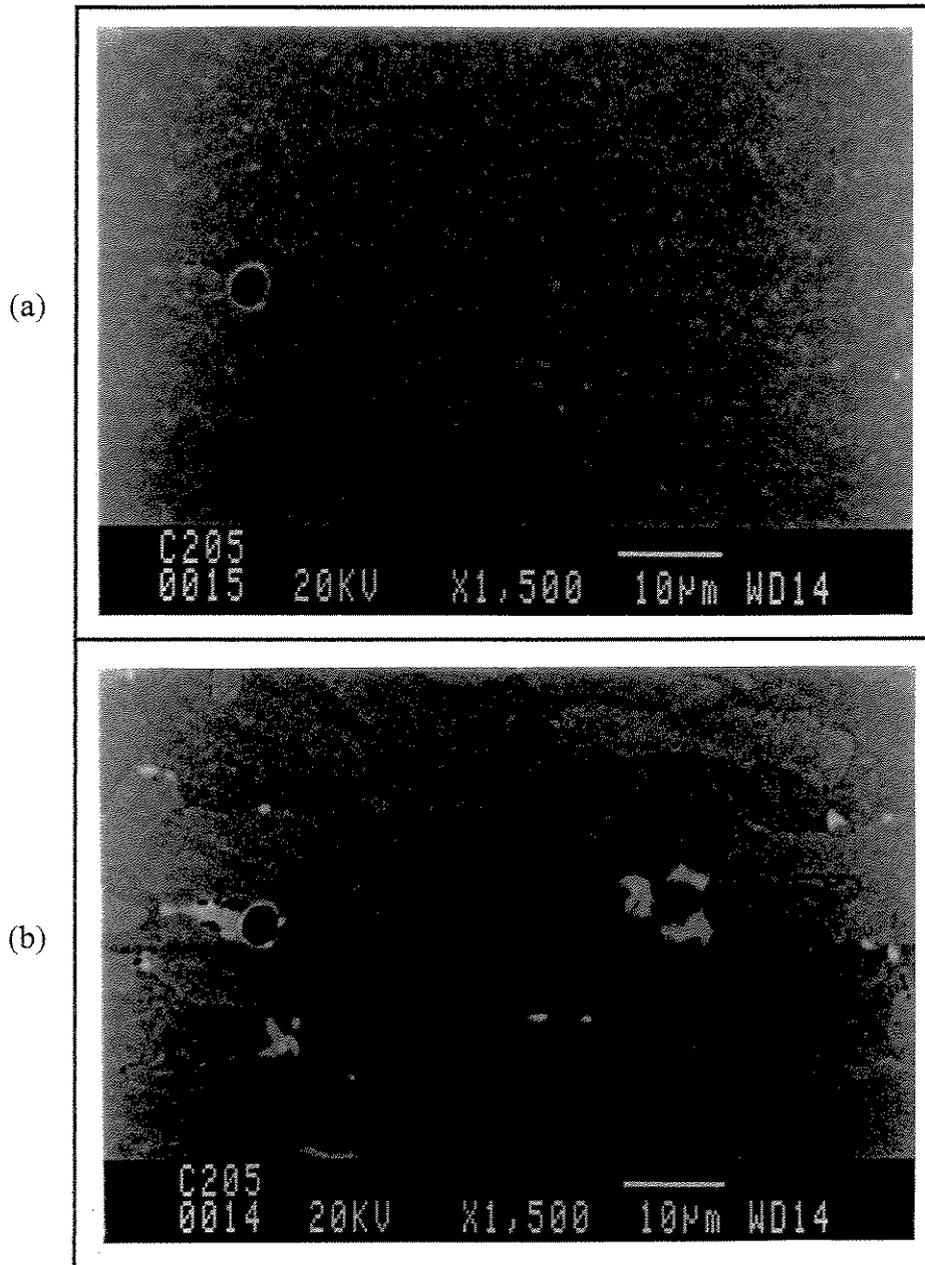


Figura 4.11- Material na condição C2, observação em amostras somente polidas, (a) elétrons secundários (b) elétrons retroespalhados.

A Figura 4.11 mostra uma inclusão observada por meio de elétrons secundários e por meio de elétrons retroespalhados. As inclusões do material, geralmente esféricas, quando analisadas por meio de AED apresentam-se ricas em alumínio ou alumínio com um pouco de cálcio. Provavelmente trata-se de óxidos de alumínio, considerando que o oxigênio não é detectado pela análise feita (elementos leves, com números atômicos menores que onze, normalmente não são detectados por essa técnica [PADILHA & AMBROZIO F., 1985]).

4.2.3 Difração de Raios X

As Figuras 4.12 e 4.13 mostram os difratogramas para as condições de C0 e C5, respectivamente, plotados para o ângulo de varredura (2θ) entre 40 e 80 graus. Observam-se os picos característicos para as fases ferrita e austenita, marcados nos difratogramas das Figuras 4.12 e 4.13. Os difratogramas das condições C1, C2 e C3 foram similares ao da C0, sendo somente para as condições C4, e principalmente a C5, observados alguns picos adicionais. A Tabela 4.5 mostra picos adicionais aos da condição C0 detectados pelo equipamento utilizado, sendo esses numerados no difratograma da Figura 4.13 (condição C5). A Tabela 4.5 indica também as condições microestruturais do material em que eles foram detectados.

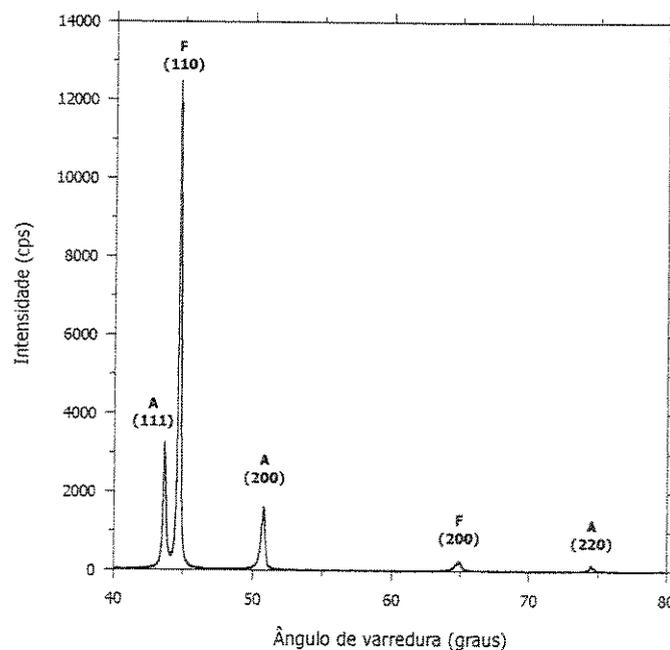


Figura 4.12- Difratograma da condição C0 (A = austenita e F = ferrita).

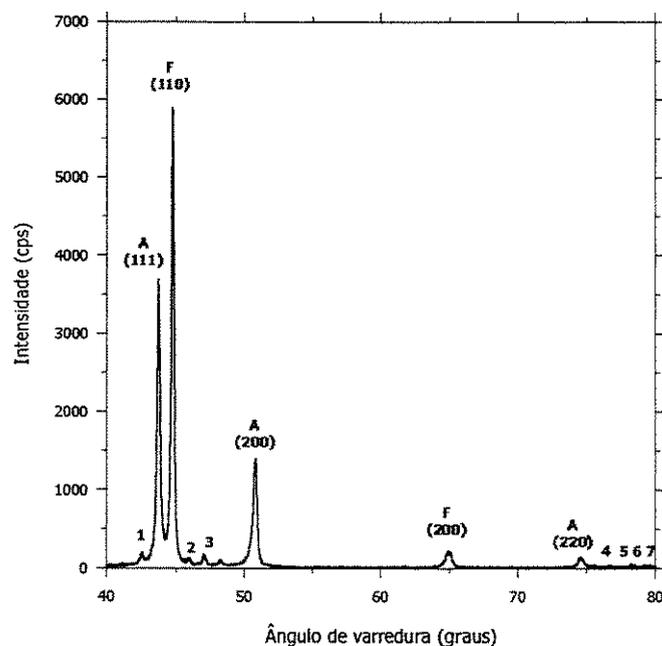


Figura 4.13- Difratoograma da condição C5 (1 a 7 = picos adicionais as fases α e γ).

Tabela 4.5- Picos adicionais aos da C0 detectados em relação ao ângulo de varredura (2θ).

Análise realizada			Dados das fichas JCPDS			
Pico	Condição	2θ medido	Fase	2θ	Intensidade	<i>h k l</i>
1	C3	42,465	σ - FeCr	42,479	100	4 1 0
	C4	42,475	σ - FeCrMo	42,422	100	---
	C5	42,510	σ - FeMo	42,506	50	2 0 2
2	C5	45,915	σ - FeMo	45,960	50	3 3 1
3	C2	47,020	σ - FeCr	47,137	100	4 1 1
	C3	47,060	σ - FeMo	47,019	20	2 2 2
	C4	47,045				
	C5	47,010				
4	C5	76,705	σ - FeCr	76,588	10	5 5 0
			σ - FeCrMo	76,807	5	---
5	C5	77,540	σ - FeCrMo	77,697	5	6 4 1
6	C1	78,170	σ - FeCr	78,074	20	3 3 3
	C2	78,105				
	C3	78,200				
	C4	78,235				
	C5	78,205				
7	C5	78,465	σ - FeCrMo	78,534	20	7 2 1

A presença de fase Sigma no material tratado pode ser verificada pelo aparecimento de alguns picos adicionais característicos de fase Sigma, principalmente para a condição C5. Isso se deve a maior porcentagem de fase σ nessa condição, que segundo a análise por meio da microscopia óptica chega a aproximadamente 10%, considerando que a maior parte da fração medida para as fases intermetálicas é de fase Sigma. A presença da fase Chi não foi definida por essa técnica, provavelmente pela menor fração volumétrica.

4.2.4 Medida de Fases Magnéticas - Ferritoscopia

Com o objetivo de verificar uma tendência de aumento do alongamento no ensaio de tração com a diminuição da temperatura de ensaio, conforme apresentado no item 4.4.1, especialmente um significativo aumento do alongamento uniforme para as condições C1, C2 e C3 na temperatura de -90°C , foram feitas medições da fração volumétrica de fase magnética em amostras retiradas da seção útil de corpos de prova de tração rompidos, para as condições C0 e C2 ensaiadas a $+24^{\circ}\text{C}$ e -90°C . Os valores obtidos estão apresentados na Tabela 4.6. A hipótese para esse aumento do alongamento, que será melhor discutido no item 4.4.1, é que ele pode ser devido à plasticidade induzida pela transformação martensítica da austenita durante a deformação, semelhante ao apresentado por BOTSHEKAN *et al.* [1997] para um aço austenítico, e considerando que ocorre transformação da austenita em martensita induzida por deformação nos aços duplex do tipo 2205 em baixas temperaturas, como descrito por HE *et al.* [1999]. Na análise feita, apresentada na Tabela 4.6, associa-se o magnetismo à presença das fases ferrita e martensita α' , sendo desse modo um aumento do magnetismo entre as amostras que foram deformadas em diferentes temperaturas associado à transformação da austenita em martensita α' .

Especificamente para melhor compreensão do comportamento do alongamento do aço duplex em baixas temperaturas foram utilizados dois materiais auxiliares na condição solubilizada, sendo um aço AISI 430 totalmente ferrítico e um ASTM F138 totalmente austenítico. No caso do austenítico, ASTM F138, também foram feitas análises no ferritoscópio para amostras de corpos de prova ensaiados a $+24^{\circ}\text{C}$ e -90°C . Os valores encontrados para o aço austenítico também estão apresentados na Tabela 4.6. As composições químicas estabelecidas nas

normas desses materiais auxiliares e a análise realizada são apresentadas no Anexo II, assim como as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração realizados com esses materiais nas quatro temperaturas de ensaio utilizadas neste trabalho.

Tabela 4.6- Resultados das medidas no ferritoscópio (FV de fases magnéticas em %).

<i>Condição</i>	<i>Temperatura na deformação por tração</i>	<i>Amostra</i>	<i>Mínimo</i>	<i>Máximo</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio padrão</i>
<i>C0</i>	<i>297 K (+24 °C)</i>	<i>1</i>	26,6	31,2	28,8	1,4
		<i>2</i>	27,0	31,0	28,7	1,1
		<i>3</i>	27,5	30,6	29,3	0,82
	<i>183 K (-90 °C)</i>	<i>1</i>	27,5	30,9	29,3	0,98
		<i>2</i>	26,4	31,6	29,4	1,4
		<i>3</i>	28,7	31,5	30,0	0,89
<i>C2</i>	<i>297 K (+24 °C)</i>	<i>1</i>	23,2	24,0	23,5	0,33
		<i>2</i>	20,5	25,1	23,4	1,3
		<i>3</i>	22,2	23,7	23,3	0,45
	<i>183 K (-90 °C)</i>	<i>1</i>	25,2	28,0	26,6	0,99
		<i>2</i>	28,0	30,9	29,3	0,94
		<i>3</i>	25,3	33,0	30,9	2,3
<i>ASTM</i>	<i>297 K (+24 °C)</i>	<i>1</i>	0	0	0	0
<i>F138</i>		<i>2</i>	0	0	0	0
	<i>183 K (-90 °C)</i>	<i>1</i>	1,3	2,0	1,8	0,22
		<i>2</i>	1,3	1,4	1,4	0,06

Obs: Foram feitas 10 medidas para cada amostra.

A dispersão nas medidas observadas na Tabela 4.6 para uma mesma condição pode ser, em parte, atribuída ao local de retirada das amostras. Isso se deve ao fato dos corpos de prova estarem rompidos, desse modo não refletindo necessariamente amostras com exatamente a mesma deformação uniforme para uma mesma condição. A menor fração de fase magnética na condição C2 deformada a +24 °C em relação à C0 ensaiada na mesma temperatura, deve-se à menor fração de ferrita na condição C2 devido à precipitação de fases intermetálicas, o que pode ser verificado na Tabela 4.1 ou Figura 4.8. Apesar de não constarem da Tabela 4.6, amostras não deformadas das condições C0 e C2 foram também ensaiadas no ferritoscópio, obtendo-se como

resultados médios para frações de fases magnéticas os valores de 47,5% e 39,5%, respectivamente, o que confirma a menor fração inicial de fase magnética na condição C2. Observa-se que a condição C0 não apresentou diferença significativa do volume de fases magnéticas nas diferentes temperaturas de ensaio, ao contrário da condição C2 que apresentou um aumento da fração de fase magnética na amostra deformada a -90°C em comparação com a ensaiada a $+24^{\circ}\text{C}$. O aço inoxidável austenítico ASTM F138 utilizado como material auxiliar apresentou um pequeno magnetismo na condição ensaiada a -90°C , ao contrário da condição ensaiada a $+24^{\circ}\text{C}$ que não apresentou nenhuma fração de fase magnética.

4.2.5 Microdureza Vickers como parâmetro de caracterização microestrutural

A Tabela 4.7 apresenta os valores para microdureza Vickers das fases α e γ para o aço duplex nas condições microestruturais analisadas no trabalho.

Tabela 4.7- Microdureza Vickers das fases α e γ do aço 2205 nas várias condições (HV_{10}).

Fase	Condição microestrutural					
	C0	C1	C2	C3	C4	C5
Ferrita	$273,6 \pm 25,5$	$278,6 \pm 21,5$	$274,4 \pm 23,2$	$268,8 \pm 23,5$	$272,1 \pm 20,4$	$274,5 \pm 20,2$
Austenita	$267,3 \pm 25,1$	$271,6 \pm 20,1$	$269,8 \pm 32,7$	$269,0 \pm 25,4$	$270,0 \pm 22,7$	$267,5 \pm 18,8$

Observa-se que não houve alteração significativa da microdureza Vickers do material, independentemente da precipitação de fases fragilizantes. Nota-se, na Figura 4.14, que as impressões foram feitas nas fases ferrita e austenita, sem interferência das fases precipitadas. Pode ser que maiores frações volumétricas de fases precipitadas ou impressões maiores, feitas com cargas maiores, sofram interferência das fases frágeis precipitadas, sendo nesse caso verificado um aumento do valor da dureza com a precipitação das fases frágeis. Considerando a metodologia utilizada neste trabalho, alterações significativas nas microdurezas das fases ferrita e austenita poderiam ser esperadas se existissem alterações de elementos substitucionais ou intersticiais nessas fases que justificassem um endurecimento por solução sólida, por exemplo.

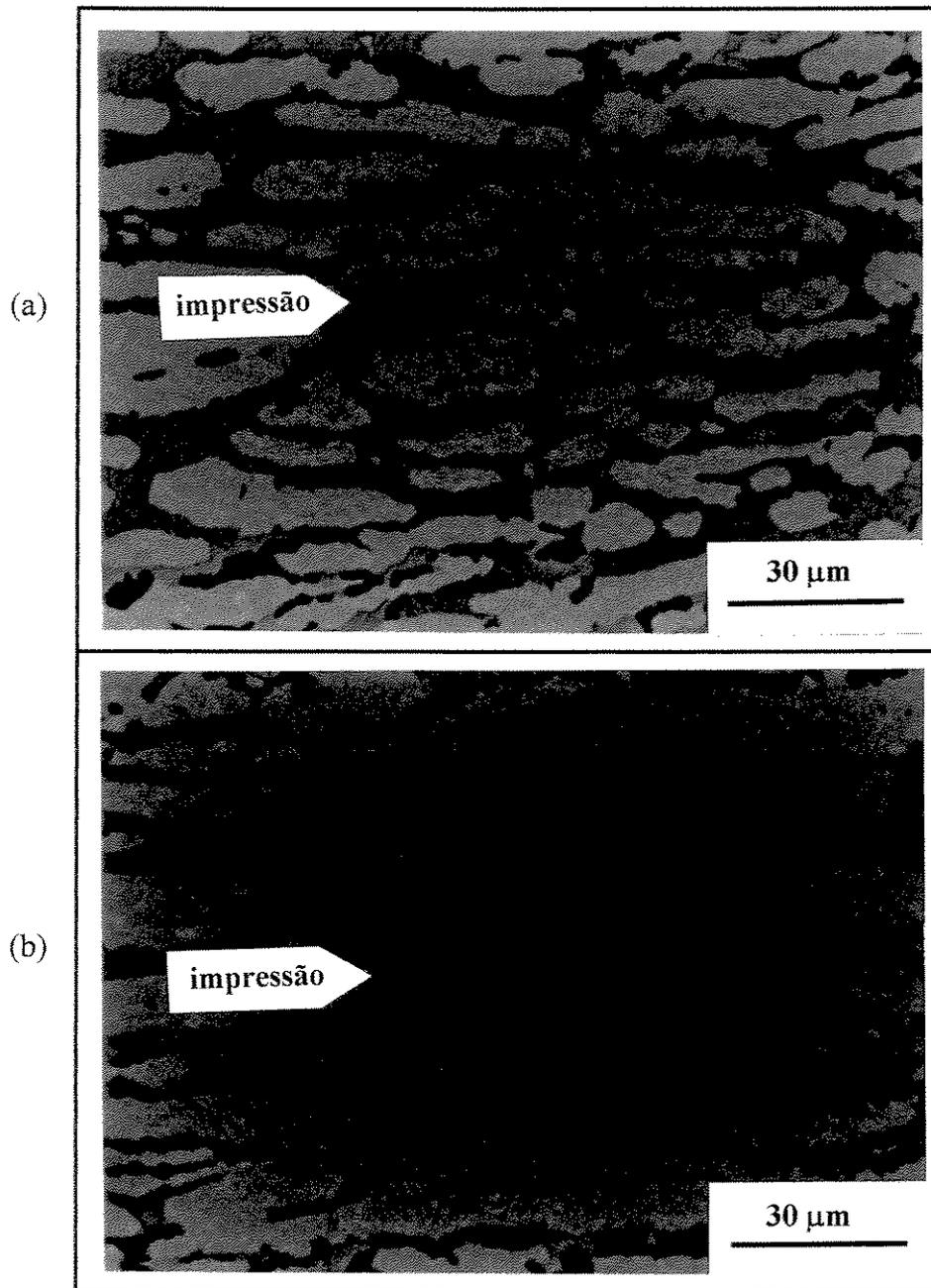


Figura 4.14- Impressões de microdureza Vickers (HV_{10}), sendo: (a) na fase α ; (b) na fase γ .

A Tabela 4.8 mostra a microdureza Vickers das fases α e γ para amostras da condição C0 deformadas no ensaio de tração nas temperaturas de $+24^{\circ}\text{C}$ e -90°C , além da sem deformação. Pode-se observar pela análise da Tabela 4.8 que a austenita experimenta um maior endurecimento do que a ferrita, independente do nível de deformação ou temperatura de ensaio. Isso reflete a maior capacidade de encruamento da fase austenita (possui um maior expoente de encruamento

do que a ferrita), estando de acordo com o apresentado por POHL [1994] para a variação da dureza das fases α e γ após deformação.

Tabela 4.8- Microdureza Vickers das fases α e γ da condição C0 com e sem deformação (HV_{10}).

Fase	Condição C0	Condição C0 deformada no ensaio de tração		
	sem deformação	297 K (+24 °C)	297 K (+24 °C)	183 K (-90 °C)
Ferrita	273,6 ± 25,5	293,5 ± 26,2	287,4 ± 36,3	300,3 ± 28,4
Austenita	267,3 ± 25,1	342,8 ± 29,1	334,0 ± 43,6	327,3 ± 27,9

4.3 Avaliação dos mecanismos de fratura

Antes de se iniciar a avaliação dos mecanismos observados nas superfícies de fratura, serão apresentadas nas Figuras 4.15 (a e b) e 4.16 duas imagens obtidas por elétrons retroespalhados e uma por elétrons secundários no MEV em uma seção localizada na região útil dos corpos de prova de tração, especificamente na estrição, sendo essa seção longitudinal e no centro do corpo de prova. A horizontal equivale à direção da aplicação da carga, que coincide com a direção L. O exato plano da foto não pode ser estabelecido, sendo que trata-se de um plano perpendicular à superfície de fratura. Essa amostra foi retirada de um corpo de prova da condição C4. Observa-se pela análise das Figuras 4.15 e 4.16 que as fases Sigma e Chi fraturam perpendicularmente à direção de aplicação da carga, formando assim pontos de concentração de tensões, sendo essa uma explicação para o efeito fragilizante dessas fases intermetálicas. Pode também ser observado na Figura 4.15 a nucleação de um alvéolo em uma inclusão.

A seguir, no item 4.3.1 serão apresentados aspectos gerais dos micromecanismos de fratura observados nas superfícies de fratura dos ensaios de tração, tenacidade à fratura e impacto Charpy e posteriormente no item 4.3.2 uma análise das características das superfícies de fratura relacionadas ao fenômeno das separações. Todas as superfícies de fratura coincidem com o plano L do material.

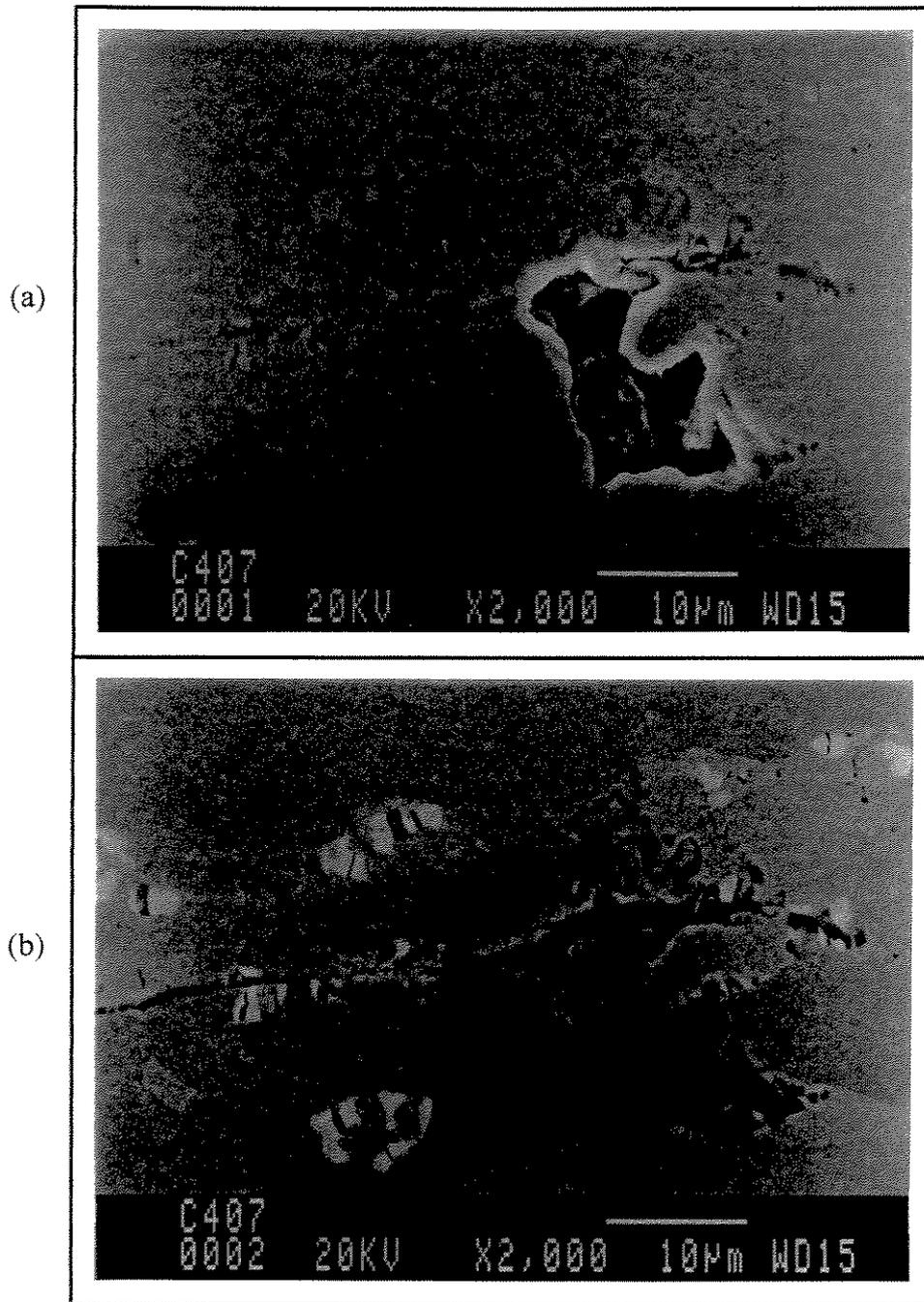


Figura 4.15- Imagem de uma seção longitudinal na região da estricção de um corpo de prova de tração da condição C4, sendo: (a) elétrons secundários, (b) elétrons retroespalhados. A direção de aplicação do carregamento (direção L) coincide com a horizontal.

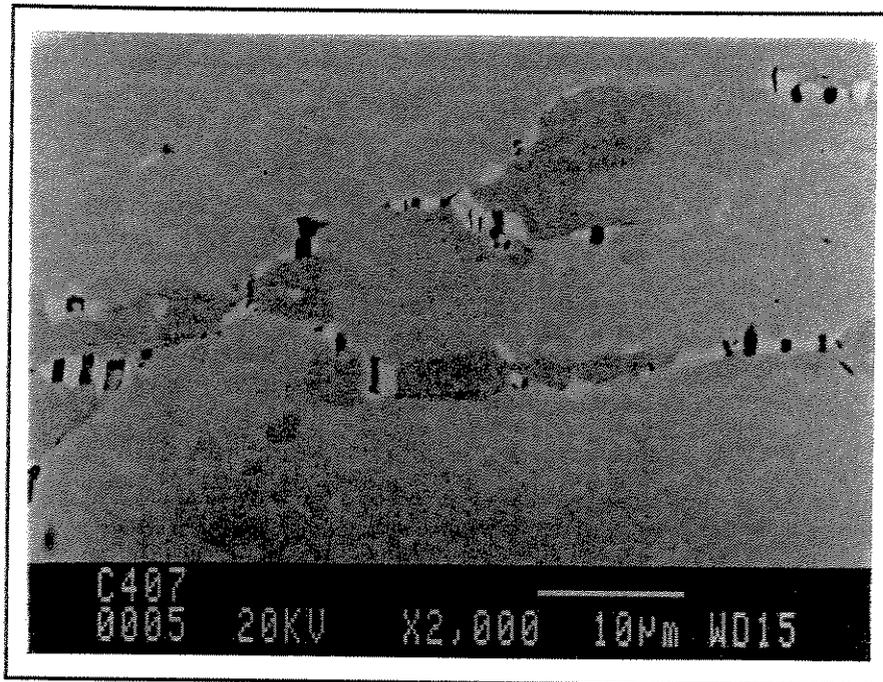


Figura 4.16- Imagem de uma seção longitudinal na região da estricção de um corpo de prova de tração da condição C4 obtida elétrons retroespalhados. A direção de aplicação do carregamento (direção L) coincide com a horizontal

4.3.1 Micromecanismos de fratura

As Figuras 4.17 e 4.18 mostram, respectivamente, superfícies de fratura dos corpos de prova de tração para a condição C0 ensaiada a $+24^{\circ}\text{C}$ e C5 ensaiada a -90°C . Observa-se na Figura 4.17 (C0 a $+24^{\circ}\text{C}$) que a superfície de fratura apresenta-se com características dúcteis (alvéolos) ao contrário da superfície de fratura mostrada na Figura 4.18 (C5 a -90°C) que se apresenta mais frágil com algumas facetas de clivagem. Foi observado, para os corpos de prova de tração, que os micromecanismos de fratura tendem a adquirir características frágeis, passando de completamente dúcteis (“*dimples*”) para com aspectos de fragilização (alvéolos e clivagem), com a diminuição da temperatura ou com o aumento da fração de fases intermetálicas. Isso também foi verificado para os corpos de prova de tenacidade à fratura, como mostra as Figuras 4.19 e 4.20, e para os de impacto. Contudo, os corpos de prova de tenacidade à fratura e impacto apresentaram superfícies de fratura com características mais frágeis do que os de tração, devido às diferenças nos estados de tensões e taxa de deformação desses ensaios. Essas observações estão de acordo com o apresentado por ERAUZKIN & IRISARRI [1991] e DHOLHÝ *et al.* [1996] para o efeito da temperatura e por VERHAEGHE *et al.* [1997] e WILMS *et al.* [1991]

para o efeito das fases intermetálicas precipitadas. Esses pesquisadores associam a clivagem à fase ferrita.

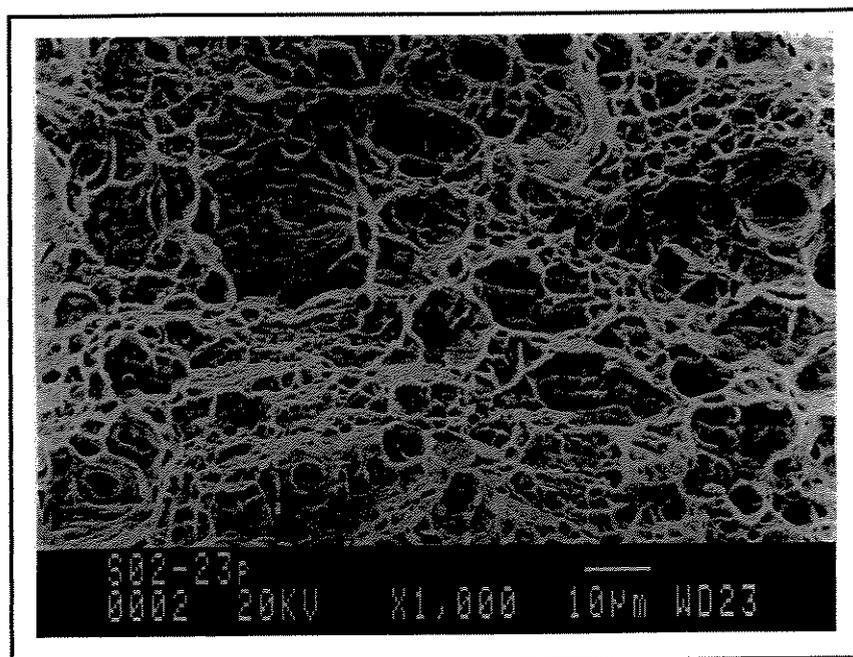


Figura 4.17- Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração para a condição C0 ensaiada a +24°C. Observação do plano L.

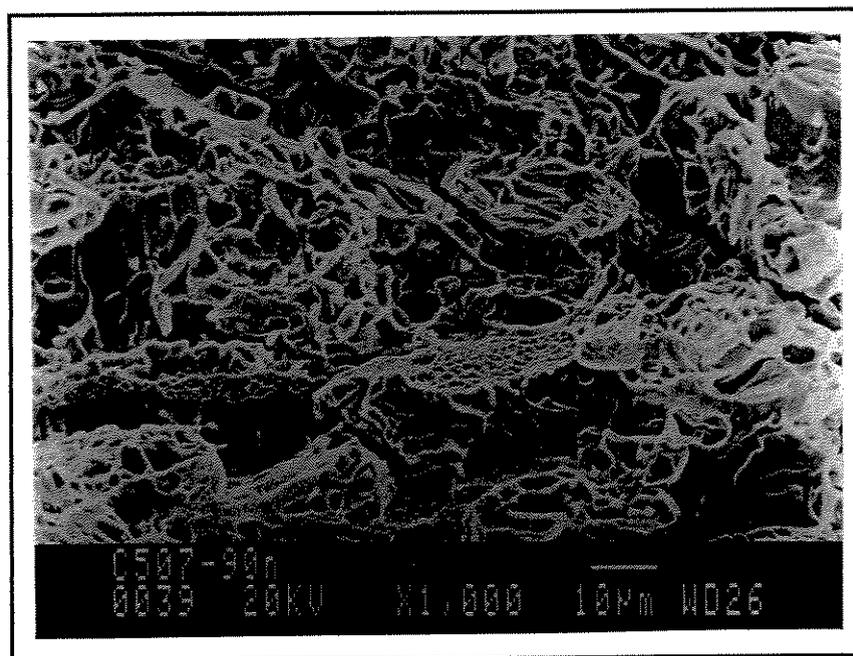


Figura 4.18- Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração para a condição C5 ensaiada a -90°C. Observação do plano L.

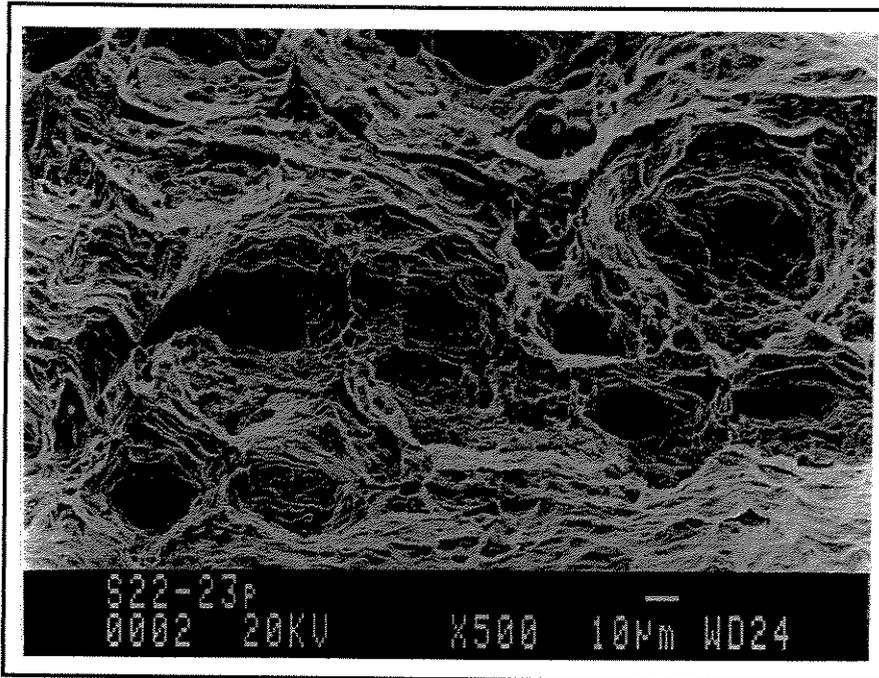


Figura 4.19- Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura para a condição C0 ensaiada a +24°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.

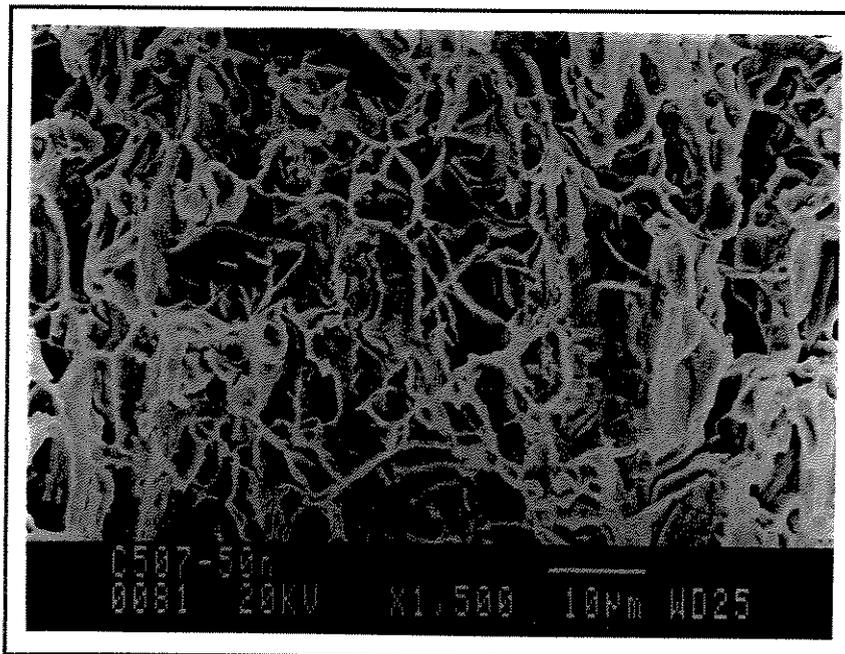


Figura 4.20- Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura para a condição C5 ensaiada a -50°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.

As pequenas trincas observadas na Figura 4.20 foram relacionadas às fases intermetálicas, especialmente fase Sigma, por meio de análises pontuais por AED, sendo o teor de Mo utilizado nessa identificação. A Figura 4.21 mostra uma fractografia para um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C5 ensaiado a +24°C em que se observa uma dessas fases intermetálicas trincadas, sendo que nesse caso específico a análise por AED apresentou, para porcentagem em peso, 30,6%Cr, 56,1%Fe, 8,0%Mo e 5,3% para os outros (Ni, Mn e Si). Essas fases trincadas confirmam o efeito de concentradores internos de tensões.

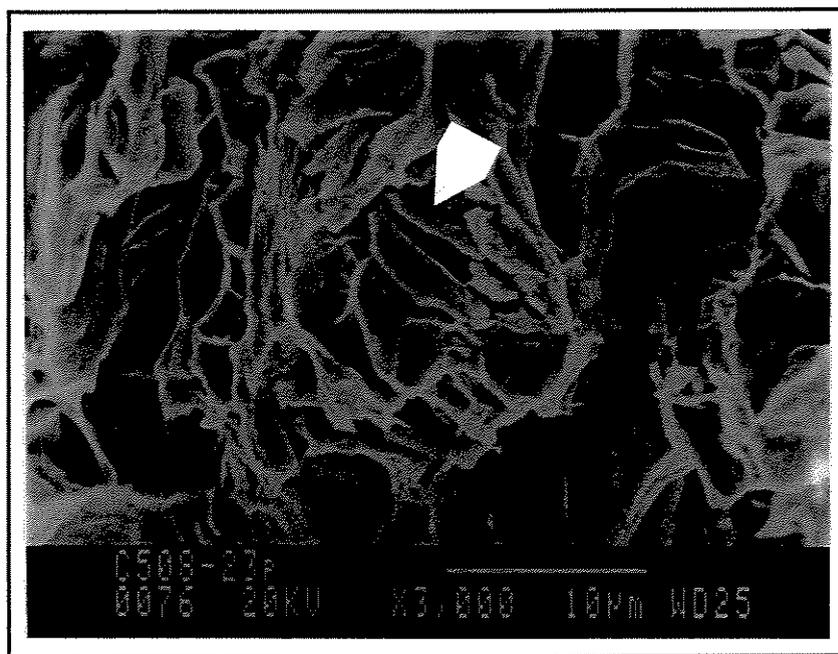


Figura 4.21- Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura para a condição C5 ensaiada a +24°C. Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.

A Figura 4.22 mostra uma superfície de fratura para um corpo de prova de impacto Charpy da condição C4 ensaiado a -90°C em que se observa uma superfície com características bastante frágeis e com uma inclusão em detalhe, tendo sido essa inclusão analisada por AED e verificado tratar-se de uma inclusão a base de Al com um pouco de Ca.

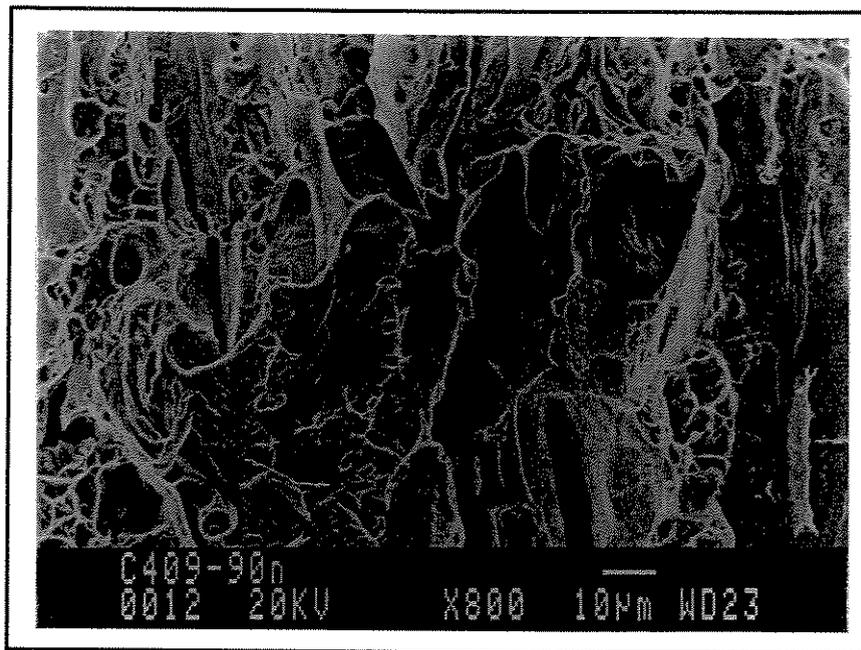


Figura 4.22- Superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto Charpy para a condição C4 ensaiada a -90°C . Observação do plano L, com direção de propagação da trinca (T) na vertical e direção S na horizontal.

4.3.2 O fenômeno das separações (delaminação)

Observa-se que a ocorrência do fenômeno das separações no aço inoxidável duplex analisado está relacionada à diminuição da temperatura de ensaio ou à precipitação de fases intermetálicas fragilizantes, sendo que para as condições microestruturais e temperaturas analisadas neste trabalho somente não foi observado esse fenômeno nos corpos de prova de tração da condição C0 ensaiados a $+24^{\circ}\text{C}$, -20°C e -50°C e nos de tenacidade à fratura ensaiados a $+24^{\circ}\text{C}$ e alguns a -20°C . Isso pode ser observado nas Figuras 4.23, 4.24, 4.25, 4.26 e 4.27, que apresentam superfícies de fratura de corpos de prova de tração com baixo aumento (20 vezes), respectivamente, para a condição C0 ensaiada a $+24^{\circ}\text{C}$, -20°C e -90°C e para a C1 a $+24^{\circ}\text{C}$ e C3 a -50°C . Nota-se também a diminuição da redução de área com a diminuição da temperatura (Figuras 4.23, 4.24 e 4.25) e com a precipitação de fases intermetálicas (Figuras 4.23 e 4.26) ou pela ação combinada dessas duas variáveis (Figuras 4.23 e 4.27). Nos ensaios de tenacidade à fratura e impacto, observa-se também que o fenômeno das separações está associado ao abaixamento da temperatura de ensaio e ao aumento da fração de fases intermetálicas precipitadas, sendo que nesse caso, o número das trincas perpendiculares ao plano de fratura

(separações) aumenta com a diminuição da temperatura (de +24°C para -90°C) ou com o aumento da fração de fases intermetálicas (de C0 para C5). Isso pode ser observado, para os corpos de prova de tenacidade à fratura, nas Figuras 4.28 (C0 ensaiada a +24°C), 4.29 (C0 ensaiada a -50°C), 4.30 (C0 ensaiada a -90°C), 4.31 (C1 ensaiada a -20°C), 4.32 (C1 ensaiada a -90°C) e 4.33 (C4 ensaiada a -90°C).

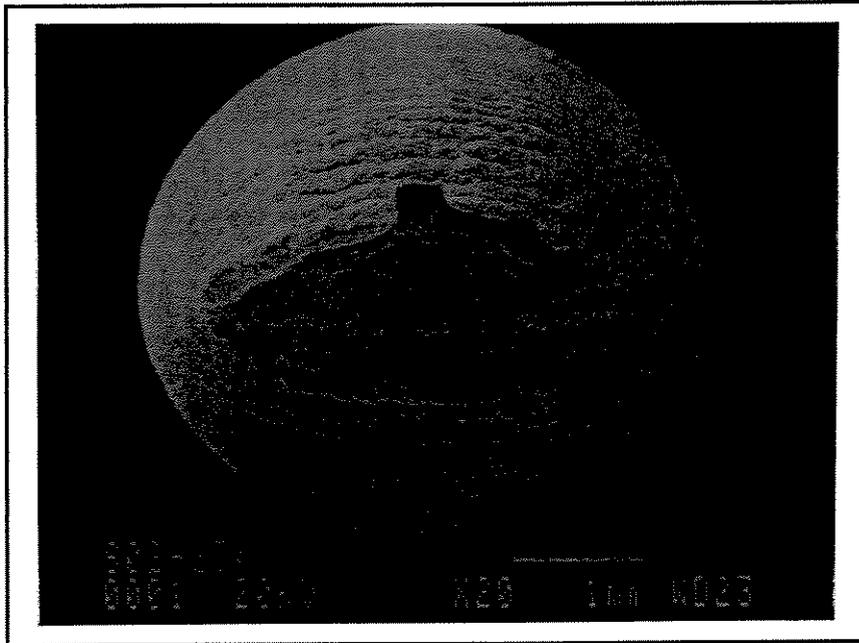


Figura 4.23- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C0 ensaiado na temperatura de +24°C.

Essas observações de que as separações aumentam com o abaixamento da temperatura ou com o aumento da porcentagem de fases intermetálicas, estão de acordo com o exposto por ERAUZKIN & IRISARRI [1991] e JACKSON & MATTHEWS [1991]. Nos corpos de prova de tenacidade à fratura utilizados para a análise fractográfica foram feitas pós-trincas de fadiga após o encerramento do ensaio para separar melhor a região ensaiada da região fraturada após o término do ensaio de tenacidade à fratura. A ruptura final foi feita pela utilização de uma carga de choque nos corpos de prova de tenacidade à fratura resfriados a -196°C, rompidos desse modo com o único objetivo de separar os corpos de prova em duas partes.

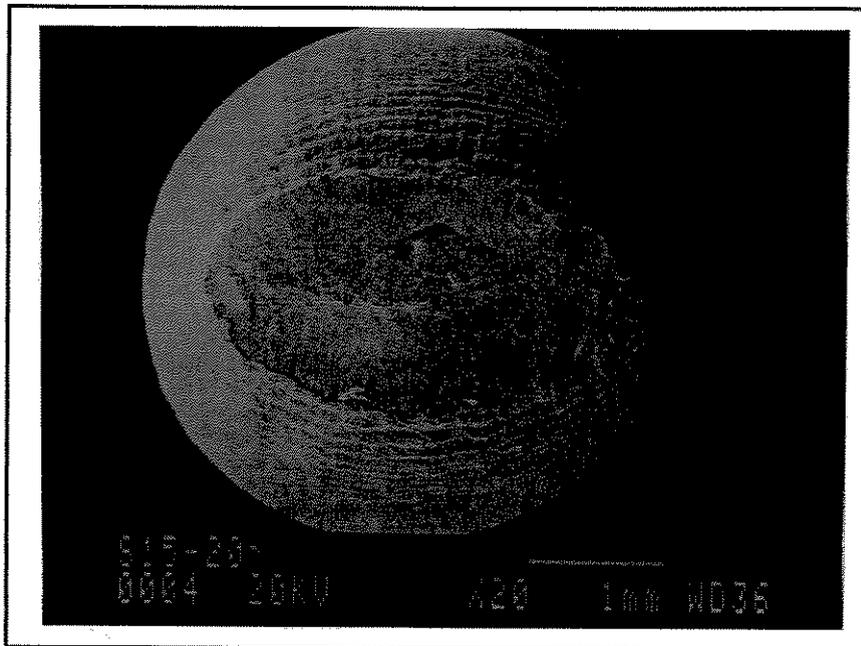


Figura 4.24- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C0 ensaiado na temperatura de -20°C.

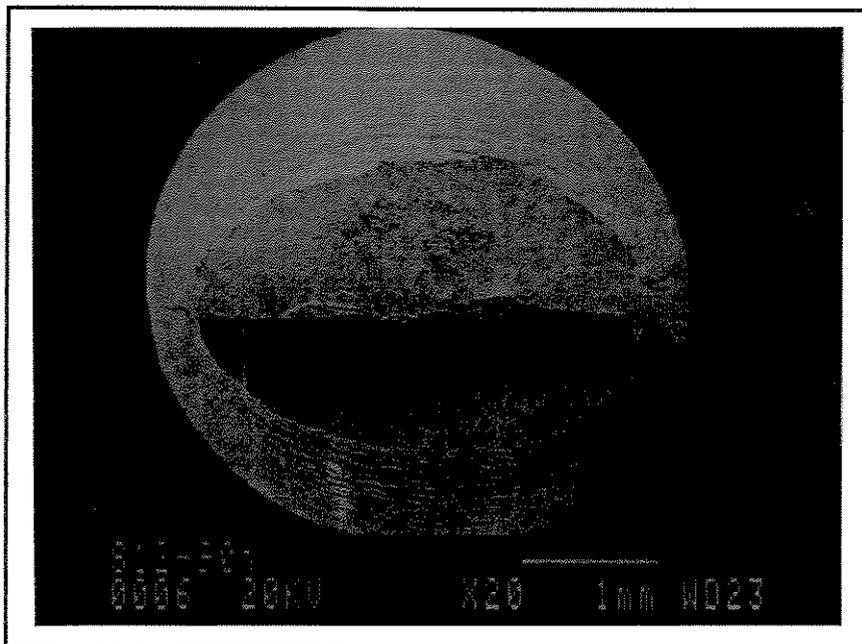


Figura 4.25- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C0 ensaiado na temperatura de -90°C.

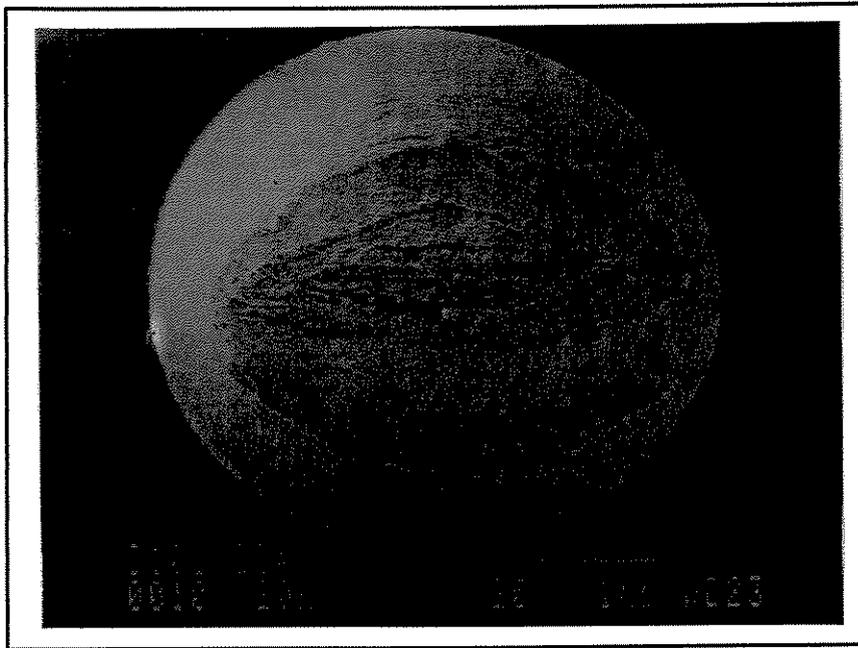


Figura 4.26- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C1 ensaiado na temperatura de +24°C.

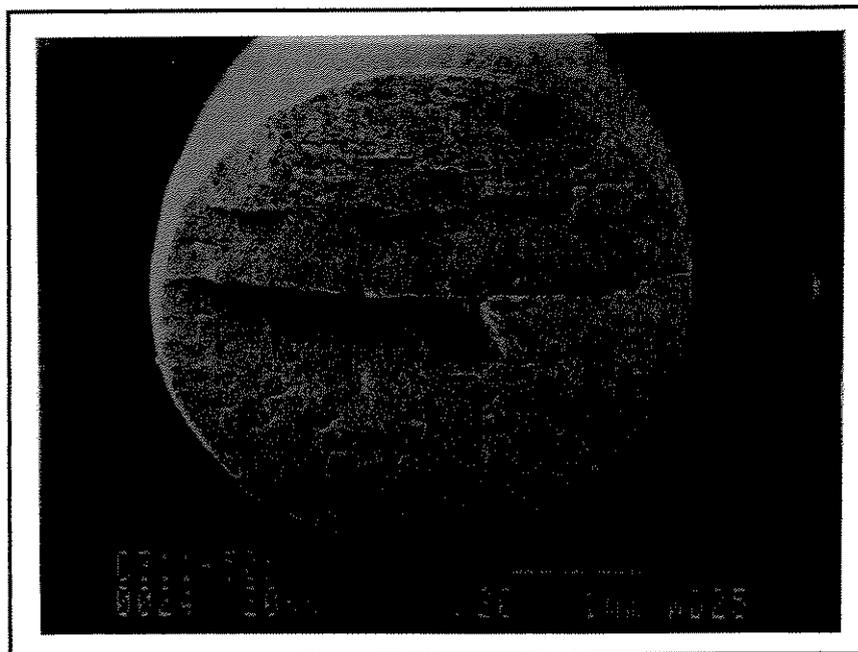


Figura 4.27- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C3 ensaiado na temperatura de -50°C.

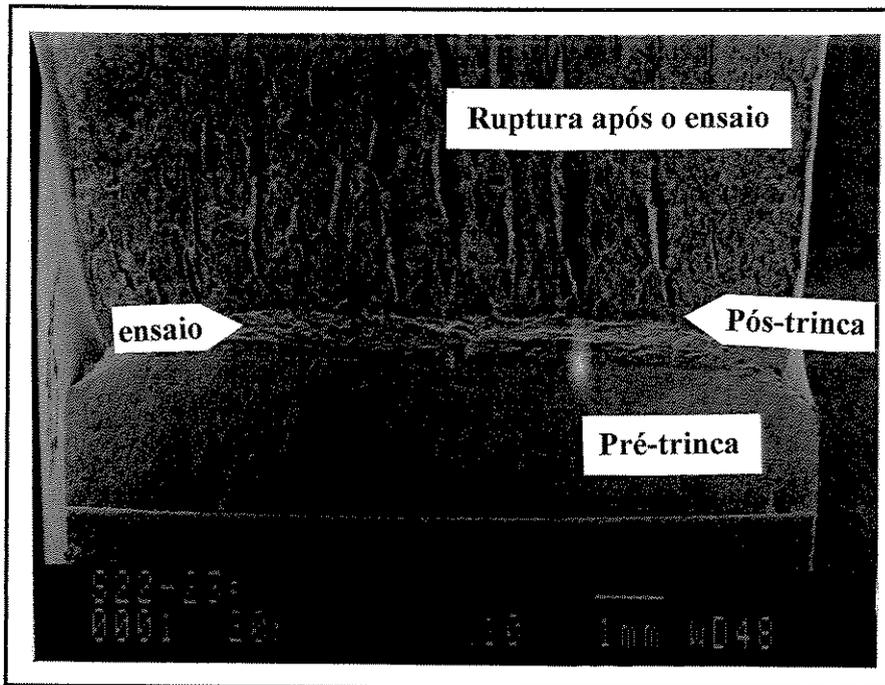


Figura 4.28- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C0 ensaiado na temperatura de +24°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).

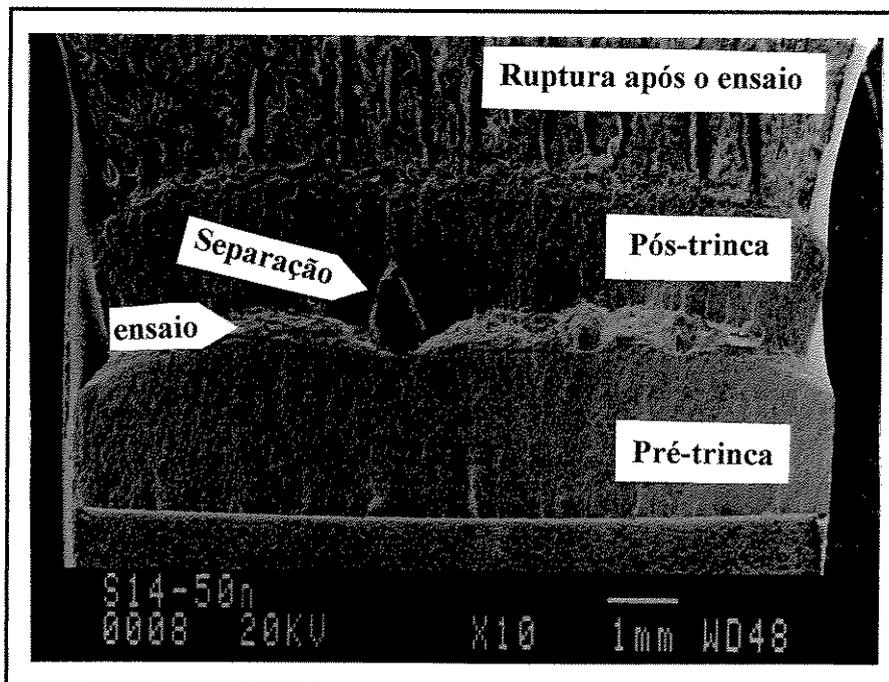


Figura 4.29- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C0 ensaiado na temperatura de -50°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).

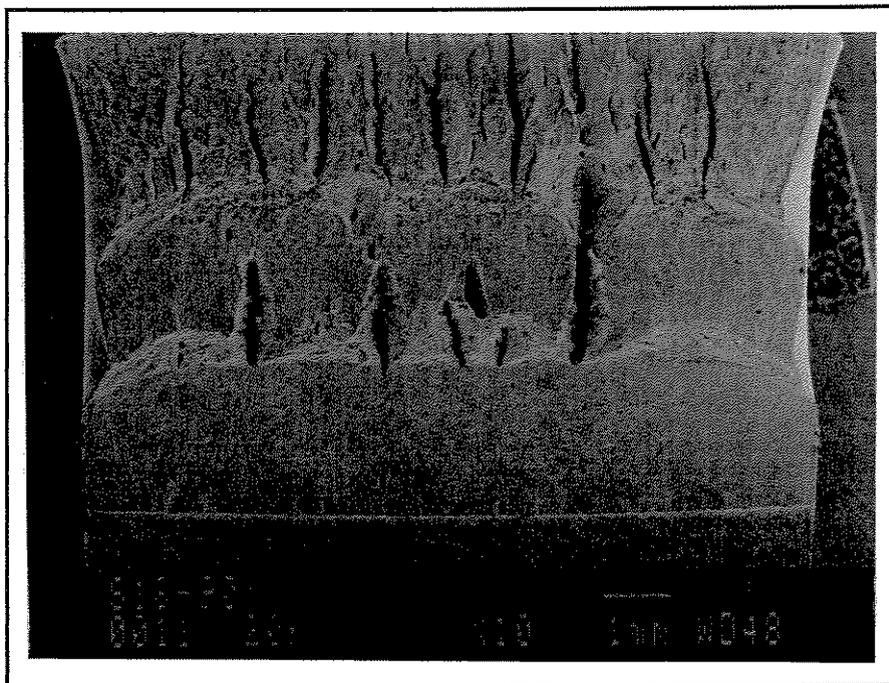


Figura 4.30- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C0 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).

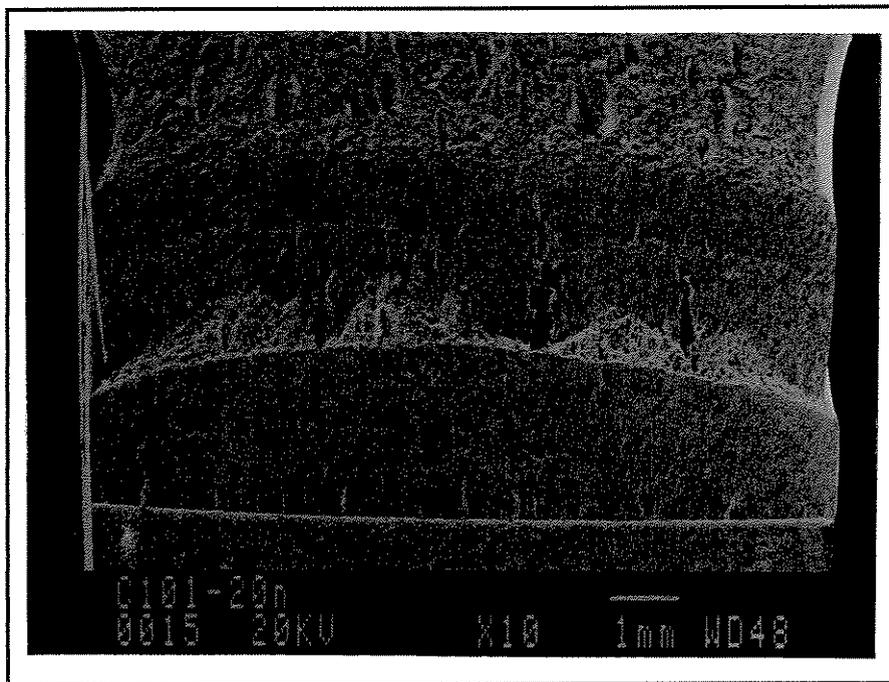


Figura 4.31- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C1 ensaiado na temperatura de -20°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).

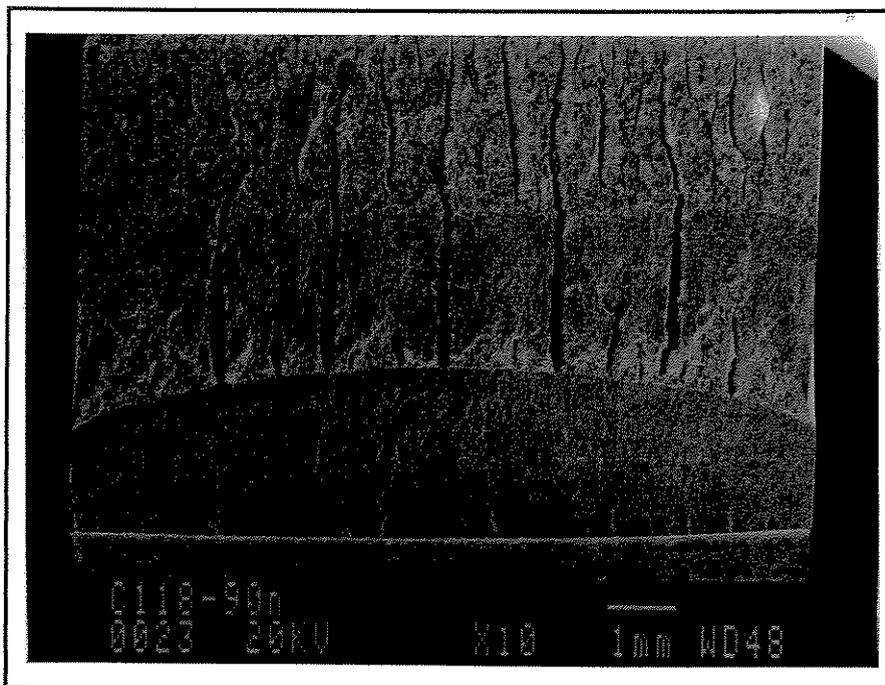


Figura 4.32- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C1 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).

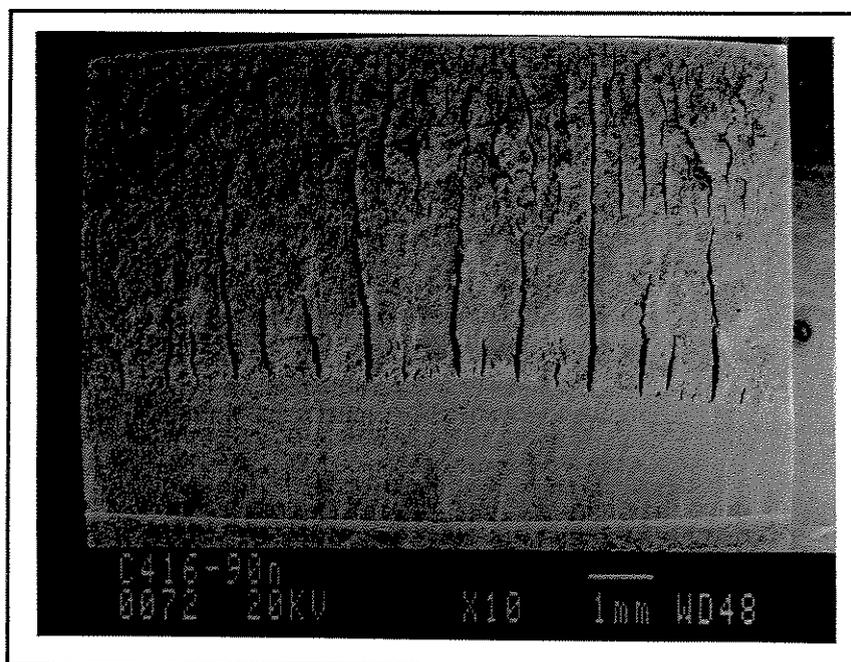


Figura 4.33- Superfície de fratura de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C4 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal).

A respeito do fenômeno das separações, algumas características específicas observadas serão mostradas nas Figuras 4.34, 4.35 (a e b) e 4.36. A Figura 4.34 mostra a observação de uma pequena delaminação em uma superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C3 ensaiado na temperatura de -90°C , onde se observa um aspecto liso das superfícies internas da delaminação e alvéolos no plano principal de fratura, conforme observado por JACKSON & MATTHEWS [1991] e também citado por CESCÓN [1986].

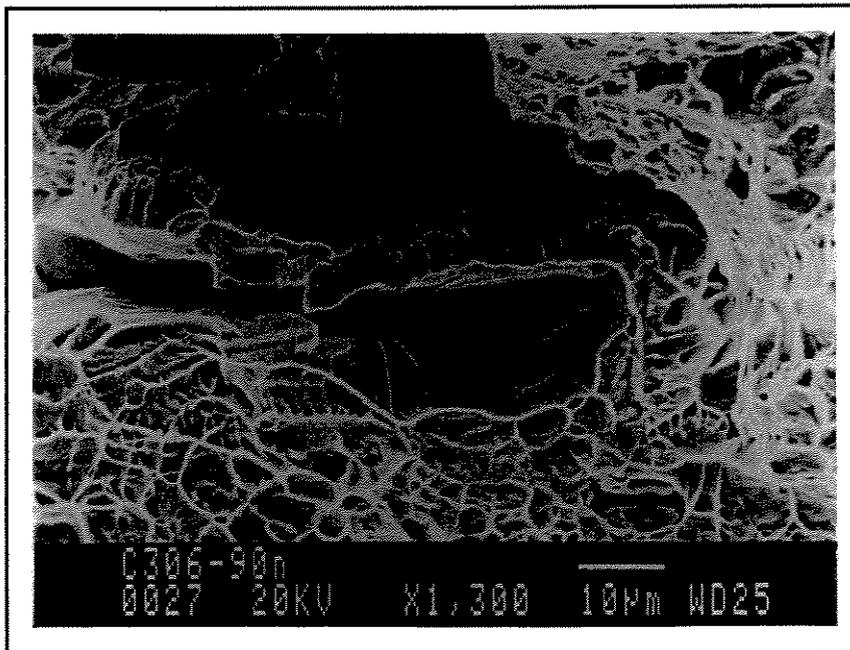


Figura 4.34- Superfície de fratura de um corpo de prova de tração da condição C3 ensaiado na temperatura de -90°C (observação do plano de fratura L, com a direção T na horizontal e a direção S na vertical).

A Figura 4.35 (a) apresenta uma observação feita em uma superfície de um corpo de prova de tenacidade à fratura da condição C1 ensaiado a -50°C e a Figura 4.35 (b) uma superfície de um corpo de prova de impacto também da condição C1 ensaiado a -90°C . As duas superfícies são similares, sendo observado um maior avanço da trinca no plano principal de fratura na região central das separações, visto a maior triaxialidade de tensões nessa região. Verifica-se também que novas separações parecem ser geradas nessa região central com o aumento das tensões transversais, conforme exposto por ZOK & EMBURY [1990]. Isso pode ser observado com melhor definição na Figura 4.32, onde, considerando a ocorrência da delaminação como função de tensões transversais geradas na frente de entalhes, como a pré-trinca de fadiga no corpo de

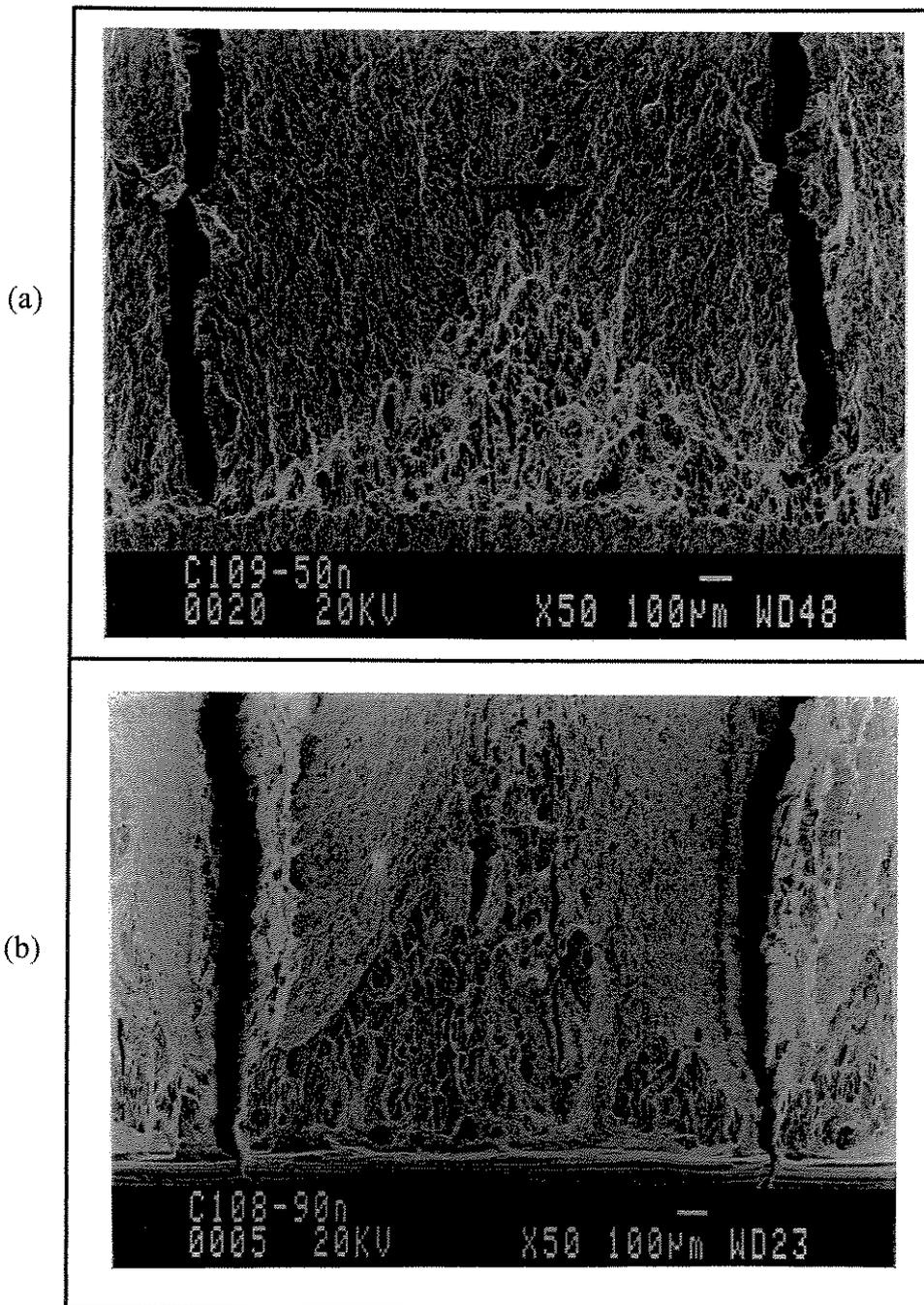


Figura 4.35- Superfície de fratura de corpos de prova da condição C1 (observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na vertical e a direção S na horizontal), sendo: (a) tenacidade à fratura ensaiado a -50°C , (b) impacto Charpy ensaiado a -90°C .

prova de tenacidade à fratura, verifica-se o posicionamento da primeira separação na região mais central do corpo de prova, sendo em seguida geradas duas novas separações no centro dessas duas novas regiões, considerando como superfícies livres a primeira separação e as laterais do corpo de prova, e assim sucessivamente. HERTZBERG [1996b] cita que quando a delaminação

ocorre, a espessura efetiva do corpo de prova é reduzida, desde que σ_z diminua para zero em cada delaminação. Isso depende da orientação da delaminação em relação ao plano de fratura.

A Figura 4.36 mostra uma observação por meio de microscopia ótica de uma superfície de fratura de um corpo de prova de impacto que foi embutido e lixado até certo ponto, de modo que ainda era possível observar as trincas de delaminação perpendiculares ao plano de fratura e também revelar a microestrutura do material por meio de um ataque como o KOH eletrolítico. Nessa micrografia da Figura 4.36, observa-se que a separação, com aparência escura (cheia de baquelite), está associada à fase ferrita (amarelo/marrom), que no caso também apresenta algumas fases intermetálicas precipitadas (fase escura). Observa-se também que a austenita (fase clara) foi eficiente para restringir o crescimento dessa separação em particular. ERAUZKIN & IRISARRI [1991] sugerem a delaminação ao longo de interfaces α/γ , o que, entretanto, não foi observado neste trabalho, o que também não quer dizer que não possa ter ocorrido.

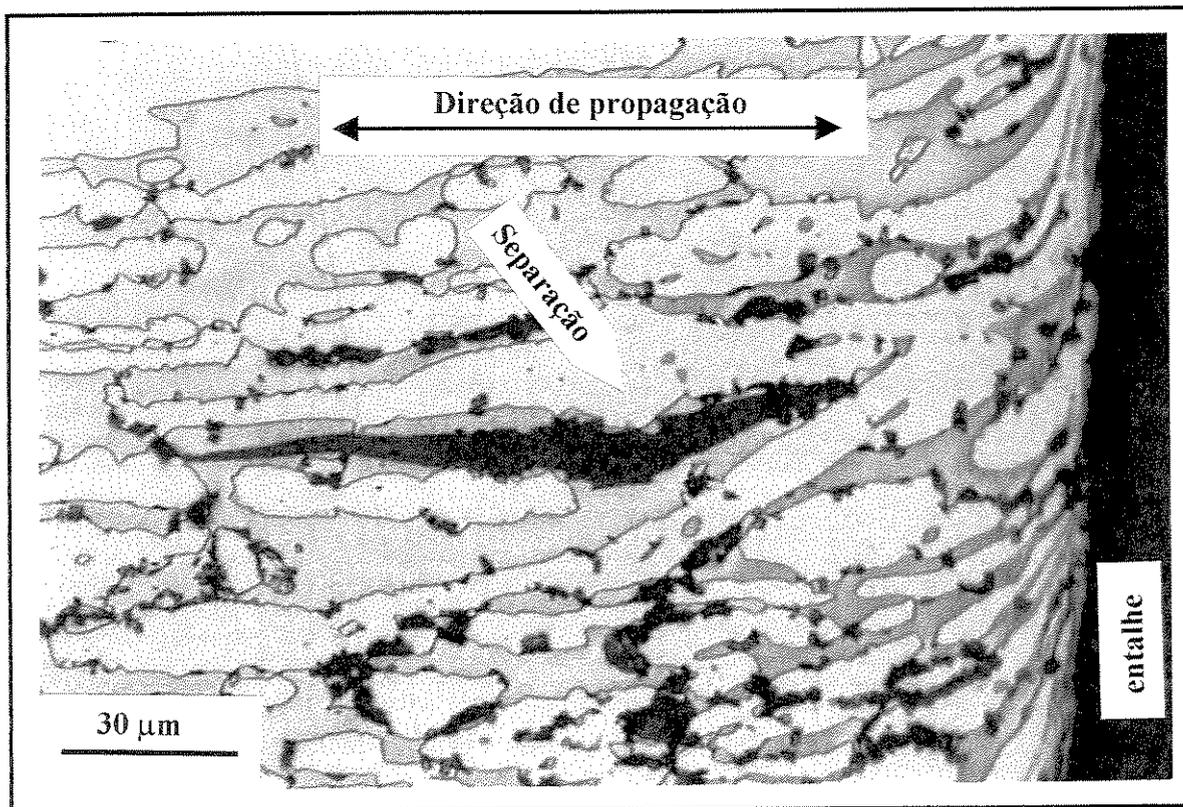


Figura 4.36- Superfície de fratura de um corpo de prova de impacto da condição C4 pela observação do plano de fratura L, com a direção de propagação da trinca T na horizontal e a direção S na vertical.

4.4 Comportamento mecânico

O estudo do comportamento mecânico foi feito com a obtenção de parâmetros das propriedades normalmente utilizados e também com outros não normalmente relatados. Em relação ao ensaio de tração, por exemplo, a motivação para isso é que calculando somente o limite de escoamento, o limite de resistência à tração, o alongamento total e a redução de área, como usualmente é feito, estão sendo desperdiçadas informações fornecidas pelo ensaio. Isso pode ocorrer quando se está verificando a influência de uma determinada variável microestrutural nas propriedades de um material e essa propriedade não é influenciada por essa alteração microestrutural. No caso específico do aço inoxidável duplex deste trabalho, sabe-se, por exemplo, que o limite de resistência à tração não é muito influenciado pela precipitação da fase Sigma. Assim, espera-se verificar com a obtenção de mais parâmetros das propriedades mecânicas para o aço inoxidável do tipo 2205, quais serão sensíveis o suficiente para captar a influência da temperatura de ensaio e da precipitação de fases fragilizantes. Isso poderá ser útil para uma melhor definição de quais ensaios deverão ser realizados e quais parâmetros analisados, por exemplo, ao final de um procedimento de soldagem ou para serem adicionados aos já especificados no certificado do produto, conforme aspectos levantados por DAVISON & REDMOND [1990] quanto às especificações do material.

4.4.1 Ensaio de tração

A Tabela 4.9 apresenta os valores obtidos para os parâmetros das propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803 no ensaio de tração para as diversas condições microestruturais analisadas. Está sendo apresentada a média \pm o desvio padrão encontrado para o parâmetro. O número de corpos de prova válidos utilizados no cálculo também está indicado.

Com relação aos parâmetros de resistência mecânica ($S_{y0,2}$, $S_{y1,0}$, S_u , σ_f , σ_n) obtidos por meio dos ensaios de tração neste trabalho, observa-se, pelos valores da Tabela 4.9, que todos são aumentados com a redução da temperatura para quaisquer das condições microestruturais. Esse comportamento para o $S_{y0,2}$ e S_u está de acordo com o descrito por Floreen & Hayden (1968) [SOLOMON & DEVINE, 1983].

Tabela 4.9- Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para o aço inoxidável duplex 2205.

Condição	Temperatura °C (K)	Número de corpos de prova	Parâmetros analisados				
			$S_{y0,2}$ (MPa)	$S_{y1,0}$ (MPa)	S_u (MPa)	σ_f (MPa)	σ_h (MPa)
C0	+24 (297)	5	516 ± 5	569 ± 1	741 ± 3	1501 ± 171	914 ± 11
	-20 (253)	3	581 ± 7	632 ± 8	813 ± 6	1719 ± 122	1000 ± 7
	-50 (223)	3	621 ± 16	685 ± 5	868 ± 6	1815 ± 46	1068 ± 25
	-90 (183)	5	693 ± 11	764 ± 9	966 ± 4	2110 ± 57	1178 ± 13
C1	+24 (297)	5	471 ± 3	542 ± 3	732 ± 7	1300 ± 123	903 ± 10
	-20 (253)	2	541 ± 14	613 ± 3	821 ± 12	1602 ± 65	1020 ± 10
	-50 (223)	4	581 ± 9	658 ± 5	872 ± 6	1649 ± 85	1082 ± 8
	-90 (183)	3	656 ± 19	738 ± 5	961 ± 4	1894 ± 77	1292 ± 35
C2	+24 (297)	6	475 ± 6	544 ± 4	742 ± 6	1245 ± 52	914 ± 8
	-20 (253)	1	508	615	829	1431	1036
	-50 (223)	4	572 ± 6	658 ± 6	884 ± 6	1588 ± 56	1098 ± 13
	-90 (183)	3	637 ± 8	735 ± 8	978 ± 3	1704 ± 35	1356 ± 11
C3	+24 (297)	5	473 ± 6	548 ± 4	743 ± 5	1154 ± 66	911 ± 9
	-20 (253)	2	596 ± 47	640 ± 24	840 ± 5	1387 ± 42	1027 ± 1
	-50 (223)	4	570 ± 8	667 ± 3	892 ± 3	1506 ± 34	1109 ± 7
	-90 (183)	4	651 ± 5	745 ± 7	990 ± 8	1633 ± 14	1362 ± 14
C4	+24 (297)	6	473 ± 5	552 ± 2	743 ± 4	1107 ± 33	906 ± 9
C5	+24 (297)	5	486 ± 12	579 ± 9	761 ± 6	1037 ± 53	909 ± 9
	-50 (223)	3	558 ± 17	675 ± 21	901 ± 6	1215 ± 5	1088 ± 11
	-90 (183)	2	663 ± 9	769 ± 12	979 ± 5	1239 ± 75	1176 ± 22

Tabela 4.9- Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para o aço inoxidável duplex 2205 (continuação).

Condição	Temperatura °C (K)	Número de corpos de prova	Parâmetros analisados			
			El_L (%)	El_H (%)	El_e (%)	W_T (J)
C0	+24 (297)	5	38,8 ± 0,7	23,4 ± 1,0	15,5 ± 0,8	124,2 ± 3,5
	-20 (253)	3	38,9 ± 0,5	23,0 ± 0,3	15,9 ± 0,8	138,0 ± 4,4
	-50 (223)	3	38,8 ± 4,3	23,0 ± 2,1	15,7 ± 2,2	148,1 ± 21,1
	-90 (183)	5	38,2 ± 1,7	22,0 ± 1,0	16,2 ± 1,0	163,8 ± 7,9
C1	+24 (297)	5	36,1 ± 0,6	23,4 ± 0,6	12,7 ± 0,7	116,6 ± 2,1
	-20 (253)	2	38,3 ± 1,3	24,2 ± 0,6	14,1 ± 0,7	140,8 ± 1,6
	-50 (223)	4	40,9 ± 0,4	24,1 ± 0,4	16,8 ± 0,3	159,4 ± 1,7
	-90 (183)	3	46,7 ± 1,1	34,4 ± 3,2	12,3 ± 2,2	204,7 ± 4,8
C2	+24 (297)	6	34,4 ± 0,3	23,2 ± 0,5	11,2 ± 0,5	112,9 ± 1,9
	-20 (253)	1	36,6	24,9	11,7	133,5
	-50 (223)	4	38,8 ± 0,2	24,3 ± 0,6	14,5 ± 0,6	152,2 ± 1,0
	-90 (183)	3	46,8 ± 0,7	38,6 ± 0,7	8,2 ± 0,6	209,3 ± 3,8
C3	+24 (297)	5	32,0 ± 0,6	22,7 ± 0,6	9,3 ± 0,4	105,7 ± 2,4
	-20 (253)	2	33,3 ± 2,1	22,3 ± 0,8	11,1 ± 1,3	122,2 ± 7,5
	-50 (223)	4	35,7 ± 0,7	24,3 ± 0,7	11,4 ± 0,3	144,2 ± 2,1
	-90 (183)	4	44,1 ± 1,6	37,6 ± 0,8	6,5 ± 1,3	198,8 ± 7,1
C4	+24 (297)	6	29,9 ± 1,6	22,0 ± 0,9	7,9 ± 1,1	97,0 ± 5,4
C5	+24 (297)	5	24,9 ± 1,2	19,4 ± 1,0	5,5 ± 1,1	85,9 ± 3,7
	-50 (223)	3	24,8 ± 0,8	20,8 ± 0,9	4,0 ± 1,1	100,5 ± 3,1
	-90 (183)	2	22,4 ± 3,6	20,2 ± 2,9	2,2 ± 0,8	100,1 ± 17,5

Tabela 4.9- Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para o aço inoxidável duplex 2205 (continuação).

Condição	Temperatura °C (K)	Número de corpos de prova	Parâmetros analisados			
			RA (%)	RA _n (%)	W _m (J)	I _T (J.mm ⁻²)
C0	+24 (297)	5	79,3 ± 2,2	74,4 ± 2,6	49,0 ± 2,5	3,18 ± 0,14
	-20 (253)	3	73,1 ± 2,5	67,0 ± 3,1	57,2 ± 4,0	3,70 ± 0,21
	-50 (223)	3	70,5 ± 0,3	63,7 ± 0,8	60,7 ± 11,0	3,94 ± 0,71
	-90 (183)	5	68,5 ± 1,2	61,6 ± 1,3	71,6 ± 4,5	4,60 ± 0,31
C1	+24 (297)	5	62,6 ± 3,1	53,9 ± 3,9	42,5 ± 2,3	2,75 ± 0,13
	-20 (253)	2	62,0 ± 3,3	52,8 ± 3,9	54,1 ± 0,9	3,50 ± 0,08
	-50 (223)	4	60,2 ± 3,1	50,6 ± 3,7	68,4 ± 0,5	4,45 ± 0,03
	-90 (183)	3	58,5 ± 1,7	44,3 ± 1,6	56,4 ± 9,7	3,96 ± 0,59
C2	+24 (297)	6	55,0 ± 0,8	44,6 ± 1,1	38,8 ± 2,0	2,51 ± 0,11
	-20 (253)	1	53,8	42,3	44,8	2,98
	-50 (223)	4	53,6 ± 2,3	42,4 ± 3,2	60,2 ± 2,2	3,97 ± 0,10
	-90 (183)	3	50,6 ± 1,7	31,6 ± 2,1	39,3 ± 2,5	2,85 ± 0,17
C3	+24 (297)	5	48,7 ± 2,0	37,0 ± 2,5	33,1 ± 1,2	2,13 ± 0,08
	-20 (253)	2	47,3 ± 1,8	35,5 ± 1,8	43,0 ± 5,0	2,83 ± 0,33
	-50 (223)	4	46,9 ± 0,9	33,9 ± 0,8	49,1 ± 1,3	3,19 ± 0,09
	-90 (183)	4	43,3 ± 1,9	22,0 ± 2,6	32,1 ± 5,7	2,32 ± 0,41
C4	+24 (297)	6	43,1 ± 3,5	30,6 ± 4,0	28,5 ± 3,6	1,82 ± 0,23
C5	+24 (297)	5	32,4 ± 2,8	19,3 ± 3,3	21,0 ± 4,0	1,30 ± 0,24
	-50 (223)	3	27,6 ± 1,1	12,6 ± 1,6	19,0 ± 4,6	1,20 ± 0,28
	-90 (183)	2	22,0 ± 4,7	6,3 ± 3,4	11,9 ± 4,2	0,75 ± 0,27

Tabela 4.9- Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para o aço inoxidável duplex 2205 (continuação).

Condição	Temperatura °C (K)	Número de corpos de prova	Parâmetros analisados			
			n	k (MPa)	n_i	k_i (MPa)
C0	+24 (297)	5	0,177 ± 0,001	1172 ± 5	0,152 ± 0,001	1084 ± 3
	-20 (253)	3	0,172 ± 0,006	1279 ± 7	0,146 ± 0,003	1180 ± 4
	-50 (223)	3	0,165 ± 0,001	1349 ± 7	0,139 ± 0,002	1245 ± 7
	-90 (183)	5	0,160 ± 0,003	1491 ± 7	0,135 ± 0,004	1380 ± 10
C1	+24 (297)	5	0,185 ± 0,002	1172 ± 14	0,160 ± 0,002	1088 ± 14
	-20 (253)	2	0,181 ± 0,004	1305 ± 26	0,156 ± 0,003	1210 ± 23
	-50 (223)	4	0,173 ± 0,002	1372 ± 13	0,151 ± 0,002	1280 ± 13
	-90 (183)	3	0,161 ± 0,002	1476 ± 6	0,142 ± 0,002	1392 ± 4
C2	+24 (297)	6	0,186 ± 0,001	1194 ± 10	0,163 ± 0,001	1111 ± 10
	-20 (253)	1	0,181	1318	0,161	1238
	-50 (223)	4	0,175 ± 0,002	1396 ± 13	0,154 ± 0,002	1310 ± 14
	-90 (183)	3	0,161 ± 0,002	1489 ± 4	0,144 ± 0,001	1415 ± 5
C3	+24 (297)	5	0,183 ± 0,001	1191 ± 9	0,160 ± 0,002	1110 ± 9
	-20 (253)	2	0,174 ± 0,006	1324 ± 4	0,151 ± 0,006	1234 ± 6
	-50 (223)	4	0,171 ± 0,001	1402 ± 4	0,151 ± 0,001	1321 ± 6
	-90 (183)	4	0,156 ± 0,001	1495 ± 11	0,141 ± 0,001	1426 ± 13
C4	+24 (297)	6	0,177 ± 0,002	1179 ± 6	0,156 ± 0,002	1123 ± 40
C5	+24 (297)	5	0,165 ± 0,004	1195 ± 5	0,146 ± 0,003	1127 ± 4
	-50 (223)	3	0,155 ± 0,003	1385 ± 3	0,137 ± 0,003	1313 ± 5
	-90 (183)	2	0,138 ± 0,001	1461 ± 6	0,123 ± 0,002	1393 ± 1

Observação: Estão apresentados os valores para a média ± o desvio padrão.

Em relação ao módulo de elasticidade (E), não indicado na Tabela 4.9, verificou-se que ele apresentou neste trabalho, considerando todas as condições microestruturais, os valores de $189,4 \pm 19,3$ GPa (média \pm desvio-padrão) para os ensaios a 24°C , de $183 \pm 28,7$ GPa para os ensaios a -20°C , de $189,4 \pm 30,9$ para os ensaios a -50°C e de $186,6 \pm 31,7$ para os ensaios a -90°C . Observa-se que não houve variação significativa da média desses valores com relação da temperatura de ensaio, sendo o mesmo válido para a influência das fases frágeis. Entretanto, observa-se também um maior desvio-padrão para esse parâmetro em relação aos outros parâmetros determinados pelo ensaio de tração. Visto o grande desvio apresentado, resolveu-se adotar, com base nos valores apresentados nas referências consultadas, um único valor para o E igual a 196 GPa para o cálculo dos parâmetros de tenacidade à fratura, independente da temperatura de ensaio, considerando que pequenas variações no módulo de elasticidade com a temperatura representariam alterações não significativas nos valores de tenacidade à fratura calculados.

A Figura 4.37 mostra os parâmetros $S_{y0,2}$, $S_{y1,0}$, S_u , σ_f e σ_n da condição C0 (transformados em valores adimensionais por meio de sua divisão pelo valor do respectivo parâmetro na temperatura de $+24^{\circ}\text{C}$) em função da temperatura de ensaio, onde se visualiza o sensível aumento da resistência mecânica com a diminuição da temperatura de ensaio, sendo esse fato normalmente explicado pela sensibilidade da ferrita (CCC) à variação da temperatura.

Vale ressaltar que as condições C1, C2 e C3 apresentam um significativo aumento da tensão verdadeira de início da estricção (σ_n) em relação às outras condições, na faixa de temperatura entre -50°C e -90°C , como mostra o gráfico da Figura 4.38. Na Figura 4.38, os valores de σ_n foram transformados em valores adimensionais por meio da divisão pelo valor da respectiva condição na temperatura ambiente ($+24^{\circ}\text{C}$). Esse comportamento está relacionado ao maior alongamento uniforme dessas condições na temperatura de -90°C . Para aproximadamente uma mesma carga de início da estricção, verificada para todas as condições em uma mesma temperatura de ensaio, o alongamento uniforme maior representa uma menor seção transversal que implicará maiores valores de σ_n .

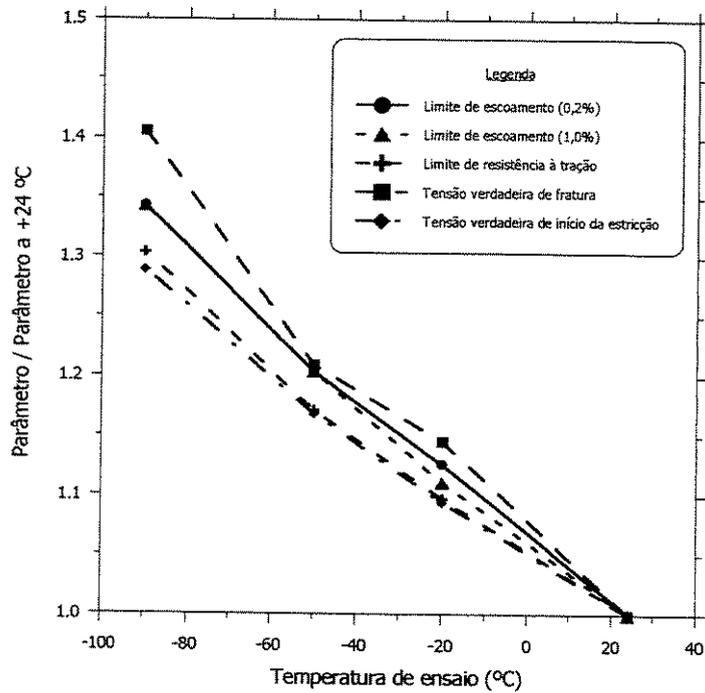


Figura 4.37- Parâmetros de resistência mecânica em função da temperatura de ensaio para a condição C0.

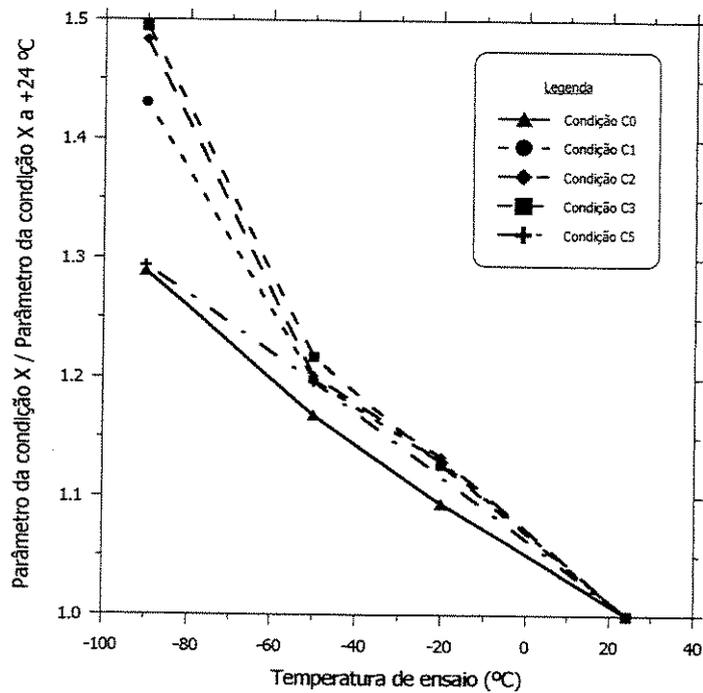


Figura 4.38- σ_n em função da temperatura de ensaio para as condições C0, C1, C2, C3 e C5.

Com relação à influência da precipitação de fases intermetálicas na resistência mecânica, verifica-se na Tabela 4.9, como era esperado, que os limites de escoamento e resistência à tração não sofrem alterações significativas entre as condições microestruturais. A Figura 4.39 apresenta esses parâmetros em função da porcentagem de fases fragilizantes para as temperaturas de ensaio de +24°C e -50°C. A pequena redução inicial verificada para o limite de escoamento com o tratamento para a precipitação das fases frágeis (da condição C0 para C1) é justificada pelo alívio das tensões residuais geradas no resfriamento brusco do tratamento de solubilização (função da diferença entre os coeficientes de dilatação da austenita e da ferrita) [REICK, 1993 *apud* ROSSITTI, 1999]. Em relação à σ_n , verifica-se, como para S_y e S_u , que ela não é influenciada pela precipitação de fases frágeis, exceto para os valores desse parâmetro ensaiados a -90°C para as condições C1, C2 e C3, sendo que, nesse caso, o efeito é da temperatura do ensaio, e não da FV de Sigma e Chi, conforme citado anteriormente.

No tocante à tensão verdadeira de fratura, observa-se na Tabela 4.9 que ela reduz com o aumento da fração de fases intermetálicas precipitadas, considerando-se uma mesma temperatura de ensaio, refletindo desse modo a fragilização do material pela precipitação das fases Sigma e Chi. A Figura 4.40 mostra um gráfico da σ_f em função da FV das fases precipitadas para as quatro temperaturas de ensaio.

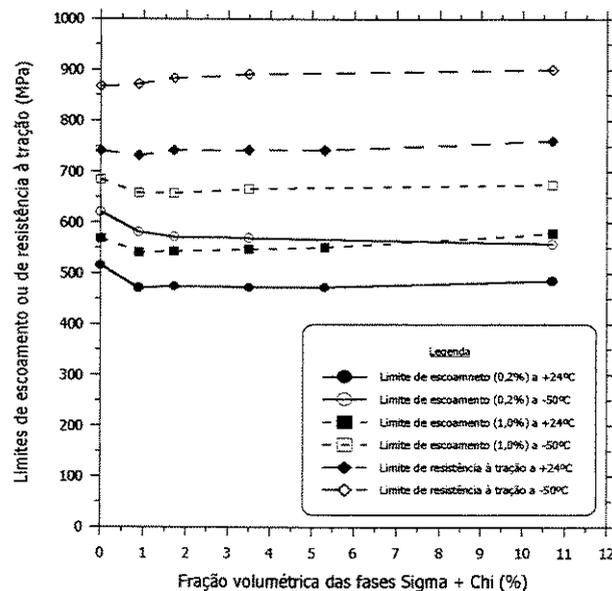


Figura 4.39- $S_{y0,2}$, $S_{y1,0}$ e S_u em função da FV de fases frágeis para ensaios a +24°C e -50°C.

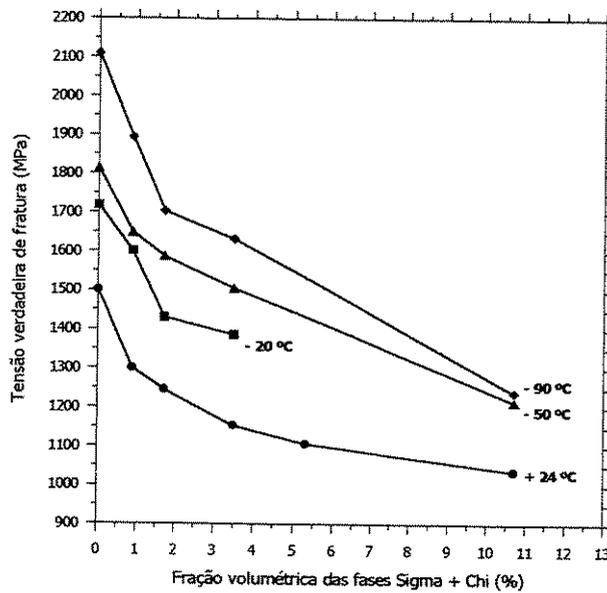


Figura 4.40- σ_f em função da FV das fases precipitadas para as quatro temperaturas de ensaio.

Portanto, observa-se que esses parâmetros de resistência mecânica ($S_{y0,2}$, $S_{y1,0}$, S_u , σ_f , σ_n) obtidos no ensaio de tração, são influenciados pela temperatura de ensaio, sendo que somente a tensão verdadeira de fratura (σ_f) apresenta uma tendência de queda com o aumento da FV das fases precipitadas. Isso se deve provavelmente ao fato de σ_f ser, dos parâmetros de resistência calculados, o único que é influenciado pelo estado de tensões triaxial gerado na estrição, que evidencia o efeito da fase Sigma. A pouca sensibilidade da resistência à tração à presença de fases intermetálicas no aço inoxidável duplex SAF 2205 foi também verificada por JACKSON & MATTHEWS [1991] e o aumento dos parâmetros de resistência com a diminuição da temperatura verificado por DLOUHÝ *et al.* [1996].

Em se tratando dos parâmetros de ductilidade avaliados nos ensaios de tração neste trabalho, ou seja, El_t , El_u , El_e , RA e RA_n , verifica-se pela observação da Tabela 4.9 que eles foram, em geral, mais sensíveis à influência das fases frágeis do que à variação da temperatura, exceto para o alongamento uniforme nas condições C1, C2 e C3 para os ensaios realizados na temperatura de -90°C . As Figuras 4.41 e 4.42 mostram, respectivamente, os parâmetros de alongamento uniforme e alongamento na estrição em função da temperatura de ensaio para as condições analisadas, onde se pode observar uma pequena variação do alongamento uniforme com a temperatura de ensaio, exceto para as condições C1, C2 e C3 a -90°C (Figura 4.41).

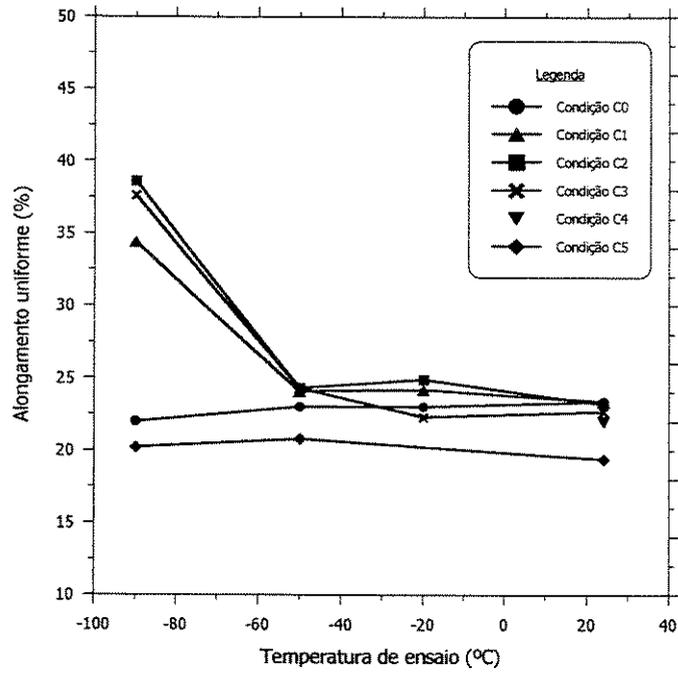


Figura 4.41- Alongamento uniforme em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais analisadas neste trabalho.

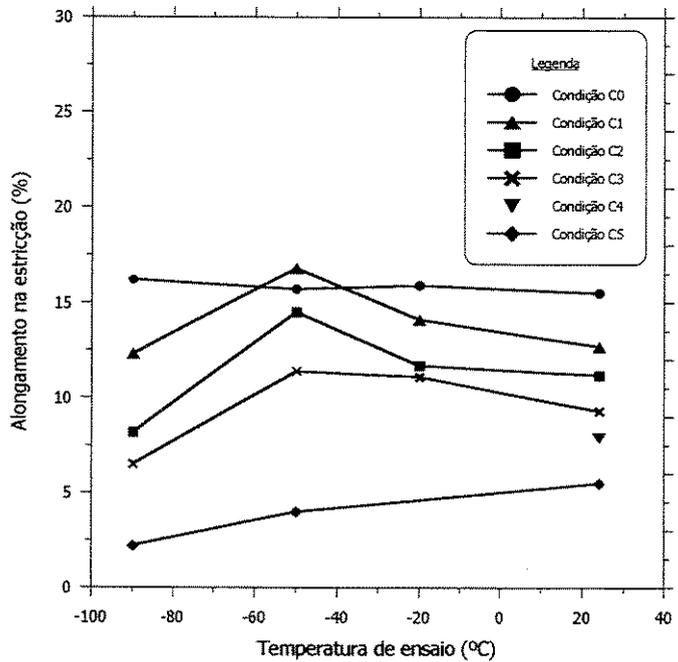


Figura 4.42- Alongamento na estrição em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais analisadas neste trabalho.

Em relação ao alongamento na estrição, Figura 4.42, verifica-se que ele é estável para a condição C0, apresenta uma tendência de aumento para as condições C1, C2 e C3 até a temperatura de -50°C , com queda posterior na temperatura de -90°C , e mostra uma tendência de redução para a condição C5 com a redução da temperatura.

Sendo assim, verifica-se que o significativo aumento do alongamento total no ensaio de tração para as condições C1, C2 e C3 na temperatura de -90°C (Tabela 4.9), está relacionado principalmente ao aumento do alongamento uniforme. Do mesmo modo, verifica-se que a pequena tendência de aumento do alongamento total (Tabela 4.9) nas condições C1, C2 e C3 para as temperaturas de -20°C e -50°C está relacionado ao aumento do alongamento na estrição. Isso também pode ser verificado observando as Figuras 4.41 e 4.42 simultaneamente. As Figuras 4.43 e 4.44 mostram, respectivamente, as curvas obtidas no ensaio de tração para as condições C0 e C2, onde se pode visualizar o exposto acima, sendo que as Figuras 4.43 e 4.44 trazem a marcação do ponto de definição da carga máxima, utilizado para dividir o alongamento em El_u e El_e .

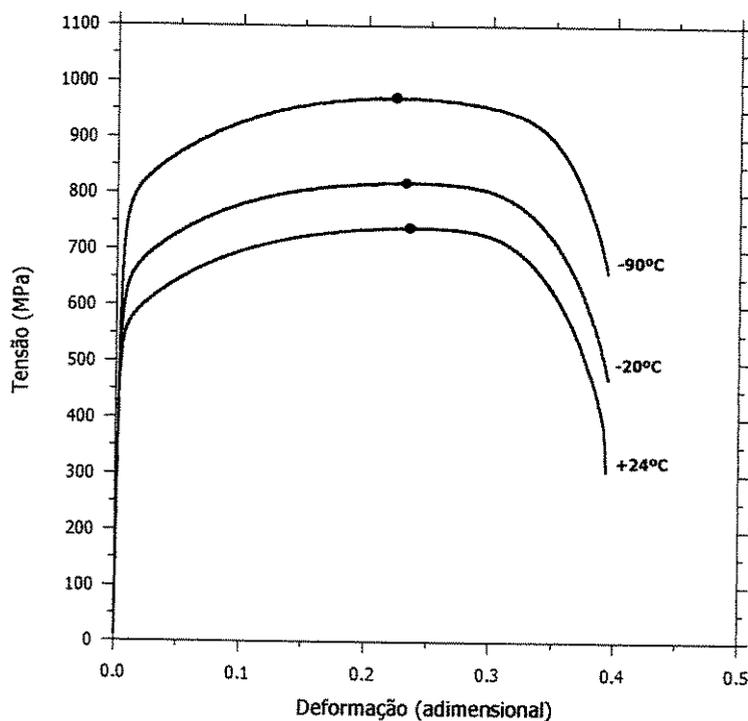


Figura 4.43- Curva da tensão em função da deformação para a condição C0 ensaiada nas temperaturas de $+24^{\circ}\text{C}$, -20°C e -90°C , com a definição da carga máxima.

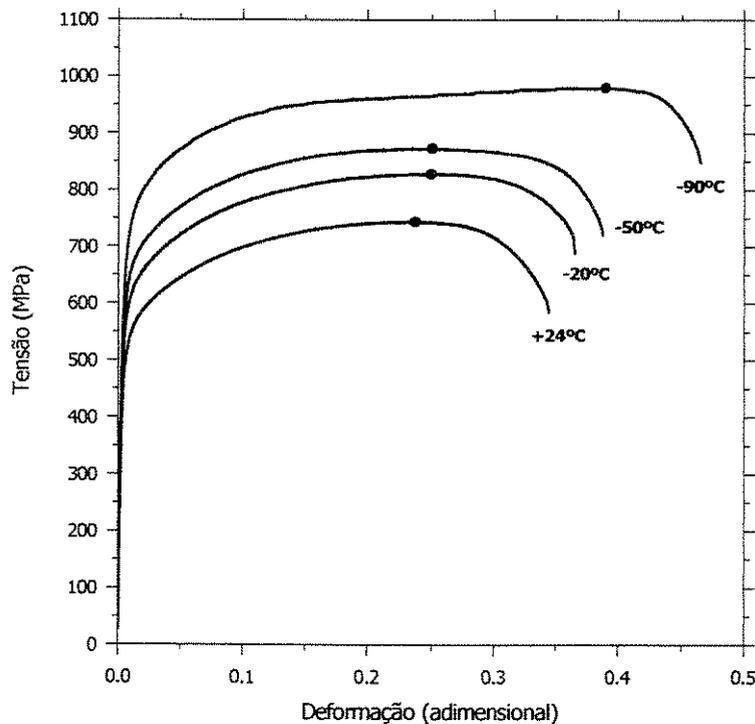


Figura 4.44- Curva da tensão em função da deformação para a condição C2 ensaiada nas temperaturas de +24°C, -20°C, -50°C e -90°C, com a definição da carga máxima.

Esse aumento do alongamento poderia ser correlacionado, pelas variáveis envolvidas e observando o exposto por HE *et al.* [1999], com o aumento da fração volumétrica de austenita (fase mais tenaz) da condição C0 para C5 ou pela ocorrência de transformação martensítica na austenita. Entretanto, descarta-se a contribuição do aumento da fração de austenita porque, para ensaios em uma mesma temperatura (Figura 4.45), observa-se que o alongamento uniforme é praticamente constante para todas as condições, exceto na temperatura de - 90°C. Observa-se também, pelos dados da Tabela 4.9 e pela Figura 4.45, que o alongamento total apresenta uma tendência de redução de C0 para C5, em qualquer temperatura, pela contribuição da fragilização metalúrgica que reduz o alongamento na estricção, excetuando as condições C1, C2 e C3 a - 90°C. A fragilização pela presença de fases Sigma e Chi faz com que, mesmo o alongamento uniforme, apresente uma tendência de redução para a condição C5 que está altamente fragilizada. Sendo assim, atribui-se o aumento do alongamento, principalmente nas condições C1, C2 e C3 nos ensaios a -90°C, à transformação martensítica induzida por deformação da fase austenita. O aumento de fases magnéticas, conforme verificado no item 4.2.4 pela análise no ferritoscópio para a condição C2 a -90°C em relação à mesma condição ensaiada a +24°C, confirma essa

hipótese (martensita α'). Do mesmo modo, o não aumento do alongamento uniforme para a condição C0 está relacionado ao não aumento do magnetismo nessa condição microestrutural para ensaios a +24°C e -90°C, indicando que não houve transformação induzida por deformação (considerando que não ocorre transformação na temperatura ambiente [+24°C]). Isso também leva a crer que a transformação martensítica possa estar sendo realçada pela austenita secundária (γ_2), visto que ela pode apresentar diferenças de composição em relação à austenita primária (de acordo com CORTIE & JACKSON [1997]) e, conseqüentemente, diferente comportamento com relação à transformação martensítica induzida por deformação, já que a ocorrência dessa transformação está intimamente relacionada à composição química da fase austenita, conforme cita PADILHA & GUEDES [1994]. A condição C4 não foi ensaiada em baixas temperaturas, e para a condição C5 a fragilidade da microestrutura parece predominar sobre um possível efeito da plasticidade induzida por uma transformação martensítica na austenita durante a deformação. A tendência de aumento do El_e nas condições C1, C2 e C3 nas temperaturas de -20°C e -50°C pode ser atribuída também à transformação martensítica induzida por deformação na região da estricção, visto que essa transformação é afetada tanto pela temperatura quanto pela quantidade de deformação. Pode-se atribuir também o menor El_e das condições C1, C2 e C3 ensaiadas a -90°C ao fato da austenita dessas condições já ter sido parcialmente transformada em martensita α' . Vale ressaltar também que pode ter ocorrido uma transformação da austenita em martensita ϵ , o que, contudo, não pôde ser verificado com as técnicas de caracterização utilizadas.

O resultado apresentado pelo material auxiliar austenítico (ASTM F 138), ou seja, o aumento do alongamento uniforme nos ensaios realizados a -50°C e -90 °C, conforme verificado na Tabela A.2.2 do Anexo II, associado ao aparecimento de magnetismo na amostra ensaiada a -90°C (relacionado ao surgimento da martensita α') e ao não magnetismo desse mesmo material ensaiado a +24°C, conforme citado no item 4.2.4 deste trabalho, colabora para essa hipótese de transformação martensítica. Observou-se também que o aço auxiliar ferrítico (AISI 430) manteve o seu alongamento praticamente constante em toda a faixa de temperatura analisada, conforme verificado no Anexo II.

Entretanto, essa hipótese deve ser confirmada com um estudo mais detalhado dos mecanismos de deformação envolvidos, utilizando-se para isso ensaios interrompidos em

determinados níveis de deformação e em algumas temperaturas de ensaio, para as condições solubilizada e tratada (com no máximo 3 ou 4% de fases precipitadas para não fragilizar muito o material). Uma determinação das diferenças de composição entre γ e γ_2 também seria interessante, podendo-se correlacionar esses valores de composição com as expressões existentes para o cálculo de Md. Contudo, um estudo desse tipo requer, além das técnicas utilizadas neste trabalho, a utilização conjunta de outras técnicas de caracterização como, por exemplo, a dilatométrica (para estudar a reversão dessas transformações) a MET e a Microscopia de varredura por sonda mecânica (microscopia de força atômica e microscopia de força magnética), sendo essa última utilizada por VILELA *et al.* [2001] para caracterização de martensitas α' e ϵ em aços inoxidáveis austeníticos do tipo ABNT 304.

A Figura 4.45 mostra os parâmetros de alongamento em função da FV das fases frágeis obtidos nos ensaios a +24°C e -50°C. Pode-se observar uma estabilidade do El_u em função das fases frágeis e uma tendência de queda dos El_t e El_e com o aumento da FV das fases Sigma e Chi, sendo a redução do El_t atribuída à redução do El_e , visto a maior sensibilidade à presença da fase Sigma na região da estrição, devido ao estado de tensões nessa região.

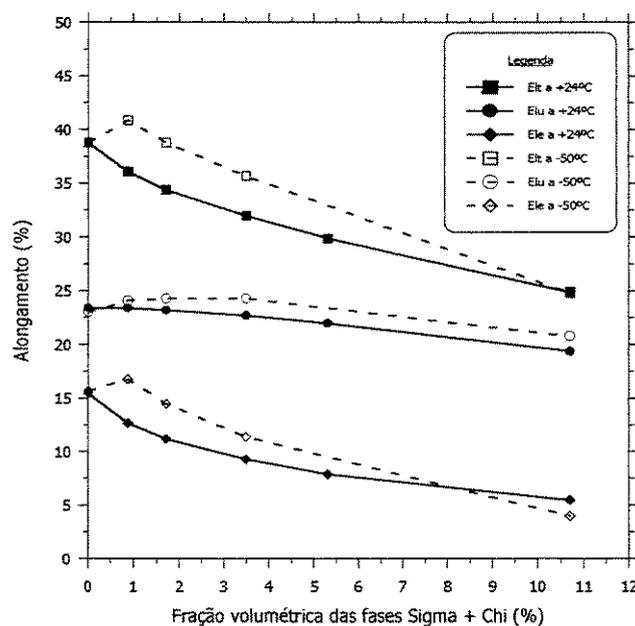


Figura 4.45- Parâmetros de alongamento em função da FV das fases frágeis para os ensaios nas temperaturas de +24°C e -50°C.

A Figura 4.46 mostra os parâmetros de redução de área em função da temperatura de ensaio, para as condições C0, C2 e C5, e a Figura 4.47 os parâmetros RA e RA_n e em função da porcentagem de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio analisadas. Pode-se observar, nas Figuras 4.46 e 4.47, uma maior influência da FV das fases Sigma e Chi na redução de área, em relação ao efeito da redução da temperatura de ensaio, considerando as faixas de temperatura e precipitação analisadas. A pequena influência da temperatura na redução de área, considerando a faixa de temperatura analisada, foi também verificada por HE *et al.* [1999]. A influência da precipitação de fases frágeis no alongamento total e na redução de área de aços inoxidáveis superduplex foi verificada por WILMS *et al.* [1991], sendo esses parâmetros de ductilidade reduzidos com o aumento da fração volumétrica de fases frágeis, nesse caso avaliado pelo aumento do tempo de envelhecimento.

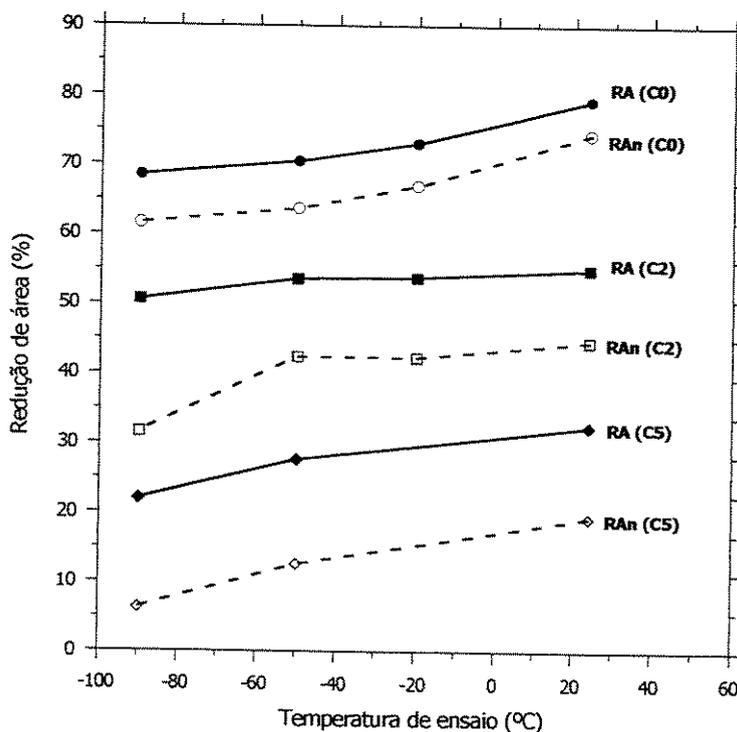


Figura 4.46- Parâmetros de redução de área em função da temperatura de ensaio para as condições C0, C2 e C5.

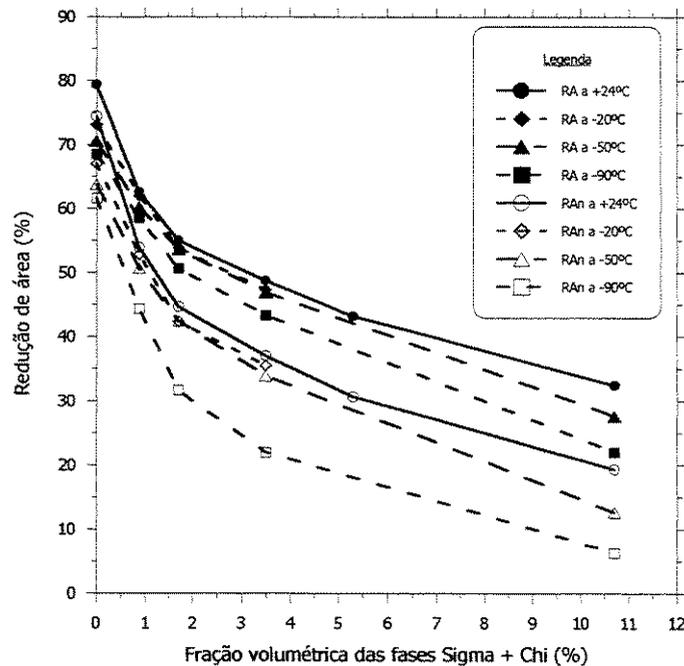


Figura 4.47- Parâmetros RA e RA_n e em função da porcentagem de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio analisadas.

Outro fato que pode ser observado em relação à ductilidade diz respeito à sensibilidade dos seus parâmetros à influência das fases frágeis. As Figuras 4.48 e 4.49 mostram, respectivamente, a influência da FV das fases fragilizantes nos cinco parâmetros de ductilidade para as temperaturas de +24°C e -50°C, sendo os valores dos parâmetros transformados em valores adimensionais por meio da sua divisão pelo valor do parâmetro (El_t ou El_u ou El_e ou RA ou RA_n) na condição C0 na temperatura de +24°C (Figura 4.48) ou -50°C (Figura 4.49). Pode-se observar nas Figuras 4.48 e 4.49 uma maior sensibilidade dos parâmetros de redução de área (RA e RA_n) e do alongamento na estricção (El_e), em relação aos alongamentos total (El_t) e uniforme (El_u), na verificação da influência das fases frágeis. Quanto aos parâmetros de redução de área, RA_n apresenta-se um pouco mais sensível que RA. O parâmetro menos sensível foi o alongamento uniforme seguido do alongamento total. Sendo assim, para a verificação da influência das fases Sigma e Chi nesse material, deve-se dar preferência, em termos dos parâmetros de ductilidade, aos de redução de área e ao alongamento na estricção, em detrimento dos alongamentos total e uniforme. A melhor seqüência de análise, com base nesses resultados, seria calcular primeiramente o RA_n, seguido pelo RA e El_e, depois El_t e por último El_u. Vale observar que o parâmetro El_e pode ser calculado diretamente da curva obtida no ensaio de tração, sem a necessidade de se medir a área final do corpo de prova, sendo isso um ponto a favor para sua

utilização. O estado triaxial de tensões gerado na estricção pode ser considerado o responsável pela maior sensibilidade à precipitação das fases frágeis pelos parâmetros RA, RA_n e EI_e, em relação ao EI_t e EI_u.

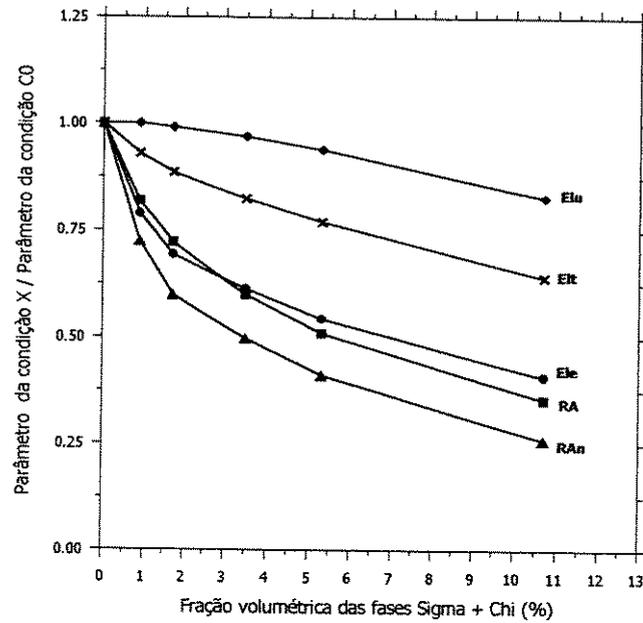


Figura 4.48- Parâmetros de ductilidade em função da FV das fases fragilizantes para ensaios realizados na temperatura de +24°C.

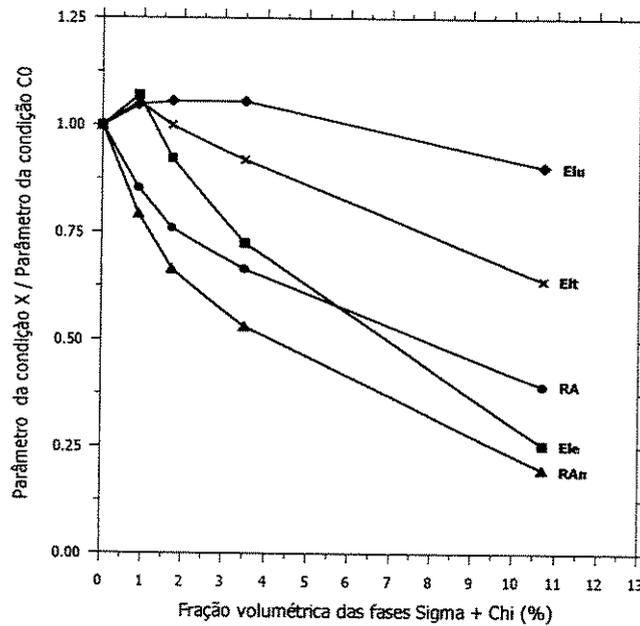


Figura 4.49- Parâmetros de ductilidade em função da FV das fases fragilizantes para ensaios realizados na temperatura de -50°C.

Em relação aos parâmetros de tenacidade calculados a partir do ensaio de tração (W_T , W_{pn} e Γ_f) e mostrados na Tabela 4.9, verifica-se que o W_T apresenta uma tendência de aumento com o abaixamento da temperatura, reflexo do aumento da resistência mecânica e manutenção do alongamento nos ensaios em baixas temperaturas, devido às alterações dos mecanismos de deformação. Com relação à precipitação das fases frágeis, o W_T apresenta uma tendência de redução para as condições com maior FV das fases Sigma e Chi, reflexo da fragilização provocada por essas fases. O parâmetro W_{pn} também apresenta uma tendência de redução com o aumento da FV das fases Sigma e Chi.

As Figuras 4.50 e 4.51 mostram o comportamento do parâmetro de tenacidade para fratura dúctil (Γ_f) em função da porcentagem de fases frágeis e da temperatura de ensaio, respectivamente. O aumento observado na Figura 4.50 para o Γ_f da condição C1 (0,88% de $\sigma + \chi$) em relação à condição C0 para o ensaio realizado a -50°C , é devido ao maior alongamento na estricção da condição C1 em relação a C0, que resulta em uma maior área sob a curva na região da estricção (W_{pn}), e conseqüentemente um maior Γ_f , já que as áreas da seção transversal no início da estricção (A_n) nesses dois casos são semelhantes (E_{lu} semelhantes).

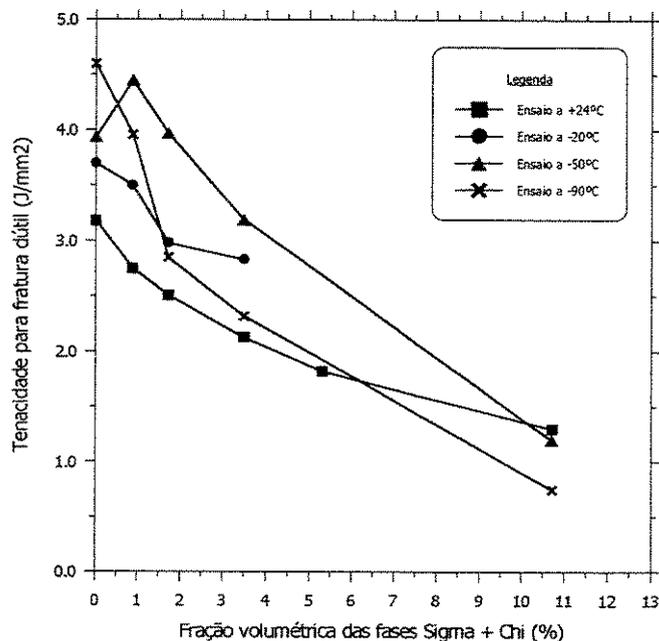


Figura 4.50- Parâmetro Γ_f em função da porcentagem de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio utilizadas.

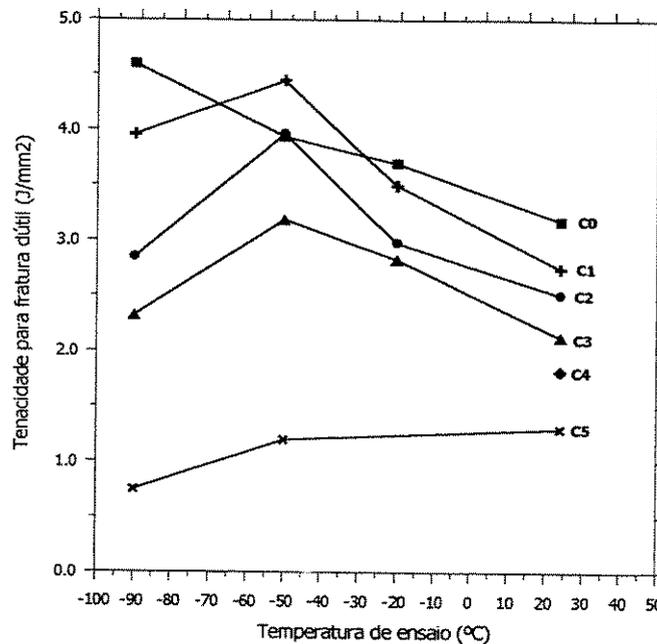


Figura 4.51- Parâmetro Γ_f em função da temperatura de ensaio para as condições analisadas.

Pode-se verificar pela análise das Figuras 4.50 e 4.51 que o parâmetro Γ_f é influenciado pela precipitação das fases Sigma e Chi e pela temperatura de ensaio, sendo que ele apresenta um comportamento uniforme para a influência da precipitação das fases frágeis, ou seja, tende a reduzir com o aumento da FV das fases fragilizantes, ao contrário do efeito da temperatura de ensaio que não é bem definido, sendo isso devido ao comportamento do alongamento na estrição. Observando que o valor de Γ_f é sensível à precipitação da fase Sigma para os ensaios realizados na temperatura ambiente (+24°C), considera-se que esse parâmetro pode ser utilizado para a determinação da tenacidade de juntas soldadas do aço inoxidável duplex, com os corpos de prova sendo retirados perpendicularmente ao cordão de solda, como proposto por RAY *et al.* [1993].

Com relação ao ajuste da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para o cálculo do expoente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (k) por meio da relação de Hollomon, mostrada na Equação 2.8, pode-se considerar que se obteve um bom ajuste dos pontos experimentais em todas as situações, como exemplificado na Figura 4.52 para a condição C0 ensaiada nas temperaturas de +24°C e -50°C, considerando a faixa de deformação verdadeira utilizada para a determinação desses parâmetros.

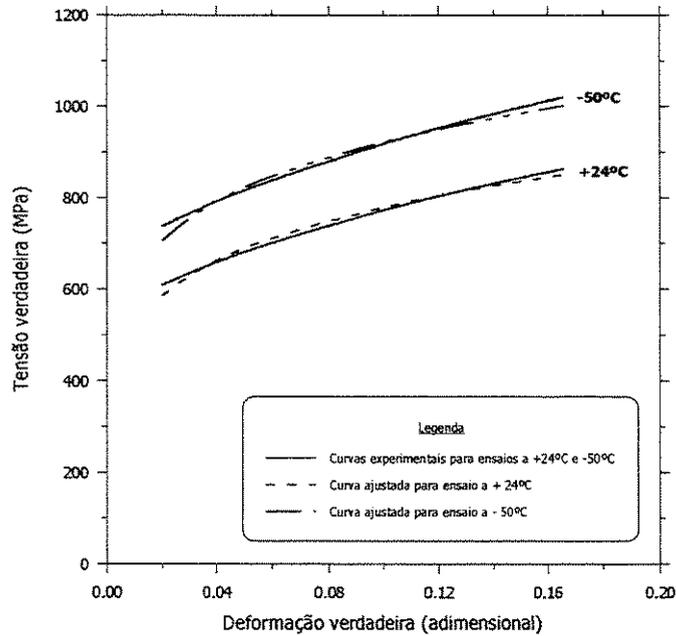


Figura 4.52- Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para a condição C0 ensaiada nas temperaturas de +24°C e -50°C mostrando a curva experimental e a curva ajustada pela utilização da equação de Hollomon.

Sendo assim, se for verificado o valor para os expoentes de encruamento (n) na Tabela 4.9 será observado que seus valores reduzem com o abaixamento da temperatura, independente do intervalo de deformação considerado no seu cálculo (n de 1% a 18% ou n_1 de 1% a 10%). Com relação às fases frágeis, o expoente n apresenta uma tendência de aumento da condição C0 para C2 e de queda após essa condição até C5, tanto pela observação de n ou n_1 . Isso pode ser verificado nas Figuras 4.53 e 4.54 para a influência da temperatura e do aumento das fases fragilizantes, respectivamente.

Entretanto, comparando-se o n obtido nesses ajustes com o ganho nominal de resistência mecânica (em MPa) para um determinado intervalo de deformação, verifica-se que o n obtido a partir desses ajustes não reflete a capacidade de endurecimento por trabalho mecânico do aço duplex. Isso pode ser observado na Figura 4.55 que compara o parâmetro n_1 (obtido pelo ajuste da curva pela equação de Hollomon no intervalo de 2% a 10% de deformação de engenharia) com o ganho nominal de resistência mecânica (GNRM) entre 1% e 10% de deformação (calculado por meio da diferença das tensões de engenharia nesses pontos de deformação), para as condições C0, C3 e C5 em função da temperatura de ensaio.

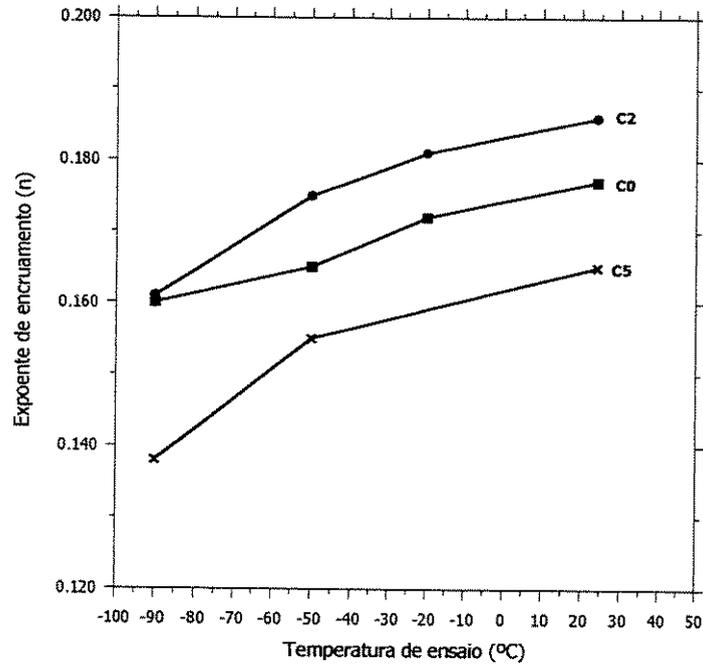


Figura 4.53- Exponente de encruamento em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais C0, C2 e C5.

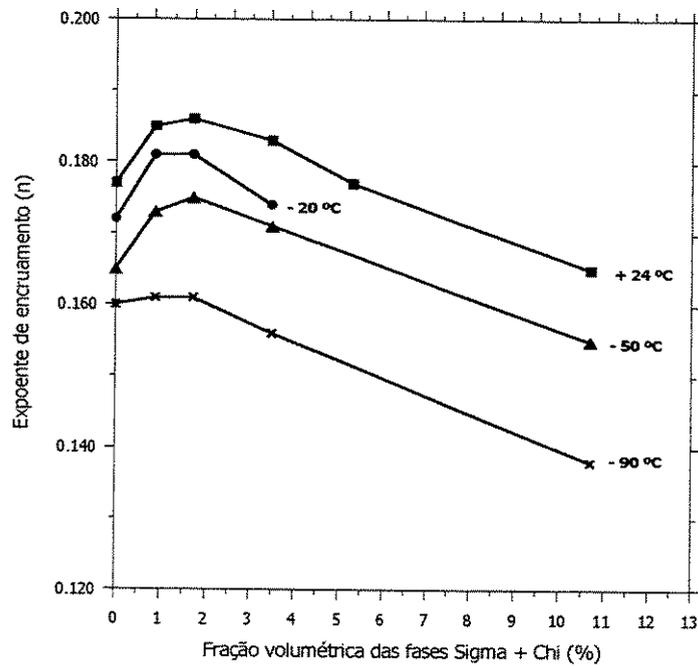


Figura 4.54- Exponente de encruamento em função da fração volumétrica de fases frágeis para as quatro temperaturas de ensaio utilizadas.

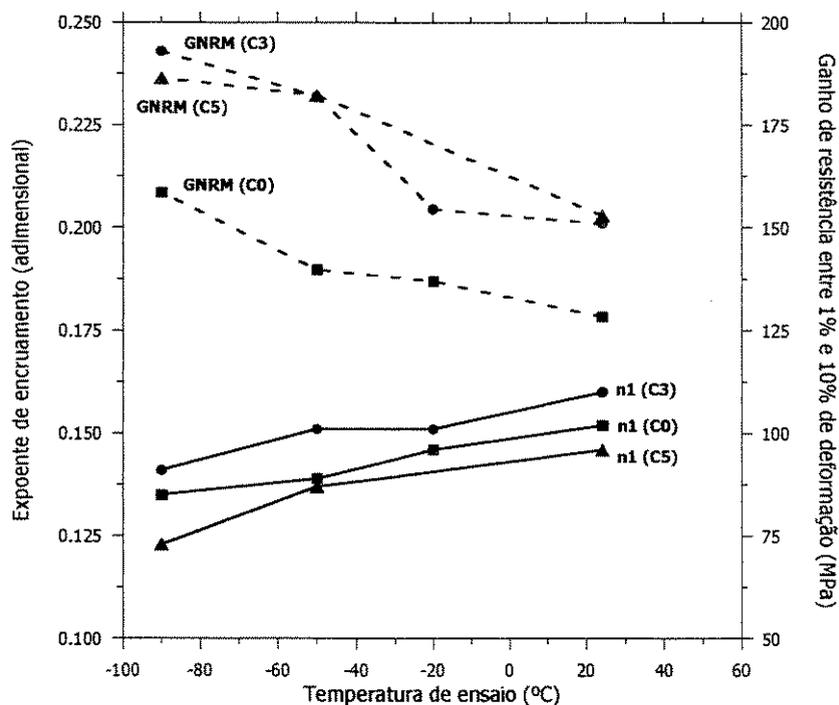


Figura 4.55- Expoente de encruamento e ganho de resistência entre 1% e 10% de deformação em função da temperatura de ensaio para as condições C0, C3 e C5.

Contudo, fazendo-se uma análise igual à da Figura 4.55 para os materiais auxiliares, observa-se que o n calculado para o aço inoxidável ferrítico (AISI 430) é um parâmetro representativo do encruamento, ao contrário do n para o aço inoxidável austenítico (ASTM F138), que apresentou o mesmo comportamento do duplex. Esse comportamento do expoente n para os materiais auxiliares pode ser verificado na Figura 4.56.

As observações acima indicam que a equação proposta por Hollomon para o ajuste da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira (Equação 2.8), apesar de muito bem ajustada à curva experimental, não fornece um expoente (n) representativo da capacidade de aumento da resistência por trabalho mecânico, o que também foi observado para o aço auxiliar totalmente austenítico, levando a crer que esse comportamento está associado à fase austenita. Visto isso, torna-se necessário o estudo de outros ajustes para a curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para o aço inoxidável duplex, de modo a verificar quais equações fornecem um expoente n representativo da capacidade de encruamento desse material.

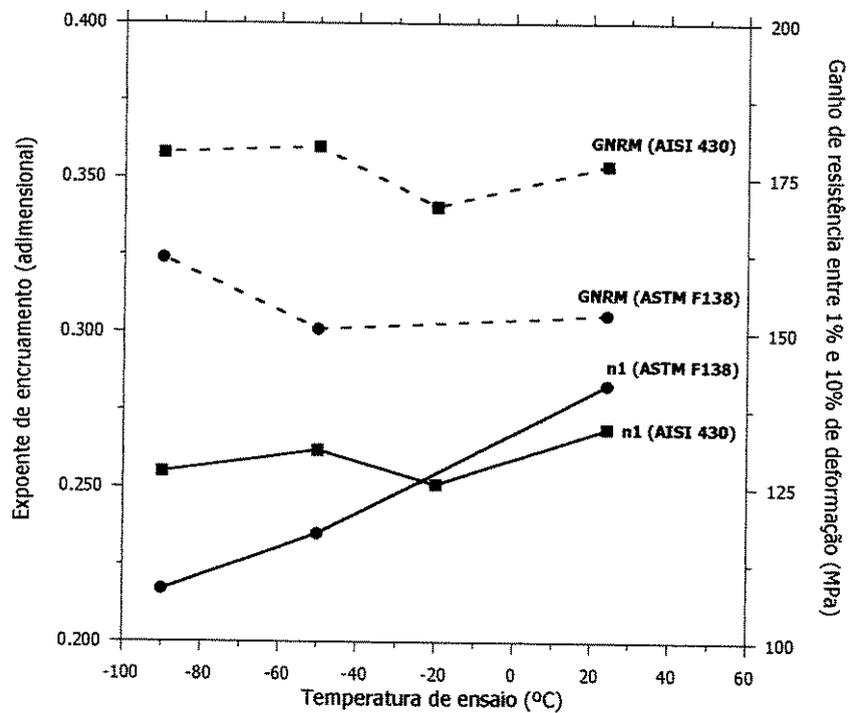


Figura 4.56 Expoente de encruamento e ganho de resistência entre 1% e 10% de deformação em função da temperatura de ensaio para os materiais auxiliares AISI 430 e ASTM F138.

4.4.2 Ensaio de tenacidade à fratura

A Tabela 4.10 apresenta os valores obtidos para os parâmetros de tenacidade à fratura para as condições microestruturais e temperaturas de ensaio analisadas. Os valores para a energia absorvida no ensaio de impacto também são apresentados nessa tabela. Pode-se observar pelos valores da Tabela 4.10 que os parâmetros de tenacidade à fratura foram sensíveis ao aumento da fração de fases frágeis e à redução da temperatura de ensaio, conforme também verificado por ERAUZKIN & IRISARRI [1991 e 1992]. As Figuras 4.57 a 4.60 apresentam, respectivamente, a influência da temperatura de ensaio e da precipitação de fases frágeis nos parâmetros de tenacidade à fratura δ_m e K-EE. A primeira observação que se faz é que os dois parâmetros de tenacidade à fratura calculados, ou seja, δ_m e K-EE, apresentaram aproximadamente a mesma sensibilidade às variáveis temperatura de ensaio (Figuras 4.57 e 4.58) e fração volumétrica de fases frágeis (Figuras 4.59 e 4.60). A segunda observação que se pode fazer é que, nas condições C3, C4 e C5, a influência da temperatura de ensaio foi menor do que nas outras condições com menor FV das fases Sigma e Chi, pelo fato dessas condições já estarem fragilizadas mesmo na temperatura ambiente. A terceira observação que se pode fazer, é que 3% a 4% de fases fragilizantes (Sigma + Chi) são suficientes para uma significativa fragilização do material na temperatura ambiente. Com a redução da temperatura de ensaio, menores frações de fases frágeis ($\approx 1\%$) já são suficientes para uma grande fragilização do material (Figuras 4.59 e 4.60). Esse percentual de aproximadamente 4% de fases intermetálicas para uma significativa fragilização do material na temperatura ambiente está de acordo com os relatados por NILSSON [1992] e KARLSSON *et al.* [1995]. Em relação ao parâmetro δ_m , observa-se na Tabela 4.10 que sua componente elástica (δ_e) é desprezível para a condição microestrutural sem fragilização (C0), contudo, passa a ser significativa com a fragilização do material, visto a menor tenacidade à fratura apresentada pelo material com a presença das fases Sigma e Chi.

A Figura 4.61 mostra as curvas carga-COD obtidas para os corpos de prova mostrados nas Figuras 4.28 a 4.33 do item 4.3.2, relativo à discussão do fenômeno da delaminação. Observa-se que o fenômeno das separações aparece no registro da curva do ensaio de tenacidade à fratura como uma repentina queda da carga sem aumento do deslocamento, conforme citado na ASTM E1290 [1993], sendo mais visível para os ensaios na condição C0 nas temperaturas de -50°C e

Tabela 4.10- Parâmetros obtidos no ensaio de tenacidade à fratura e impacto Charpy para o aço inoxidável duplex 2205.

Condição	Temperatura °C (K)	Número de corpos de prova CTOD e K-EE / E _a	Parâmetros analisados				
			δ _b (mm)	δ _p (mm)	δ _m (mm)	K-EE (MPa.m ^{1/2})	E _a (J)
C0	+24 (297)	5 / -	0,028 ± 0,001	0,785 ± 0,079	0,812 ± 0,080	466,3 ± 32,4	----
	-20 (253)	6 / -	0,029 ± 0,002	0,781 ± 0,020	0,810 ± 0,020	494,6 ± 13,1	----
	-50 (223)	6 / 1	0,027 ± 0,001	0,552 ± 0,025	0,579 ± 0,026	424,2 ± 20,2	> 294
	-90 (183)	5 / 3	0,026 ± 0,001	0,501 ± 0,074	0,527 ± 0,074	410,3 ± 28,3	166,1 ± 17,1
C1	+24 (297)	7 / 5	0,021 ± 0,001	0,482 ± 0,021	0,503 ± 0,021	330,4 ± 11,1	116,9 ± 8,5
	-20 (253)	6 / 3	0,018 ± 0,001	0,174 ± 0,057	0,192 ± 0,057	205,0 ± 29,5	76,5 ± 5,2
	-50 (223)	6 / 3	0,014 ± 0,001	0,110 ± 0,057	0,124 ± 0,057	159,2 ± 41,0	48,1 ± 4,5
	-90 (183)	5 / 3	0,013 ± 0,001	0,086 ± 0,012	0,099 ± 0,012	146,0 ± 9,0	34,7 ± 1,1
C2	+24 (297)	6 / 5	0,016 ± 0,001	0,186 ± 0,038	0,201 ± 0,038	200,9 ± 19,5	67,3 ± 6,4
	-20 (253)	6 / 3	0,014 ± 0,001	0,100 ± 0,021	0,114 ± 0,020	152,0 ± 12,5	46,1 ± 1,7
	-50 (223)	6 / 2	0,013 ± 0,001	0,084 ± 0,020	0,097 ± 0,020	141,4 ± 15,6	37,3
	-90 (183)	5 / 3	0,013 ± 0,001	0,057 ± 0,011	0,070 ± 0,011	125,8 ± 9,7	20,9 ± 3,0
C3	+24 (297)	7 / 3	0,014 ± 0,001	0,094 ± 0,013	0,108 ± 0,014	142,2 ± 10,5	44,8 ± 1,5
	-20 (253)	6 / 3	0,013 ± 0,001	0,068 ± 0,020	0,081 ± 0,021	125,0 ± 17,1	33,3 ± 1,7
	-50 (223)	6 / 3	0,013 ± 0,001	0,064 ± 0,013	0,077 ± 0,014	124,9 ± 12,0	25,5 ± 2,0
	-90 (183)	5 / 3	0,013 ± 0,001	0,055 ± 0,007	0,068 ± 0,007	124,1 ± 7,4	18,6 ± 1,7
C4	+24 (297)	7 / 3	0,013 ± 0,001	0,076 ± 0,013	0,089 ± 0,012	129,5 ± 9,9	35,6 ± 1,5
	-20 (253)	6 / 3	0,012 ± 0,001	0,059 ± 0,006	0,071 ± 0,007	120,0 ± 5,3	26,2 ± 1,5
	-50 (223)	6 / 3	0,012 ± 0,001	0,059 ± 0,005	0,071 ± 0,005	121,2 ± 4,0	22,2 ± 3,0
	-90 (183)	5 / 3	0,013 ± 0,001	0,053 ± 0,005	0,067 ± 0,005	120,5 ± 5,0	14,4 ± 1,1
C5	+24 (297)	4 / 2	0,011 ± 0,001	0,051 ± 0,004	0,061 ± 0,004	103,2 ± 2,1	21,1 ± 0,7
	-20 (253)	3 / 3	0,011 ± 0,001	0,043 ± 0,001	0,054 ± 0,001	100,5 ± 0,5	15,7
	-50 (223)	3 / 2	0,012 ± 0,001	0,042 ± 0,002	0,054 ± 0,003	99,1 ± 3,8	13,7
	-90 (183)	- / 2	----	----	----	----	9,8

Observação: Estão apresentados os valores para a média ± o desvio padrão.

-90°C. Verifica-se também que as condições mais fragilizadas e com um maior número de separações na superfície de fratura não apresentaram descontinuidades visíveis na curva da carga em função do COD (condições C1 e C4 ensaiadas a -90°C), entretanto exibem um aspecto serrilhado. Apesar disso, pode-se verificar que o número de separações está relativamente associado ao número de descontinuidades da curva, sendo isso observado especialmente nos corpos de prova da condição C0 ensaiados a -50°C e a -90°C (Figuras 4.29 e 4.30).

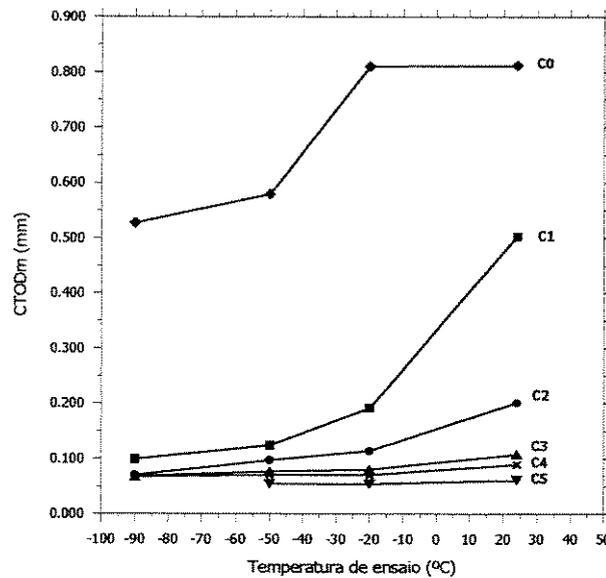


Figura 4.57- Parâmetro δ_m em função da temperatura de ensaio.

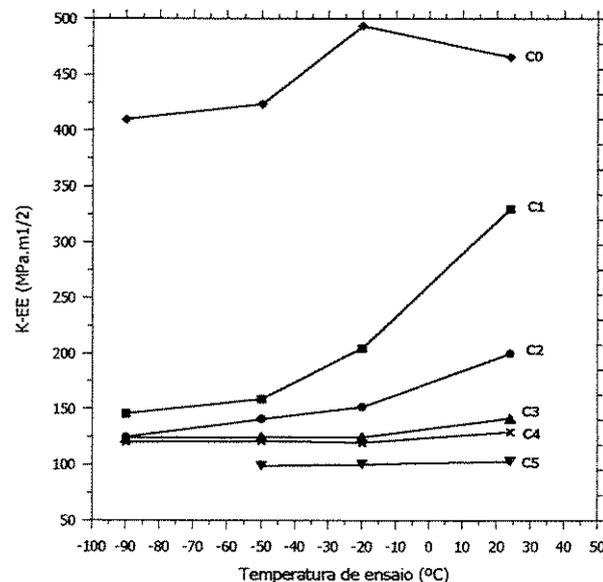


Figura 4.58- Parâmetro K-EE em função da temperatura de ensaio.

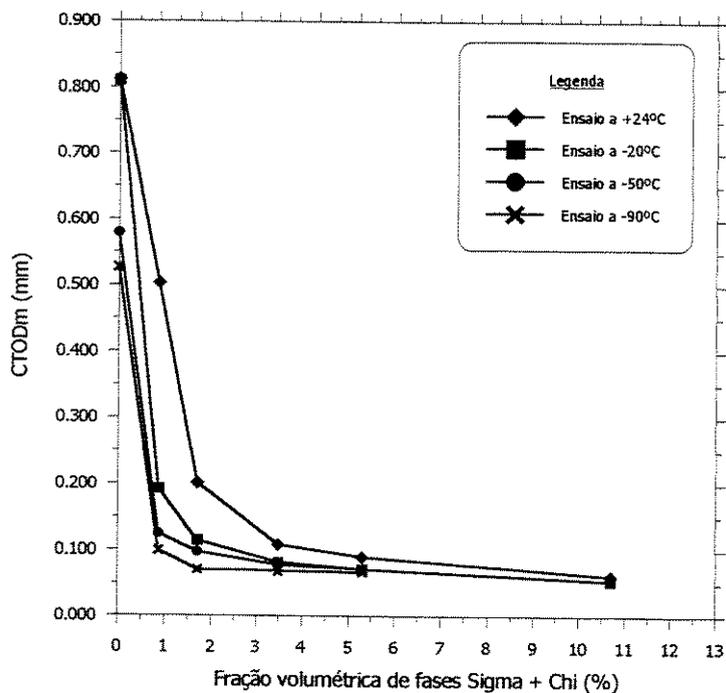


Figura 4.59- Parâmetro δ_m em função da fração volumétrica de fases frágeis.

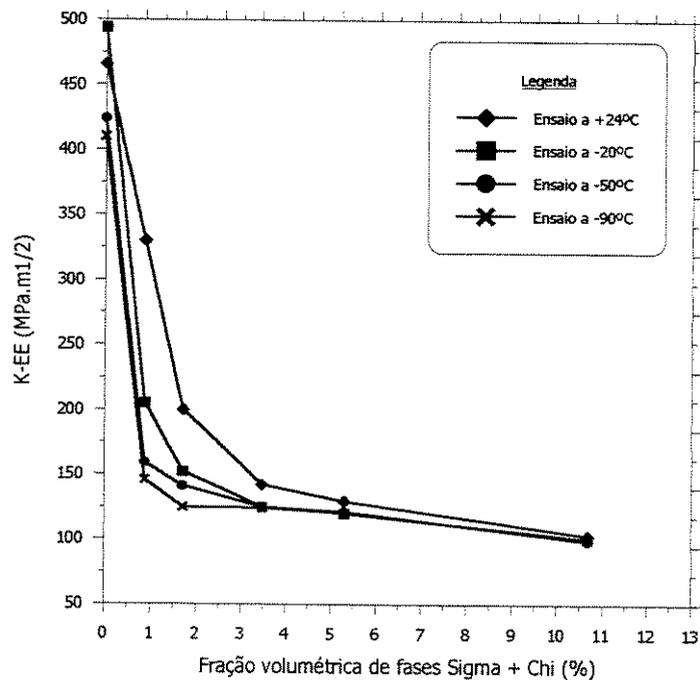
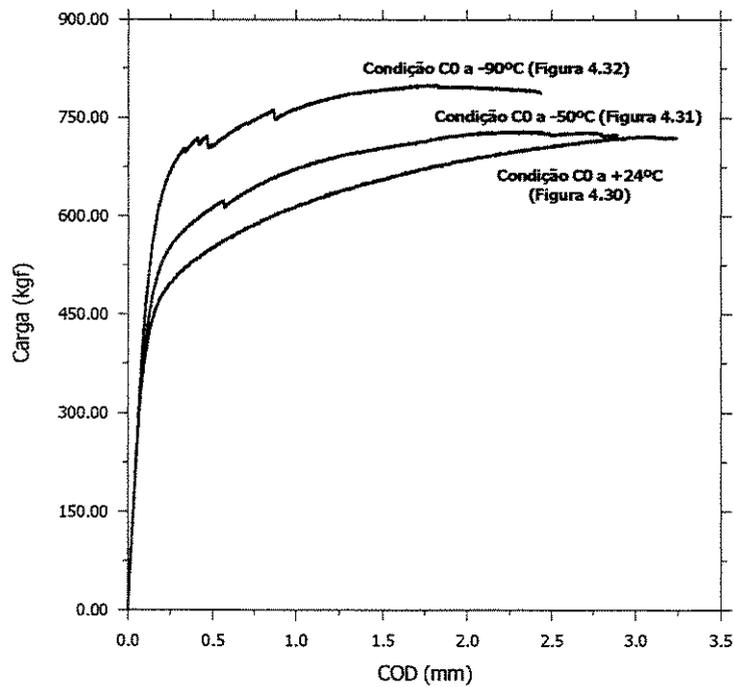
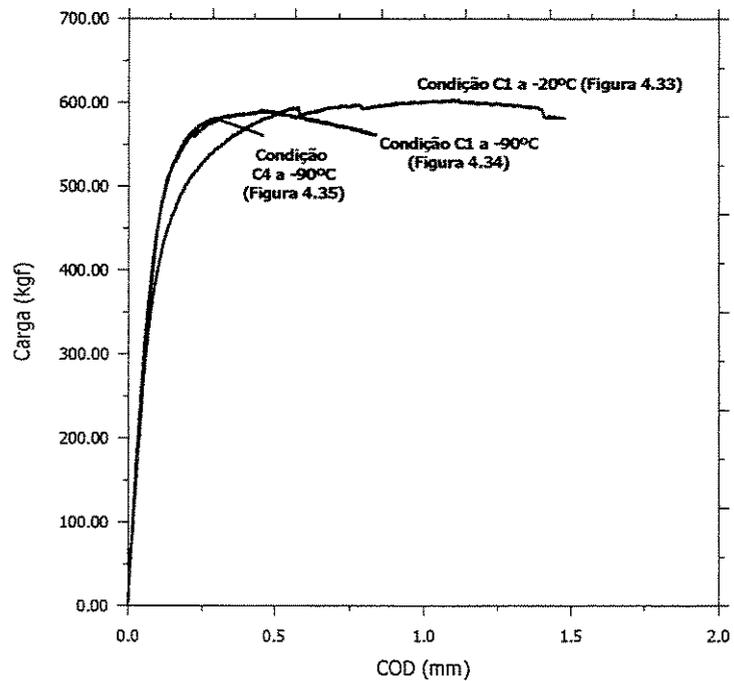


Figura 4.60- Parâmetro K-EE em função da fração volumétrica de fases frágeis.



(a)



(b)

Figura 4.61- Curvas carga-COD para alguns corpos de prova ensaiados.

Vale ressaltar que os ensaios foram interrompidos somente após a carga máxima ser ultrapassada, sendo que para a definição do parâmetro CTOD a ser calculado nos casos em que a

curva apresentou descontinuidades foi aplicado o critério para validade de “*pop-in*”, conforme descrito na norma ASTM E1290 [1993]. Todas as descontinuidades apresentadas nas curvas dos ensaios realizados não foram consideradas “*pop-in*”, motivo pelo qual calculou-se o parâmetro δ_m , que é definido na carga máxima.

Como neste trabalho o objetivo era a obtenção dos parâmetros de tenacidade à fratura do material, levou-se o ensaio até a carga máxima, sendo que para um estudo mais aprofundado do fenômeno das separações nesse material pode-se incluir a realização de ensaios interrompidos no momento da ocorrência dessas separações. A utilização do aço inoxidável duplex em condições sem ou com pequena fração de fases frágeis também é indicada, pois, nesses casos, observa-se uma maior queda da carga nas curvas obtidas, o que pode facilitar a interrupção dos ensaios durante a sua execução no momento da ocorrência da separação. A utilização de outros tipos de ensaios mecânicos, como, por exemplo, o ensaio de impacto instrumentado, poderia também fornecer informações interessantes acerca desse fenômeno.

4.4.3 Ensaio de Impacto Charpy

A Tabela 4.10 apresenta os resultados para a energia absorvida (E_a) nos ensaios realizados nas várias temperaturas e condições microestruturais analisadas e a Figura 4.62, os valores de E_a em função da temperatura de ensaio para as condições microestruturais analisadas. Somente para a condição C0, na temperatura de -50°C , foi ensaiado apenas um corpo de prova, sendo isso devido ao fato dele não ter sido rompido nem ter passado pelo suporte durante o ensaio, excedendo assim a capacidade da máquina. Por esse motivo a condição C0 não foi ensaiada nas temperaturas de -20°C e $+24^\circ\text{C}$, pois certamente o fato se repetiria. O valor da energia absorvida pelo corpo de prova da condição C0 ensaiado a -50°C foi somente colocado na Tabela 4.10, não sendo utilizado na Figura 4.62.

Pode-se observar na Figura 4.62 que tanto a temperatura de ensaio quanto a precipitação das fases Sigma e Chi (verificada entre as condições) têm um grande efeito na energia absorvida. De acordo com DeBOLD [1989], uma pequena porcentagem de fase Sigma, aproximadamente 1%, reduz a tenacidade ao impacto, enquanto aproximadamente 10% de fase Sigma podem

causar uma completa fragilização de aços inoxidáveis duplex. Isso pode ser visualizado na Figura 4.62, onde 1% de fase Sigma corresponderia aproximadamente à condição C1, e 10% de fase Sigma à condição C5.

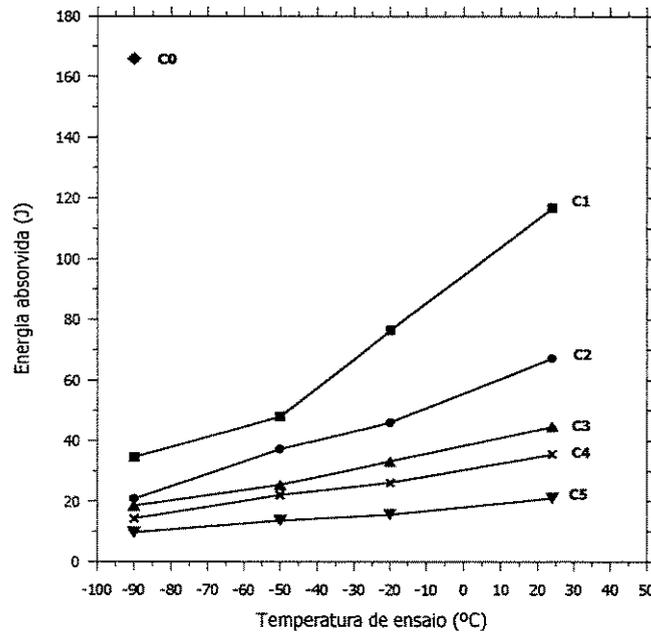


Figura 4.62- Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função da temperatura para todas as condições analisadas.

Verifica-se também que quanto maior a porcentagem de fases frágeis menor é a influência da temperatura de ensaio na energia absorvida, na faixa de temperatura analisada, sendo que isso se deve ao grande efeito da precipitação das fases Sigma e Chi na fragilização do material. Por outro lado, se forem considerados os ensaios na temperatura de -90°C , verifica-se que a influência do aumento da fração de fases frágeis (da condição C1 para a C5) também é reduzida, se comparada às mesmas condições ensaiadas na temperatura ambiente ($+24^{\circ}\text{C}$), sendo isso devido a ação conjunta de duas variáveis fragilizantes. Outra importante observação que se pode fazer pela análise da Figura 4.62, é que para aplicações desse material em baixas temperaturas não se deve aceitar nem mesmo pequenas frações de fases intermetálicas, pois se verifica que a condição C1, com 0,88% dessas fases, apresenta valores de E_a inferiores a 40 J para ensaios na temperatura de -90°C . Para aplicações desse material na temperatura ambiente, pode-se tolerar alguma fração de fase Sigma.

4.4.4 Ensaio de dureza

A Tabela 4.11 mostra os resultados de dureza HV30, HRA e HRG obtidos no durômetro à temperatura ambiente e também os resultados de dureza HRA e HRG obtidos na máquina de ensaios MTS, sendo a dureza HRG feita nas outras temperaturas além da ambiente (-20°C, -50°C e -90°C). Observa-se que as durezas HRA e HRG, feitas nos diferentes equipamentos na temperatura ambiente, apresentam uma boa correlação, como era esperado. Em relação às variáveis de influência, observa-se que a dureza praticamente não varia com a precipitação das fases frágeis, exceto para a condição C5 que exibe pequeno aumento, sendo esse aumento devido a maior FV das fases precipitadas. No tocante à influência da temperatura na dureza HRG do material, a Figura 4.63 mostra um aumento da dureza com a diminuição da temperatura de ensaio, assim como ocorrido com a resistência mecânica. Vale ressaltar que alguns autores têm relatado um aumento da dureza com a precipitação da fase Sigma, mas deve-se observar a FV das fases precipitadas, pois pequenas frações não fornecem sensíveis alterações dessa propriedade. Por exemplo, NILSSON & WILSON [1993] não verificaram variação da dureza até 2% de fase Sigma. MADERUD *et al.* [1992] verificaram para um aço duplex do tipo 2205 a dureza de 248 HV para o material solubilizado e de 278 HV para o material tratado por uma hora a 850°C. Neste trabalho, não se observou uma variação significativa de dureza até a condição C4, com aproximadamente 5% de fases precipitadas.

Observa-se que a dureza HRG apresenta uma boa correlação com o limite de resistência à tração em todas as condições microestruturais e temperaturas de ensaio, sendo que um ajuste do tipo $HRG = a \cdot S_u$ fornece um fator de correlação a igual a 0,1 (para o S_u em MPa), ou, invertendo a equação, $S_u = 10HRG$. Estimando o limite de resistência à tração por meio da dureza HRG obtida com o ensaio realizado na máquina MTS (em toda a faixa de temperatura utilizada e condições microestruturais analisadas) e comparando esse valor estimado ($S_{u\text{est}}$) com o valor do limite de resistência à tração obtido no ensaio de tração (S_u), verificou-se que a maior diferença percentual ($[(S_u - S_{u\text{est}})/S_u] \times 100$) encontrada foi de 9,72% (em módulo).

Tabela 4.11- Parâmetros obtidos nos ensaios de dureza Vickers, Rockwell A e Rockwell G para o aço inoxidável duplex 2205.

Condição	Temperatura °C (K)	Número de impressões	Parâmetros obtidos no durômetro			Parâmetros obtidos na MTS		
			HV30	HRA	HRG	HRA	HRG	
C0	+24 (297)	5	235,4 ± 3,9	60,2 ± 0,4	77,8 ± 0,4	58,9 ± 1,1	79,4 ± 0,9	
	-20 (253)	5	----	----	----	----	83,3 ± 0,8	
	-50 (223)	5	----	----	----	----	87,7 ± 1,0	
	-90 (183)	5	----	----	----	----	90,3 ± 0,9	
C1	+24 (297)	5	235,2 ± 4,1	59,4 ± 0,4	76,7 ± 0,4	58,7 ± 0,6	76,7 ± 1,0	
	-20 (253)	5	----	----	----	----	82,4 ± 1,2	
	-50 (223)	5	----	----	----	----	87,1 ± 0,7	
	-90 (183)	5	----	----	----	----	90,6 ± 0,9	
C2	+24 (297)	5	232,8 ± 2,8	59,9 ± 0,5	76,9 ± 1,0	58,1 ± 0,7	78,2 ± 0,8	
	-20 (253)	5	----	----	----	----	83,4 ± 0,5	
	-50 (223)	5	----	----	----	----	86,8 ± 0,4	
	-90 (183)	4	----	----	----	----	91,1 ± 0,5	
C3	+24 (297)	5	235,0 ± 2,2	60,5 ± 0,4	78,3 ± 0,4	59,4 ± 0,7	78,4 ± 0,4	
	-20 (253)	5	----	----	----	----	83,3 ± 0,8	
	-50 (223)	5	----	----	----	----	87,8 ± 0,4	
	-90 (183)	5	----	----	----	----	92,9 ± 0,8	
C4	+24 (297)	5	241,6 ± 3,5	61,1 ± 0,4	80,2 ± 1,0	60,2 ± 0,6	79,4 ± 0,8	
	-20 (253)	5	----	----	----	----	84,6 ± 0,8	
	-50 (223)	5	----	----	----	----	88,6 ± 0,4	
	-90 (183)	5	----	----	----	----	92,9 ± 0,5	
C5	+24 (297)	5	258,6 ± 4,0	62,5 ± 0,5	83,6 ± 0,7	60,5 ± 0,9	83,5 ± 1,5	
	-20 (253)	5	----	----	----	----	88,7 ± 0,4	
	-50 (223)	5	----	----	----	----	92,2 ± 0,7	
	-90 (183)	5	----	----	----	----	95,4 ± 1,0	

Observação: Estão apresentados os valores para a média ± o desvio padrão.

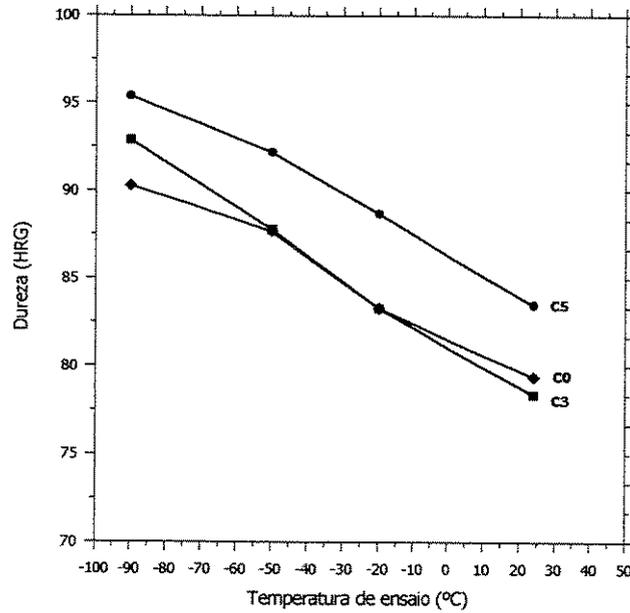


Figura 4.63- Dureza RHG das condições C0, C3 e C5 em função da temperatura de ensaio.

A Figura 4.64 apresenta a curva da carga em função da profundidade de penetração no ensaio de dureza HRG para a condição C0 ensaiada nas quatro temperaturas analisadas, onde se observa a menor profundidade de penetração com a diminuição da temperatura, ou seja, maior dureza.

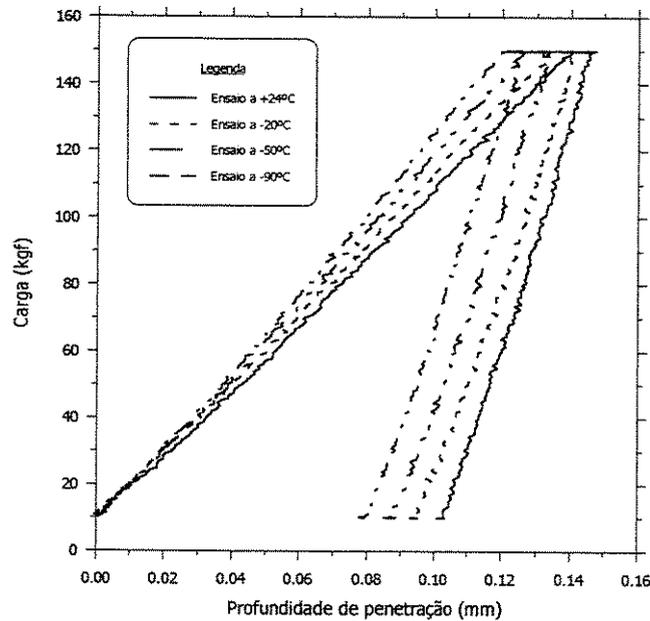


Figura 4.64- Carga (P) em função da profundidade de penetração (h) no ensaio de dureza HRG para a condição C0 nas quatro temperaturas de ensaio.

4.4.5 Ensaio de impressão de esferas

Os valores dos limites de escoamento e de resistência à tração estimados pelo ensaio de impressão de esferas (IE) podem ser observados nas Tabelas 4.12 e 4.13. As Figuras 4.65, 4.66 e 4.67 apresentam os valores de resistência mecânica estimados pelo ensaio de IE em comparação com os obtidos nos ensaios de tração, sendo que essas figuras mostram também a curva ideal de correlação.

Observa-se nas Figuras 4.65 a 4.67 que a correlação entre os valores estimados e os obtidos experimentalmente foi satisfatória, considerando que ela foi feita para todas as condições microestruturais e temperaturas de ensaio analisadas. Pela observação das diferenças percentuais ($[S - S_{est}/S] \times 100\%$) dos valores estimados em relação aos valores obtidos no ensaio de tração, como mostrados na Tabelas 4.12 e 4.13, verifica-se uma maior diferença (em módulo) de 7,2% para o S_u , de 11,7% para o $S_{y0,2}$ e de 9,4% para o $S_{y1,0}$. Se a análise for feita em termos de uma diferença média, verifica-se os valores de 3,2% para o S_u , de 5,9% para o $S_{y0,2}$ e de 4,5% para o $S_{y1,0}$. Sendo assim, verifica-se que o ensaio de impressão de esfera pode ser utilizado como ferramenta para a estimativa dos limites de escoamento e de resistência à tração do aço inoxidável do tipo duplex.

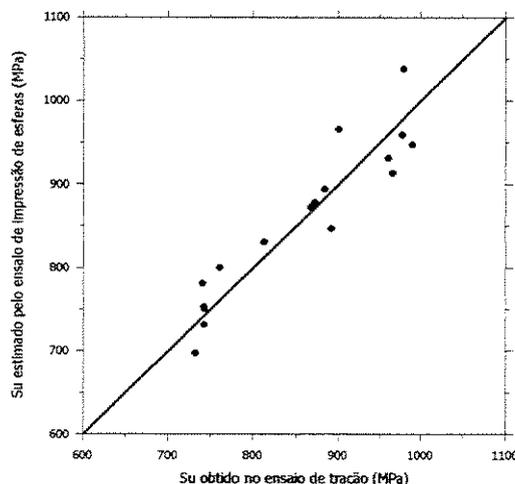


Figura 4.65- Comparação entre o S_u obtido no ensaio de tração e o estimado pelo ensaio de IE.

Tabela 4.12- Limite de resistência à tração (S_u) para o aço inoxidável duplex 2205 estimado pelo ensaio de IE.

Condição	Ensaio de tração		Parâmetros estimados pelo ensaio de IE			
	Temperatura °C (K)	S_u (MPa)	HB	Fator de correlação	S_{nest} (MPa)	Diferença (%)*
C0	+24 (297)	741	250	0,320	781	-5,4
	-20 (253)	813	266	0,320	831	-2,2
	-50 (223)	868	279	0,320	872	-0,4
	-90 (183)	966	298	0,320	931	3,6
C1	+24 (297)	732	223	0,320	697	4,8
	-20 (253)	-----	261	0,320	816	-----
	-50 (223)	872	281	0,320	878	-0,7
	-90 (183)	961	298	0,320	931	3,1
C2	+24 (297)	742	241	0,320	753	-1,5
	-20 (253)	-----	265	0,320	828	-----
	-50 (223)	884	286	0,320	894	-1,1
	-90 (183)	978	307	0,320	959	1,9
C3	+24 (297)	743	234	0,320	731	1,6
	-20 (253)	-----	261	0,320	816	-----
	-50 (223)	892	271	0,320	847	5,1
	-90 (183)	990	303	0,320	947	4,4
C4	+24 (297)	743	240	0,320	750	-0,9
C5	+24 (297)	761	256	0,320	800	-5,1
	-50 (223)	901	309	0,320	966	-7,2
	-90 (183)	979	332	0,320	1038	-6,0

Observação: * Diferença percentual $[(S_u - S_{nest})/S_u] \times 100$; Não foram utilizados os valores do S_{u1} das condições C1, C2 e C3 à 253 K (-20 °C) devido pequeno número de corpos ensaiados no ensaio de tração; C4 e C5 não foram ensaiados nas temperaturas que não constam na tabela.

Tabela 4.13- Limite de escoamento (S_y) para o aço inoxidável duplex 2205 estimado pelo ensaio de IE.

Condição	Temperatura $^{\circ}\text{C}$ (K)	Ensaio de tração			Parâmetros estimados pelo ensaio de IE					
		$S_{y,0,2}$ (MPa)	$S_{y,1,0}$ (MPa)	A (MPa)	$\beta_m(S_{y,0,2})$ constante	$\beta_m(S_{y,1,0})$ constante	$S_{y,0,2est}$ (MPa)	$S_{y,1,0est}$ (MPa)	Diferença (%)* ($S_{y,0,2}$)	Diferença (%)* ($S_{y,1,0}$)
C0	+24 (297)	516	569	2042	0,2609	0,2982	533	609	-3,3	-7,0
	-20 (253)	581	632	2106	0,2609	0,2982	550	628	5,4	0,6
	-50 (223)	621	685	2204	0,2609	0,2982	575	657	7,4	4,0
	-90 (183)	693	764	2379	0,2609	0,2982	621	709	10,4	7,1
C1	+24 (297)	471	542	1860	0,2609	0,2982	485	555	-3,0	-2,3
	-20 (253)	---	---	2026	0,2609	0,2982	529	604	---	---
	-50 (223)	581	658	2140	0,2609	0,2982	558	638	3,9	3,0
	-90 (183)	656	738	2362	0,2609	0,2982	616	704	6,0	4,6
C2	+24 (297)	475	544	1922	0,2609	0,2982	502	573	-5,6	-5,4
	-20 (253)	---	---	2010	0,2609	0,2982	525	599	---	---
	-50 (223)	572	658	2113	0,2609	0,2982	551	630	3,6	4,2
	-90 (183)	637	735	2309	0,2609	0,2982	603	689	5,4	6,3
C3	+24 (297)	473	548	1933	0,2609	0,2982	504	576	-6,6	-5,2
	-20 (253)	---	---	2127	0,2609	0,2982	555	634	---	---
	-50 (223)	570	667	2213	0,2609	0,2982	577	660	-1,3	1,1
	-90 (183)	651	745	2375	0,2609	0,2982	620	708	4,8	4,9
C4	+24 (297)	473	552	2024	0,2609	0,2982	528	604	-11,7	-9,4
	-20 (253)	---	---	2146	0,2609	0,2982	560	640	---	---
	-50 (223)	---	---	2304	0,2609	0,2982	601	687	---	---
	-90 (183)	---	---	2431	0,2609	0,2982	634	725	---	---
C5	+24 (297)	486	579	2047	0,2609	0,2982	534	610	-9,9	-5,4
	-20 (253)	---	---	2218	0,2609	0,2982	579	661	---	---
	-50 (223)	558	675	2338	0,2609	0,2982	610	697	-9,3	-3,3
	-90 (183)	663	769	2630	0,2609	0,2982	686	784	-3,5	-2,0

Observação: * Diferença percentual $[(S_{y,est} - S_{y,med}) / S_{y,med}] \times 100$; ---- Valores não ensaiados ou com poucos corpos de prova ensaiados.

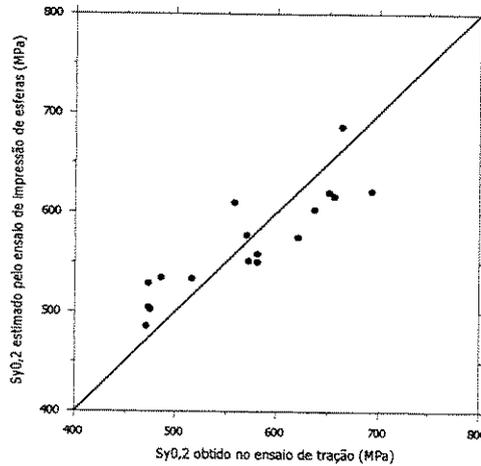


Figura 4.66- Comparação entre o $S_{y0,2}$ obtido no ensaio de tração e o estimado pelo ensaio de IE.

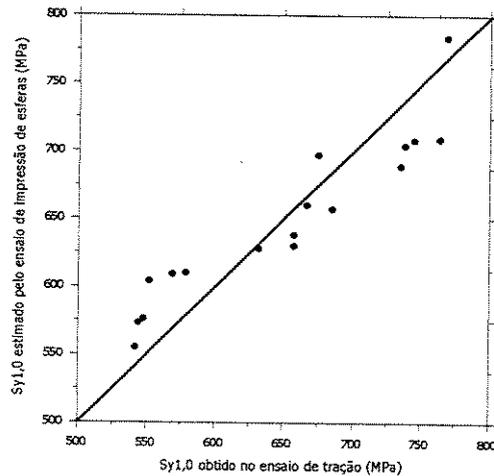


Figura 4.67- Comparação entre o $S_{y1,0}$ obtido no ensaio de tração e o estimado pelo ensaio de IE.

A Figura 4.68 mostra a curva obtida no ensaio de IE (carga em função da profundidade de penetração) para a condição C0 ensaiada na temperatura ambiente. A maior relação dt/D obtida nos vários ensaios foi de aproximadamente 0,6 para carga de 150 kgf, sendo que essa relação pode ir até 1,0. Outro item que pode ser ressaltado é que o coeficiente de Meyer (m) encontrado para o aço inoxidável do tipo 2205 no trabalho foi aproximadamente constante e com valor entre 2,3 e 2,4, independentemente da temperatura de ensaio ou da condição microestrutural analisada. Segundo MATHEW *et al.* [1999], o m varia entre 2,0 e 2,5. Com relação ao fator β_m , observa-se na Tabela 4.13 que ele foi de 0,2609 para determinação de $S_{y0,2}$ e de 0,2982 para determinação de $S_{y1,0}$, sendo comparável aos valores de 0,2285 apresentado por MURTY *et al.* [1998] para aços carbono no geral e superior ao valor de 0,191 apresentado por HAGGAG *et al.* [1993] para aços

inoxidáveis austeníticos. Em relação ao fator de correlação para determinação do S_u , verifica-se na Tabela 4.12 que ele foi de 0,320, comparável ao valor de 0,303 citado por BYUN *et al.* [1997]. A relação $HB=0,320.S_u$ é equivalente a $S_u=3,125.HB$. Nesse formato, verifica-se que ela se aproxima da equação indicada para a correlação entre S_u e HB de aços no geral, que é igual a $S_u=3,45.HB$, para o S_u em MPa [DOWLING, 1998; CALLISTER, 1999]. A diferença encontrada no fator que multiplica a dureza HB pode ser atribuída, em parte, ao fato de no ensaio de IE a carga máxima não ter ficado aplicada por um tempo de 10 a 15 segundos como ocorre no ensaio de dureza HB convencional, sendo que isso implica um menor diâmetro da impressão ou uma maior dureza HB estimada pelo ensaio de IE. Uma dureza HB maior implica um menor fator de correlação.

Contudo, a execução dos ensaios de IE neste trabalho pode ser considerada uma primeira aproximação, que requer, portanto, um estudo mais detalhado da influência dos parâmetros de ensaio utilizados. A utilização de um sistema de ensaio com uma célula de carga mais sensível, principalmente para aquisição das cargas iniciais, também seria importante para a obtenção de melhores resultados com a aplicação dessa metodologia de ensaio. Essa observação se deve ao fato de neste trabalho ter sido utilizada uma célula de carga de 1000 kgf para a execução dos ensaios de impressão de esferas.

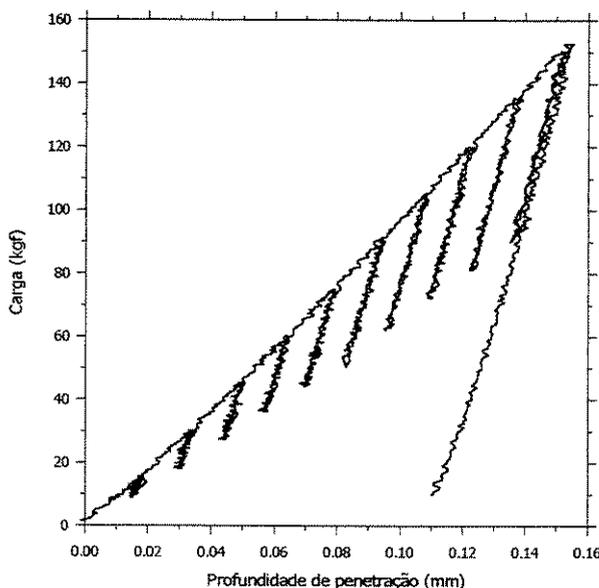


Figura 4.68- Carga (P) em função da profundidade de penetração (h) no ensaio de impressão de esferas para a condição C0 na temperatura ambiente (+24°C).

4.5 Comportamento mecânico no geral

A Figura 4.69 mostra a variação da propriedade em função da fração volumétrica das fases frágeis para os ensaios a +24°C, tomando como base, para tornar o parâmetro adimensional, o valor obtido para a condição C0. A Figura 4.70 mostra a variação do parâmetro em função da temperatura de ensaio para a condição C0, considerando como base o valor obtido na temperatura ambiente (+24°C) para tornar o parâmetro adimensional. Foram utilizados nas Figuras 4.69 e 4.70, respectivamente, os ensaios a +24°C (por ser a temperatura normalmente utilizada para a realização de ensaios para o controle de materiais) e para a condição C0 (porque nessa condição obteve-se uma maior variação das propriedades com a diminuição da temperatura de ensaio). Pode-se considerar, pela análise da Tabela 4.10, que a E_a possui uma sensibilidade comparável à sensibilidade dos parâmetros de tenacidade à fratura, tanto para a influência da temperatura como para a influência das fases frágeis.

Pela observação das Figuras 4.69 e 4.70 pode-se verificar, considerando o aumento das fases frágeis, que os parâmetros das propriedades se mantêm ou diminuem, sendo que os de resistência mecânica e dureza são os menos sensíveis, exceto a tensão verdadeira de fratura, sendo os de ductilidade com uma sensibilidade intermediária e os de tenacidade à fratura e também tenacidade (considerando que a E_a tem um comportamento similar ao δ_m e K-EE) os mais sensíveis. Considerando o efeito da redução da temperatura nas propriedades, verifica-se que ele pode ser dividido em três grupos com comportamentos distintos. O primeiro grupo, composto pelos parâmetros de resistência mecânica, dureza e Γ_f , aumenta o valor com a diminuição da temperatura. O segundo grupo, composto pelos alongamentos, praticamente mantêm seus valores com a redução da temperatura de ensaio. O terceiro grupo, compostos pelas reduções de área e parâmetros de tenacidade, reduzem com a diminuição da temperatura.

Para a faixa de frações de fases frágeis analisadas neste trabalho, pode-se estabelecer a seguinte sequência de parâmetros para uma análise do seu efeito, dos mais sensíveis para os menos sensíveis: em primeiro lugar os parâmetros relacionados à tenacidade à fratura (K-EE e δ_m) e tenacidade (E_a); em segundo lugar os parâmetros de ductilidade relacionados à região da

estricção (RA , RA_n e El_e) e o parâmetro de tenacidade para fratura dúctil (Γ_f); em terceiro lugar os alongamentos (El_t e El_n) e a tensão verdadeira de fratura (σ_f). Os outros parâmetros de resistência mecânica e os de dureza não devem ser utilizados, pois apresentam pouca variação, considerando-se as faixas de precipitação analisadas. Essa seqüência está razoavelmente de acordo com a apresentada por WILMS et al. [1991] para a influência da precipitação de fase Sigma. Considerando que o ensaio de tração é um dos mais utilizados para a certificação dos materiais, deve-se observar, no caso dos aços inoxidáveis duplex, os parâmetros de ductilidade relacionados à região estrição (RA , RA_n e El_e) para a verificação da presença de fases frágeis.

Observa-se também na Figura 4.69, que trata da influência das fases frágeis, que os parâmetros como redução de área e alongamento na estrição foram melhor correlacionados com os parâmetros de tenacidade à fratura do que o alongamento uniforme, fato que pode ser atribuído à determinação desses parâmetros de ductilidade (RA , RA_n e El_e) em um estado de tensões mais próximo dos de tenacidade à fratura, ou seja, devido à geração de um estado multiaxial de tensões na região da estrição.

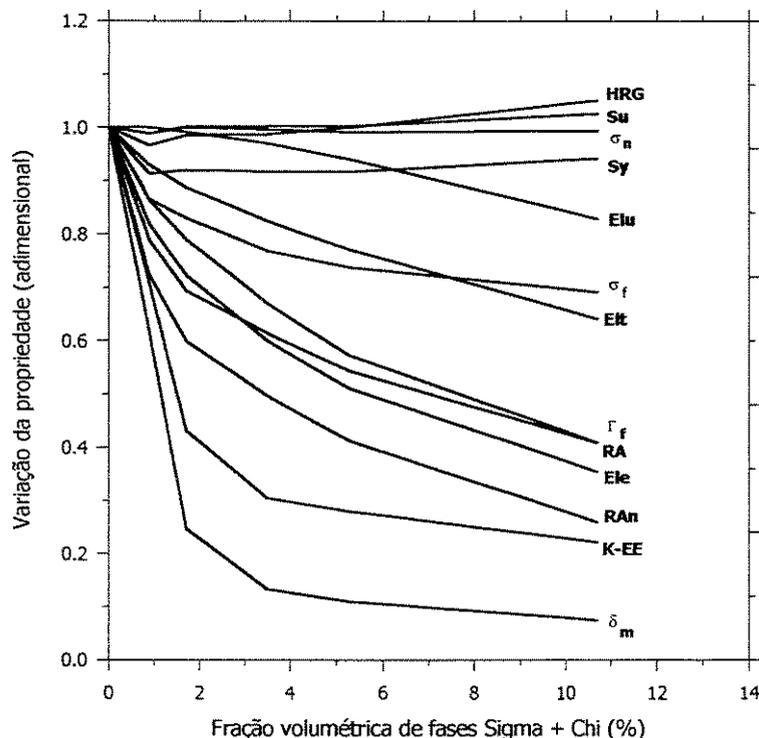


Figura 4.69- Variação da propriedade em função da fração volumétrica das fases frágeis para os ensaios a +24°C, considerando como base o valor da propriedade para a condição C0.

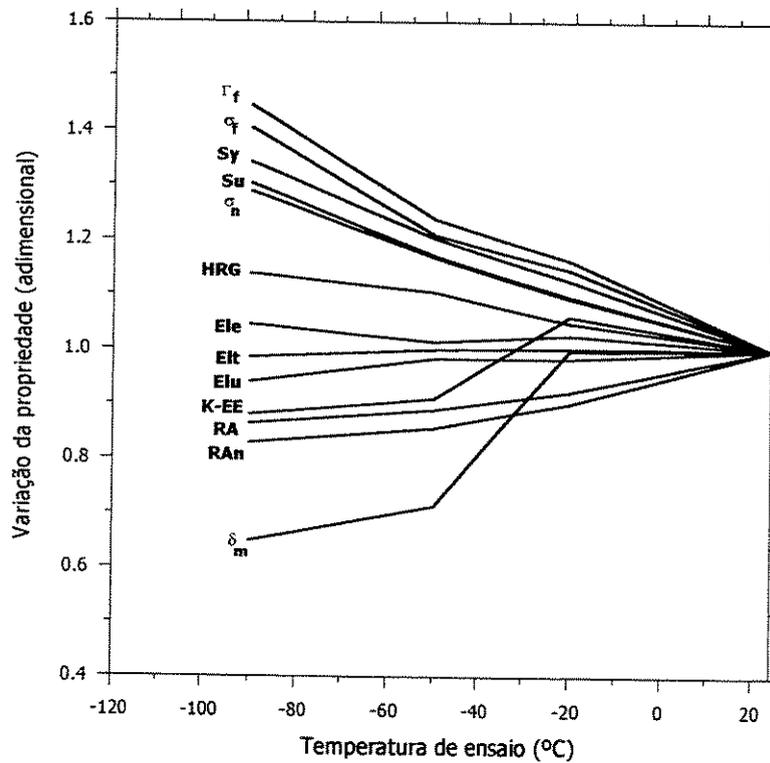


Figura 4.70- Variação da propriedade em função da temperatura de ensaio para a condição C0, considerando como base o valor da propriedade na temperatura ambiente (+24°C).

Para a faixa de temperaturas analisadas neste trabalho, pode-se dizer que a influência da temperatura pode ser analisada tanto pelos parâmetros de resistência mecânica e dureza quanto pelos parâmetros de tenacidade à fratura, tenacidade e ductilidade (excetuando os alongamentos). Nesse caso, os parâmetros tradicionais de resistência mecânica, limites de escoamento e de resistência à tração são bem satisfatórios para uma análise.

Especificamente com relação ao parâmetro Γ_f , BHADURI *et al.* [1997] citam que o sucesso desse parâmetro pode ser atribuído a sua superior sensibilidade para o envelhecimento se comparado com as propriedades convencionais de tração, como o limite de resistência à tração e a redução de área. Neste trabalho, observando as Figuras 4.69 e 4.70, verifica-se que esse parâmetro possui uma maior sensibilidade ao efeito da temperatura do que a redução de área, mas comparável ao efeito dos parâmetros de resistência mecânica. Ao contrário, com relação à influência das fases frágeis, verifica-se que ele foi mais sensível que os parâmetros de resistência mecânica, porém comparável a redução de área. Uma ressalva que se deve fazer com relação aos

resultados obtidos com esse parâmetro é que, neste trabalho, foi constatada a ocorrência de algumas facetas de clivagem com a redução da temperatura ou aumento da fração de fases frágeis nos corpos de prova de tração, o que vai contra a definição desse parâmetro, que é feita para fraturas controladas por um processo de nucleação, crescimento e coalescimento de vazios, excluindo-se as fraturas por clivagem.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

5.1 Conclusões

Em relação ao aço inoxidável duplex do tipo 2205 utilizado neste trabalho, do qual verificou-se o comportamento mecânico sob a influência da temperatura de ensaio (-90°C , -50°C , -20°C e $+24^{\circ}\text{C}$) e das condições microestruturais obtidas por meio de tratamentos isotérmicos (a 850°C por diferentes tempos de tratamento, além da condição inicial solubilizada a 1060°C), pode-se concluir que:

1. Os tratamentos térmicos realizados no material na temperatura de 850°C pelos tempos de tratamento de 30 a 125 minutos, com posterior resfriamento em água, levaram à precipitação das fases Sigma e Chi, sendo também observada a precipitação de carbonetos e/ou nitretos e austenita secundária, com redução da fração de ferrita. As frações volumétricas das fases Sigma e Chi precipitadas variaram de 0,88% a 10,7%, havendo predominância da fase Sigma;
2. A tenacidade e a tenacidade à fratura do material diminuem tanto pela precipitação das fases Sigma e Chi como também pela diminuição da temperatura de ensaio. A resistência mecânica e a dureza praticamente não variam com a precipitação das fases frágeis, porém aumentam com a redução da temperatura de ensaio. A ductilidade do material, avaliada pela redução de área, teve o mesmo comportamento da tenacidade, ou seja, reduz tanto pela precipitação de fases quanto

pela diminuição da temperatura, sendo que a ductilidade, avaliada pelo alongamento, teve um comportamento não homogêneo em função da alteração dos mecanismos de deformação;

3. A seqüência observada com relação à sensibilidade dos parâmetros para a fragilização pela precipitação das fases intermetálicas, considerando da maior para a menor sensibilidade, é a seguinte: em primeiro lugar os parâmetros relacionados à tenacidade à fratura ($K-EE$ e δ_m) e tenacidade (E_a); em segundo lugar os parâmetros de ductilidade relacionados à região da estrição (RA , RA_n e El_e) e o parâmetro de tenacidade para fratura dúctil (Γ_f); em terceiro lugar os alongamentos (El_t e El_u) e a tensão verdadeira de fratura (σ_f); por último os parâmetros de resistência mecânica (S_u , $S_{y0,2}$, $S_{y1,0}$ e σ_n) e a dureza;

4. A influência da temperatura pode ser analisada tanto pelos parâmetros de resistência mecânica e dureza quanto pelos parâmetros de tenacidade à fratura, tenacidade e ductilidade (redução de área);

5. Os parâmetros de ductilidade relacionados com a região da estrição no ensaio de tração (RA , RA_n e El_e) tiveram uma boa correlação com os parâmetros de tenacidade (E_a) e tenacidade à fratura (δ_m e $K-EE$), sendo esse comportamento relacionado ao estado de tensões na determinação desses parâmetros. Pelo fato desses parâmetros de ductilidade serem determinados em ensaios de tração usualmente realizados na certificação de materiais, e serem sensíveis à influência das fases Sigma e Chi, eles devem ser considerados no controle desses materiais;

6. A redução de área na estrição (RA_n) foi mais sensível do que a redução de área convencional (RA) para detectar os efeitos da temperatura de ensaio e da precipitação das fases fragilizantes;

7. Apesar de terem sido observadas algumas facetas de clivagem e o fenômeno da delaminação nas superfícies de fratura dos corpos de prova de tração, o parâmetro de tenacidade para fratura dúctil (Γ_f) pode ser usado para avaliar a tenacidade do material na temperatura ambiente (+24°C);

8. O aumento do alongamento nos ensaios de tração com a diminuição da temperatura, principalmente das condições C1, C2 e C3 nos ensaios realizados a -90°C, está relacionado ao

aumento da plasticidade associada à transformação martensítica induzida por deformação na austenita;

9. Foi observado na superfície de fratura dos corpos de prova o micromecanismo de fratura alveolar com tendência para clivagem com a diminuição da temperatura de ensaio e o aumento da fração de fases frágeis, tanto para os ensaios de tração, impacto e tenacidade à fratura, sendo que as superfícies dos corpos de prova de impacto e tenacidade à fratura apresentaram uma maior área de clivagem em relação aos corpos de prova de tração;

10. Quanto menor a temperatura de ensaio ou maior a porcentagem de fases frágeis no material, maior é o número de separações observadas na superfície de fratura dos corpos de prova de tração, tenacidade à fratura e impacto, sendo verificado que o fenômeno das separações está associado à fase ferrita;

11. O expoente n , calculado pelo ajuste da curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira utilizando a equação de Hollomon, não foi um parâmetro representativo da capacidade de encruamento do aço inoxidável duplex do tipo 2205 analisado neste trabalho;

12. O limite de escoamento foi estimado pelo ensaio de impressão de esferas apresentando diferença de no máximo 11,7% em relação aos obtidos no ensaio de tração, considerando quaisquer temperaturas ou frações de fases frágeis, utilizando-se para isso um fator β_m igual a 0,2609 para estimar o $S_{y0,2}$ e um β_m de 0,2982 para estimar o $S_{y1,0}$. A maior diferença encontrada na estimativa do limite de resistência à tração (S_u) foi de 7,2%, sendo nesse caso utilizado um fator de correlação igual a 0,320 ($HB=0,320.S_u$). A dureza HRG também é um bom parâmetro para estimar o limite de resistência à tração (S_u) do material, sendo correlacionado com esse por um fator de 0,1 ($HRG=0,1.S_u$).

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

1. Estudar a metodologia dos ensaios de impressão de esferas como ferramenta para a estimativa da resistência à tração, bem como da tenacidade e da curva tensão verdadeira em função da

deformação verdadeira, visando a aplicação para outros materiais. Esse trabalho deverá ser precedido de algumas etapas iniciais, sendo elas: (a) montar (ou adaptar) um dispositivo de ensaio com uma célula de carga mais apropriada para as faixas de cargas do ensaio; (b) elaborar um *software* para o tratamento dos dados do ensaio; (c) verificar a influência dos parâmetros de ensaios, como, por exemplo, a velocidade de penetração.

2. Estudar os mecanismos de deformação do aço inoxidável duplex do tipo 2205 em baixas temperaturas por meio de ensaios de tração interrompidos em determinados níveis de deformação e para algumas temperaturas de ensaio, a fim de se verificar a ocorrência da transformação martensítica induzida pela deformação na austenita;

3. Estudar o fenômeno da delaminação por meio de ensaios de tenacidade à fratura interrompidos e outras metodologias de ensaio como, por exemplo, o ensaio de impacto instrumentado;

4. Testar outras equações para o ajuste da curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira, de modo a se obter uma expressão cujo expoente n represente a capacidade de encruamento do aço inoxidável duplex do tipo 2205.

Referências Bibliográficas

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *A-790 / A-790M*; standard specification for seamless and welded ferritic/austenitic stainless steel pipe. Philadelphia, 1995. 4p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-6*; standard terminology relating to methods of mechanical testing. Philadelphia, 1994. 10p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-7*; standard terminology relating to metallography. Philadelphia, 1995. 28p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-8M*; standard test methods for tension testing of metallic materials. Philadelphia, 1995. 21p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-18*; standard test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials. Philadelphia, 1994. 14p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-23*; standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. Philadelphia, 1994. 21p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-92*; standard test methods for Vickers hardness of metallic materials. Philadelphia, 1992. 9p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-111*; standard test methods for Young's modulus, tangent modulus, and chord modulus. Philadelphia, 1988. 6p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-112*; standard test methods for determining average grain size. Philadelphia, 1988. 26p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-384*; standard test methods for microhardness of materials. Philadelphia, 1989. 19p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-399*; standard test methods for plane-strain fracture toughness of metallic materials. Philadelphia, 1990. 31p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-646*; standard test methods for tensile strain-hardening exponentes (*n-values*) of metallic sheet materials. Philadelphia, 1993. 7p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-992*; standard practice for determination of fracture toughness of steels using equivalent energy methodology. Philadelphia, 1989. 6p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-1290*; standard test methods for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement. Philadelphia, 1993. 10p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *E-1823*; standard terminology relating to fatigue and fracture testing. Philadelphia, 1996. 20p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. *F-138*; standard specification for stainless steel bar and wire for surgical implants. Philadelphia, 1994.

- BHADURI, A. K., RAY, S. K., RODRIGUEZ, P. New toughness parameters from tensile test for optimising postweld heat treatment of alloy 800/2.25Cr-1Mo steel joint. *Materials Science and Technology*, v.9, p.1133-1136, december 1993.
- BHADURI, A. K., RAY, S. K., RODRIGUEZ, P. Optimising post-weld heat treatment for alloy 800/(9Cr-1Mo) steel joints using toughness parameters from tensile tests. *Materials Science and Technology*, v.13, p.356-359, april 1997.
- BOTSHEKAN, M., DEGALLAIX, S., DESPLANQUES, Y. Influence of martensitic transformation on the low-cycle fatigue behaviour of 316LN stainless steel at 77 K. *Materials Science and Engineering A*, v.234-236, p.463-466, 1997.
- BYUN, T. S., HONG, J. H., HAGGAG, F. M., FARRELL, K., LEE, E. H. Measurement of through-the-thickness variations of mechanical properties in SA508 Gr.3 pressure vessel steels using ball indentation test technique. *International Journal of Pressure Vessels & Piping*, v.74, p.231-238, 1997.
- CALLISTER JR., W. D. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 5.ed. New York: John Wiley & Sons, 1999. Cap. 6: Mechanical properties of metals, p.112-152.
- CESCON, M. F. *Determinação de um valor crítico de J, em aço estrutural exibindo separações, através do emprego de ultra-som*. São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1986. 106p. Dissertação (Mestrado).
- CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. *In: Duplex Stainless Steels '91*, Beaune, 1991. Proceedings. ed.: Charles, J., Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, 1991. v.1, p.151-168.
- CHARLES, J. Duplex stainless steels from theory to the practice. *La Metallurgia Italiana*, v.87, n.2, p.83-91, 1995a.

- CHARLES, J. Composition and properties of duplex stainless steels. *Welding in the World*, v.36, p.43-54, 1995b.
- CHEN, T. H. & YANG, J. R. Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v.311A, p.28-41, 2001.
- CORTIE, M. B. & JACKSON, E. M. L. E. M. Simulation of the precipitation of Sigma phase in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.28A, p.2477-2484, december 1997.
- DAVISON, R. M. & REDMOND, J. D. Practical guide to using duplex stainless steels. *Materials Performance*, v.29, n.1, p.57-62, 1990.
- DeBOLD, T. A. Duplex stainless steel – microstructure and properties. *JOM*, p.12-15, march 1989.
- DIETER, G. E. Mechanical behavior of materials under tension. In: *Metals handbook*. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, 1985, v.8: Mechanical testing, p.20-27.
- DLOUHÝ, I., PROCHÁZKOVÁ, A., KOZÁK, V., HOLZMANN, M. Characteristics of fracture behaviour of duplex steels in transition region. In: *ECF 11 Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure*, 1996. p.651-656.
- DOWLING, N. E. *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. 2.ed. New Jersey: Prentice Hall, 1998. Cap. 4: Mechanical testing: Tension test and other basic tests, p.102-165.
- DUPOIRON, F. & AUDOUARD, J. P. Duplex stainless steels: a high mechanical properties stainless steels family. *Scandinavian Journal of metallurgy*, 25, p.95-102, 1996.

- ERAUZKIN, E. & IRISARRI, A. M. Effect of the testing temperature on the fracture toughness of a duplex stainless steel. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v.25, p.1731-1736, 1991.
- ERAUZKIN, E & IRISARRI, A. M. Influence of microstructure on the fracture toughness and fracture topography of a duplex stainless steel. *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*, v.15, n.2, p.129-137, 1992.
- FEE, A. R., SEGABACHE, R., TOBOLSKI, E. L. Hardness testing. *In: Metals Handbook*, v.8, p.70-103, 9ed., ASM, 1985.
- GANESH SUNDARA RAMAN, S. & PADMANABHAN, K. A. Tensile deformation-induced martensitic transformation in AISI 304LN austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science Letters*, v.13, n.5, p.389-392, march 1994.
- GEORGE, R. A., DINDA, S., KASPER, A. S. Estimating yield strength from hardness data. *Metal Progress*, p.30-35, may 1976.
- HAGGAG, F. M. In-situ measurements of mechanical properties using novel automated ball indentation system. *Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessels Thermal Annealing and Plant Life Extension, ASTM STP 1204*. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, p.27-44.
- HE, J., HAN, G., FUKUYAMA, S., YOKOGAWA, K. Tensile behaviour of duplex stainless steel at low temperature. *Materials Science and Technology*, v.15, p.909-920, august 1999.
- HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996a. Cap. 7: Fracture: An Overview.
- HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996b. Cap. 10: Microstructural Aspects of Fracture Toughness.

- IACOVIELLO, F., BONIARDI, M., LA VECCHIA, G. M. Fatigue crack propagation in austeno-ferritic duplex stainless steel 22Cr 5Ni. *International Journal of Fatigue*, v.21, p.957-963, 1999.
- IRISARRI, A. M., ERAUZKIN, E., SANTAMARIA, F., GIL-NEGRETE, A. Influence of the heat treatment on the fracture toughness of a duplex stainless steel. *In: Fracture behaviour and design of materials and structures*, 1990. Edited by D. Firrao, v.1. EMAS, New York. (1990). p.373-376.
- JACKSON, E. M. L. E. M. & MATTHEWS, L. M. The precipitation kinetics of intermetallic phases in duplex stainless steel and their influence on mechanical properties. *In: Proceedings of International Conference on Stainless Steels*, 1991. Chiba, ISIJ (1991). p.730-737.
- JACKSON, E. M. L. E. M., VISSER, P. E. de, CORNISH, L. A. Distinguishing between Chi and Sigma phase in duplex stainless using potentiostatic etching. *Materials Characterization*, v.31, p.185-190, 1993.
- JOSEFSSON, B., NILSSON, J. O., WILSON, A. Phase transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment. *In: Duplex Stainless Steels*, p.67-78, 1991.
- KARLSSON, L., RYEN, L., PAK, S. Precipitation of intermetallic phases in 22% Cr duplex stainless weld metals. *Welding Journal*, p.28s-40s, january 1995.
- KIM, S. B., PAIK, K. W., KIM, Y. G. Effect of Mo substitution by W on high temperature embrittlement characteristics in duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.247, p.67-74, 1998.
- KLEEMOLA, H. J. & NIEMINEN, M. A. On the strain-hardening parameters of metals. *Metallurgical Transactions*, v.5, p.1863-1866, august 1974.

- KUZUCU, V., CEYLAN, M., AKSOY, M., AKSOY, I., KAPLAN, M. Investigation of the microstructures of iron based wrought Cr-Ni-Mo duplex alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v.69, p.247-256, 1997.
- LEE, K. M., CHO, H. S., CHOI, D. C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite. *Journal of Alloys and Compounds*, v.285, p.156-161, 1999.
- LI, J., WU, T., RIQUIER, Y. σ Phase precipitation and its effect on the mechanical properties of a super duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v.174, p.149-156, 1994.
- LILJAS, M. & NILSSON, J. -O. Development of commercial nitrogen-rich stainless steels. *Materials Science Forum*, v.318-320, p.189-200, 1999.
- LOW Jr., J. R. Embrittlement of steels. *In: Metals Handbook*, v.1, p.683-688, 9ed., ASM, 1985.
- MACHADO, I. F., LOW, M., MARTINEZ, L. G., PADILHA, A. F. Efeito do nitrogênio na formação de martensitas induzidas por deformação em aços inoxidáveis do tipo 25%Cr-5%Ni. *In: 13° CBECIMAT – VI SEMEL*, 1998.
- MADERUD, C. J., ANDERSSON, J. O., LILJAS, M. Ageing of 2205 with two different nitrogen contents. *In: Applications of Stainless Steel's 92*, 9-11 June, 1992. Stockholm, Sweden, 1992. v.1, p.370-378.
- MAEHARA, Y., OHMORI, Y., MURAYAMA, J., FUJINO, N., KUNITAKE, T. Effect of alloying elements on σ phase precipitation in δ - γ duplex phase stainless steels. *Metal Science*, v.17, n.11, p.541-547, november 1983.

- MATHEW, M. D., MURTY, K. L., RAO, K. B. S., MANNAN, S. L. Ball indentation studies on the effects of aging on mechanical behavior of alloy 625. *Materials Science and Engineering A*, v.264, p.159-166, 1999.
- METALS HANDBOOK, 1985. Terms and Definitions. *Metals Handbook*, v.8, p.1-15, 9ed., ASM, 1985.
- MURTY, K. L., MATHEW, M. D., WANG, Y., SHAH, V. N., HAGGAG, F. M. Nondestructive determination of tensile properties and fracture toughness of cold worked A36 steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v.75, p.831-840, 1998.
- MURTY, K. L., MIRAGLIA, P. Q., MATHEW, M. D., SHAH, V. N., HAGGAG, F. M. Characterization of gradients in mechanical properties of SA-533B steel welds using ball indentation. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v.76, p.361-369, 1999.
- NILSSON, J. O. Overview – Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, v.8, p.685-700, august 1992.
- NILSSON, J. O. & WILSON, A. Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. *Materials Science and Technology*, v.9, p.545-554, july 1993.
- NORDBERG, H. Mechanical properties of austenitic and duplex stainless steels. In: *1st European Stainless Steel Conference. International Conference Stainless Steel*, 1993. v.2, p.2217-2229.
- OLSSON, J. & LILJAS, M. 60 years of duplex stainless steel applications. *Acom.*, n.2, p.17-23, 1996.
- PADILHA, A. F. & AMBROZIO FILHO, F. *Técnicas de análise microestrutural*. São Paulo: Hemus Editora Ltda, 1985, 190p.

- PADILHA, A. F. & GUEDES, L. C. *Aços inoxidáveis austeníticos: microestruturas e propriedades*. São Paulo: Hemus Editora Ltda, 1994, 170p.
- POHL, M. Microstructure and properties of duplex stainless steels – State of the art. *In: 49º Congresso Internacional da ABM*, 1994. São Paulo. Anais. v.8, p.301-316.
- POHL, M. The ferrite/austenite ratio of duplex stainless steels. *Z. Metallkd.*, v.86, n.2, p.97-102, 1995.
- RAY, S. K., BHADURI, A. K., RODRIGUEZ, P. New toughness parameters from the tensile test – A first report. *Journal of Nuclear Materials*, v.200, p.70-77, 1993.
- RAY, S. K., BHADURI, A. K., RODRIGUEZ, P. Estimation of resistance to ductile fracture of weldments at ambient and elevated temperatures from tensile tests. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v.75, p.489-498, 1998.
- REICK, W., POHL, M., PADILHA, A. F. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. *Metalurgia & Materiais – ABM*, v.48, n.409, p.551-563, setembro 1992.
- ROSSITTI, S. M. & ROLLO, J. M. D. A. Precipitação de fases em aço inoxidável duplex fundido contendo nióbio. *Metalurgia & Materiais – ABM*, p.293-302, junho 1998.
- ROSSITTI, S. M. *Efeito do nióbio na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex fundido SEW 410 W.Nr.1.4517*. São Carlos: Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1999. 150p. Tese (Doutorado).
- SERVER, W. L. Charpy impact testing. *In: Metals Handbook*, v.8, p.261-268, 9ed., ASM, 1985.

- SHIMOIDE, Y., CUI, J., KANG, C. Y., MIYAHARA, K. Effect of R phase formation on the impact toughness of a 25%Cr-7%Ni-3%Mo duplex stainless steel. *ISIJ International*, v.39, n.2, p.191-194, 1999.
- SOLOMON, H. & DEVINE JR., T. Duplex stainless steel – A tale of two phase. *In: Proc. Conf. Duplex Stainless Steel*, 25-28 Oct. 1982. St. Louis, USA, ASM (1983). p.693-756.
- UNNIKRISHNAN, K. & MALLIK, A. K. Microstructure-Strength relations in a duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*, v.94, p.175-181, 1987.
- VANDER VOORT, G. F. The metallography of stainless steels. *JOM*, p.6-11, march 1989.
- VANDER VOORT, G. F. & JAMES, H. M. Wrought Stainless Steels. *In: Metals handbook*. 9.ed. Ohio: American Society for Metals, 1992, v.9: Metallography and Microstructures, p.279-287.
- VERHAEGHE, B., LOUCHET, F., BRECHET, Y., MASSOUD, J-P. Damage and rupture mechanisms in an austenoferritic duplex steel. *Acta Materialia*, v.45, n.5, p.1811-1819, 1997.
- VILELA, J.M.C., OLIVEIRA, N. J. L., ANDRADE, M. S., GONZALEZ, B. M., SANTOS, C. E. R., MORAES, J. M. D., MANTEL, M. J. Análise metalográfica em aço inoxidável austenítico após deformação em diferentes temperaturas. *In: 56º Congresso Anual da ABM*, 2001. Belo Horizonte. 2001.
- WASHKO, S. D. & AGGEN, G. Wrought Stainless Steels. *In: Metals handbook*. 10.ed. Ohio: American Society for Metals, 1990, v.1: Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys, p.841-907.

- WELMAN, W. H. M., GADGIL, V. J., KOLSTER, B. H. Mechanical behaviour of duplex stainless steel. In: *Duplex Stainless Steels '91*, Beaune, 1991. Proceedings. ed.: Charles, J., Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, 1991. v.1, p.177-184.
- WIDMARK, H. Thirty years of stainless steel development. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 22, p.156-164, 1993.
- WILMS, M. E., GADGIL, V. J., KROUGMAN, J. M., KOLSTER, B. H. The effect of σ -phase precipitation at 800 °C on the mechanical properties of a high alloyed duplex stainless steel. *Materials at high Temperatures*, v.9, n.3, p.160-166, august 1991.
- YAMAMOTO, T., KURISHITA, H., MATSUSHIMA, T., KAYANO, H. Development of innovative indentation system and its application to cyclic ball indentation test for small-sized specimens. *Journal of Nuclear Materials*, v.239, p.219-227, 1996.
- ZOK, F. & EMBURY, J. D. On the analysis of delamination fractures in high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.21, p.2565-2575, 1990.

Anexo I - Pré-ensaios

Com base na revisão bibliográfica, foram feitos quatro tratamentos térmicos para precipitação de fase Sigma, sendo esses considerados como pré-ensaios, estando definidos na Tabela A.1.1. Nessa etapa, foram tratadas apenas poucas barras (duas para P1, P3 e P4 e três para P2) do material para posterior usinagem de corpos de prova de tração. Os tratamentos foram feitos em um forno de resistência elétrica da marca EDG, sendo que consistiram da colocação das barras do aço, com aproximadamente 13x15x100mm, no forno já estabilizado em determinada temperatura por um certo período de tempo, com o posterior resfriamento em água para garantir uma rápida taxa de resfriamento que inibisse a precipitação de fases durante o resfriamento. Além dessas condições, considerou-se o material como fornecido, ou seja, solubilizado a 1060 °C como a condição P0, sendo ensaiados 3 corpos de prova nessa condição.

Tabela A.1.1- Tratamentos térmicos dos pré-ensaios.

<i>Condição</i>	<i>Temperatura do forno</i>	<i>Tempo de permanência no forno</i>
<i>P1</i>	850 °C	15 minutos
<i>P2</i>	850 °C	30 minutos
<i>P3</i>	850 °C	60 minutos
<i>P4</i>	900 °C	30 minutos

Os resultados obtidos nos pré-ensaios e que levaram à escolha das condições microestruturais definitivas do projeto foram basicamente definidos por meio dos resultados do ensaio de tração. A análise metalográfica também foi realizada, assim como ensaios de dureza,

sendo que os ensaios de dureza não foram muito conclusivos pela pouca variação obtida entre as condições dos pré ensaios, o que de certo modo reproduziu o comportamento da resistência mecânica obtida pelo ensaio de tração.

Os ensaios de tração foram realizados com controle de deslocamento e velocidade de deslocamento do pistão de 0,05 mm/s. Os corpos de prova cilíndricos possuíam diâmetro útil de 5 mm e comprimento útil de 25 mm, seguindo as proporções indicadas na norma ASTM E8M [1995]. Esta configuração dos corpos de prova de tração foi a mesma para todo o trabalho. Foi registrada a carga em função da abertura do extensômetro.

A Figura A.1.1 mostra as curvas obtidas no ensaio de tração para os pré-ensaios. Pode-se observar que elas são praticamente coincidentes, independente da condição, a não ser na parte final da curva após o início da estricção. Com isso, verificou-se que os parâmetros de resistência mecânica, limite de escoamento ($S_{y0,2}$) e limite de resistência à tração (S_u), não sofrem alterações significativas. Ao contrário, os parâmetros de ductilidade captaram a influência dos tratamentos feitos, sendo maior a sensibilidade da redução de área (RA), como pode ser melhor observado na Tabela A.1.2, que apresenta os valores médios de algumas propriedades mecânicas obtidas no ensaio. Observou-se pouca dispersão entre os resultados da mesma condição.

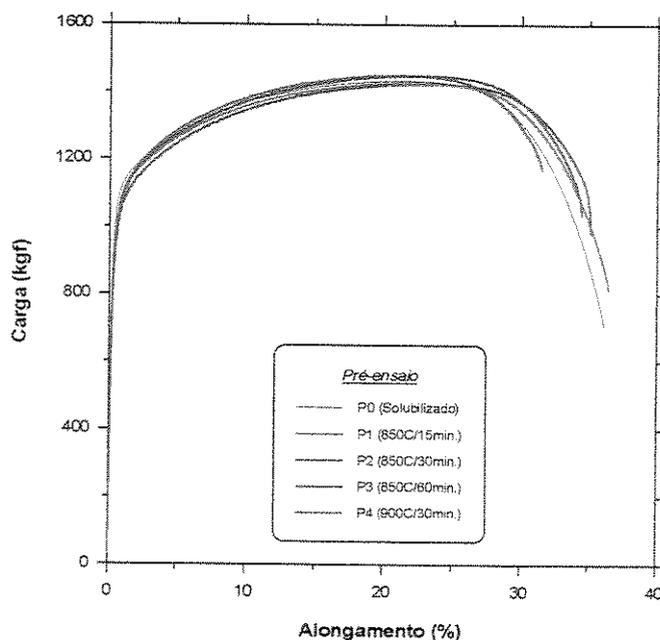


Figura A.1.1- Curvas obtidas no ensaio de tração para os pré-ensaios.

Tabela A.1.2- Propriedades mecânicas obtidas nos pré-ensaios de tração.

<i>Condição</i>	<i>S_{y0,2} (MPa)</i>	<i>S_u (MPa)</i>	<i>El_t (%)</i>	<i>RA (%)</i>
<i>P0</i>	528	741	38,4	83,3
<i>P1</i>	505	741	36,7	73,5
<i>P2</i>	496	743	35,2	63,7
<i>P3</i>	484	742	31,7	52,0
<i>P4</i>	502	753	35,1	64,0

As propriedades mecânicas obtidas para as condições P2 (850°C/30minutos) e P4 (900°C/30minutos) não apresentaram diferenças significativas apesar da diferença na temperatura de tratamento. Além de 850 °C ser uma das temperaturas mais usada para precipitação da fase Sigma nesse material, com base nas referências analisadas, esse comportamento similar entre P2 e P4 reforçou a escolha de 850 °C como a temperatura a ser utilizada para o tratamento das condições definitivas do projeto.

Os valores de dureza obtidos para algumas condições dos pré-ensaios estão apresentados na Tabela A.1.3, sendo que foram feitas de três a quatro impressões por condição. Pode-se observar que não houve variação significativa nos valores encontrados entre as condições, sendo que isso reflete o ocorrido com o limite de resistência à tração. Isso está de acordo com o descrito por LOW Jr. [1985] na parte em que ele fala sobre fragilização, ou seja, que a dureza e a resistência mecânica não são significativamente afetadas pela presença de fase Sigma, ao contrário da resistência ao impacto que é sensivelmente afetada. Os ensaios foram feitos em várias escalas de dureza Rockwell visando também a definição da melhor escala para o material nas condições microestruturais analisadas. Nesse sentido, verificou-se que as escalas B e C não seriam boas escolhas pelo fato dos valores de dureza terem sido próximos aos limites superiores e inferiores das escalas, respectivamente.

As Figuras A.1.2 e A.1.3 mostram as microestruturas das condições P0 e P2, respectivamente, tendo sido obtidas por meio do ataque de KOH eletrolítico. Pode-se observar que a condição P0, por se tratar de uma condição solubilizada, apresenta-se livre de precipitados.

Na análise metalográfica foi observado: 1- que a ferrita foi revelada na cor marrom, a austenita na cor branca e a fase precipitada de forma escura; 2- que a precipitação da fase Sigma ocorreu do contorno para dentro da ferrita; 3- um aumento da fase precipitada com o aumento do tempo de tratamento.

Tabela A.1.3- Valores de dureza Rockwell obtidos para algumas condições dos pré-ensaios.

<i>Condição</i>	<i>HRA</i>	<i>HRB</i>	<i>HRC</i>	<i>HRD</i>	<i>HRG</i>
<i>P0</i>	61	97	19	41	81
<i>P3</i>	62	98	20	42	82
<i>P4</i>	62	99	20	42	82

Observação: 1. HRA ⇒ Carga de 60 kgf com penetrador de cone de diamante;

2. HRB ⇒ Carga de 100 kgf com penetrador de esfera de 1/16”;

3. HRC ⇒ Carga de 150 kgf com penetrador de cone de diamante;

4. HRD ⇒ Carga de 100 kgf com penetrador de cone de diamante;

5. HRG ⇒ Carga de 150 kgf com penetrador de esfera de 1/16”.

Com base no exposto, principalmente levando-se em consideração a redução de área (RA) no ensaio de tração, optou-se por fazer os tratamentos definitivos nas condições mostradas na Tabela A.1.4. Foi considerado, para essa definição, o tempo para estabilização do forno devido à maior massa de corpos de prova no tratamento definitivo, ao contrário dos pré-ensaios, em que o forno estabilizava sua temperatura após a colocação das amostras em um ou dois minutos. Nesse sentido, foram feitos registros com um termopar embutido em um corpo de prova, além do registro do forno, possibilitando assim a determinação do momento em que o corpo de prova atingia a temperatura do tratamento isotérmico. Os registros do termopar embutido no corpo de prova e da temperatura do forno estão apresentados no capítulo 3 deste trabalho.

Considerando um tempo de 25 minutos para que a amostra chegasse na temperatura do tratamento isotérmico, estimou-se que os patamares estabelecidos forneceriam condições microestruturais distintas entre si, com crescentes porcentagens de fase Sigma e, conseqüentemente, diferentes níveis de fragilização.

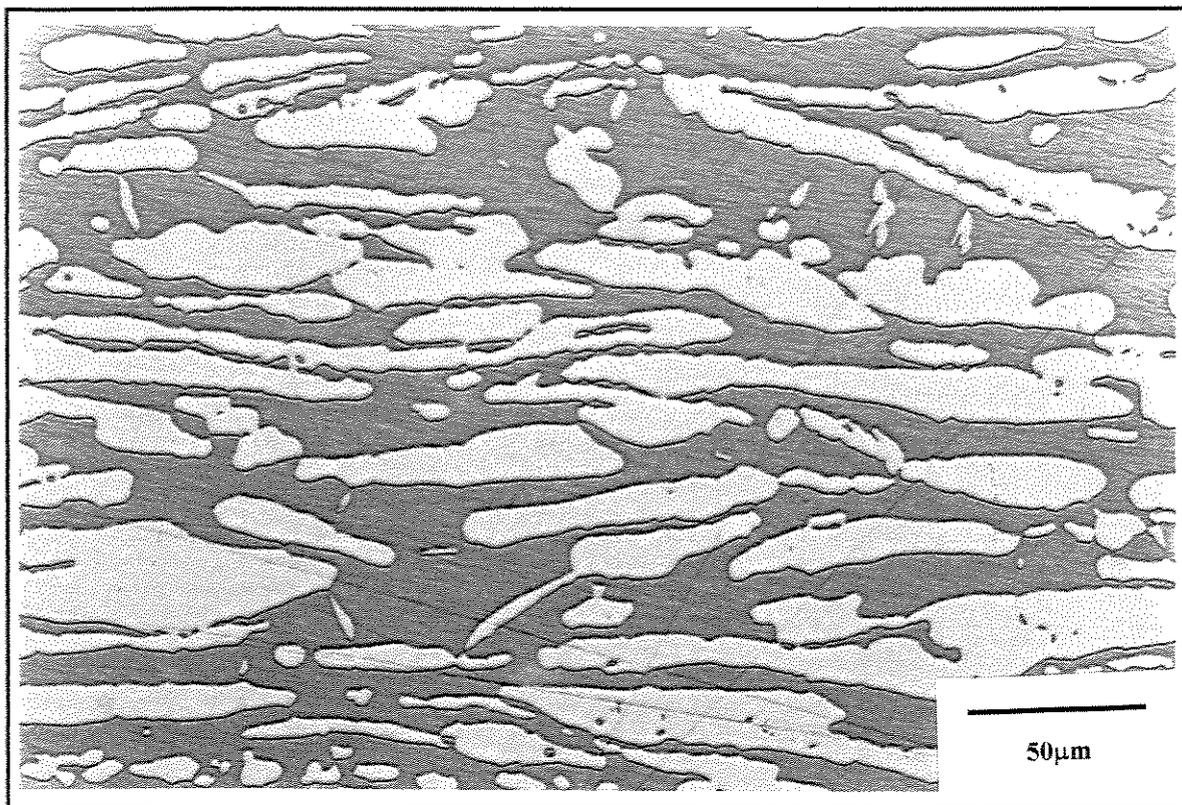


Figura A.1.2- Microestrutura da condição P0 (Ataque: KOH eletrolítico).

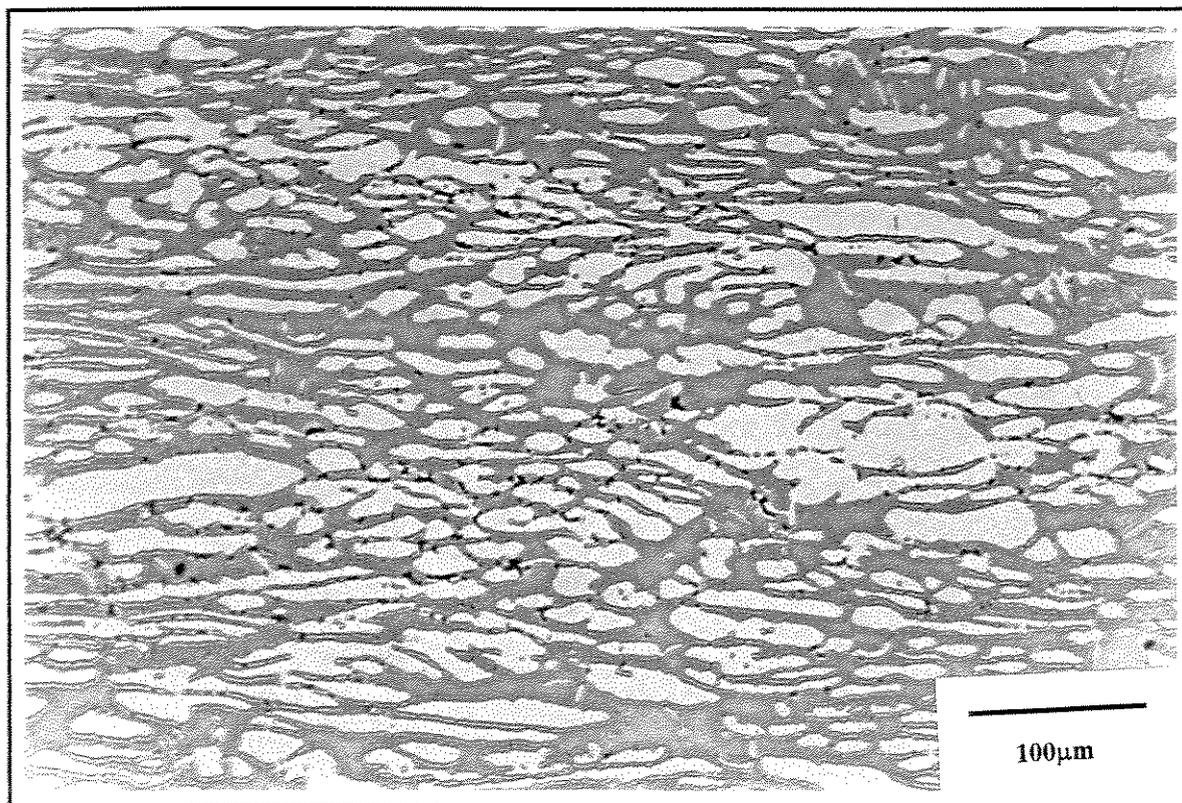


Figura A.1.3- Microestrutura da condição P2 (Ataque: KOH eletrolítico).

Tabela A.1.4- Tratamentos térmicos definitivos para o projeto e respectiva nomenclatura.

<i>Condição</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Tempo total</i>	<i>Aquecimento</i>	<i>Patamar</i>
<i>C1</i>	850 °C	30 minutos	± 25 minutos	± 5 minutos
<i>C2</i>	850 °C	45 minutos	± 25 minutos	± 20 minutos
<i>C3</i>	850 °C	60 minutos	± 25 minutos	± 35 minutos
<i>C4</i>	850 °C	75 minutos	± 25 minutos	± 50 minutos
<i>C5</i>	850 °C	125 minutos	± 25 minutos	± 100 minutos
<i>C0</i>	Condição solubilizada (1060 °C) conforme fornecido pelo fabricante.			

Anexo II – Materiais auxiliares

A composição química estabelecida para os materiais auxiliares é dada na Tabela A.2.1, assim como análises realizadas. As análises foram feitas por meio da análise de energia dispersiva (AED), com o sistema de análise acoplado ao MEV, sendo consideradas semiquantitativas. Para o AISI 430 foi feita também uma análise quantitativa para os teores de cromo e carbono com a utilização de um Espectrômetro de Fluorescência de Raios X PHILIPS e de um Analisador de C e S LECO, respectivamente. As propriedades mecânicas obtidas para esses materiais estão indicadas na Tabela A.2.2.

Tabela A.2.1- Composição química dos materiais auxiliares utilizados (% em peso).

<i>Descrição</i>	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Mo</i>	<i>N</i>
<i>AISI 430 pela norma</i>	bal.	0,12 máx.	1,0 máx.	1,0 máx.	16-18	---	0,04 máx.	0,03 máx.	---	---
<i>Análise do AISI 430</i>	80,97	0,07 *	0,88	0,33	17,81 e 16,3**	---	---	---	---	---
<i>ASTM F138 pela norma</i>	bal.	0,03 máx.	2,0 máx.	0,75 máx.	17-19	13,0 - 15,5	0,025 máx.	0,010 máx.	2 - 3	0,10 máx
<i>Análise do F138</i>	63,31	---	2,40	0,51	18,48	13,35	---	---	1,95	---

*Obs: As composições dos aços AISI 430 e ASTM F138 foram obtidas nas seguintes referências: WASHKO & AGGEN [1990], ASTM F138 [1994]; *Análise utilizando um Analisador de C e S LECO; **Análise utilizando um Espectrômetro de Fluorescência de Raios X PHILIPS; Demais valores obtidos pela utilização da AED; Foram apresentados somente os valores médios obtidos para 5 medições.*

Tabela A.2.2- Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para os aços auxiliares.

Material	Temperatura °C (K)	Número de corpos de prova	Parâmetros analisados			
			$S_{y0,2}$ (MPa)	$S_{y1,0}$ (MPa)	S_u (MPa)	σ_f (MPa)
AISI 430	+24 (297)	4	270 ± 4	296 ± 7	496 ± 2	1147 ± 95
	-20 (253)	3	303 ± 9	335 ± 12	532 ± 4	1261 ± 25
	-50 (223)	3	321 ± 10	346 ± 10	561 ± 2	1249 ± 85
	-90 (183)	3	367 ± 4	383 ± 7	607 ± 2	1432 ± 58
ASTM F138	+24 (297)	5	241 ± 6	283 ± 5	593 ± 5	1570 ± 160
	-50 (223)	2	303 ± 5	343 ± 7	736 ± 8	2194 ± 8
	-90 (183)	2	362 ± 2	410 ± 1	843 ± 6	2412 ± 122
----	----	----	El_u (%)	El_u (%)		RA (%)
AISI 430	+24 (297)	4	33,4 ± 0,8	18,5 ± 0,7	14,8 ± 0,5	77,0 ± 1,6
	-20 (253)	3	33,3 ± 0,7	18,5 ± 1,1	14,9 ± 0,6	77,0 ± 0,4
	-50 (223)	3	35,3 ± 0,7	20,3 ± 0,6	14,9 ± 0,1	75,4 ± 1,7
	-90 (183)	3	36,5 ± 0,6	21,3 ± 1,2	15,2 ± 0,6	76,1 ± 0,8
ASTM F138	+24 (297)	5	66,4 ± 2,8	52,4 ± 1,6	14,1 ± 2,8	79,9 ± 1,9
	-50 (223)	2	78,1 ± 1,5	64,4 ± 0,8	13,7 ± 0,6	81,1 ± 0,7
	-90 (183)	2	78,2 ± 0,7	64,4 ± 0,1	13,8 ± 0,7	80,7 ± 1,1
----	----	----	n	k (MPa)	n_1	k_1 (MPa)
AISI 430	+24 (297)	4	0,254 ± 0,005	939 ± 10	0,269 ± 0,007	984 ± 15
	-20 (253)	3	0,245 ± 0,011	987 ± 18	0,251 ± 0,014	1006 ± 28
	-50 (223)	3	0,259 ± 0,009	1061 ± 15	0,262 ± 0,010	1070 ± 19
	-90 (183)	3	0,263 ± 0,006	1145 ± 7	0,255 ± 0,008	1115 ± 20
ASTM F138	+24 (297)	5	0,333 ± 0,003	1066 ± 11	0,283 ± 0,009	913 ± 31
	-50 (223)	2	0,285 ± 0,001	1080 ± 11	0,235 ± 0,001	926 ± 6
	-90 (183)	2	0,275 ± 0,003	1226 ± 15	0,217 ± 0,002	1024 ± 11

Observação: Estão apresentados os valores para a média ± o desvio padrão.



