

**unesp**  UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA  
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"

**FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**INFLUÊNCIA DE CICLOS TÉRMICOS NA  
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA  
JUNTA SOLDADA DO AÇO COS CIVIL 300.**

**ENG. CARLOS ALEXANDRE ZÁRATE VILCHEZ**

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. Ruis Camargo Tokimatsu**

Ilha Solteira, setembro de 2005.

FICHA CATALOGRÁFICA

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

Z36i Zárate Vilchez, Carlos Alexandre.  
Influência de ciclos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas da junta soldada do aço COS CIVIL 300 / Carlos Alexandre Zárate Vilchez. Ilha Solteira : [s.n.], 2005  
112 f. : il.

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2005

Orientador: Ruis Camargo Tokimatsu

1. Soldagem. 2. Ciclos térmicos. 3. Microestrutura. 4. Tenacidade.

**CERTIFICADO DE APROVAÇÃO**

**TÍTULO:** INFLUÊNCIA DE CICLOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTA SOLDADA DO AÇO COS CIVL 300

**AUTOR:** CARLOS ALEXANDRE ZARATE VILCHEZ  
**ORIENTADOR:** Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de MESTRE em ENGENHARIA MECÂNICA pela Comissão Examinadora:

Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE ENGENHARIA DO  
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

Prof. Dr. JUNO GALLEGO  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE ENGENHARIA DO  
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

Prof. Dr. WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS, AERONÁUTICA E AUTOMOBILÍSTICA DA  
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS - USP

Data da realização: 22 de setembro de 2005.



Presidente da Comissão Examinadora  
Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

*Aos meus pais Moisés e Gladys, com muito carinho e amor.*

## **Agradecimentos**

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu, pela dedicação ao trabalho e fora dele, sempre me apoiando e depositando em mim extrema confiança.

À ICEC - Indústria e Comércio LTDA, especialmente ao Engenheiro Gilson Pereira Reis, pela execução das juntas soldadas para a realização da pesquisa.

Ao Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho e ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli, pelas facilidades criadas e pela gentileza ao permitirem a realização de parte dos ensaios de impacto na máquina de ensaio Charpy instrumentada do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos/USP.

À CAPES, que através de uma bolsa de mestrado incentivou a realização deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP de Ilha Solteira, por colocar a disposição toda uma infra-estrutura sem a qual este trabalho não poderia ter sido realizado.

Aos técnicos da Oficina Mecânica do Departamento de Engenharia, em especial a Marino Teixeira, por estarem sempre prestativos para auxiliar no andamento de várias etapas do trabalho.

Aos meus amigos e colegas do GC3M – Grupo de Caracterização Mecânica e Microestrutural dos Materiais –, pelo apoio, incentivo e amizade; que nas mais diversas situações sempre estiverem ao meu lado. Em especial a Alexandre Tomio, Rodrigo Hirayama, Ruddy Fernandes e Sandra Ilka.

À minha namorada, Catarina Campese, que sempre esteve ao meu lado me apoiando e incentivando.

Aos meus Pais pela extrema dedicação e esforço para proporcionar condições de estudo e aprendizado pessoal, por todo carinho e amor que me foi dedicado. Aos meus irmãos por todo apoio e ajuda.

E a Deus, por ter dado a possibilidade de tudo isso ter se tornado possível.

*“O pessimista se queixa do vento, o otimista espera que ele mude e o realista ajusta as velas.”*

*(William George Ward)*

**Vilchez, C. A. Z. - Influência de ciclos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas da junta soldada do aço COS Civil 300. Dissertação de mestrado do programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, 105p, 2005.**

#### RESUMO

Os processos de soldagem são um dos principais meios de fabricação e vêm sendo cada vez mais empregado nos mais diversos ramos industriais. Um exemplo disso é aplicação em grande escala da soldagem na construção civil, sobretudo para a fabricação de perfis e estruturas metálicas. Para estruturas como pontes com grande vão livre, edifícios multiandares, estruturas off-shore, estão entre as aplicações mais modernas. Com o objetivo de racionalizar custos de processamento e de materiais empregados em junções soldadas, desenvolveu-se a técnica de soldagem de laminados planos sem chanfro em apenas um lado só. Entretanto, quando se solda este tipo de perfil estrutural com um único passe, dificilmente consegue-se penetração total. A falta de penetração origina um entalhe entre a aba e a mesa do perfil. A complexa microestrutura formada após a solidificação do cordão-de-solda e a presença do entalhe tornam esta região propícia para a nucleação e propagação de trincas, que podem originar falhas mecânicas catastróficas. Deste modo, deve-se procurar uma microestrutura que favoreça uma melhoria na tenacidade da junta soldada. Recentemente, pesquisadores têm apontado 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. O presente projeto tem como principal objetivo estudar e compreender o efeito de ciclos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas da junta soldada do aço COS Civil 300. A investigação se deu utilizando corpos-de-prova extraídos da junta soldada submetidos a distintos ciclos térmicos. Ensaios mecânicos foram empregados com o intuito de se julgar o mérito dos ciclos térmicos empregados e, conseqüentemente, avaliar quais são os parâmetros microestruturais mais influentes nas propriedades mecânicas medidas, sobretudo nos valores de tenacidade. Através dos resultados obtidos, observou-se que a condição de têmpera é a que mais se aproxima da condição “como soldado”. Assim sendo, é o ciclo térmico mais próximo das condições reais de soldagem. Na têmpera, ganhos de tenacidade foram conseguidos devido à presença da ferrita acicular. Aumentos expressivos de tenacidade foram obtidos para as condições de normalização e recozimento, principalmente para a temperatura de austenitização a 1000°C. Tal fato possivelmente seja devido ao tamanho de grão ferrítico e distribuição dos agregados ferrita-carboneto. No que se refere aos tratamentos denominados isotérmicos, ocorreram alterações microestruturais. Entretanto, estas alterações não influenciam de maneira marcante os valores de tenacidades obtidos que se apresentaram na faixa de 113 – 154J. Com a análise dos resultados obtidos foi possível constatar que, através de ciclos térmicos, é possível alterar a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas da junta soldada; Sendo possível melhorar a tenacidade a partir da escolha de um ciclo térmico adequado.

Palavras-chave: Soldagem. Ciclos Térmicos. Microestrutura. Tenacidade

**Vilchez, C. A. Z. – Influence of thermal cycles in microstructure and mechanical properties of weld joint of steel COS Civil 300. Master’s Dissertation on Postgraduate studies for Mechanical Engineer at Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, 105p, 2005.**

#### ABSTRACT

The welding processes are the main means of fabrication and have been more and more used in the most diverse industrial branch. An example of this is the application in large scale of welding in civil construction, specially for production of steel sections and metallic structures. For structures which as bridges with large span, a multi-floors building, off-shore structures are among the more modern application. By rationalizing cost of processing and employed material in welding joints, the technique was developed of welding of plane laminated without chamfer in one side only. However, when one weld this type of steel structural section in a single step, one hardly achieve total penetration. This lack of penetration causes a notch between the flap and core of steel section. The complex microstructure formed after the solidification of weld metal and the presence of notch make this region propitiated to a nucleation and a propagation of cracks, which can originate mechanical catastrophic failure. This way, one should search a microstructure that favour a improvement in toughness of weld joint. Researchers have pointed out the acicular ferrite as being the most appropriated microstructure to enable optimum levels of toughness without occurring significative loss of strength. The present project has as its main purpose study and comprehend the effect of thermal cycles in the microstructure and mechanical properties in weld joint of the steel COS Civil 300. The investigation occurred utilizing testpiece extracted from the weld joint submitted to the thermal cycles. Mechanical tests were done in order to judge the merit of thermal cycles and, consequently, to assess what microstructural parameters are more influential in the mechanical properties measure, specially in the toughness values. Through the results obtained it was noticed that the quenching condition is the one that approaches most the “as welded” condition. So, this is thermal cycle that nears the actual weld condition. In quenching, profit of toughness were achieved due to the presence of acicular ferrite. Expressive increases of toughness were obtained to the normalization and annealing conditions, mainly to austenitization temperature of 1000°C. This fact may due to ferritic grain size and distribution of the ferrite-carbide aggregates. Regarding the treatments called isothermal, microstructures alterations it has occurred. Nevertheless, that does not have an extraordinary influence on the toughness values obtained which occurs in a range 113 – 154J. By the analysis of the obtained results, it was possible to evidence that, through the thermal cycles, it is possible to modify the microstructure and, consequently, the mechanical properties of the weld joint. And it is possible to improve the toughness from the choice of adequate thermal cycle.

Keywords – Welding. Thermal Cycles. Microstructure. toughness.

## Lista de Ilustrações

		Página
Figura 2.1	Representação esquemática do processo de Soldagem a Arco Submerso (SAS) .....	23
Figura 2.2	Representação esquemática da região da solda .....	27
Figura 2.3	Microconstituintes comumente encontrados no cordão-de-solda .....	30
Figura 2.4	Fluxograma orientador para a classificação dos microconstituintes presentes no cordão-de-solda com o auxílio de microscopia ótica ...	31
Figura 2.5	Diferenciação entre a ferrita acicular (AF) e ferrita poligonal intragranular [PF(I)] .....	32
Figura 2.6	Diferenciação entre ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e a ferrita acicular (AF) .....	32
Figura 2.7	Diferenciação entre agregado ferrita-carboneto (FC) e ferrita acicular (AF) .....	33
Figura 2.8	Curva esquemática mostrando a relação inversa entre tenacidade e resistência mecânica .....	39
Figura 2.9	Ripas de ferrita acicular nucleadas a partir de partícula de $Ti_2O_3$ .....	41
Figura 2.10	Diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo .....	45
Figura 2.11	Favorecimento da formação da ferrita acicular com o aumento do tamanho de grão austenítico .....	46
Figura 3.1	Representação esquemática da junta soldada .....	50
Figura 3.2	Equipamento de soldagem a arco submerso – ICEC/ Bady Bassit ...	51
Figura 3.3	Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos-de-prova das juntas soldadas .....	52
Figura 3.4	Representação esquemática da junta soldada (a) após retirada do material excedente; (b) seccionada de modo a retirar os corpos-de-prova para o ensaio Charpy .....	52
Figura 3.5	Dimensões e tolerâncias do corpo-de-prova tipo A para o ensaio Charpy – segundo a Norma ASTM E23/1996 .....	53
Figura 3.6	Desenho esquemático do corpo-de-prova para ensaio de impacto Charpy. Dimensões em mm. ....	53
Figura 3.7	Desenho esquemático das instalações do forno do tipo tubular .....	55
Figura 3.8	Desenho esquemático das instalações do forno tubular vertical .....	56
Figura 3.9	Representação esquemática das direções de referência, mostrando em negrito a orientações dos corpos-de-prova que foram retirados do metal base .....	58
Figura 4.1	Montagem tridimensional da textura observada em três orientações de processamento mecânico L, S, T, do metal base COS Civil 300 .	61
Figura 4.2	Macrografia da junta soldada. Ataque: reativo de iodo .....	61

Figura 4.3	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300 na condição “como soldado”. Ataque: solução de Nital 2% – 200X .....	62
Figura 4.4	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300 na condição “como soldado”. Ataque: solução de Nital 2% – 500X .....	63
Figura 4.5	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, temperado em água a 28°C. Ataque: solução de Nital 2% .....	64
Figura 4.6	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, temperado em água a 28°C. Ataque: solução de Nital 2% .....	65
Figura 4.7	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, temperado em água a 28°C. Ataque: solução de Nital 2% .....	66
Figura 4.8	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, e resfriado ao ar calmo - normalização. Ataque: solução de Nital 2% .....	67
Figura 4.9	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, e resfriado ao ar calmo - normalização. Ataque: solução de Nital 2% .....	68
Figura 4.10	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, e resfriado ao ar calmo - normalização. Ataque: solução de Nital 2% .....	69
Figura 4.11	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, e resfriado no interior do forno - recozimento. Ataque: solução de Nital 2% .....	70
Figura 4.12	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, e resfriado no interior do forno - recozimento. Ataque: solução de Nital 2% .....	71
Figura 4.13	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, e resfriado no interior do forno - recozimento. Ataque: solução de Nital 2% .....	71
Figura 4.14	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 350 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	73
Figura 4.15	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 450 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	74

Figura 4.16	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 550 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	74
Figura 4.17	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 350 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	76
Figura 4.18	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 450 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	76
Figura 4.19	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 550 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	77
Figura 4.20	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 350 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	78
Figura 4.21	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 450 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	79
Figura 4.22	Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 550 °C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2% .....	79
Figura 4.23	Junta soldada: (a) seção transversal do cordão-de-solda; (b) variação da dureza Vickers nas três regiões principais da junta soldada .....	82
Figura 4.24	Influência da temperatura de austenitização e da taxa de resfriamento contínuo no valor da dureza Vickers do cordão-de-solda .....	83
Figura 4.25	Influência da temperatura de austenitização e do tratamento isotérmico no valor da dureza Vickers do cordão-de-solda .....	85

Figura 4.26	(a) Representação esquemática da orientação dos corpos-de-prova do metal base; (b) montagem tridimensional da microestrutura característica do metal base e (c) coordenadas para orientação LTS	86
Figura 4.27	Influência da temperatura de austenitização e do resfriamento contínuo na tenacidade do cordão-de-solda .....	88
Figura 4.28	Influência da temperatura de austenitização e tratamento isotérmico no valor de tenacidade do cordão-de-solda .....	90
Figura 4.29	Influência da temperatura de austenitização seguido de resfriamento brusco em água – têmpera – na tenacidade ao impacto do cordão-de-solda .....	93
Figura 4.30	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C e seguido de resfriamento em água – têmpera. Ataque (a) solução de Nital 2% e (b) seletivo .....	93
Figura 4.31	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C e seguido de resfriamento em água – têmpera. Ataque (a) solução de Nital 2% e (b) seletivo .....	94
Figura 4.32	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C e seguido de resfriamento em água – têmpera. Ataque (a) solução de Nital 2% e (b) seletivo .....	96
Figura 4.33	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300 austenitizado 1000°C seguido de resfriamento (a) ar calmo - normalizado e (b) dentro do forno - recozimento. Ataque Nital 2% .	97
Figura 4.34	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300 austenitizado 880°C seguido de resfriamento (a) ar calmo - normalizado e (b) dentro do forno – recozimento. Ataque Nital 2%	97
Figura 4.35	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300 austenitizado 1225°C seguido de resfriamento (a) ar calmo - normalizado e (b) dentro do forno – recozimento. Ataque Nital 2%	98
Figura 4.36	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300 austenitizado 1225°C seguido de tratamento isotérmico a (a) 350 °C ; (b) 450°C ; (c) 550°C. Ataque Nital 2% .....	100
Figura 4.37	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300 austenitizado 1000°C seguido de tratamento isotérmico a (a) 350 °C ; (b) 450°C ; (c) 550°C. Ataque Nital 2% .....	100
Figura 4.38	Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS CIVIL 300 austenitizado 880°C seguido de tratamento isotérmico a (a) 350 °C ; (b) 450°C ; (c) 550°C. Ataque Nital 2% .....	100

## Lista de Tabelas

		Página
Tabela 2.1	Terminologia dos constituintes microestruturais do cordão-de-solda	34
Tabela 3.1	Composição química (% em peso) e propriedades mecânicas do material utilizado como metal base – aço COS Civil 300 .....	47
Tabela 3.2	Análise de composição química (% em peso) do metal base .....	48
Tabela 3.3	Composição química do material utilizado para o arame-eletrodo ...	48
Tabela 3.4	Propriedades mecânicas do metal depositado .....	49
Tabela 3.5	Composição química (% em peso) do cordão-de-solda .....	49
Tabela 3.6	Parâmetros do processo de soldagem a arco submerso da junta .....	51
Tabela 4.1	Valores de dureza Vickers das três principais regiões da junta solda na condição “como soldado” .....	81
Tabela 4.2	Valores da dureza Vickers do cordão-de-solda após realização dos tratamentos térmicos com resfriamento contínuo .....	82
Tabela 4.3	Valores de dureza Vickers do cordão-de-solda após realização dos tratamentos térmicos com resfriamento isotérmico .....	84
Tabela 4.4	Valores da tenacidade dos ensaios de impacto Charpy resultantes das diferentes orientações do metal base .....	85
Tabela 4.5	Valores de tenacidade ao impacto Charpy dos corpos-de-prova extraídos na condição de “como soldado” – orientação TS .....	87
Tabela 4.6	Valores dos ensaios de tenacidade Charpy resultantes dos diferentes ciclos térmicos aos quais foram submetidos os cordões-de-solda – Resfriamento Contínuo .....	88
Tabela 4.7	Valores dos ensaios de tenacidade Charpy resultantes dos diferentes ciclos térmicos aos quais foram submetidos os cordões-de-solda – Tratamento Isotérmico .....	89
Tabela 4.8	Valores de tenacidade e dureza do cordão-de-solda na condição “como soldado” e após tratamento térmico de têmpera a partir de diferentes temperaturas de austenitização .....	92

## Lista de Abreviaturas e Siglas

ABCEM	Associação Brasileira da Construção Metálica
AF	Ferrita Acicular
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
CS	Cordão-de-Solda
EDS	Espectrometria Dispersiva de Energia
F	Ferrita
FC	Ferrita Carboneto
FS	Ferrita com Segunda Fase
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(NA)	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
IB	Índice de Basicidade
IIW	International Institute of Welding
ISO	Isotérmico
M	Martensita
MA	Microfases (Constituinte Martenita-Austenita)
MAG	Metal Active Gas
MDZ	Manganes Depleted Zone
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MIG	Metal Inert Gas
MO	Microscopia Ótica
PF	Ferrita Primária
PF(G)	Ferrita Primária de Contorno-de-Grão
PF(I)	Ferrita Primária Intragranular
RC	Resfriamento Contínuo
SAS	Soldagem a Arco Submerso
SAW	Submerged Arc Welding
ZAT	Zona Afetada Termicamente

## Lista de Símbolos

$\gamma$	Austenita
$\tau_e$	Limite de escoamento
$\tau_i$	Tensão de atrito necessária para mover discordâncias livres no plano de deslizamento
D	Diâmetro médio do grão
K	Fator de representa a resistência do contorno de grão
L	Largura do corpo-de-prova Charpy
ppm	Parte por milhão

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>17</b>
1.1. Objetivos .....	19
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>21</b>
2.1. Processos de soldagem – Progresso e Aplicações .....	21
2.2. Soldagem a arco submerso – Generalidades de processo .....	22
2.2.1. Consumíveis utilizados no processo .....	23
2.2.1.1. Fluxos .....	23
2.2.1.2. Arames-Eletrodos .....	25
2.3. Microestrutura da solda .....	26
2.3.1. Região da solda .....	26
2.3.2. Microestrutura do cordão-de-solda .....	27
2.3.3. Técnica para identificação dos microconstituintes do cordão-de-solda ..	29
2.3.4. Nomenclatura dos constituintes microestruturais do cordão-de-solda ...	33
2.4. Relação da microestrutura e tenacidade do cordão-de-solda .....	34
2.4.1. Tamanho de grão .....	35
2.4.2. Inclusões não-metálicas .....	36
2.4.3. Produtos de transformação .....	37
2.5. Ferrita acicular – Nucleação e desenvolvimento da ferrita acicular .....	38
2.5.1. A importância do fluxo .....	42
2.5.2. Efeito do ciclo térmico .....	44
2.5.3. Efeito do tamanho de grão austenítico .....	45
<b>3.- MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS .....</b>	<b>47</b>
3.1. Materiais utilizados .....	47
3.1.1. Junta soldada – Procedimento de soldagem .....	50
3.2. Métodos experimentais .....	51
3.2.1. Confeção dos corpos-de-prova .....	52
3.2.1.1. Controle dimensional .....	54
3.2.2. Tratamentos térmicos .....	54
3.2.3. Ensaio mecânicos .....	57
3.2.3.1. Ensaio de impacto .....	57
3.2.3.2. Ensaio de dureza .....	58
3.2.4. Análise metalográfica .....	58
3.2.4.1. Metal base .....	59
3.2.4.2. Cordão-de-solda .....	59
<b>4.- RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>60</b>
4.1. Caracterização microestrutural .....	60
4.1.1. Análise microestrutural do metal base .....	60
4.1.2. Análise microestrutural do cordão-de-solda .....	61

4.2. Ensaio mecânico .....	81
4.2.1. Resultado do ensaio de dureza .....	81
4.2.2. Ensaio de tenacidade ao impacto .....	85
4.3. Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas .....	91
<b>5.- CONCLUSÕES .....</b>	<b>92</b>
<b>6.- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>108</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>109</b>

## 1. Introdução

Devido à grande versatilidade, a utilização do aço abrangeu os mais diversificados ramos industriais. Foi a partir do século XVIII, com advento da Revolução Industrial, que sua utilização sofreu um impulso mais forte. Desde então até os dias atuais, a utilização do aço na construção civil vem ganhando espaço, por possibilitar aos projetistas soluções ousadas, eficientes e de alta qualidade. Segundo estudo realizado pela Associação Brasileira da Construção Metálica - ABCEM -, o uso de estruturas de aço na construção civil brasileira cresce 8% ao ano. Em 2002, o mercado doméstico usou 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 feitas pelas siderúrgicas indicam que o setor de construção civil poderá ser responsável por 70% do consumo total de aço. A aplicação de estruturas metálicas na construção civil vem crescendo cada vez mais graças às enormes vantagens sobre outros tipos de materiais, como a madeira e o concreto. Entre as mais evidentes vantagens, são possíveis citar (INABA, 2004):

- **Redução do canteiro de obras** - sendo a estrutura metálica totalmente pré-fabricada, não há necessidade de grandes canteiros de obra, reduzindo assim a presença de grandes depósitos de areia, pedras, cimento, madeiras e ferragens; reduzindo, também, o inevitável desperdício desses materiais, que podem chegar a 25% em peso;
- **Alívio de carga nas fundações** - por serem mais leves quando comparadas às estruturas em concreto, as estruturas metálicas podem reduzir em até 30% o custo das fundações;
- **Alta eficiência construtiva** - simultaneamente à fabricação da estrutura, é possível a execução das fundações e o trabalho em diversas frentes de serviços paralelamente - o que pode reduzir o tempo de execução da obra em até 40% quando comparado aos processos convencionais. No que diz respeito à maior velocidade de execução da obra, há um ganho adicional pela ocupação antecipada do imóvel e pela rapidez no retorno do capital investido.

Observando as vantagens citadas anteriormente, fica plenamente justificável o emprego de estruturas metálicas e também o motivo pelo qual esse tipo de estrutura têm-se tornado uma opção bastante interessante no ramo da construção civil.

Basicamente, com respeito ao processo de fabricação, as estruturas metálicas podem ser encontradas sob duas opções de produto: perfis laminados e perfis soldados. Os perfis laminados são mais baratos. Todavia, a oferta desse tipo de perfil é pequena quanto a variedade e quantidade para atender a demanda do consumo interno, sobretudo no que se refere aos perfis de grande porte. Por exemplo, no mercado interno a altura máxima de perfil encontrado é de 600mm, enquanto que na Europa já existem modelos com altura de 1 metro ou mais, o que acaba restringindo a aplicação desse tipo de perfil (TEIXEIRA, 2004). É exatamente a necessidade de se obter perfis diferentes dos laminados disponíveis no mercado e a maior liberdade dimensional é que tornam os perfis soldados - que são obtidos a partir de chapas planas - uma prática bastante comum, embora tenham um custo de fabricação um pouco mais elevado.

Propostas que visam à redução de custos na fabricação dos perfis soldados de modo a torná-los mais competitivos vêm sendo pesquisadas. Sobre este aspecto, uma proposta que tem se mostrado muito interessante é a implementação de perfis soldados de um lado só. Entretanto, quando se solda de um lado só em um único passe, dificilmente se consegue penetração total do cordão-de-solda. Essa falta de penetração origina um entalhe entre a aba e mesa do perfil. A combinação de uma complexa microestrutura formada após a solidificação do cordão-de-solda e a presença do entalhe tornam essa região muito vulnerável, pois favorece a nucleação e a propagação de trincas que podem culminar em falhas mecânicas. Deste modo, deve-se procurar uma microestrutura que favoreça uma melhoria da tenacidade da junta soldada. Recentemente inúmeros pesquisadores têm apontado a ferrita acicular como sendo o microconstituente mais apropriado para possibilitar melhorar a tenacidade sem que com isso ocorra significativa perda de resistência mecânica.

Esforços têm sido empreendidos com o intuito de compreender, controlar e promover a nucleação deste microconstituente no cordão-de-solda. A literatura especializada aponta dois métodos, já comprovados por vários pesquisadores, como sendo os mais eficazes para otimizar a quantidade de ferrita acicular no cordão-de-solda. O primeiro é através da modificação da composição química do cordão-de-solda por intermédio da adição de elementos de liga diretamente na poça-de-fusão, que podem auxiliar na nucleação deste microconstituente. O segundo, o qual foi adotado no presente trabalho, é por intermédio de ciclos térmicos adequados. Durante o resfriamento do cordão-de-solda, ocorre a

transformação da austenita em ferrita, cuja morfologia dependerá de como e onde a nucleação e o crescimento se darão. Além do resfriamento do cordão-de-solda, outros fatores que devem ser levados em conta são: a temperatura de austenitização e o tempo de permanência nesta temperatura, pois estes fatores influenciam de maneira substancial a microestrutura final. Deste modo, a nucleação da ferrita acicular também dependerá do processamento térmico aplicado.

Através de amostras de juntas soldadas que foram submetidas a ciclos térmicos, iniciou-se um processo de investigação dos parâmetros metalúrgicos que influenciam a nucleação e o crescimento da ferrita acicular em aços visando otimizar a sua fração volumétrica para melhorar a relação entre resistência mecânica e tenacidade em juntas soldadas. A investigação se deu empregando materiais e tecnologia disponíveis no mercado. Assim, os resultados e informações geradas nesse trabalho, considerados relevantes, podem ser transferidos e aplicados por empresas do setor que acreditam que, desta forma, estarão agregando valor a seus produtos.

## **1.1. Objetivos**

O presente trabalho tem como principal objetivo estudar a influência de ciclos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço COS Civil 300, soldado pelo processo arco submerso. O propósito é, por intermédio de ciclos térmicos, investigar formas de se obter uma microestrutura que possibilite melhorar a tenacidade do cordão-de-solda de modo a permitir minimizar o efeito de entalhe sobre esta região da junta soldada.

O foco do estudo ficou restrito ao cordão-de-solda porque esta é a região mais crítica quando se solda de um lado só, visto que o entalhe resultante da falta de penetração se posiciona exatamente nesta região.

Para se julgar o mérito da alteração microestrutural provocada no cordão-de-solda pelo ciclo térmico, tomou-se como principal parâmetro a tenacidade medida no ensaio de impacto Charpy. Adotou-se este ensaio pela sua simplicidade e também por ter sido considerado bastante real para se estudar o efeito de entalhe na junta soldada, considerando

que o entalhe usinado sobre o cordão-de-solda representa de forma satisfatória o entalhe decorrente da falta de penetração em juntas soldadas de um lado só.

Das juntas soldadas foram retirados corpos-de-prova Charpy, sempre tomando cuidado para que o cordão-de-solda estivesse presente e bem posicionado nos corpos-de-prova. Para simular o entalhe resultante da falta de penetração, recorreu-se ao artifício de produzir entalhes nos corpos-de-prova por usinagem com o auxílio de uma ferramenta de perfil apropriado.

Só então os corpos-de-prova foram submetidos aos tratamentos térmicos. Os corpos-de-prova foram austenitizados em três temperaturas: 880, 1000 e 1225°C; Logo em seguida resfriados por uma das seguintes rotas: resfriamento contínuo ou resfriamento isotérmico.

Os resfriamentos contínuos foram caracterizados por diferentes meios de resfriamento: em água, ao ar tranquilo ou no próprio forno, correspondendo, respectivamente, aos tratamentos térmicos de têmpera, normalização e recozimento. Os tratamentos isotérmicos foram realizados, também, a partir de uma das três temperaturas de austenitização. Eles foram executados em banho de chumbo, durante uma hora, em cinco temperaturas distintas: 350, 400, 450, 500 e 550°C.

A caracterização microestrutural foi feita com auxílio de microscopia óptica e caracterização mecânica por intermédio dos ensaios de impacto Charpy e dureza Vickers. O mérito microestrutural foi avaliado, sobretudo, com base nos valores de tenacidade.

## **2. Revisão Bibliográfica**

A revisão bibliográfica foi realizada abordando três assuntos de maior interesse: processos de soldagem, com foco no processo a arco submerso, abordado nos itens 2.1 e 2.2; microestrutura comumente encontrada e qual é o microconstituente mais favorável à tenacidade do cordão-de-solda, abordado no item 2.3 e 2.4; e detalhes sobre a ferrita acicular, no item 2.5.

### **2.1. Processos de soldagem – Progresso e Aplicações**

A história da soldagem mostra que desde as mais remotas épocas muitos artefatos já eram confeccionados utilizando-se recursos de brasagem, tendo, alguns, sido 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, bem como também da sintetização do gás acetileno no século passado, o que permitiu que se iniciassem alguns processos de fabricação de peças, utilizando-se estes novos recursos.

Com o advento da Primeira Guerra Mundial, a técnica da soldagem começou a ser mais utilizada nos processos de fabricação. Já a Segunda Guerra Mundial imprimiu grande impulso na tecnologia de soldagem, desenvolvendo novos processos e aperfeiçoando os já existentes. Exemplo disto, 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 atualmente estejam 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, 2004).

Devido às inúmeras vantagens dos processos de soldagem, seu campo de aplicação nos dias de hoje cresceu significativamente. É improvável que durante um dia inteiro não se utilize ou mesmo se observe ao menos algumas dezenas de objetos que tenham sido submetidos ao processo de soldagem. Carros, máquinas, elevadores, prédios e pontes

estão nesta lista. Um setor no qual os processos de soldagem ganharam grande impulso foi da construção civil. No que se refere principalmente à fabricação de perfis e estruturas metálicas aplicadas, por exemplo, na construção de pontes de grande vão livre, edifícios multiandares, galpões industriais, estruturas off-shore as quais estão entre as aplicações estruturais metálicas mais modernas.

Dentre os vários processos de soldagem, será abordado nesta revisão o processo de Soldagem a Arco Submerso – SAS, que possui como 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 sendo, assim, largamente empregado na indústria.

## **2.2. Soldagem a arco submerso - Generalidades de processo**

O processo de soldagem a arco submerso, conhecido por SAW (Submerged Arc Welding) ou SAS (Soldagem a Arco Submerso), é um processo no qual o calor para a soldagem é fornecido por um (ou alguns) arco(s) desenvolvido(s) entre um(s) eletrodo(s) 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 granulado, que o protegerá, 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 do 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, o que caracteriza os demais processos de soldagem em que o arco é exposto (ZIEDAS; TATINI, 1997).

A Figura 2.1 representa esquematicamente o processo de soldagem a arco submerso.

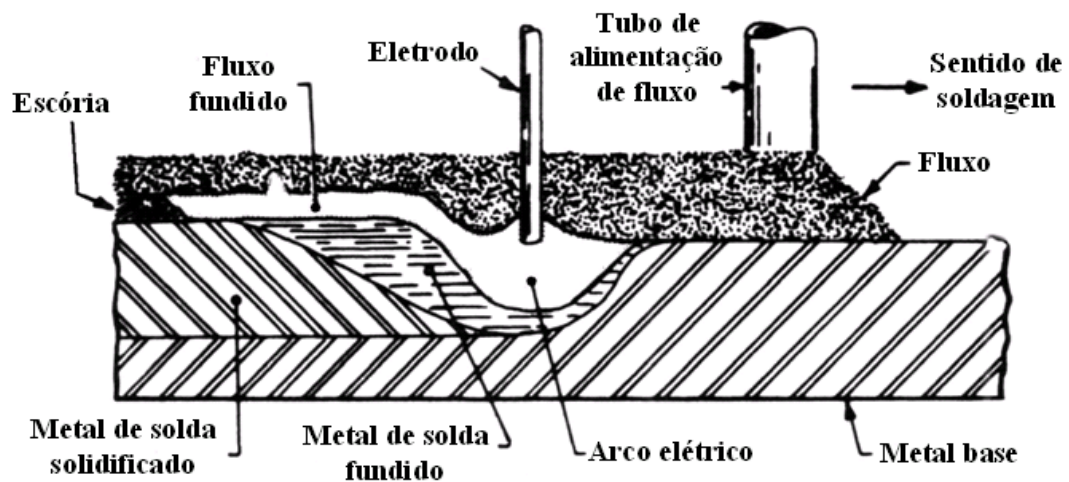


Figura 2.1. Representação esquemática do processo de Soldagem a Arco Submerso (SAS) (HOWARD, 1998).

As propriedades mecânicas do cordão-de-solda são de importância primária para muitas aplicações críticas, tais como vasos de pressão e serviços a baixas temperaturas. Para essas soldas, deve haver um compromisso das características de desempenho para satisfazer as propriedades mecânicas requeridas. As propriedades mecânicas e composição química do cordão-de-solda, produzidas por arco submerso são determinadas principalmente por quatro fatores:

- a composição do metal de base;
- a composição do arame empregado;
- o fluxo empregado;
- os parâmetros de soldagem.

### 2.2.1. Consumíveis utilizados no processo

Os consumíveis para a soldagem a arco submerso, descontados os bocais e bicos de contato, cujo consumo é pequeno, resumem-se unicamente aos fluxos e ao arame-eletrodo.

#### 2.2.1.1. Fluxos

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, e formar escória com determinadas propriedades físicas e composição química que podem influenciar o aspecto e o formato do cordão-de-solda.

Os fluxos são compostos por uma mistura de óxidos e outros minerais, podendo conter ferro-ligas. Quanto a 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 (2.1) (FORTES, 2004):

$$IB = \frac{CaO + CaFe_2 + MgO + BaO + SiO + Li_2O + K_2O + Na_2O + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (2-1)$$

ou de uma maneira mais geral,

$$IB = \frac{\text{óxidos básicos}}{\text{óxidos ácidos}} \quad (2-2)$$

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, deve-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 de potássio. O fluxo fundido possui os mesmo constituintes do fluxo aglomerado, diferindo na sua forma de fabricação: onde os compostos 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. Por sua vez, 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 (ZIEDAS, 1997).

Os fluxos para soldagem a arco submerso são disponíveis em grande variedade de granulometria. A escolha da partícula do fluxo para uma aplicação partículas 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. Os fluxos com partículas menores são desejáveis para correntes de soldagem mais altas porque propiciam superfícies de solda mais largas e planas. Para superfícies pouco limpas, por exemplo, as contaminadas por óleos, graxas ou ferrugem, preferem-se fluxos com partículas de maiores dimensões porque são mais permeáveis e liberam mais facilmente os gases provenientes da poça de fusão durante a operação de soldagem.

### **2.2.1.2. Arames-Eletrodos**

São denominados arames-eletrodos os arames com função de eletrodo e são classificados segundo o teor de manganês que contêm, o que pode ser baixo, médio ou alto. Cada um desses grupos apresenta quantidades diferentes de carbono e de silício, que 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 a 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 tem a função de proteção 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.

## 2.3. Microestrutura da solda

### 2.3.1. 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 base – ver Figura 2.2. Considerando os efeitos do ciclo térmico na soldagem, a região de solda pode ser subdividida em 3 zonas (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995; PATCHETT, 2000):

- **Zona Não Afetada Termicamente – Metal Base** – *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 a 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 – Cordão-de-Solda** – *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.*

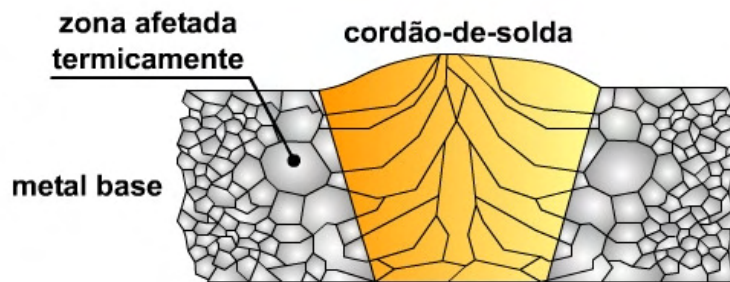


Figura 2.2. Representação esquemática da região da solda.

Dentre as zonas definidas anteriormente, a zona de fusão – cordão-de-solda – pode ser considerada crítica. Nela, a estrutura bruta-de-fusão proporcionou aos microconstituintes uma morfologia mais grosseira e uma segregação irregular que favorecem, sobretudo, a propagação catastrófica de trincas.

### 2.3.2. 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*, nucleadas 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: (IIW, 1988; DOLBY, 1986).

**Ferrita Primária (PF):** *Constituinte classificado como sendo de contorno ou de interior de grão:*

- **Ferrita Primária de Contorno de Grão (PF(G)):** *É o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita. Apresenta-se na forma de veios de ferrita associados aos contornos de grãos 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 – ver Figura 2.3.*

- **Ferrita Primária 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 – ver Figura 2.3.*

**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, em relação a ferrita primária. Sua razão de aspecto está entre 3:1 e 10:1. Pode ocorrer isoladamente com ripas de elevada razão de aspecto – ver Figura 2.3..*

**Ferrita com Segunda Fase (FS):** *Este constituinte pode ocorrer em duas formas distintas: Ferrita com Segunda Fase Alinhada ou 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. Sua nucleação ocorre no contorno de grão, podendo seu crescimento iniciar-se a partir de contorno de grão ou dentro do grão austenítico – ver Figura 2.3..*
- **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 da FS(A) – ver Figura 2.3..*

**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 – ver Figura 2.3..*

**Martensita (M):** *Constituinte que se forma como produto final da transformação da austenita sob condições propícias de resfriamento, cuja resistência mecânica está associada à distorção da estrutura cúbica da ferrita supersaturada pelos átomos de carbono – ver Figura 2.3..*

### **2.3.3. Técnica para identificação dos microconstituintes do cordão-de-solda**

Como técnica de identificação dos microconstituintes de solda, utiliza-se normalmente a Microscopia Ótica (MO). Neste caso, adotam-se como critério para identificação forma, distribuição, tamanho e coloração das fases. O método proposto pelo IIW classifica as microestruturas sob um ponto de vista morfológico. Isto é feito através de um fluxograma que orienta os metalógrafos na caracterização da microestrutura. A Figura 2.4 apresenta tal fluxograma de orientação para a classificação, através de uma seqüência de tomada de decisões, até se encontrar o constituinte correto que está sendo analisado no cordão-de-solda (DOLBY, 1986).

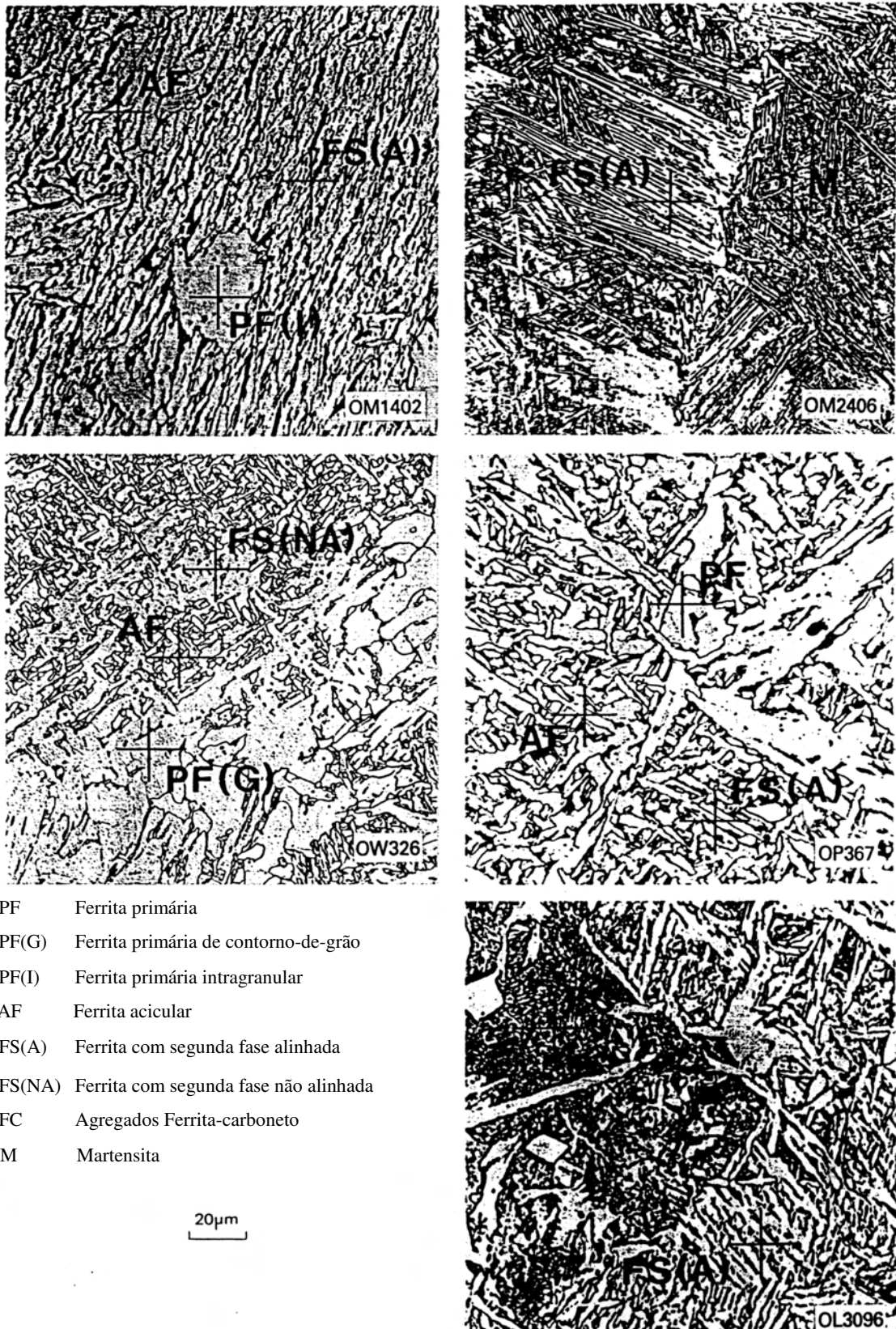


Figura 2.3. Microconstituintes comumente encontrados no cordão-de-solda (DOLBY, 1986).

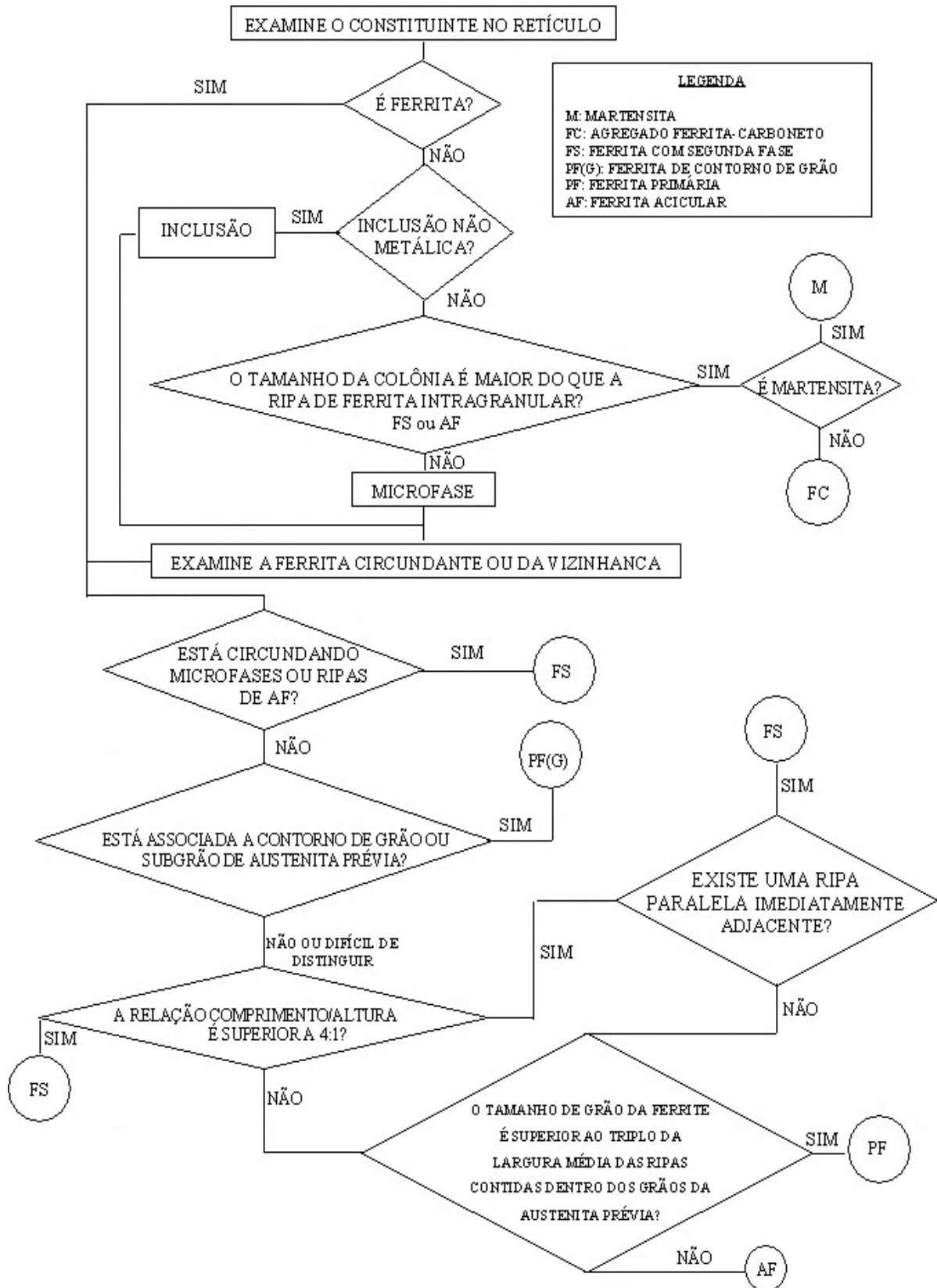


Figura 2.4. Fluxograma orientador para a classificação dos microconstituintes presentes no cordão-de-solda com o auxílio de microscopia ótica (DOLBY, 1986).

Juntamente com esse fluxograma, deve-se utilizar como auxílio, as observações e Figuras 2.5 a 2.7 apresentadas a seguir. Isto porque 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, será classificada ferrita acicular (AF), caso contrário será ferrita poligonal intragranular [PF(I)] - ver Figura 2.5.

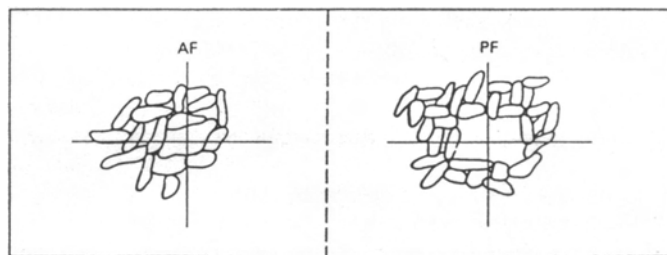


Figura 2.5. Diferenciação entre a ferrita acicular (AF) e ferrita poligonal intragranular [PF(I)] (DOLBY, 1986).

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

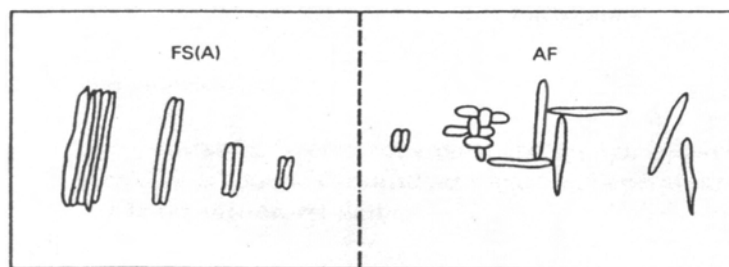


Figura 2.6. Diferenciação entre ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e ferrita acicular (AF) (DOLBY, 1986).

Faz-se a diferenciação do agregado ferrita-carboneto da ferrita acicular observando-se a área da colônia de carbonetos. Se esta for maior que a área das ripas de ferrita, então é considerada como agregado ferrita-carboneto (FC); caso contrário, será ferrita acicular (AF) - ver Figura 2.7.

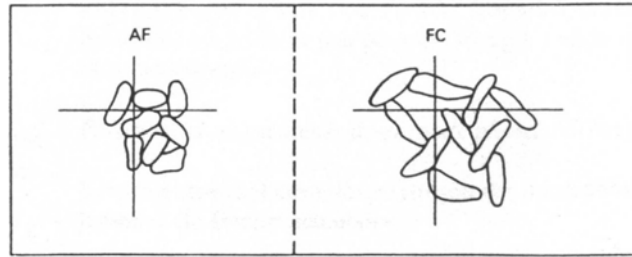


Figura 2.7. Diferenciação entre agregado ferrita-carboneto (FC) e ferrita acicular (AF) (DOLBY, 1986).

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

#### 2.3.4. Nomenclatura dos constituintes microestruturais do cordão-de-solda

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 (Cordão-de-Solda - CS e Zona Afetada Termicamente – ZAT) se aplica devido principalmente aos seguintes fatores:

- *a comparação entre resultados de pesquisa de diversos autores só é possível caso exista uma padronização na terminologia adotada;*
- *estabelecendo 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. Pode-se constatar as diferenças entre a terminologia do IIW e a dos outros autores. Estas diferenças são notadas desde quando o instituto iniciou seus trabalhos colaborativos para a padronização da terminologia.

Tabela 2.1. Terminologia dos constituintes microestruturais do cordão-de-solda (ALE; JORGE; REBELLO, 1993).

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

## 2.4. Relação 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; BHADESHIA, 1995; LANCASTER, 1992).

Considerando que o cordão-de-solda seja limpo e isento 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:

- *o 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.

### 2.4.1. Tamanho de grão

O primeiro estudo científico sobre a influência do tamanho de grão foi realizado, separadamente, por Hall (1951) e Petch (1953) no ferro ARMCO (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995). Eles estabeleceram, experimentalmente, uma relação entre o limite de escoamento e o tamanho de grão. Como consequência, surgiu a bem conhecida equação de Hall-Petch descrita por:

$$\tau_e = \tau_i + KD^{-1/2} \quad (2-3)$$

onde,

$\tau_e$  – *tensão de escoamento;*

$\tau_i$  – *tensão de atrito necessária para mover discordâncias livres no plano de deslizamento (normalmente é interpretada como a tensão de escoamento do monocristal);*

$K$  – *fator de representa a resistência do contorno de grão (é uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nos contornos de grão);*

$D$  – *diâmetro médio do grão.*

A tensão de escoamento pode ser melhorada através do aumento da tensão de atrito (trabalho a frio, endurecimento por solução sólida ou diminuição do tamanho de grão). Aumentando-se a tensão de atrito, haverá um aumento acentuado na temperatura de transição dúctil-frágil; mas diminuindo-se o tamanho do grão, haverá diminuição na temperatura de transição pelo fato dos contornos de grão de alto ângulo inibirem a fratura por clivagem. O material com granulação refinada conterà mais contornos e, por isso, o tamanho de grão fino é o exigido para uma boa tenacidade.

O tamanho do grão colunar pode ser reduzido pela adição de elementos de liga ou pelo rápido resfriamento durante o estágio de solidificação. Os elementos de liga que

produzem grãos colunares pequenos usualmente introduzem algum endurecimento por solução sólida, contrapondo o efeito da granulação refinada.

A velocidade de resfriamento do cordão-de-solda é determinada por parâmetros como: insumo de calor, temperatura de pré-aquecimento, espessura da chapa e eficiência do processo de soldagem sendo, por exemplo, difícil alterar drasticamente a velocidade de resfriamento, pois estes parâmetros estão vinculados a outras condições pré-estabelecidas para o processo de soldagem a ser empregado.

#### **2.4.2. 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. Esta envolve a nucleação de vazios, coalescência e crescimento, que podem ocorrer pela fratura de uma partícula de inclusão ou pela decoesão da interface entre a matriz e a inclusão.

Existe uma relação entre as propriedades de fratura dúctil do metal com as inclusões contidas no mesmo. Em pesquisa realizada por Farrar (FARRAR, 1976), concluiu-se que o trabalho de fratura pode ser relacionado com o tamanho e o espaçamento entre as inclusões, levando em conta as variações observadas na tensão de escoamento e na distribuição das inclusões.

As inclusões podem nuclear vazios e também iniciar uma fratura por clivagem ou atuar como obstáculo, que interfere a 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 como, a ferrita acicular, que é uma microestrutura desejável no cordão-de-solda. Neste caso, as inclusões não-metálicas atuam como sítios propícios para que tais microconstituintes nucleiem-se e desenvolvam intragranularmente. No entanto, nem todas as inclusões não-metálicas servirão de forma eficaz para a transformação do microconstituente acicular, o qual dependerá sobretudo de sua natureza, morfologia e tamanho da inclusão (BYUN et al., 2003; SHIM et al., 2001; ZHANG; FARRAR, 1996; BARBARO; KRAUKLIS; EASTERLING,

1989; GREGG; BHADSHIA; SVENSSON, 1997). Portanto, supondo que a quantidade e a morfologia das inclusões no cordão-de-solda sejam favoráveis, sua tenacidade poderá ser melhorada através da obtenção de um produto de transformação que tenha boa tenacidade, isto é, um produto com tamanho de grão pequeno e contorno de alto ângulo como, a ferrita acicular.

### **2.4.3. Produtos de transformação**

Os aços podem ter uma grande variedade de microestruturas dependendo de sua composição química e de sua condição (fundido, forjado ou tratado termicamente). 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. Ela apresenta-se na microestrutura como grãos em forma acicular, posicionando-se em ângulos uns em relação aos outros. A presença no cordão-de-solda de elementos de liga como: Mn (BYUN et al., 2003; BYUN et al.; 2003a), Ti (EVANS, 1993; SHIM et al., 2001), Zr (MELLO et al., 2003; MELLO et al., 2003a) e B (EVANS, 1997; EVANS, 1993a; VENTRELLA, 1999), favorece a formação da ferrita acicular e melhora 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 dútil-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-na 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, na forma de ripas, sua tenacidade é reduzida. Contudo, se a

martensita 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 da trinca, necessitando assim um gasto adicional de energia para que ocorra propagação da trinca (BYUN et al., 2001). Caso a microtrinca consiga ultrapassar o bloqueio efetuado pela interface, seu deslocamento 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 et al., 1998).

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; BHADSHIA; SVENSSON, 1997). No presente trabalho será enfatizada 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 – Nucleação e desenvolvimento da ferrita acicular**

Com o compromisso de se obter melhores níveis de tenacidade do cordão-de-solda, inúmeras pesquisas vêm buscando desvendar qual é 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, normalmente aumentos da tenacidade conduzem à 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.

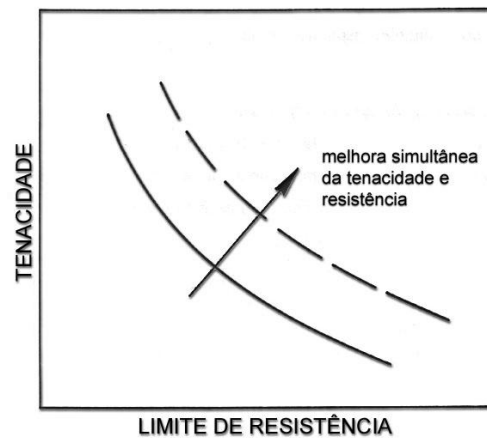


Figura 2.8. Curva esquemática mostrando a relação inversa entre tenacidade e resistência mecânica.

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 et al. 2001). Neste sentido, cordões-de-solda cuja quantidade de ferrita acicular apresenta fração volumétrica em torno de 70% geralmente têm sua tenacidade elevada. Entretanto, com frações volumétricas mais elevadas, ocorre uma sensível queda na tenacidade do material, sendo causada, possivelmente pela presença de regiões frágeis, as quais comprometem a tenacidade do cordão-de-solda. Nessas regiões fragilizadas também são encontradas 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 “constituente AM” (VENTRELLA, 1999; BONNEVIE et al., 2004; BAYRAKTAR; KAPLAN, 2004). Deste modo, a dosagem dos teores de elemento de liga deverá ser cuidadosamente feita com o objetivo de regular e evitar a formação de regiões frágeis e, assim, assegurar a formação de uma quantidade de ferrita acicular que possa garantir ótimos níveis de tenacidade aos cordões-de-solda.

A nucleação e o crescimento da ferrita acicular são baseados na nucleação intragranular em inclusões, sendo relacionadas a grandes tamanhos de grão austeníticos. Tais

inclusões se formam na poça de fusão, em sua maioria, na fase líquida e no decorrer do processo de solidificação. As inclusões observadas em aços são normalmente fases constituídas por óxidos, silicatos ou sulfetos (COLPAERT, 1974). A presença dessas fases é verificada na forma de partículas, cuja natureza, muitas vezes, é identificada pela sua morfologia.

Os mecanismos através dos quais as inclusões podem nuclear a ferrita acicular ainda não estão claro, entretanto quatro mecanismos têm sido sugeridos (FOX; BROTHERS, 1995; BYUN et al., 2003):

- i) Simples nucleação heterogênea sobre uma partícula inerte;*
- ii) Crescimento epitaxial sobre as inclusões que tenham uma boa coerência com a ferrita – desajuste cristalográfico mínimo;*
- iii) Nucleação a partir da energia de deformação associada ao diferente coeficiente de expansão térmico das inclusões e do soluto;*
- iv) Nucleação auxiliada através do empobrecimento de soluto na matriz próxima às inclusões.*

Desses mecanismos, a nucleação heterogênea sobre inclusões maiores que 0,1µm parece prevalecer sobre as demais. Entretanto, ela não permite explicar por si só a formação do microconstituente acicular porque nem todas as inclusões encontradas nos aços investigados auxiliaram para a formação da ferrita, apesar de serem satisfeitas as condições termodinâmicas necessárias (SHIM et al. 2001). Partículas muito grosseiras, maiores que 1,5 µm, mostraram que, além de não contribuírem com a nucleação da ferrita acicular, comprometeram seriamente a tenacidade (SCHUMANN; FRENCH, 1997).

Várias inclusões não-metálicas que atuam como substratos para a nucleação da ferrita acicular podem ser inoculadas no cordão-de-solda. Entre as quais se podem citar alguns sulfetos como o MnS e o CuS; óxidos como TiO, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MnO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> e outros. No processo de soldagem a arco submerso, a formação destas inclusões não-metálicas está diretamente relacionada com a composição química do arame-eletrodo de adição e, sobretudo, do fluxo utilizado. Entretanto, não deve ser esquecida a contribuição do metal base para a composição química final do cordão-de-solda através do efeito de diluição.

Várias pesquisas (FOX; BROTHERS, 1995; GREGG; BHADESHIA; SVENSSON, 1997; SHIM et al., 2001) têm sido realizadas com a finalidade de estimar o potencial de nucleação da ferrita acicular de determinadas inclusões não-metálicas. Tais pesquisas indicam que as inclusões mais eficientes para a nucleação de ferrita acicular são os óxidos de titânio, entre os quais é possível citar como principais,  $TiO$ ,  $TiO_2$ ,  $Ti_2O_3$ ,  $Ti_3O_5$  (BYUN et al., 2003; BYUN et al., 2003a; SHIM et al., 2001; SHIM et al., 1999). O principal mecanismo, atuante para a nucleação e o crescimento epitaxial da ferrita a partir de tais inclusões, é devido à formação das chamadas “zonas empobrecidas em manganês” ou *Mn-Depleted Zone – MDZ*. Tais zonas desestabilizam a austenita possibilitando o crescimento da ferrita, ou seja, as partículas de óxido de titânio absorvem o Mn para o seu interior. Em consequência, ocorre um empobrecimento de manganês nas regiões adjacentes às partículas de óxido de titânio. Como o manganês é gamatógeno e, portanto, auxilia na estabilização da austenita, o empobrecimento deste em certas regiões ricas em óxido de titânio potencializa a transformação de austenita em ferrita acicular (SHIM et al., 2001). A Figura 2.9, obtida através de MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão –, apresenta uma micrografia de uma inclusão não-metálica da qual ocorreu a nucleação e o crescimento de ripas de ferrita. A inclusão em questão se refere a  $Ti_2O_3$  (BYUN et al., 2001).

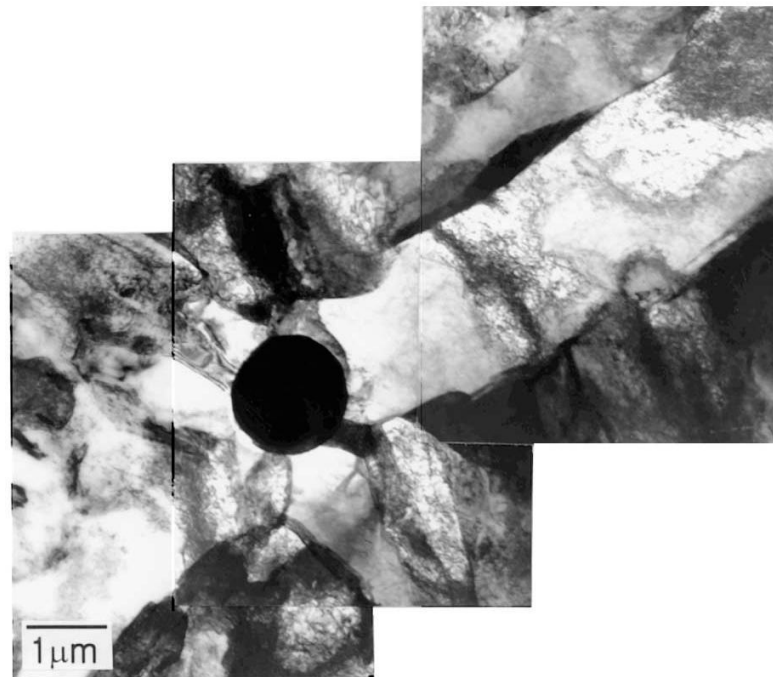


Figura 2.9. Ripas de ferrita acicular nucleadas a partir de partícula de  $Ti_2O_3$  (BYUN et al., 2001).

As partículas de segunda fase, tais como o MnS, podem também ser potentes nucleadores de ferrita acicular. Alguns pesquisadores identificaram por MET e por espectrometria dispersiva de energia – EDS –, a presença de partículas aparentemente esféricas de MnS recobertas ou parcialmente recobertas por uma fina película de CuS. Sobre as quais ocorreram o desenvolvimento da ferrita acicular (MADARIAGA; GUTIÉRREZ, 1997).

Entretanto, os mecanismos de formação de ferrita acicular ainda não foram totalmente entendidos e necessitam de mais estudos que possam conduzir a uma melhor compreensão dos fenômenos que envolvem sua formação.

### **2.5.1. A importância do fluxo**

A formação das inclusões em aços ocorre durante o processamento termomecânico industrial. Os óxidos são resultantes do processo de desoxidação do aço ainda no estado líquido. Entretanto, no que se refere a soldagem por arco submerso, as inclusões existentes no metal base ou mesmo no metal de adição provavelmente não são suficientes para atuarem de forma eficaz na otimização da fração volumétrica da ferrita acicular no cordão-de-solda. Deste modo, a principal fonte para a formação das inclusões não-metálicas são os fluxos, também utilizados no processo de soldagem com a finalidade de: estabilizar o arco elétrico, proteger o cordão-de-solda contra a oxidação e transferir elementos de liga para o cordão-de-solda. Os fluxos são compostos por uma mistura de óxidos e outros minerais, podendo ainda conter ferro-ligas, os quais interagem sobre a nucleação e o crescimento dos microconstituintes encontrados na zona de fusão, dependendo da sua composição química. Assim sendo diferentes fluxos favorecem a formação de inclusões distintas, cuja capacidade de nuclear a ferrita acicular provavelmente seja bem diferente uma da outra (BYUN et al., 2001).

Contudo, o fluxo não se limita apenas a inserção de elementos de liga para a formação de inclusões. Possui papel muito importante na inserção de elementos que auxiliem de alguma maneira a formação da ferrita acicular. Sejam como estabilizadores da austenita – Mn –, ou ainda, com inibidores da nucleação e desenvolvimento de outro microconstituente – B –, entre outros. Assim, é possível otimizar a quantidade de ferrita acicular por meio de um

fluxo com composição química adequada que favoreça a nucleação da ferrita acicular em detrimento de outros microconstituintes indesejáveis. Entre os elementos que atuam de forma construtiva na nucleação intragranular, ou seja, favorecendo a formação da ferrita acicular é possível citar o Mn, O, Ti, Zr, B, entre outros. Mas é importante ressaltar que mesmo para estes elementos ditos benéficos para a formação da ferrita acicular, existem teores ótimos para que possam exercer tal função. Pois teores fora desta faixa poderão atuar de forma negativa na formação deste microconstituente ou mesmo prejudicando diretamente as propriedades mecânicas do cordão-de-solda.

É válido ressaltar que os elementos de liga atuam de diferentes maneiras no cordão-de-solda. E, de um modo geral, a ação de cada elemento químico não ocorre de forma isolada. Normalmente, existe uma interação e uma ação combinada entre eles. Por exemplo, a presença de manganês não terá a mesma eficiência caso não haja a presença simultânea de elemento como o titânio, com a função de formar inclusões e posteriormente a formação da M.D.Z. - Manganese Depleted Zone, zona na qual pela ausência deste elemento a austenita não se torna mais estável, dando lugar a formação da ferrita, fato constatado com maior frequência ao redor de partículas de óxido de titânio. E ainda, para a formação de inclusões não-metálicas o titânio necessita se combinar com o oxigênio (EVANS, 1993; SHIM et al., 2001).

Outro parâmetro que é muito importante no que diz respeito ao fluxo é seu índice de basicidade – visto anteriormente. Pois está relacionado, a grosso modo, a quantidade de oxigênio presente na composição final do cordão-de-solda e conseqüentemente influenciando diretamente na quantidade de inclusões presente no mesmo. Sendo que quanto maior o índice de basicidade menor é o teor de oxigênio no cordão-de-solda. O teor ótimo de oxigênio pode ser relacionado com a composição, distribuição e tamanho das inclusões formadas no cordão-de-solda. Onde teores inferiores a 250 ppm no cordão-de-solda final irão gerar um número insuficiente de inclusões para a formação da ferrita acicular e assim ferrita com segunda fase será formada preferencialmente. Por outro lado, teores de oxigênio no cordão-de-solda, acima de 350ppm geram uma quantidade grande de pequenas inclusões as quais ancoram os contornos de grão da austenita anterior, reduzindo assim seu tamanho. Isso acarreta em um poder maior para a nucleação de ferrita de contorno de grão à ferrita acicular. Através do processo de soldagem a arco submerso é possível obter teores por volta de

300ppm sem grandes dificuldades, através do controle apropriado dos componentes do fluxo e na basicidade do mesmo (FOX; BROTHERS, 1995).

Portanto do exposto anteriormente, fica evidente que a composição química do fluxo utilizado durante o processo de soldagem se torna uma arma muito importante para melhorar as propriedades mecânicas do cordão-de-solda.

### **2.5.2. Efeito do ciclo térmico**

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 (GLADMAN, 1997).

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 2.10 mostra 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 (MADARIAGA et al., 1999).

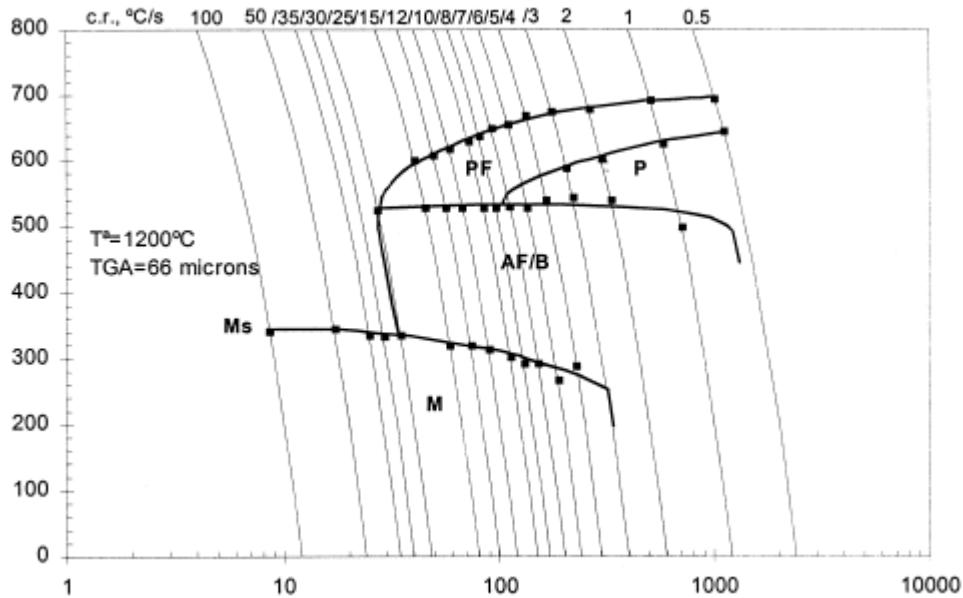


Figura 2.10. Diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo (MADARIAGA et al., 1999).

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 obtidas à taxas de resfriamento entre 10 e 1°C/s, as quais são facilmente reproduzidos em escala industrial (MADARIAGA et al., 1999).

### 2.5.3 Efeito do tamanho de grão austenítico

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 (MAHONI, 1993). É um fato notoriamente conhecido que certas inclusões e elementos de liga - ex. boro -, 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 bainítica não possuem uma transição bem definida, de modo que se a bainita for favorecida a microestrutura não será preponderantemente acicular. A Figura 2.11 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 (30ppm) ao aço, o que proporcionaria uma segregação que inibiria a nucleação heterogênea nos contornos de alto ângulo (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995; ORTEGA, 1999).

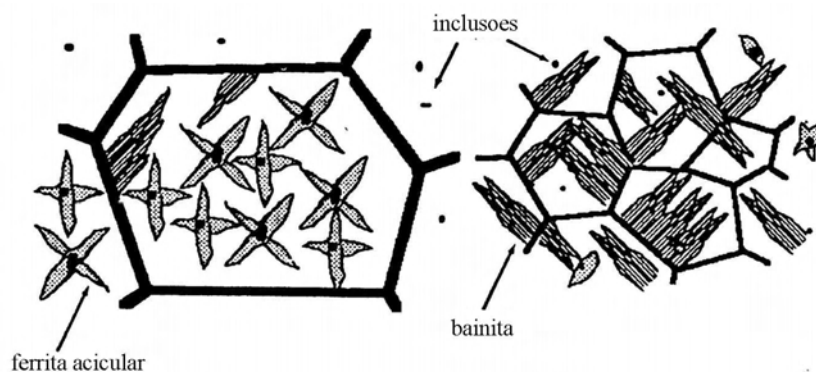


Figura 2.11. Favorecimento da formação da ferrita acicular com o aumento do tamanho de grão austenítico (HONEYCOMBE; BHADESHIA, 1995).

O efeito indireto do crescimento do grão da austenita em um aço microligado HSLA 100 foi investigado por Venkatraman e colaboradores, que submeteram amostras a temperaturas de austenitização compreendidas entre 900 a 1300°C. Após caracterizar o crescimento de grão austenítico com a elevação da temperatura observaram a transformação de fase sob resfriamento contínuo em diversas taxas. Verificaram que a formação da ferrita poligonal foi preponderante em taxas de resfriamento inferiores a 0,1°C/s e temperaturas de austenitização menores. Concluíram também que o aumento no tamanho de grão austenítico de 30 para 100µm favoreceu a formação da morfologia acicular, além de proporcionar uma cinética de transformação mais lenta e controlável (VENKATRAMAN et al., 2001).

### 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 a 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 se prepararam 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 os valores nominais da composição química e as propriedades mecânicas do metal base, ambos fornecidos pelo próprio fabricante.

Tabela 3.1. Composição química nominal (% em peso) e propriedades mecânicas do material utilizado como metal base – aço COS Civil 300 (MORAES, 2004).

Composição Química					
C <sub>máx</sub>	Mn <sub>máx</sub>	P <sub>máx</sub>	S <sub>máx</sub>	Si <sub>máx</sub>	Al <sub>máx</sub>
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 obter informações mais fiéis do material que foi 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.

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

\*ND – 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 composição química está apresentada na Tabela 3.3.

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

Classificação AWS A5.17	Elementos químicos - % em peso					
	C	Mn	Si <sub>máx</sub>	S <sub>máx</sub>	P <sub>máx</sub>	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 Lincon Electric, cuja classificação é F7AZ-EL12, sendo um fluxo de característica ativa. Esforços foram empregados em se obter maiores informações sobre o fluxo sobretudo de sua composição química. Entretanto, tal informação não foi possível ser obtida, pois a mesma é tratada como “segredo industrial” 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.

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 justificável devido ao 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 deve-se 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 a 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. 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.

### 3.1.1. 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 normalmente comercializados. Para tal, duas chapas de cinco metros de comprimento foram preparadas para a soldagem automática multi-passe. Na junção das chapas efetuou-se um chanfro em “V”, com ângulo de  $90^\circ$  ao longo do comprimento, com nariz de 2mm e abertura de raiz de 2mm. O desenho esquemático da seção transversal da junta soldada está representada na Figura 3.1.

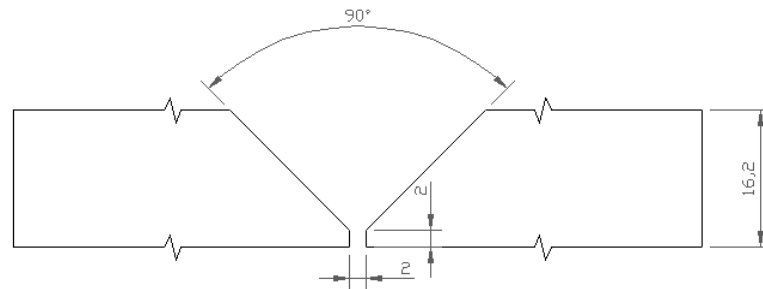


Figura 3.1. Representação esquemática da junta soldada.

Para a confecção da junta depositaram-se dois passes de solda a arco submerso. Entretanto, primeiramente, realizou-se um passe de raiz (*backing*) com o processo de soldagem MIG, tal passe foi realizado no lado oposto ao chanfro. Depois realizou-se, então, o primeiro passe de arco submerso, que foi realizado sobre o chanfro. Terminado o primeiro passe a chapa foi devidamente posicionada e realizado um processo de goivagem sobre o cordão de solda MIG, realizado previamente, até que se alcançasse o cordão-de-solda do primeiro passe a arco submerso. Após esta etapa, realizou-se o 2º passe de arco submerso, no lado oposto ao primeiro. Finalizada a soldagem, a junta soldada foi submetida ao ensaio não-destrutivo de ultra-som, com a finalidade 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 a 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]
1° Passe	880	125	550-600	31,2
2° Passe	550	150	750-800	31

O equipamento utilizado na soldagem da junta localiza-se na linha de produção da empresa ICEC Indústria de Construção Ltda - unidade de Bady Bassit. Tal equipamento é rotineiramente empregado na soldagem dos perfis fabricados e fornecidos ao mercado de construção civil e industrial.



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

### 3.2. 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 as dimensões da junta soldada, sobretudo, ao seu comprimento – cinco metros –, a mesma foi seccionada em cinco partes de um metro de comprimento para facilitar o seu manuseio e transporte.

### 3.2.1. Confeção dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova para o ensaio de tenacidade ao impacto foram confeccionados a partir da junta soldada, tendo sido retirados como é mostrado na Figura 3.3.

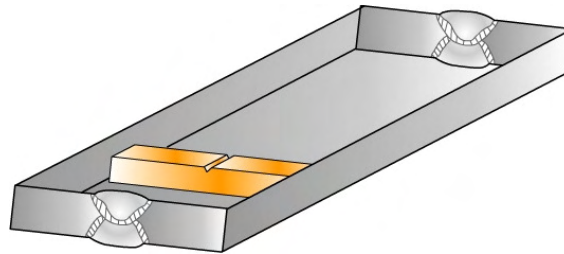


Figura 3.3. Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos-de-prova das juntas soldadas.

Devido à quantidade limitada de material disponível para os propósitos pretendidos, a confecção de corpos-de-prova Charpy foi cuidadosamente planejada.

Para a confecção dos corpos-de-prova Charpy, novamente as juntas foram seccionadas em pedaços com aproximadamente 250mm de comprimento para se adequar 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.

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

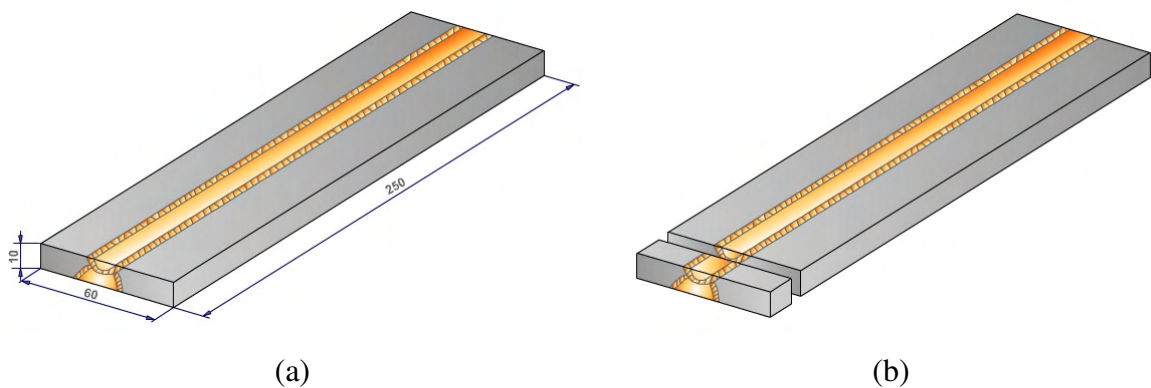


Figura 3.4. Representação esquemática da junta soldada (a) após retirada do material excedente; (b) seccionada de modo a retirar os corpos-de-prova para o ensaio Charpy.

Os corpos-de-prova Charpy do tipo A, Figura 3.5, foram extraídos perpendicularmente ao cordão-de-solda de tal modo que o entalhe se encontre posicionado sobre o cordão, conforme esquematizado na Figura 3.6.

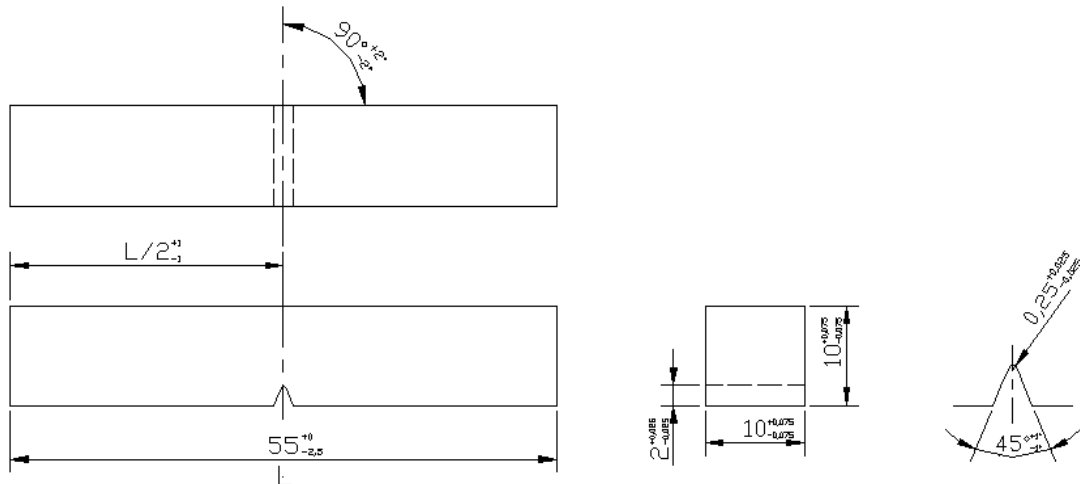


Figura 3.5. Dimensões e tolerâncias do corpo-de-prova tipo A para o ensaio Charpy – segundo a Norma ASTM E23/1996.

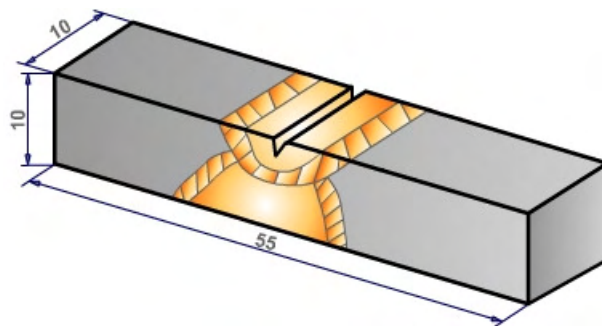


Figura 3.6. Desenho esquemático do corpo-de-prova para ensaio de impacto Charpy. Dimensões em mm.

As dimensões nominais e respectivas tolerâncias dos corpos-de-prova Charpy, tiveram como referência a norma técnica ASTM E-23 – ver Figura 3.5. 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 sobremetal de aproximadamente 0,15mm era suficiente. Após o tratamento térmico, com um rápido lixamento, esta camada de óxido pode ser removida, proporcionando assim um acabamento superficial adequado ao corpo-de-prova.

O entalhe foi locado 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 corpos-de-prova foi submetido a uma preparação metalográfica que culminou no ataque com o 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 no corpo-de-prova.

### **3.2.1.1. Controle dimensional**

Devido à grande preocupação de se obter corpos-de-prova dentro das dimensões requeridas, foram adotados controles dimensionais rigorosos em todos os corpos-de-prova ensaiados. 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 empregou-se equipamentos, tais como: projetor de perfil, micrômetros, paquímetros analógico e digital, equipamentos estes pertencentes ao Laboratório de Metrologia do Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP de Ilha Solteira.

### **3.2.2. Tratamentos térmicos**

Foram realizados tratamentos térmicos nos corpos-de-prova retirados das juntas soldadas, com o objetivo de se realizar uma análise exploratória para melhoria da tenacidade, quando comparado com a condição “como soldado”. 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.

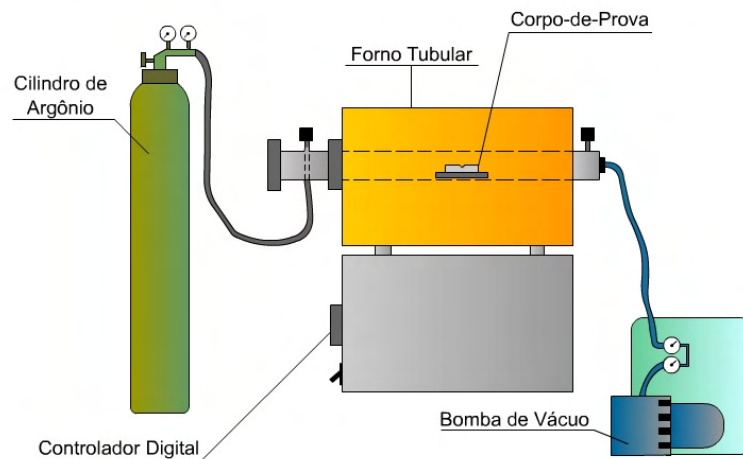


Figura 3.7. Desenho esquemático das instalações do forno do tipo tubular.

Os tratamentos térmicos praticados 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 serão descrito a seguir:

**Temperatura e tempo de austenitização:** *os corpos-de-prova foram austenetizados em uma das três temperaturas: 880, 1000 ou 1225°C. Qualquer que fosse a temperatura de austenitização, uma vez atingida a temperatura no interior do forno, o tempo de permanência foi de 25 minutos.*

**Resfriamento Contínuo (RC):** *depois de 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):** *depois de decorrido o tempo de 25 minutos em uma das três temperaturas de austenitização, os corpos-de-prova foram retirados do forno 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 a 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 contra 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 acentuado encruamento no material dessa região o que, sem dúvida, interferiria de forma significativa nos resultados dos ensaios.

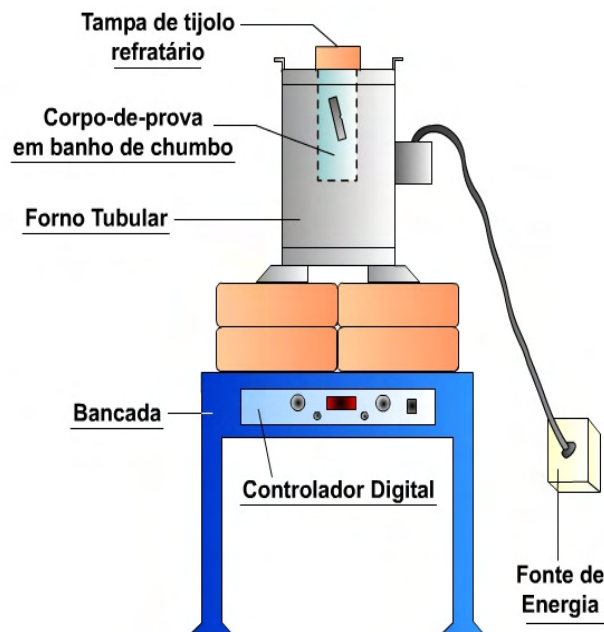


Figura 3.8. Desenho esquemático das instalações do forno tubular vertical.

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

O procedimento de limpeza pós-tratamento adotado será descrito a seguir. Em cada corpos-de-prova que foi submetido a ciclos térmicos foi deixado um sobremetal entre 0,15-0,20mm. Após a realização dos ciclos térmicos, os corpos-de-prova foram submetidos a

um breve lixamento - lixas de grana 320 - com a finalidade de retirada da fina camada de oxidação. Posteriormente os corpos-de-prova foram novamente dimensionados e obtida a quantidade de sobremetal existente sobre os mesmos. Conhecendo tal valor e as dimensões exigidas pela norma, os corpos-de-prova foram retificados em retifica vertical com rebolo de acabamento. Retirando a quantidade de sobremetal requerida em cada face. Vale lembrar que atenção especial foi dada a secção do entalhe, pois, a profundidade do entalhe é extremamente importante. Finalizada esta etapa, os corpos-de-prova novamente foram submetidos ao controle dimensional.

### **3.2.3. 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 ensaios de impacto Charpy e dureza Vickers.

#### **3.2.3.1. 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 (cinco) 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 3.9. Sendo que L – direção longitudinal – é paralela ao cordão-de-solda realizado na junta.

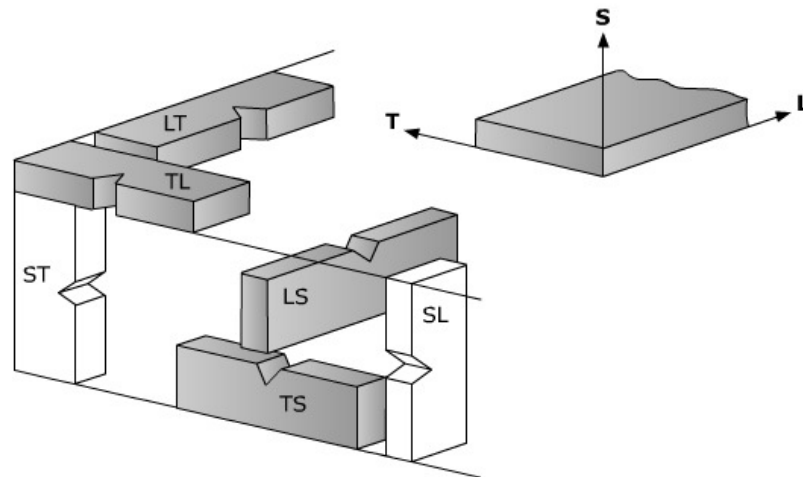


Figura 3.9. Representação esquemática das direções de referência, mostrando em negrito a orientações dos corpos-de-prova que foram retirados do metal base.

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.

### 3.2.3.2. Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza foram efetuados em equipamento da marca Heckert, modelo HPO-2550, utilizando carga nominal de 20kgf. 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 com Nital 2%, 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.

Para a estimativa da dureza em cada região, realizou-se a média aritmética dos valores obtidos, sendo que em cada região foram feitas cinco medidas de dureza. Tais valores, bem como seus respectivos desvios, estão apresentados na seção 4.

### 3.2.4. Análise metalográfica

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 solução de ácido nítrico a 2% em etanol (Nital 2%).

### 3.2.4.1. 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 3.9. A preparação das amostras foi realizada segundo o descrito anteriormente.

### 3.2.4.2. 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 térmico e “como soldado”.

Para caracterização microestrutural via microscopia ótica foram utilizados 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**
  - *Ferrita Primária de Contorno de Grão – PF(G)*
  - *Ferrita Primária Intragranular – PF(I)*
- **Ferrita Acicular – AF**
- **Ferrita com Segunda Fase – FS**
  - *Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A)*
  - *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 são os microconstituintes presentes, utilizando-se o procedimento descrito pelo fluxograma mostrado na Figura 2.3. Os microconstituintes foram analisados sobretudo com o objetivo de correlacioná-los com os resultados dos ensaios mecânicos.

## **4. Resultados e Discussão**

Os corpos-de-prova extraídos da junta foram submetidos a diferentes ciclos térmicos. As variáveis de controle foram: temperatura de austenitização - 880, 1000 e 1225 °C; e tratamento térmico com resfriamento contínuo – têmpera, normalização e recozimento - e com resfriamento isotérmico – a 350, 400, 450, 500 ou 550°C.

Os diferentes ciclos térmicos produziram diferentes microestruturas, com conseqüente efeito sobre as propriedades mecânicas. A correlação entre o comportamento mecânico e a microestrutura foi realizada com base nas informações obtidas a partir dos ensaios mecânicos – tenacidade ao impacto e dureza Vickers - e caracterização microestrutural por intermédio da microestrutura óptica. A seguir serão apresentados os principais resultados apurados.

### **4.1. Caracterização microestrutural**

#### **4.1.1. Análise microestrutural do metal base**

Analisou-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. A Figura 4.1. 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 influencia sobre as propriedades mecânicas do material. Portanto, é esperado existir influência diferenciada das microestruturas predominantes 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 no metal base extraíndo-se corpos-de-prova com orientações indicadas em destaque na Figura 3.9. Os resultados apurados estão mostrados na seção 4.2.2.

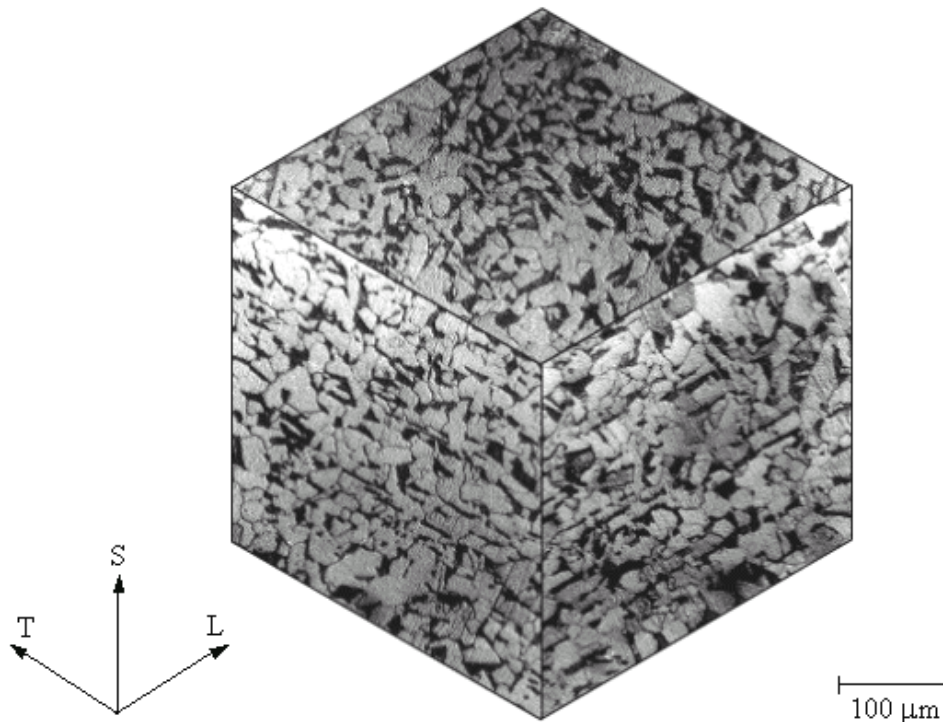


Figura 4.1. Montagem tridimensional da textura microestrutural observada em três orientações de processamento mecânico L, S, T, do metal base COS Civil 300.

#### 4.1.2. Análise microestrutural do cordão-de-solda

A macrografia da secção transversal da junta soldada perpendicular ao eixo principal do cordão-de-solda está apresentada na Figura 4.2. Observa-se, tomando como referência a zona de reaquecimento, a seqüência de deposição dos passes realizados para a confecção da junta. É bem visível que a zona de reaquecimento do primeiro passe foi sobreposta pela zona do segundo passe. Observa-se também a presença de grãos alongados, característicos da estrutura bruta de fusão.

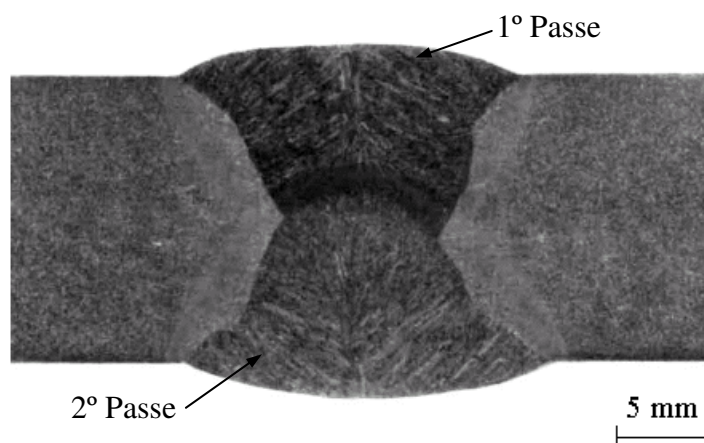


Figura 4.2. Macrografia da junta soldada. Ataque: reativo de iodo.

A microestrutura do cordão-de-solda na condição “como soldado” e decorrentes das diferentes condições de ciclos térmicos foram analisadas e comparadas. Em todos os casos a caracterização microestrutural foi realizada por intermédio de microscopia ótica.

As Figuras 4.3 e 4.4 apresentam micrografias da condição “como soldado”. Na Figura 4.3, obtida com baixa ampliação – originalmente com 200X –, é possível observar a microestrutura típica resultante do processo de soldagem. Observa-se a estrutura bruta de fusão, caracterizada por grandes grãos alongados de austenita anterior sobre a qual ocorreram as transformações microestruturais.

Na Figura 4.4, obtida com uma maior ampliação – 500X –, nota-se que a microestrutura é constituída de ferrita acicular no interior dos grãos de austenita anterior, assim como ferrita primária de contorno de grão, intragranular e agregados ferrita-carboneto.

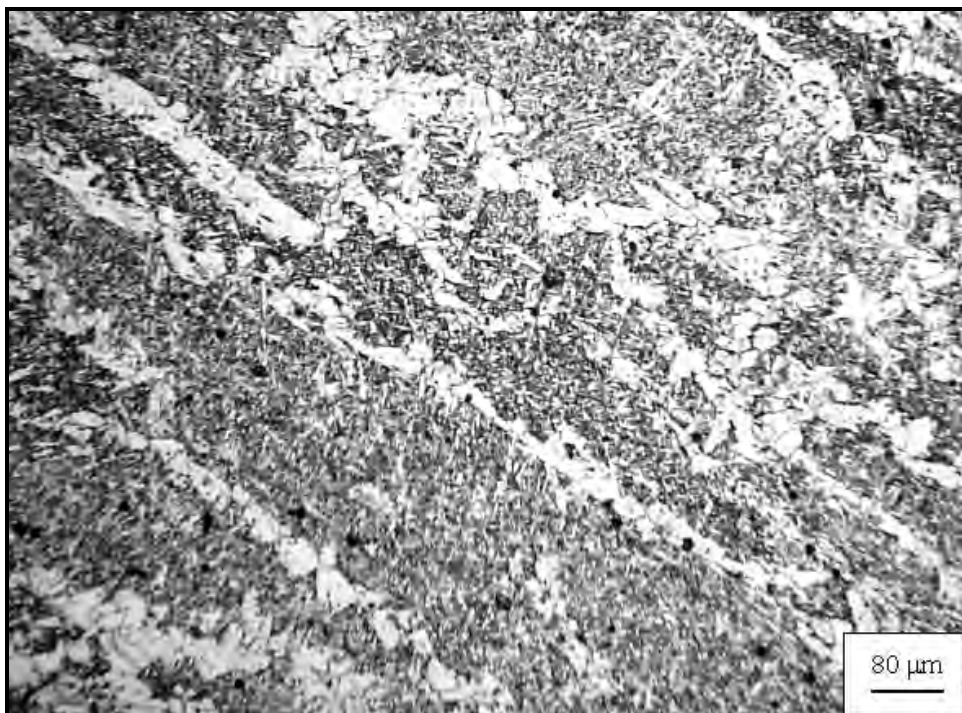


Figura 4.3. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300 na condição “como soldado”. Ataque: solução de Nital 2% – 200x.

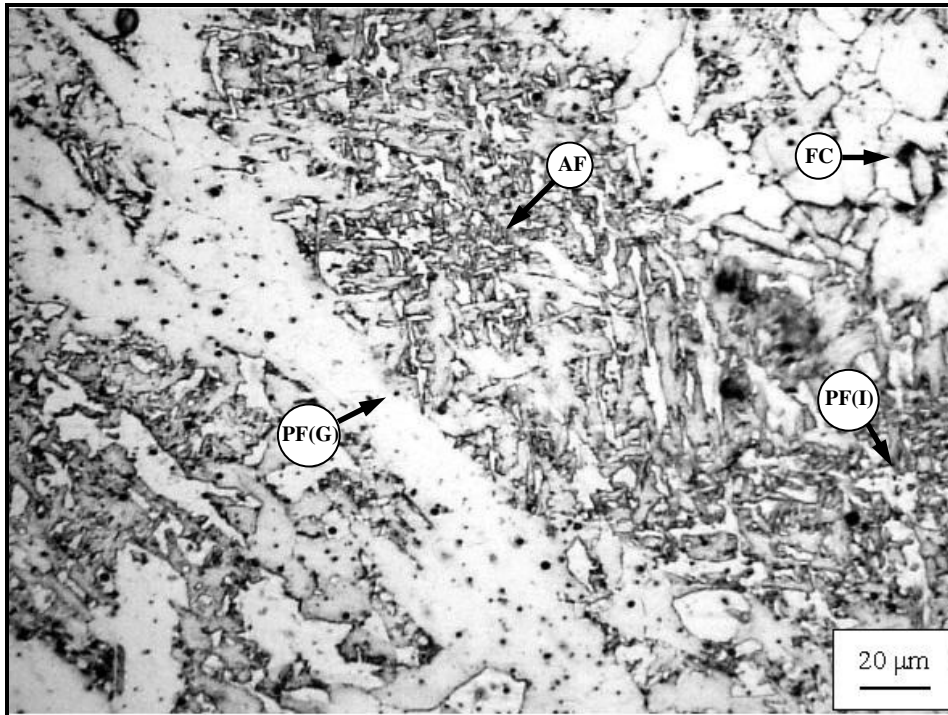


Figura 4.4. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300 na condição “como soldado”. Ataque: solução de Nital 2% – 500x.

Nas Figuras 4.5 a 4.22 estão apresentadas as micrografias obtidas nas diferentes condições de ciclos térmicos. 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, sempre que possível, a orientação do IIW – International Institute of Welding. Entretanto, cabe lembrar que, esta classificação refere-se a microestrutura típica na condição “como soldado”, aquela comumente encontrada após o processo de soldagem sem a realização de qualquer tipo de tratamento térmico posterior.

Observando tais micrografias é possível verificar que as diferentes taxas de resfriamento e temperaturas de austenitização exerceram grande influência nos produtos finais de transformação. Sobretudo com respeito ao tamanho de grão e nucleação dos microconstituintes. Foi observado que a maior parte das microestruturas resultantes das diferentes condições de tratamentos térmicos não se enquadra no protocolo de classificação microestrutural proposto pelo IIW. No entanto sempre que possível a classificação e a nomenclatura sugerida pelo IIW foi seguida. Quando tal classificação não se torna possível recorreu-se a nomenclatura comumente empregada para identificar de maneira genérica a

microestrutura dos aços ao carbono. Por exemplo, nestes casos, utilizou-se o termo ferrita de forma abrangente para se referir tanto a ferrita de contorno de grão como aos diferentes tipos de ferrita intragranular. Isto sem fazer qualquer tipo de diferenciação, visto que, em muitas situações se tornou impossível identificar os grãos de austenita anterior, que é a referência primária para a classificação do IIW.

As Figuras 4.5, 4.6 e 4.7 são fotomicrografias obtidas das amostras austenitizadas, respectivamente, 1225, 1000 ou 880°C, durante 25 minutos, e depois temperadas em água a temperatura ambiente (28°C).

Na figura 4.5 observa-se uma elevada quantidade de ferrita acicular no interior dos grãos de austenita anterior, nucleadas provavelmente a partir de inclusões. Há também a presença de ferrita primária de contorno-de-grão, intragranular e com segunda fase alinhada.

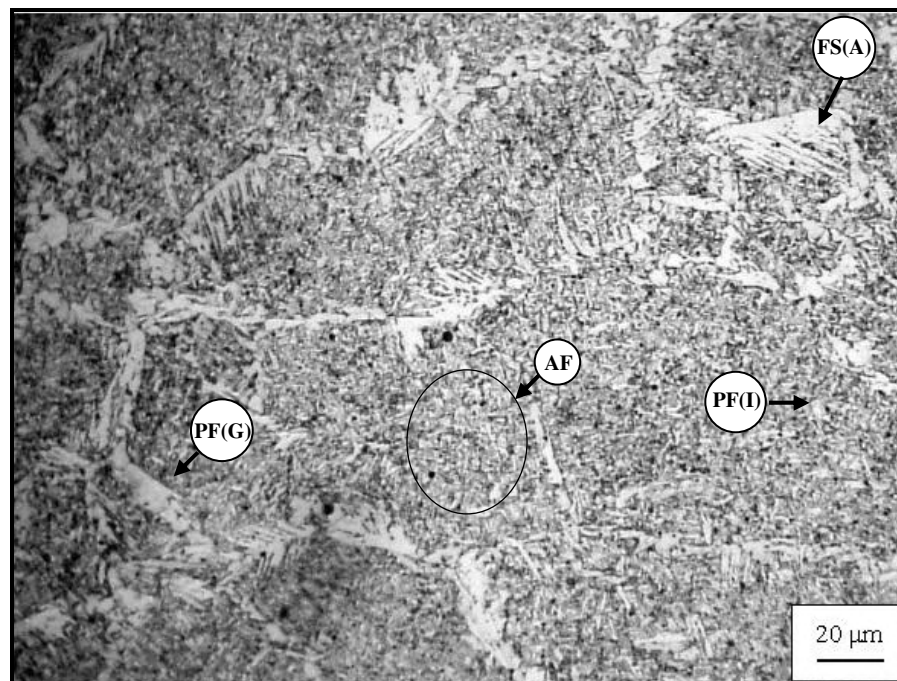


Figura 4.5. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado 1225°C, durante 25 minutos, e temperado em água a 28°C. Ataque: solução de Nital 2%.

Observa-se na Figura 4.6 que a microestrutura é constituída de elevada fração volumétrica de martensita e ferrita com segunda fase alinhada.

Na figura 4.7, observa-se uma elevada quantidade de ferrita acicular de granulação grosseira, juntamente com a presença grãos de ferrita primária. Nesta condição os contornos de grãos de austenita anterior não são distinguidos com facilidade.

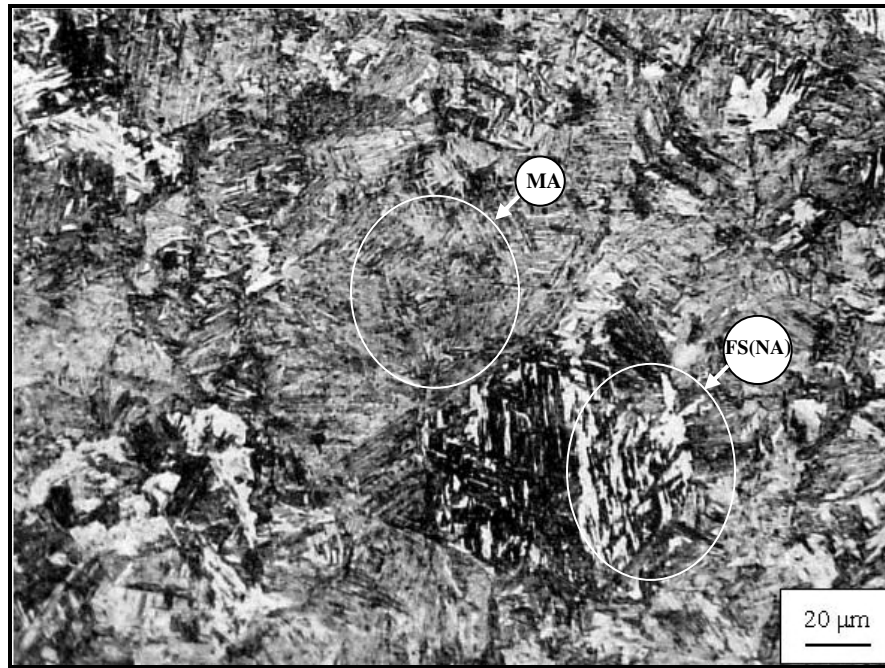


Figura 4.6. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, e temperado em água a 28°C. Ataque: solução de Nital 2%.

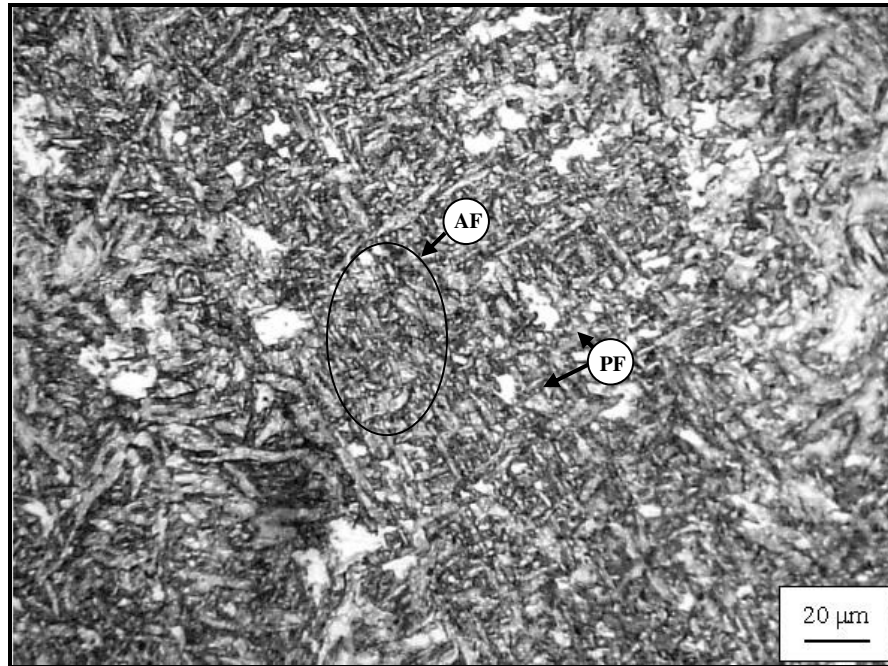


Figura 4.7. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, e temperado em água a 28°C. Ataque: solução de Nital 2%.

Pôde ser observado que a elevada taxa de resfriamento ocorrida durante a têmpera, para a amostra austenitizada a 1225°C, resultou em 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 resulta-se 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 observa-se traços da estrutura bruta de fusão. Tal resquício pode ser decorrente da austenitização incompleta devido a temperatura ter sido muito “baixa” para este propósito. Visto que, o teor muito baixo de carbono (0,06%C) na composição química do cordão-de-solda – vide Tabela 3.6. – sugere que a temperatura para a austenitização completa do aço deveria ser mais elevada, possivelmente superiores a 910°C. Portanto, tudo indica que durante o aquecimento a 880°C as amostras se encontravam, tomando como base o Diagrama de Equilíbrio Fe-C, dentro da zona crítica, numa região onde coexistiram ferrita e austenita.

Foi observado também que com a elevação da temperatura de austenitização os contornos de grão da austenita anterior ficaram mais nítidos. Sobretudo na condição de 1225°C em que se observou o aparecimento de microconstituintes nos contornos de grão, o que facilitou a identificação. Embora os contornos de grão na condição resultante da austenitização a 1000°C não estivessem muito bem definidos, foi possível verificar que, nestas duas condições a elevação da temperatura de austenitização não foi capaz de impor uma grande diferenciação entre os tamanhos de grãos da austenita prévia.

As Figuras 4.8, 4.9 e 4.10 são fotomicrografias obtidas das amostras austenitizadas, respectivamente, 1225, 1000 ou 880°C, durante 25 minutos, e depois normalizadas – resfriadas ao ar calmo.

Na Figura 4.8 observa-se basicamente grãos grosseiros de ferrita – identificado na figura pela letra F -, juntamente com colônias bem definidas de agregados ferrita-carboneto. Observa-se também a precipitação de tais agregados nos contornos de grão da ferrita.

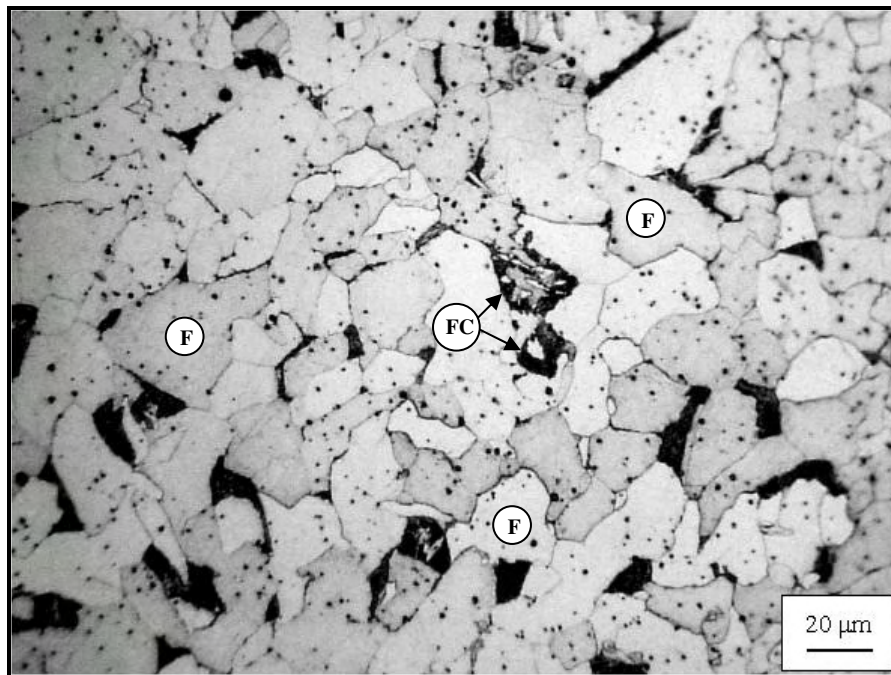


Figura 4.8. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, e resfriado ao ar calmo – normalização. Ataque: solução de Nital 2%.

A Figura 4.9 mostra que a microestrutura é constituída de grãos grosseiros de ferrita e ilhas de agregado ferrita-carboneto.

A microestrutura, apresentada na Figura 4.10, é composta de grãos grosseiros de ferrita e regiões de agregados ferrita-carboneto e algumas ilhas de ferrita acicular.

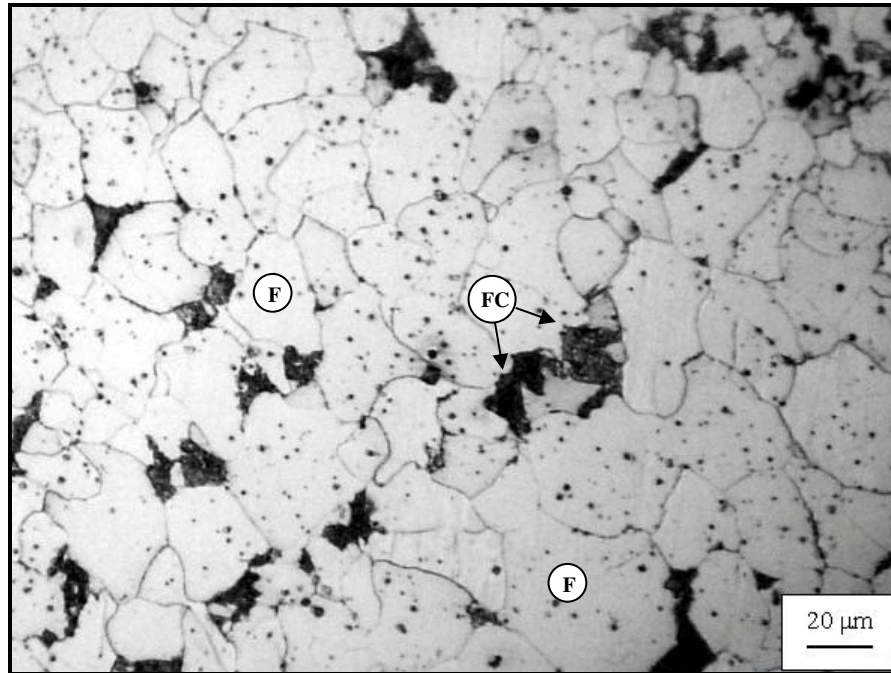


Figura 4.9. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, e resfriado ao ar calmo - normalização. Ataque: solução de Nital 2%.

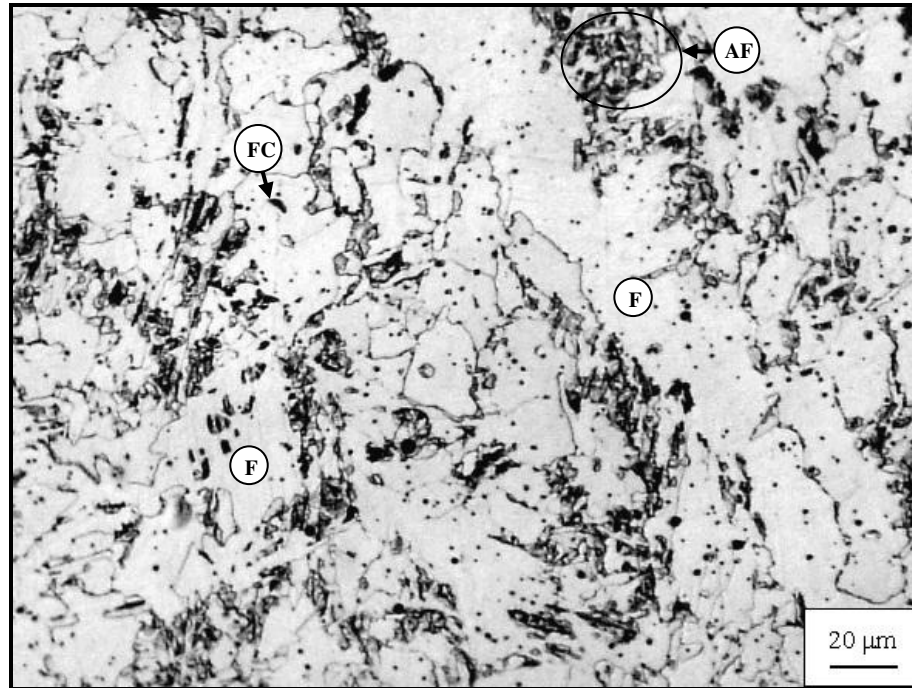


Figura 4.10. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, e resfriado ao ar calmo - normalização. Ataque: solução de Nital 2%.

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, devido ao 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.

As Figuras 4.11, 4.12 e 4.13 são fotomicrografias obtidas das amostras austenitizadas, respectivamente, 1225, 1000 ou 880°C, durante 25 minutos, e depois recozidas – resfriamento no interior do próprio forno.

A microestrutura da Figura 4.11. é composta de grandes grãos de ferrita com contornos bem delineados juntamente com agregados ferrita-carboneto.

Na microestrutura apresentada na Figura 4.12 é possível observar grãos grosseiros de ferrita e uma quantidade elevada de agregados ferrita-carboneto. Tais agregados aparentemente apresentam-se mais dispersos do que no recozimento proveniente da austenitização a 1225°C.

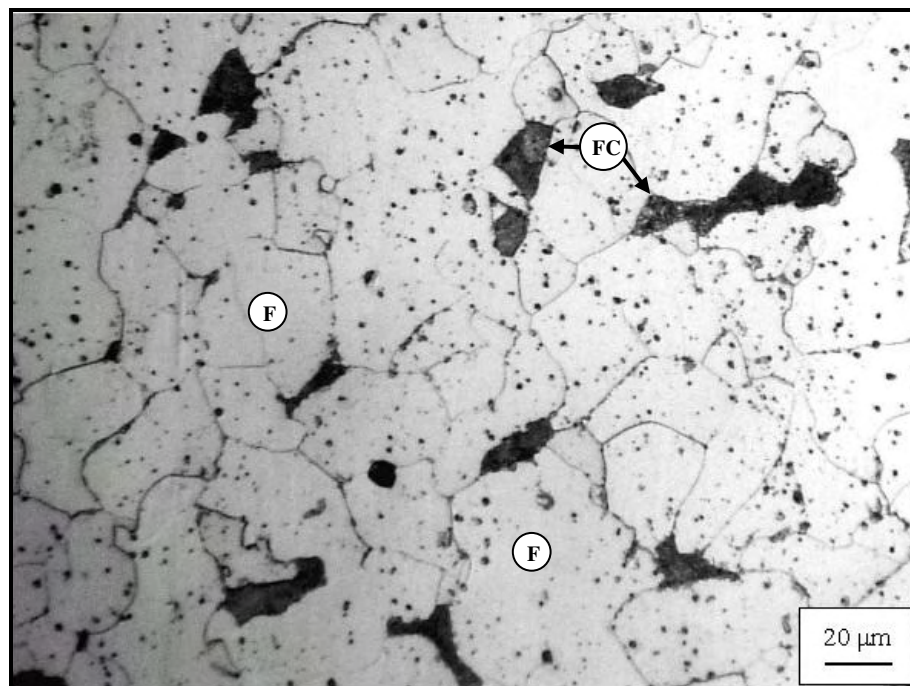


Figura 4.11. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, e resfriado no interior do forno - recozimento. Ataque: solução de Nital 2%.

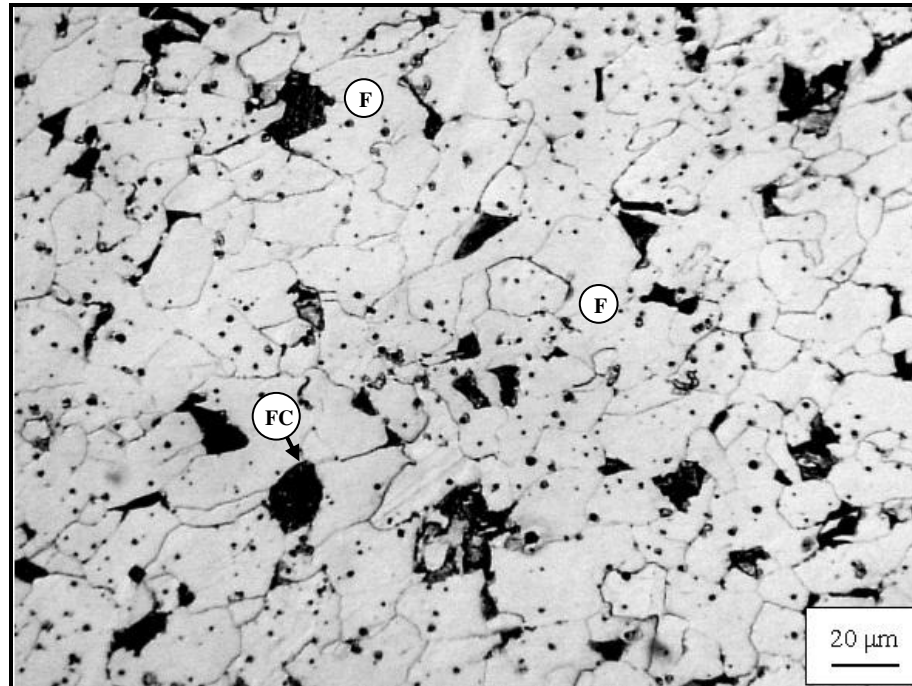


Figura 4.12. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, e resfriado no interior do forno - recozimento. Ataque: solução de Nital 2%.

Na micrografia da Figura 4.13 verifica-se a presença de grandes grãos de ferrita, assim como a presença de ilhas de agregados de ferrita-carboneto.

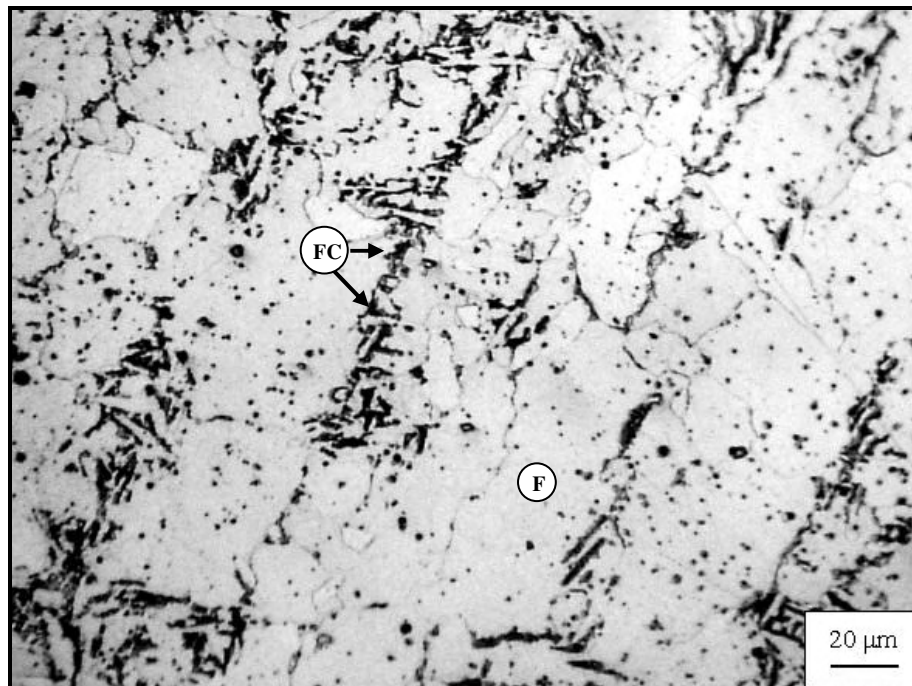


Figura 4.13. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, e resfriado no interior do forno - recozimento. Ataque: solução de Nital 2%.

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-carbonetos 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 a taxa de resfriamento muito lenta, o que possibilitou acentuada difusão direcionando a transformação da austenita para outro tipo de ferrita, que não a acicular.

A análise metalográfica das amostras provenientes dos tratamentos isotérmicos foi feita de forma seletiva. O estudo ficou restrito as amostras identificadas e consideradas mais representativas. Entre as quinze condições, foram selecionadas nove. As amostras selecionadas foram submetidas aos tratamentos isotérmicos a 350, 450 ou 550°C, tendo como ponto de partida a austenitização a 880, 1000 ou 1225°C. O critério de seleção tomou como base a temperatura de austenitização e o valor de tenacidade. Para uma dada temperatura de austenitização, as condições de tratamento ISO foram consideradas equivalentes tomando como referência a proximidade dos valores de tenacidade. Para a austenitização a 880 e 1225°C, foi constatado que os valores de tenacidade para as condições de tratamento a 350°C estavam próximas a 400°C e 450°C próximas a 500°C, ficando a condição de 550°C isolada. Ficando a única ressalva para a austenitização a 1000°C. Para esta temperatura, o valor de tenacidade da amostra tratada isotermicamente a 400°C é que mais se aproxima dos valores observados para as condições a 450 e 500°C – vide Tabela 4.7.

As Figuras 4.14, 4.15 e 4.16 são fotomicrografias obtidas das amostras submetidas a austenitização a 1225°C seguidas de tratamento isotérmico em banho de chumbo, respectivamente, a 350, 450 e 550°C, e por fim resfriadas em água à temperatura ambiente.

Na micrografia da Figura 4.14 é observada a presença de ferrita primária de contorno de grão, intragranular e ferrita acicular.

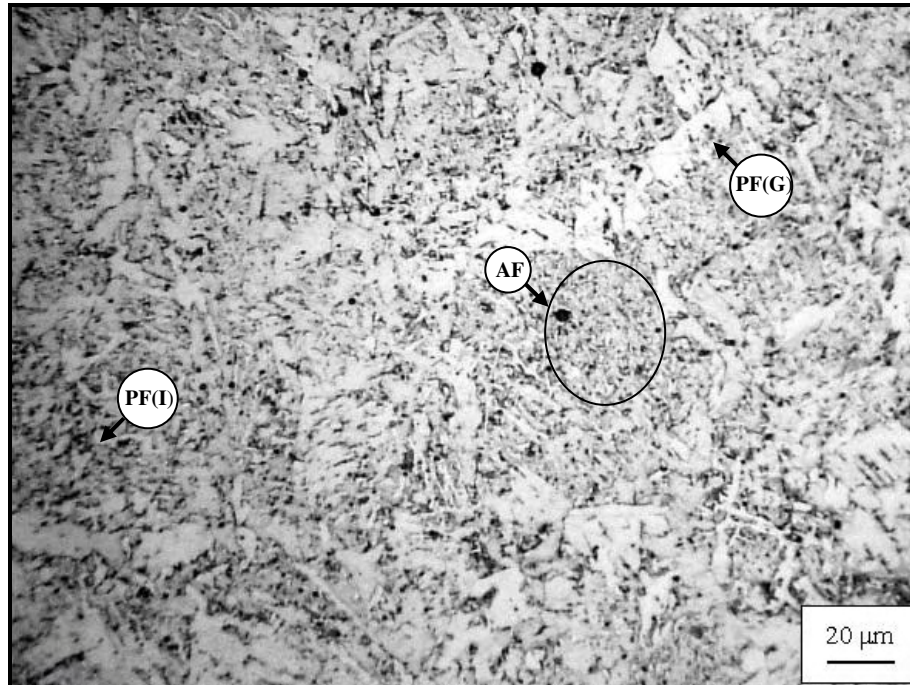


Figura 4.14. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 350°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

Observa-se na Figura 4.15 o aparecimento de grãos grosseiros de ferrita primária de contorno de grão, juntamente com a presença de ferrita acicular grosseira. Assim como a presença de pequenas regiões com agregados ferrita-carboneto.

A foto micrografia da Figura 4.16 é composta de grãos de ferrita com uma granulação mais grosseira do que observada nas condições anteriores de tratamento isotérmico a mesma temperatura de austenitização. É observada também a presença de agregado ferrita-carboneto e ilhas de ferrita acicular.

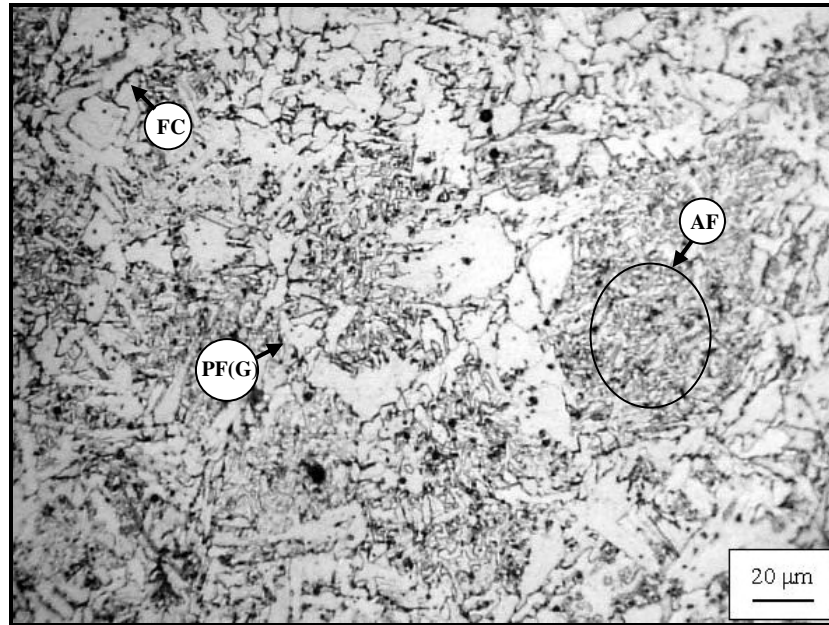


Figura 4.15. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 450°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

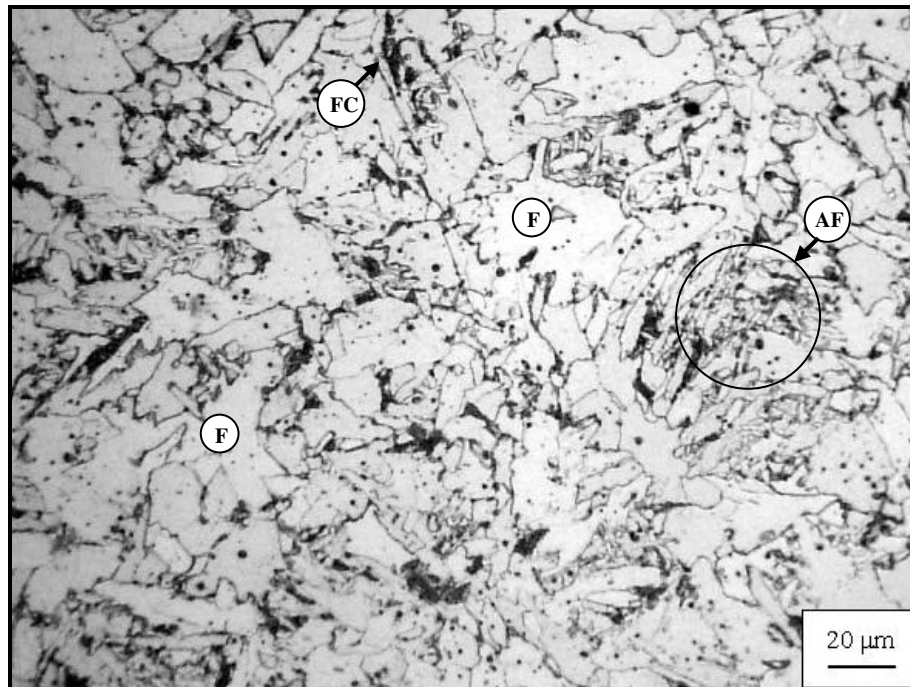


Figura 4.16. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, durante 25 minutos, tratado isotermicamente em banho de chumbo a 550°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

Analisando as três micrografias – austenitização a 1225°C seguido de tratamento isotérmico a 350, 450 e 550°C – nota-se sensíveis modificações em suas microestruturas. Na amostra submetida a temperatura de banho a 350°C é possível delinear os contornos de grão da austenita anterior e em seu interior grãos finos de ferrita acicular. Quando se analisa a micrografia obtida a 450°C verifica-se o aumento da fração volumétrica principalmente de ferrita de contorno de grão em detrimento da ferrita acicular, que se apresenta com uma estrutura aparentemente mais grosseira do que vista na condição ISO350. Ainda a esta temperatura, os contornos de grão da austenita anterior são menos definidos do que na condição anterior, não sendo possível dizer com grande convicção a localização da interface entre os grãos. Para ISO550 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.

As Figuras 4.17, 4.18 e 4.19 são fotomicrografias obtidas das amostras submetidas a austenitização a 1000°C seguidas de tratamento isotérmico em banho de chumbo, respectivamente, a 350, 450 ou 550°C, e por fim resfriadas em água à temperatura ambiente.

Na Figura 4.17 observa-se a presença de grãos de ferrita com segunda fase alinhada e grãos grosseiros de ferrita.

Na Figura 4.18 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 4.19 observa-se a presença de grãos de ferrita mais grosseiros do que observado na Figura 4.18. Assim como os agregados ferrita-carbonetos aparecem em ilhas de maior tamanho.

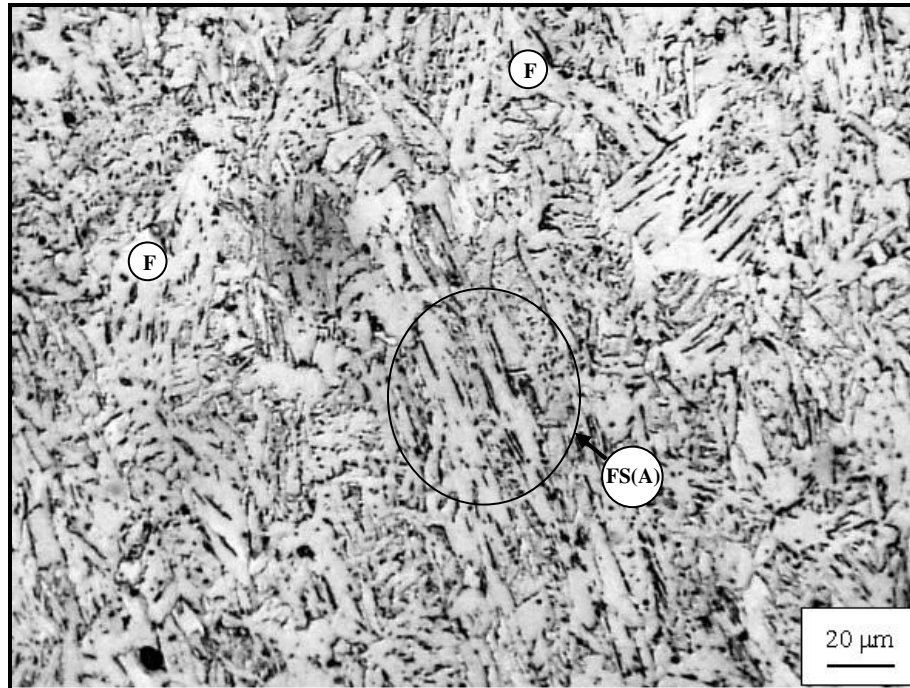


Figura 4.17. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, mantido em banho de chumbo a 350°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

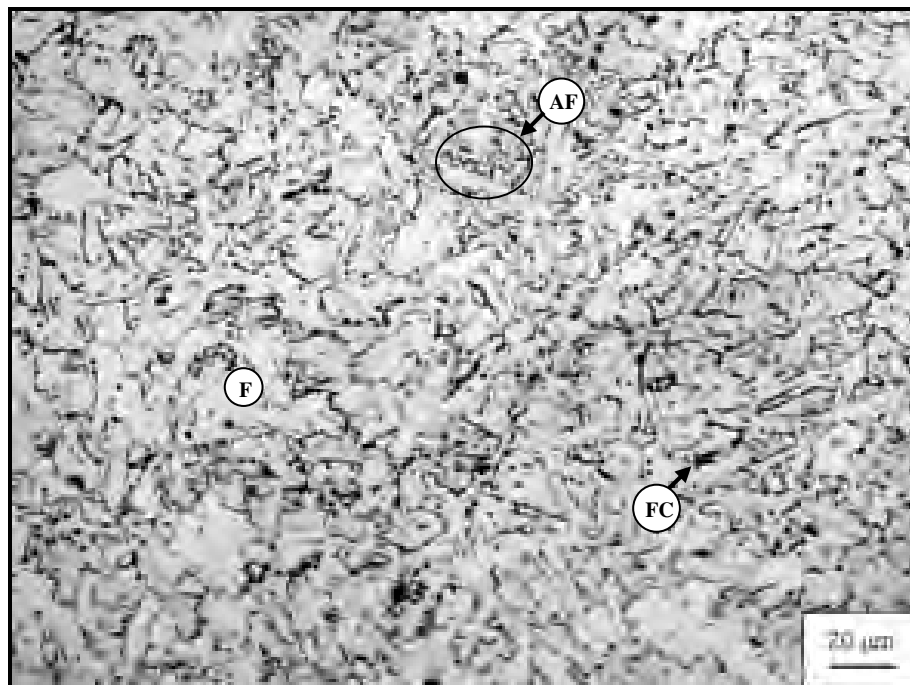


Figura 4.18. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, mantido em banho de chumbo a 450°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

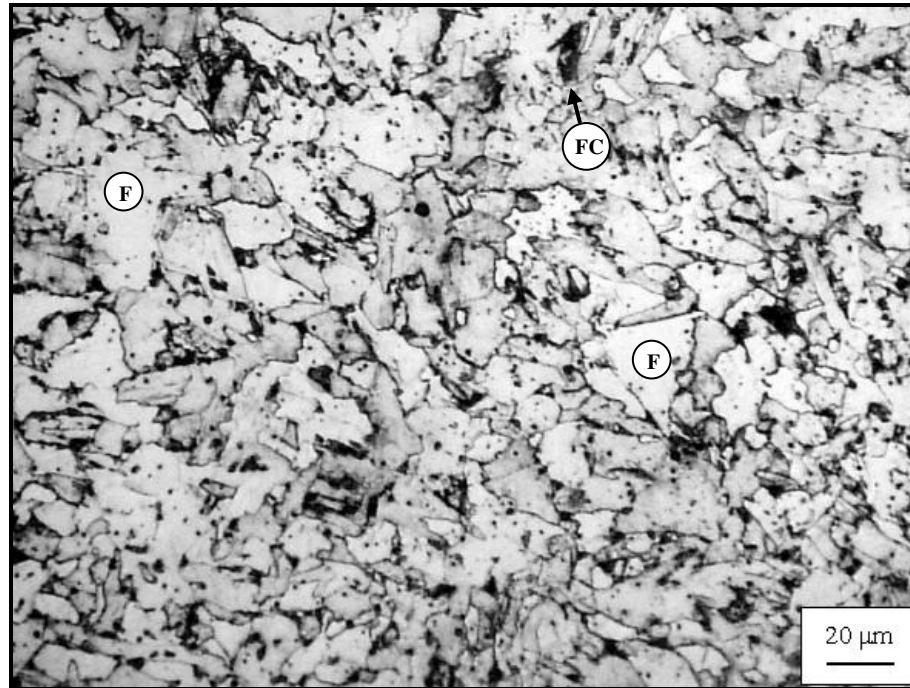


Figura 4.19. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, durante 25 minutos, mantendo em banho de chumbo a 550°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

Analisando as micrografias das Figuras 4.18 e 4.19, que correspondem as microestruturas dos tratamentos ISO450 e ISO550, respectivamente, observa-se um aparente desenvolvimento da microestrutura. Com a elevação da temperatura de tratamento isotérmico a taxa de difusividade atômica aumenta e assim permite um maior desenvolvimento da ferrita.

Outro aspecto notado na amostra submetida ao ISO350 foi a presença de ferrita com segunda fase, que se forma por intermédio de uma 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.

As Figuras 4.20, 4.21 e 4.22 são fotomicrografias obtidas das amostras submetidas a austenitização a 880°C, durante 25 minutos, seguidas de tratamento isotérmico em banho de chumbo, respectivamente, a 350, 450 e 550°C, e por fim resfriadas em água à temperatura ambiente.

Na Figura 4.20 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.

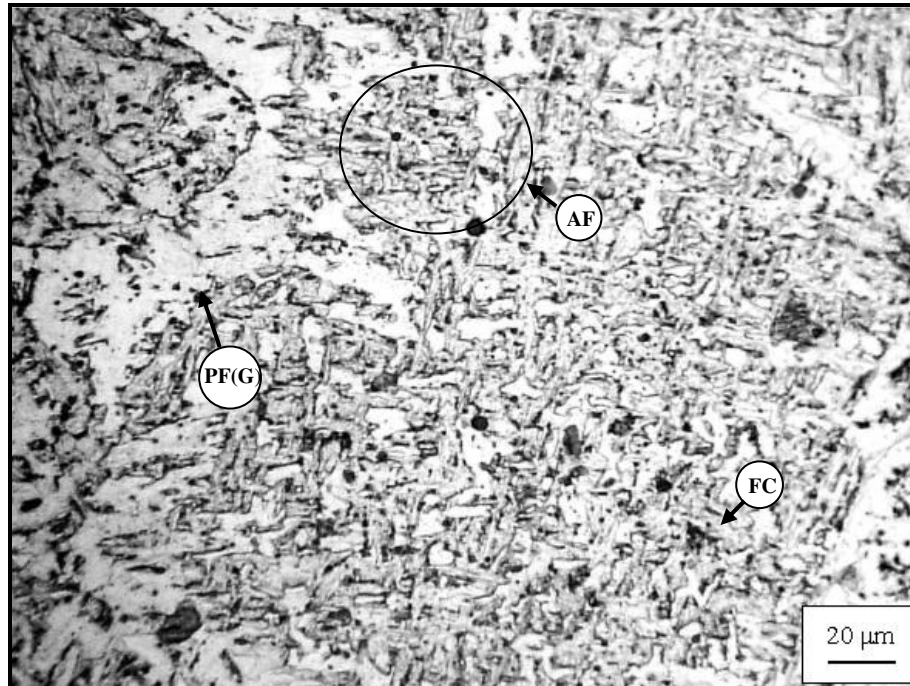


Figura 4.20. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, mantido em banho de chumbo a 350°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

A fotomicrografia mostrada na Figura 4.21 é constituída de grãos de ferrita de contorno de grão e intragranular, juntamente com ripas isoladas de ferrita acicular, além de ilhas agregados ferrita-carbonetos.

Na Figura 4.22 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.

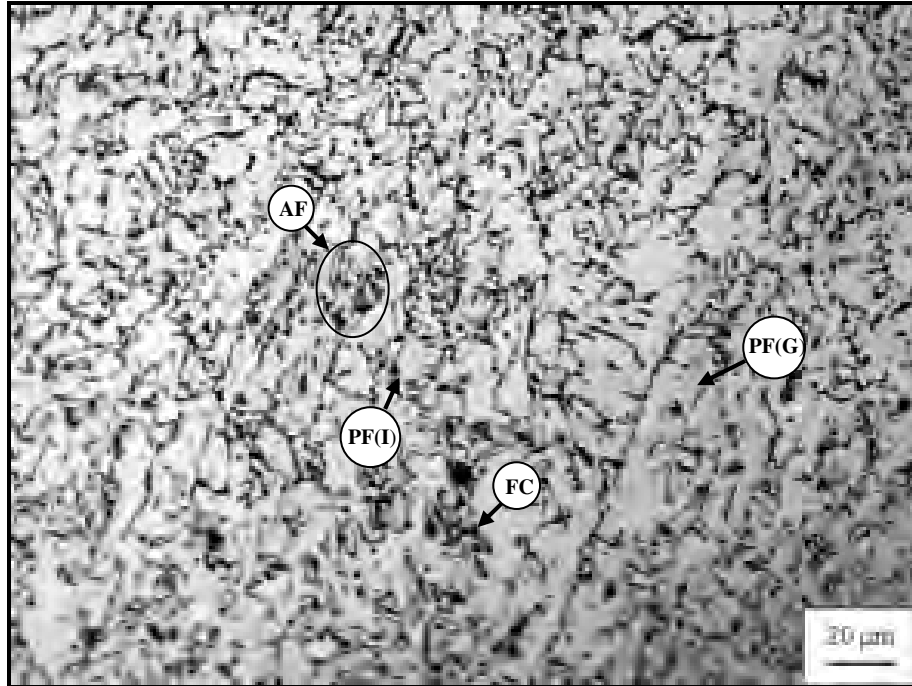


Figura 4.21. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, mantido em banho de chumbo a 450°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

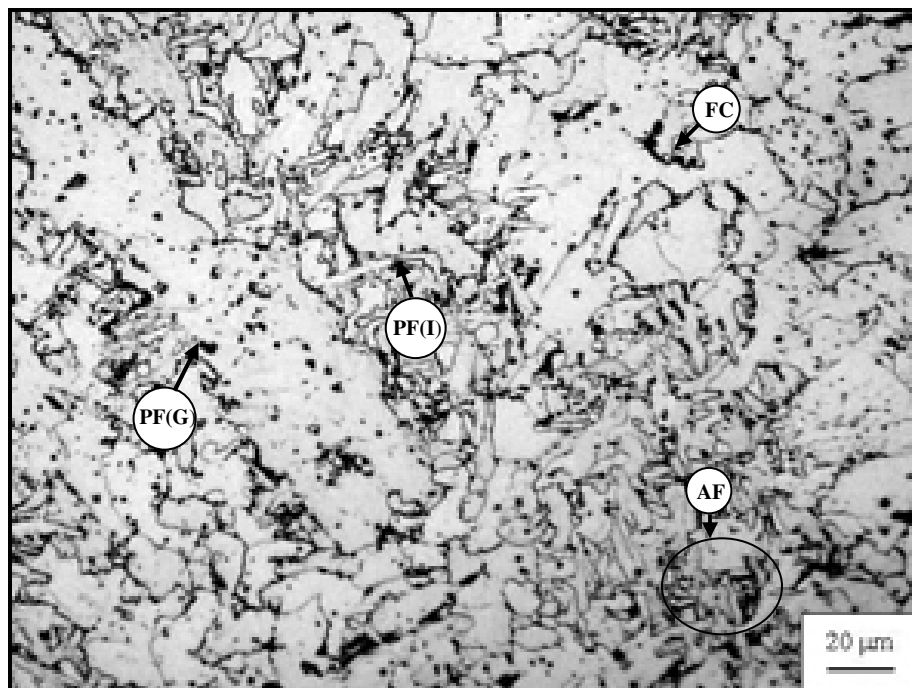


Figura 4.22. Cordão-de-solda depositado no aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C, durante 25 minutos, mantido em banho de chumbo a 350°C, durante 60 minutos, e depois resfriado em água em temperatura ambiente. Ataque: solução de Nital 2%.

Para o tratamento ISO350, decorrente da austenitização a 880°C, observa-se a presença de ferrita acicular e ferrita primária de contorno de grão. Para a amostra submetida ao tratamento ISO450 a microestrutura é composta de grãos de ferrita de contorno de grão, ferrita intragranular e ilhas de ferrita acicular, ambas nucleadas no interior do que se imagina que sejam grãos de austenita anterior. Visto que a região dos contornos não está bem definida. Na microestrutura proveniente do tratamento ISO550 é possível verificar a presença de grãos grosseiros de ferrita primária de contorno de grão nucleada. Há a presença de ripas isoladas de ferrita acicular com uma granulação mais grosseira.

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-carbonetos, resultando na formação de ilha maiores e mais distantes entre si.

## 4.2. Ensaio Mecânicos

Com o intuito de avaliar a influência dos ciclos térmicos no comportamento mecânico, realizaram-se os ensaios de dureza e tenacidade ao impacto Charpy, sempre à temperatura ambiente. Os resultados estão apresentados na forma de tabelas e gráficos e expressam a variação das propriedades mecânicas em função do ciclo térmico.

### 4.2.1. Resultados do ensaio de dureza

Os valores de dureza Vickers obtidos na condição “como soldado” estão apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Valores de dureza Vickers das três principais regiões da junta soldada na condição “como soldado”.

	<b>Região na Junta Soldada</b>	<b>Dureza Vickers [Kgf/mm<sup>2</sup>]</b>	<b>Desvio Padrão</b>
Condição - “como soldado”	M.B.*	144	6
	Z.A.T.*	158	9
	C.S.*	185	6

\*M.B. - Metal Base; Z.A.T.- Zona Afetada Termicamente; C.S.- Cordão-de-Solda.

Analisando os valores de dureza nas três regiões principais da junta soldada – vide Figura 4.23 – observa-se um aumento gradual da dureza no metal base para o cordão-de-solda. Este comportamento é devido as diferentes microestruturas presentes em cada região, decorrentes da diferença entre a composição química do cordão-de-solda e do metal base, e também dos efeitos dos ciclos térmicos que atuou em cada região.

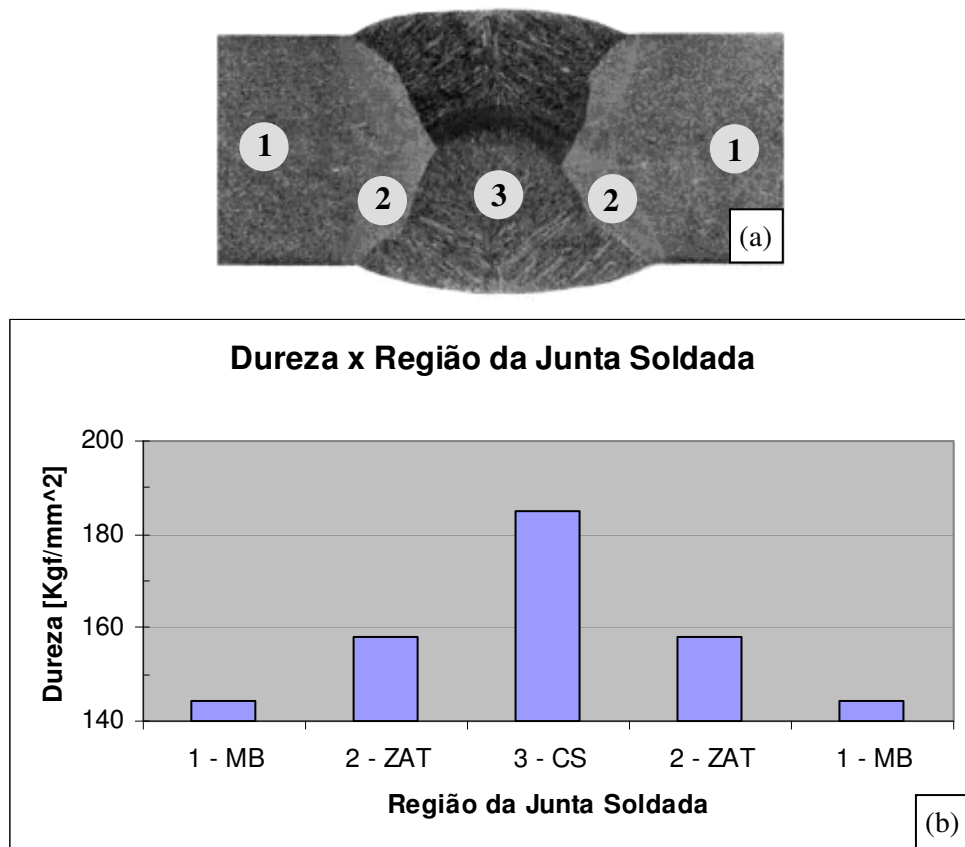


Figura 4.23. Junta soldada: (a) seção transversal do cordão-de-solda ilustrando os pontos de medida.; (b) variação da dureza Vickers nas três regiões principais da junta soldada.

A Tabela 4.2 e Figura 4.24 a seguir, apresentam os valores de dureza Vickers obtidos após tratamento térmico seguido de resfriamento contínuo.

Tabela 4.2. Valores da dureza Vickers do cordão-de-solda após realização dos tratamentos térmicos com resfriamento contínuo

Tipo de tratamento	Temperatura de austenitização [°C]	Dureza Vickers [Kgf/mm <sup>2</sup> ]	Desvio Padrão
Têmpera (resf. em água)	1225	192	3
	1000	217	3
	880	197	4
Normalização (resf. ao ar)	1225	138	1
	1000	139	2
	880	139	2
Recozimento (resf. no forno)	1225	120	2
	1000	131	2
	880	135	3

Analisando os valores de dureza – Tabela 4.2 e Figura 4.24 - para as três condições de tratamento térmico com resfriamento contínuo é possível verificar que no recozimento, elevando-se a temperatura de austenitização há uma ligeira queda no valor da dureza do cordão-de-solda de 135kgf/mm<sup>2</sup> a 880°C para 120kgf/mm<sup>2</sup> a 1225°C. Nas amostras normalizadas os valores de dureza permaneceram praticamente inalterados, por volta de 139kgf/mm<sup>2</sup>. Entretanto, as amostras temperadas apresentaram um comportamento um pouco mais complexo. Os valores de dureza variaram da seguinte forma: para austenitização a 880°C o valor médio de dureza foi de 197kgf/mm<sup>2</sup>, aumentou para 217 kgf/mm<sup>2</sup> na amostra austenitizada a 1000°C, e tornou a diminuir para a austenitização a 1225°C, para 192kgf/mm<sup>2</sup>.

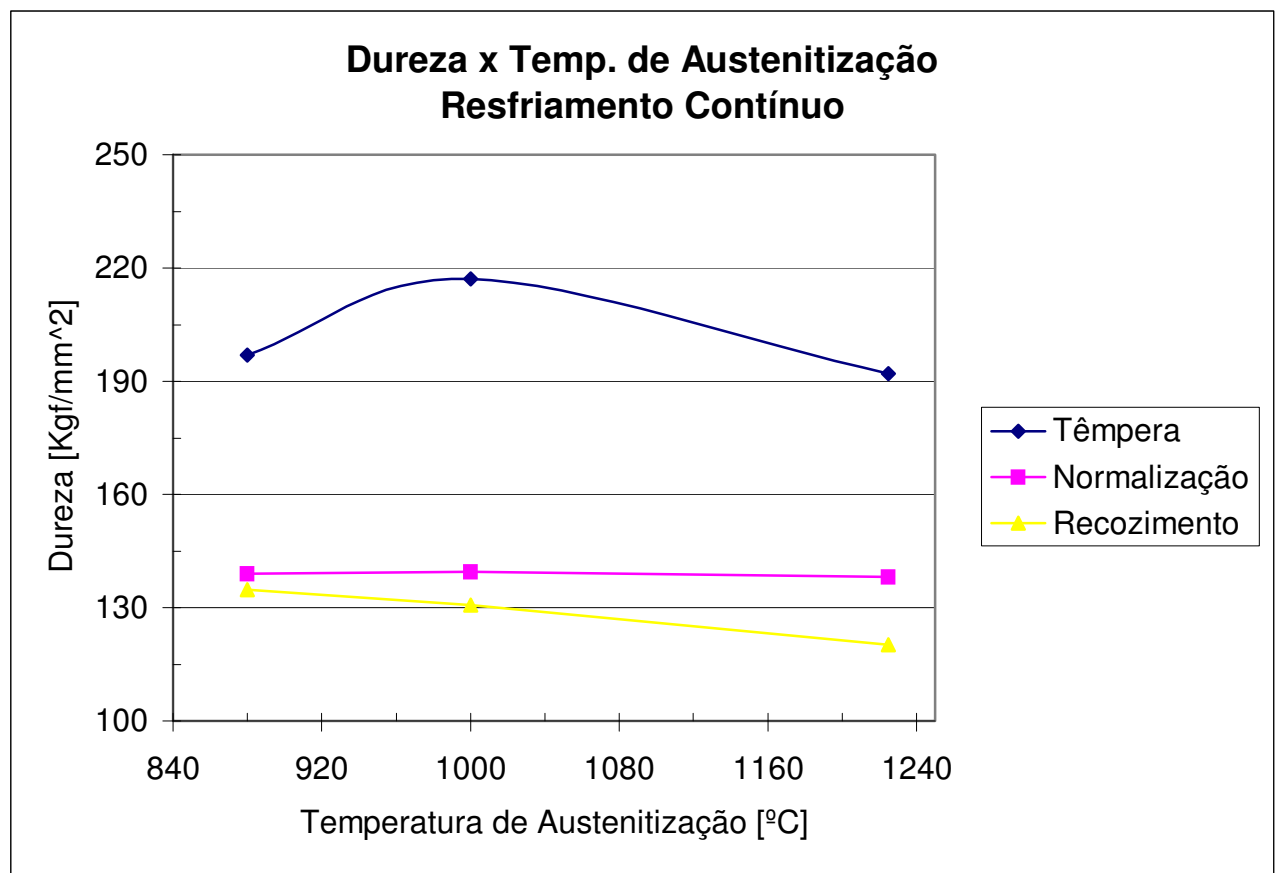


Figura 4.24. Influência da temperatura de austenitização e da taxa de resfriamento contínuo no valor da dureza Vickers do cordão-de-solda.

Analisando a Tabela 4.3 e a Figura 4.25, que apresentam os valores de dureza do cordão-de-solda em função das temperaturas de austenitização e de tratamento isotérmico, verifica-se que as amostras austenitizadas a 880°C apresentam valores de dureza Vickers praticamente constante, por volta de 160kgf/mm<sup>2</sup>, independentemente da temperatura de

tratamento isotérmico. Para as amostras austenitizadas a 1000°C observa-se ligeiro aumento de dureza, de 161 para 174 kgf/mm<sup>2</sup>, com a diminuição da tratamento isotérmico. Nas amostras austenitizadas a 1225°C o efeito do tratamento isotérmico foi similar ao observado para a austenitização a 1000°C, porém o intervalo de variação de dureza foi um pouco maior, entre 160 e 185kgf/mm<sup>2</sup>.

Tabela 4.3. Valores da dureza Vickers do cordão-de-solda após realização dos tratamentos térmicos com resfriamento isotérmico.

<b>Temperatura de trat. Isotérmico [°C]</b>	<b>Temperatura de austenitização [°C]</b>	<b>Dureza Vickers [Kgf/mm<sup>2</sup>]</b>	<b>Desvio Padrão</b>
<b>550 °C (ISO550)</b>	1225	160	5
	1000	161	1
	880	159	2
<b>500 °C (ISO500)</b>	1225	172	6
	1000	164	2
	880	160	5
<b>450 °C (ISO450)</b>	1225	170	2
	1000	164	3
	880	159	4
<b>400 °C (ISO400)</b>	1225	185	5
	1000	168	2
	880	162	4
<b>350 °C (ISO350)</b>	1225	185	7
	1000	174	2
	880	160	2

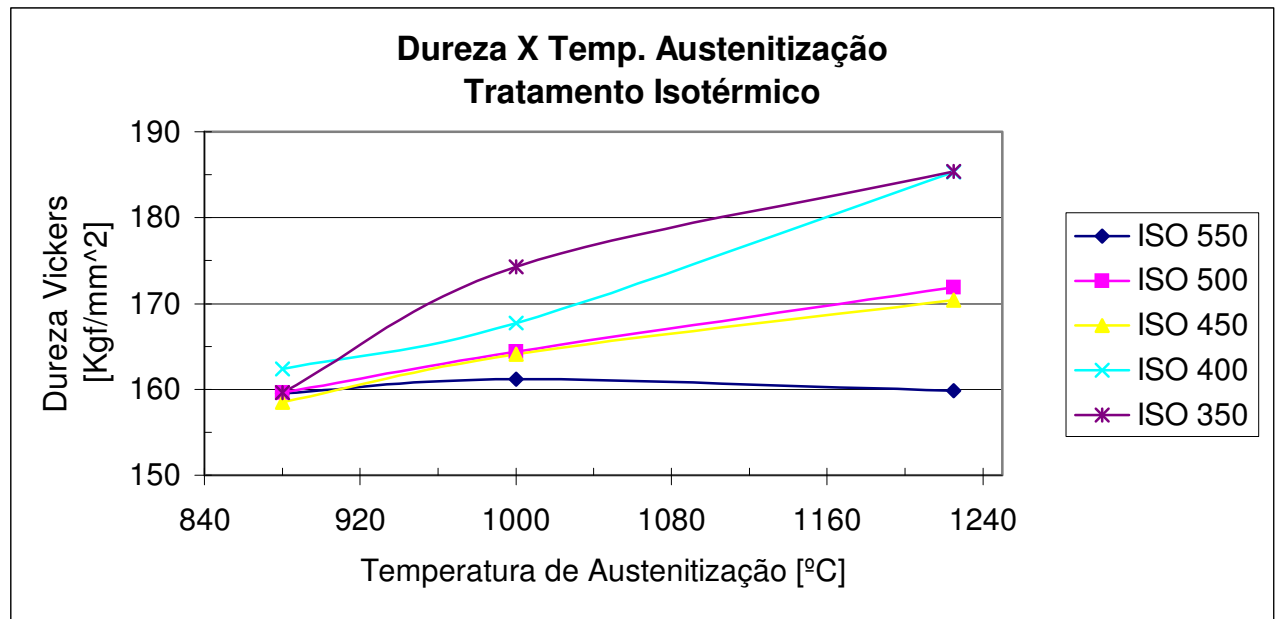


Figura 4.25. Influência da temperatura de austenitização e do tratamento isotérmico no valor dureza Vickers do cordão-de-solda.

#### 4.2.2. Ensaio de tenacidade ao impacto

Com o objetivo de analisar a influência da microestrutura do metal base em diferentes planos metalográficos ensaiou-se corpos-de-prova Charpy entalhados nos seguintes planos: TL, LT, TS e LS – vide Figura 3.8. Os resultados que mostram o grau de anisotropia do metal base estão apresentados na Tabela 4.4 e Figura 4.26.

Tabela 4.4. Valores da tenacidade dos ensaios de impacto Charpy resultantes das diferentes orientações do metal base.

Orientação	Energia Absorvida [J]	Desvio padrão
TL	41	1
TS	77	17
LT	116,9	10
LS	240	13

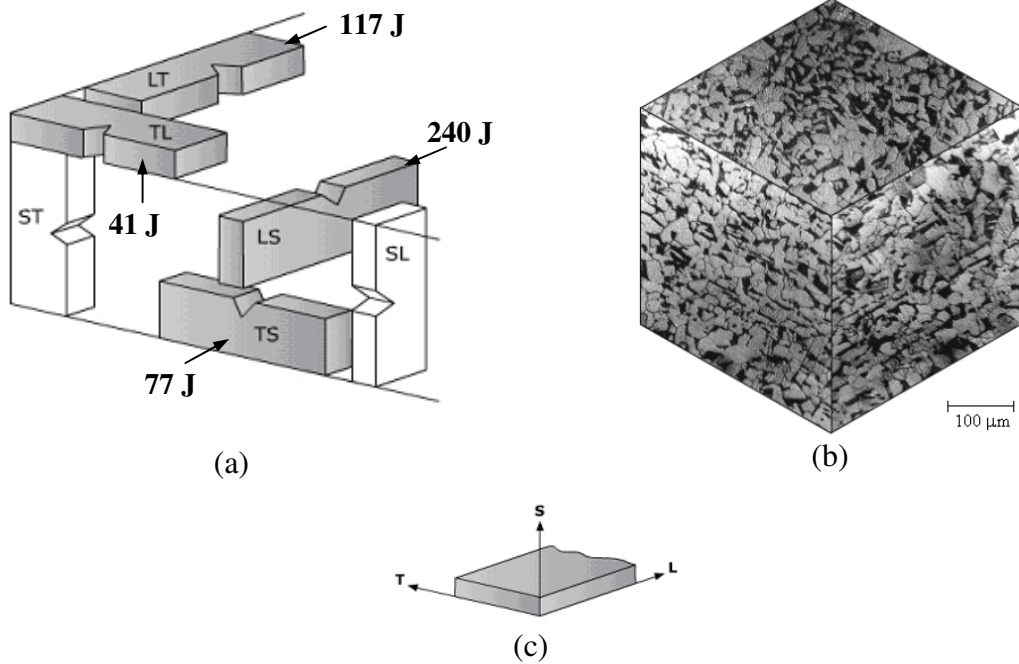


Figura 4.26. (a) Representação esquemática da orientação dos corpos-de-prova do metal base; (b) montagem tridimensional da microestrutura característica do metal base e (c) coordenadas para orientação LTS.

Para julgar o efeito dos ciclos térmicos empregados sobre a tenacidade, adotou-se como referência o valor apurado na condição “como soldado”. Os valores de tenacidade do cordão-de-solda obtidos através dos ensaios de impacto Charpy para as condições “como soldado” e as provenientes dos diferentes ciclos térmicos, estão apresentados nas Tabelas 4.5, 4.6 e 4.7, e nas Figuras 4.27 e 4.28.

Como esperado, o tipo de microestrutura existente exerceu forte influência nos valores de tenacidade. A começar pelo metal base, no qual se observa o alto grau de anisotropia. Os valores de tenacidade variam substancialmente com a orientação do plano metalográfico, de 41 a 240J – vide Tabela 4.4. Observa-se que os corpos-de-prova extraídos na orientação TL apresentam valor médio de tenacidade ao impacto por volta de 41J e na orientação LS aproximadamente 240 J. Atenção especial deve ser voltada para a orientação TS onde o valor médio de tenacidade se encontra por volta de 77J. Esta é a mesma orientação que foi adotada para a retirada dos corpos-de-prova entalhados do cordão-de-solda.

Tabela 4.5. Valores de tenacidade ao impacto Charpy dos corpos-de-prova extraídos na condição de “como soldado” – orientação TS.

<b>Condição</b>	<b>Energia Absorvida [J]</b>	<b>Desvio padrão</b>
“como soldado”	36,0	6,2

Comparando os valores de tenacidade obtidos dos corpos-de-prova retirados na orientação TS do metal base e cordão-de-solda, é possível verificar que o metal base apresenta tenacidade em torno de 77J. Já no cordão-de-solda o valor de tenacidade sofreu uma queda para 36J. Isto mostra que a junta “como soldada” apresenta uma acentuada perda de tenacidade, por volta de 50%.

Esta constatação foi a base da motivação para empenhar esforços no sentido de se tentar procurar caminhos e alternativas para se melhorar a tenacidade do cordão-de-solda. Entre as possibilidades aventadas empenharam-se esforços no emprego de diferentes ciclos térmicos para se atingir o grande objetivo: obter um aumento significativo da tenacidade do cordão-de-solda.

Os valores de tenacidade do cordão-de-solda quando submetidos ao tratamento térmico com resfriamento contínuo estão apresentados na Tabela 4.6 e Figura 4.28. No caso da têmpera os valores de tenacidade obtidos nas diversas temperaturas de austenitização foram relativamente baixos, permanecendo na faixa de 31 a 43J.

Para a austenitização a 880°C e 1225 °C, tanto para a condição normalizado e como para recozido, os valores de tenacidade são muito próximos, respectivamente, 135 e 152J, à 880°C, e 125 a 131J à 1225°C. Entretanto, a austenitização a 1000°C produziu um forte efeito na tenacidade, para ambas as condições, normalizado e recozido. Na condição normalizada a tenacidade atingiu o valor médio de 196J. No caso do recozimento o aumento foi ainda mais expressivo, atingiu 300J.

Tabela 4.6. Valores dos ensaios de tenacidade Charpy resultantes dos diferentes ciclos térmicos aos quais foram submetidos os cordões-de-solda – Resfriamento Contínuo.

Tipo de tratamento	Temperatura de austenitização [°C]	Energia Absorvida [J]	Desvio Padrão
Têmpera (resf. em água)	1225	44	2
	1000	30	3
	880	31	4
Normalizado (resf. ao ar)	1225	125	14
	1000	196	28
	880	135	18
Recozimento (resf. no forno)	1225	131	4
	1000	300	1
	880	152	15

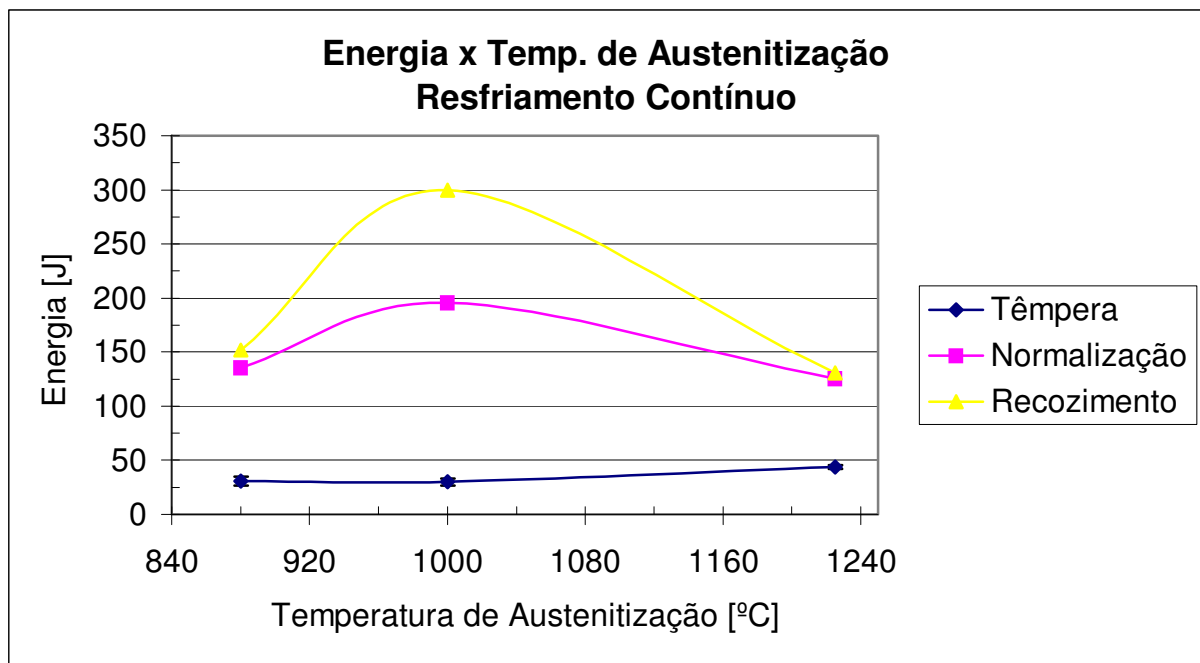


Figura 4.27. Influência da temperatura de austenitização e do resfriamento contínuo na tenacidade do cordão-de-solda.

A Tabela 4.7 e Figura 4.28 exibem a influência das temperaturas de austenitização e do tratamento isotérmico na tenacidade do cordão-de-solda. Observa-se que na temperatura de austenitização de 880°C, com a elevação da temperatura de tratamento

isotérmico, há um sensível aumento dos valores de tenacidade, de 138 para 154J. O mesmo pode ser observado a temperatura de 1225 °C, sendo que os valores encontram-se na faixa de 115 a 126J. Já o comportamento das condições ISO350 e ISO550 para a temperatura de austenitização de 1000 °C diferem consideravelmente. Sendo seus valores de tenacidade de 113J e 149J, respectivamente. E nas condições ISO400, ISO450, ISO500 os valores são praticamente idênticos girando em torno de 140J. De modo geral, a tendência é de queda da tenacidade com a elevação da temperatura de austenitização. Os valores de tenacidade mais elevados estavam relacionados com a austenitização a 880°C.

Tabela 4.7. Valores dos ensaios de tenacidade Charpy resultantes dos diferentes ciclos térmicos aos quais foram submetidos os cordões-de-solda – Tratamento Isotérmico.

<b>Temperatura de trat. Isotérmico [°C]</b>	<b>Temperatura de austenitização [°C]</b>	<b>Energia Absorvida [J]</b>	<b>Desvio Padrão</b>
<b>550 °C (ISO550)</b>	1225	126	6
	1000	149	6
	880	154	20
<b>500 °C (ISO500)</b>	1225	119	5
	1000	144	6
	880	153	4
<b>450 °C (ISO450)</b>	1225	120	5
	1000	141	3
	880	153	8
<b>400 °C (ISO400)</b>	1225	116	4
	1000	141	5
	880	142	12
<b>350 °C (ISO350)</b>	1225	115	8
	1000	113	4
	880	138	10

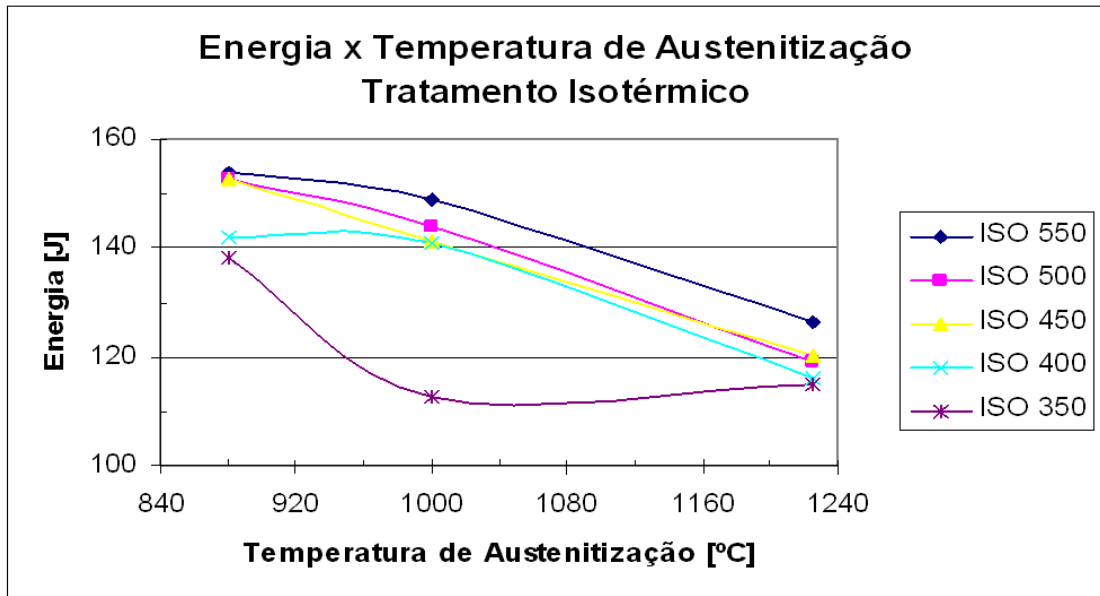


Figura 4.28. Influência da temperatura de austenitização e tratamento isotérmico no valor de tenacidade do cordão-de-solda.

### 4.3. Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas

Por intermédio da análise microestrutural do metal base em três orientações metalográficas distintas, impostas pelo processamento mecânico por laminação, foi possível verificar que há certa orientação preferencial da deformação dos grãos nos planos SL e TS. Para determinar o grau de anisotropia nas propriedades mecânicas do metal base foram realizados ensaios de impacto Charpy. Corpos-de-prova foram retirados do metal base com o entalhe posicionado em diferentes orientações, conforme mostrado na Figura 4.26. Os corpos-de-prova entalhados na orientação TL apresentaram valor médio de tenacidade ao impacto por volta de 41J e na orientação LS de 240J. Comprovando assim que, os efeitos da anisotropia do metal base são bastante acentuados, podendo chegar a diferenças na ordem de 6 (seis) vezes dependendo da orientação adotada. Atenção especial foi dada para a orientação TS, pois esta é a mesma orientação na qual foram retirados os corpos-de-prova da junta soldada. Nesta orientação o metal base apresenta valor médio de 77J.

Na condição “como soldado” o valor de tenacidade apurado foi por volta de 36J. Este fato é bastante relevante uma vez que é desejado que a união soldada apresente continuidade das suas propriedades mecânicas. Ou seja, que o cordão-de-solda apresente propriedades mecânicas semelhantes ao metal base. Todavia, foi constatado que o processo de soldagem a arco submerso empregado pela ICEC resulta numa acentuada redução da tenacidade do cordão-de-solda. Para mesma posição do entalhe, a tenacidade do cordão-de-solda “como soldado” (36J) é menos da metade do valor da tenacidade do metal base (77J apurada para orientação TS).

Entre as possibilidades aventadas para se tentar minimizar a baixa tenacidade do cordão-de-solda como soldado optou-se neste trabalho pelo emprego de ciclos térmicos. Os resultados apurados a partir da caracterização microestrutural e mecânica, nas diversas condições de ciclos térmicos mostram que é possível se obter por essa via expressivas modificações na microestrutura do cordão-de-solda e conseqüentemente nas propriedades mecânicas.

Pode-se obter, dependendo do ciclo térmico, aumentos expressivos de tenacidade do cordão-de-solda quando comparado com a condição “como soldado”.

Realizando uma análise comparativa dos valores de tenacidade e dureza obtidos da condição “como soldado” com os diversos ciclos térmicos empregados, verifica-se uma semelhança da condição "como soldado” com as de resfriamento brusco em água – têmpera – independentemente da temperatura de austenitização – vide Tabela 4.8.

Tabela 4.8. Valores de tenacidade e dureza do cordão-de-solda na condição “como soldado” e após tratamento térmico de têmpera a partir de diferentes temperaturas de austenitização.

<b>Condição “como soldado”</b>		
Tenacidade [J]		Dureza [kgf/mm <sup>2</sup> ]
36 (6)		185 (6)
<b>Tratamento térmico de têmpera – resfriamento em água</b>		
Temp. de austenitização [°C]	Tenacidade [J]	Dureza [kgf/mm <sup>2</sup> ]
880	31 (4)	197 (4)
1000	30 (3)	217 (3)
1225	43 (2)	192 (3)

A análise dos valores apresentados na Tabela 4.8 sugere que durante o processo de resfriamento após a soldagem a extração de calor do cordão-de-solda é extremamente elevada. Fato justificável pelas dimensões das chapas que foram utilizadas para a confecção da junta soldada – duas chapas de 5000x500x16mm. Assim, o ciclo térmico que mais se aproxima da condição real de soldagem é o resfriamento brusco em água, a têmpera.

A Figura 4.29 mostra os valores de tenacidade ao impacto da condição de têmpera em função da temperatura de austenitização.

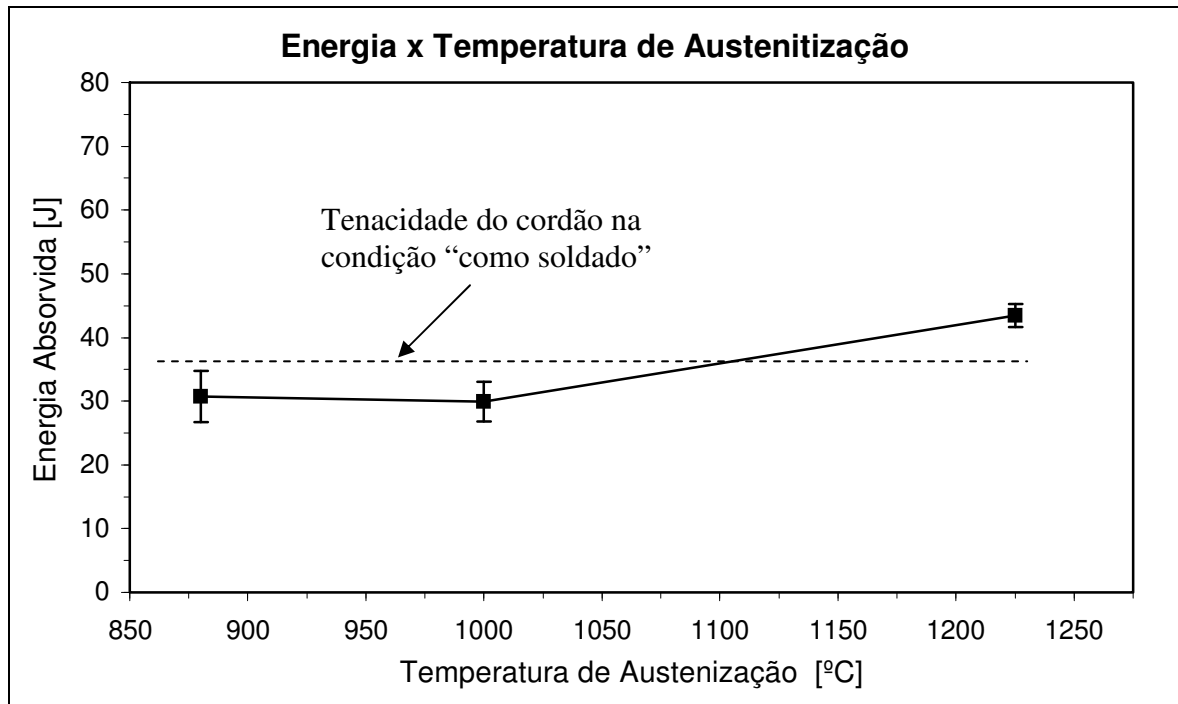


Figura 4.29. Influência da temperatura de austenitização seguido de resfriamento brusco em água – têmpera – na tenacidade ao impacto do cordão-de-solda.

A Figura 4.29 mostra que nas condições de austenitização a 880 e 1000°C, seguido de têmpera, os valores de tenacidade ficaram por volta de 30J. Tais valores de tenacidade, relativamente baixos, podem ser explicados pela microestrutura presente – vide Figuras 4.30 e 4.31.

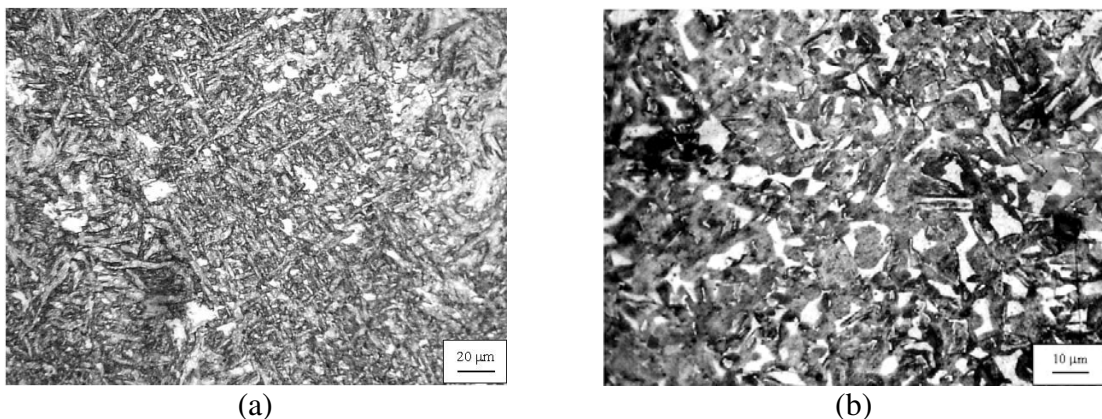


Figura 4.30. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C e seguido de resfriamento em água – Têmpera. Ataque (a) solução de Nital 2% e (b) seletivo.

Na condição a 880°C é observado, na Figura 4.30(a), que a microestrutura é constituída de elevada fração volumétrica de ferrita acicular. O que, supostamente, deveria resultar em valores mais elevados de tenacidade. No entanto, como visto, o valor de

tenacidade para esta condição foi baixo, por volta de 30J. Isto possivelmente possa ser em razão da presença de microfases – regiões frágeis ou MA constituintes – que prejudicam de maneira substancial a tenacidade do material. Para verificar a possível ocorrência de tais regiões frágeis empregou-se um ataque seletivo. A Figura 4.30(b) apresenta a micrografia após a realização do ataque seletivo. As regiões brancas aparentemente são MA constituintes. Sendo assim, as regiões frágeis estão presentes em grande quantidade. Isto supostamente devido a austenitização incompleta, o que possibilitou a coexistência de ferrita e austenita. A austenita existente, por apresentar composição favorável, permitiu a formação em maior quantidade do MA constituinte.

Para a têmpera a partir de 1000°C se obteve os mais elevados valores de dureza, por volta de 217kgf/mm<sup>2</sup>, e também baixos valores de tenacidade por volta de 30J. Tais valores são justificados quando é analisada a micrografia obtida da amostra submetida a esta condição de ciclo térmico. A Figura 4.31(a) mostra que a microestrutura é constituída predominantemente de martensita que normalmente possui característica frágil.

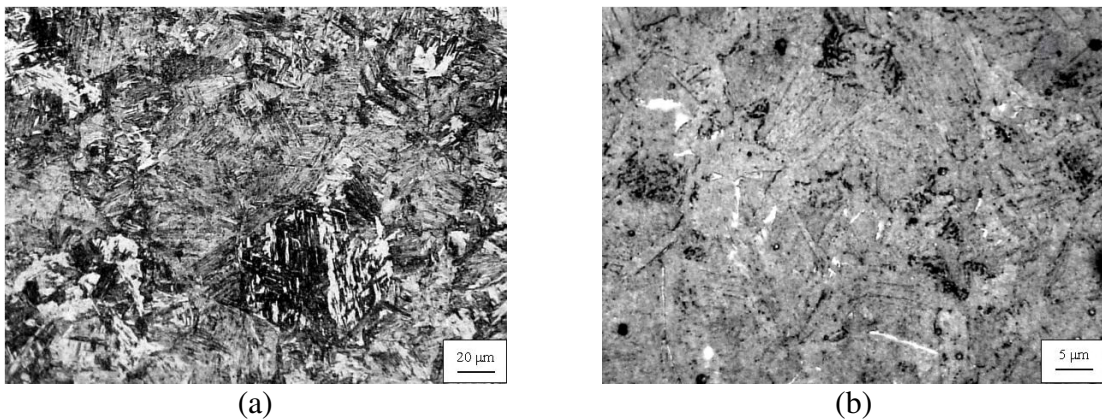


Figura 4.31. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C e seguido de resfriamento em água – têmpera. Ataque (a) solução de Nital 2% e (b) seletivo.

Para esta condição realizou-se também o ataque seletivo na tentativa de evidenciar possíveis regiões frágeis. Embora os baixos valores de tenacidade pudessem ser justificados exclusivamente pela estrutura martensítica apresentada. O resultado do ataque seletivo – vide Figura 4.31(b) – mostra regiões claras que se supõe que seja as microfases fragilizantes. Entretanto, a fração volumétrica destas regiões se encontra muito abaixo da condição mostrada na Figura 4.30(b). Isto pode ser explicado pelo efeito causado pela temperatura empregada - 1000°C. Neste caso houve a completa austenitização do cordão-de-

solda o que certamente não ocorreu na condição a 880°C. A austenitização completa permitiu uma melhor homogeneização. Desaparecendo assim a condição mais favorável para a formação dos microconstituintes frágeis. Por este motivo acredita-se que a fração volumétrica das regiões frágeis foi sensivelmente menor para a austenitização a 1000°C quando comparada com a resultante da austenitização a 880°C.

Para a têmpera a partir da austenitização a 1225°C, o valor médio da dureza é de 192kgf/mm<sup>2</sup>. Este valor está muito próximo a dureza do cordão-de-solda na condição de “como soldado”, que foi de 185kgf/mm<sup>2</sup>. No que se refere ao valor de tenacidade ocorreu um aumento expressivo quando se compara com as duas condições de têmpera – a partir das temperaturas de austenitização de 880 e 1000°C. O valor da tenacidade foi de 45J enquanto que para as outras duas condições ao redor de 30J – vide Tabela 4.8. Ainda que em termo absoluto não seja um valor tão alto, em termo relativo ele se reveste de importância. Visto que tal valor é 45% maior do que o valor de tenacidade das outras duas condições de têmpera e 25% maior do que o comparado com a condição “como soldado”. Este ganho de tenacidade pode ser explicado devido a microestrutura obtida nesta condição de tratamento – Figura 4.32(a).

Na Figura 4.32(a) é possível observar uma elevada fração volumétrica de ferrita acicular. Realizada a quantificação obteve-se aproximadamente 85% deste microconstituente. O que possivelmente contribuiu para o valor mais elevado de tenacidade quando comparado com as outras condições de têmpera. Entretanto, realizando um ataque seletivo, verificou-se também a presença de regiões claras, que se supõe que sejam de MA constituinte, notadamente prejudiciais a tenacidade.

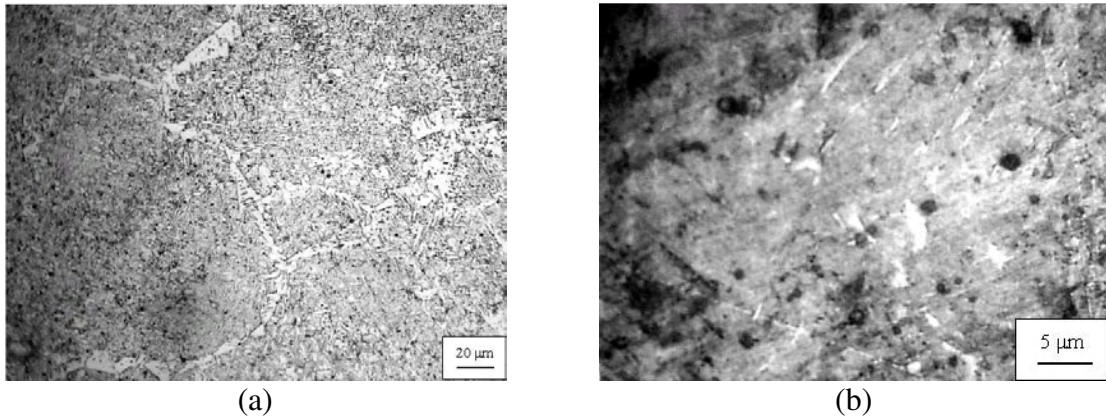


Figura 4.32. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C e seguido de resfriamento em água – têmpera. Ataque (a) solução de Nital 2% e (b) seletivo.

Como apresentado no capítulo 2 – Revisão Bibliográfica – há uma faixa ótima de fração volumétrica de ferrita acicular na qual são obtidos elevados valores de tenacidade. Tal faixa se encontra aproximadamente entre 60-70% de ferrita acicular. Com frações volumétricas acima de 70% ocorre acentuada queda na tenacidade do material.

Acredita-se que o aumento da fração volumétrica de regiões frágeis coincide com a elevação da fração de ferrita acicular acima do valor limite considerado benéfico. Pois com o aumento da quantidade de ferrita ocorre concomitantemente a "expulsão" de carbono para as áreas adjacentes de austenita não transformada. Esta austenita mais rica em carbono é a principal fonte de formação das regiões frágeis – MA constituintes.

Analisando o efeito da ferrita acicular provocado nas amostras temperadas a partir das três temperaturas de austenitização, verificou-se que o valor mais elevado da tenacidade coincidiu com a amostra que apresentou o valor mais alto de ferrita acicular – austenitização a 1225°C. Todavia, acredita-se que o benefício não foi ainda maior porque ocorreu também a formação de microconstituintes fragilizantes. Neste caso, o valor de tenacidade foi 25% maior do que a do cordão-de-solda “como soldado”.

Todavia, este ganho é muito pequeno quando comparado com os ganhos auferidos com as outras duas condições de resfriamento contínuo, a normalização e recozimento. Nestas duas condições de tratamento térmico notou-se que a temperatura de austenitização desempenha um papel muito importante. Para ambos os tratamentos, as amostras austenitizadas a partir de 1000°C apresentaram os valores mais altos de tenacidade -

195J para normalização e 300J para o recozimento. Com respeito as medidas de dureza, os valores decorrentes da normalização mostraram-se pouco superiores aos do recozimento, 140 e 130kgf/mm<sup>2</sup>, respectivamente. A microestrutura resultante, nos dois casos, é constituída de ferrita poligonal e ilha de agregados ferrita-carboneto - Figura 4.33.

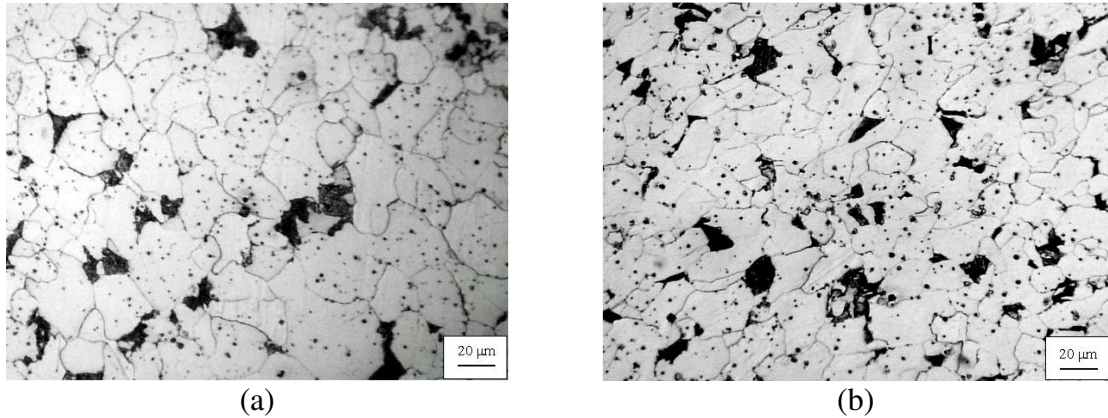


Figura 4.33. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C, seguido de resfriamento (a) ar calmo - normalizado e (b) dentro do forno - recozimento. Ataque Nital 2%.

Para as amostras normalizadas e recozidas a partir da austenitização a 880°C os valores de tenacidade se mostraram mais baixos, 135J para a normalização e 151J para o recozimento. Estes valores mais baixos se devem possivelmente aos resquícios da estrutura de bruta de fusão, uma vez que a esta temperatura existem fortes evidencias de que não ocorreu completa austenitização do cordão-de-solda. Na Figura 4.34, é possível se verificar a presença de uma estrutura constituída de grãos alongados e grosseiros, que revela resquícios de uma estrutura bruta de fusão.

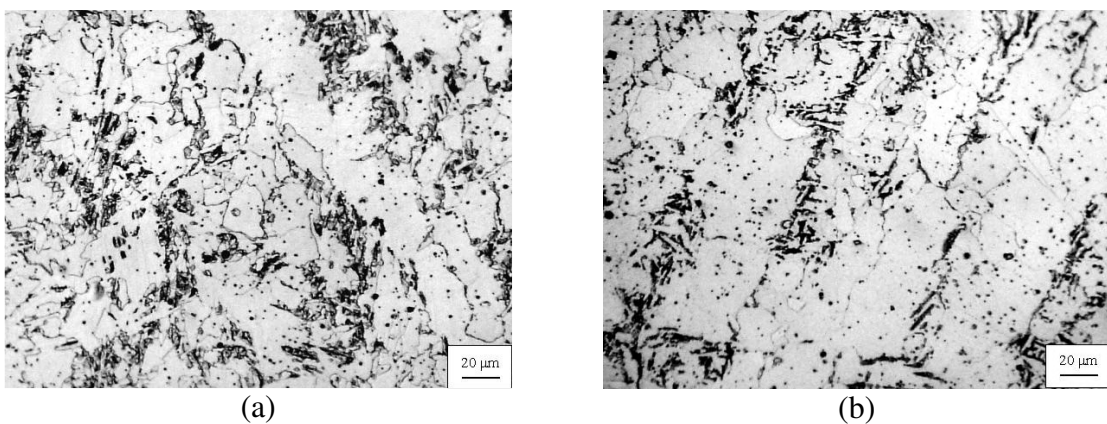


Figura 4.34. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C e seguido de resfriamento (a) ar calmo - normalizado e (b) no forno - recozimento. Ataque Nital 2%.

Na condição de normalizado – Figura 4.34(a) – nota-se uma quantidade elevada de ilhas de agregados ferrita-carbonetos. Que devido a morfologia e estrutura, muito possivelmente, não oferecem grande resistência a propagação de trincas. E ainda, a disposição destes agregados propicia alguns “caminhos” contínuos e frágeis para que a trinca avance. Este fato fica mais evidente na Figura 4.34(b) que se refere a condição de recozimento. Observa-se um alinhamento preferencial dos agregados ferrita-carbonetos. Entretanto, não só a presença e disposição de tais agregados são os únicos responsáveis pela baixa tenacidade. Podem ser devidos também aos grãos grosseiros de ferrita de contorno de grão que são observados em ambas as condições. Aparentemente os grãos são mais grosseiros na condição de recozimento. O que é facilmente aceito, pois, permanecendo a uma temperatura mais elevada por um tempo mais prolongado é propiciado um crescimento mais acentuado da ferrita, sobretudo, no que se refere a ferrita de contorno de grão.

Empregando-se temperatura de austenitização mais elevada, 1225°C, nas condições de normalização e recozimento não ocorreu grande diferença nos valores de tenacidade, que estão por volta de 125 e 131J, respectivamente. Entretanto, houve uma sensível queda em comparação a condição de austenitização a 1000°C. Tal queda pode ser explicada devido ao tamanho de grão da ferrita em ambas as condições, para austenitização a 1225°C, aproximadamente 16µm e 34µm para a normalização e recozimento, respectivamente. A Figura 4.35, apresenta a micrografia obtida de ambas condições de tratamento.

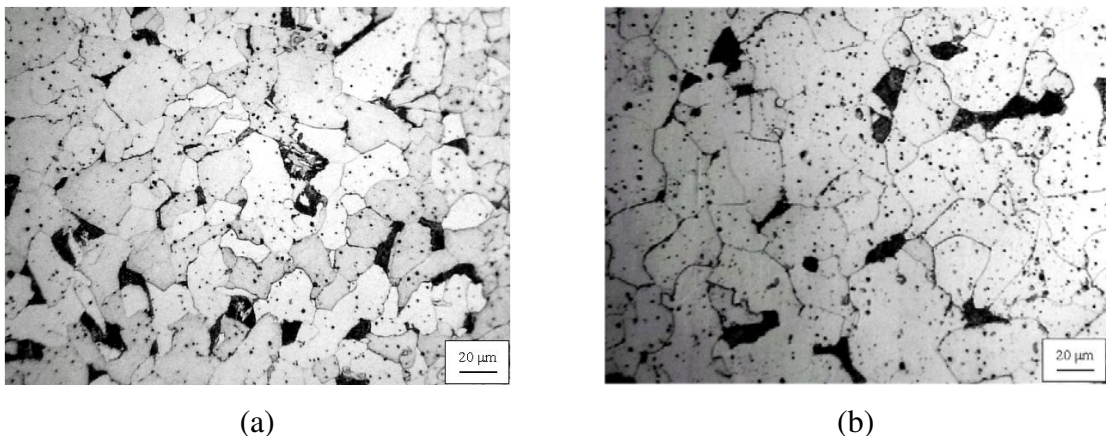


Figura 4.35. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C, seguido de resfriamento (a) ar calmo - normalizado e (b) dentro do forno – recozimento. Ataque Nital 2%.

A queda de tenacidade tanto para a normalização como para o recozimento após austenitização a 1225°C, quando comparado com a austenitização a 1000°C, não se deve única e exclusivamente ao tamanho de grão ferrítico. Mas também pode ter como causa a presença de outras fases como os agregados ferrita-carbonetos, levando-se em consideração sua disposição e morfologia.

Anteriormente foram discutidos os resultados obtidos dos corpos-de-prova submetidos a resfriamento contínuo e na condição "como soldado". Entretanto, para tornar a análise mais abrangente possível recorreu-se também a mais doze condições de tratamento isotérmico. Os resultados dos ensaios mecânicos e micrográficos para as diversas condições de ciclos térmicos, estão apresentados na formas de Tabelas – 4.3 e 4.7 – e Figuras – 4.14 a 4.22, 4.25 e 4.28. Como mencionado anteriormente, a análise metalográfica ficou restrita as amostras consideradas representativas – amostras ISO350, ISO450 e ISO550 das três temperaturas de austenitização.

O emprego de diferentes temperaturas de tratamento isotérmico exerceu uma influência moderada na alteração da microestrutura e nas propriedades do cordão-de-solda. Analisando primeiramente a microestrutura, verificou-se um “desenvolvimento” da mesma com a elevação da temperatura do banho de chumbo. Este fato pode ser confirmado observando-se a seqüência das micrografias apresentadas nas Figuras 4.36 a 4.38.

Analisando as Figuras 4.36 a 4.38 é possível verificar a mudança gradual da microestrutura do cordão-de-solda com a elevação da temperatura de banho. É observado o crescimento da ferrita, tornando-se gradativamente mais grosseira. Bem como a concentração mais pronunciada dos agregados ferrita-carbonetos, ou seja, uma migração e aglomeração nos locais preferenciais.

A evolução do crescimento da ferrita com o aumento da temperatura do banho de chumbo, de 350 até 550°C, ocorrido em todas as temperaturas de austenitização, era esperada, pois, a difusão atômica aumenta com a temperatura. Assim, os grãos de ferrita tendem a se desenvolver de maneira mais acentuada a temperaturas mais elevadas tornando assim a microestrutura com granulação mais grosseira. O mesmo ocorre com os agregados ferrita-carboneto que vão coalescendo com a elevação da temperatura tratamento isotérmico.

Esta alteração na microestrutura tem influência direta nas propriedades mecânicas do cordão-de-solda. Como pôde ser visto nos resultados de tenacidade e dureza ambos sofrem influencia da temperatura de tratamento isotérmico. A Figura 4.25 mostra que com a elevação da temperatura do banho de chumbo ocorre um decréscimo dos valores de dureza. Tal fato é confirmado para a austenitização a 1000°C e ainda ocorre de maneira mais evidente a 1225°C. Para austenitização a 1225°C seguida de tratamento isotérmico os valores médios de dureza variaram entre 185kgf/mm<sup>2</sup> para o ISO350 e 160kgf/mm<sup>2</sup> para ISO550. Entretanto, para a austenitização a 880°C as diferentes temperaturas de tratamento praticamente não afetaram o valor de dureza que ficou por volta de 160kgf/mm<sup>2</sup>.

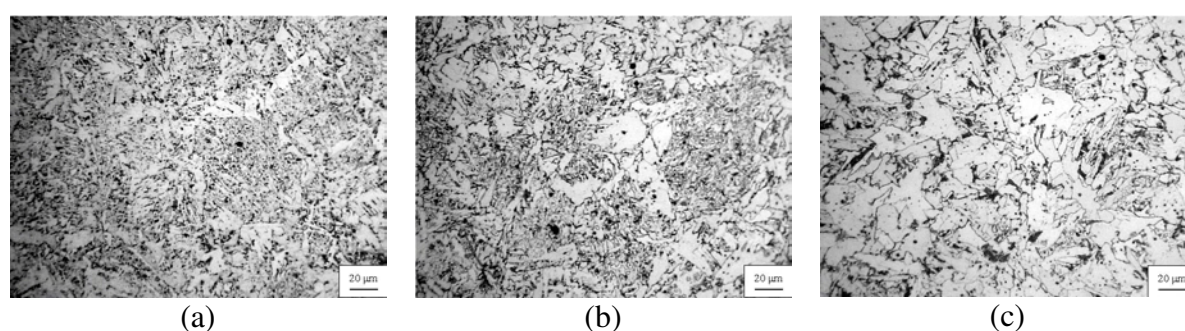


Figura 4.36. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1225°C e seguido de tratamento isotérmico a (a) 350 °C ; (b) 450°C ; (c) 550°C. Ataque Nital 2%.

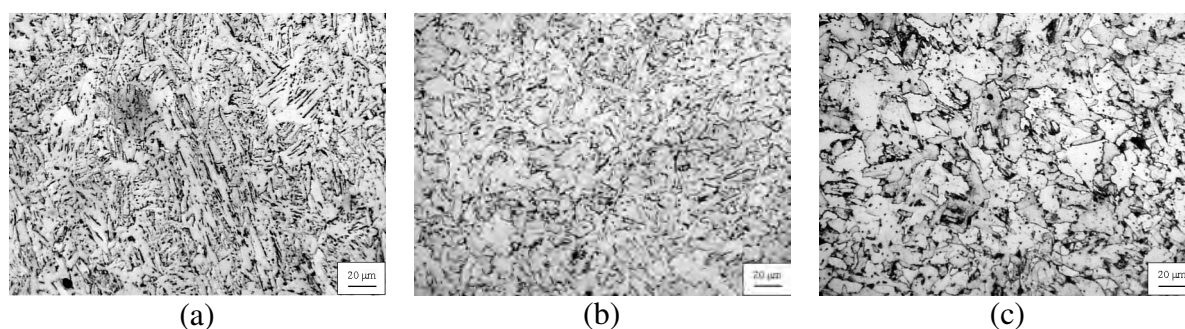


Figura 4.37. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 1000°C e seguido de tratamento isotérmico a (a) 350 °C ; (b) 450°C ; (c) 550°C. Ataque Nital 2%.

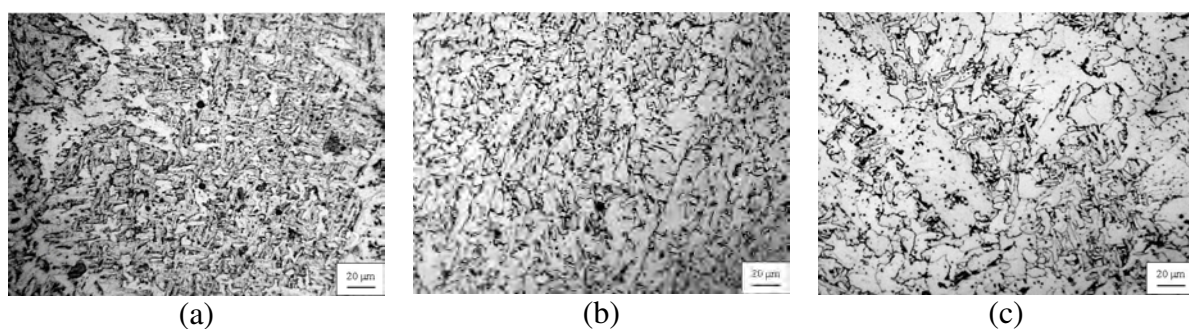


Figura 4.38. Cordão-de-solda depositado do aço estrutural COS Civil 300, austenitizado a 880°C e seguido de tratamento isotérmico a (a) 350 °C ; (b) 450°C ; (c) 550°C. Ataque Nital 2%.

O efeito sobre a tenacidade é mostrado na Figura 4.28. Observa-se que ocorre uma queda dos valores de tenacidade com a diminuição da temperatura do banho de chumbo. Para a austenitização a 880°C nas condições de banho a 450, 500 e 550°C foram obtidos os maiores valores de tenacidade, por volta de 152J. E valores na faixa de 115 a 126J para austenitização a 1225°C. Portanto, o comportamento mecânico, dureza e tenacidade, sofreram uma moderada variação com a modificação da microestrutura. Tal modificação é mais evidenciada, sobretudo, pelo crescimento da ferrita e disposição dos agregados ferrita-carboneto. O efeito na dureza provavelmente esteja fortemente relacionada com a disposição de tais carbonetos e também com a estrutura mais grosseira que diminui a dureza do material.

Para finalizar, com respeito aos tratamentos isotérmicos, não só a temperatura de banho exerce influencia sobre a microestrutura mas também a temperatura de austenitização. Com a elevação da temperatura de austenitização a microestrutura final aparentemente se tornou mais grosseira. Fato este que foi responsabilizado para justificar de maneira geral os resultados obtidos. Por exemplo, tomando como base o tratamento ISO 450. Neste caso, a variação dos valores de tenacidade com o aumento da temperatura de austenitização seguiu o seguinte comportamento: 153J para austenitização a 880°C, 141J para austenitização a 1000°C e 121J para austenitização a 1225°C. Sem dúvida, esta queda no valor de tenacidade coincide com o desenvolvimento de uma microestrutura mais grosseira.

## 5. Conclusões

O presente trabalho teve como foco o estudo da influência de ciclos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de junta soldada do aço COS Civil 300, soldado pelo processo arco submerso. O propósito foi, por intermédio de ciclos térmicos, investigar formas de se obter uma microestrutura que possibilite melhorar a tenacidade do cordão-de-solda de modo a minimizar o efeito do entalhe sobre esta região da junta soldada. As principais conclusões apuradas foram as seguintes.

### **Com respeito à composição química:**

- *A análise química revelou que o teor de carbono do cordão-de-solda (0,06%) é expressivamente menor que o encontrado no metal base (0,15%). Esta diferença se deve provavelmente a uma combinação de fatores tais como: reduzido teor de carbono presente no arame de adição, elevada taxa de deposição de material inerente ao processo arco submerso, o tipo de chanfro utilizado na junta soldada e ao procedimento de soldagem.*

### **Com respeito ao metal base:**

- *Por intermédio da análise microestrutural do metal base em três planos metalográficos ortogonais entre si, foi possível verificar que há uma orientação preferencial dos grãos nos planos SL e TS, decorrentes do processo de laminação. O grau de anisotropia do metal base foi avaliado também através do ensaio de impacto Charpy realizado em corpos-de-prova entalhados em diferentes orientações. Os corpos-de-prova entalhados na orientação TL apresentaram valor médio de tenacidade de 41J e na orientação LS de 240J. Comprovando assim que, os efeitos da anisotropia do metal base são bastante acentuados, podendo atingir diferenças na ordem de 6 (seis) vezes dependendo da orientação adotada. Atenção especial foi dada para a orientação TS, pois está é a mesma orientação na qual foi retirada os corpos-de-prova da junta soldada. Nesta orientação o metal base apresenta 77J como valor médio da tenacidade.*

### **Com respeito ao cordão-de-solda “como soldado”:**

- *A microestrutura do cordão-de-solda “como soldado” revelou uma estrutura bruta de fusão, caracterizada por grandes grãos alongados de austenita anterior sobre a qual ocorreram as transformações microestruturais que resultaram na formação de ferrita acicular no interior dos grãos de austenita anterior, assim como ferrita primária de contorno de grão, intragranular e agregados ferrita-carboneto;*
- *Foi constatado que a condição “como soldado” é bastante crítica pois resulta numa condição de alta fragilidade, de tenacidade muito baixa, por volta de 36J. Este fato é bastante relevante uma vez que é desejado que a união soldada apresente propriedades mecânicas semelhantes ao metal base. Todavia, foi constatado que o processo de soldagem a arco submerso empregado no trabalho resulta numa acentuada redução da tenacidade do cordão-de-solda. Para mesma posição do entalhe, a tenacidade do cordão-de-solda é menos da metade do valor da tenacidade do metal base, que é de 77J na orientação TS;*
- *O baixo valor de tenacidade sugere que o processo de resfriamento da junta soldada, após soldagem, a extração de calor foi extremamente elevada. As dimensões das chapas utilizadas na confecção da junta soldada – duas chapas de 5000x500x16mm, certamente impuseram uma taxa de resfriamento acentuada. De fato, comparando o valor de tenacidade desta condição com os valores oriundos das outras condições de tratamento térmico, constata-se que os valores de tenacidade que mais se aproximaram desse valor são os oriundos dos ciclos térmicos do resfriamento brusco em água, ou seja, em que se realizou têmpera;*
- *Sem dúvida, esta alta fragilidade apresentada pelo cordão-de-solda na condição pós-soldagem, mesmo tendo baixo teor de carbono, deixa evidente que alguma providência pode e precisa ser tomada para minimizar este efeito deletério.*

Entre as possibilidades aventadas para se tentar minimizar a baixa tenacidade do cordão-de-solda “como soldado” optou-se neste trabalho pelo emprego de ciclos térmicos. Os resultados apurados a partir da caracterização microestrutural e mecânica, nas diversas condições de ciclos térmicos mostram que, em que pese alta fragilidade da condição “como

soldado”, é possível se alterar se forma satisfatória a microestrutura de modo a melhorar substancialmente a tenacidade. As principais conclusões apuradas dos tratamentos térmicos com resfriamento contínuo (RC) e resfriamento isotérmico (ISO) foram:

### **Com respeito aos tratamentos térmicos RC:**

- *As amostras austenitizadas a 880 e 1000°C, seguido de têmpera, apresentaram valores de tenacidade por volta de 30J. Tais valores relativamente baixos de tenacidade podem ser explicados pela microestrutura presente. Na condição a 880°C foi observado que a microestrutura é constituída de elevada fração volumétrica de ferrita acicular. O que, supostamente, deveria resultar em valores mais elevados de tenacidade. No entanto, isto possivelmente não ocorreu em razão da presença de microfases – regiões frágeis ou MA constituintes – que prejudicam de maneira substancial a tenacidade do material. Isto supostamente devido a austenitização incompleta, o que possibilitou a coexistência de ferrita e austenita. A austenita existente, por apresentar composição favorável, permitiu a formação em maior quantidade do MA constituinte. Para a têmpera a partir de 1000°C o valor médio da dureza foi de 217kgf/mm<sup>2</sup> e o de tenacidade por volta de 30J. Esse baixo valor de tenacidade se deve a forte formação de martensita e também a presença de MA constituintes. Todavia, em menor quantidade quando comparada com a resultante da austenitização a 880°C;*
- *Para a têmpera a partir da austenitização a 1225°C, o valor médio da dureza é de 192kgf/mm<sup>2</sup>. Este valor está muito próximo a dureza do cordão-de-solda na condição de “como soldado”, que foi de 185kgf/mm<sup>2</sup>. No que se refere ao valor de tenacidade ocorreu um aumento expressivo quando se compara com as duas condições de têmpera – a partir das temperaturas de austenitização a 880 e 1000°C. O valor da tenacidade foi de 45J enquanto que para as outras duas condições ao redor de 30J. Ainda que em termo absoluto não seja um valor tão alto, em termo relativo ele se reveste de importância. Visto que tal valor é 45% maior do que o valor de tenacidade das outras duas condições de têmpera e 25% maior do que o comparado com a condição “como soldado”. Este ganho de tenacidade pode ser explicado devido a microestrutura obtida apresentar uma elevada fração volumétrica de ferrita acicular,*

*aproximadamente 85%. O que possivelmente contribuiu para o valor mais elevado de tenacidade quando comparado com as outras condições de t mpera. Entretanto, acredita-se que o benef cio n o foi ainda maior porque ocorreu tamb m a forma o de microconstituintes fragilizantes;*

- *Entretanto, este ganho   muito pequeno quando comparado com os ganhos auferidos com as outras duas condi es de resfriamento cont nuo, a normaliza o e recozimento. Nestas duas condi es de tratamento t rmico notou-se que a temperatura de austenitiza o desempenha um papel muito importante. Para ambos os tratamentos, as amostras austenitizadas a partir de 1000 C apresentaram os valores mais altos de tenacidade - 195J para normaliza o e 300J para o recozimento. Com respeito as medidas de dureza, os valores decorrentes da normaliza o mostraram-se pouco superiores aos do recozimento, 140 e 130kgf/mm<sup>2</sup>, respectivamente. A microestrutura resultante, nos dois casos,   constitu da de ferrita poligonal e ilha de agregados ferrita-carboneto;*
- *Para as amostras normalizadas e recozidas a partir da austenitiza o a 880 C os valores de tenacidade se mostraram mais baixos, 135J para a normaliza o e 151J para o recozimento. Estes valores mais baixos se devem possivelmente aos resqu cios da estrutura de bruta de fus o. Uma vez que a esta temperatura existem fortes evidencias de que n o ocorreu a completa austenitiza o do cord o-de-solda. Verificou-se a presen a de uma estrutura constitu da de gr os alongados e grosseiros, que revela resqu cios de uma estrutura bruta de fus o;*
- *Empregando-se temperatura de austenitiza o mais elevada, 1225 C, nas condi es de normaliza o e recozimento n o ocorreu grande diferen a nos valores de tenacidade, que est o por volta de 125 e 131J, respectivamente. Entretanto, houve uma sens vel queda em compara o a condi o de austenitiza o a 1000 C. Tal queda pode ser explicada devido ao tamanho de gr o da ferrita em ambas as condi es, para austenitiza o a 1225 C, aproximadamente 16 m e 34 m para a normaliza o e recozimento, respectivamente.*

- *A queda de tenacidade tanto para a normalização como para o recozimento após austenitização a 1225°C, quando comparado com a austenitização a 1000°C, não se deve única e exclusivamente ao tamanho de grão ferrítico. Mas também pode ter como causa a presença de outras fases como os agregados ferrita-carbonetos, levando-se em consideração sua disposição e morfologia.*

### **Com respeito aos tratamentos térmicos ISO:**

- *A análise metalográfica ficou restrita as amostras consideradas representativas – amostras ISO350, ISO450 e ISO550 das três temperaturas de austenitização. O emprego de diferentes temperaturas de tratamento isotérmico exerceu uma influência moderada na alteração da microestrutura e nas propriedades do cordão-de-solda. Verificou-se que ocorre uma mudança gradual da microestrutura do cordão-de-solda com a elevação da temperatura de banho. Observou-se o crescimento da ferrita, tornando-se gradativamente mais grosseira e também o coalescimento dos agregados ferrita-carbonetos;*
- *Com a elevação da temperatura do banho de chumbo ocorre um decréscimo dos valores de dureza. Tal fato é confirmado para a austenitização a 1000°C e ainda ocorre de maneira mais evidente a 1225°C. Para austenitização a 1225°C seguida de tratamento isotérmico os valores médios de dureza variaram entre 185kgf/mm<sup>2</sup> para o ISO350 e 160 kgf/mm<sup>2</sup> para ISO550. Entretanto, para a austenitização a 880°C as diferentes temperaturas de tratamento praticamente não afetaram o valor de dureza que ficou por volta de 160kgf/mm<sup>2</sup>;*
- *Observa-se que ocorre uma queda dos valores de tenacidade com a diminuição da temperatura do banho de chumbo. Para a austenitização a 880°C nas condições de banho a 450, 500 e 550°C foram obtidos os maiores valores de tenacidade, por volta de 152J. E valores na faixa de 115 a 126J para austenização a 1225°C. Portanto, o comportamento mecânico, dureza e tenacidade, sofreram uma moderada variação com a modificação da microestrutura. Tal modificação é mais evidenciada, sobretudo, pelo crescimento da ferrita e disposição dos agregados ferrita-carbonetos;*

- *O emprego das diferentes rotas de tratamento isotérmico de uma maneira geral, produziram variações microestruturais porém não muito pronunciadas. Visto que os valores de tenacidade, independentemente da rota de tratamento, variaram entre aproximadamente 113 e 154J.*

## 6. Sugestões para Trabalhos Futuros

- Empregar ciclos térmicos com diferentes temperaturas de austenitização, por volta de 1000°C. Bem com outros meios de resfriamento, por exemplo, têmpera em óleo;
- Realizar medidas de microdureza nos microconstituintes para avaliar o grau de efeito para as propriedades mecânicas do cordão-de-solda;
- Realizar ensaios mecânicos de tenacidade à fratura com corpos-de-prova pré-trincados;
- Estudar a composição de fluxos e sua viabilidade, para que possibilitem uma melhora da tenacidade do cordão-de-solda sem a necessidade de recorrer ao emprego de ciclos térmicos;
- Desenvolver e aplicar ataques seletivos para que seja possível identificar com maior facilidade os M-A constituintes.

## Referências Bibliográficas

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. In:\_\_\_\_. *Annual book of ASTM standards: metals test methods and analytical procedures*. Danvers: ASTM, 1996. p.136-55. (ASTM E23-96).

ALE, R. M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte II: Metal de Solda. *Soldagem & Materiais*, São Paulo, v.1, n.2, p. 18-25, 1993.

BARBARO, F.J.; KRAUKLIS, P.; EASTERLING, K.E. Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels. *Materials Science and Technology*, London, v.5, p. 1057-1068, 1989.

BAYRAKTAR, E.; KAPLAN, D. Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.153/154, p. 87-92, 2004.

BONNEVIE, E. et al. Morphological aspects of martensite–austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v.385, p. 352-358, 2004.

BYUN, J. et al. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel. *Acta Materialia*, Oxford, v.51, p. 1593-1606, 2003.

BYUN, J. et al. Influence of Mn on microstructural evolution in Ti-Killed C-Mn steel. *Scripta Materialia*, Bethesda, v.48, p. 449-454, 2003a.

BYUN, J. et al. Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v.319/321, p. 326-331, 2001.

COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. São Paulo: Edgard Blucher, 1974.

DÍAZ, M. et al. Improvement of mechanical properties in structural steels by development of acicular ferrite microstructures. *Journal Constructional Steel Research*, London, v.46, n.1/3, p. 413-414, 1998.

EVANS, G. M. The effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal. *Welding in the World*, London, v.31, n.1, p. 16- 26, 1993.

EVANS, G. M. Effect of aluminum and nitrogen on Ti-B containing steel welds. *Welding Journal*, Miami, v.76, n.10, p. 431-441, 1997.

FARRAR, R.A. The role inclusions in the ductile fracture of weld metals. *Welding and Metal Fabrication*, S.L., v.44, p. 578-581, 1976.

FORTES, C. *Apostila de arco submerso*. ESAB, 2004. Disponível em: <<http://www.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Arco%20Submerso.pdf>>. Acesso em: 16 ago. 2004.

FOX, A. G.; BROTHERS D. G. 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*, Elmsford, v.32, n.7, p. 1061-1066, 1995.

GLADMAN, T. *The physical metallurgy of microalloyed steels*. London: The Institute of Materials, 1997. p. 349-359.

GREGG, J. M.; BHADSHIA, H. K. D. H.; SVENSSON. E. Inoculation of steel welds with non-metallic particles. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v.233, p. 146-157, 1997.

DOLBY, R.E. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. *Welding in the World*, London, v.24, n.7/8, p. 144-148, 1986.

HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADSHIA, H. K. D. H. *Steels: microstructure and properties*. 2.ed. London: Edward Arnold Publishers, 1995.

HOWARD, B. C. *Modern welding technology*. 4.ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 1998.

IIW Doc. Nº IX-1533-88 / IXJ-123-87. *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*. Revision 2, Junho 1988.

INABA, R. *Arquitetura em aço*. Disponível em: <[http://www.estruturametalica.com.br/pg\\_dinamica/bin/pg\\_dinamica?id\\_pag=161](http://www.estruturametalica.com.br/pg_dinamica/bin/pg_dinamica?id_pag=161)> Acesso em: 25 jun. 2004.

LANCASTER, J. *Handbook of structural welding: processes, materials and methods used in the welding of major structures, pipelines and process plant*. Cambridge: Imprensa Cambridge, Abington Publishing, 1992.

MADARIAGA, I. et al. Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling. *Scripta Materialia*, Bethesda, v.41, n.3, p. 229-235, 1999.

MADARIAGA, I.; GUTIÉRREZ, I. Nucleation of acicular ferrite enhanced by the precipitation of CuS on MnS particles. *Scripta Materialia*, Bethesda, v.37, n.8, p. 1185-1192, 1997.

MAHONI, F. M. *Investigation into mechanism of acicular ferrite in steel weld metal*. Master of Science in Mechanical Engineering. Master's thesis. Naval Postgraduate School Monterey CA. University of Rhode Island. 1993.

MELLO, Ricardo S. T. et al. Estudo de inclusões não metálicas em metais de solda de arco submerso. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 2, 2003, Uberlândia. *Anais...* Uberlândia: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2003. CD-ROM.

MELLO, R.S. T. et al. Influência do zircônio na tenacidade de metais de solda de aço baixa liga obtidos com o processo de arco submerso. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 2, 2003, Uberlândia. *Anais...* Uberlândia: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2003a. CD-ROM.

MORAES, W. A. *Resposta*: pedido de informações. [Mensagem pessoal]. Mensagem recebida por <zarate@dem.feis.unesp.br> em 13 dez. 2004.

ORTEGA, L. P. C. *Efeito da adição de Ti e B na tenacidade do metal de solda obtido por arco submerso em juntas de dois passes*. 1999. Dissertação (Mestrado) - Instituto Alberto Luiz de Coimbra de Pós Graduação e Pesquisa de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1999.

PATCHETT, B. M. *Casti metals blue book: welding filler metals*. 3. ed. Edmonton : Casti Pub., 2000. (Série – CASTI metals data book series).

RAMALHO, J.P. *Introdução a tecnologia de soldagem*. Disponível em: <[http://www.infosolda.com.br/introducao\\_a\\_soldagem.htm#historico](http://www.infosolda.com.br/introducao_a_soldagem.htm#historico)>. Acesso em: 20 jun. 2004.

SCHUMANN, G. O.; FRENCH, I. E. Effect of microstructure and non-metallic inclusions on the impact properties of flux-cored weld metals. *Scripta Materialia*, Bethesda, v.36, n.12, p. 1443-1450, 1997.

SHIM, J.; CHO, Y. W.; BYUN, J. Influence of Mn on microstructural evolution in Ti-Killed C-Mn steel. *Scripta Materialia*, Bethesda, v.48, p. 449-454, 2003.

SHIM, J. et al. Ferrite nucleation potency of non-metallic inclusions in medium carbon steels. *Acta Materialia*, Oxford, v.49, p. 2115-2122, 2001.

SHIM, J. et al. *Mn absorption characteristics of Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusion in low carbon steels*. *Scripta Materialia*, Bethesda, v.44, p. 49-54, 2001.

SHIM, J. et al. *Nucleation of intragranular ferrite at Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle in low carbon steel*. *Acta Materialia*, Bethesda, v.47, n.9, p. 2751-2760, 1999.

TEIXEIRA, F. *Empresas recorrem a processos de última geração para ganhar mercado na construção metálica*. Disponível em <[http://www.revistametalurgica.com.br/apresenta2.php?pag\\_id=301](http://www.revistametalurgica.com.br/apresenta2.php?pag_id=301)>. Acesso em: 16 ago. 2004.

VENKATRAMAN, M.; et al. Modelling of strength and continuous cooling transformation behaviour of HSLA-100 plate steel. *Ironmaking and Steelmaking*, London, v.28, n.5, p. 373-383, 2001.

VENTRELLA, V. A. *Identificação microestrutural de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga*. 1999. Tese (Doutoramento em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.

ZHANG, Z.; FARRAR, R.A. Role of non-metallic inclusions in formation of acicular ferrite in low alloy weld metals. *Materials Science and Technology*, London, v.12, p. 237-248, 1996.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. *Soldagem*. São Paulo: SENAI, 1997. (Coleção tecnologia Senai)