



UNESP
Universidade Estadual Paulista
“Júlio de Mesquita Filho”

Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
Departamento de Engenharia Mecânica
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DE UM
AÇO ESTRUTURAL**

SANDRA ILKA IRIKURA

Ilha Solteira – SP
2006



UNESP
Universidade Estadual Paulista
“Júlio de Mesquita Filho”

Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
Departamento de Engenharia Mecânica
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DE UM
AÇO ESTRUTURAL**

SANDRA ILKA IRIKURA

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, da Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Materiais e Processos de Fabricação.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu

Ilha Solteira – SP
2006

FICHA CATALOGRÁFICA

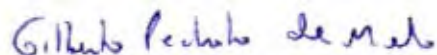
Elaborada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da Informação
Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação da UNESP - Ilha Solteira.

I68e	Irikura, Sandra Ilka Estudo da influência da microestrutura no comportamento mecânico de juntas solda- das de um aço estrutural / Sandra Ilka Irikura. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2006 171 p. : il. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, 2006 Orientador: Ruís Camargo Tokimatsu Bibliografia: p. 167-171 1. Microestrutura. 2. Microdureza. 3. Fração volumétrica.
------	---

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DE UM AÇO
ESTRUTURAL**

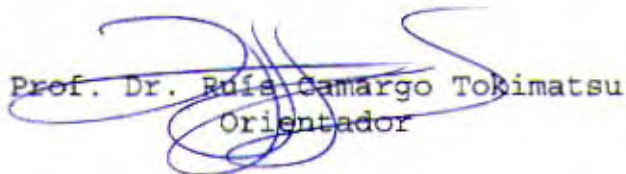
SANDRA ILKA IRIKURA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA** NA ÁREA DE CONHECIMENTO EM
MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO E APROVADA EM SUA FORMA
FINAL PELO PROGRAMA DE **PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA** DA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA - UNESP.



Prof. Dr. Gilberto Pechoto de Melo
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Rufe Camargo Tokimatsu
Orientador



Prof. Dra. Cecília A. de C. Zavaglia
UNICAMP / DEM



Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
UNESP / DEM

Dedico este trabalho aos meus Avós.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por cada momento.

À minha família, por todo apoio e incentivo.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP de Ilha Solteira, por colocar a disposição todos os recursos sem os quais este trabalho não teria sido realizado.

Aos Professores: Antônio de Pádua L. Filho, Celso R. Sokei, Daniel Yvan M. Delforge, Hidekasu Matsumoto, Juno Gallego, Vicente Afonso Ventrella e Wyser José Yamakami, por toda ajuda.

Aos Técnicos da Oficina Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica, pelo grande auxílio na fase experimental do trabalho. Em especial ao Marino (Teixeira Caetano), por toda gentileza e atenção.

Aos Amigos do NAC, Alex (Sander Borges) e Elias (Amaral dos Santos), por TUDO (Formatações, Instalações, Caça aos vírus, Cotas de Impressão... e principalmente Paciência)!

Ao Grupo de Caracterização Mecânica e Microestrutural dos Materiais – GC3M, por toda estrutura de trabalho oferecida e principalmente por todo convívio e aprendizado com os “GC3Mistas” (ou Coçadores!): Pancho, Bigorna, Gian, Boga, Mashiba, Rodrigo, Alexandre, Ruddy Master, Japa, Mutum e Gerlin.

*“Duvidar de tudo ou crer em tudo
são duas soluções igualmente cômodas,
que nos dispensam, ambas, de refletir.”*

- Henri Poincare -

IRIKURA, Sandra I. **Estudo da Influência da Microestrutura no Comportamento Mecânico de Juntas Soldadas de um Aço Estrutural**. Unesp – Universidade Estadual Paulista. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), 171, 2006.

RESUMO

Como se sabe dureza e resistência mecânica dependem da microestrutura do aço. Em aços multiestruturais é importante compreender a influência individual da estrutura do microconstituente. O único ensaio prático que pode ser realizado individualmente no microconstituente estrutural em aços multiestruturais é o ensaio de dureza com pequenas indentações sob cargas baixas ou ensaio de microdureza. Já que é possível obter a resistência ou a curva tensão-deformação da dureza de um aço mono estrutural, tal como ferrita, perlita, bainita ou martensita, também é possível estimar a resistência ou a curva tensão-deformação para aços multiestruturais conhecendo-se a fração volumétrica de cada constituinte estrutural individualmente presente. O trabalho tem como objetivo analisar o comportamento de microestruturas de um cordão-de-solda sob ensaio de microdureza com a tentativa de se recompor o valor de dureza Vickers (HV) obtido no ensaio de (macro) dureza, observando-se assim o comportamento individual dos constituintes. O material ensaiado foi a junta soldada por arco submerso do aço estrutural COS Civil 300. Tratamentos térmicos foram realizados para que se pudessem obter microestruturas variadas. As amostras foram analisadas metalograficamente e também por análise quantitativa. Para o ensaio de microdureza desenvolveu-se uma nova metodologia, onde, as indentações foram produzidas no microdurômetro e as leituras das diagonais realizadas através das imagens capturadas por fotografias digitais e medidas através do software Image Tool. A confiabilidade do método foi avaliada. As cargas utilizadas para o ensaio de microdureza foram de 100, 70 e 10 gf, para o ensaio de macro dureza utilizou-se 20 kgf. Concluiu-se que para o fechamento de uma equação correlacionando os valores obtidos pela microdureza com sua fração volumétrica, reconstituí-se o valor da macro dureza, com a presença de um fator possivelmente gerado pelo Indentation Size Effect (ISE) - efeito de tamanho da indentação.

Palavras-chave: microestrutura, microdureza, fração volumétrica.

IRIKURA, Sandra I. **Study of the Influence of Microstructure in the Mechanical Behaviour of Welded Joints of a Structural Steel**. Unesp – Universidade Estadual Paulista. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), 171, 2006.

ABSTRACT

It is well known that both hardness and strength depend on the microstructure of steels. In multistrukture steels, it is important to understand the influence of individual structure microconstituent. The only practical test that can be performed on the individual microstrutural constituents in multistrukture steels is a hardness test with a small indentation under low load or microhardness test. If is possible to obtain strength or the stress-strain curves from the hardness of single structure steels, such as ferrite, perlite, bainite or martensite, it is may possible to estimate the strengths or stress-strain curves of multistrukture steels by knowing the volume fraction of the individual structural constituents present. The purpose of the present work is analyzing the microstrutural behaviour of weld joint under microhardness test with the attempt of recomposing the Hardness Vickers (HV) value obtained on the (macro) hardness test, observing then the individual behaviour of the constituents. The material tested was the joint welded by submerge- arc welding of the structural steels COS Civil 300. Heat treatment had been carried out to obtain different microstrutures. The specimens were analyzed by metallography and quantitative analysis. For microhardness test it was developed a new methodology, where the indentations was produced by the microhardness testing machine and the measuring of the diagonals realized by images captured by digital photography and the measuring was made through the software Image Tool. The trustworthiness of this method was appraised. The microhardness tests were carried out under loads of 100, 70 and 10 gf, and for the macro hardness test under load of 20 kgf. Concludes that to enclose an equation correlating the values obtained by microhardness and its volume fraction, rebuilds the macro hardness value with the appearance of a factor may be produced by Indentation Size Effect (ISE).

Keywords: microstructure, microhardness, volume fraction.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1	Ilustração da construção com estruturas e cobertura metálicas Centro Comercial Europark, Salzburg, Áustria	20
Figura 1.2	Ilustração de um perfil 'I'	24
Figura 1.3 (a)	Perfil 'I' Soldado - Processo convencional	26
Figura 1.3 (b)	Ilustração de um perfil 'I' soldado de um lado só	26
Figura 2.1	Representação esquemática do processo Soldagem por Arco Submerso (SAS)	30
Figura 2.2	Representação esquemática da região da solda	36
Figura 2.3	Constituintes microestruturais de juntas soldadas	40
Figura 2.4	Fluxograma orientador para classificação dos microconstituintes presentes no cordão-de-solda com o auxílio de microscopia óptica	41
Figura 2.5	Diferenciação entre ferrita acicular [AF] e ferrita poligonal intragranular [PF(I)]	42
Figura 2.6	Diferenciação entre ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e ferrita acicular [AF]	43
Figura 2.7	Diferenciação entre agregado ferrita-carboneto [FC] e ferrita acicular [AF]	43
Figura 2.8	Curva esquemática da relação inversa entre tenacidade e resistência mecânica	50
Figura 2.9	Diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo	53
Figura 2.10	Ilustração do favorecimento da formação da ferrita acicular com o aumento do tamanho de grão austenítico	58
Figura 2.11	Representação esquemática dos indentadores Vickers e Knoop	61
Figura 2.12	<i>Offset</i> de um indentador Vickers	64
Figura 2.13 (a)	Representação esquemática dos ciclos de tratamentos térmicos e as tabelas utilizadas para produzir de vários aços mono estruturais / Aços Ferríticos	71
Figura 2.13 (b)	Representação esquemática dos ciclos de tratamentos térmicos e as tabelas utilizadas para produzir de vários aços mono estruturais / Aços Martensíticos	71
Figura 3.1	Representação esquemática da junta soldada	79
Figura 3.2	Equipamento de soldagem a arco submerso - ICEC/ Bady Bassit	81

Figura 3.3	Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos-de-prova das juntas soldadas	82
Figura 3.4 (a)	Representação esquemática da junta soldada / Chapa depois da retirada do material excedente	83
Figura 3.4 (b)	Representação esquemática da junta soldada / Chapa seccionada de modo a retirar os corpos-de-prova Charpy	83
Figura 3.5	Desenho esquemático do corpo-de-prova para ensaio de impacto Charpy	84
Figura 3.6	Dimensões e tolerâncias dos corpos-de-prova tipo A para o ensaio Charpy	84
Figura 3.7	Desenho esquemático das instalações do forno tipo tubular	87
Figura 3.8	Desenho esquemático das instalações do forno tubular vertical	89
Figura 3.9	Representação esquemática da confecção dos corpos-de-prova	90
Figura 3.10	Representação esquemática das direções de referência, apresentando em negrito as orientações dos corpos-de-prova retirados do metal base	93
Figura 3.11	Equipamento <i>Instron Wolpert</i> utilizado no ensaio de impacto	93
Figura 3.12	Equipamento utilizado nos ensaios de dureza	94
Figura 3.13	Representação dos pontos onde foram aplicadas as cargas no ensaio de dureza	95
Figura 3.14	Fotografia com sobreposição de malha e marcadores coloridos de pontos - aumento 500X	100
Figura 3.15	Microdurômetro acoplado ao microscópio <i>Neophot</i>	102
Figura 3.16	Câmera Digital acoplada ao microscópio <i>Neophot</i>	103
Figura 3.17	Ilustração da medição utilizando o programa <i>Image Tool</i>	103
Figura 3.18	Ilustração da medição da escala utilizando o programa <i>Image Tool</i>	104
Figura 4.1	Seção transversal da junta soldada	108
Figura 4.2	Gráfico de barras representativo dos valores de dureza da Tabela 4.1	109
Figura 4.3	Gráfico Dureza Vickers <i>versus</i> Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Contínuo	110
Figura 4.4	Gráfico Dureza Vickers <i>versus</i> Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Isotérmico	111

Figura 4.5 (a)	Visualização tridimensional das seções do metal base	112
Figura 4.5 (b)	Eixo de coordenadas para orientação LTS	112
Figura 4.6	Representação esquemática das orientações dos corpos-de-prova retirados do metal base.	113
Figura 4.7	Gráfico Energia <i>versus</i> Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Contínuo	114
Figura 4.8	Gráfico Energia <i>versus</i> Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Isotérmico	115
Figura 4.9	Macrografia da condição CS (como soldada)	116
Figura 4.10	Amostra CS (como soldada) - aumento 200x	117
Figura 4.11	Amostra CS (como soldada) - aumento 500x	118
Figura 4.12	Amostra 12RCT	120
Figura 4.13	Amostra 10RCT	120
Figura 4.14	Amostra 88RCT	120
Figura 4.15	Amostra 12RCN	122
Figura 4.16	Amostra 10RCN	122
Figura 4.17	Amostra 88RCN	122
Figura 4.18	Amostra 12RCR	124
Figura 4.19	Amostra 10RCR	124
Figura 4.20	Amostra 88RCR	124
Figura 4.21	Amostra 12ISO350	126
Figura 4.22	Amostra 12ISO450	126
Figura 4.23	Amostra 12ISO550	126
Figura 4.24	Amostra 10S0350	128
Figura 4.25	Amostra 10S0450	128
Figura 4.26	Amostra 10S0550	128
Figura 4.27	Amostra 88ISO350	120
Figura 4.28	Amostra 88ISO450	130
Figura 4.29	Amostra 88ISO550	130
Figura 4.30	Fotomicrografia da amostra 10ISO350 / I2 - aumento 500x	139

Figura 4.31	Fotomicrografia da amostra 88IS0450 - aumento 500x	139
Figura 4.32	Fotomicrografia da amostra 10IS0350 / I2 - aumento 1000x	140
Figura 4.33	Fotomicrografia da amostra 10IS0350 / I9 - aumento 1000x	142
Figura 4.34	Fotomicrografia da amostra CS - aumento 1000x	143
Figura 4.35	Fotomicrografia da amostra CS - aumento 1000x / Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular	144
Figura 4.36	Fotomicrografia da amostra 88IS0350 - aumento 500x / Indentações de referência	146
Figura 4.37	Fotomicrografia da amostra 88IS0350 - aumento 1000x / Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular	147
Figura 4.38	Fotomicrografia da amostra CS - aumento de 500x	149
Figura 4.39	Fotomicrografia da amostra 10RCN - aumento de 500x	149
Figura 4.40	Indentações produzidas no constituinte Agregado Ferrita Carboneto - amostra 10RCN - aumento de 1000x	150
Figura 4.41	Amostra como soldado / aumento de 400x	152
Figura 4.42	Impressões realizadas com carga de 5 gf na Ferrita Primária da condição Como Soldada - Aumento de 1000X	153
Figura 4.43 (a)	Zoom de 300% das indentações com menor valor medidos, indicados com a seta na Figura 4.41	153
Figura 4.43 (b)	Zoom de 300% das indentações com maior valor medidos, indicados com a seta na Figura 4.41	153
Figura 4.44	Fotomicrografia da amostra CS - aumento 200x / Indentações posicionadas apenas na Ferrita Primária / carga 100 gf	155
Figura 4.45	Gráfico com valores de Dureza Vickers para PF e AF das amostras CS, 88IS0350 e 12IS0350, sob carga de 100, 70 e 10 gf	156
Figura 4.46	Gráfico com os valores de dureza obtidos no equacionamento para as cargas de 100, 70 e 10 gf da amostra CS	158
Figura 4.47	Gráfico com os valores de dureza obtidos no equacionamento para as cargas de 100, 70 e 10 gf da amostra 88IS0350	159
Figura 4.48	Gráfico com os valores de dureza obtidos no equacionamento para as cargas de 100, 70 e 10 gf da amostra 12IS0350	160

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1	Terminologia dos constituintes microestruturais do cordão-de-solda	45
Tabela 3.1	Composição química (% em peso) e propriedades mecânicas do material utilizado como metal base – aço estrutural COS Civil 300	75
Tabela 3.2	Análise de composição química (% em peso) do metal base	75
Tabela 3.3	Composição química do material utilizado para o arame-eletrodo	76
Tabela 3.4	Propriedades mecânicas do metal de depositado.	77
Tabela 3.5	Composição química (% em peso) do cordão-de-solda	77
Tabela 3.6	Parâmetros do processo de soldagem por arco submerso da junta	80
Tabela 3.7	Tabela de quantificação da condição Como Soldada (CS)	101
Tabela 3.8	Tabela de dureza Vickers para condição Como Soldado / Ferrita Primária / Carga aplicada: 100 gf / Lente 50X – Fator de ampliação 20X – Resolução Q2(640x480dpi)	106
Tabela 4.1	Valores de dureza Vickers para amostra CS	109
Tabela 4.2	Valores de dureza Vickers nos cordões-de-solda das amostras tratadas termicamente	110
Tabela 4.3	Valores de energia obtidos no ensaio de impacto do metal base em diferentes orientações	113
Tabela 4.4	Valor de energia obtido no ensaio de impacto das amostras Como Soldadas (sem tratamento térmico)	113
Tabela 4.5	Valores de energia obtidos nos ensaios de impacto das amostras tratadas termicamente	114
Tabela 4.6	Valores da análise quantitativa das amostras	132
Tabela 4.7	Variação na leitura das diagonais para indentações realizadas com cargas de 40 (I), 20 (II) e 10 (III) gf e suas respectivas indentações	135
Tabela 4.8	Tabela comparativa dos valores de dureza Vickers variando-se a carga aplicada	137
Tabela 4.9	Comprimento das diagonais das indentações	138
Tabela 4.10	Valores de dureza Vickers medidas nas amostras resfriadas isotermicamente ensaiadas com carga de 5 gf e realizada com software Image Tool	141

Tabela 4.11	Valores de dureza Vickers da amostra CS / Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular	144
Tabela 4.12	Valores de dureza Vickers da amostra 88IS0350 / Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular	147
Tabela 4.13	Valores médios de dureza e desvio da amostra 10RCN	150
Tabela 4.14	Valores de durezas realizadas apenas na Ferrita Primária	154
Tabela 4.15	Valores de Dureza Vickers dos microconstituintes Ferrita Primária (PF) e Ferrita Acicular (AF) sob cargas de 100, 70 e 10 gf	156
Tabela 4.16	Valores de microdureza e fração volumétrica de cada fase e seus novos valores de dureza equacionados HV' para amostra CS	158
Tabela 4.17	Valores de microdureza e fração volumétrica de cada fase e seus novos valores de dureza equacionados HV' para amostra 88IS0350	159
Tabela 4.18	Valores de microdureza e fração volumétrica de cada fase e seus novos valores de dureza equacionados HV' para amostra 12IS0350	160

SÍMBOLOS E ABREVIações

AF	: Acicular Ferrite / Ferrita Acicular
ARBL	: Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	: American Society for Testing and Materials
FC	: Ferrite Carbide Aggregate / Agregado Ferrita Carboneto
FS	: Ferrite With Second Phase / Ferrita com Segunda Fase
FS(A)	: Ferrite With Aligned Second Phase / Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(NA)	: Ferrite With Non-Aligned Second Phase / Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada
HV	: Hardness Vickers / Dureza Vickers [kgf/mm ²]
IB	: Índice de Basicidade (Fluxo)
IIW	: International Institute of Welding
ISE	: Indentation Size Effect / Efeito de Tamanho da Indentação
M	: Martensite / Martensita
MAG	: Metal Active Gas
MB	: Metal Base ou Zona Não-afetada Termicamente
MIG	: Metal Inert Gas
PF	: Primary Ferrite / Ferrita Primária
PF(G)	: Grain Boundary Ferrite / Ferrita Primária de Contorno-de-Grão
PF(I)	: Intragranular Polygonal Ferrite / Ferrita Primária Poligonal Intragranular
SAS	: Soldagem por Arco Submerso
SAW	: Submerged Arc Welding
ZAT	: Zona Afetada Termicamente
ZF	: Zona de Fusão ou Cordão-de-solda

Nomenclatura adotada para os corpos-de-prova:

12IS0550	:	Austenitizado a 1225°C e resfriado isotermicamente a 550°C
12IS0500	:	Austenitizado a 1225°C e resfriado isotermicamente a 500°C
12IS0450	:	Austenitizado a 1225°C e resfriado isotermicamente a 450°C
12IS0400	:	Austenitizado a 1225°C e resfriado isotermicamente a 400°C
12IS0350	:	Austenitizado a 1225°C e resfriado isotermicamente a 350°C
10IS0550	:	Austenitizado a 1000°C e resfriado isotermicamente a 550°C
10IS0500	:	Austenitizado a 1000°C e resfriado isotermicamente a 500°C
10IS0450	:	Austenitizado a 1000°C e resfriado isotermicamente a 450°C
10IS0400	:	Austenitizado a 1000°C e resfriado isotermicamente a 400°C
10IS0350	:	Austenitizado a 1000°C e resfriado isotermicamente a 350°C
88IS0550	:	Austenitizado a 880°C e resfriado isotermicamente a 550°C
88IS0500	:	Austenitizado a 880°C e resfriado isotermicamente a 500°C
88IS0450	:	Austenitizado a 880°C e resfriado isotermicamente a 450°C
88IS0400	:	Austenitizado a 880°C e resfriado isotermicamente a 400°C
88IS0350	:	Austenitizado a 880°C e resfriado isotermicamente a 350°C
12RCT	:	Austenitizado a 1225°C e Temperado
12RCN	:	Austenitizado a 1225°C e Normalizado
12RCR	:	Austenitizado a 1225°C e Recozido
10RCT	:	Austenitizado a 1000°C e Temperado
10RCN	:	Austenitizado a 1000°C e Normalizado
10RCR	:	Austenitizado a 1000°C e Recozido
88RCT	:	Austenitizado a 880°C e Temperado
88RCN	:	Austenitizado a 880°C e Normalizado
88RCR	:	Austenitizado a 880°C e Recozido
CS	:	Como Soldado ou Como Recebido

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
1.1. Objetivo	26
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	28
2.1. Processo de Soldagem	28
2.1.1. Soldagem por Arco Submerso	29
2.1.2. Fluxo	31
2.1.3. Arame-Eletrodo	34
2.2. Região da Solda	35
2.3. Microestrutura do Cordão-de-Solda	37
2.4. Efeito da Microestrutura e Tenacidade do Cordão-de-Solda	45
2.4.1. Inclusões Não-Metálicas	46
2.4.2. Produtos de Transformação	47
2.5. Ferrita Acicular	49
2.6. Efeitos dos Ciclos Térmicos	51
2.6.1. Fatores que Afetam a Posição das Curvas do Diagrama TTT	54
2.6.2. Efeito do Tamanho de Grão Austenítico	56
2.7. Método da Análise Quantitativa	58
2.8. Ensaio de Microdureza	60
2.8.1. Definição	60
2.8.2. Valor de Dureza Vickers	61
2.8.3. Equipamento para Ensaio de Microdureza	62
2.8.4. Aplicação da Carga	62
2.8.5. Controle de Vibração	63
2.8.6. Indentador Vickers	63
2.8.7. Equipamento de Medição	64
2.8.8. Preparação das Amostras	64
2.8.9. Precisão e Tolerâncias	65
2.9. ISE – <i>Indentation Size Effect</i>	68
3. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS	74
3.1. Materiais Utilizados	74
3.2. Junta Soldada – Procedimento de Soldagem	78

3.3. Métodos Experimentais	81
3.3.1. Confeção dos Corpos-de-Prova	82
3.3.2. Controle Dimensional	85
3.3.3. Tratamentos Térmicos	86
3.3.4. Ensaaios Mecânicos	91
3.3.5. Análise Metalográfica	95
3.3.6. Análise Quantitativa	98
3.3.7. Ensaio de Microdureza	101
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	108
4.1. Resultados dos Ensaaios Mecânicos	108
4.1.1. Ensaio de Dureza	108
4.1.2. Ensaio de Impacto	111
4.2. Análise Metalográfica	115
4.2.1. Amostras Temperadas	118
4.2.2. Amostras Normalizadas	121
4.2.3. Amostras Recozidas	123
4.2.4. Amostras Austenitizadas a 1225°C	125
4.2.5. Amostras Austenitizadas a 1000°C	127
4.2.6. Amostras Austenitizadas a 880°C	129
4.3. Análise Quantitativa	131
4.4. Ensaio de Microdureza	132
5. CONCLUSÕES	162
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	167

1. INTRODUÇÃO

As estruturas metálicas vêm sendo utilizadas no mundo desde o início do século XIX, como um processo construtivo rápido, preciso e de excelente retorno. O emprego de estruturas metálicas, em princípio, estava restrito a pontes. Mais tarde com a revolução industrial iniciou-se o uso generalizado do aço, principalmente para projetos estruturais de grande porte. A utilização do aço estrutural na construção civil no Brasil - embora mais recente e em pequeno volume, quando comparado ao que ocorre nos Estados Unidos, Japão e países da Europa - vem crescendo de forma consistente. Há uma abundante oferta de aço e as grandes empresas do setor estão investindo na divulgação das diferentes aplicações e forma de utilização do aço estrutural, além de desenvolverem tecnologias e serviços que facilitam as atividades dos usuários. Projetos de grande porte têm ajudado a difundir a qualidade, a rapidez de construção, a funcionalidade e a beleza das estruturas metálicas. O conceito de construção

racionalizada resume-se, sem dúvida, em obter a melhor solução construtiva para o empreendedor. E é exatamente isso o que a estrutura metálica se propõe a fazer. Combinando-se a utilização da estrutura metálica com modernos componentes e materiais de fechamento e cobertura, o prazo de construção torna-se extremamente reduzido. (www.acominas.com.br)

Segundo estudo realizado pela Associação Brasileira da Construção Metálica - ABCEM - a utilização de estruturas de aço na construção civil brasileira cresce 8% ao ano. Em 2002, o mercado doméstico utilizou 600 mil toneladas de estruturas de aço e 300 mil toneladas em coberturas de aço. Em 2007, a previsão das siderúrgicas é dobrar esse volume - vender 1,2 milhões de toneladas de estruturas de aço e 600 mil toneladas em coberturas de aço. Além disso, as pesquisas de expansão de mercado realizadas pelas siderúrgicas indicam que o setor de construção civil poderá ser responsável por 70% do consumo total de aço.

O sistema construtivo em aço apresenta características significativas. Algumas delas estão relacionadas abaixo:

- *Liberdade no projeto de arquitetura*

A tecnologia do aço confere aos arquitetos total liberdade criadora permitindo a elaboração de projetos arrojados e de expressão arquitetônica marcante. A Figura 1.1 exibe uma construção com estrutura metálica.



Figura 1.1. Ilustração da construção com estruturas e cobertura metálicas Centro Comercial Europark, Salzburg, Áustria (VIOLA, 2002).

- *Maior área útil*

As seções dos pilares e vigas de aço são substancialmente mais esbeltas do que as equivalentes em concreto, resultando em melhor aproveitamento do espaço interno e aumento da área útil, fator muito importante principalmente em garagens.

- *Flexibilidade de projeto*

A estrutura metálica mostra-se especialmente indicada nos casos onde há a necessidade de adaptações, ampliações, reformas e mudança de ocupação de edifícios. Além disso, torna mais fácil a passagem de utilidades como água, ar

condicionado, eletricidade, esgoto, telefonia, informática e outros.

- *Compatibilidade com outros materiais*

O sistema construtivo em aço é perfeitamente compatível com qualquer tipo de material de fechamento, tanto vertical como horizontal, admitindo desde os mais convencionais (tijolos e blocos, lajes moldadas in loco) até componentes pré-fabricados (lajes e painéis de concreto, painéis "dry-wall").

- *Menor prazo de execução*

A fabricação da estrutura em paralelo com a execução das fundações, a possibilidade de se trabalhar em diversas frentes de serviços simultaneamente, a diminuição de formas e escoramentos e o fato da montagem da estrutura não ser afetada pela ocorrência de chuvas, pode levar a uma redução de até 40% no tempo de execução quando comparado com os processos convencionais.

- *Racionalização de materiais e mão-de-obra*

Numa obra, executada pelos métodos convencionais, o desperdício de materiais pode chegar a 25% em peso. A estrutura metálica possibilita a adoção de sistemas

industrializados, fazendo com que o desperdício seja sensivelmente reduzido.

- *Alívio de carga nas fundações*

Por serem mais leves, as estruturas metálicas podem reduzir em até 30% o custo das fundações.

- *Garantia de qualidade*

A fabricação de uma estrutura metálica ocorre dentro de uma indústria e conta com mão-de-obra altamente qualificada, o que dá ao cliente a garantia de uma obra com qualidade superior devido ao rígido controle existente durante todo o processo industrial.

- *Antecipação do ganho*

Em função da maior velocidade de execução da obra, haverá um ganho adicional pela ocupação antecipada do imóvel e pela rapidez no retorno do capital investido.

- *Organização do canteiro de obras*

Como a estrutura metálica é totalmente pré-fabricada, há uma melhor organização do canteiro devido entre outros, à ausência de grandes depósitos de areia, brita, cimento,

madeiras e ferragens, reduzindo também o inevitável desperdício desses materiais. O ambiente limpo com menor geração de entulho oferece ainda melhores condições de segurança ao trabalhador contribuindo para a redução dos acidentes de trabalho na obra.

- *Precisão construtiva*

Enquanto que nas estruturas de concreto a precisão é medida em centímetros, numa estrutura metálica a unidade empregada é o milímetro. Isso garante uma construção perfeitamente aprumada e nivelada, facilitando atividades como o assentamento de esquadrias, instalação de elevadores, bem como redução no custo dos materiais de revestimento.

- *Reciclabilidade*

O aço é 100% reciclável e as estruturas podem ser desmontadas e reaproveitadas.

- *Preservação do meio ambiente*

A estrutura metálica é menos agressiva ao meio ambiente, pois além de reduzir o consumo de madeira na obra, diminui a emissão de material particulado e poluição sonora geradas pelas serras e outros equipamentos destinados a trabalhar a madeira. (www.estruturametalia.com.br)

Os perfis de utilização corrente são aqueles cuja seção transversal se assemelha às formas das letras I, H, U e Z, recebendo denominação análoga a essas letras, e à letra L, nesse caso denominados cantoneiras. A Figura 1.2 ilustra um perfil 'I'.



FIGURA 1.2. Ilustração de um perfil 'I'.

Os perfis podem ser obtidos diretamente por laminação ou a partir de operação de conformação a frio ou de soldagem de chapas denominados respectivamente perfis laminados, conformados a frio e soldados.

Os perfis estruturais conformados a frio, também conhecidos como perfis de chapas dobradas, vêm sendo utilizados de forma crescente na execução de estruturas metálicas leves, pois podem ser projetados para cada aplicação específica.

Os perfis laminados são mais baratos, porém apresentam pouca variedade, principalmente no que se refere aos perfis de grande porte. A necessidade de se obter perfis diferentes dos laminados disponíveis no mercado e a maior liberdade

dimensional é que tornam os perfis soldados uma prática bastante comum, embora tenham um custo de fabricação um pouco mais elevado.

Perfil soldado é o perfil constituído por chapas de aço estrutural, unidas entre si por soldagem.

Os perfis soldados são largamente empregados na construção de estruturas de aço, em face da grande versatilidade de combinações possíveis de espessuras, alturas e larguras, levando à redução do peso da estrutura, comparativamente aos perfis laminados disponíveis no mercado brasileiro. O custo para a fabricação dos perfis soldados é maior do que os perfis laminados, no entanto, esses últimos não estão disponíveis em quantidade e dimensões necessárias a todos os tipos de obras civis.

Eles são produzidos pelos fabricantes de estruturas metálicas a partir do corte e soldagem das chapas fabricadas pelas usinas siderúrgicas. O material de solda, seja a soldagem executada por eletrodo revestido, arco submerso ou qualquer outro tipo deve ser especificado, compatibilizando-o com o tipo de aço a ser soldado, isto é, deve ter características similares de resistência mecânica, resistência à corrosão.

Propostas que visam à redução de custos na fabricação dos perfis soldados de modo a torná-los mais competitivos vêm sendo pesquisadas. Sob este aspecto, um estudo que tem se

mostrado muito interessante são os perfis soldados de um lado só e sua implementação tem revelado resultados interessantes, já que para confecção destes perfis, demandaria a metade do tempo e do material depositado nos cordões-de-solda. Porém, quando se solda um perfil em um só lado, ocorre o aparecimento de um entalhe frente ao cordão, como ilustra a Figura 1.3.

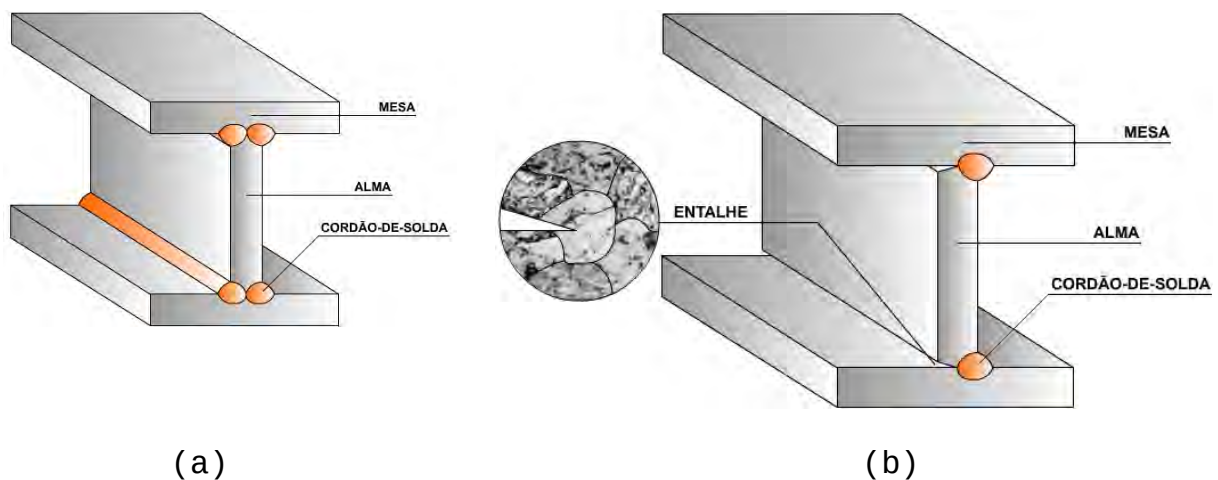


FIGURA 1.3.(a) Perfil 'I' Soldado - Processo convencional
(b) Ilustração de um perfil 'I' soldado de um lado só.

Alguns estudos realizados abordam este mesmo foco variando-se alguns parâmetros para se tentar controlar a presença deste entalhe e garantir o mesmo desempenho mecânico do perfil soldado de forma convencional.

1.1. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é avaliar através da análise microestrutural o comportamento mecânico de cada

microconstituente presente no cordão-de-solda, isoladamente, realizando-se ensaios de microdureza. E com esses valores, tentar recompor o valor de dureza – macro, através de uma equação, correlacionando microdureza e fração volumétrica.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. PROCESSO DE SOLDAGEM

A história da soldagem mostra que desde as mais remotas épocas muitos artefatos já eram confeccionados utilizando recursos de brasagem, alguns descobertos há mais de 4000 anos; a soldagem por forjamento também tem sido utilizada há mais de 3000 anos. A técnica da moderna soldagem começou a ser moldada a partir da descoberta do arco elétrico e também da sintetização do gás acetileno no século passado, o que permitiu que se iniciassem alguns processos de fabricação de peças utilizando estes novos recursos.

Com o advento da Primeira Guerra Mundial, a técnica da soldagem começou a ser mais utilizada nos processos de fabricação; a Segunda Guerra Mundial imprimiu grande impulso na tecnologia de soldagem, desenvolvendo novos processos e aperfeiçoando os já existentes. Para se ter idéia, em 1941 a construção de um cargueiro de 10.000 ton em 300 dias era

considerado um prazo muito bom. Quase no fim desta guerra - 1944 - navios de 12.000 ton eram produzidos em 300 horas, isto devido à extensa utilização dos processos de soldagem. Estima-se que hoje em dia estão sendo utilizados mais de 50 processos de soldagem no mundo. Sendo este um número dinâmico, pois vários outros processos estão em desenvolvimento e pesquisa, o que deverá provocar novas alterações no mercado de soldagem. (RAMALHO, 1993)

Dentre os vários processos de soldagem, será abordado nesta revisão o processo de Soldagem por Arco Submerso - SAS, que possui com principais vantagens: elevada velocidade de soldagem, elevada taxa de deposição, boa integridade do cordão-de-solda, processo de fácil operação e versatilidade. Além destas vantagens, este processo pode ser facilmente automatizado, assim sendo, largamente empregado na indústria.

2.1.1. SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO

O processo de soldagem por arco submerso, conhecido por SAW (*Submerged Arc Welding*) ou SAS (Soldagem por Arco Submerso) é um processo no qual o calor para a soldagem é fornecido por um arco desenvolvido entre um eletrodo de arame sólido ou tubular e a peça a ser soldada. Como já está explícito no nome, o arco ficará protegido por uma camada de fluxo granuloso, assim como o metal fundido e a poça de fusão,

da contaminação atmosférica. O fluxo granulado funde-se parcialmente formando uma camada de escória líquida, que depois é solidificada. Além das funções de proteção e limpeza do arco e metal depositado, o fluxo funciona como um isolante térmico, garantindo uma excelente concentração de calor que irá caracterizar a alta penetração que pode ser obtida com o processo. Como o arco elétrico fica completamente coberto pelo fluxo, este não é visível, e a solda se desenvolve sem faíscas, luminosidades ou respingos, que caracterizam os demais processos de soldagem em que o arco é aberto (RAMALHO et al, 1997).

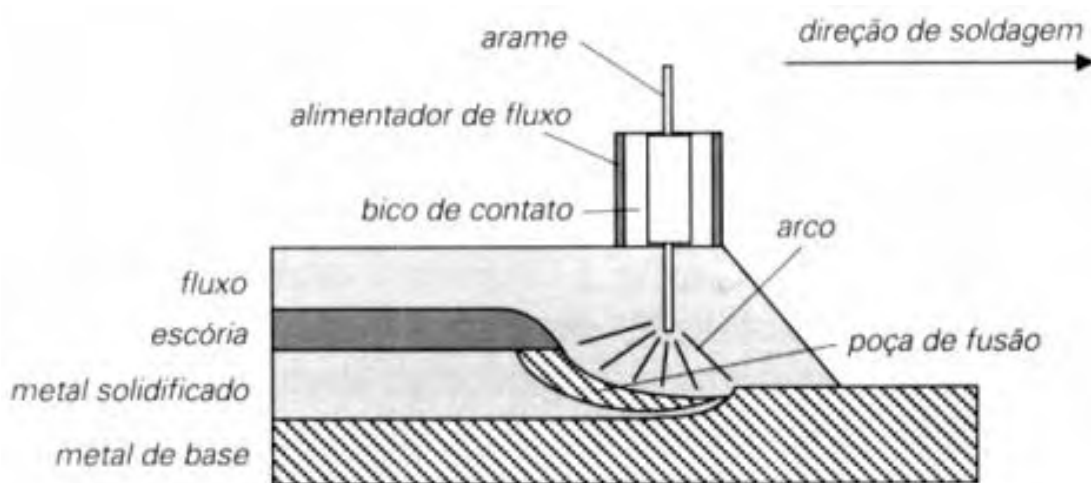


FIGURA 2.1. Representação esquemática do processo Soldagem por Arco Submerso (SAS) (RAMALHO et al, 1997)

As propriedades mecânicas e composição química do cordão-de-solda, produzidas por arco submerso são determinadas principalmente por quatro fatores:

- Composição do metal de base;
- Composição do arame empregado;
- Fluxo empregado;
- Parâmetros de soldagem.

2.1.2. FLUXO

Os fluxos possuem várias funções na soldagem a arco submerso, as mais importantes são:

- Estabilizar o arco;
- Fornecer elementos-de-liga para o cordão-de-solda;
- Proteger o arco e o metal aquecido da contaminação da atmosfera;
- Minimizar impurezas no cordão-de-solda;
- Formar escória com determinadas propriedades físicas e químicas que podem influenciar no aspecto e no formato do cordão-de-solda.

Podem ser classificados quanto à sua característica química (ácidos, neutros ou básicos), quanto à sua capacidade de alterar a composição química do cordão-de-solda (ativo ou neutro) e de acordo com o processo de fabricação (aglomerado, fundido ou misturado).

Os fluxos são compostos por uma mistura de óxidos e outros minerais, podendo ainda conter ferro-ligas. Quanto às

suas características químicas, podem ser classificados como ácidos, neutros ou básicos. Esta classificação baseia-se na quantidade relativa de óxidos básicos e óxidos ácidos que o fluxo contém. De um modo geral, os fluxos de maior basicidade tendem a reduzir os teores de oxigênio, enxofre e fósforo no metal depositado, melhorando assim as propriedades mecânicas, em especial a resistência à fratura frágil.

A classificação, quanto ao índice de basicidade, pelo IIW - *International Institute of Welding*, é calculada pela equação:

$$IB = \frac{CaO + CaF_2 + MgO + BaO + SiO + Li_2O + K_2O + Na_2O + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}$$

(FORTES, 2004)

ou de uma maneira mais geral:

$$IB = \frac{\text{óxidos básicos}}{\text{óxidos ácidos}}$$

(FORTES, 2004)

sendo que,

- Fluxos ácidos: $IB < 1,0$
- Fluxos semi-básicos: $1,0 \leq IB < 1,5$
- Fluxos básicos: $IB \geq 1,5$

Em relação à capacidade de alterar a composição química do cordão-de-solda, o fluxo pode ser classificado como ativo ou neutro.

O fluxo ativo é o que pode transferir quantidades significativas de um ou mais elementos de liga para a poça de fusão, tendo uma participação efetiva na composição do metal depositado. No caso de se utilizar a soldagem com este tipo de fluxo devem-se controlar minuciosamente os parâmetros de soldagem, pois variações nos parâmetros, principalmente na tensão, podem alterar substancialmente a composição química do material depositado. O fluxo neutro tem pouca influência na composição química do cordão-de-solda e não requer controle rígido dos parâmetros de soldagem.

De acordo com o processo de fabricação os fluxos podem ser divididos em: aglomerados, fundidos e misturados. O fluxo aglomerado é constituído de compostos minerais finamente moídos, tais como óxidos de manganês, silício, alumínio, zircônio ou cálcio e desoxidantes como ferro-silício, ferro-manganês ou ligas similares. A estes ingredientes é adicionado um agente aglomerante, normalmente silicato de sódio ou potássio. O fluxo fundido é constituído de óxidos de manganês, silício, alumínio, zircônio ou cálcio e desoxidantes como ferro-silício, ferro-manganês ou ligas similares. Esses ingredientes são fundidos em forno para formar um "vidro metálico". Após o resfriamento, o vidro é reduzido a partículas granulares, cujas dimensões requeridas asseguram características apropriadas para a soldagem. O fluxo misturado forma uma mistura mecânica de dois ou mais tipos de fluxos, em

proporções selecionadas de forma a obter uma propriedade definida. A grande desvantagem deste tipo de fluxo é que não é possível garantir uma perfeita uniformidade dos componentes, além de que estes podem se separar, tanto na embalagem quanto na manipulação.

Os fluxos para soldagem por arco submerso são disponíveis em grande variedade de granulometria. A escolha da partícula do fluxo para uma particular aplicação de soldagem depende da corrente a ser usada, do tipo de fluxo a ser utilizado, da velocidade de soldagem e do tipo de solda que será realizada (RAMALHO *et al*, 1997).

2.1.3. ARAME-ELETRODO

São denominados arames-eletrodos os arames com função de eletrodos e são classificados segundo o teor de manganês que contêm. O qual pode ser baixo, médio ou alto. Cada um desses grupos apresenta quantidades diferentes de carbono e de silício, as quais também podem ser altas ou baixas.

Os eletrodos são normalmente arames sólidos e são fornecidos na forma de carretéis ou bobinas, com diferentes tamanhos que variam conforme o tipo e quantidade de soldas a realizar. Os arames são produzidos por trefilação e normalmente apresentam um revestimento especial de cobre, semelhante ao utilizado nos arames para o processo de soldagem

MIG/MAG, que terá a função de protegê-lo contra a oxidação. Em alguns casos, para aplicações específicas, são fornecidos em formatos diferentes do usual. Entre estas formas as mais conhecidas são: a forma de fitas e os arames tubulares.

2.2. REGIÃO DA SOLDA

A região que envolve o cordão-de-solda normalmente apresenta uma microestrutura complexa com variadas morfologias e fases dispersas, devido à elevada temperatura que levou à fusão de um volume de material proveniente tanto do metal de adição quanto do metal de base.

- **Zona Não Afetada Termicamente - Metal Base (MB)** - Constituída pelo metal base em regiões distantes do cordão-de-solda, apresenta a microestrutura típica dos produtos laminados destinados para esta aplicação, ou seja, ferrita e perlita nos aços-carbono e de alta-resistência e baixa-liga - ARBL;
- **Zona Afetada Termicamente (ZAT)** - É a região da junta soldada que sofreu a influência direta do ciclo térmico de soldagem. O material nesta zona não fundiu, no entanto, o aquecimento resultou em sensíveis modificações na microestrutura tipicamente apresentada pelo metal base. A energia fornecida no processo aqueceu o metal base e foi suficiente para promover a austenitização e/ou dissolução

de fases, além do crescimento de grão. Com o resfriamento subsequente, a austenita formada pode ser transformada em compostos como ferrita, bainita ou martensita.

- **Zona de fusão ou Cordão-de-Solda (ZF)** - É formada pelo volume fundido de metal base e de adição, cuja composição química difere dos materiais que a originaram. Durante a soldagem a zona de fusão foi protegida contra a oxidação por uma camada vítrea, produzida pela fusão de compostos existentes no fluxo. Constituído principalmente por óxidos e silicatos, o fluxo pode ter também um papel ativo e de grande importância durante a solidificação do cordão-de-solda.

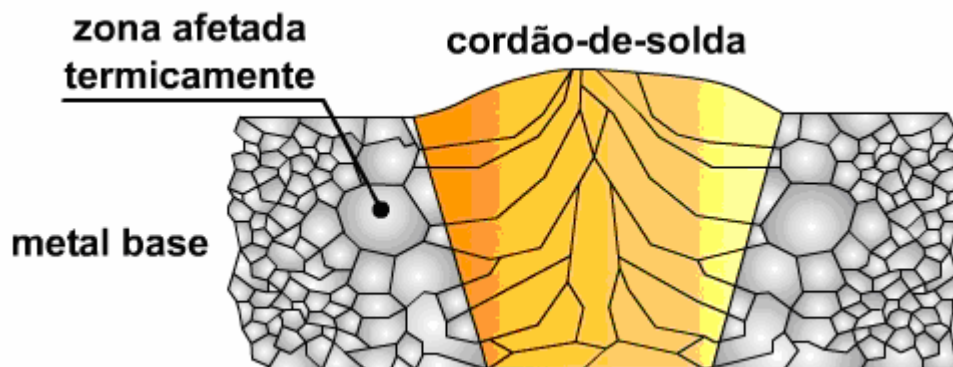


FIGURA 2.2. Representação esquemática da região da solda.

2.3. MICROESTRUTURA DO CORDÃO-DE-SOLDA

A formação das microestruturas no cordão-de-solda é tida como resultado de uma competição direta entre produtos de transformação, " $\gamma \rightarrow$ microestrutura final", nucleados a partir de contornos de grão e intragranularmente ao grão de austenita anterior. Diversos são os microconstituintes que podem se formar no cordão-de-solda de aços predominantemente ferríticos, sendo a terminologia mais aceita mundialmente para a identificação dos mesmos a proposta pelo IIW. Onde os constituintes microestruturais são observados através de microscopia óptica com aumento de 500 vezes. De acordo com este documento os microconstituintes dos cordões-de-solda ferríticos classificam-se em:

Ferrita Primária [PF]: Pode ocorrer de duas formas, que podem ser contadas como constituintes separados, classificado como sendo de contorno ou de interior de grão:

- **Ferrita Primária de Contorno de Grão [PF(G)]:** É o primeiro produto a ser formar na decomposição da austenita. Apresenta-se na forma de veios de ferrita associados aos contornos de grão austeníticos. É o constituinte de mais fácil identificação no cordão-de-solda, pela sua aparência clara e lisa. E bem como pelo fato de sua nucleação se dar nos contornos de grão da

austenita, possui uma forma alongada seguindo o contorno de grão da austenita anterior.

- **Ferrita Primária Poligonal Intragranular [PF(I)]:** Grão de ferrita, geralmente poligonal, encontrada no interior da austenita anterior. O qual é maior cerca de 3 vezes a média da espessura das ripas de ferrita acicular ou de ferrita de segunda fase ao seu redor.

Ferrita Acicular [AF]: Constituinte que se apresenta na forma de pequenos grãos de ferrita não alinhados encontrados no interior de grão da austenita anterior. Apresenta uma morfologia de grãos emaranhados, bem como contornos de grão de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias. Sua razão de aspecto está entre 3:1 e 10:1. Pode ocorrer isoladamente com ripas de elevada razão de aspecto.

Ferrita com Segunda Fase [FS]: Este constituinte pode ocorrer em duas formas distintas, Ferrita com Segunda Fase Alinhada e Não Alinhada:

- **Ferrita com Segunda Fase Alinhada [FS(A)]:** Constituinte formado por grãos relativamente grosseiros e paralelos que crescem ao longo de uma orientação bem definida, formando várias ripas de ferrita paralelas, com razão de aspecto maior que 4:1 Sua nucleação ocorre no

contorno de grão, podendo seu crescimento iniciar-se a partir de contorno de grão ou dentro do grão austenítico.

- **Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada [FS(NA)]:** Constituinte formado por ferrita circundando completamente microfases ou ripas de ferrita acicular. Não se apresenta em forma paralela como a FS(A), mas o mecanismo de formação e as características mecânicas são as mesmas.

Agregados Ferrita-carboneto [FC]: Constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita anterior e constituído por uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo ferrita com carbonetos interfásicos e perlita. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por microscopia ótica apresentando-se assim como áreas escurecidas.

Martensita [M]: Constituinte que se forma como produto final da transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento, cuja resistência mecânica está associada à distorção da estrutura cúbica da ferrita supersaturada pelos átomos de carbono.

A Figura 2.3 ilustra os microconstituintes mencionados anteriormente.

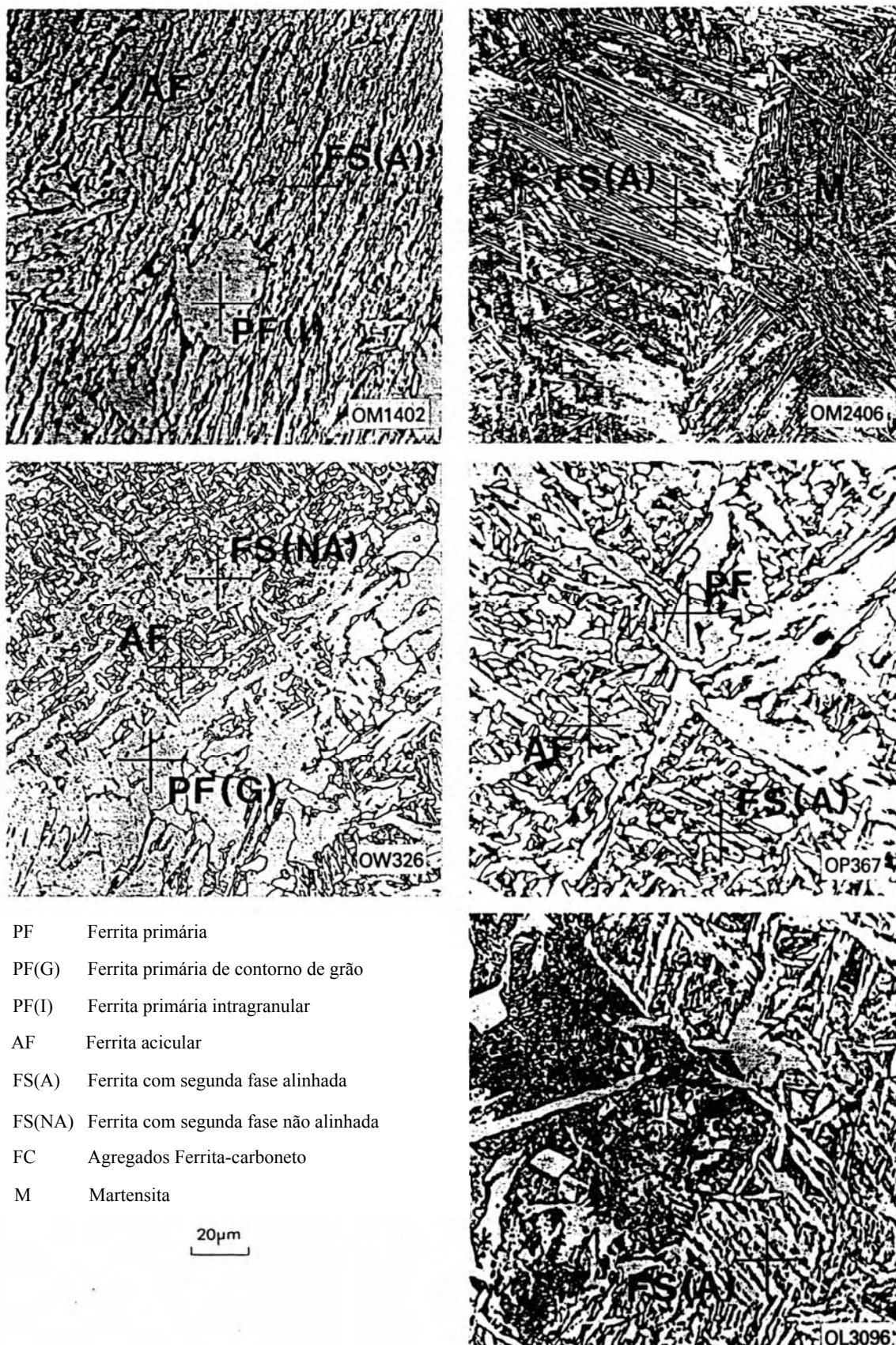


FIGURA 2.3. Constituintes microestruturais de juntas soldadas.
(IIW/IIS, 1986)

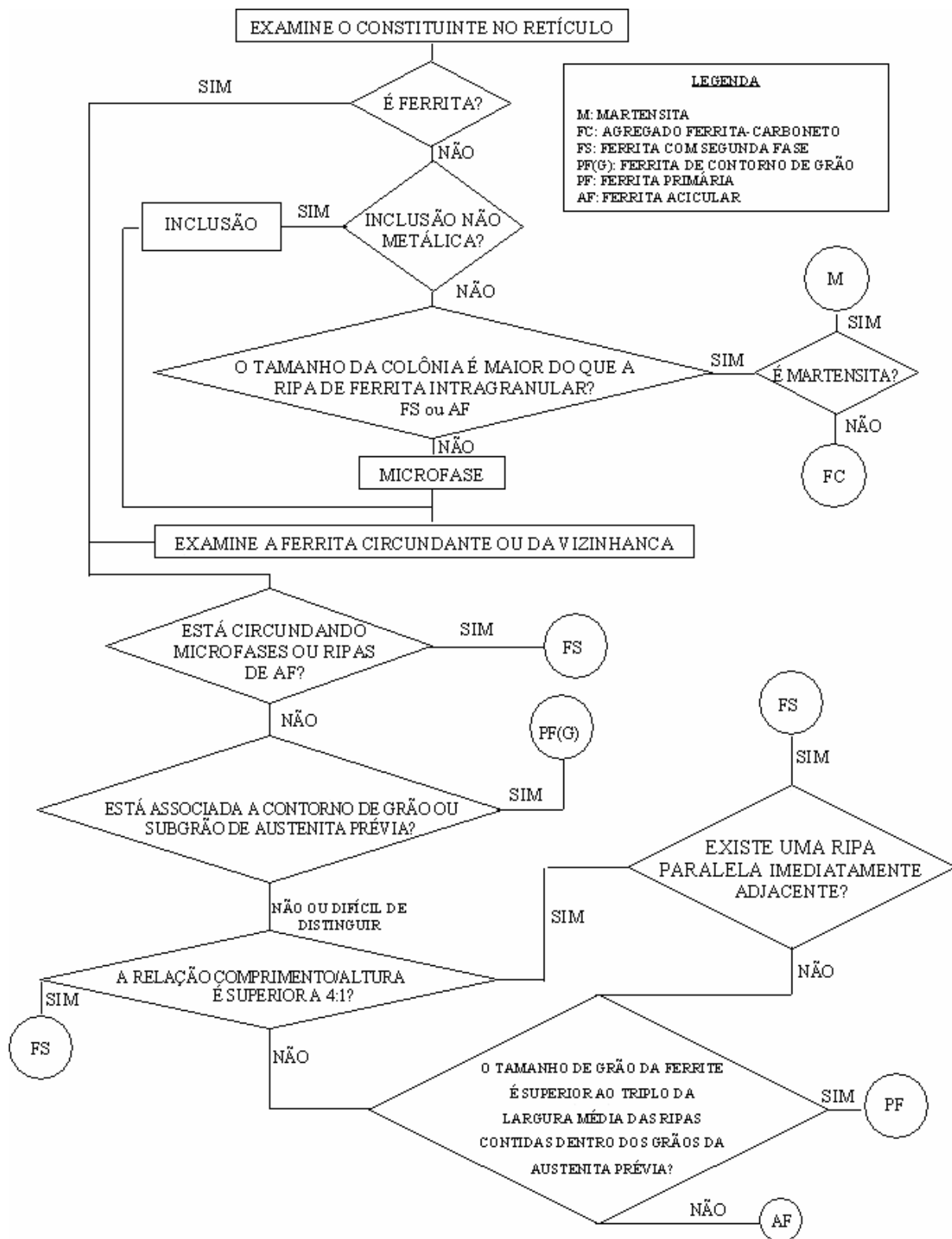


FIGURA 2.4. Fluxograma orientador para classificação dos microconstituintes presentes no cordão-de-solda com o auxílio de microscopia óptica.
(IIW/IIS, 1986)

Juntamente com esse fluxograma devem-se utilizar como auxílio, as observações e Figuras 2.5 a 2.7 apresentadas a seguir. Isto por que através destas recomendações se torna uma tarefa menos árdua distinguir entre o que é ferrita acicular, ferrita poligonal, agregado ferrita-carboneto ou ferrita com segunda fase alinhada, que muitas vezes se tornam alvos de dúvidas.

Se a ferrita sob a intersecção apresentar dimensões inferiores a 3 ou 4 vezes a largura média das ripas de ferrita que a circundam, esta será ferrita acicular [AF], caso contrário será ferrita poligonal intragranular [PF(I)] - Figura 2.5.

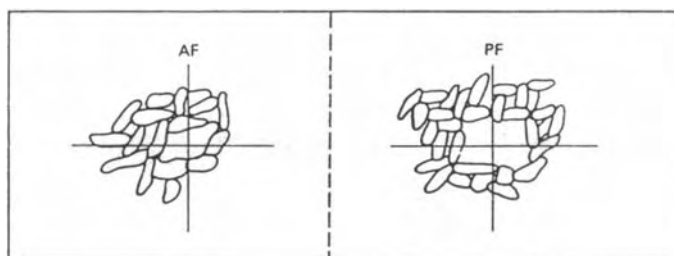


FIGURA 2.5. Diferenciação entre ferrita acicular [AF] e ferrita poligonal intragranular [PF(I)] (IIW/IIS, 1986)

Para se diferenciar a ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e a ferrita acicular [AF] deve ser observada a razão de aspecto, ou seja, a relação *comprimento/largura* de ambas, se esta for superior a 4:1, então é classificada como segunda fase [FS], senão é ferrita acicular [AF] - Figura 2.6.

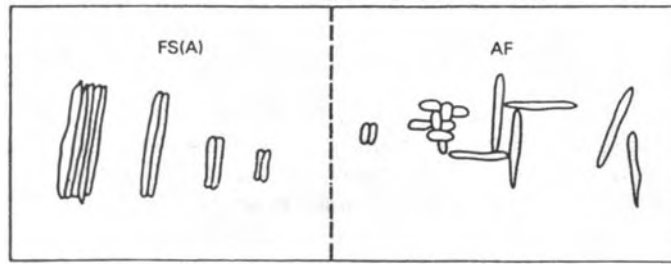


FIGURA 2.6. Diferenciação entre ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e ferrita acicular [AF] (IIW/IIS, 1986)

A diferenciação do agregado ferrita-carboneto [FC] da ferrita acicular [AF], é feita observando a área da colônia de carbonetos. Se esta for maior que a área das ripas de ferrita, então é considerado como agregado ferrita-carboneto [FC], caso contrário será ferrita acicular [AF] - Figura 2.7.

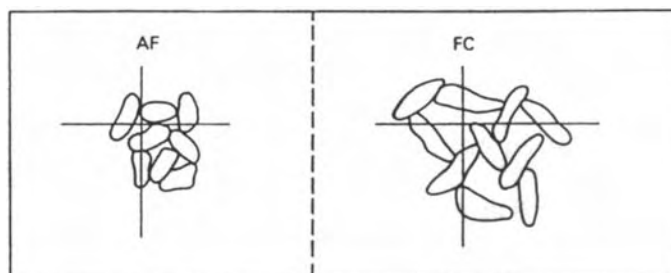


FIGURA 2.7. Diferenciação entre agregado ferrita-carboneto [FC] e ferrita acicular [AF] (IIW/IIS, 1986)

Entretanto, mesmo com a adoção desta metodologia, tomando-se muito cuidado e observando todas as recomendações, ainda persiste muita controvérsia e confusão na identificação e classificação microestrutural. Ainda persiste um grau de subjetividade muito grande. Pois a diferenciação entre os microconstituintes pode variar de acordo com a interpretação de cada pesquisador.

Até hoje a terminologia dos diversos microconstituintes presentes nos cordões-de-solda de aços ferríticos não está totalmente padronizada. Entretanto, a necessidade da padronização para a descrição de tais constituintes (presentes no cordão-de-solda ou zona de fusão ZF - e zona afetada termicamente - ZAT) se aplica devido principalmente aos seguintes fatores:

- À comparação entre resultados de pesquisa de diversos autores só é possível caso exista uma padronização na terminologia adotada;
- Estabelecer a relação entre microestrutura e propriedades mecânicas pressupõe a existência de uma metodologia que permita identificar os constituintes de maneira clara e indubitável.

A Tabela 2.1 apresenta a terminologia dos diversos constituintes microestruturais, segundo diferentes autores. Podem-se constatar as diferenças entre a terminologia do IIW e a dos outros autores. Estas diferenças são notadas desde quando este instituto iniciou seus trabalhos colaborativos para padronização da terminologia.

TABELA 2.1. Terminologia dos constituintes microestruturais do cordão-de-solda (ALE, 1993).

Constituintes	IIW	Abson e Dolby	2.1 <i>Ferrante</i>	Pope	Cochrane	Bhadeshia
Ferrita Pró-Eutetoide	Ferrita Primária	Ferrita de Contorno de Grão Ferrita Poligonal	Ferrita Pró-Eutetoide	Ferrita Pró-Eutetoide	Ferrita Alotriomorfa	Ferrita Alotriomorfa
Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular
			Ferrita Acicular Grosseira			
Ferrita de Widmanstätten	Ferrita com Segunda Fase Alinhada	Ferrita com MAC Alinhado	Ferrita de Widmanstätten	Constituinte Lamelar	Ferrita de Placas Laterais	Ferrita de Widmanstätten
Bainita Superior			Ferrita em Ripas			Bainita Superior
Bainita Inferior				Agregado Ferrita Carboneto		
Bainita Granular	Ferrita com Segunda Fase não Alinhada			Constituinte Lamelar		
Perlita	Agregado Ferrita Carboneto			Agregado Ferrita Carboneto	Perlita	
Martensita	Martensita	Martensita			Martensita	Martensita

2.4. EFEITO DA MICROESTRUTURA E TENACIDADE DO CORDÃO-DE-SOLDA

Como regra geral, os cordões-de-solda produzidos pelos processos de soldagem apresentam grãos relativamente grosseiros. Sua solidificação ocorre de forma similar ao de um lingote de aço devido à formação de estrutura colunar, contudo, os grãos colunares no cordão-de-solda crescem eptaxialmente sobre os grãos parcialmente fundidos do metal base. Durante o estágio da solidificação poderá ocorrer o

aprisionamento de partículas de escória ou a formação de porosidade, prejudicando dessa forma a tenacidade (HONEYCOMBE, 1995; LANCASTER, 1992).

Considerando que o cordão-de-solda seja limpo e livre de defeitos, os fatores mais críticos que podem influenciar a tenacidade do cordão-de-solda são os diferentes aspectos da microestrutura da solda, ou seja:

- *Tamanho de grão;*
 - *A presença e distribuição de inclusões não-metálicas, as quais são resultantes das reações de desoxidação;*
 - *A natureza do produto final das transformações microestruturais.*
- (VENTRELLA, 1999)

2.4.1. INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS

As inclusões contidas no cordão-de-solda exercem uma forte influência no patamar de energia da curva de transição da tenacidade, a qual representa a energia que causa a fratura dúctil. E esta envolve a nucleação de vazios, coalescência e crescimento, que podem ocorrer pela fratura de uma partícula de inclusão ou pela aderência da interface entre a matriz e a inclusão.

As inclusões podem nuclear vazios e também iniciar uma fratura por clivagem ou atuar como obstáculo interferindo na

propagação de uma trinca. Entretanto, as inclusões não-metálicas possuem um papel muito importante, podendo inclusive melhorar a tenacidade do cordão-de-solda ao exercerem influência sobre os produtos de transformações.

2.4.2. PRODUTOS DE TRANSFORMAÇÃO

Os aços podem ter uma grande variedade de microestruturas dependendo de sua composição química e da sua condição (fundido, forjado ou tratado termicamente). E estes produtos de transformações possuem propriedades mecânicas diferenciadas.

A característica microestrutural da ferrita acicular é a mais desejável porque os contornos de grão de alto ângulo e tamanhos de grãos pequenos fazem-na um eficiente bloqueador de propagação de trincas. Apresenta-se na microestrutura como grãos em forma acicular, posicionando-se em ângulo uns em relação aos outros. A presença no cordão-de-solda de elementos de liga, tais como: Mn (BYUN, 2003, pp. 1593-1606; BYUN, 2003a, pp. 449-454), Ti, Zr (MELLO, 2003; MELLO 2003a) e B (VENTRELLA, 1999) favorecem a formação da ferrita acicular e melhoram sua tenacidade.

A bainita - ferrita com segunda fase, segundo o IIW - é usualmente descrita como tendo duas morfologias com diferenças microestruturais formando a bainita superior e a

bainita inferior. A temperatura de transição dúctil-frágil da bainita superior é alta porque a fratura por clivagem pode propagar nas lamelas de cementita e os contornos de grão da ferrita sendo de baixo ângulo não são eficazes em impedir a fratura. A bainita inferior possui uma fina dispersão de carbonetos que impedem a propagação da fratura, deformando-a plasticamente ao invés de fraturarem de maneira frágil. Por este motivo a bainita inferior tem uma temperatura de transição relativamente baixa.

A martensita por ser um microconstituente de elevada dureza e sua morfologia, mais comumente encontrada, é na forma de ripas, sua tenacidade é reduzida. Contudo se esta for revenida pode precipitar carbonetos com uma fina dispersão que juntamente com uma alta densidade de discordâncias reduz a propagação da fratura.

Portanto, com base no exposto anteriormente a ferrita acicular [AF] é o microconstituente que parece favorecer de forma significativa a tenacidade do material. Pois sua morfologia de ripas entrelaçada dificulta a propagação de trincas, necessitando assim um gasto adicional de energia para que ocorram propagações (BYUN, 2001, pp. 326-331). Caso a microtrinca consiga ultrapassar o bloqueio efetuado pela interface, o deslocamento da microtrinca seguindo os contornos de grão é bem rápido. Entretanto, até chegar ao contorno de grão outros bloqueios deverão ser superados. A tensão

necessária para a propagação catastrófica depende do tamanho da microestrutura, sendo menor para estruturas mais grosseiras. Deste modo a tenacidade será maior em uma estrutura acicular fina, na qual a energia necessária para a promoção da falha é consideravelmente mais alta que para as outras microestruturas pós-soldagem (ex. Bainita, Martensita), pois as trincas são preponderantemente imobilizadas nos contornos de alto ângulo (DÍAZ, 1998, pp. 413-414).

Diferentes frações volumétricas de microconstituintes são esperadas, uma vez que durante o crescimento ocorre uma competição entre a taxa de nucleação de fases nos contornos de grão e intragranularmente (GREGG, 1997, pp. 146-157). No presente trabalho será enfatizado a ferrita acicular, por estar sendo apontada como o constituinte mais apropriado para possibilitar ótimos níveis de tenacidade sem que com isso ocorra significativa perda de resistência mecânica.

2.5. FERRITA ACICULAR

Com a finalidade de se obter melhores níveis de tenacidade do cordão-de-solda, pesquisas têm sido realizadas para se verificar qual a microestrutura mais apropriada para este objetivo. É válido ressaltar que as propriedades mecânicas em geral estão intimamente ligadas, portanto na

realidade a busca é em se otimizar a combinação de propriedades mecânicas. Assim sendo deve-se aliar elevada tenacidade com uma resistência mecânica adequada. Porém, aumentos da tenacidade conduzem a uma diminuição da resistência do material. A Figura 2.8 ilustra muito bem a relação inversa entre estas propriedades. Portanto o grande desafio tecnológico, no desenvolvimento de cordões-de-solda de aços estruturais, está em propiciar aumentos simultâneos de tenacidade e resistência.

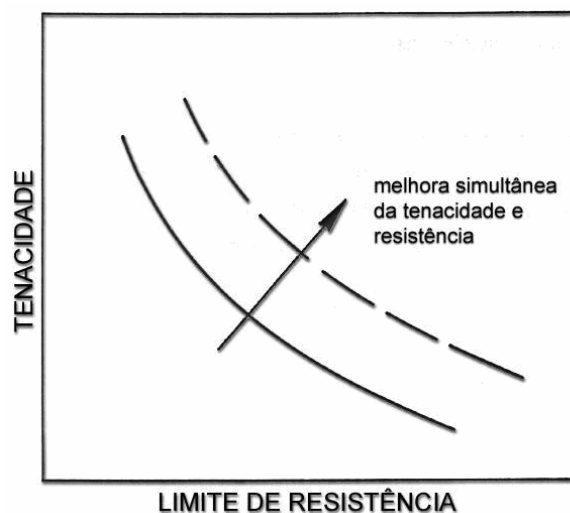


FIGURA 2.8. Curva esquemática da relação inversa entre tenacidade e resistência mecânica.

Para tal, como já informado, inúmeras pesquisas indicam a ferrita acicular como sendo o microconstituente mais apropriado para possibilitar ótimos níveis de tenacidade sem que com isso ocorra significativa perda de resistência mecânica (BYUN, 2001, pp. 326-331). Neste sentido, cordões-de-solda cuja quantidade de ferrita acicular se apresenta em

frações volumétricas em torno de 70%, geralmente têm sua tenacidade elevada. Entretanto, com essas frações volumétricas mais elevadas ocorre uma sensível queda na tenacidade do material, sendo causado possivelmente pela presença de regiões frágeis, que comprometem a tenacidade do cordão-de-solda. Nessas regiões fragilizadas também são encontrados segregações de elementos de liga como o Mn, Ni, Mo, que dependendo do ciclo térmico podem conferir maior temperabilidade ao cordão-de-solda, além de favorecerem a estabilização da austenita e a formação do microconstituente austenita-martensita, também denominado "MA constituinte" (VENTRELLA, 1999; BONNEVIE, 2004, pp. 352-258; BAYRAKTAR, 2004, pp. 87-92). Deste modo a dosagem dos teores de elemento de liga deverá ser cuidadosamente feita no sentido de regular e evitar a formação de regiões frágeis e assim garantir a formação de uma quantidade de ferrita acicular que possa garantir ótimos níveis de tenacidade aos cordões-de-solda.

2.6. EFEITO DOS CICLOS TÉRMICOS

Existe uma estreita relação entre os parâmetros de soldagem e os ciclos térmicos que atuam sobre o cordão-de-solda. Os ciclos térmicos por sua vez, exercem forte influência sobre a microestrutura formada na junta soldada. A

especificação adequada do ciclo térmico é também importante para se evitar o superaquecimento da região de solda, o que pode acarretar em comprometimento das propriedades mecânicas da junção. Durante a fusão do aço ocorre a formação de um grande número de compostos estáveis, notadamente os óxidos. Com a concentração de soluto e elevadas temperaturas os óxidos podem crescer e se tornarem sítios preferenciais para início da solidificação, agindo como substratos. Com a solidificação em andamento outras fases, menos estáveis, iniciam a sua formação e crescimento nos vazios interdendríticos. Com a continuidade do resfriamento obtém-se a transformação do ferro-delta em ferro-gama. O resfriamento subsequente promove a decomposição da austenita em ferrita, cuja morfologia dependerá de como a nucleação e o crescimento se darão. Deste modo a nucleação da ferrita acicular também dependerá do processamento térmico empregado.

Um fator complicador para a formação do microconstituente acicular é a ausência de um “campo acicular” bem definido. Assim sendo o ciclo térmico para a nucleação e desenvolvimento deste microconstituente deve ser estabelecido entre os campos da ferrita primária e ferrita com segunda fase. A uma taxa de resfriamento na qual não seja favorecida a transformação de fase nos antigos contornos de grão austeníticos.

A Figura 2.9 exibe um diagrama de transformação de resfriamento contínuo. Pode-se constatar que existe um campo da ferrita acicular logo após o campo de formação da ferrita primária. Entretanto, não é bem delimitado o campo de formação da ferrita acicular e o campo de formação da bainita - ferrita com segunda fase. Além disso, os dois microconstituintes possuem o mesmo mecanismo de crescimento.

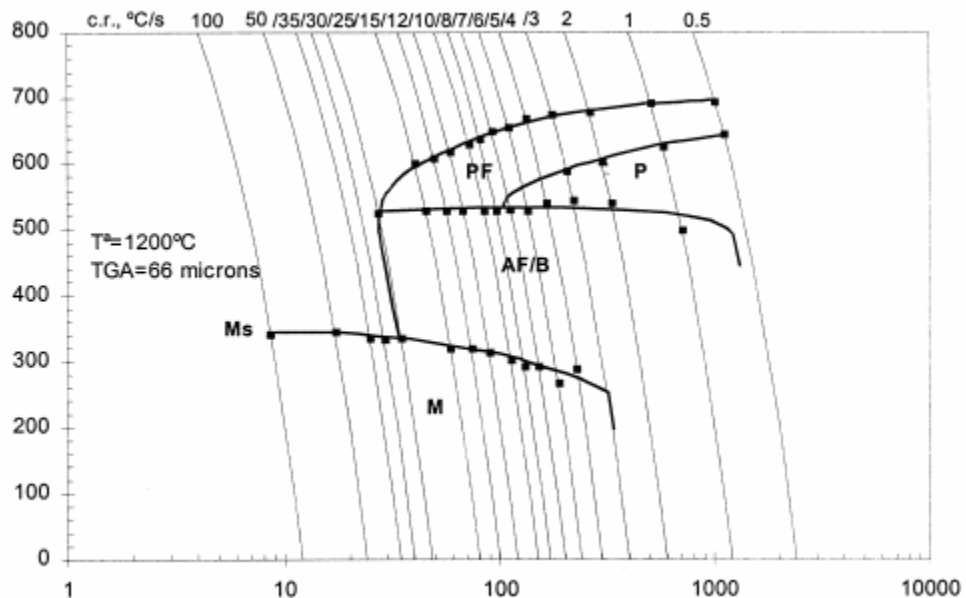


FIGURA 2.9. Diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo (MADARIAGA, 1999)

É possível constatar que a transformação por resfriamento contínuo da austenita em ferrita, neste aço, ocorre a taxas de resfriamento na faixa de 25°C/s a 1°C/s. Entretanto, uma elevada fração volumétrica de ferrita acicular é obtida a taxas de resfriamento entre 10 e 1°C/s, as quais

são facilmente reproduzidas em escala industrial (MADARIAGA, 1999, pp. 229-253).

2.6.1. FATORES QUE AFETAM A POSIÇÃO DAS CURVAS DO DIAGRAMA TTT

Fatores que influenciam na posição das curvas TTT, como o teor de carbono que pode modificar sensivelmente a posição das linhas de início e de fim de transformação das curvas TTT. Além do carbono, os elementos de liga que podem ser adicionados afetam grandemente as posições das curvas isotérmicas. Outros fatores de influência são o tamanho de grãos e a homogeneidade da austenita. Portanto, os principais fatores que podem modificar a posição das curvas TTT são:

- composição química;
- tamanho de grão da austenita;
- homogeneidade da austenita.

No que se referem à composição química, todos os elementos-de-liga que são adicionados, com exceção do cobalto, deslocam as curvas de início e fim de transformação para a direita, ou seja, retardam a transformação. A explicação para esse comportamento é a seguinte:

- Praticamente todos os elementos de liga se dissolvem na austenita, isto é, quando o aço se encontra a temperaturas em que é constituído unicamente de austenita, os seus

elementos de liga se encontram inteiramente dissolvidos no ferro gama.

- Os elementos de liga apresentam, entretanto, tendência diversa quando, no esfriamento, se acham na zona crítica; em outras palavras, há outros elementos que tendem a formar carbonetos da mesma maneira que o ferro.

Entre os primeiros contam-se o alumínio, o silício e o níquel; entre os segundos, os que apresentam tendência mais forte de formação de carbonetos são o titânio, o nióbio e o vanádio; o tungstênio e o molibdênio, apresentam igualmente tendência forte, embora menor que os anteriores; finalmente, o cromo tem a tendência moderada para formar carbonetos e o manganês apresenta tendência fraca, a maior parte dele se dissolvendo na ferrita.

De qualquer modo os elementos de liga, no esfriamento ao entrarem na zona crítica, procuram se dispor de acordo com sua tendência, quer se dissolvendo na ferrita, que formando carbonetos. Essas reações, tanto mais numerosas e complexas quanto maior o número de elementos de liga presentes requerem, assim, apreciável tempo para se iniciar e também para se completar, fato este que ocasionará o deslocamento das curvas de início e de fim de transformação para a direita, atrasando o início e o fim da transformação da austenita.

A consequência mais importante desse deslocamento e, portanto, do retardamento nas transformações, consiste na

maior facilidade de obter, por esfriamento, a estrutura martensítica. Na realidade, conforme os elementos de liga presentes, pode-se ter formação quase que somente de martensita mesmo com esfriamento lento. (CHIAVERINI, 2002).

2.6.2. EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

Em relação ao tamanho de grão da austenita, verifica-se que quanto maior esse tamanho de grão tanto mais para direita são deslocadas as curvas de início e fim da transformação, como conseqüente atraso do início e do fim da formação de perlita. De fato, o produto de transformação - perlita - começa a se formar nos contornos de grão da austenita; é evidente, então, que se a austenita apresentar tamanho de grão grande, sua total transformação levará mais tempo do que se apresentar grão menor.

Assim sendo, os aços com tamanho de grão austenítico grande tendem a apresentar, no esfriamento, estrutura martensítica mais facilmente do que o aço com tamanho de grão austenítico menor.

O processamento metalúrgico no campo austenítico é de fundamental importância para o favorecimento da formação da ferrita acicular. Sob condições favoráveis pode ocorrer o crescimento de grão austenítico, cuja força motriz é a redução da energia interfacial criada pelo contorno de grão. É um fato

notoriamente conhecido que certas inclusões e elementos de liga conseguem minimizar a mobilidade dos contornos de grão e inibir o seu crescimento em altas temperaturas de austenitização. Embora o refino de grão seja uma prática desejável na maioria dos processos industriais não se pode afirmar o mesmo quando se busca favorecer a formação da ferrita acicular.

Os contornos de grão austeníticos constituem, de fato, sítios para nucleação mais poderosos do que as inclusões no interior do grão. A ferrita acicular é incapaz de nuclear nos contornos de grão, enquanto a bainita - ferrita com segunda fase - pode ser formada. Como já destacado no item anterior as zonas acicular e bainíticas não possuem uma transição bem definida, de modo que se a bainita for favorecida a microestrutura não será preponderantemente acicular. A Figura 2.10 ilustra esquematicamente como o aumento do tamanho de grão austenítico contribui para a formação do microconstituente acicular. Outra forma de se atenuar o efeito do refino de grão sobre a ferrita seria a adição de boro ao aço, o que proporcionaria uma segregação que inibiria a nucleação heterogênea nos contornos de alto ângulo.

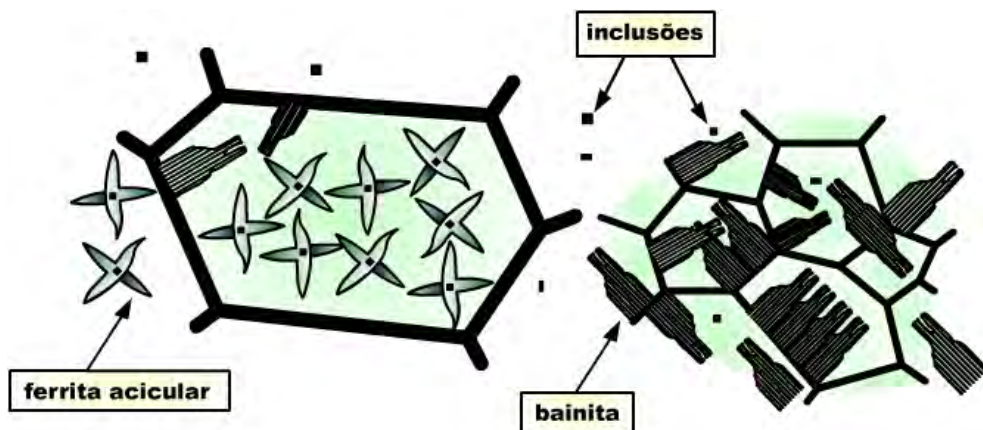


FIGURA 2.10. Ilustração do favorecimento da formação da ferrita acicular com o aumento do tamanho de grão austenítico

2.7. MÉTODO DA ANÁLISE QUANTITATIVA

Segundo a norma ASTM E 562 - *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*, o método descreve um procedimento sistemático de contagem manual de pontos para estimativa estatística da fração volumétrica de uma fase ou constituinte identificável de seções através da microestrutura por meio de uma grade de pontos.

Descrição das terminologias utilizadas:

- Contagem de Pontos - o número total de pontos numa grade de ensaio que estão incluídos no aspecto microestrutural de interesse, ou no aspecto de contorno.
- Fração de Pontos - a razão, normalmente expressa em porcentagem, da contagem de ponto da fase ou constituinte de

interesse em imagem bidimensional de um corpo-de-prova opaco pelo número de pontos da grade, que é a média sobre n campos para produzir uma estimativa imparcial da fração volumétrica da fase ou constituinte.

- Grade de ensaio – uma folha transparente ou retículo ocular com um padrão regular de linhas ou cruces que é sobreposto a imagem microestrutural para contagem dos aspectos microestruturais de interesse.
- Fração Volumétrica – volume total de uma fase ou constituinte por unidade de volume da amostra, geralmente expressa em percentagem.

Uma grade de pontos plástica e transparente com uma distribuição regular dos pontos deve ser sobreposta à imagem ou à projeção da imagem produzida por um microscópio ou fotografia. O número de pontos do ensaio que incluïrem a fase ou constituinte de interesse são contados e divididos pelo número total de pontos da grade produzindo uma fração de pontos. A média da fração de pontos para n campos medidos fornece a estimativa da fração volumétrica do constituinte analisado. Em geral, utiliza-se da microscopia ótica, com aumento de 500 vezes, com a técnica da contagem de 1000 (mil) pontos em uma seção metalográfica. Normalmente, esta técnica utiliza uma grade de 100 (cem) pontos, o que implica então na necessidade da contagem de 10 regiões diferentes da secção

metalográfica, escolhidas aleatoriamente. (ALE et al, 1993, pp. 18-25)

Este método tem sido descrito como o melhor em contagem manual de pontos considerando o esforço, precisão e simplicidade.

2.8. ENSAIO DE MICRODUREZA

2.8.1. DEFINIÇÃO

Segundo a norma *ASTM - American Society for Testing and Materials E 384 - Standard Test Method for Microhardness of Materials*, define-se ensaio de microdureza como a dureza de microindentações realizadas em equipamento calibrado com penetradores de diamantes de geometrias específicas, utilizando-se cargas variando entre 1 e 1000 gf, sobre a superfície de ensaio do material para se medir as diagonais das indentações opticamente.

Os tipos de indentadores mais usuais são Knoop e Vickers, sendo a diferença entre eles o formato da base do diamante piramidal, onde, o indentador Knoop apresenta base rômica e o indentador Vickers apresenta base quadrada. O ângulo do penetrador é outra característica que diferencia os indentadores, já que essa diferença faz com que as indentações

apresentem profundidades consideravelmente discrepantes, onde a profundidade produzida pelo indentador Vickers é aproximadamente o dobro da Knoop. A Figura 2.11 ilustra a diferença.

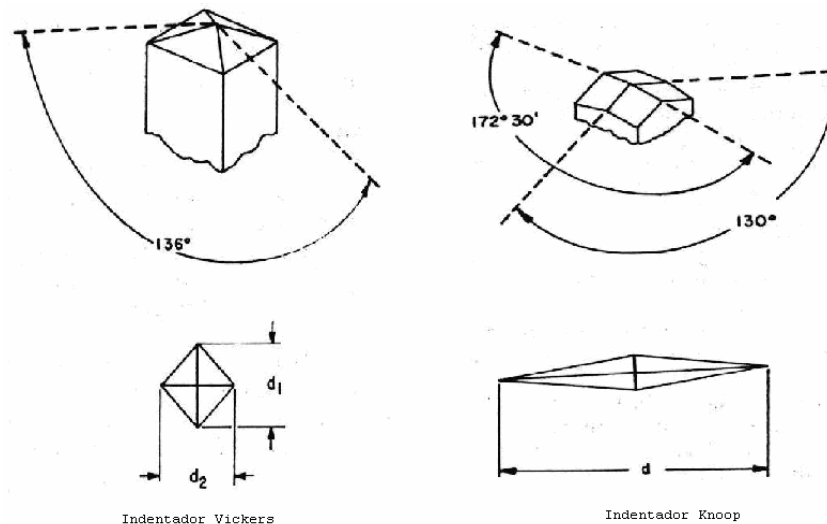


FIGURA 2.11. Representação esquemática dos indentadores Vickers e Knoop (ASTM E 384)

2.8.2. VALOR DE DUREZA VICKERS

No presente trabalho foi utilizado apenas o indentador Vickers.

O número obtido pela divisão entre a carga aplicada [kgf] pela área da superfície da indentação [mm^2] (calculada pela média das medidas das diagonais da indentação), resulta no valor de dureza Vickers. Assumindo-se que a indentação seja um 'carimbo' de um indentador indeformável.

O valor de dureza Vickers pode ser calculado pela seguinte equação:

$$HV = 1,8544 \cdot P / d^2$$

Onde:

P = carga [kgf];

d = média das diagonais da indentação [mm].

2.8.3. EQUIPAMENTO PARA ENSAIO DE MICRODUREZA

O equipamento utilizado para o ensaio de microdureza geralmente consiste de um mecanismo de ensaio que sustenta o corpo-de-prova e permite que o indentador entre em contato com a superfície da amostra, gradual e suavemente, efetuando o carregamento de uma carga pré-determinada. O projeto do equipamento deve ser tal que não agite nem permita movimentos laterais do indentador ou do corpo-de-prova enquanto a carga é aplicada ou removida. Um microscópio de medição é geralmente acoplado ao equipamento de maneira que a indentação possa ser facilmente localizada no campo de visão.

2.8.4. APLICAÇÃO DA CARGA

O plano de superfície da amostra deve ser perpendicular ao eixo de direção da aplicação da carga. O

indentador deve entrar em contato com o corpo-de-prova numa velocidade na faixa de 15 a 70 $\mu\text{m/s}$. O tempo total da carga de aplicação do ensaio deve ser de 10 a 15 segundos a menos que tenha outra especificação.

2.8.5. CONTROLE DE VIBRAÇÃO

O equipamento para ensaio de microdureza deve ser situado em local livre de vibrações a fim de evitar resultados errôneos. Operadores de ensaios de microdureza que realizam manualmente a penetração e o alívio do indentador devem desempenhar a operação vagarosa e suavemente.

2.8.6. INDENTADOR VICKERS

O indentador Vickers deve ser um diamante de base piramidal pontudo e altamente polido, com ângulos das faces de $136^\circ 0 \text{ min } (\pm 30 \text{ min})$. As quatro faces do indentador devem ser igualmente inclinadas para o eixo ($\pm 30 \text{ min}$) e deve possuir uma ponta afiada. A linha de junção das faces opostas ('offset') não deve ser maior do que $0,5 \mu\text{m}$, como mostra a Figura 2.12. A profundidade da indentação é de aproximadamente $1/7$ do comprimento da diagonal (*ASM Handbook*). O diamante deve ser

verificado periodicamente e se ocorrido perda de material, fragmentação ou trinca, este deve ser substituído.

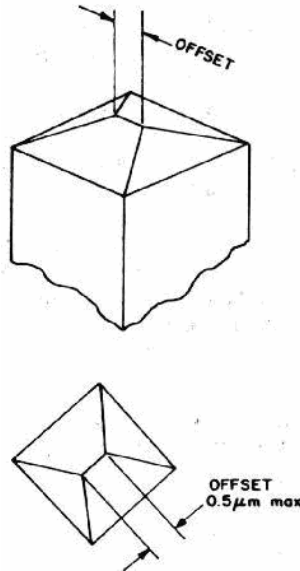


FIGURA 2.12. Offset de um indetador Vickers (ASTM E 384)

2.8.7. EQUIPAMENTO DE MEDIÇÃO

O microscópio de medição em sua ampliação máxima deve ser graduado em $0,5\ \mu\text{m}$ ou divisões menores. Cuidados especiais devem ser tomados com relação à objetiva e a ocular do microscópio e principalmente com a iluminação.

2.8.8. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

O grau de acabamento das amostras pode variar dependendo da carga e da ampliação a serem usadas no ensaio, de qualquer

modo, em todos os ensaios o perímetro da indentação deve estar claramente definido no campo do microscópio. O procedimento recomendado inclui preparação da amostra, cuidado no processo de retifica para não superaquecer a peça nem encruá-la; técnica metalográfica cuidadosa utilizando rotacionando a peça em 90° em cada troca de lixa à medida que se aumenta a granulometria, além de enxágüe constante na peça, para que não haja distorção na superfície da amostra.

2.8.9. PRECISÃO E TOLERÂNCIAS

A dureza medida pela indentações não é simplesmente uma propriedade fundamental, mas uma combinação de propriedades e a contribuição de cada uma delas para o valor de dureza varia com o material e o tipo de ensaio. (HORNER, 1997, pp.601-605)

Muitos fatores podem influenciar na precisão e tendência dos ensaios.

A precisão nas medições dos ensaios de microdureza depende da aderência perfeita, da influência do equipamento, fatores do material e erros nas medições das indentações para o procedimento do ensaio.

A consistência para se repetir os ensaios no mesmo material depende da sua homogeneidade; a repetibilidade do

ensaio de dureza baseia-se em medições cuidadosas das indentações por um operador competente.

Fatores do equipamento podem afetar os resultados, incluindo: precisão de carga, efeito de inércia, velocidade do carregamento, vibração, o ângulo da indentação, movimentos laterais do indentador ou da amostra, variação no contorno do indentador ou da indentação.

A vibração durante o processo de indentação, produzirá maiores indentações à medida que se diminui a carga.

O ângulo entre o indentador e a superfície do corpo-de-prova deve ser perpendicular. Grandes quantidades de inclinações produzem indentações não-uniformes e resultados inválidos para o ensaio.

Fatores do material podem afetar os resultados do ensaio, incluindo: homogeneidade da amostra, efeito de orientação/textura, preparação imprópria, superfície de baixa refletividade e transparência do corpo-de-prova.

A deformação residual do polimento mecânico deve ser removida, particularmente para ensaios de baixas cargas.

A deformação metálica durante a atuação da carga pode produzir ressaltos ao redor da periferia da indentação que afetarão na precisão da leitura das diagonais.

Ensaio de superfícies atacadas, dependendo da extensão do ataque podem produzir resultados diferentes de superfícies não-atacadas.

Erros nas medições podem afetar os resultados do ensaio, incluindo: calibração imprecisa do aparelho de medição, poder de resolução inadequado para objetiva, ampliação insuficiente, influência do operador no tamanho das indentações, imagem de pouca qualidade, iluminação não-uniforme.

O erro na medição das diagonais aumenta à medida que o diafragma numérico da objetiva de medição diminui.

A polarização é introduzida se o operador constantemente aumenta ou diminui as indentações.

Alguns fatores podem afetar os resultados produzindo erros sistemáticos que influenciam todos os resultados enquanto outros influenciam principalmente os resultados de ensaios de cargas baixas. Alguns desses problemas ocorrem continuamente, outros podem ocorrer indefinida ou esporadicamente. Ensaios de baixas cargas são influenciados por esses fatores muito mais do que os ensaios com cargas elevadas.

Alguns parâmetros devem ser levados em consideração para se obter bons resultados nos ensaios, como a escolha da carga. Para chapa mais duras como cobre duro, níquel ou cromo deve-se usar 100 gf. Cargas maiores que 200 gf geralmente apresentam menos variações nas leituras entre operadores e laboratórios, mas podem produzir trincas no material, nem sempre aparentes. Com cargas de 50 gf ou menos, mais valores

são obtidos com variações consideravelmente maiores, especialmente com materiais mais duros. Cargas abaixo de 25 gf devem ser utilizadas em materiais moles como ouro ou chumbo. Calibração do micrômetro utilizando um bloco de ensaio padrão, de preferência que o padrão tenha dureza semelhante à dureza a ser realizada, isso minimiza erros potenciais devido às possíveis diferenças nas propriedades elásticas de alguns metais. Para verificar o equipamento, a norma designa 20 indentações no bloco padrão. A norma ASTM B 578 cita a realização de 'pelo menos' 5 medições para cada indentação.

2.9. EFEITO DE TAMANHO DE INDENTAÇÃO

ISE – Indentation Size Effect ou “Efeito de Tamanho da Indentação”, pode ser definido como aumento da microdureza pela diminuição da carga aplicada para produzir a indentação.

O valor de dureza deve ser independente da carga aplicada ou do tamanho da indentação, com isso muitos mecanismos foram sugeridos para explicar esse efeito (*ISE*), o atrito entre o indentador e a amostra, presença de camadas superficiais deformadas, a necessidade de medições eficientes em indentações rasas ou a presença de camadas superficiais de óxidos e contaminações químicas. No caso da dureza Vickers

notou-se a ocorrência deste efeito em ensaios com cargas abaixo de 100 gf (Metals Handbook).

Historicamente, um dos primeiros marcos no ensaio de indentações foi estimar o limite de escoamento pela medição de dureza, definido como a carga no indentador dividida pela área produzida impressão. Baseadas nesses estudos, pesquisas foram realizadas como a teoria do gradiente de deformação (OLIVER e PHARR, 1992, pp.1564-1583), que cada vez mais são implementadas tentando descartar parâmetros negligenciados anteriormente, como Shu e Fleck (1998, pp. 1363-1383) utilizando método de elementos finitos, sempre em escalas micrométricas. Recentemente, a dureza é mostrada como dependente do tamanho da indentação quando sua profundidade é menor que aproximadamente 50 μm . Tais escalas pequenas referem-se aos ensaios de micro ou nano dureza. As medidas de dureza podem dobrar ou até triplicar com a diminuição da indentação variando de 50 a 1 μm (BEGLEY e HUNTCHINSON, 1998, pp. 2049-2068).

Segundo estudo realizado por Umemoto *et al.* (2001, pp.505-511), baseando-se na análise teórica relacionando dureza e propriedades mecânicas, realizou-se o seguinte experimento.

Como se sabe dureza e resistência dependem da microestrutura do aço. Em aços multiestruturais é importante compreender a influência individual da estrutura do

microconstituente para se estimar a curva de tensão-deformação. O único ensaio prático que pode ser realizado individualmente no microconstituente estrutural em aços multiestruturais é o ensaio de dureza com pequenas indentações sob cargas baixas. Já que é possível obter a resistência ou a curva tensão-deformação da dureza de um aço mono estrutural, tal como ferrita, perlita, bainita ou martensita, também é possível estimar a resistência ou a curva tensão-deformação para aços multiestruturais conhecendo-se a fração volumétrica de cada constituinte estrutural individualmente presente.

Utilizou-se de um grande número de amostras de aços mono estruturais: ferrita, perlita, martensita revenida e martensita temperada. Cada amostra de aço ferrítico, perlítico e bainítico foi austenitizada a temperatura T_1 por 10 minutos, depois mantidas a baixas temperaturas T_2 para permitir a transformação em várias monoestruturas, então resfriadas em temperatura ambiente. As amostras martensíticas foram temperadas em água depois de austenitizadas em temperatura T_1 então reaquecida em temperatura T_2 seguida de resfriamento ao ar. Os ciclos de tratamento térmico empregado para se obter vários aços mono estruturais, incluindo os valores T_1 e T_2 estão apresentados na Figura 2.13. Transformações isotérmicas foram utilizadas para garantir que as amostras tornassem-se uniformemente mono estruturais. Para os aços ferríticos,

gráfico da Figura 2.13(a) e para os aços martensíticos, gráfico da Figura 2.13(b).

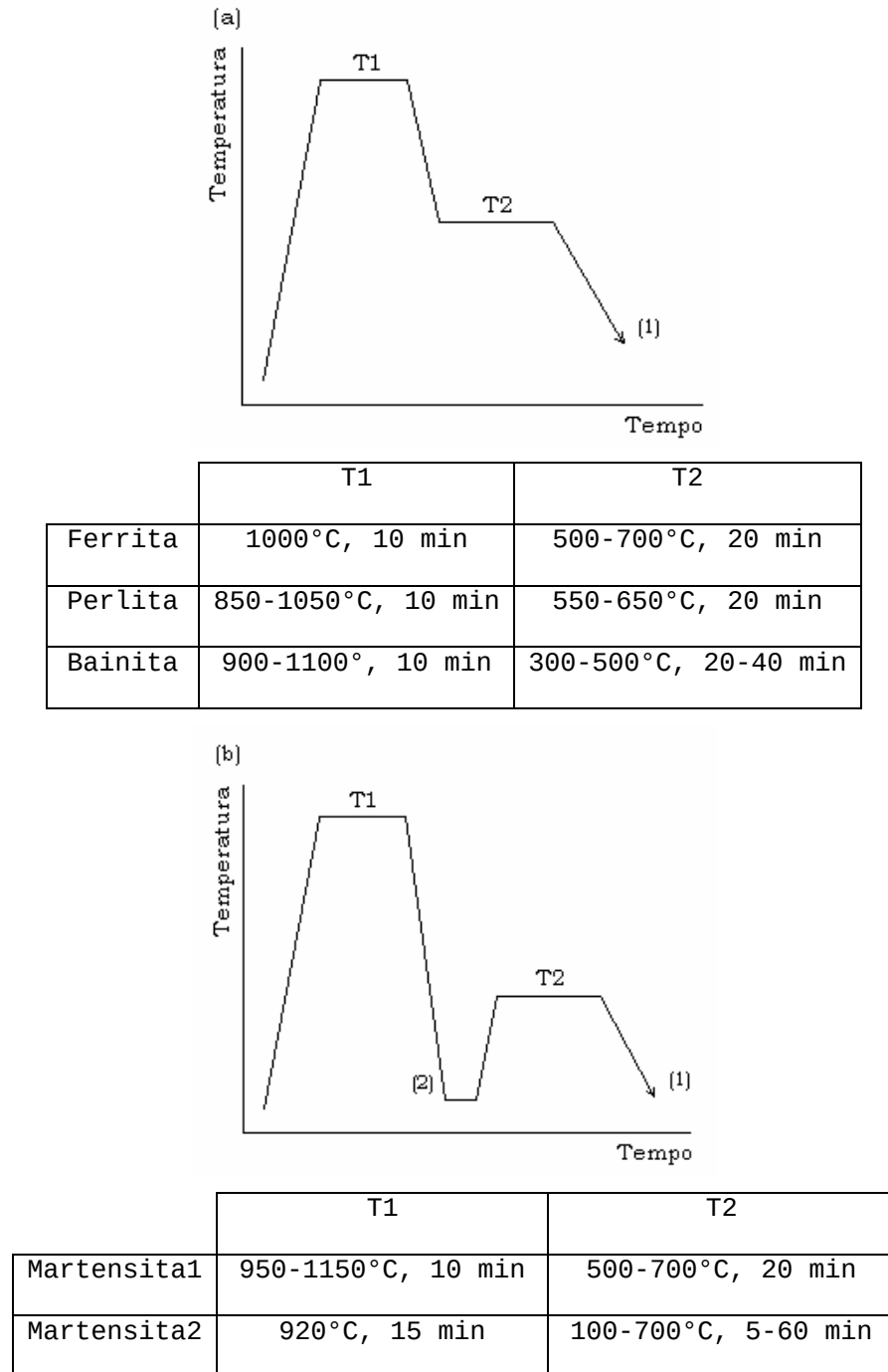


FIGURA 2.13. Representação esquemática dos ciclos de tratamentos térmicos e as tabelas utilizadas para produzir de vários aços mono estruturais.

(a)Aços Ferríticos; (b)Aços Martensíticos

Onde: T1 - Temperatura de austenitização; T2 - Temperatura de transformação/têmpera; (1) - Resfriamento ao ar; (2) - Têmpera em água
(UMEMOTO et al., 2001)

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas com cargas variando de 10 a 500 gf e macro dureza realizadas com cargas de 1 a 10 kgf. Uma carga pequena de aproximadamente 25 gf foi especialmente utilizada neste estudo para se comparar os resultados obtidos à dureza do constituinte no aço multiestrutural. Em cada amostra foram realizadas 12 medições descartando-se o maior e menor valor, e fazendo-se uma média. Uma análise de regressão múltipla também foi realizada a fim de se obter uma relação empírica entre dureza Vickers e vários outros parâmetros do material, como por exemplo, composição da liga e tamanho de grão.

Concluiu-se então que a dureza depende da carga aplicada para os aços ferríticos, mas não para os aços perlíticos, bainíticos ou martensíticos variando-se a carga entre 10 gf e 10 kgf.

No trabalho realizado por Rodríguez e Gutierrez (2003, p. 377-384) correlacionando nanoindentação e propriedades de tração, e um estudo da influência do efeito de tamanho da indentação (*ISE*), relata que este efeito torna-se marcante quando a indentação é mais rasa que 10 μm . Portanto, na faixa de nanoindentação, o valor de dureza dependerá intensamente da profundidade da indentação. Por esta razão a interpretação da medição de nano dureza torna-se difícil.

Este efeito nas medições de microdureza não pode ser explicado utilizando uma análise baseada num mecanismo

contínuo porque de acordo com esta teoria, o valor de dureza deve ser independente da carga aplicada, ou equivalentemente, do tamanho da indentação. Muitos mecanismos têm surgido para se tentar explicar esse efeito como fricção entre o indentador e a amostra, presença de encruamento na camada superficial, a incapacidade de medição das indentações rasas ou a presença de óxidos e contaminações químicas nas camadas superficiais. Elmustafa e Stone (2003, p. 357-381), num estudo da cinética de deformação e do gradiente de deformação plástica de nanoindentação e *ISE*, sugeriram que o mecanismo de deslocamentos seria responsável pelo efeito.

3. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Para atingir os objetivos propostos neste trabalho, corpos-de-prova retirados de juntas soldadas foram submetidos a ciclos térmicos. Tais juntas foram preparadas por Soldagem por Arco Submerso (SAS). A empresa ICEC, Indústria de Construção Ltda., sediada em Bady Bassit/SP foi a responsável pelo fornecimento e confecção das juntas soldadas das quais foram preparadas amostras para análise metalográfica e corpos-de-prova para os ensaios mecânicos.

3.1. MATERIAIS UTILIZADOS

O metal base utilizado foi o convencionalmente empregado na fabricação de estruturas metálicas soldadas: o aço estrutural COS Civil 300. A Tabela 3.1 apresenta a composição química e as propriedades mecânicas do metal base, ambos fornecidos pelo próprio fabricante - COSIPA.

TABELA 3.1. Composição química (% em peso) e propriedades mecânicas do material utilizado como metal base – aço estrutural COS Civil 300

3.1 Composição Química					
C _{máx}	Mn _{máx}	P	S _{máx}	Si _{máx}	Al _{máx}
0,2	1,35	0,030	0,025	0,040	0,015
Propriedades Mecânicas					
Limite de Escoamento			300 MPa		
Limite de Ruptura			400 – 550 MPa		

Realizou-se a análise de composição química do metal base com o intuito de se obter informações mais precisas do material empregado. O procedimento adotado para a análise foi via espectrometria de emissão óptica por centelha, utilizando-se um Espectrômetro de Emissão Óptica. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabelas 3.2.

TABELA 3.2. Análise de composição química (% em peso) do metal base.

3.2 Composição Química										
C	Mn	Si	P	S	3.3 Cu	Al	Ti	Mo	W	B
0,15	0,83	0,22	0,021	0,017	ND*	0,018	ND*	ND*	ND*	0,0004

*Não Detectado

Observando os resultados é possível constatar que o metal base utilizado está dentro das tolerâncias exigidas. A conformidade do material proporciona uma maior segurança e tranquilidade para a continuidade do trabalho.

O arame-eletrodo utilizado, consistiu no EL12 classificação AWS A5.17 do fornecedor Belgo Mineira com 2,38

mm de diâmetro. Cujas composições químicas estão apresentadas na Tabela 3.3.

TABELA 3.3. Composição química do material utilizado para o arame-eletrodo (PATCHETT, 2000)

Classificação AWS A5.17	Elementos químicos - % em peso					
	C	Mn	Si _{máx}	S _{máx}	P _{máx}	Cu*
EL 12	0,04-0,14	0,25-0,60	0,10	0,030	0,030	0,35

* Limite de cobre incluído qualquer revestimento que possa ser aplicado no eletrodo.

O fluxo utilizado no processo de soldagem foi fornecido pela Lincoln Electric, cuja classificação é F7AZ-EL12, sendo um fluxo de característica ativa. Esforços foram empregados em se obter maiores informações sobre o fluxo, principalmente a respeito de sua composição química, entretanto, tal informação não foi possível ser obtida, pois a mesma é tratada como “sigilosa” por parte da empresa.

O cordão-de-solda resultante da combinação do fluxo e arame-eletrodo utilizados no processo de soldagem precisa apresentar certos valores de propriedades mecânicas finais. A Tabela 3.4 apresenta os valores das propriedades requeridas especificados com base na combinação eletrodo-fluxo do metal de solda depositado.

TABELA 3.4. Propriedades mecânicas do metal de depositado(PATCHETT, 2000)

Classificação AWS A5.17 Fluxo-Eletrodo	Propriedades no ensaio de tração	
	Limite de resistência	Limite de escoamento
F7XX-EXXX	480 – 650 MPa	400 Mpa

Com o propósito de se conhecer melhor as características do cordão-de-solda resultante do processo de soldagem, realizou-se sua análise química. Sendo adotado o mesmo procedimento e equipamento utilizado na análise do metal base. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 3.5.

TABELA 3.5. Composição química (% em peso) do cordão-de-solda.

3.4 Composição Química										
C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	Ti	Mo	W	B
0,06	1,16	0,66	0,028	0,016	0,12	0,015	0,022	0,01	ND	0,0005

*ND – Não Detectado

A análise química do cordão-de-solda foi realizada sobre o primeiro passe de soldagem. Esta escolha é justificada pelo fato de que os corpos-de-prova para os ensaios mecânicos foram retirados da região do primeiro passe de solda.

No que se refere ao cordão-de-solda, observa-se que o teor de carbono foi expressivamente menor que o encontrado no metal base. Esta diferença se deve, provavelmente, ao reduzido teor deste elemento no arame de adição utilizado. Uma vez que o arame de adição contribuiu de forma predominante na

composição química do cordão-de-solda, isto devido à elevada taxa de deposição bem como com a geometria dos chanfros das chapas soldadas. Já os demais elementos de liga tais como Mn, Si, Mo, houve uma variação em seus teores. Na maioria dos casos ocorreu um aumento no teor do elemento e ainda o aparecimento de outros elementos como o Ti que pode exercer grande influência na microestrutura final do cordão-de-solda, sobretudo na nucleação intragranular da ferrita. O grande responsável na adição ou alteração nos teores de elementos de liga é o fluxo. A presença de determinados elementos de liga, em teores adequados, pode contribuir de maneira decisiva na obtenção de uma microestrutura benéfica para as propriedades mecânicas do cordão-de-solda, sobretudo da sua tenacidade. Portanto, a composição química do cordão-de-solda está relacionada diretamente com o metal base e consumíveis.

3.2. JUNTA SOLDADA – PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Os perfis soldados em sua grande maioria são estruturas de grande porte atingindo pesos de centenas e até milhares de quilos por perfil, e envolve na sua confecção chapas de grande porte. Portanto, houve a preocupação que a junta soldada utilizada neste projeto se aproximasse ao máximo das condições reais de confecção dos perfis usualmente

comercializados. Para tal, 2 chapas de 5,0 m de comprimento foram preparadas para a soldagem automática multi-passe. Na junção das chapas efetuou-se um chanfro em "V", com ângulo de 90° ao longo do comprimento, com nariz de 2,0 mm e abertura de raiz de 2,0 mm. O desenho esquemático da seção transversal da junta soldada está representado na Figura 3.1.

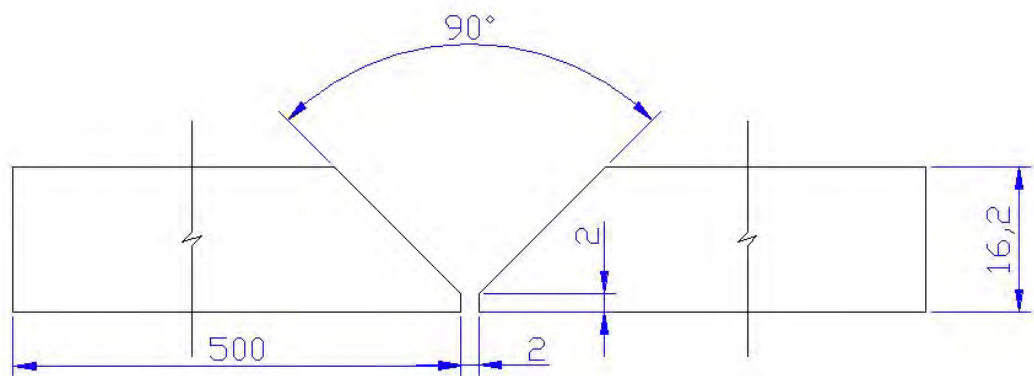


FIGURA 3.1. Representação esquemática da junta soldada [mm]

Para a confecção da junta soldada depositou-se dois passes de solda por arco submerso. Primeiramente, realizou-se um passe de raiz (*backing*) com o processo de soldagem MIG/MAG que foi confeccionado no lado oposto ao chanfro, este passe foi realizado para que se evitasse a deformação das chapas devido ao seu comprimento. Iniciou-se então, o processo de soldagem por arco submerso depositando-se o primeiro cordão-de-solda sobre o chanfro. Feito o primeiro cordão, as chapas foram viradas para se efetuar a goivagem no passe MIG até que se alcançasse o primeiro cordão-de-solda, para daí, realizar o segundo cordão-de-solda por arco submerso.

Finalizada a soldagem, a junta soldada foi submetida ao ensaio não-destrutivo de ultra-som, com o intuito de se verificar a possível existência de defeitos, como porosidade excessiva, falta de penetração, trincas, entre outros. Realizado o ensaio, constatou-se que a chapa se encontrava isenta de defeitos, sendo aprovada no teste de qualidade aplicado pela ICEC. A Tabela 3.6 apresenta os parâmetros dos processos de soldagem a arco submerso aplicados na confecção da junta.

TABELA 3.6. Parâmetros do processo de soldagem por arco submerso da junta.

Número do Passe	Parâmetros de processo de soldagem			
	Velocidade de Soldagem [mm/min]	Taxa de Deposição [pol/min]	Intensidade de Corrente [A]	Tensão [V]
1º Passe	880	125	550-600	31,2
2º Passe	550	150	750-800	31

O equipamento utilizado na soldagem da junta localiza-se na linha de produção da empresa ICEC. Tal equipamento é empregado na soldagem dos perfis fabricados e fornecidos ao mercado de construção civil e industrial, Figura 3.2.



FIGURA 3.2. Equipamento de soldagem a arco submerso – ICEC/Bady Bassit.

3.3. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O presente trabalho tem como grande preocupação a caracterização da tenacidade do cordão-de-solda de juntas soldadas submetidos a distintos ciclos térmicos. Para a realização dos ensaios mecânicos de tenacidade, bem como de dureza, foram confeccionados e utilizados corpos-de-prova Charpy.

Devido às dimensões da junta soldada, sobretudo, ao seu comprimento, 5,0 m, a mesma foi seccionada em cinco partes de 1,0 m de comprimento para facilitar o seu manuseio e transporte.

3.3.1. CONFECÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Os corpos-de-prova para o ensaio de tenacidade foram confeccionados a partir da junta soldada, retirados como evidenciado na Figura 3.3.

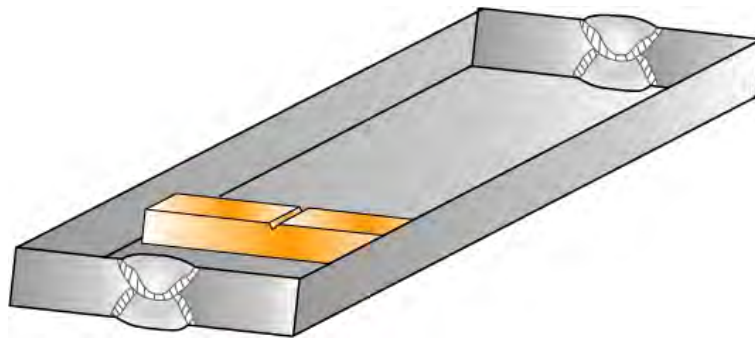


FIGURA 3.3. Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos-de-prova das juntas soldadas.

Devido à quantidade limitada de material disponível para o pretendido, a confecção de corpos-de-prova Charpy foi cuidadosamente planejada.

Para a confecção dos corpos-de-prova Charpy, novamente as juntas foram seccionadas em partes com aproximadamente 250 mm de comprimento para se ajustar aos equipamentos de usinagem. Na etapa da usinagem, foi tomado o cuidado de se efetuar a retirada de material de forma a maximizar a quantidade de cordão-de-solda sobre o chanfro, ou seja, que se obtivesse uma maior quantidade do cordão-de-solda do primeiro passe. Sempre foi retirada uma quantidade maior de material na superfície referente ao segundo passe. Isso para que o entalhe

ficasse posicionado no segundo cordão, fazendo com que assim a propagação da trinca durante o ensaio ocorresse efetivamente no primeiro cordão, que é o alvo do presente estudo (Figura 3.5).

A Figura 3.4 representa a junta soldada depois de seccionada de modo a retirar os corpos-de-prova para o ensaio Charpy.

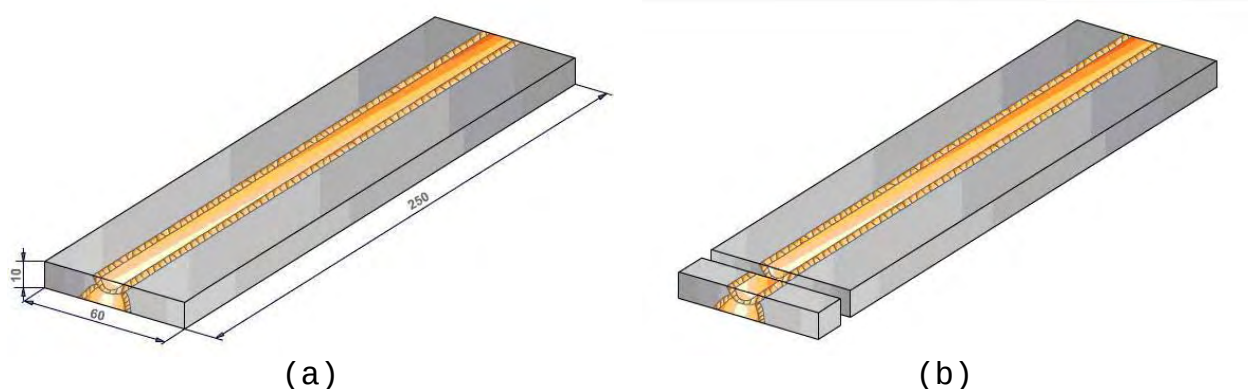


FIGURA 3.4. Representação esquemática da junta soldada

(a) Chapa depois da retirada do material excedente;

(b) Chapa seccionada de modo a retirar os corpos-de-prova Charpy.

Os corpos-de-prova Charpy do tipo A^(*), foram extraídos perpendicularmente ao cordão-de-solda de tal modo que o entalhe se encontre posicionado sobre o cordão, conforme esquematizado na Figura 3.5.

(*) o termo "tipo A" refere-se ao formato do entalhe em "V".

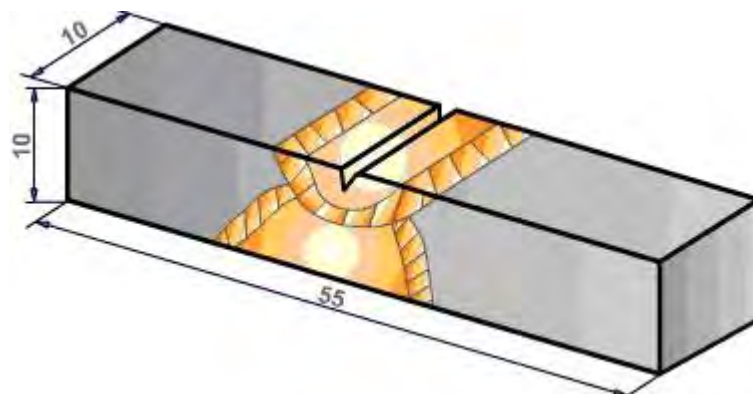


FIGURA 3.5. Desenho esquemático do corpo-de-prova para ensaio de impacto Charpy [mm].

As dimensões nominais e respectivas tolerâncias dos corpos-de-prova Charpy, tiveram como referência a norma técnica ASTM E-23, Figura 3.6. Como os corpos-de-prova seriam tratados termicamente e prevendo que poderia ocorrer uma pequena oxidação nas superfícies dos mesmos, foram realizados alguns testes e verificou-se que um sobremetal de aproximadamente 0,15 mm era suficiente. Após o tratamento térmico, com um rápido lixamento, esta camada de óxido pode ser removida, proporcionando assim um acabamento superficial satisfatório ao corpo-de-prova.

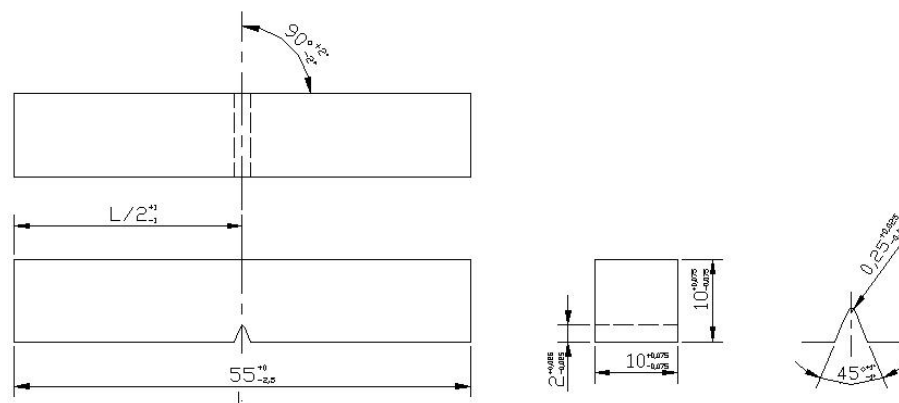


FIGURA 3.6. Dimensões e tolerâncias dos corpos-de-prova tipo A para o ensaio Charpy (ASTM E23, 1996)

O entalhe foi posicionado na zona de fusão e usinado paralelamente ao eixo principal do cordão-de-solda. O propósito do entalhe usinado foi simular a falta de penetração ocorrida nesta área crítica do filete-de-solda quando é executada a soldagem de um lado só em um único passe.

Neste projeto, como o foco principal é o estudo do cordão-de-solda, existiu a preocupação do preciso posicionamento do entalhe. Por este motivo, após a usinagem dos corpos-de-prova, com o devido sobremetal, cada corpo-de-prova foi submetido a uma preparação metalográfica com ataque de reativo de iodo, com o objetivo de se evidenciar a posição do cordão-de-solda e assim orientar o posicionamento do entalhe da maneira mais precisa possível.

O entalhe, assim como as demais dimensões dos corpos-de-prova, foi executado seguindo a norma ASTM E-23. É importante ressaltar que para a execução do entalhe foi levado em conta o sobremetal deixado em cada amostra.

3.3.2. CONTROLE DIMENSIONAL

Devido à grande preocupação de se obter corpos-de-prova dentro das dimensões requeridas, foram adotados controles dimensionais rigorosos em todas as amostras ensaiadas. Em especial, houve uma grande preocupação com as características dimensionais do entalhe. O controle

dimensional foi realizado em duas etapas do processo experimental: após a etapa da usinagem e posterior a limpeza pós-tratamento. Para tal controle empregaram-se equipamentos de metrologia, tais como: projetor de perfil, micrômetros, paquímetros analógico e digital.

3.3.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Foram efetuados tratamentos térmicos nos corpos-de-prova com o objetivo de se realizar uma análise exploratória para melhoria da tenacidade, quando comparado com a condição “como soldado (CS)”. Os corpos-de-prova para o ensaio Charpy foram tratados com suas dimensões muito próximas das nominais. Uma pequena camada de sobremetal foi deixada apenas para executar um adequado acabamento superficial pós-tratamento. Para se evitar e/ou minimizar os efeitos agressivos da atmosfera do forno durante o tratamento térmico, utilizou-se um forno tubular com atmosfera de argônio. O esquema da instalação do forno em questão é exibido na Figura 3.7.

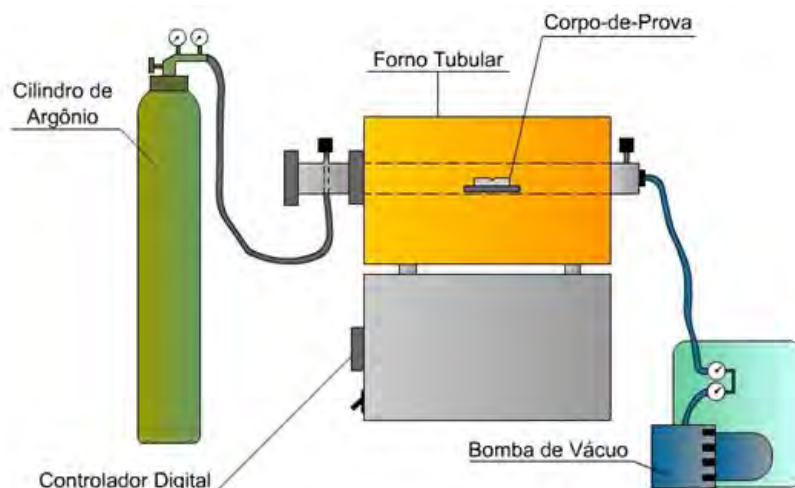


FIGURA 3.7. Desenho esquemático das instalações do forno tipo tubular.

Os tratamentos térmicos realizados foram caracterizados por diferentes temperaturas de austenitização, sendo que após a austenitização, os corpos-de-prova foram submetidos a uma das duas rotas de resfriamento: resfriamento contínuo ou resfriamento isotérmico. O detalhamento dos procedimentos adotados são descrito a seguir:

Temperatura e tempo de austenitização: os corpos-de-prova foram austenitizados a: 880, 1000 ou 1225°C. Nas três temperaturas de austenitização, uma vez atingida a temperatura no interior do forno, o tempo de permanência foi de 25 minutos.

Resfriamento Contínuo (RC): decorrido 25 minutos em uma das três temperaturas de austenitização, os corpos-de-prova foram resfriados em um dos seguintes meios: em água, ao ar tranqüilo ou no interior do próprio forno, correspondendo,

respectivamente, aos tratamentos térmicos de têmpera, normalização e recozimento.

Resfriamento Isotérmico (ISO): *decorrido o tempo de 25 minutos em uma das três temperaturas de austenitização, os corpos-de-prova foram retirados do forno tubular e rapidamente mergulhados em banho de chumbo mantido aquecido em um forno vertical, mostrado esquematicamente na Figura 3.8. Permaneceram mergulhados no banho durante uma hora, numa das cinco seguintes temperaturas: 350, 400, 450, 500 ou 550°C. Depois foram retirados e resfriados bruscamente em água, mantida em temperatura ambiente. O banho de chumbo teve como principais funções: tornar mais rápido e uniforme o aquecimento dos corpos-de-prova e também atuar como meio protetor da oxidação.*

O controle da atmosfera de forno foi rigorosa, uma vez que não é tolerável uma elevada oxidação, descarbonetação ou outro eventual fenômeno que possa ocorrer durante os tratamentos. Isto por que os corpos-de-prova foram submetidos aos ciclos térmicos com uma quantidade de sobremetal mínima – suas dimensões já estavam muito próximas das dimensões requeridas. E, acima de tudo, um cuidado especial foi tomado com o entalhe, uma vez que o mesmo já estava usinado. Optou-se por realizar o entalhe antes dos tratamentos térmicos, devido ao efeito invasivo provocado pelo processo de usinagem. Pois

durante a usinagem surgem tensões que produzem acentuada deformação plástica nas regiões adjacentes ao entalhe, o que acaba por produzir encruamento no material nessa região o que, sem dúvida, interferiria de forma significativa nos resultados dos ensaios.

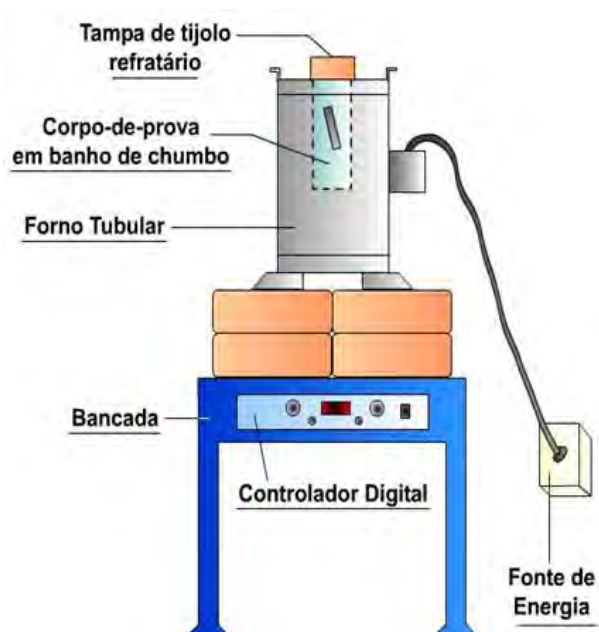


FIGURA 3.8. Desenho esquemático das instalações do forno tubular vertical.

Após os tratamentos térmicos os corpos-de-prova passaram um processo que foi denominado de limpeza pós-tratamento, que pode ser tido com um processo de acabamento superficial que teve como principal objetivo manter os corpos-de-prova dentro da faixa de tolerância dimensional e acabamento superficial conforme recomendado da norma ASTM E23.

Em cada corpo-de-prova que foi submetido a ciclos térmicos foi deixado um sobremetal entre 0,15-0,20 mm. Após a realização dos ciclos térmicos, os corpos-de-prova foram

submetidos a um lixamento - lixas de granulometria 320 - com a finalidade de retirada da fina camada de oxidação. Posteriormente os corpos-de-prova foram novamente dimensionados. Conhecendo tal valor e as dimensões exigidas pela norma, os corpos-de-prova foram retificados em retifica vertical com rebolo de acabamento, retirando-se a quantidade de sobremetal requerida em cada face. Vale lembrar que atenção especial foi dada à secção do entalhe, pois, o mesmo necessitou de maiores cuidados uma vez que a profundidade do entalhe é extremamente importante. Finalizada esta etapa, os corpos-de-prova novamente foram submetidos ao controle dimensional.

Devido à grande quantidade de corpos-de-prova confeccionados elaborou-se uma nomenclatura que facilitasse o reconhecimento das amostras.

A Figura 3.9 representa mais facilmente as divisões de cada condição.

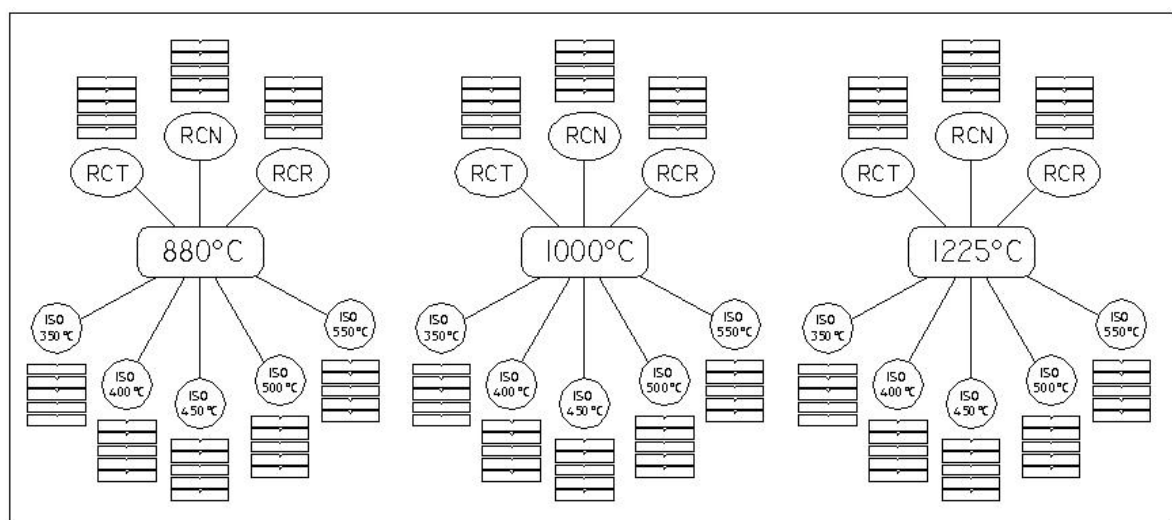


FIGURA 3.9. Representação esquemática da confecção dos corpos-de-prova.

Para cada uma das 25 condições foram confeccionados 5 corpos-de-prova Charpy.

A nomenclatura adotada foi a seguinte:

XX _ Y
└─┬─┬─
 └─┬─ Resfriamento: T, N, R, 350, 400, 450, 500 ou 550 ⁽¹⁾
 └─ RC (resfriamento contínuo) ou ISO (isotérmico)
 └─ Temperatura de Austenitização: 88, 10 ou 12 ⁽²⁾

⁽¹⁾ T → Temperado

N → Normalizado

R → Recozido

⁽²⁾ 88 → Austenitizado a 880°C

10 → Austenitizado a 1000°C

12 → Austenitizado a 1225°C.

Por exemplo:

12 ISO 350: Austenitizado a 1225°C, resfriado isotermicamente a 350°C.

E **CS** a condição de Como Soldado.

3.3.4. ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos foram realizados com a finalidade de se avaliar o mérito dos ciclos térmicos empregados, e conseqüentemente estimar quais os parâmetros microestruturais tendem a melhorar ou piorar a propriedade medida. Realizaram-se primeiramente ensaios de impacto Charpy e dureza Vickers para todas as condições. A partir dos resultados desses

ensaios foram selecionadas algumas condições para análise quantitativa e ensaios de microdureza.

⇒ Ensaio de Impacto

Para avaliação da tenacidade do cordão-de-solda, nas diferentes condições de tratamento térmico e “como soldado”, utilizou-se o ensaio de impacto Charpy. Os corpos-de-prova foram retirados da junta soldada, como apresentado nas Figuras 3.3 e 3.4 e foram divididos em 24 lotes, um lote para cada condição de tratamento térmico e mais um na condição de “como soldado”; cada lote contendo 5 corpos-de-prova.

Foi avaliada também a tenacidade do metal base em diferentes orientações. Para tal, foram extraídos corpos-de-prova nas seguintes orientações: TL/LT/TS/LS, conforme esquema mostrado na Figura 3.10. Sendo que L, direção longitudinal, é paralela ao cordão-de-solda.

O entalhe foi usinado em uma fresadora vertical da marca Rocco, modelo FF 40-A. A ferramenta utilizada foi projetada especialmente para a execução dos entalhes.

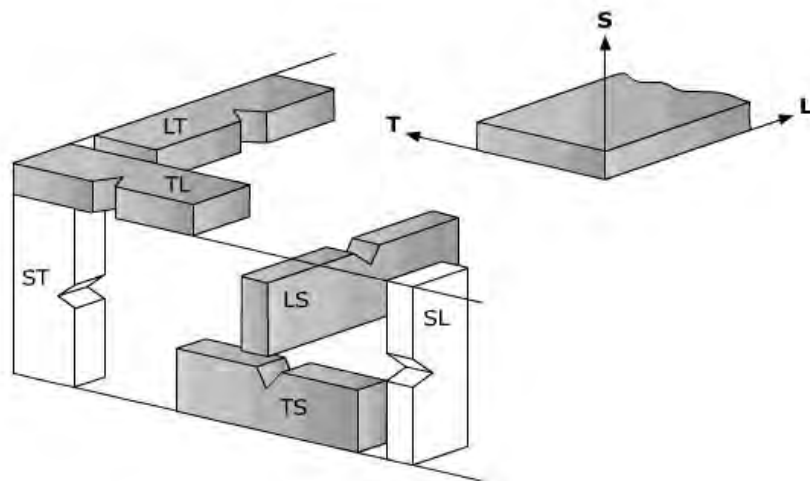


FIGURA 3.10. Representação esquemática das direções de referência, apresentando em **negrito** as orientações dos corpos-de-prova retirados do metal base.

Os ensaios de impacto foram realizados em temperatura ambiente no equipamento *Instron Wolpert* do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística EESC-USP, ilustrado na Figura 3.11.



FIGURA 3.11. Equipamento *Instron Wolpert* utilizado no ensaio de impacto.

⇒ Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados com um durômetro da marca *Heckert*, modelo HP0-2550, utilizando carga nominal de 20 kgf (Figura 3.12). A escala de dureza Vickers foi adotada para todos os ensaios de dureza. As impressões de dureza foram medidas em amostras retiradas da secção transversal ao eixo principal do cordão-de-solda. As amostras foram previamente polidas e atacadas, para evidenciar a área de interesse e identificar os pontos para a realização das medidas de dureza sobre o cordão-de-solda. Na amostra “como soldado” foram realizadas também medidas no metal base e Z.A.T.



FIGURA 3.12. Equipamento utilizado nos ensaios de dureza.

Na Figura 3.13 pode-se visualizar os pontos onde foram aplicadas as cargas durante o ensaio de dureza. Para a estimativa da dureza em cada região, foi realizada a média aritmética dos valores obtidos. Foram realizadas 13 impressões de dureza, sendo 5 no cordão-de-solda e 8 no metal base. O mínimo espaçamento deixado entre as impressões foi de 2 mm seguindo-se as recomendações da norma ASTM E-92.



FIGURA 3.13. Representação dos pontos onde foram aplicadas as cargas no ensaio de dureza.

⇒ ENSAIO DE MICRODUREZA

Os ensaios de microdureza foram realizados posteriormente à análise metalográfica das amostras e está descrito mais a frente.

3.3.5. ANÁLISE METALGRÁFICA

Foram retiradas amostras para análise metalográfica do metal base e cordão-de-solda. A preparação metalográfica foi realizada pela técnica convencional. As amostras foram lixadas e polidas com abrasivos adequados até a obtenção de uma

superfície polida e isenta de riscos. Para a revelação dos microconstituintes do metal base e do cordão-de-solda realizou-se ataque químico com Nital 2%, já que este não ataca a ferrita, mas delinea os seus contornos e colore de escuro a perlita.

As amostras para metalografia foram retiradas dos corpos-de-prova Charpy ensaiados e foram escolhidos aqueles que apresentaram valores de tenacidade mais próximos da média no ensaio de impacto. Não foi possível destinar uma amostra somente para análise metalográfica pela quantidade restrita de material. Além disso, tomando-se o corpo-de-prova ensaiado, relacionou-se diretamente a microestrutura e as propriedades mecânicas na mesma amostra.

Selecionado o corpo-de-prova ensaiado, tomou-se apenas uma das metades priorizando-se apenas a região da solda. O corte foi realizado com uma serra *cut-off* para se embutir a amostra; a peça foi fresada para se obter uma superfície plana. Tomou-se sempre o cuidado de refrigerar bastante a amostra para que não sofresse alterações superficiais.

▪ METAL BASE

A análise metalográfica do metal base foi realizada em amostras retiradas em três planos metalográficos distintos (LT, TS e SL), seguindo a orientação mostrada na Figura 3.10.

A preparação das amostras foi realizada segundo o descrito anteriormente.

▪ **CORDÃO-DE-SOLDA**

O estudo metalográfico do cordão-de-solda consistiu na análise de macro e micrografias. Os corpos-de-prova foram extraídos transversalmente em relação à direção de soldagem. As amostras foram analisadas nas diferentes condições dos tratamentos térmicos e “como soldado”.

Para caracterização microestrutural via microscopia óptica foi utilizado aumentos de 200 e 500X. De acordo com o IIW, as principais morfologias no cordão-de-solda, observadas através de microscopia óptica, podem ser classificadas como:

- **Ferrita Primária - PF**
 - o *Ferrita Primária de Contorno de Grão - PF(G)*
 - o *Ferrita Primária Intragranular - PF(I)*
- **Ferrita Acicular - AF**
- **Ferrita com Segunda Fase - FS**
 - o *Ferrita com Segunda Fase Alinhada - FS(A)*
 - o *Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada - FS(NA)*
- **Agregado Ferrita-Carboneto - FC**
- **Martensita - M**

Técnicas de metalografia qualitativa foram aplicadas na análise de superfícies atacadas na qual a microestrutura tenha sido devidamente revelada. A observação da zona de fusão

permitiu identificar quais eram os microconstituintes presentes, utilizando-se o procedimento descrito pelo fluxograma exibido na Figura 2.4. Os microconstituintes foram analisados, sobretudo com o objetivo de associá-los às suas microdurezas e relacionar aos resultados dos ensaios mecânicos.

3.3.6. ANÁLISE QUANTITATIVA

A análise quantitativa foi realizada priorizando-se as amostras que possuíam o constituinte ferrita acicular, por este ser o constituinte que apresenta melhores desempenhos em tenacidade. Esta análise foi realizada segundo a norma ASTM E-562 - *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*. Para a contagem de 1000 pontos foram utilizadas 10 micrografias aleatórias de cada amostra, com sobreposição da grade com 100 pontos.

Devido à grande quantidade de micrografias a serem analisadas, iniciou-se o procedimento com imagens digitais, já que está despendiam de muito menos tempo por não necessitarem de processo químico de revelação de filmes, e também por não requerer prática ou habilidade. Além, do custo por imagem, pelo processo não utilizar filmes, reveladores químicos, papel fotográfico, podendo assim, obter um número muito maior de imagens, em tempo muito menor.

Em princípio o procedimento de captura de imagens digitais foi através de uma *webcam*, câmera que filma imagens em tempo real conectada em um computador, acoplada através de um adaptador desenvolvido, à saída do microscópio para câmera fotográfica convencional, e ligada a um computador. Assim, através dessas filmagens das amostras, as imagens eram congeladas e obtinham-se assim as primeiras imagens digitais das microestruturas. Comparando-se as fotomicrografias convencionais os resultados eram muito satisfatórios, já que o tempo, custo e habilidade para realização do novo procedimento eram incomparáveis ao método convencional. O fator tempo é muito considerável, pois no procedimento por fotografias químicas há necessidades de muitas pausas para que haja reação química entre filme e revelador, tempo de secagem do filme para ampliação fotográfica.

Para aprimorar ainda mais o método digital, substituiu-se a *webcam* por uma câmera fotográfica digital, acoplando-a ao microscópio através de um suporte na própria ocular do microscópio. Os resultados foram ainda melhores devido à resolução mais elevada da câmera fotográfica, maior facilidade de foco, armazenamento de imagens no cartão de memória na própria câmera, da não-necessidade do computador simultâneo, da praticidade na transferência de imagens.

Com a utilização da fotografia digital foi possível efetuar a análise quantitativa através de um software de

tratamento de imagens, onde a malha de pontos foi sobreposta à fotografia tratada em preto e branco, posicionando-se 'bolinhas' coloridas nas intersecções das linhas de acordo com o constituinte. Este processo mostrou-se mais rápido e prático, possibilitando o arquivamento dos resultados para possíveis discussões futuras. A Figura 3.14 ilustra o posicionamento da malha e dos marcadores coloridos, cada cor representando uma microestrutura e a Tabela 3.7 apresenta os valores de quantificação.

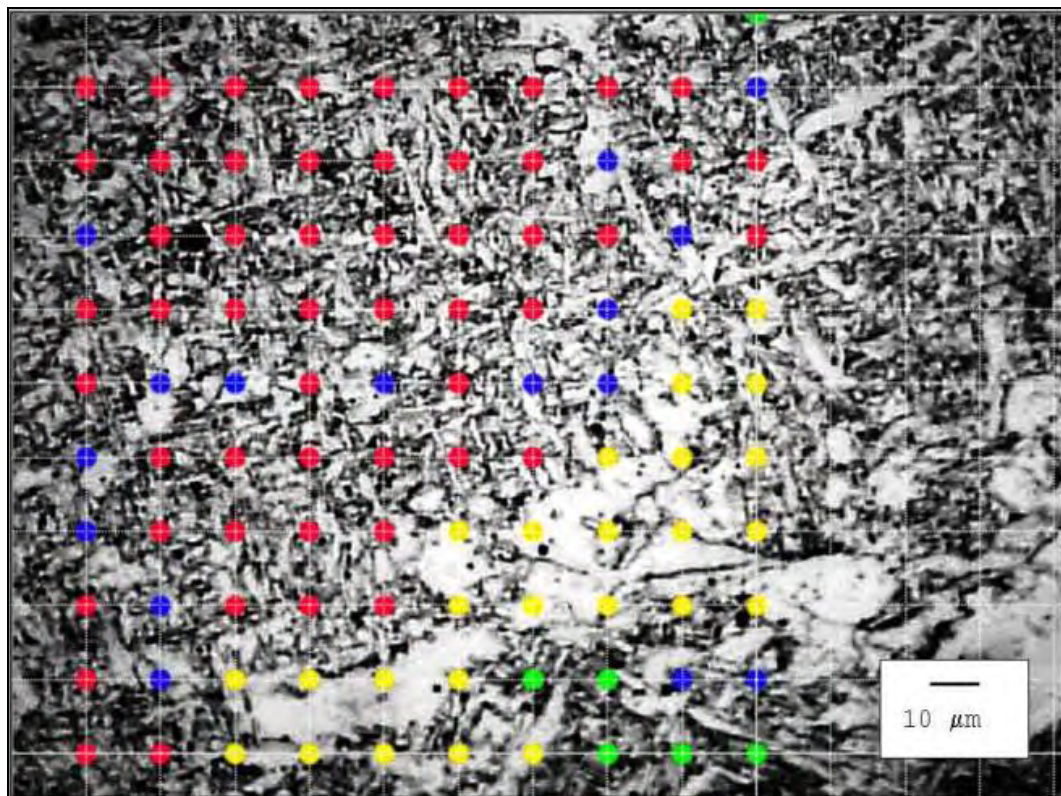


FIGURA 3.14. Fotografia com sobreposição de malha e marcadores coloridos de pontos - aumento 500X
Amostra: Como Soldada / Designação QTF8_P2256654 - Lente 50X - Fator de ampliação 10X - Resolução Q2(640x480 dpi).

TABELA 3.7. Tabela de quantificação da condição Como Soldada (CS).

	Como Soldado	PF		AF	FS		FC	M	Incl.
		PG(G)	PF(I)		FS(A)	FS(NA)			
					[WF, UB, LB]	[GB]			
1	P2256620	64	5	24			7		
2	P2256622	50	8	33			9		
3	P2256626	34	11	54			1		
4	P2256628	46	15	35			4		
5	P2256631	39	11	44			6		
6	P2256642	26	16	53			5		
7	P2256643	31	19	46			4		
8	P2256654	26	16	53			5		
9	P2256656	12	34	53			1		
10	P2256657	17	31	49			3		
	Média	51,1		44,4			4,5		

(*) Valores em porcentagem

3.3.7. ENSAIO DE MICRODUREZA

A metodologia utilizada para o ensaio de microdureza consistiu em produzir as indentações com o microdurômetro *N. Hanemann*, que pode ser observado na Figura 3.15, onde está exibido também o micrômetro óptico que é utilizado nos métodos convencionais de medição. A leitura das diagonais das indentações foi realizado nas suas imagens capturadas através de fotografia digital, onde uma câmera foi acoplada ao microscópio *Neophot* como ilustra a Figura 3.16.

Capturadas as imagens, as medições foram realizadas utilizando recursos do *software Image Tool*, a Figura 3.17 exemplifica uma medição no software. Através da ferramenta

"distance" do programa, é possível efetuar as medições apenas clicando nas extremidades das diagonais da indentação.

Os valores das cargas utilizadas no ensaio foram de 100, 70 e 10 gf. Estes valores foram escolhidos de acordo com o parâmetro do equipamento, que permite ensaios com cargas entre 2 e 100 gf; e também de acordo com o tamanho do microconstituente a ser medido, para que a área da indentação ficasse somente no constituinte desejado. A escolha da carga foi feita realizando ensaios de microdureza iniciando com a carga mais alta, 100 gf, então, reduzindo a carga e verificando este efeito de diminuição.



FIGURA 3.15. Microdurômetro acoplado ao microscópio *Neophot*.



FIGURA 3.16. Câmera Digital acoplada ao microscópio *Neophot*.

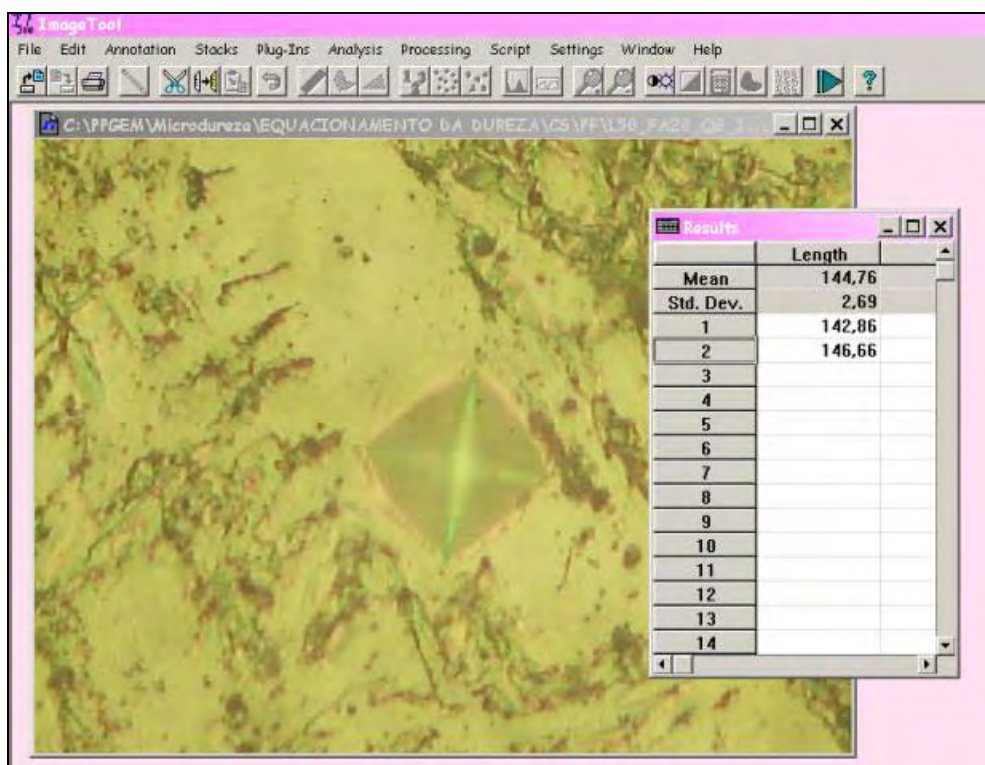


FIGURA 3.17. Ilustração da medição utilizando o programa *Image Tool*.

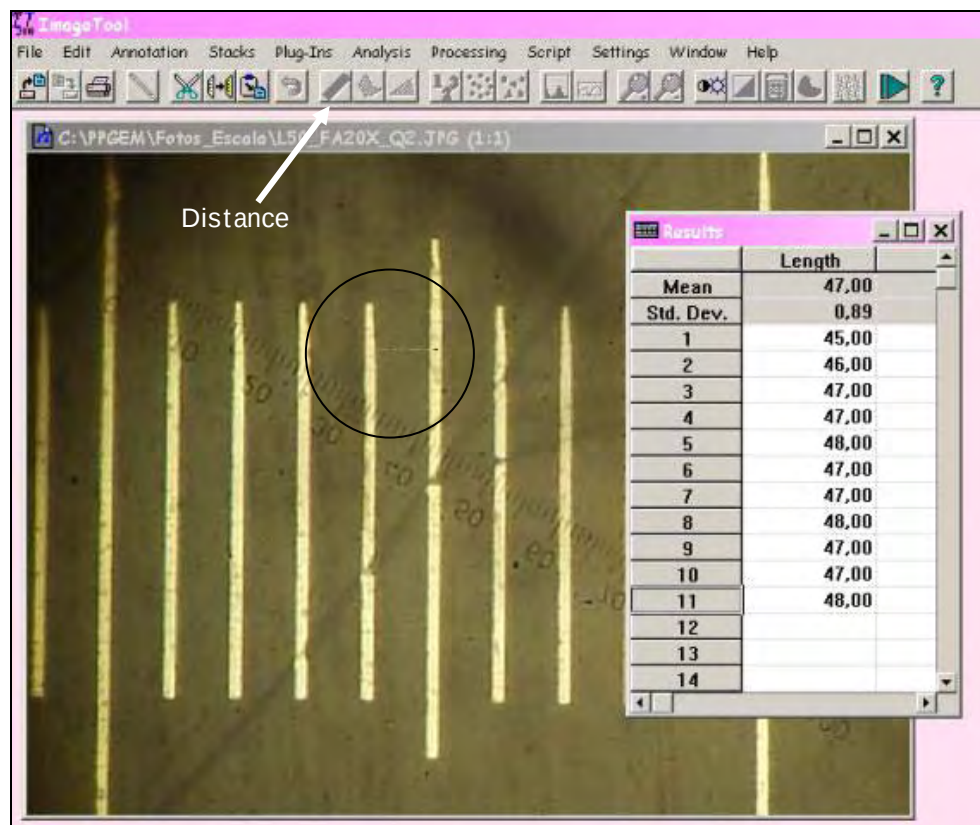


FIGURA 3.18. Ilustração da medição da escala utilizando o programa *Image Tool*.

As imagens foram obtidas acoplando-se uma câmera digital ao microscópio, tomando-se sempre o cuidado de manter as mesmas condições de aumento, zoom, resolução fotográfica; para a calibração do software foi fotografada uma escala conhecida sempre sob as mesmas condições. A Figura 3.18 exemplifica a calibração do software através da medição da escala. Na área circulada está a distância medida correspondente a 10 μm . Na planilha 'Results' da figura, podem se observar os 11 valores medidos na fotomicrografia, e logo acima na mesma tabela, o programa apresenta automaticamente a

média (*mean*) e o desvio padrão (*Std. Dev.*) das medições.

Assim, para a condição de fotografia:

Lente: 50X

Fator de Ampliação: 20X

Resolução da Câmera: Q2 (640x480 dpi)

Zoom: 3X

Teremos que: $10\text{ }\mu\text{m} \rightarrow 47$ unidades de comprimento do *software*.

CONFIABILIDADE DO MÉTODO DE MEDIÇÃO ATRAVÉS DO SOFTWARE *IMAGE TOOL*.

A confiabilidade do método foi comprovada realizando-se 30 indentações em cada constituinte para as cargas de 100, 70 e 10 gf, todas as indentações foram fotografadas e cada uma das diagonais das indentações medidas 3 vezes (HVi, HVii, HViii). As variações foram menores que 5%, a Tabela 3.8 a seguir exemplifica as medições. O mesmo procedimento foi realizado por mais de um operador para se observar possíveis variações, e o mesmo não ocorreu.

TABELA 3.8. Tabela de dureza Vickers para condição Como Soldado / Ferrita Primária / Carga aplicada: 100 gf / Lente 50X – Fator de ampliação 20X – Resolução Q2(640x480dpi).

	Foto	HVi	HVii	HViii	Hvmédio	Desvio
1	P4097998	192,64	190,65	192,65	191,98	1,15
2	P4097999	193,46	187,74	189,43	190,21	2,94
3	P4098000	211,03	190,87	199,92	200,61	10,10
4	P4098001	206,94	200,46	207,59	205,00	3,94
5	P4098002	205,75	190,29	194,35	196,80	8,02
6	P4098003	201,80	184,06	194,93	193,60	8,94
7	P4098004	205,02	201,29	197,02	201,11	4,00
8	P4098005	203,93	201,22	203,77	202,98	1,52
9	P4098006	193,91	195,17	183,47	190,85	6,42
10	P4098007	190,50	184,83	174,20	183,17	8,28
11	P4098008	188,72	188,00	190,07	188,93	1,05
12	P4098009	195,68	196,72	197,20	196,53	0,78
13	P4098010	206,01	204,73	202,11	204,28	1,99
14	P4098011	178,36	180,96	176,91	178,75	2,05
15	P4098012	206,46	197,02	202,91	202,13	4,77
16	P4098013	182,52	183,68	186,90	184,37	2,27
17	P4098014	203,87	193,75	194,35	197,32	5,68
18	P4098015	184,86	174,97	174,17	178,00	5,95
19	P4098016	199,27	192,47	193,53	195,09	3,66
20	P4098017	187,73	189,21	191,72	189,55	2,02
21	P4098018	189,79	190,29	194,37	191,49	2,51
22	P4098019	181,88	185,14	182,35	183,12	1,76
23	P4098020	195,22	200,39	193,54	196,38	3,57
24	P4098021	194,37	192,23	189,03	191,88	2,69
25	P4098022	192,45	197,02	193,75	194,41	2,35
26	P4098023	188,19	193,38	191,10	190,89	2,60
27	P4098024	204,80	207,78	202,33	204,97	2,73
28	P4098025	197,41	195,12	193,44	195,32	2,00
29	P4098026	192,28	190,06	191,04	191,13	1,11
30	P4098027	173,56	173,21	166,46	171,08	4,00

Médias	194,95	191,76	191,49	192,73	1,92
Desvio	9,41	8,03	9,43	8,96	0,80

A utilização do software foi introduzida com intuito de se minimizar alguns fatores que influenciam o ensaio, como

perda por folga no parafuso do micrômetro óptico, erro de paralaxe, ou variação no operador.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. RESULTADOS DOS ENSAIOS MECÂNICOS

4.1.1. ENSAIO DE DUREZA

A primeira amostra ensaiada foi da junta soldada como recebida, sem nenhum tratamento térmico (CS). A Figura 4.1 apresenta as regiões da junta soldada:

- ① - Metal de Base [MB]
- ② - Zona Afetada Termicamente [ZAT]
- ③ - Metal de Solda [MS]

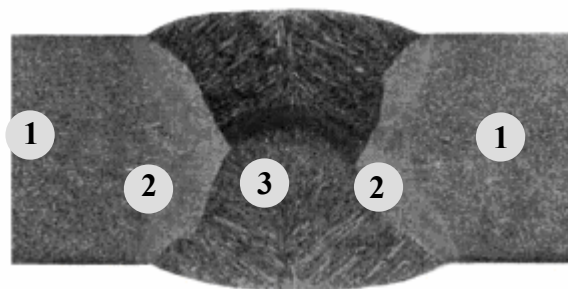


FIGURA 4.1. Seção transversal da junta soldada.

TABELA 4.1. Valores de dureza Vickers para amostra CS

Região da Junta Soldada		Dureza Vickers [kgf/mm ²]	Desvio Padrão
①	MB	144,2	5,8
②	ZAT	157,8	9,1
③	MS	185,2	5,9

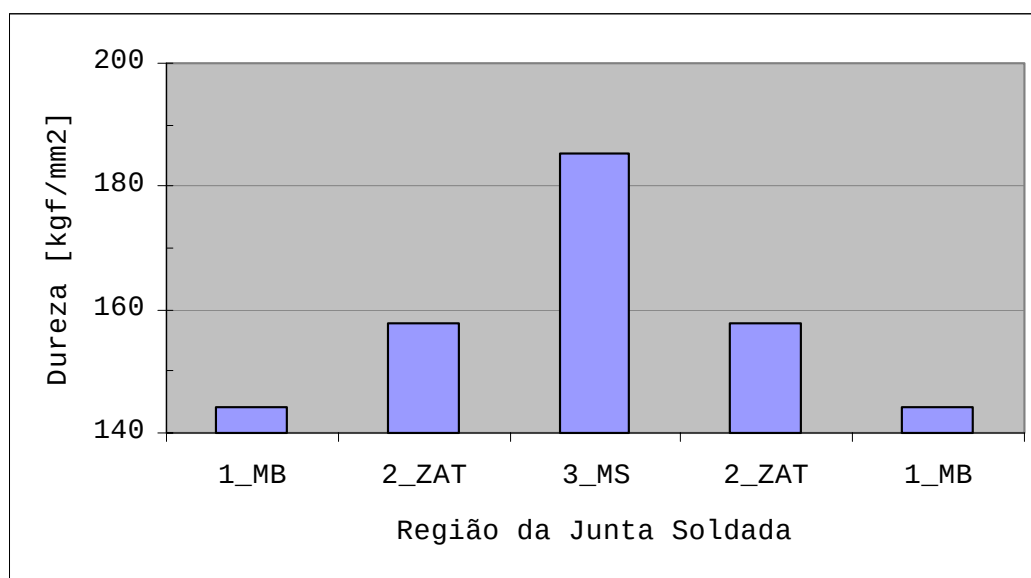


FIGURA 4.2. Gráfico de barras representativo dos valores de dureza da Tabela 4.1.

TABELA 4.2. Valores de dureza Vickers nos cordões-de-solda das amostras tratadas termicamente.

	880°C		1000°C		1225°C	
	HV	Desvio	HV	Desvio	HV	Desvio
Têmpera (RCT)	197,0	4,1	231,9	11,4	192,0	2,7
Normalização (RCT)	138,9	2,3	139,5	2,5	138,2	1,0
Recozimento (RCR)	134,8	2,6	130,1	2,4	120,3	2,1
ISO 550°C	159,5	2,3	161,2	0,8	159,8	4,6
ISO 500°C	159,7	4,6	164,4	1,8	171,9	6,5
ISO 450°C	162,4	3,8	167,7	1,5	185,3	5,3
ISO 400°C	158,5	4,1	164,1	2,9	170,4	1,9
ISO 350°C	159,6	2,2	174,3	2,0	153,3	6,5

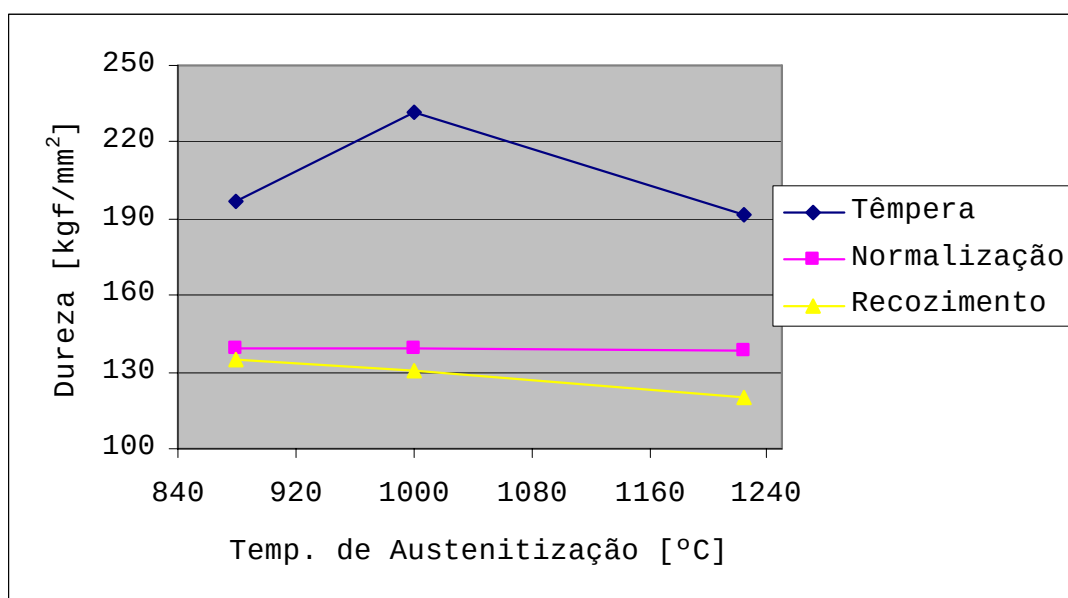


FIGURA 4.3. Gráfico Dureza Vickers versus Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Contínuo

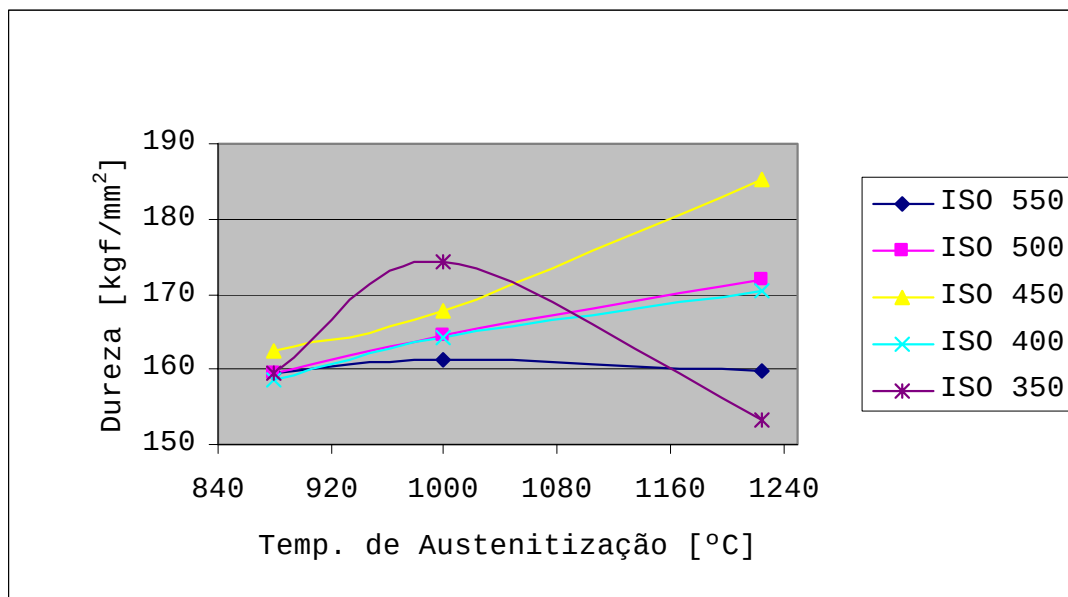


FIGURA 4.4. Gráfico Dureza Vickers *versus* Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Isotérmico.

4.1.2. ENSAIO DE IMPACTO

Analizou-se a microestrutura do metal base presente em três planos metalográficos ortogonais entre si, decorrentes do processamento mecânico por laminação. Os planos adotados foram: LT, TS e SL, Figura 4.5(b). A Figura 4.5(a) apresenta uma montagem tridimensional da textura microestrutural de observada em tais planos.

É possível verificar que existe certa orientação preferencial na deformação dos grãos nos planos SL e TS, o que já não ocorre no plano TL. O trabalho mecânico ocorreu na direção de L, a qual é coincidente ao eixo principal do cordão-de-solda.

Sabidamente, a microestrutura predominante exerce grande influência sobre as propriedades mecânicas do material. Portanto, é esperado existir influência diferenciada das microestruturas nos diferentes planos metalográficos sobre os valores de tenacidade. A magnitude destas diferenças indica o grau de anisotropia do material. Com o intuito de avaliar este efeito nas propriedades mecânicas, mediu-se a tenacidade do metal base extraíndo-se corpos-de-prova com orientações indicadas em destaque na Figura 4.6. Os resultados estão apresentados na Tabela 4.3.

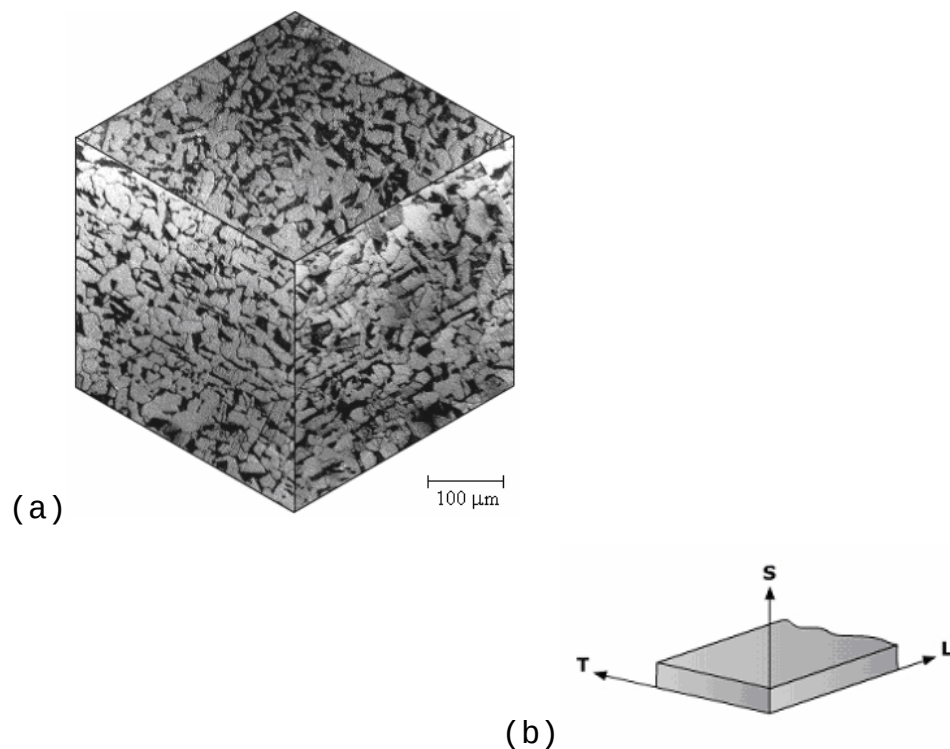


FIGURA 4.5. (a) Visualização tridimensional das seções do metal base; (b) eixo de coordenadas para orientação LTS.

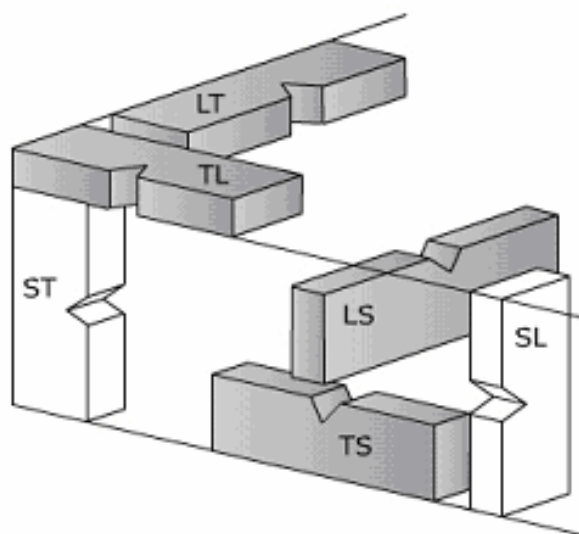


FIGURA 4.6. Representação esquemática das orientações dos corpos-de-prova retirados do metal base.

TABELA 4.3. Valores de energia obtidos no ensaio de impacto do metal base em diferentes orientações.

ORIENTAÇÃO	ENERGIA [J]	DESVIO
TL	40,6	0,6
LT	116,9	9,7
TS	77,0	16,6
LS	239,6	12,6

TABELA 4.4. Valor de energia obtido no ensaio de impacto das amostras Como Soldadas (sem tratamento térmico).

ORIENTAÇÃO	ENERGIA [J]	DESVIO
CS	36,0	6,2

TABELA 4.5. Valores de energia obtidos nos ensaios de impacto das amostras tratadas termicamente.

	880°C		1000°C		1225°C	
	Energia [J]	Desvio	Energia [J]	Desvio	Energia [J]	Desvio
Têmpera (RCT)	30,7	4,0	29,9	3,1	43,5	1,8
Normalização (RCT)	103,8	31,7	195,7	28,0	125,1	14,4
Recozimento (RCR)	151,8	15,5	200,9	110,6	112,3	19,6
ISO 550°C	121,1	33,0	148,8	6,0	126,3	6,4
ISO 500°C	123,6	20,5	140,1	10,1	121,6	7,6
ISO 450°C	119,6	45,3	141,4	3,3	123,2	7,4
ISO 400°C	106,6	22,6	141,0	5,2	116,2	4,3
ISO 350°C	112,7	33,4	116,8	10,0	114,9	7,5

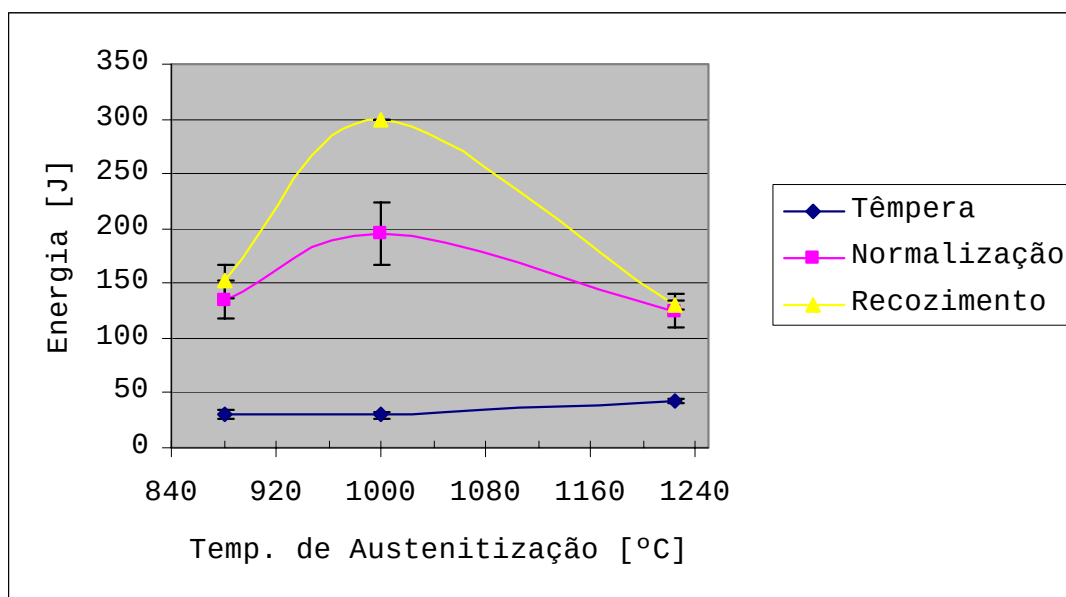


FIGURA 4.7. Gráfico Energia versus Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Contínuo.

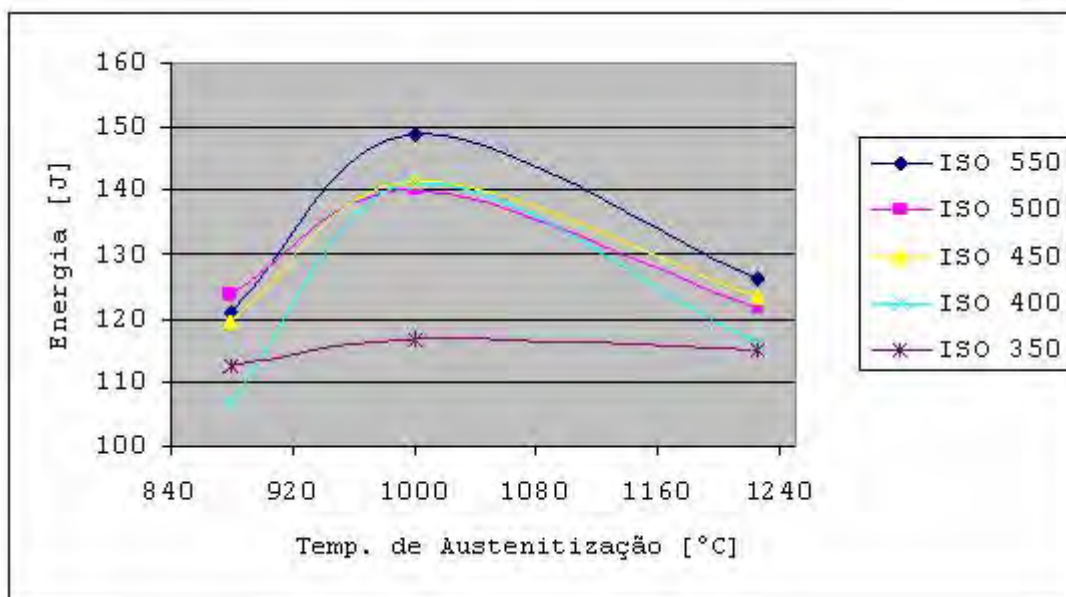


FIGURA 4.8. Gráfico Energia versus Temperatura de Austenitização para amostras tratadas termicamente / Resfriamento Isotérmico.

4.2. ANÁLISE METALOGRAFICA

Pelos resultados dos ensaios mecânicos anteriormente vistos, selecionaram-se algumas condições para análise metalográfica. As amostras provenientes dos tratamentos isotérmicos foram selecionadas restringindo-se às amostras consideradas mais representativas, entre as quinze condições, foram selecionadas nove. Então, das 25 condições iniciais, tomou-se 19, sendo elas:

88RCT	10RCT	12RCT
88RCN	10RCN	12RCN
88RCR	10RCR	12RCR
88IS0350	10IS0350	12IS0350
88IS0450	10IS0450	12IS0450
88IS0550	10IS0550	12IS0550

além da condição CS (como soldado).

A macrografia da condição CS pode ser vista na Figura 4.9, onde se observa distintamente os cordões-de-solda (primeiro e segundo), a zona termicamente afetada e o metal base.

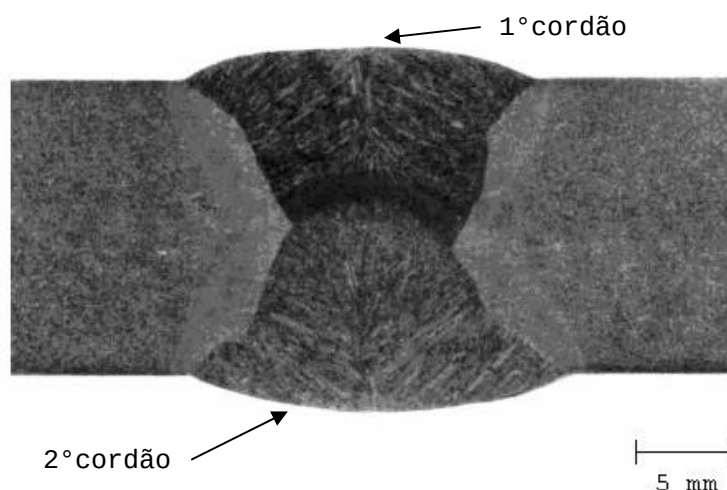


FIGURA 4.9. Macrografia da condição CS (como soldada).

As micrografias das amostras serão apresentadas nas figuras a seguir.

A caracterização microestrutural foi baseada na observação qualitativa dos microconstituintes, conforme sua morfologia e tamanho. A diferenciação entre os variados microconstituintes encontrados nestes cordões-de-solda seguiu, na medida do possível, a orientação do *IIW - International Institute of Welding*. Entretanto, cabe lembrar que esta classificação refere-se à microestrutura típica na condição "como soldada". Aquela comumente encontrada após o processo de soldagem sem a realização de qualquer tipo de tratamento térmico.

A Figura 4.10 apresenta a amostra CS (como soldada) com aumento de 200 vezes, onde se pode ter uma visão geral da amostra, é possível observar a microestrutura típica resultante do processo de soldagem. Observa-se a estrutura bruta de fusão, caracterizada por grandes grãos alongados. Na Figura 4.11, com aumento de 500 vezes, pode-se fazer análise notando a presença de Ferrita Acicular, Ferrita Primária de Contorno de Grão, Ferrita Primária Poligonal Intragranular, Agregado Ferrita Carboneto e Inclusões Não-Metálicas.

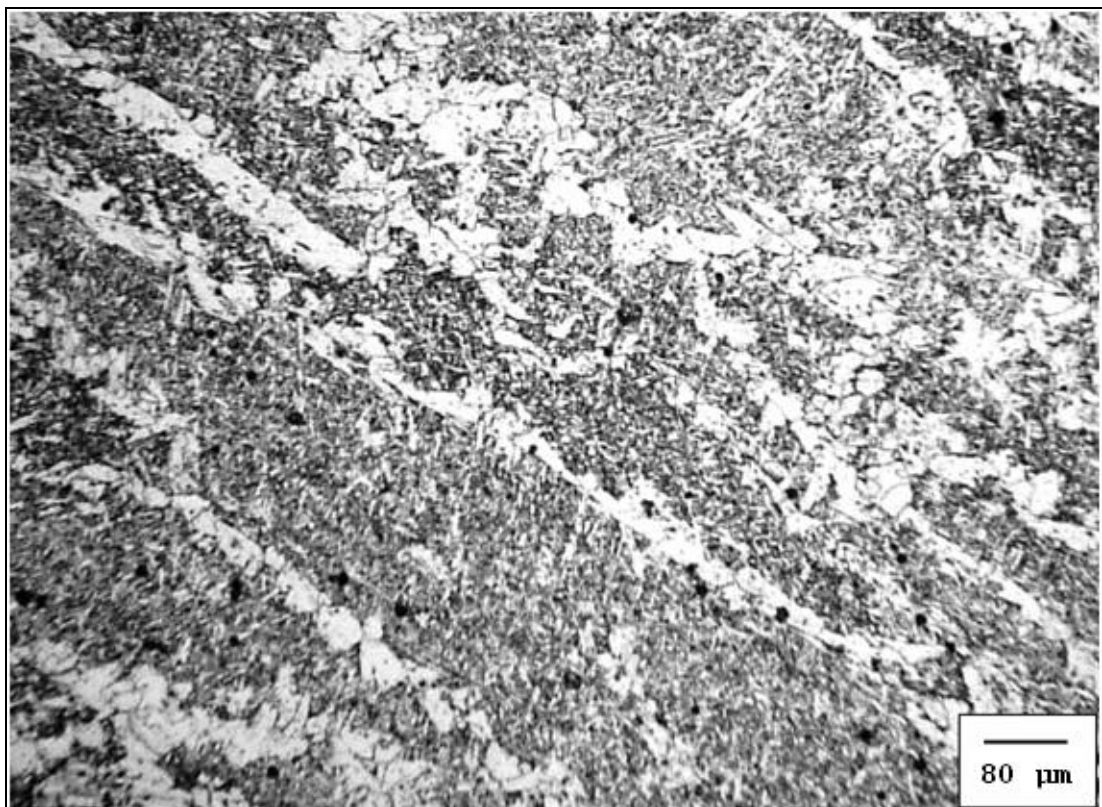


FIGURA 4.10. Amostra CS (como soldada) – Aumento 200x.

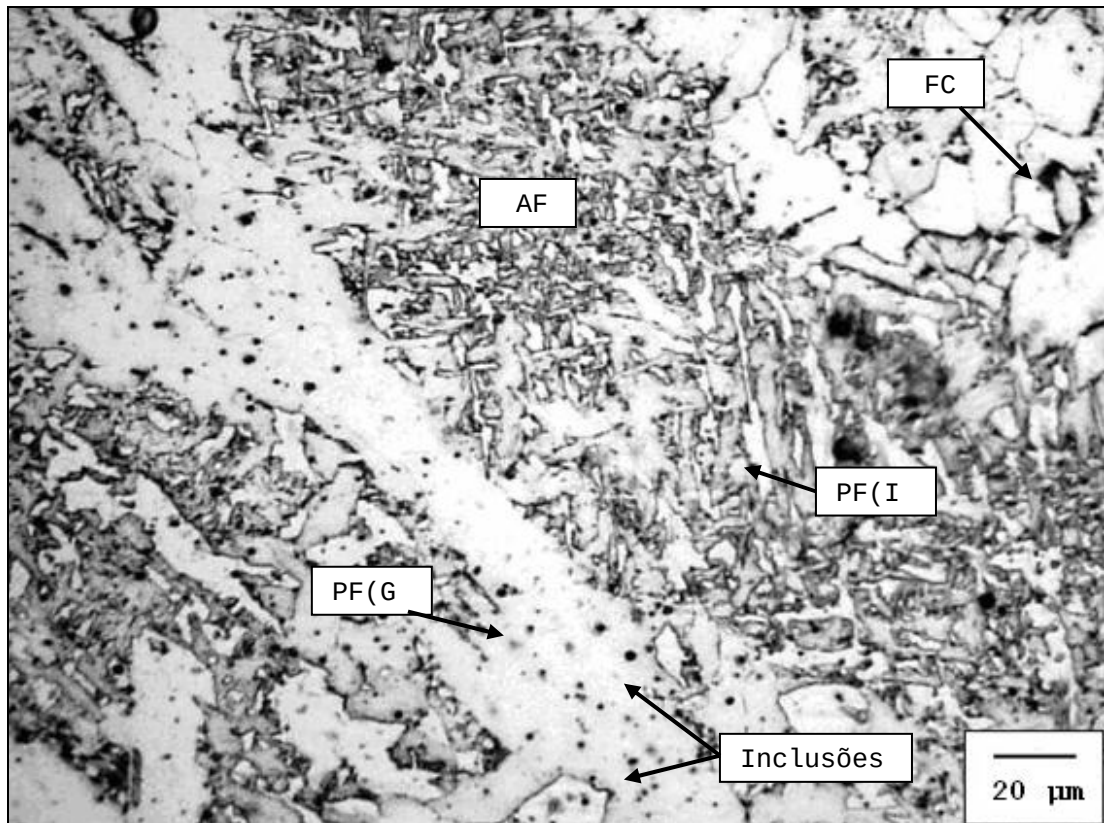


FIGURA 4.11. Amostra CS (como soldada) - Aumento 500x

⇒ RESFRIAMENTO CONTÍNUO

4.2.1. AMOSTRAS TEMPERADAS

As Figuras 4.12, 4.13 e 4.14 que seguem apresentam as amostras temperadas, austenitizadas a 1225, 1000 e 880°C, respectivamente. Pode ser observado que a elevada taxa de resfriamento ocorrida durante a têmpera, para a amostra austenitizada a 1225°C, resultou numa elevada fração volumétrica de ferrita acicular, assim como na presença de ferrita primária de contorno de grão e ferrita poligonal intragranular. Entretanto, existia a expectativa de obtenção

de ferrita acicular em maior quantidade com taxas de resfriamento menos severas. Esperava-se ainda, que a têmpera realizada a partir da austenitização a 1225°C resultasse numa estrutura predominantemente martensítica, microestrutura encontrada mais fartamente para têmpera praticada a partir da austenitização a 1000°C.

Na microestrutura resultante da têmpera realizada após austenitização a 880°C observam-se traços da estrutura bruta de fusão. Tal resquício pode ser decorrente da austenitização incompleta devido à temperatura muito “baixa” para este propósito, já que o teor muito baixo de carbono (0,06%C) na composição química do cordão-de-solda sugere que a temperatura para a austenitização completa do aço deveria ser mais elevada, possivelmente superior a 910°C.

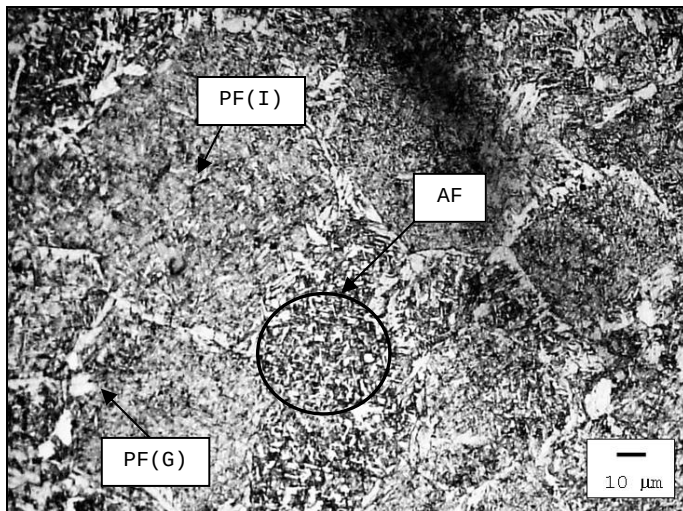


Figura 4.12. Amostra 12RCT - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1225°C e Temperada)

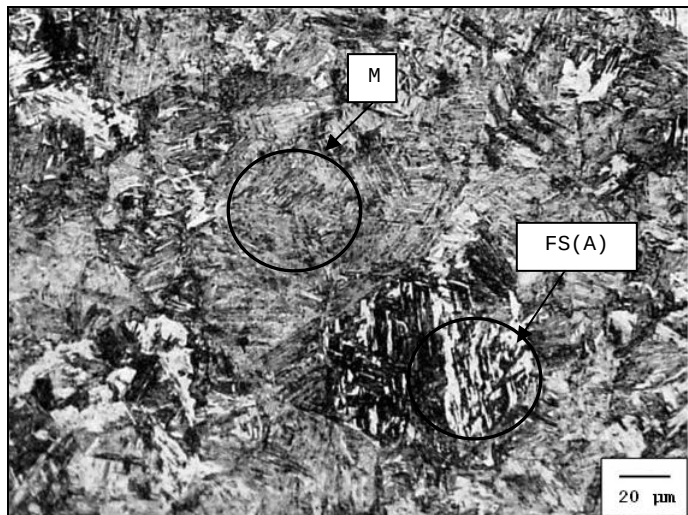


Figura 4.13. Amostra 10RCT - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1000°C e Temperada)

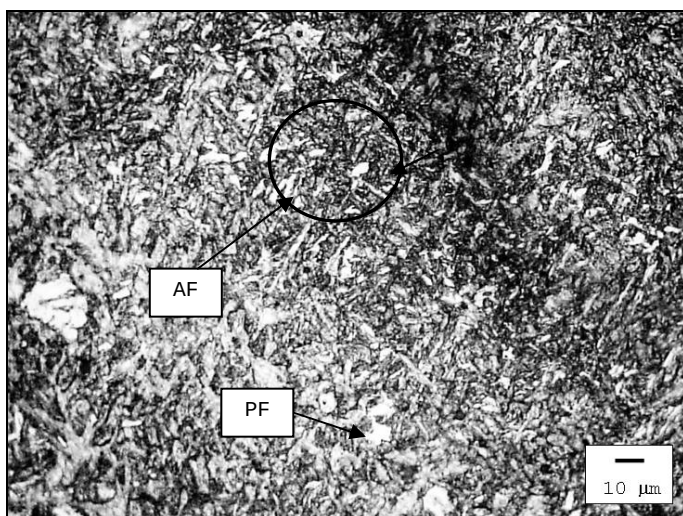


Figura 4.14. Amostra 88RCT - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 880°C e Temperada)

4.2.2. AMOSTRAS NORMALIZADAS

Nas condições de ciclos térmicos de austenitização a 1000 e 1225°C seguido de resfriamento ao ar calmo, verificou-se que a microestrutura é composta de grãos grosseiros de ferrita juntamente com agregados ferrita-carboneto. O tamanho de grão médio da ferrita independentemente da temperatura de austenitização, 1000 ou 1225°C, está por volta de 17 μm .

Assim como observado na têmpera, na condição normalizada a partir da austenitização a 880°C é possível notar a presença de traços da estrutura bruta de fusão, evidenciada por contornos de grãos relativamente longos e grosseiros da austenita anterior. Entretanto, a fração volumétrica de ferrita acicular presente nesta condição é muito inferior quando comparada com a encontrada na micrografia resultante da têmpera praticada a partir da mesma temperatura de austenitização, possivelmente, pelo fato da taxa de resfriamento não ser tão severa, o que propiciou a ocorrência de uma maior difusão atômica, e assim o desenvolvimento dos grãos de ferrita. É notado também que há uma fração volumétrica maior de ilhas de agregados ferrita-carboneto quando comparada com a condição de têmpera após austenitização a 880°C.

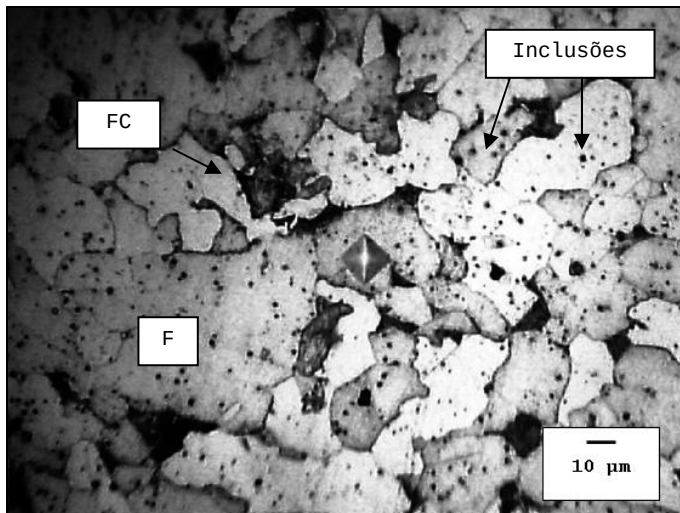


Figura 4.15. Amostra 12RCN – Aumento 500x – Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1225°C e Normalizada)

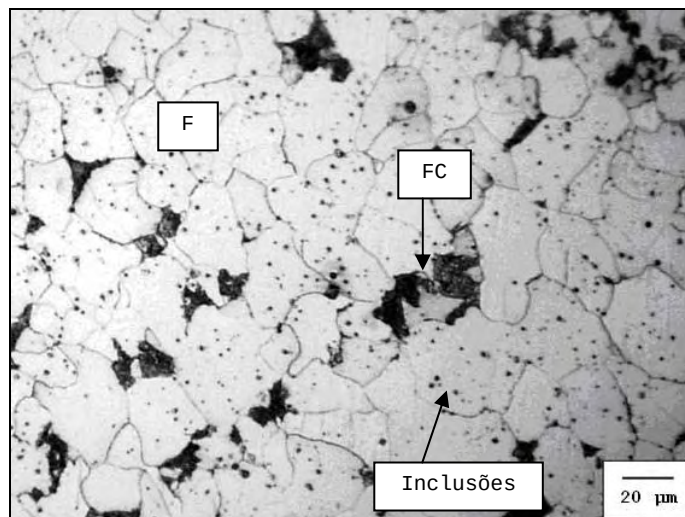


Figura 4.16. Amostra 10RCN – Aumento 500x – Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1000°C e Normalizada)

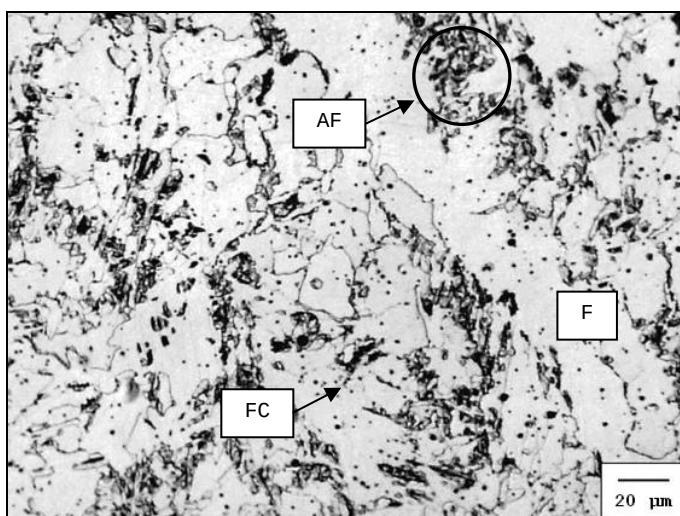


Figura 4.17. Amostra 88RCN – Aumento 500x – Ataque Nital 2% (Austenitizada a 880°C e Normalizada)

4.2.3. AMOSTRAS RECOZIDAS

Para as amostras recozidas após austenitização a 1000 e 1225°C, a microestrutura característica, em ambos os casos, foi de ferrita e agregados ferrita-carboneto. Entretanto, no que se refere ao tamanho de grão ferrítico, observou-se que existe diferença. A granulometria fica mais grosseira com a elevação da temperatura de austenitização. O tamanho médio do grão foi de 14,2µm para austenitização a 1000°C e 34,3µm para austenitização a 1225°C. Além disso, aparentemente, a fração volumétrica dos agregados ferrita carboneto é mais elevada nas amostras austenitizadas a 1000°C do que a 1225°C.

Já na condição de recozimento após austenitização a 880°C, a microestrutura é composta de grãos grosseiros de ferrita juntamente com ilhas de agregados ferrita carboneto. Entretanto, diferentemente das duas condições anteriores de resfriamento - têmpera e normalização - após austenitização a 880°C, nesta condição quase não se observa o aparecimento de ferrita acicular. Possivelmente devido à taxa de resfriamento muito lenta, o que possibilitou acentuada difusão direcionando a transformação da austenita para um outro tipo de ferrita, que não a acicular.

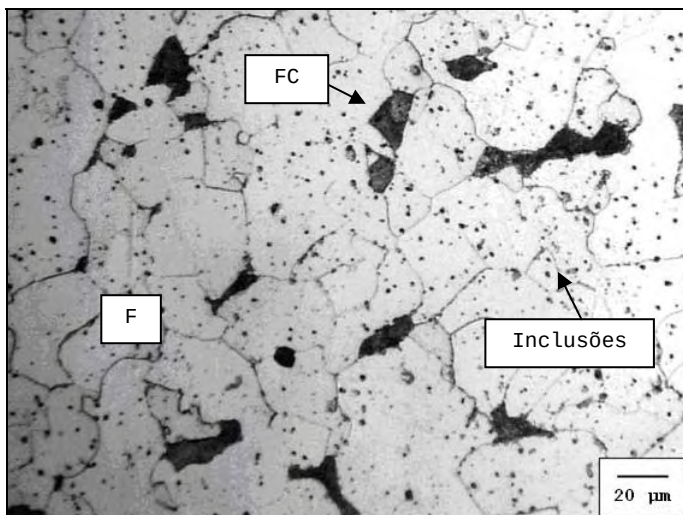


Figura 4.18. Amostra 12RCR – Aumento 500x – Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1225°C e Recozida)

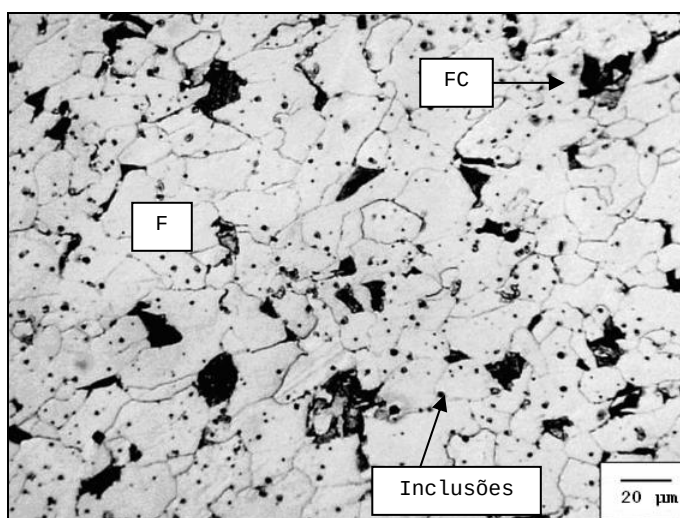


Figura 4.19. Amostra 10RCR – Aumento 500x – Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1000°C e Recozida)

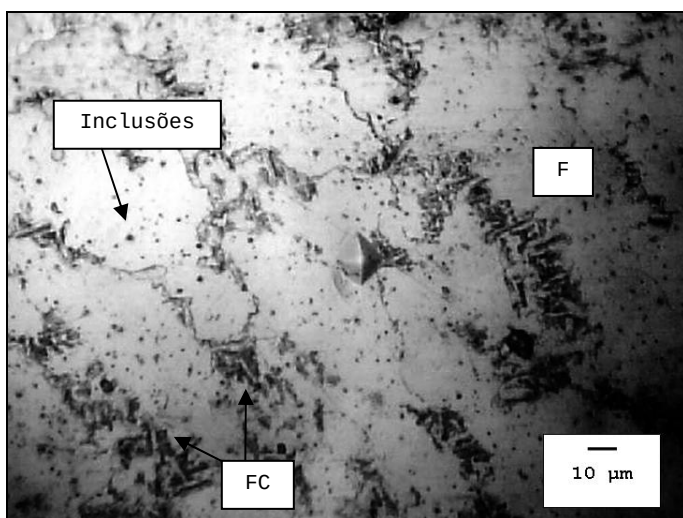


Figura 4.20. Amostra 88RCR – Aumento 500x – Ataque Nital 2% (Austenitizada a 880°C e Recozida)

⇒ RESFRIAMENTO ISOTÉRMICO

4.2.4. AMOSTRAS AUSTENITIZADAS A 1225°C

Analisando as três micrografias apresentadas nas Figuras 4.19 (12IS0350), 4.20 (12IS0450) e 4.21 (12IS0550), notam-se sensíveis modificações em suas microestruturas. Na amostra submetida à temperatura de resfriamento de 350°C é possível delinear os contornos-de-grão da austenita anterior e em seu interior grãos finos de ferrita acicular. Comparando-se a micrografia obtida em 450°C verifica-se o aumento da fração volumétrica principalmente de ferrita de contorno de grão em detrimento da ferrita acicular e se apresenta com uma estrutura aparentemente mais grosseira; além dos contornos-de-grão da austenita anterior menos definidos, não sendo possível dizer com grande convicção a localização da interface entre os grãos. Para a condição de resfriamento em 550°C a microestrutura se tornou mais grosseira, com grãos grosseiros de ferrita e a presença de ferrita acicular quase não é notada a não ser por pequenas ilhas ou ocorrendo isoladamente.

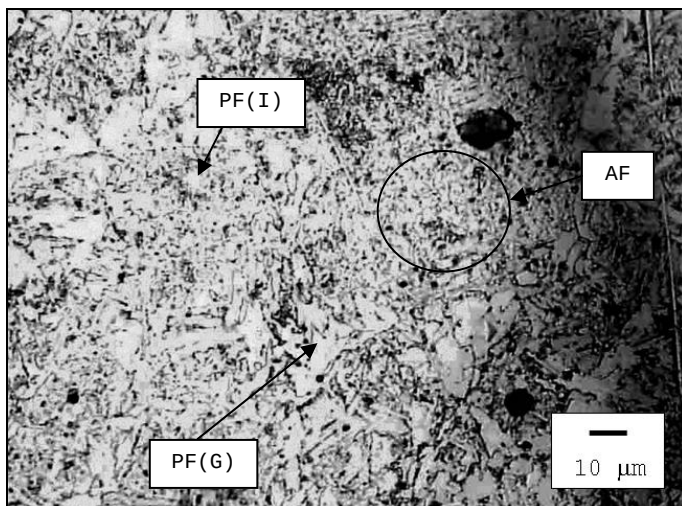


Figura 4.21. Amostra 12IS0350 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1225°C e Resfriada Isotermicamente a 350°C)

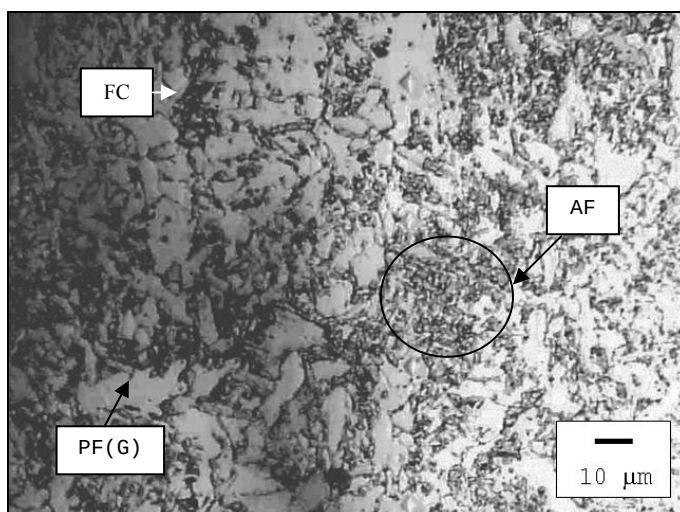


Figura 4.22. Amostra 12IS0450 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1225°C e Resfriada Isotermicamente a 450°C)

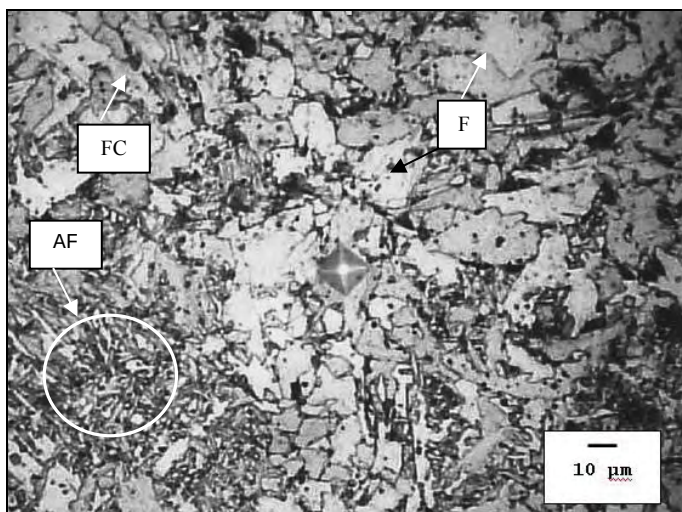


Figura 4.23. Amostra 12IS0550 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1225°C e Resfriada Isotermicamente a 550°C)

4.2.5. AMOSTRAS AUSTENITIZADAS A 1000°C

As Figuras 4.24, 4.25 e 4.26 são fotomicrografias obtidas das amostras submetidas à austenitização a 1000°C seguidas de resfriamento isotérmico, respectivamente, a 350, 450 e 550°C, e por fim resfriadas em água à temperatura ambiente.

Na Figura 4.24 (10IS0350) observa-se a presença de grãos de ferrita com segunda fase alinhada e grãos grosseiros de ferrita. Na Figura 4.25 (10IS0450) observa-se a presença de grãos de ferrita, juntamente com pequenas ilhas agregados ferrita-carboneto. Observa-se também o aparecimento de algumas ripas dispersas de ferrita acicular.

Na fotomicrografia da Figura 4.26 (10IS0550) observa-se a presença de grãos de ferrita mais grosseiros do que observado na Figura 4.24, assim como os agregados ferrita-carboneto aparecem em ilhas de maior tamanho.

Um aspecto notado na amostra 10IS0350 foi a presença de ferrita com segunda fase, que se forma por intermédio de um mecanismo similar ao da ferrita acicular, diferindo basicamente quanto ao local de nucleação. Enquanto a ferrita com segunda fase nucleia-se preferencialmente a partir dos contornos de grão, a ferrita acicular tem sua formação iniciada intragranularmente ao grão de austenita anterior.

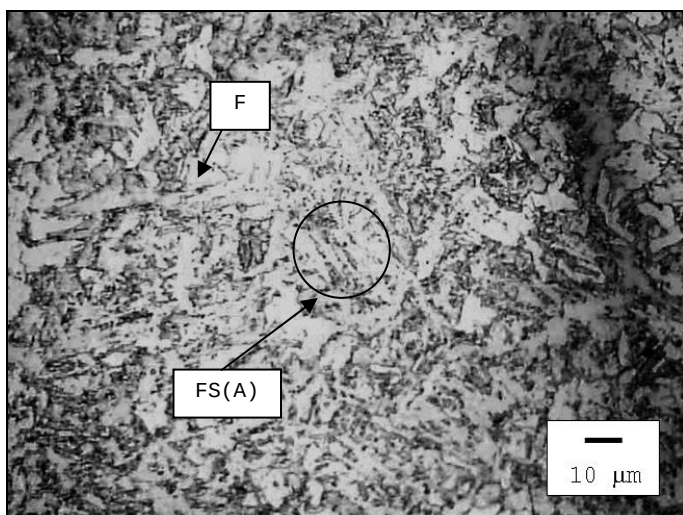


Figura 4.24. Amostra 10ISO350 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1000°C e Resfriada Isotermicamente a 350°C)

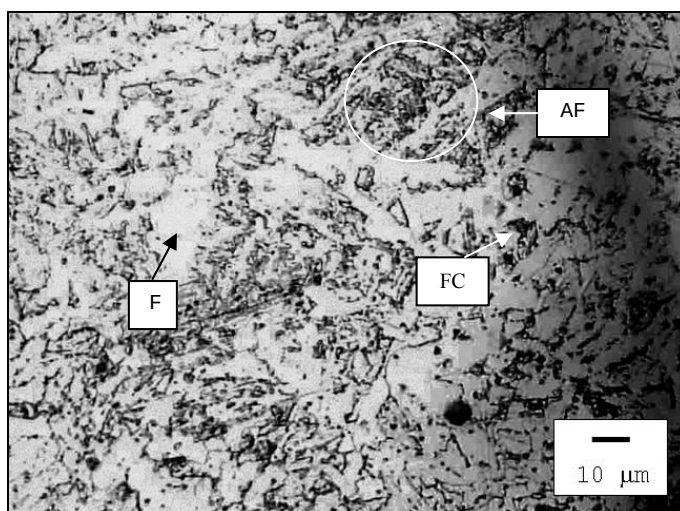


Figura 4.25. Amostra 10ISO450 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1000°C e Resfriada Isotermicamente a 450°C)

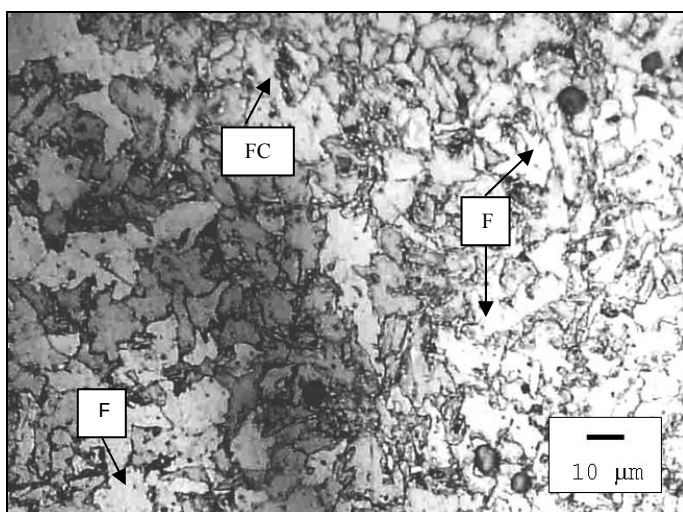


Figura 4.26. Amostra 10ISO550 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 1000°C e Resfriada Isotermicamente a 550°C)

4.2.6. AMOSTRAS AUSTENITIZADAS A 880°C

As Figuras 4.27, 4.28 e 4.29 são fotomicrografias obtidas das amostras austenitização a 880°C e resfriamento isotérmico a 350, 450 e 550°C.

Na Figura 4.27 (88IS0350) observa-se a presença de grãos de ferrita acicular, numa região que possivelmente seja o interior do grão de austenita anterior, a presença de ferrita primária de contorno de grão e também pequenas regiões de agregados ferrita-carboneto.

A fotomicrografia exibida na Figura 4.28 (88IS0450) é constituída de grãos de ferrita de contorno-de-grão e intragranular, juntamente com ripas isoladas de ferrita acicular. Além de ilhas agregados ferrita-carboneto.

Na Figura 4.29 (88IS0550) observa-se a presença de grãos grosseiros de ferrita intragranular, ferrita de contorno de grão, juntamente com ripas de ferrita acicular com granulação grosseira. Há também a presença de agregados ferrita-carboneto.

De maneira geral, em todas as condições de tratamento isotérmico ocorreu o aparecimento de agregados ferrita-carboneto. Aparentemente com a elevação da temperatura há um coalescimento dos agregados ferrita-carboneto, resultando na formação de ilha maiores e mais distantes entre si.

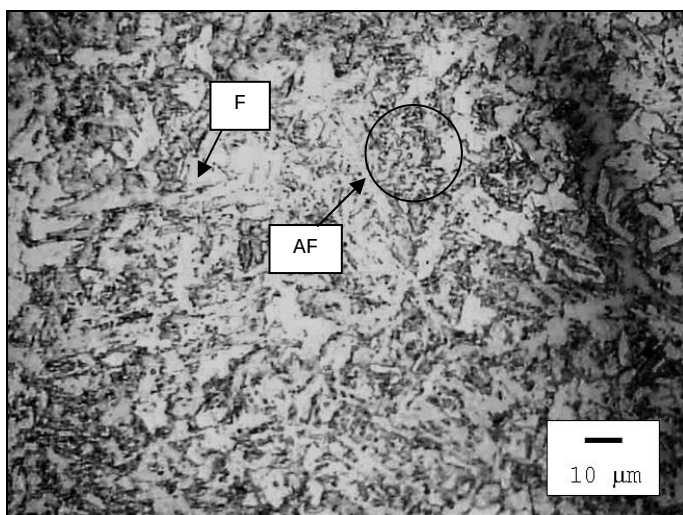


Figura 4.27. Amostra 88IS0350 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 880°C e Resfriada Isotermicamente a 350°C)

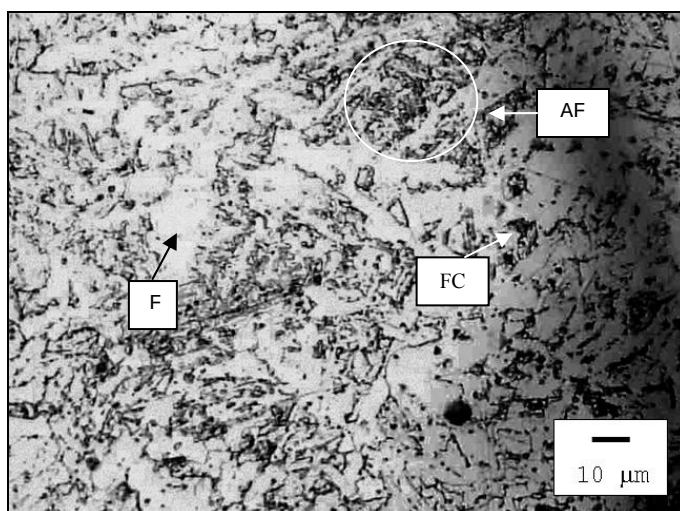


Figura 4.28. Amostra 88IS0450 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 880°C e Resfriada Isotermicamente a 450°C)

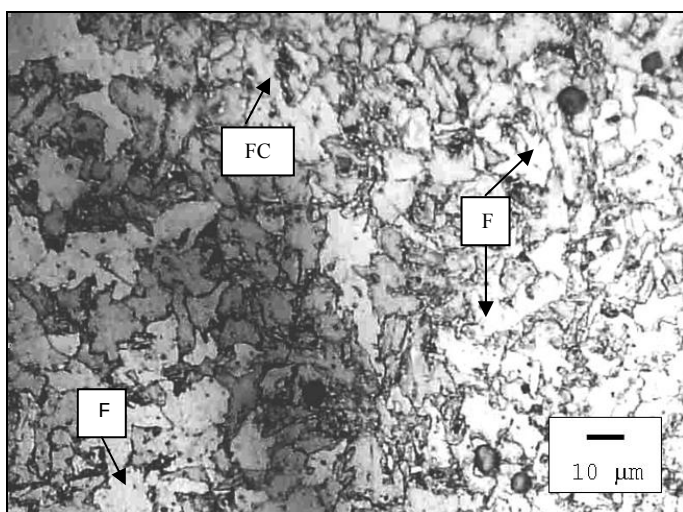


Figura 4.29. Amostra 88IS0550 - Aumento 500x - Ataque Nital 2% (Austenitizada a 880°C e Resfriada Isotermicamente a 550°C)

4.3. ANÁLISE QUANTITATIVA

Como visto anteriormente, o método para análise quantitativa consiste da contagem de pontos numa seção metalográfica. Partiu-se de 25 condições de tratamentos térmicos e foram confeccionados 5 corpos por condição, gerando aproximadamente 125 amostras.

Lembrando-se que se conta 1000 pontos por seção, seriam necessárias 250 fotos para apenas uma amostra da condição, ou 1250 fotos para todas as amostras, e contagem de 125.000 pontos. Devido a esse grande volume, surgiu a necessidade de selecionar inicialmente apenas algumas amostras para esta análise.

A análise quantitativa foi realizada somente nas amostras com presença de ferrita acicular, de acordo com a análise metalográfica, porém, algumas apresentaram apenas raras colônias esparsas ou ripas dispersas do constituinte, estas também foram descartadas da contagem. Como se pode observar nas figuras anteriores, as amostras 88RCN (Figura 4.17), 12IS0550 (Figura 4.23), 10IS0450 (Figura 4.25), 88IS0450 (Figura 4.28) e 88IS0550 (Figura 4.29), apresentam colônias de ferrita acicular, no entanto, de forma isolada.

A Tabela 4.6 apresenta os valores de quantificação para as amostras selecionadas.

TABELA 4.6. Valores da análise quantitativa das amostras.

	<u>PF</u>		<u>AF</u>	<u>FS</u>		<u>FC</u>	<u>M</u>	<u>Inclusões</u> <u>Não-</u> <u>Metálicas</u>
	<u>PG(G)</u>	<u>PF(I)</u>		<u>FS(A)</u>	<u>FS(NA)</u>			
				<u>[WF, UB, LB]</u>	<u>[GB]</u>			
88 RCT	17,7	18	52,6	4,2 WF		7,5		
88 ISO 350	24,3	28,2	30	2,1 WF	6,7	8,3		0,4
12 RCT	44,1	4,1	43,2	0,9 WF		7,7		
12 ISO 350	63,5		32,9			3,6		
12 ISO 450	48,7	18,4	24,6			7,3		
CS	34,5	16,6	44,4			4,5		

(*) Valores em porcentagem.

4.4. ENSAIO DE MICRODUREZA

Com a implantação da metodologia de utilização da captura de imagens digitais e leitura de diagonais através de um software o volume de trabalho para os ensaios de microdureza aumentaram consideravelmente já que foram realizadas 30 indentações por microconstituente, que gera 1 foto para cada indentação; 3 valores de cargas aplicadas; 3 leituras para cada diagonal da indentação, sendo que cada indentação apresenta 2 diagonais; tudo isso gerou mais de 1000 leituras por condição, além de aproximadamente 200 fotos por condição. Um estudo foi realizado para se verificar a variação nas medições convencionais realizadas por diferentes operadores.

VARIAÇÃO NOS OPERADORES UTILIZANDO MÉTODO CONVENCIONAL DE LEITURA DE INDENTAÇÕES.

Com a finalidade de se observar as diferenças sofridas nas medições variando-se o operador, uma pesquisa foi realizada, onde uma amostra aleatória muito bem preparada e de fácil visualização dos grãos foi escolhida. Nesta, foram realizadas 3 indentações com cargas de 40, 20 e 10 gf; à medida que foi produzida a indentação, cada uma delas foi fotografada digitalmente e realizada a leitura convencional das diagonais sem que houvesse qualquer movimento na amostra, 5 operadores voluntários, também escolhidos aleatoriamente, porém, com um histórico anterior em ensaios de microdureza, auxiliaram nas medições; estes foram denominados A, B, C, D e E. A Tabela 4.7 apresenta os valores medidos pelos operadores, seguidas pelas fotografias tiradas de sua respectiva indentação.

Pela tabela apresentada, é possível verificar as diferenças nas leituras das diagonais.

Nota-se que essas diferenças não são tão bruscas se for levado em consideração o número de divisões lidas, porém, levando-se em consideração a dureza Vickers calculada, comprova-se que para cargas baixas as variações apresentam-se muito maiores.

Para carga de 40 gf – carga não tão baixa – a dispersão varia em torno de 4% e no caso extremo chega a 6%.

Para a carga de 20 gf, a dispersão aumenta para 11% e no caso de maior variação chega a dobrar sua dispersão para 22%. Porém, o caso mais crítico se apresenta com a carga de 10 gf, aonde a dispersão chega a variar 17% e no caso mais extremo, chega a 30%.

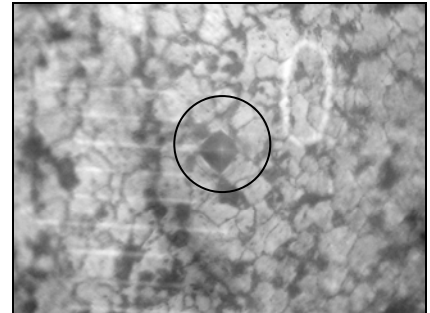
Como alternativa para se minimizar essa variação de leitura de diagonais para indentações com cargas baixas iniciou-se a utilização do software *Image Tool*, onde se faz as medições das diagonais diretamente sobre as fotografias digitais, possibilitando aumentos sem que haja perda de definição dos contornos da indentação.

TABELA 4.7. Variação na leitura das diagonais para indentações realizadas com cargas de 40 (I), 20 (II) e 10 (III) gf e suas respectivas indentações.

(I)

Carga aplicada: 40 gf

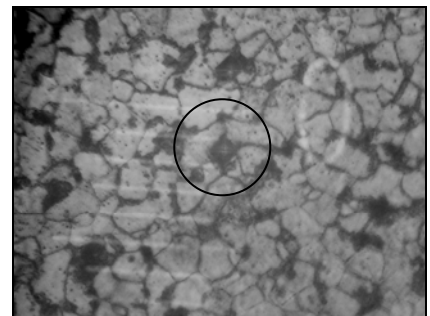
OPERADOR	DIVISÕES LIDAS	HV	DISPERSÃO
A	115	169,67	4,39
B	116	166,75	1,47
C	120	155,82	9,46
D	119	158,45	6,83
E	113	175,72	10,44
	Média:	165,28	6,51
	Amplitude:	19,90	



(II)

Carga aplicada: 20 gf

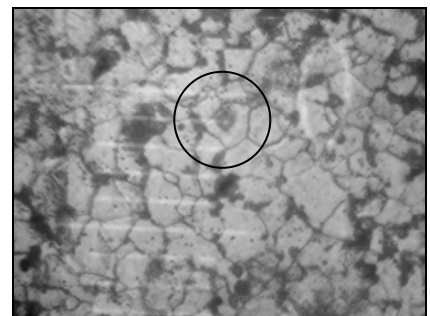
OPERADOR	DIVISÕES LIDAS	HV	DISPERSÃO
A	102	107,83	19,24
B	101	109,98	17,09
C	92	132,55	5,48
D	93	129,72	2,65
E	85	155,28	28,21
	Média:	127,07	14,53
	Amplitude:	45,45	



(III)

Carga aplicada: 10 gf

OPERADOR	DIVISÕES LIDAS	HV	DISPERSÃO
A	58	166,75	14,25
B	63	141,33	39,67
C	52	207,45	26,45
D	60	155,82	25,18
E	49	233,63	52,63
	Média:	181	31,04
	Amplitude:	92,30	



Verificou-se então, não só a variação da dispersão, mas principalmente na amplitude, o que não permitiu que o ensaio fosse realizado por diferentes operadores.

Pela análise quantitativa observou-se basicamente a presença de ferrita primária, ferrita acicular, agregado ferrita carboneto e inclusões. O objetivo consistiu em avaliar a microdureza em cada uma dessas fases isoladamente, para a escolha da carga de aplicação optou-se por diferentes valores (“pequeno, médio e grande”) dentro da faixa possível do equipamento disponível e verificar o efeito de tamanho da indentação (*ISE*). Devido à disposição de algumas microestruturas – refinamento, tamanho de grão – em algumas cargas submetidas houve dificuldades para realização do ensaio. Esses estudos estão apresentados mais detalhadamente nos tópicos que seguem.

VERIFICAÇÃO DO EFEITO DE TAMANHO DA INDENTAÇÃO (*ISE*)

Para se verificar o efeito de tamanho da indentação com a variação de cargas, realizou-se ensaios de microdureza com as amostras resfriadas isotermicamente aplicando cargas de 40 e 5 gf; o processo de leitura das indentação foi através do método convencional. A Tabela 4.8 apresenta os valores de dureza obtidos.

TABELA 4.8. Tabela comparativa dos valores de dureza Vickers variando-se a carga aplicada.

	DUREZA 20 kgf [HV]	DUREZA 40 gf [HV]	DUREZA 5 gf [HV]
12IS0550	159,78 (4,59)	197,22 (6,14)	268,97 (35,74)
12IS0450	185,29 (5,27)	216,51 (6,47)	244,86 (49,91)
12IS0350	153,31 (6,52)	223,01 (13,95)	264,44 (39,17)
10IS0550	161,24 (0,76)	198,83 (43,10)	208,38 (67,03)
10IS0450	167,69 (1,53)	224,42 (2,58)	278,81 (20,91)
10IS0350	174,30 (1,96)	225,11 (11,77)	278,71 (35,68)
88IS0550	159,52 (2,27)	196,80 (6,93)	232,88 (30,71)
88IS0450	162,38 (3,85)	203,10 (6,11)	224,53 (18,58)
88IS0350	159,59 (2,22)	202,01 (4,77)	244,51 (36,87)

Nota-se o efeito de tamanho nos valores de dureza obtidos com cargas de 40 e 5 gf, e também na relação entre macro e microdureza, porém, é possível perceber também que esse efeito não se mostra de maneira constante para nenhuma das duas relações.

Na comparação entre as durezas obtidas com cargas de 40 e 5 gf a variação chega a 36% na amostra 12IS0550, enquanto que na amostra 10IS0550 a diferença é de apenas 5%. Observando as respectivas microestruturas para se tentar associar ao efeito de tamanho, não foi obtido muito sucesso, como por exemplo, no caso da amostra 10IS0550, que apresenta basicamente grãos grosseiros de ferrita, agregado ferrita carboneto e inclusões, ocorreu pequena variação, no entanto, a amostra 10IS0450 que apresenta estrutura semelhante com grão

de ferrita um pouco menores, sofreu uma variação em torno de 25%.

A variação na relação entre macro e microdureza, 20 kgf - 40 gf, é ainda maior chegando a 72% na amostra 10IS0350.

VIABILIDADE DA APLICAÇÃO DA CARGA DE 5 gf

Parece elementar que seja possível a aplicação da carga de 5 gf nos ensaios de microdureza mas no decorrer dos ensaios, mostrou-se um fator bastante complicador, já que o tamanho da indentação para este valor de carga está em torno de 5 a 6 μm . A Tabela 4.9 apresenta o comprimento das diagonais para diferentes cargas aplicadas.

TABELA 4.9. Comprimento das diagonais das indentações.

CARGA [gf]	TAMANHO DA DIAGONAL [μm]	DESVIO [μm]
100	$\cong 30$	$\cong 1$
70	$\cong 26$	
40	$\cong 17$	
10	$\cong 9$	
5	$\cong 6$	

As Figuras 4.30 e 4.31 apresentam indentações realizadas com carga de 5 gf, nota-se, que devido ao tipo de microestrutura, a visualização torna-se, mais ou menos, fácil.

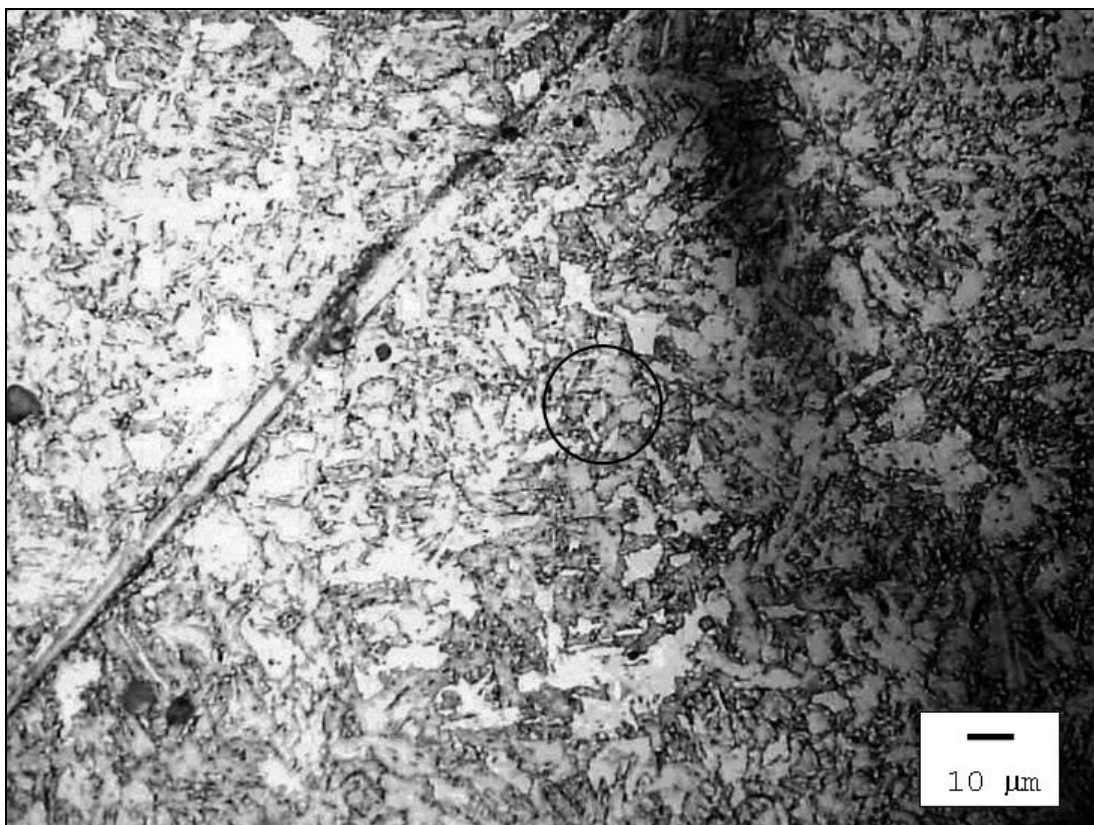


FIGURA 4.30. Fotomicrografia da amostra 10IS0350 / I2 - aumento 500x.

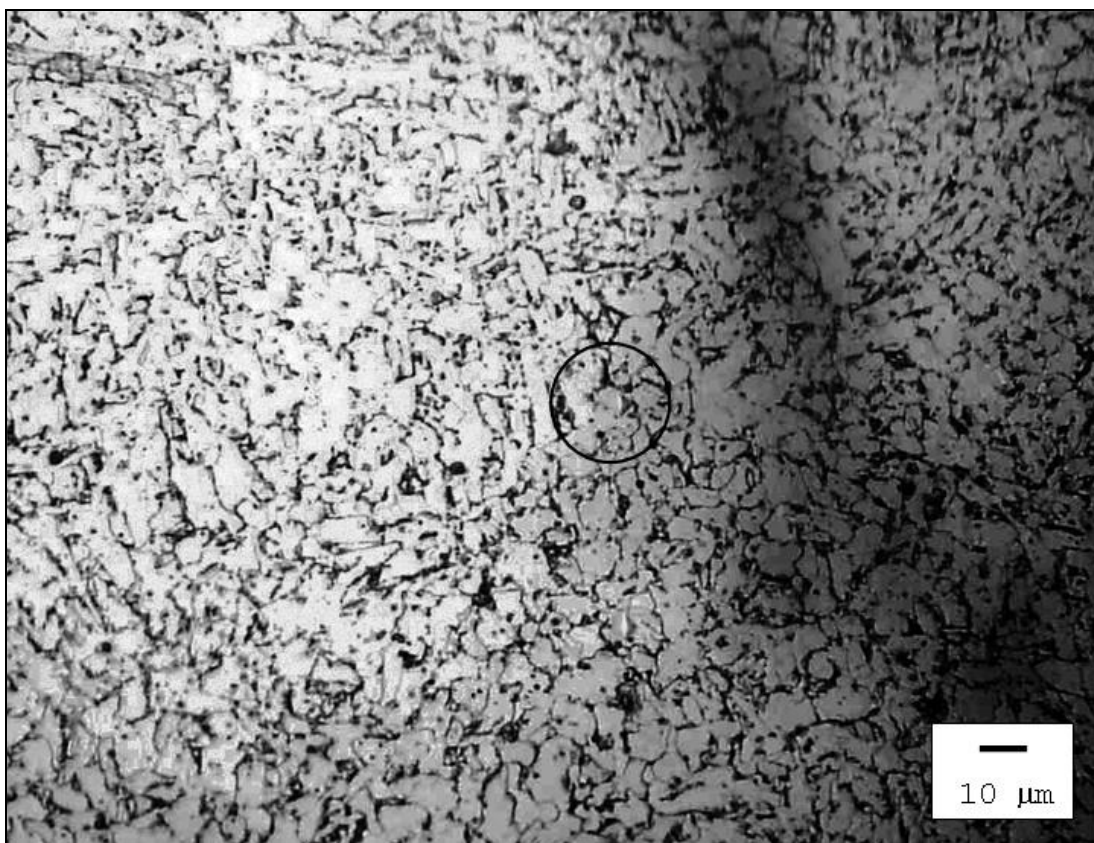


FIGURA 4.31. Fotomicrografia da amostra 88IS0450 - aumento 500x.

Com a utilização do recurso do *software Image Tool* para medir as diagonais das indentações, foram feitas fotografias com aumento maior para facilitar a medição, fazendo a devida calibração, os exemplos são apresentados nas Figuras 4.32 e 4.33.

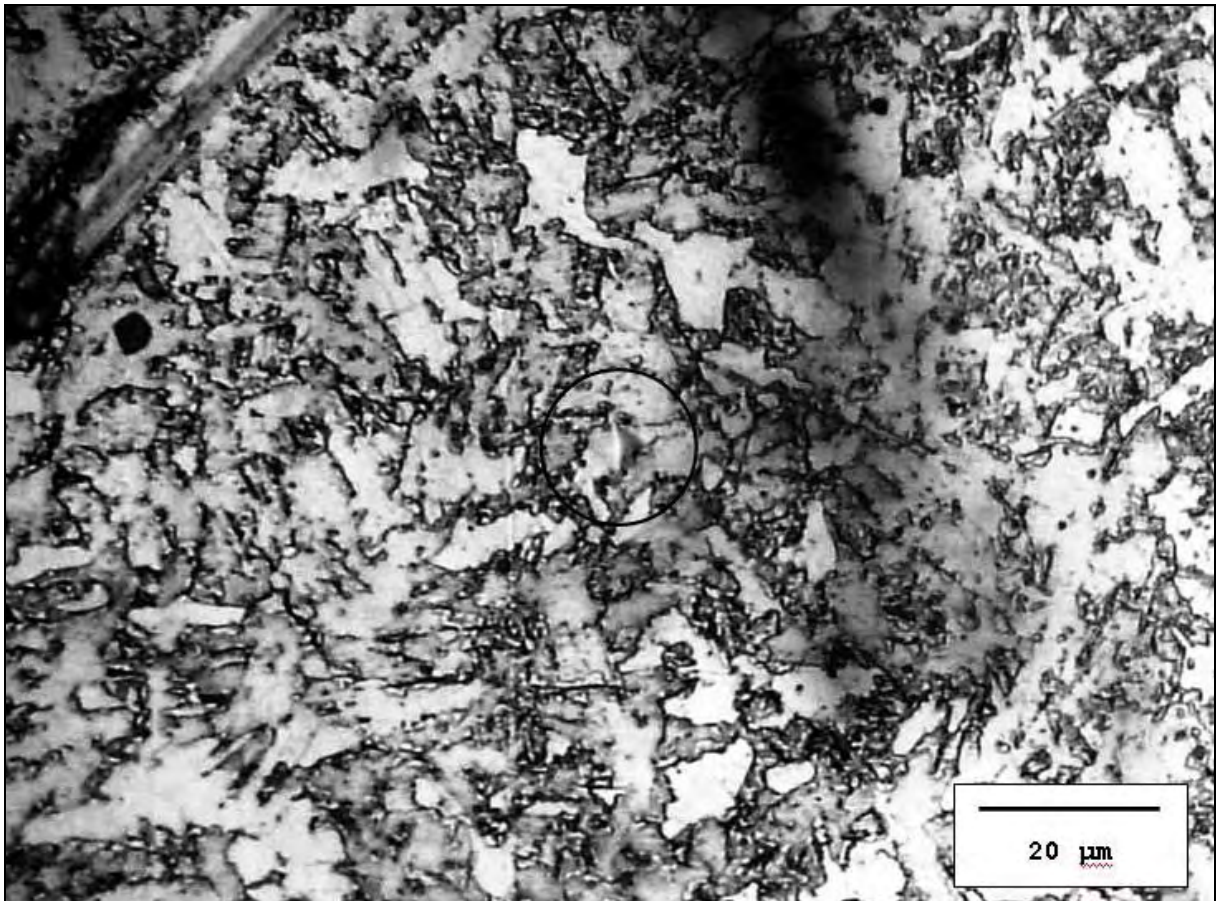


FIGURA 4.32. Fotomicrografia da amostra 10IS0350 / I2 - aumento 1000x.

Observa-se que as fotomicrografias apresentadas na Figura 4.30 e 4.32 são da mesma indentação (I2) na amostra 10IS0350, o risco que pode ser observado à esquerda das duas fotos foi feito como guia de referência para localização das indentações.

(*) Todas as indentações produzidas foram distribuídas esquematicamente para que fossem facilmente localizáveis no procedimento fotográfico.

(**) A qualidade de algumas fotomicrografias não está muito elevada porque para os ensaios de microdureza visou-se apenas a região central onde se encontrava a indentação.

A Tabela 4.10 apresenta os valores de microdureza realizadas com carga de 5 gf para as amostras resfriadas isotermicamente.

Nota: todas as indentações foram produzidas apenas na ferrita primária.

TABELA 4.10. Valores de dureza Vickers medidas nas amostras resfriadas isotermicamente ensaiadas com carga de 5 gf e realizada com *software Image Tool*.

AMOSTRA	DUREZA [HV]
12IS0550	235,1 (27,1)
12IS0450	212,7 (19,4)
12IS0350	197,6 (30,16)
10IS0550	183,4 (56,45)
10IS0450	237,0 (17,4)
10IS0350	236,0 (15,5)
88IS0550	216,4 (29,9)
88IS0450	219,6 (19,5)
88IS0350	228,5 (28,3)

Observa-se que a amostra 10IS0550 apresenta o maior valor de desvio, isso se dá devido à forte presença de

inclusões não-metálicas, no outros casos de valores também altos percebe-se a presença de ferrita acicular nas amostras.

Nas figuras vistas, as indentações estão posicionadas na ferrita, ou parte clara da foto, a Figura 4.33, apresenta uma indentação localizada numa região escurecida pelo ataque.

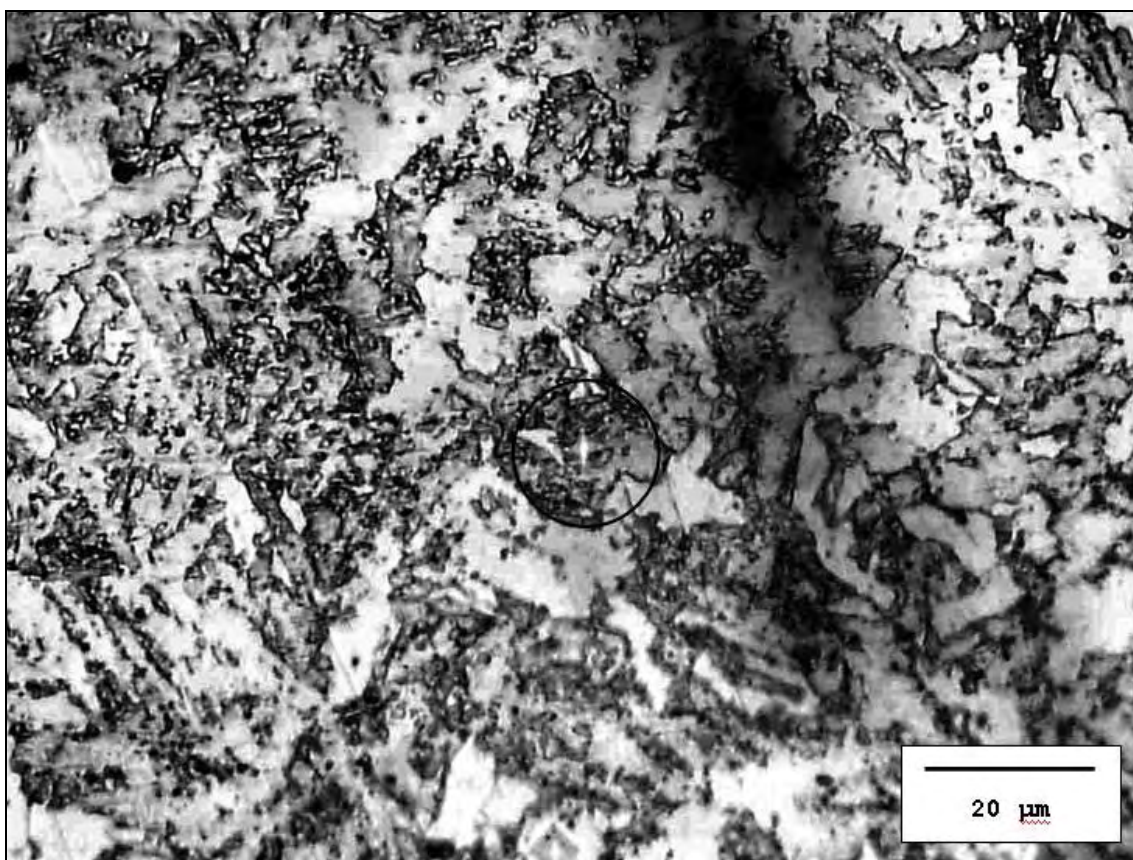


FIGURA 4.33. Fotomicrografia da amostra 10ISO350 / I9 - aumento 1000x.

Mesmo com aumento elevado, 1000 x, não se consegue efetuar a medição da indentação já que não se podem definir seus contornos. Essa dificuldade surge também quando se tenta realizar o ensaio em constituintes que se dispõem em forma de ripas, como a ferrita acicular ou a ferrita com segunda fase, que possuem espessura muito pequena.

A Figura 4.34, ilustra indentações produzidas com carga de 5 gf na amostra Como Soldada. Primeiramente foram feitas duas indentações 'grandes' para guiar a colônia de ferrita acicular.

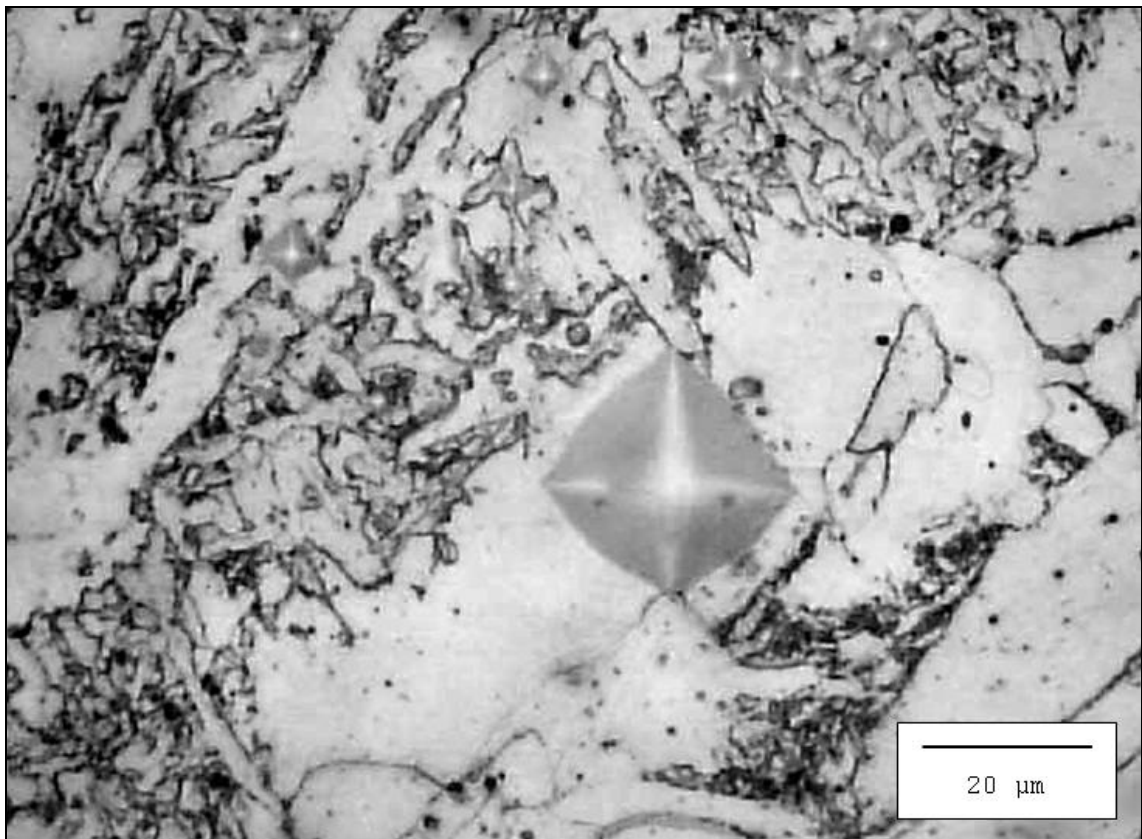


FIGURA 4.34. Fotomicrografia da amostra CS - aumento 1000x.

Na fotomicrografia com aumento de 1000x, Figura 4.35, é possível se visualizar a indentação de referência e as indentações com 5 gf logo acima. Algumas indentações puderam ser medidas, outras, com a ampliação perderam as definições de contorno.

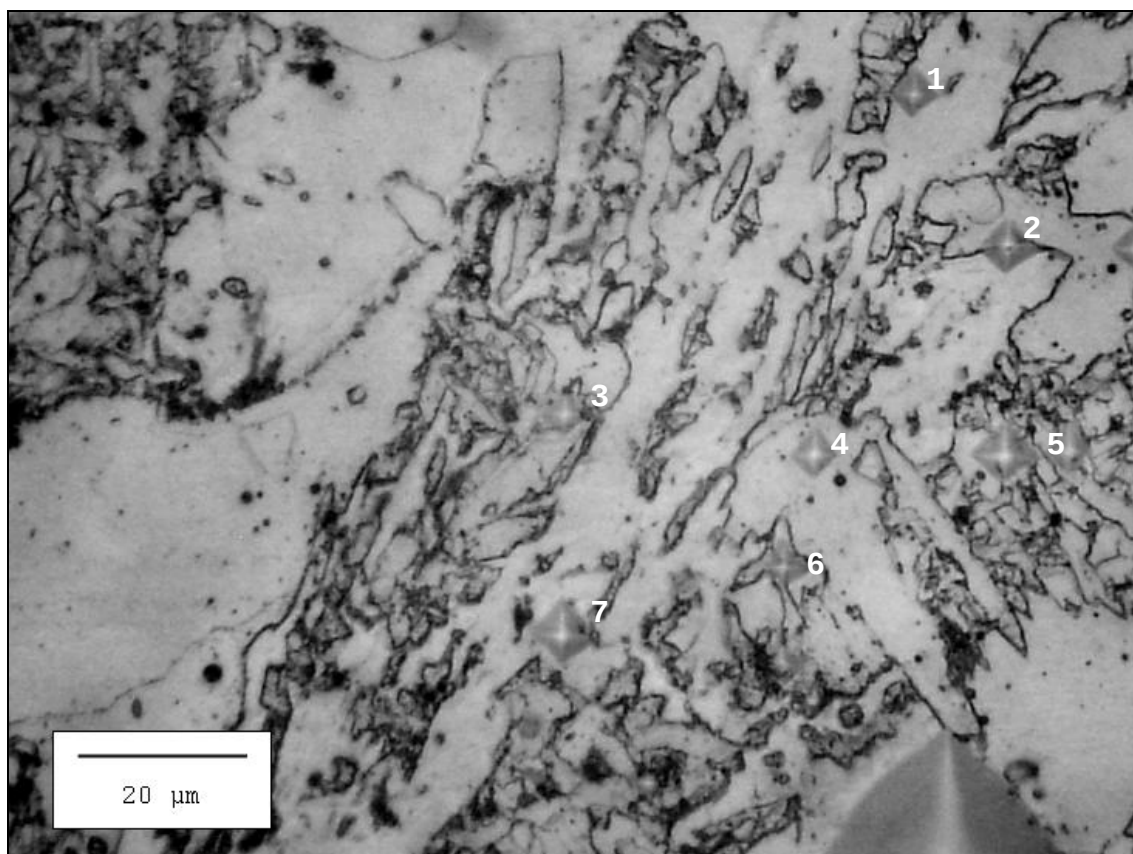


FIGURA 4.35. Fotomicrografia da amostra CS – aumento 1000x
Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular

A Tabela 4.11 apresenta os valores de dureza das indentações realizadas com 5 gf na amostra Como Soldada.

TABELA 4.11. Valores de dureza Vickers da amostra CS
Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular

Indentação	Dureza [HV]
1	307
2	208
3	408
4	308
5	175
6	332
7	176
Média	273
Desvio	51

Pelas imagens das indentações podem-se ver e justificar nitidamente as diferenças entre elas.

A grande vantagem desta metodologia é o arquivamento das imagens que podem ser resgatas e reavaliadas. No caso dos ensaios de microdureza tem grande importância já que a interpretação das fases ainda apresenta falha de caráter subjetivo.

O mesmo procedimento foi realizado para amostra 88IS0350, foram realizadas duas indentações grandes como guia e então indentações com 5 gf. A Figura 4.36, exibe as indentações com aumento de 500 x, sendo possível visualizar apenas as indentações guia, já na Figura 4.37, com aumento de 1000 x, podem ser vistas as indentações realizadas com carga de 5 gf.

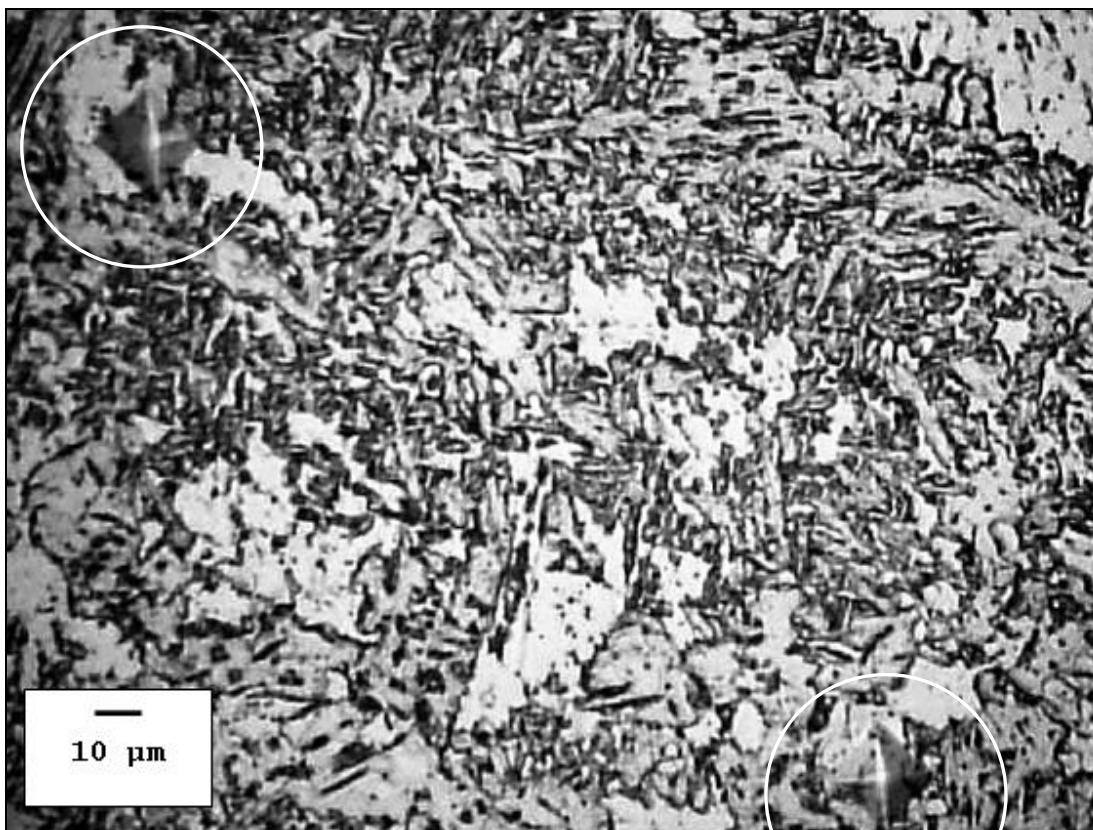


FIGURA 4.36. Fotomicrografia da amostra 88IS0350 - aumento 500x
Indentações de referência

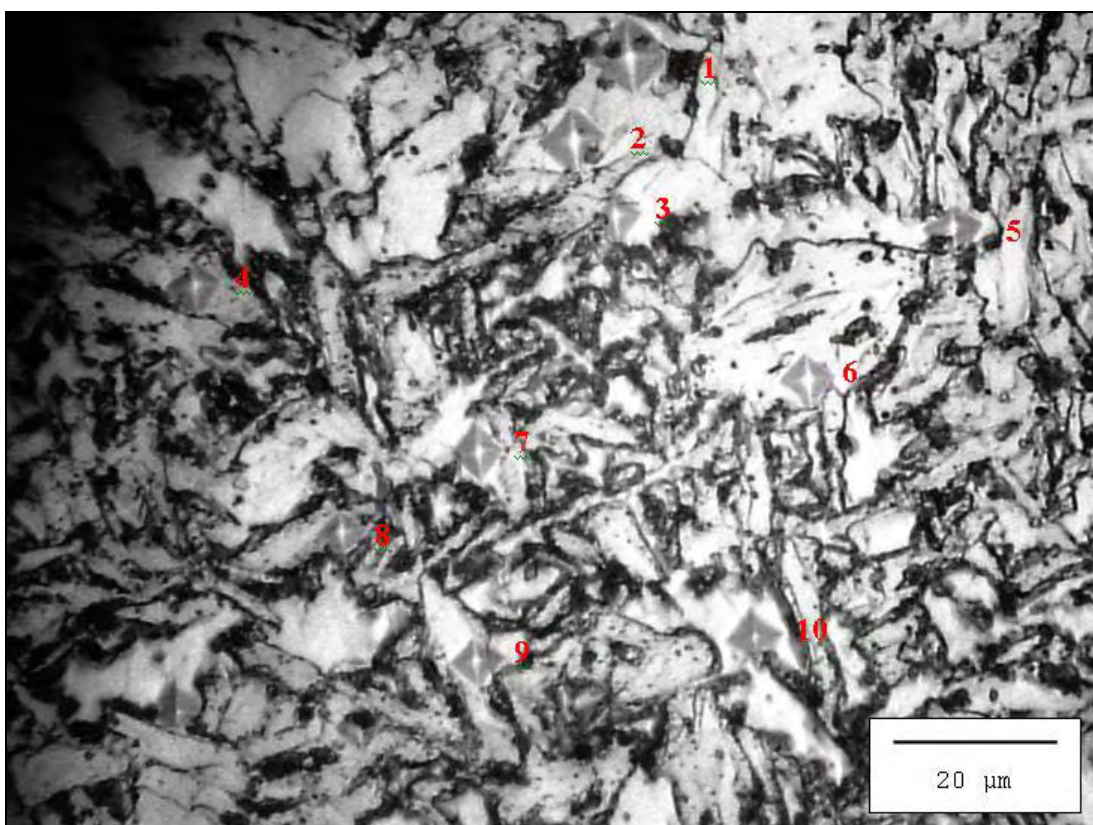


FIGURA 4.37. Fotomicrografia da amostra 88IS0350 - aumento 1000x
Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular

TABELA 4.12. Valores de dureza Vickers da amostra 88IS0350
Indentações posicionadas em colônia de ferrita acicular

Indentação	Dureza [HV]
1	100
2	148
3	254
4	234
5	229
6	209
7	192
8	291
9	239
10	164
Média	206
Desvio	44

Observa-se então que os valores dos desvios são altos, em alguns casos devido à forte presença de inclusões não-metálicas, ou pela distribuição do constituinte, ou por se apresentar de forma escura após o ataque.

DUREZA DO CONSTITUINTE AGREGADO FERRITA CARBONETO

Para se correlacionar equacionando os valores de microdureza por suas frações volumétricas e chegar à dureza macro, necessitava-se do valor de cada constituinte individualmente. Como se verifica na análise microestrutural, as amostras apresentam além da ferrita primária e acicular, o

agregado ferrita carboneto, que apesar das pequenas quantidades apresenta características relevantes. Na tentativa de se medir a dureza neste constituinte, fez-se o experimento onde, na inviabilidade em se medir o valor de dureza do agregado ferrita carboneto da amostra CS, tomou-se outra amostra cujo processo de medição fosse viável.

Conservou-se o procedimento adotado para todos os ensaios de microdureza fazendo-se as indentações guia, no entanto, o constituinte apresenta-se de como a “parte escura” na micrografia, já que as amostras foram atacadas com Nital.

Na Figura 4.38, na amostra como soldada pode-se observar a PF e a colônia de AF, as pequenas regiões escuras entre as ripas de ferrita acicular são os FC, agregados ferrita carbonetos, nota-se o seu tamanho muito reduzido, daí a impossibilidade da medição com a carga de 10 gf. Para que essa fase (FC) fosse avaliada utilizou-se a amostra 10RCN (austenitizada a 1000°C e normalizada), pois sua microestrutura, apresentada na Figura 4.39 é composta de grãos grosseiros de ferrita, regiões de agregados ferrita-carboneto e inclusões não-metálicas.

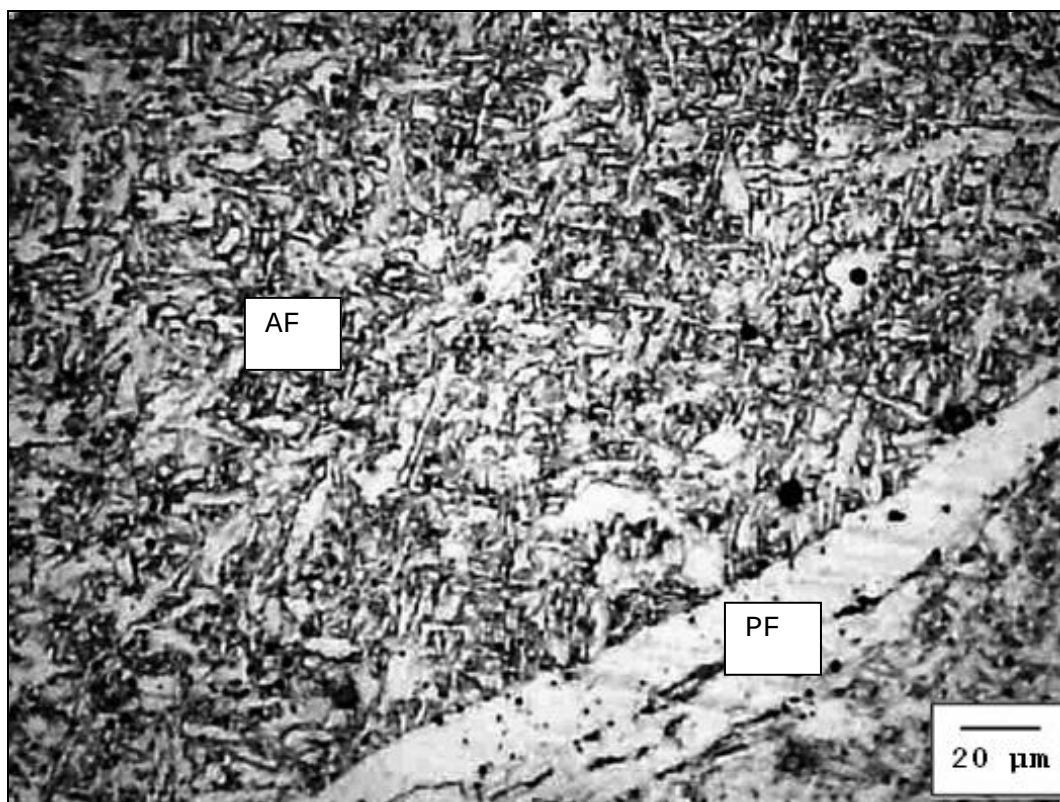


FIGURA 4.38. Fotomicrografia da amostra CS - aumento de 500x.

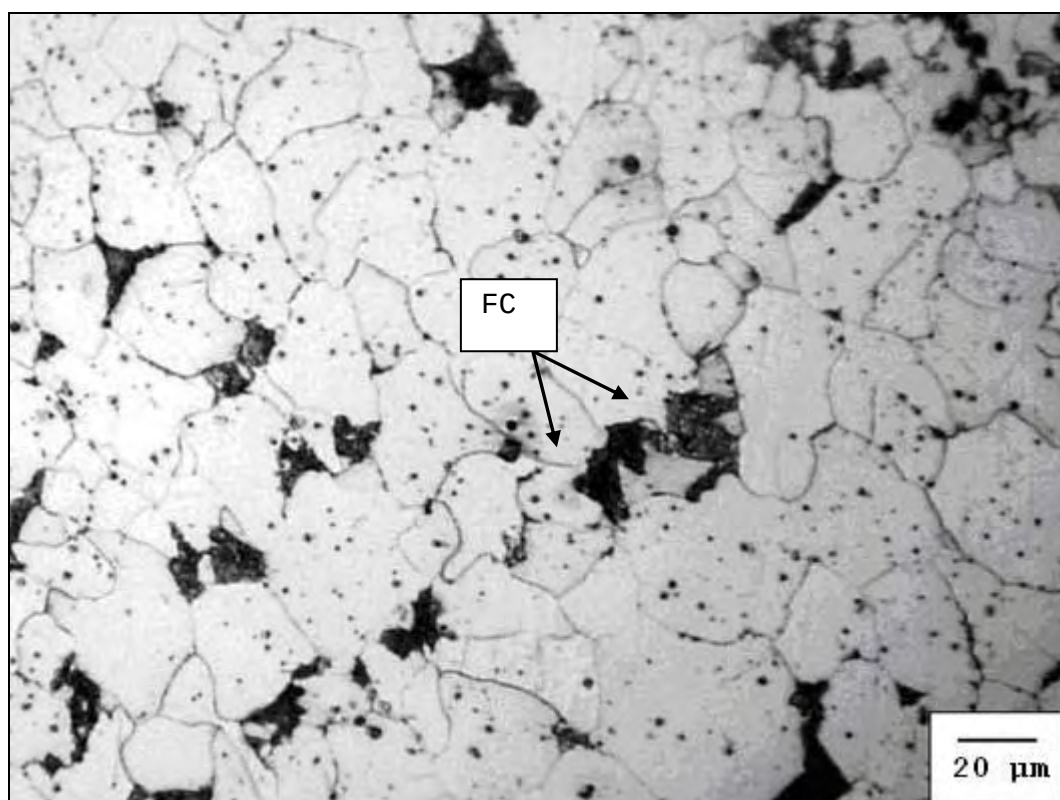


FIGURA 4.39. Fotomicrografia da amostra 10RCN - aumento de 500x.

Utilizando esta amostra (10RCN) foram realizadas 8 indentações no agregado ferrita carboneto e 9 na ferrita primária com o intuito de se obter alguma relação, Figura 4.40. A carga utilizada foi de 10gf, pois foi a menor carga utilizada nos ensaios anteriores.

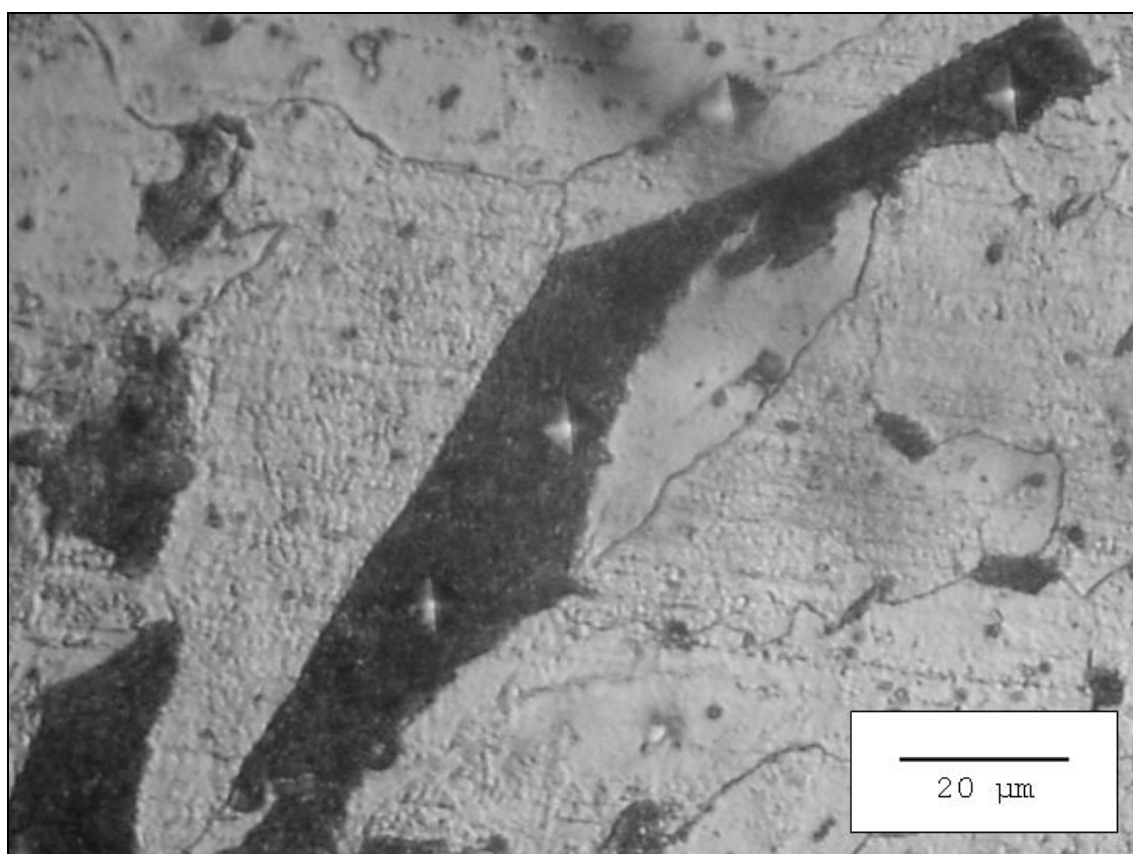


FIGURA 4.40. Indentações produzidas no constituinte Agregado Ferrita Carboneto – amostra 10RCN – aumento de 1000x.

TABELA 4.13. Valores médios de dureza e desvio da amostra 10RCN

10RCN	HV	Desvio
PF	282	24,80
FC	413	65,35

Através das medições realizadas chegou-se ao valor de:

$$HV_{\text{Agregado Ferrita Carboneto}} = 413$$

com desvio padrão de:

$$\sigma = 65,35$$

Nota-se o valor do desvio muito elevado ($\cong 16\%$), o que era esperado, devido à região escura do constituinte não permitir nitidez dos contornos da indentação. Além disso, as indentações foram produzidas utilizando-se cargas de 10 gf para que as indentações se posicionassem inteiramente no constituinte, para efeito de tamanho de indentação, *ISE*, quanto menor a carga utilizada mais o efeito de tamanho influencia no valor de dureza calculado. Por outro lado, se fosse possível medir o valor de dureza do agregado ferrita carboneto na amostra CS, como se desejava, o mesmo efeito também estaria presente.

VARIAÇÃO NA MEDIDA DE DUREZA EM UMA FASE ISOLADA

Para observar a variação da dureza num mesmo microconstituente escolheu-se a ferrita primária por ser de fácil visualização apresentando-se como a parte clara facilitando assim a medição das diagonais das indentações e minimizando erros.

Primeiramente foram feitas duas indentações como referência, aplicando uma grande carga a fim de se encontrar as indentações pequenas com maior facilidade num processo seguinte, Figura 4.41. Em seguida realizou-se as impressões com carga de 5 gf posicionadas na ferrita primária.

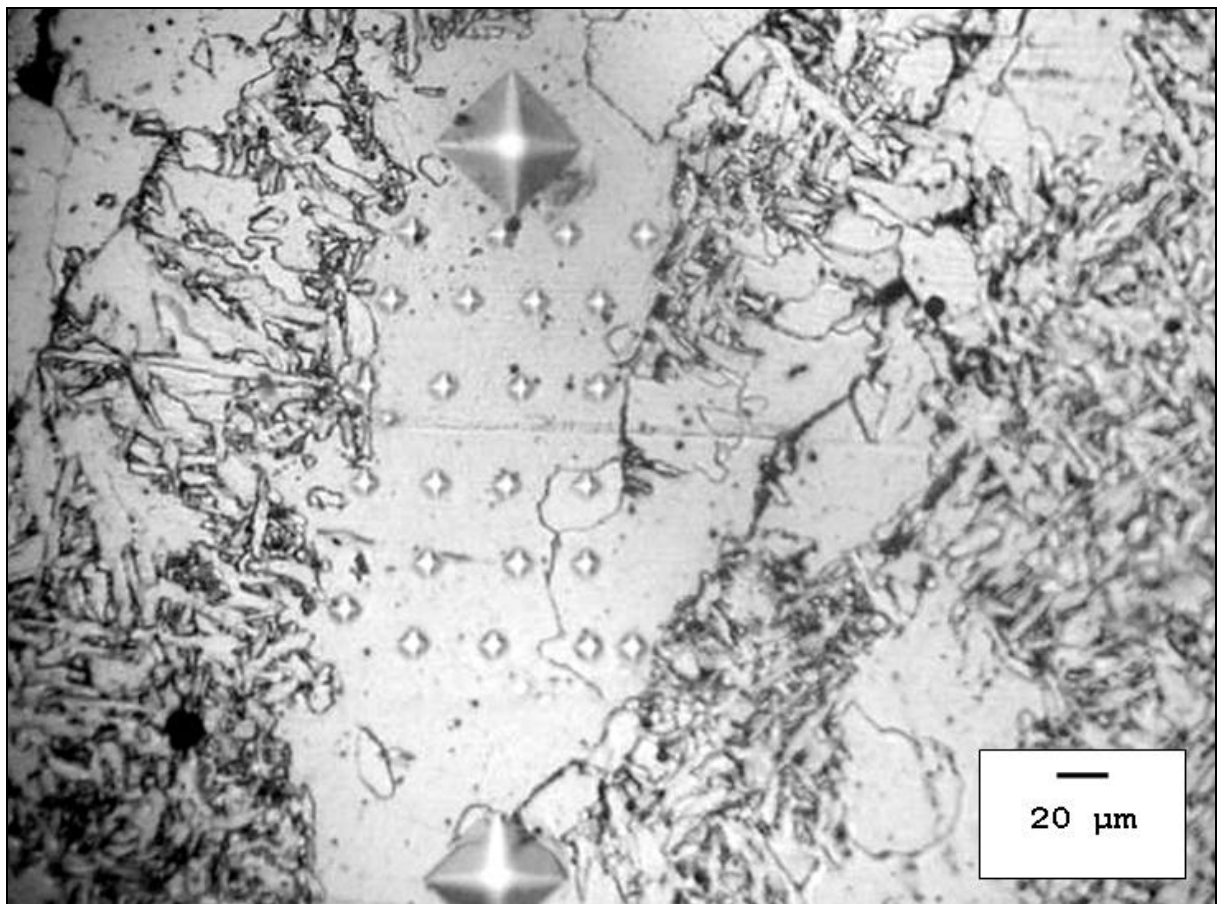


FIGURA 4.41. Amostra como soldado / aumento de 400x.

A Figura 4.42 apresenta a micrografia da mesma região da Figura 4.41 com aumento de 1000x e com os valores de dureza calculados.

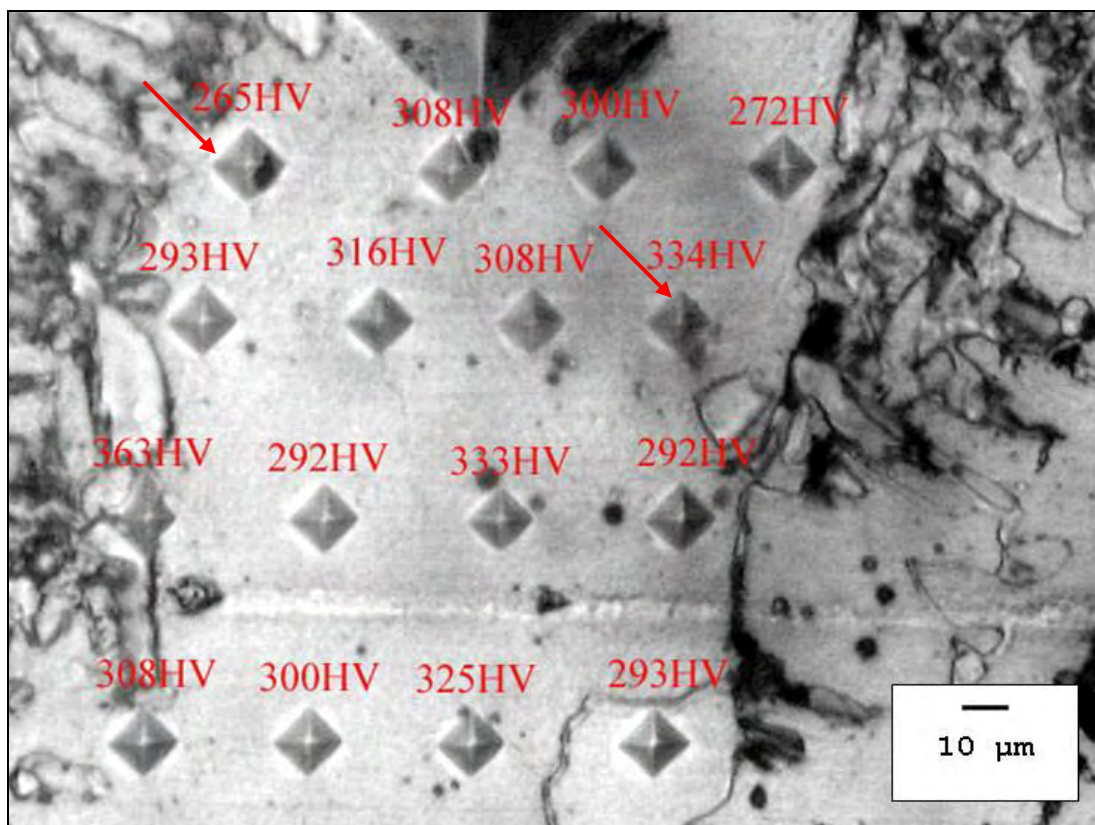


FIGURA 4.42. Impressões realizadas com carga de 5 gf na Ferrita Primária da condição Como Soldada – Aumento de 1000X.

A Figura 4.43 exibe duas indentações, as que tiveram menor e maior valor respectivamente (a) e (b) no ensaio. Da fotografia com aumento de 1000x aplicou um zoom de 300%.

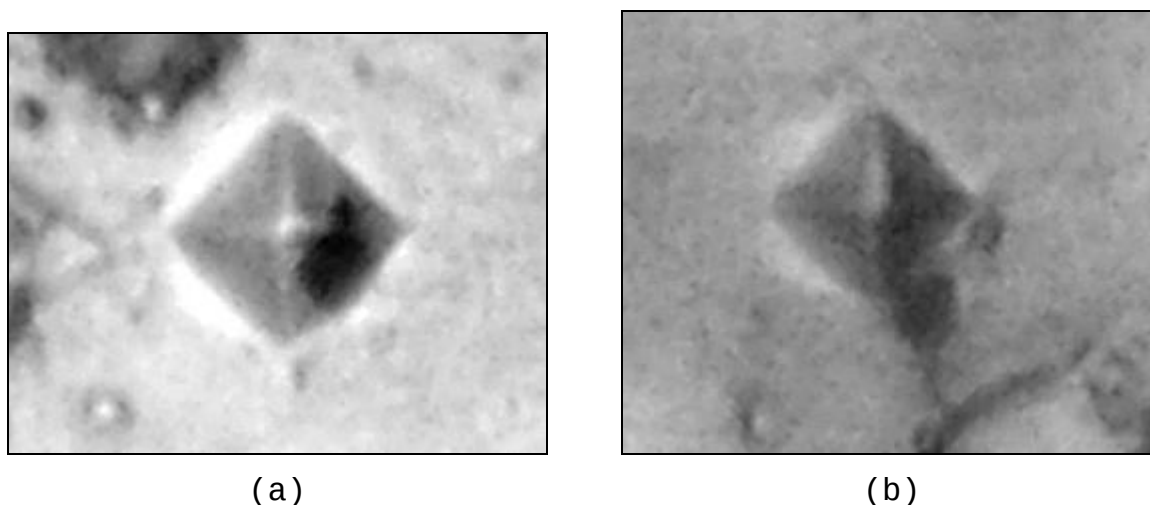


FIGURA 4.43. Zoom de 300% das indentações com menor (a) e maior (b) valor medidos, indicados com a seta na Figura 4.41.

TABELA 4.14. Valores de durezas realizadas apenas na Ferrita Primária.

Medidas	HV
1	265
2	308
3	300
4	272
5	293
6	316
7	308
8	334
9	363
10	292
11	333
12	292
13	308
14	300
15	325
16	293
17	299
18	265
19	293
Média	303
Desvio Padrão	24,20

Pela Tabela 4.14, nota-se que os valores de dureza variam em média 8%, e pela fotografia é possível visualizar cada uma das indentações com seus respectivos valores de dureza. Nota-se que para algumas indentações posicionadas na mesma ferrita as variações de amplitude são ainda maiores (23%), observou-se então, que o valor de dureza utilizando-se cargas baixas sofre grandes variações, apesar de a dureza ser um ensaio superficial, nessas pequenas proporções, o volume de material penetrado para o ensaio sofre variações consideráveis das estruturas posicionadas logo abaixo da superfície, como

pode ser visto no zoom da Figura 4.43 nota-se 'manchas' escuras sob as indentações.

A Figura 4.44 ilustra indentações realizadas apenas na ferrita primária.

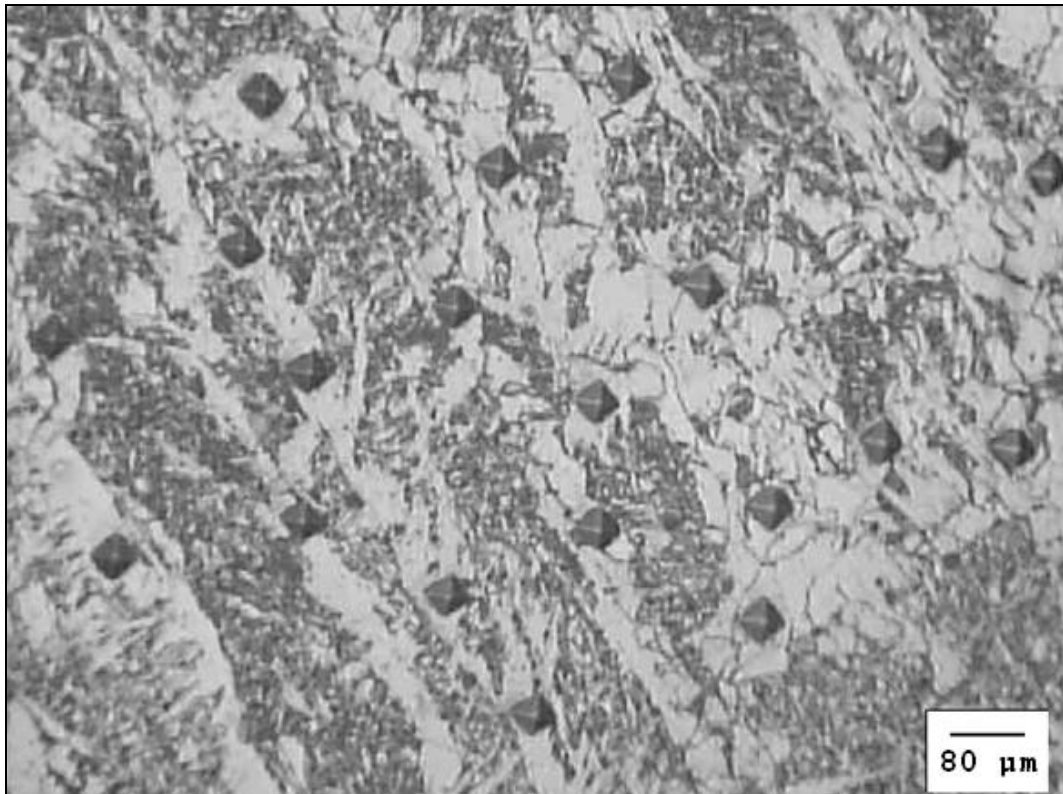


FIGURA 4.44. Fotomicrografia da amostra CS - aumento 200x. Indentações posicionadas apenas na Ferrita Primária / carga 100 gf

Das amostras nas quais foram realizadas as análises quantitativas, apenas 3 foram selecionadas para ensaio de microdureza. A escolha foi pela disposição dos constituintes Ferrita Primária e Ferrita Acicular. Nas amostras 88RCT (Figura 4.14), 12RCT (Figura 4.12) e 12ISO450 (Figura 4.22).

TABELA 4.15. Valores de Dureza Vickers dos microconstituintes Ferrita Primária (PF) e Ferrita Acicular (AF) sob cargas de 100, 70 e 10 gf.

AMOSTRAS	Const.	100 gf	70 gf	10 gf
		HV	HV	HV
CS	PF	192,7 (1,9)	205,7 (2,7)	282,0 (15,2)
	AF	246,5 (6,7)	222,5 (12,0)	273,0 (51,0)
88IS0350	PF	177,6 (3,3)	175,3 (4,6)	215,2 (22,7)
	AF	195,0 (9,4)	195,7 (8,7)	206,0 (44,0)
12IS0350	PF	240,4 (13,7)	216,8 (20,7)	216,7 (18,7)
	AF	245,2 (13,5)	233,5 (11,3)	226,9 (40,1)

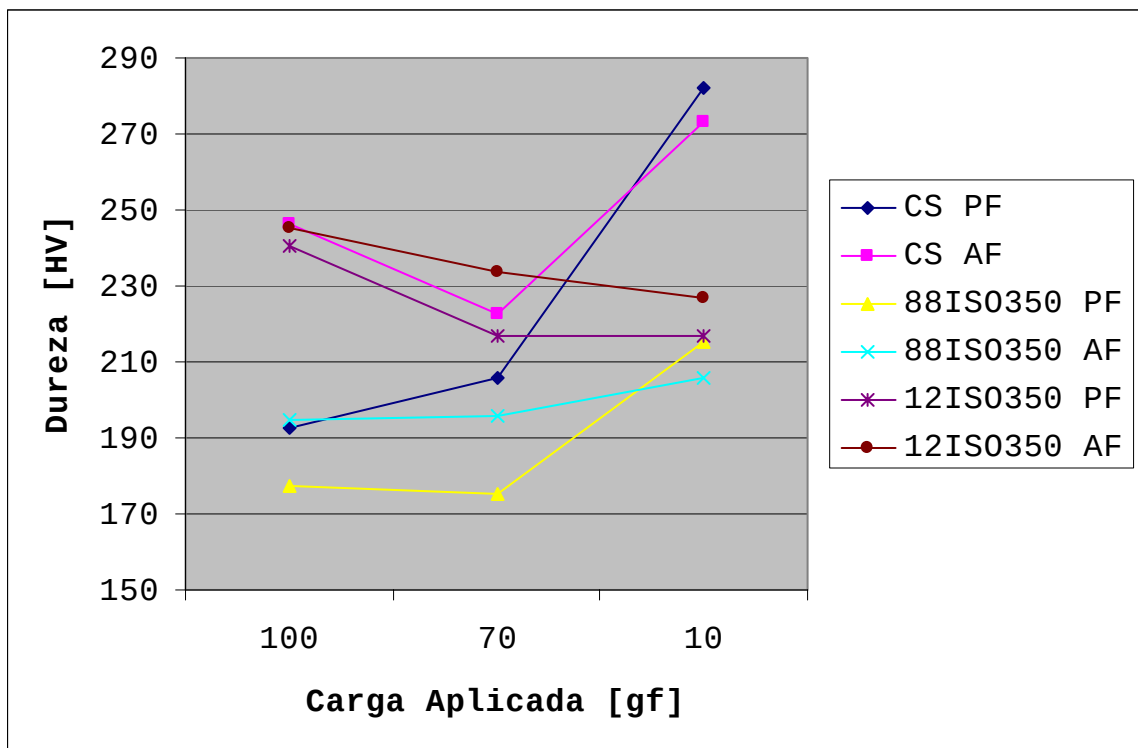


FIGURA 4.45. Gráfico com valores de Dureza Vickers para PF e AF das amostras CS, 88IS0350 e 12IS0350, sob carga de 100, 70 e 10 gf.

EQUACIONAMENTO CORRELACIONANDO MICRODUREZA E FRAÇÃO VOLUMÉTRICA A DUREZA MACRO

Determinado os valores de microdureza para cada uma das fases e sua fração volumétrica, agrupou-se tudo em uma equação objetivando chegar ao valor de dureza macro previamente conhecido, ainda que com a presença de um fator de correção.

$$HV'_{amostra} = HV_{PF} \cdot Fv_{PF} + HV_{AF} \cdot Fv_{AF} + HV_{FC} \cdot Fv_{FC}$$

Onde:

HV' - novo valor de dureza calculado;

HV_X - valor de dureza da fase X;

Fv_X - fração volumétrica da fase X.

- Para amostra Como Soldada (CS):

Dureza macro: 185,2 (5,9) HV

TABELA 4.16. Valores de microdureza e fração volumétrica de cada fase e seus novos valores de dureza equacionados HV' para amostra CS.

FASE	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA	100 gf	70 gf	10 gf
PF	51,1%	192,7 (1,9)	205,7 (2,7)	282,0 (15,2)
AF	44,4%	246,5 (6,7)	222,5 (12,0)	273,0 (51,0)
FC	4,5%	413,0 (64,8)		
HV'_{CS}		226,5	222,5	283,9

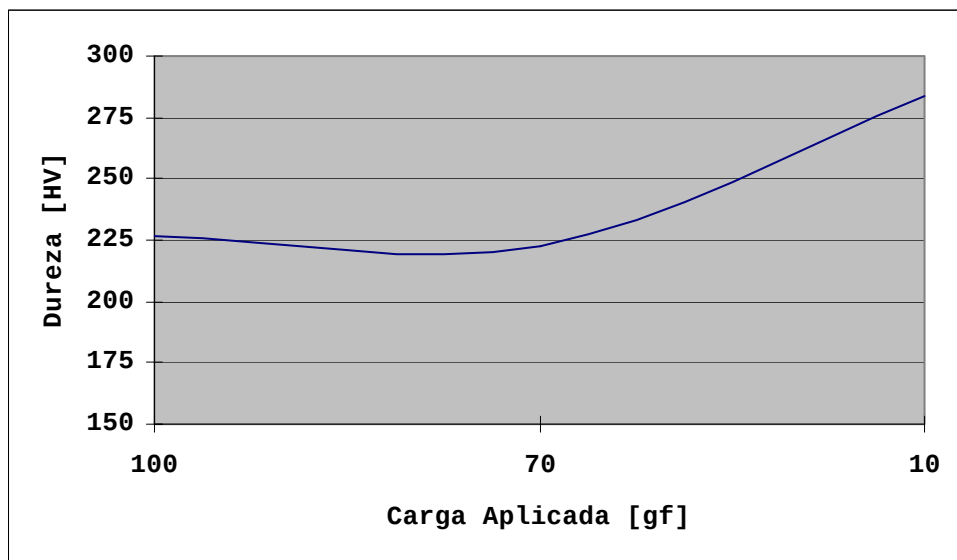


FIGURA 4.46. Gráfico com os valores de dureza obtidos no equacionamento para as cargas de 100, 70 e 10 gf da amostra CS.

- Para amostra 88IS0350:

Dureza macro: 159,6 (2,2) HV

TABELA 4.17. Valores de microdureza e fração volumétrica de cada fase e seus novos valores de dureza equacionados HV' para amostra 88IS0350.

FASE	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA	100 gf	70 gf	10 gf
PF	52,5%	177,6 (3,3)	175,3 (4,6)	215,2 (22,7)
AF	30,0%	195,0 (9,4)	195,7 (8,7)	206,0 (44,0)
FC	4,5%	413,0 (64,8)		
$HV'_{88IS0350}$		186,0	185,0	209,1

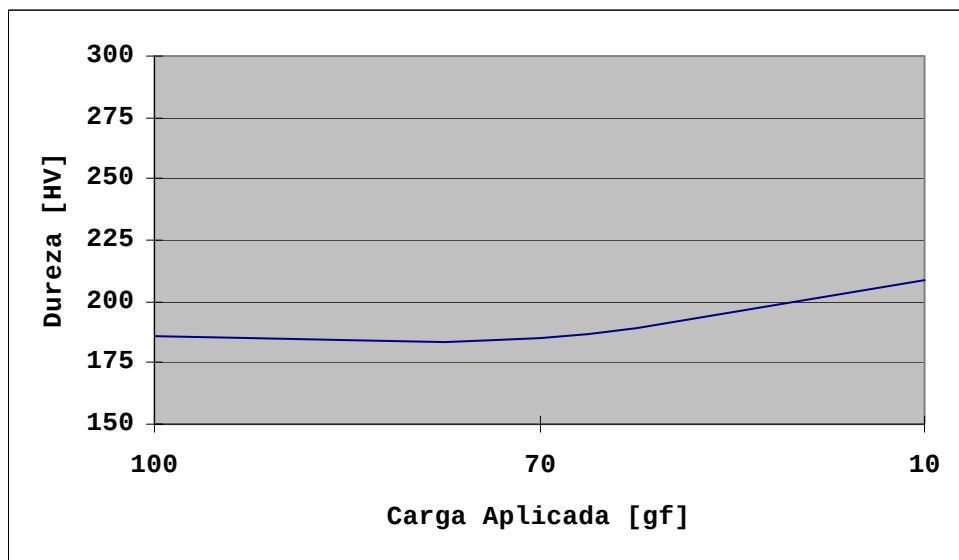


FIGURA 4.47. Gráfico com os valores de dureza obtidos no equacionamento para as cargas de 100, 70 e 10 gf da amostra 88IS0350.

- Para amostra 12IS0350:

Dureza macro: 153,3 (6,5) HV

TABELA 4.18. Valores de microdureza e fração volumétrica de cada fase e seus novos valores de dureza equacionados HV' para amostra 12IS0350.

FASE	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA	100 gf	70 gf	10 gf
PF	63,5%	240,4 (13,7)	216,8 (20,7)	216,7 (18,7)
AF	32,9%	245,2 (13,5)	233,5 (11,3)	226,9 (40,1)
FC	4,5%	413,0 (64,8)		
$HV'_{12IS0350}$		248,2	229,4	227,1

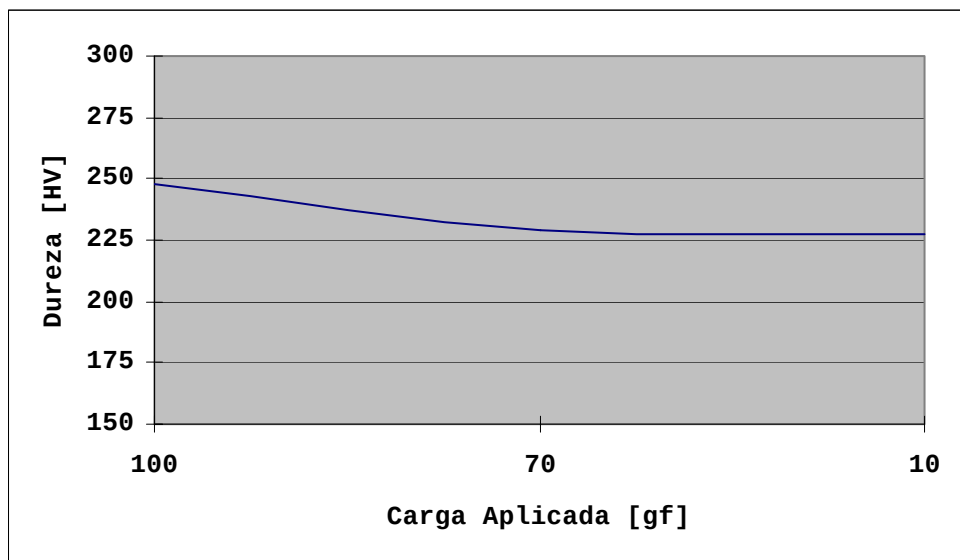


FIGURA 4.48. Gráfico com os valores de dureza obtidos no equacionamento para as cargas de 100, 70 e 10 gf da amostra 12IS0350.

Para as três condições analisadas e equacionadas nota-se que as variações não são constantes, assim como na

microdureza. Talvez o comportamento esperado fosse o obtido na amostra Como Soldada, como exhibe o gráfico da Figura 4.46, onde à medida que se diminuiu a carga de aplicação o valor de dureza aumentou e conseqüentemente o fechamento da equação obteve valor mais alto, tudo isso segundo a tendência do efeito de tamanho da indentação. No entanto, nas amostras 88IS0350 e 12IS0350 o comportamento do gráfico se mostra diferente. Na Figura 4.47 da amostra 88IS0350, para a carga de 70 gf ocorreu uma ligeira diminuição na dureza em relação à carga de 100 gf e então aumenta com a redução da carga. Para a amostra 12IS0350, o comportamento não só é diferente, mas contrário ao esperado, à medida que houve a diminuição da carga o valor de dureza diminui também.

5. CONCLUSÕES

☒ Relativo à Microestrutura:

★ A baixa quantidade de carbono na composição química do cordão-de-solda (0,06%C) sugere que sua temperatura de austenitização completa esteja possivelmente por volta de 910°C. Portanto, para temperatura de austenitização de 880°C, na verdade não ocorre austenitização completa do cordão, permanecendo algumas vezes, resquícios da zona bruta de fusão.

★ As amostras temperadas apresentaram elevadas quantidades de ferrita acicular para as temperaturas de austenitização de 880° e 1225°C (52,6 e 43,2%, respectivamente), apenas para temperatura de austenitização de 1000°C houve a presença de martensita – estrutura comum no tratamento por têmpera, gerando alto valor de dureza (232 HV) e baixo valor de energia absorvida no ensaio de impacto (30 J). Para a

condição de normalização ocorreu a estrutura típica de grãos grosseiros de ferrita, poucas regiões de agregado ferrita carboneto e inclusões não-metálicas. Para a condição de normalizado austenitizado a 880°C (88RCN) há o surgimento de algumas raras colônias de ferrita acicular e maior presença de agregado ferrita-carboneto. No caso das amostras recozidas, a estrutura encontrada foi basicamente ferrita, agregado ferrita-carboneto e inclusões não-metálicas, a diferença entre elas se deu no tamanho de grão ferrítico, a granulometria ficou mais grosseira com a elevação da temperatura de austenitização, na condição 10RCR ocorreu o maior valor de energia, 201 J.

★ Nas condições de resfriamento isotérmico, para as amostras austenitizadas a 1225°C, há a presença de ferrita acicular nas amostras resfriadas a 350°C, onde se podem notar os contornos-de-grão. À medida que ocorre a elevação de temperatura os grãos de ferrita passam a se tornar mais grosseiro e a quantidade de ferrita acicular diminui, enquanto a amostra 12IS0350 apresenta em torno de 32,9%, a amostra 12IS0450 apresenta 24,6% e em 12IS0550 quase não se nota presença acicular. Para as amostras austenitizadas a 1000°C ocorre o aumento da presença de ferrita à medida que se aumenta a temperatura de resfriamento. Há pequena presença acicular na amostra resfriada a 450°C, mas não é significativa. Na austenitização a 880°C há presença de

ferrita acicular na amostra 88ISO350 (30%) e na amostra 88ISO450, mas nesta última a presença é muito pequena.

☒ Relativo à Microdureza:

★ A utilização da captura digital de imagens permitiu maior rapidez e agilidade nos processos de quantificação de fases e principalmente de medição de diagonais das indentações nos ensaios de microdureza. Na análise quantitativa, o método de marcação de fases permitiu também o resgate de cada uma das avaliações, possibilitando recontagens e discussões já que este ainda é um método subjetivo por variar de acordo com o operador.

★ Nos ensaios de microdureza a medição realizada através das fotografias digitais propiciou leituras mais precisas, visto que no método de leitura convencional ocorrem muitos erros (precisão, calibração, resolução operador, folga do parafuso, erro de leitura, iluminação). Além de, principalmente, garantir o posicionamento de cada uma das indentações no constituinte desejado, já que com a leitura efetuada convencionalmente através do micrômetro óptico apenas o conceito do operador designava o posicionamento de cada uma das indentações. Com as fotografias tudo pode ser

arquivado e a medição pode ser repetida inúmeras vezes, necessitando apenas do fator de escala adequado.

★ Através da designação dos aspectos morfológicos determinou-se a fase, porém, o comportamento mecânico desta mostrou-se diferente sob influência dos ciclos térmicos. Para a obtenção do valor de dureza em uma fase isoladamente houve a necessidade de se utilizar cargas pequenas ocorrendo a forte influência do Efeito de Tamanho da Indentação (*ISE*). Para as amostras resfriadas isotermicamente o valor médio da ferrita primária foi encontrado em 218,5 HV com variação de 6,5%, no entanto, para os valores de dureza para cada uma das condições, a variação chegou a mais de 30% para a condição 10IS0550.

★ A proposta de se obter valores de dureza para cada uma das fases tornou-se peculiar a cada amostra e não cada constituinte como desejado, já que as variações mostraram-se grandes principalmente para os constituintes que se dispõem em forma de ripas finas ou de forma escura sob reação do ataque químico. Para o caso da ferrita acicular os desvios são maiores que 20%, e os valores médios de dureza variam de 206 HV (Como Soldado) a 273 HV (88IS0350).

☑ Correlação da Microdureza e Fração Volumétrica com a Dureza Macro:

★ Pela grande variação nos valores de microdureza encontrados para cada constituinte o fechamento das equações correlacionando micro e macro dureza não foi possível e também variou bastante. Isso se deu porque para se conseguir efetuar o ensaio em uma só fase houve a necessidade da aplicação de cargas muito pequenas, o que propicia a influência do efeito de tamanho.

★ Devido à baixa carga utilizada, a indentação é muito pequena, tanto em área quanto em profundidade, o que faz com que a indentação sofra grande influência dos constituintes próximos a ela, muitas vezes, logo abaixo da superfície, porém não visíveis durante o ensaio e medição.

★ Pelos gráficos de equacionamento concluiu-se então que o efeito de tamanho de indentação exerce grande influência nos ensaios e como visto esse efeito não é constante, tampouco segue uma regra, apenas ocorre, principalmente, quando se utiliza cargas abaixo de 100 gf e pode ser facilmente percebido variando-se a carga para o mesmo ensaio.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABCEM, Associação Brasileira da Construção Metálica.
<<http://www.abcem.org.br/>>, capturado em Out/2004.
- ALE, R. M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M., 1993.
Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte I: Conceitos Básicos. Soldagem & Materiais, Vol.1, nº1, pp. 2-11.
- ALE, R. M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M., 1993.
Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte II: Metal de Solda. Soldagem & Materiais, Vol.1, nº2, pp. 18-25.
- ASM Handbook, Vol. 8, Mechanical Testing, 9th edition.
- ASTM E-23, 1996. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. *Standard Test methods for notched bar impact testing of metallic materials.* pp. 136-155.
- ASTM E-384, 1989. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. *Standard Test Method for Microhardness of Materials.* pp. 385-403.
- ASTM E-562, 1995. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. *Standard Test methods for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.* pp. 500-505.
- BAYRAKTAR, E., KAPLAN, D., 2004. *Mechanical and Metallurgical Investigation of Martensite-Austenite Constituents in Simulated Welding Conditions.* Journal of Materials Processing Technology. Pp. 87-89.

- BEGLEY, M.R., HUNTCHINSON, J.W., 1998. *The mechanics of size dependent indentation*. J. Mech. Phys. Solids. Vol. 46, Number 10, pp. 2049-2068.
- BONNEVIE, E., et al., 2004. *Morphological Aspects of Martensite-Austenite Constituents in Intercritical and Coarse Grain Heat Affected Zones of Structural Steels*. Material Science and Engineering. Pp. 352-358.
- BYUN, J. et al., 2001. *Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties*. Materials Science and Engineering A319-321, pp. 326-331.
- BYUN, J. et al., 2003. *Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel*, Acta Materialia, Vol. 51, pp. 1593-1606.
- BYUN, J. et al., 2003a. *Influence of Mn on microstructural evolution in Ti-Killed C-Mn steel*. Scripta Materialia, Vol. 48, pp. 449-454.
- CHIAVERINI, V., 2002. *Aços e Ferros Fundidos*. 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 599p.
- CHIAVERINI, V., 1986. *Tecnologia Mecânica*. 2.ed. São Paulo: McGraw-Hill. 265p.
- COLPAERT, H., 1974. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 3.ed. São Paulo: Edgard Blucher. 412p.
- DÍAZ, M.; MADRIAGA, I., et al., 1998. *Improvement of mechanical properties in structural steels by development of acicular ferrite microstructures*. Journal Construct Steel Research, Vol. 46, N° 1-3, pp. 413-414.
- ELMUSTAFA, A.A., STONE, D.S., 2003. *Nanoindentation and indentation size effect: Kinetics of deformation and strain gradient plasticity*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. Pp. 357-381.
- FORTES, C., 2004. *Apostila de arco submerso*. ESAB. <<http://www.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Arco%20Submerso.pdf>>, capturado em Nov/2004.
- FOX, A. G.; BROTHERS D. G., 1995. *The role of titanium in the non-metallic inclusions which nucleate acicular ferrite in the submerged arc weld (SAW) fusion zones of navy HY-100 STEEL*. Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 32, N° 7, pp. 1061-1066.

- GREGG, J. M.; BHADSHIA, H. K. D. H.; SVENSSON. E., 1997. *Inoculation of steel welds with non-metallic particles*. Material Science and Engineering A233, 146-157.
- GUERDAU Açominas. Ouro Branco, GUERDAU S.A. <<http://www.acominas.com.br/br/produtos>>, capturado em Out/2004.
- HONEYCOMB, R.W.K., 1985. *Aços - Microestrutura e propriedades*. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian. 348p.
- HORNER, John D. J., 2000. *Microhardness Testing of Plated Coatings*, Elsevier Science, pp. 611-615.
- IIW/IIS, 1986. *Guideline for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope*. Welding in the World, 24 (7/8), pp.144-149.
- MADARIAGA, I. et al., 1999. *Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling*. Scripta Materialia, Vol. 41, N° 3, pp. 229-235.
- MADARIAGA, I.; GUTIÉRREZ, I., 1997. *Nucleation of acicular ferrite enhanced by the precipitation of CuS on MnS particles*. Scripta Materialia, Vol. 37, N° 8, pp. 1185-1192.
- MELLO, Ricardo S. T. et al., 2003. *Estudo de inclusões não metálicas em metais de solda de arco submerso*. In: II Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Uberlândia. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas.
- MELLO, Ricardo S. T. et al., 2003a. *Influência do zircônio na tenacidade de metais de solda de aço baixa liga obtidos com o processo de arco submerso*. In: II Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Uberlândia. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas.
- MET@LICA <<http://www.estruturametalica.com.br>>
- METALS HANDBOOK, 1976. ASM, Metals Park, OH, Vol. 11, 8th, Nondestructive Inspection and Quality Control.
- PATCHETT, B. M., 2000. *Casti metals blue book: welding filler metals*. 3. ed. Edmonton : Casti Pub. (Série - CASTI metals data book series).

- OLIVER, W.C., PHARR, G.M., 1992. *Improved Technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*. Journal of Material Research. Vol 7, Number 6, pp. 1564-1583.
- RAMALHO, J.P., 1993. *Introdução a tecnologia de soldagem*. <http://www.infosolda.com.br/introducao_a_soldagem.htm#historico>, capturado em Out/2004.
- RAMALHO, J.P. et al., 1997. *Soldagem*. Coleção Tecnologia SENAI. São Paulo: SENAI. 553p.
- RODRÍGUEZ, R., GUTIERREZ, I., 2003. *Correlation between nanoindentation and tensile properties / Influence of the indentation size effect*. Material Science and Engineering A, pp. 377-384.
- SHIM, J. et al., 2001. *Ferrite Nucleation Potency of Non-Metallic inclusions in Medium carbon Steels*. Acta Materialia, Vol. 49, pp. 2115-2122.
- SHIM, J. et al., 2001a. *Mn absorption characteristics of Ti_2O_3 inclusion in low carbon steels*. Scripta Materialia, Vol. 44, pp. 49-54.
- SHIM, J. et al., 1999. *Nucleation of intragranular ferrite at Ti_2O_3 particle in low carbon steel*. Acta Materialia. Vol. 47, N° 9, pp. 2751-2760.
- SHU, J.Y., FELCK, N.A. 1998. *The Prediction of a SizeEffect in Micro-Indentation*. Int. J. Solids Structures, Vol. 35, n° 13, pp. 1363 - 1383.
- UMEMOTO, M., LIU, Z.G., et. Al. 2001. *Relationship between hardness and tensile properties in various single structured steels*. Materials Science and Technology. Vol. 17, number 5, pp. 505-511.
- VAN VLACK, Lawrence H., 1984. *Princípio de Ciências e Tecnologia dos Materiais*. 4.ed. São Paulo: Editora Campus. 567p.
- VENTRELLA, V. A., 1999. *Identificação microestrutural de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga*. Tese (Doutoramento em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos.

VIOLA, A., 2002. *Arquitetura e criatividade: uma experiência com Massimiliano*. <http://www.vitruvius.com.br/arquitextos/arq030/arq030_03.asp>, capturado em Jan/2005.