

unesp 

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

***INFLUÊNCIA DOS PROCEDIMENTOS DE
SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DO METAL DE
SOLDA DO AÇO APIX-70***

Maria Helena Menini Ferreira

Ilha Solteira - SP

1210001288



unesp



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DOS PROCEDIMENTOS DE
SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DO METAL DE
SOLDA DO AÇO API X-70**

Ilha Solteira

BCpIS - FEIS - UNESP



“Influência dos Procedimentos de Soldagem na Microestrutura do Metal de Solda do Aço API X-70”

Maria Helena Menini Ferreira

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

NA ÁREA DE CONCENTRAÇÃO MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. João Antonio Pereira
Coordenador

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella - Orientador

Prof.^a Dr.^a Maria Clara Filippini Ierardi

Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu

Proc. 071/2002-NRD 049/02

UNESP - "CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA"	
SERVIÇO TÉCNICO DE BIBLIOTECA E DOCUMENTAÇÃO	
DATA DE CHEGADA	DATA DE TOMBO
19.09.02	30.09.02
RECEBIDA POR	TOMBO
Ailza	Te. 1288
AQUISIÇÃO	CLASSIFICAÇÃO
Doação avta R\$ 10,00	F383i

Ilha Solteira - SP, junho de 2002



3050 0001
ENG. MECÂNICA

sig - 1832 86
sig - 54646

BCIS - FEIS - UNESP

*À minha mãe Aparecida Menini Ferreira
As pessoas que amo.*



Agradecimentos

Agradeço a USIMINAS pela doação de material necessário a confecção dos corpos de prova;

Agradeço ao CCDM pela realização das análises químicas do aço APIX-70 e eletrodo AWSE8010G;

Agradeço a todos os funcionários da biblioteca pelo apoio e em especial a Sandra Maria Clemente de Souza, João Josué Barbosa, Marta Satiko Suzuki e Eliani Ribeiro Peres;

Agradeço ao Departamento de matemática, professor Walter Veriano Valério Filho, pelo auxílio prestado na área estatística;

Agradeço a secretaria de pós-graduação pelo apoio e simpatia com que sempre me atenderam;

Agradeço aos técnicos do Departamento de Engenharia Mecânica, em especial aos amigos Marino Teixeira Caetano e Darci Alves Ribeiro, que sempre estiveram ao meu lado durante o desenvolvimento do projeto;

Agradeço as secretárias e amigas do Departamento de Engenharia Mecânica, Sandra Maciel Pereira e Vânia Maria Xavier pelo apoio burocrático e simpatia;

Agradeço ao Elias Amaral dos Santos do Departamento de Engenharia Mecânica pelo suporte técnico em informática e amizade;

Agradeço a todos os professores do Departamento de Engenharia Mecânica, em especial ao professor Ruiz Camargo Tomimatsu pelo apoio que muito me ajudou no decorrer deste mestrado com suas palavras de encorajamento.

Agradeço ao meu orientador, professor Vicente Afonso Ventrella, por sua dedicação e incentivo. Guardarei como exemplo, sua dedicação á missão de ensinar.



Lista de Figuras	xv
Lista de Tabelas	xvii
Lista de símbolos	xix
Resumo.....	xxiii
Abstract	xiv

Capítulo 1	1
-------------------------	----------

1.Introdução	1
---------------------------	----------

Capítulo 2	4
-------------------------	----------

2.Revisão Bibliográfica	4
--------------------------------------	----------

2.1.Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda de Aços API	4
--	----------

2.1.1. Efeito da Microestrutura na tenacidade Metal de Solda.....	7
---	---

2.1.2.Tamanho de Grão.....	7
----------------------------	---

2.1.2 Inclusões não Metálicas.....	9
------------------------------------	---

2.2.Nomenclatura dos Constituintes Microestruturas	9
---	----------

2.3.Transformações no Estado Sólido	15
--	-----------

2.3.1.Ferrita Primária	16
------------------------------	----

2.3.2.Ferrita de Widmantätten.....	18
------------------------------------	----

2.3.3.Ferrita Acicular.....	22
-----------------------------	----

2.3.4.Bainita.....	24
--------------------	----

2.3.5.Perlita.....	26
--------------------	----

2.3.6.Martensita	26
------------------------	----

2.4.Soldagem por Eletrodo Revestido	27
--	-----------

2.4.1.Descrição do processo.....	27
----------------------------------	----

2.4.2.O eletrodo revestido.....	28
---------------------------------	----

2.4.3.Vantagens e limitações do processo.....	29
---	----

Capítulo 3	32
3. Materiais e Métodos	32
3.1. Materiais e Procedimentos de Soldagem.....	32
3.2. Metodologia	36
3.2.1. Variáveis.....	36
3.2.2. Planejamento Experimental.....	36
3.2.3. Soldagem dos Corpos de Prova.....	39
3.2.4. Análise Metalográfica	40
3.2.5. Tratamento dos dados Obtidos	42
Capítulo 4	46
4. Resultados e discussão	46
4.1 Corpos de prova soldados.....	46
4.2 Corpos de prova Charpy.....	49
4.3 Análise Metalográfica.....	53
4.3.1. Macrografia	53
4.3.2. Análise Microestrutural.....	54
4.4 Tenacidade	72
Capítulo 5	82
5. Conclusão	82
5.1 Sugestões para trabalhos futuros	84
Referência Bibliográfica.....	85
Apêndice A.....	90
Análise de regressão	
Apêndice B.....	96
Determinação dos termos significativos de uma regressão linear múltipla.	



Figura 2.1. Microestruturas do metal de solda mostrando os vários constituintes microestruturais.....	6
Figura 2.2. Fluxograma para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda	13
Figura 2.3. Esquema para diferenciar alguns constituintes microestruturais do metal de solda	14
Figura 3.1. Vista geral da fonte inversora V 300I Lincoln Electric.....	35
Figura 3.2. Esquema representativo do cordão de Solda.....	40
Figura 3.3. Corpo de prova Charpy.....	40
Figura 3.4. Corpo de prova soldado, usinado e cortado.....	41
Figura 4.1. Corpo de prova usinado para junta de topo com chanfro em "X"	46
Figura 4.2. Soldagem dos corpos de prova	47
Figura 4.3. Corpos de prova soldados e mantidos fixos na mesa para evitar possível empenamento das chapas.....	48
Figura 4.4. Corpo de prova ER-06 após a retirada da escória.....	49
Figura 4.5. Detalhe da região mais clara do corpo de prova (metal de solda) onde observa-se o entalhe.....	50
Figura 4.6. Corpo de prova Charpy.....	51
Figura 4.7. Superfície do corpo de prova polida e atacada.....	52
Figura 4.8. Representação esquemática da junta soldada mostrando as diferentes regiões produzidas na soldagem.....	53
Figura 4.9. Esquema da junta mostrando a região do metal de solda analisada. (segundo passe).Ataque nital 2%	55
Figura 4.10. Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER05 (500x).Ataque nital 2%.....	56
Figura 4.11. Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER05 (500x).Ataque nital 2%.1-PF(G),2-Pf(I),3-AF e 4-FS.....	56

Figura 4.12. Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER08 (500x).Ataque nital 2%.....	56
Figura 4.13. Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER05(1000x).Ataque nital2%.....	57
Figura 4.14a . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER01 (200x e 500x).Ataque nital 2%	59
Figura 4.14b . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER02 (200x e 500x).Ataque nital 2%	60
Figura 4.14c . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER03 (200x e 500x).Ataque nital 2%	61
Figura 4.14d . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER04 (200x e 500x).Ataque nital 2%	62
Figura 4.14e . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER05 (200x e 500x).Ataque nital 2%	63
Figura 4.14f . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER06 (200x e 500x).Ataque nital 2%	64
Figura 4.14g . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER07 (200x e 500x).Ataque nital 2%	65
Figura 4.14h . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER08 (200x e 500x).Ataque nital 2%	66
Figura 4.14i . Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe. Microscopia ótica.Amostra ER09 (200x e 500x).Ataque nital 2%	67
Figura 4.15.Variação da energia de impacto charpy V em função da temperatura de ensaio.....	73
Figura 4.16.Variação da energia de impacto charpy V em função do teor de ferrita acicular (%) para ensaio de tenacidade a -20°C.....	75
Figura 4.17.Variação da energia de impacto charpy V em função do teor de ferrita acicular (%) para ensaio de tenacidade a 0°C.....	75
Figura 4.18.Variação da energia de impacto charpy V em função do teor de ferrita acicular (%) para ensaio de tenacidade a 25°C.....	76



- Figura 4.19 . Variação da fração volumétrica de ferrita acicular em função da corrente de soldagem para as três temperaturas do metal de base..... 78
- Figura 4.20 . Variação da fração volumétrica de ferrita acicular em função da temperatura do metal de base para as três correntes de soldagem..... 79
- Figura 4.21 . Variação da fração volumétrica de ferrita acicular AF em função da corrente de soldagem e da temperatura do metal de base..... 81



Tabela 2.1. Terminologia dos constituintes microestruturais do metal de solda..	15
Tabela 3.1. Composição química analisada (% em peso) e Carbono equivalente(CE).....	32
Tabela 3.2. Propriedades Mecânicas do aço API – 70	33
Tabela 3.3. Composição química analisada (% em peso) dos consumíveis.....	34
Tabela 3.4. Propriedade mecânica dos consumíveis.....	34
Tabela 3.5. Valores codificados e valores dos parâmetros do processo de soldagem	38
Tabela 3.6. Valores dos parâmetros do processo de soldagem	39
Tabela 4.1. Resultados da metalografia quantitativa da região colunar do metal de solda (segundo passe) observado no microscópio Ótico	68
Tabela 4.2. Valores médios da energia de impacto Charpy V nas temperaturas –20C, 0C e 25C, corrente de soldagem, temperatura do metal de base e teor de ferrita acicular (AF) presente no segundo cordão de solda ...	72
Tabela 4.3. Correlação entre a energia de impacto Charpy V e teor de ferrita acicular AF no metal de solda	74
Tabela 4.4. Resumo dos coeficientes para a equação da fração volumétrica de ferrita acicular (%), análise de variância e tabela ANOVA.....	80



Letras romanas

API	American Petroleum Institute
AWS	American Welding Society
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
PF(G)	Ferrita Primária de Contorno de Grão
PF(I)	Ferrita Intragranular
AF	Ferrita Acicular
FS(NA)	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FC	Agregado de Ferrita Carboneto
E	Constante do Material
MS	Metal de Solda
MO	Microscopia Ótica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
IIW	International Institute of Welding
CE	Carbono Equivalente
J	Joule
I	Corrente de Soldagem (A)
T	Temperatura de Soldagem (°C)
R ²	Correlação Múltipla
ANOVA	Análise de Variância
SQT	Soma dos Quadrados
SQR	Soma dos Quadrados devida á Regressão
SQE	Soma dos Quadrados devido aos resíduos
F	Teste F
T	Teste t (student)



Resumo

Neste trabalho foram estudados os efeitos da corrente de soldagem e da temperatura do metal de base, empregados na soldagem por eletrodo revestido em chapas de aço API X-70, sobre a microestrutura e tenacidade ao impacto do metal de solda. A identificação e classificação de microestruturas de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga, é de grande importância para o desenvolvimento tecnológico e industrial, principalmente os aços API, que estão sendo utilizados em gasodutos e, requerem novos consumíveis de soldagem capazes de realizar depósitos mais tenazes e com resistência mecânica compatível com o metal de base. Dos resultados obtidos ficou evidenciado que a temperatura do metal de base apresentou maior influência sobre a microestrutura do metal de solda e conseqüentemente sobre a tenacidade.

Palavras chave: soldagem, aço API, microestrutura e tenacidade.



Abstract

A study was carried out concerning the effects on weld metal microstructure and impact toughness in the shielded metal arc welding of steel API X-70. High strength Low Alloy steel weld metal microstructure identification and classification is a very important tool for technological and industrial development, mainly for API steels used in pipelines and, require new weld consumables to get weld metal with good toughness and high strengths. The results showed that the base metal temperature has a great influence on the weld metal microstructure and so the impact toughness.

Key words: welding, API steel, microstructure and toughness.



1. Introdução

Na fabricação de tubos de grande espessura, há necessidade de uso de aços de alta resistência mecânica, como por exemplo, os aços da série API - X70 (limite de escoamento mínimo de 480 MPa). Especificações internacionais requerem elevadas propriedades de impacto para este aço e, naturalmente, também para as suas juntas soldadas. Estas exigências refletem não apenas a necessidade dos aços e das juntas soldadas possuírem uma temperatura de transição a mais baixa possível (característica essencial para usos em regiões frias), mas também um elevado patamar superior de energia de impacto (particularmente em gasodutos, cujas elevadas tensões de serviço podem contribuir para a ocorrência de falha no modo dúctil de propagação de trincas).

Os aços API, com características de elevada resistência, aliada a boa soldabilidade, baixo nível de inclusões e boa qualidade superficial, são especificados pela American Petroleum Institute (API), no caso a API -70. De acordo com as exigências dos tubos, os tipos API-X42, X46, X52, X60 e X-70 são utilizadas em tubulação de alta pressão. A qualidade API-5^A -J55 é utilizada para produção de tubos soldados para revestimentos de poços petrolíferos em substituição a tubos extrudados. A norma API 1104 ainda é o principal guia da soldagem de tubulações, a qual fornece dados sobre juntas soldadas com boa qualidade, tanto para tubulações de óleo como de gás natural. Essas tubulações são construídas de aços C-Mn e aços microligados, os quais estão de acordo com a norma API 5L, com limite de escoamento na faixa de 290 a 483 Mpa (Widgery, 1999).

As juntas das tubulações são soldadas no campo, somente do lado externo, e com o tubo em uma posição fixa, pois não pode ser girado, e desta forma deve-se soldar em todas as posições, sendo no caso da vertical utiliza-se a condição descendente. O processo de soldagem utilizado é o processo por eletrodo revestido, sendo o consumível geralmente utilizado do tipo AWS-EXX10, devido a sua alta penetração por ser um eletrodo que solda em todas as posições. As soldagens de passe de raiz, realizadas no campo são executadas somente por soldadores bem treinados (Fedele,2002).

Os eletrodos com baixo teor de carbono não tem sido muito utilizado na construção de tubulações, devido à baixa penetração do cordão de solda resultante e ao grande volume de escória produzido, a qual impede o uso da técnica de soldagem na posição vertical descendente. Além disso, com esse tipo de eletrodo aparecem dificuldades quando se tenta soldar na posição sobre-cabeça.

Um fator muito importante a ser considerado na soldagem de tubulações é o passe de raiz, o qual é muito pequeno, e desta forma qualquer movimento do tubo pode fazer com que ocorra trincas na região do cordão na raiz da solda. Além disso, o revestimento dos eletrodos celulósicos, utilizados na soldagem de tubulações, atua como uma fonte de H para a zona afetada termicamente. Portanto, dependendo do carbono equivalente do metal de base e da taxa de resfriamento, após a soldagem do passe de raiz, pode existir um risco de surgir trincas na ZAC. Por essa razão atualmente a soldagem de tubulações recorre a soldadores que iniciam a soldagem logo após (5 min) a soldagem do passe de raiz (soldadores de passe quente). Outros soldadores, chamados de soldadores de enchimento, depositam as camadas necessárias para preencher o chanfro, com exceção da última camada. Essa camada, denominada passe de cobertura é realizada por um soldador especializado.



Dessa forma, pode-se dizer que a soldagem de tubulações de um modo geral, principalmente de aços de alta resistência, é realizada por um conjunto de soldadores, (AWS Handbook).



2. Revisão Bibliográfica

2.1. Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda de Aços API

Até hoje a terminologia dos diversos constituintes presentes em metais de solda dos aços baixa liga, no caso API, não esta totalmente padronizada. Na breve descrição apresentada a seguir, será utilizada a terminologia adotada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW / IIS), baseada fundamentalmente em observações feitas com microscopia ótica e na relação constituinte-tenacidade. Perdigão & Ale (1993) trabalhando com aços ARBL puderam observar essas microestruturas.

A figura 2.1, mostra os principais microconstituintes do metal de solda de aços de alta resistência.

a) *Ferrita Primária de Contorno de Grão – PF (G)*

É o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita, formando-se a taxas de resfriamento muito lenta.

b) *Ferrita Poligonal Intragranular – PF(I)*

Aparece na forma de grãos, normalmente poligonais, e nucleia quase que exclusivamente no interior dos grãos austeníticos.

c) *Ferrita Acicular – AF*

Constituinte que se apresenta na forma de grãos extremamente finos de ferrita não paralelas, nucleando-se no interior do grão da austenita.

d) *Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A)*

Constituinte formado por grãos grosseiros e paralelos que crescem ao longo de um plano, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas.

e) *Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FS(NA)*

Formada por ferrita circundando microconstituintes ou ripas de ferrita acicular.

Não se apresenta em forma paralela como a FS(A).

f) *Agregado ferrita – Carboneto – FC*

Constituinte com estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto.

g) *Martensita – M*

Constituinte formado como produto final de transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento e elevado teor de C.



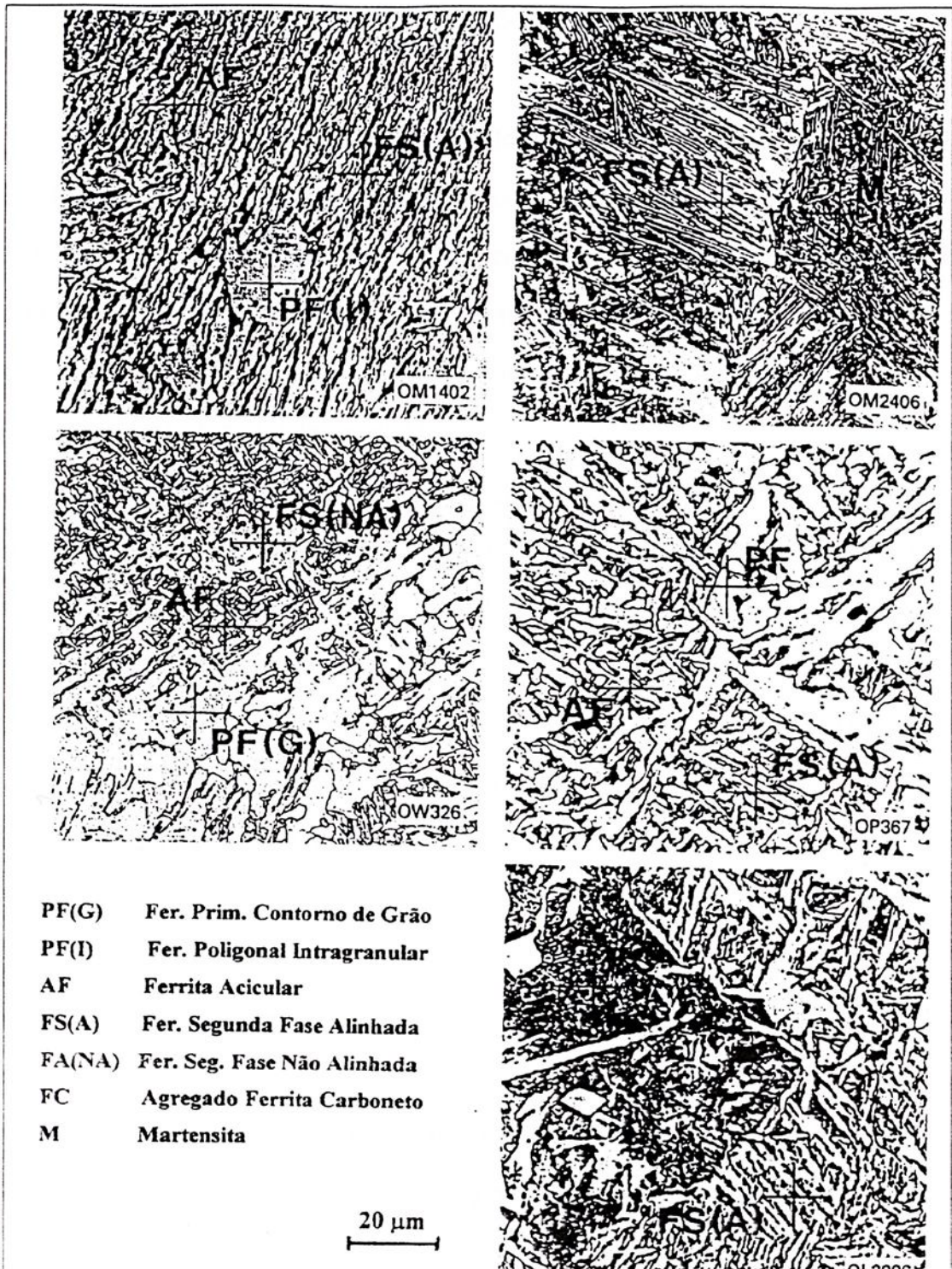


Figura 2.1: Microestruturas do metal de solda mostrando os vários constituintes microestruturais (Dolby, 1986)

2.1.1. Efeito da Microestrutura na Tenacidade do Metal de Solda

O metal de solda solidifica-se de uma forma similar ao de um lingote de aço devido à formação da estrutura colunar, contudo, os grãos colunares na solda não necessitam de uma nucleação, pois podem crescer epitaxialmente sobre os grãos parcialmente fundidos do metal de base. Durante o estágio da solidificação poderá ocorrer o aprisionamento de partículas de escória ou a formação de porosidade, prejudicando dessa forma a tenacidade.

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

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

2.1.1.1. Tamanho de Grão

A tensão de escoamento de um material, de acordo com a equação de Hall-Petch, é influenciada pelo seu tamanho de grão, ou seja:

$$\sigma_E = \sigma_i + E \cdot d^{-1/2} \quad (2.1)$$

onde:

σ_E = tensão de escoamento

σ_i = tensão constante do material

d = diâmetro do grão

E = constante do material

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 dútil-frágil, mas diminuindo-se o tamanho de grão haverá diminuição na temperatura de transição pelo fato dos contornos de grão de alto ângulo inibirem a propagação da fratura por clivagem. O material com granulação refinada conterà mais contornos, portanto, um tamanho de grão fino é o exigido para uma boa tenacidade (princípio usado no projeto dos aços ARBL).

O tamanho de grão colunar pode ser reduzido pela adição de elementos de liga ou pelo rápido resfriamento durante o estágio de solidificação e, os elementos de liga que produzem grãos colunares pequenos usualmente introduzem algum endurecimento por solução sólida, contrapondo o efeito da granulação pequena.

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

Supondo que a quantidade de inclusões no metal de solda seja aceitável, a 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 contornos de alto ângulo.



2.1.1.2. Inclusões não Metálicas

As inclusões contidas no metal 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 de trincas, que podem ocorrer pela fratura de uma partícula de inclusão ou pela decoesão da interface entre a matriz e a inclusão (Shim,2001).

Existe uma relação entre as propriedades de fratura dúctil do metal com as inclusões contidas no mesmo. Farrar (1989) concluiu que o patamar de energia pode ser relacionado com o tamanho das inclusões e o espaçamento entre as mesmas, levando em conta as variações observadas na tensão de escoamento e a distribuição das inclusões. As inclusões podem nuclear vazios e também iniciar uma fratura por clivagem, ou atuar como obstáculo interferindo com a propagação de uma trinca.

2.2. Nomenclatura dos Constituintes Microestruturais do Metal de Solda

A necessidade de uma terminologia unificada para descrição dos constituintes microestruturais de soldas (metal de solda – MS e zona afetada pelo calor – ZAC) se explica pelos seguintes fatores:

- a comparação entre resultados de pesquisa de diversos autores só é possível caso haja uma padronização na terminologia adotada;



- o estabelecimento da relação entre microestrutura e propriedades mecânicas pressupõe a existência de uma metodologia que permita identificar os constituintes de maneira clara e insofismável.

Como meio e técnica de identificação dos microconstituintes de solda, utiliza-se normalmente a microscopia ótica (MO). Neste caso, adota-se a forma, distribuição, tamanho e coloração das fases como critérios para a sua identificação. A resolução limitada desta técnica faz com que muitas vezes seja necessário empregar, de maneira complementar, a microscopia eletrônica de varredura (MEV) para rever detalhes microestruturais mais finos. Assim, a MO auxiliada pela MEV tem sido empregada satisfatoriamente na identificação dos constituintes microestruturais do metal de solda (Zeemann & Ventrella, 2001)

Apoiada na MO, foram propostas as terminologias para os casos dos aços C-Mn baixa liga. Estas conseguem, inclusive, oferecer subsídios razoáveis para o estabelecimento entre relação de microestrutura e propriedades mecânicas. Porém existem alguns casos menos freqüentes, principalmente quando se avalia a tenacidade, nos quais é importante melhor caracterizar as fases, sendo necessário portanto o emprego da microscopia eletrônica de transmissão (MET).

O sistema de classificação microestrutural proposto pelo IIW é menos complicado do que aqueles baseados somente nos modos de transformação. O método proposto pelo IIW classifica as microestruturas sob um ponto de vista eminentemente morfológico, isto é feito através de um fluxograma que orienta os metalógrafos na caracterização da microestrutura. A Figura 2.2 mostra um fluxograma com uma seqüência de decisões a serem tomadas, até se encontrar o constituinte correto que está sendo analisado no metal de solda (Dolby, 1986).



Juntamente com esse fluxograma deve-se utilizar um diagrama esquemático, mostrado na Figura 2.3, principalmente para poder distinguir entre o que é uma ferrita acicular, ferrita poligonal, agregado ferrita carboneto ou ferrita com segunda fase alinhada. Segundo esse diagrama, a diferenciação entre a ferrita acicular (AF) e a ferrita poligonal (PF) deve seguir o seguinte critério: Se a ferrita sob o retículo apresentar dimensões inferiores a 3 ou 4 vezes a largura média das ripas de ferrita que a circundam, esta será ferrita acicular (AF), senão será ferrita poligonal [PF(I)]. Ver Figura 2.3-b.

A diferenciação entre a ferrita com segunda fase e a ferrita acicular deve ser observada na relação comprimento / largura de ambos, se esta for superior a 4/1, então é ferrita com segunda fase (FS), senão é ferrita acicular (AF). Ver Figura 2.3-c.

Para diferenciar o agregado ferrita carboneto da ferrita acicular, deve ser observada a área da colônia de carbonetos. Se esta for maior que a área das ripas de ferrita, então é considerado como agregado de ferrita (FC), senão será ferrita acicular (AF). Ver Figura 2.3-d.

Um dos grandes problemas da metodologia do IIW é a discrepância que se observa quando uma mesma amostra é caracterizada por diferentes metalógrafos.

A Tabela 2.1 apresenta a terminologia dos diversos constituintes microestruturais, segundo diferentes autores, na qual podem ser constatadas diferenças. Estas diferenças são notadas desde quando este instituto iniciou seus exercícios colaborativos para padronização da terminologia.

Fonseca (1992), realizou uma análise ponto a ponto para a determinação da microestrutura do metal de solda de um aço C-Mn, segundo o método do IIW, isto é, para cada amostra escolheu-se 10 campos aleatórios, e cada um dos quais foi fotografado com um aumento de 500X, onde posteriormente foi colocado uma grade



com 120 pontos para análise quantitativa, totalizando 1200 pontos por amostra. Através dos resultados obtidos pelos metalógrafos, observou-se uma discrepância significativa na quantidade dos constituintes observados, principalmente uma confusão entre ferrita acicular (AF) e ferrita com segunda fase (FS), mais especificamente a ferrita com segunda fase não alinhada [FS(NA)].

Abson (1991), analisando os resultados de um exercício internacional, onde o metal de solda de um aço baixa liga foi enviado a diversos metalógrafos de diferentes países, e cujo método de caracterização microestrutural foi o proposto pelo IIW subcomissão IXJ, observou resultados com maiores variações do que aqueles obtidos em um exercício anterior para aços C-Mn, e os resultados tornam-se piores à medida que se aumenta o teor dos elementos de liga. As dificuldades observadas foram entre a identificação da ferrita acicular e a ferrita com segunda fase, principalmente quando o tamanho da colônia de ferrita com segunda fase é pequena.



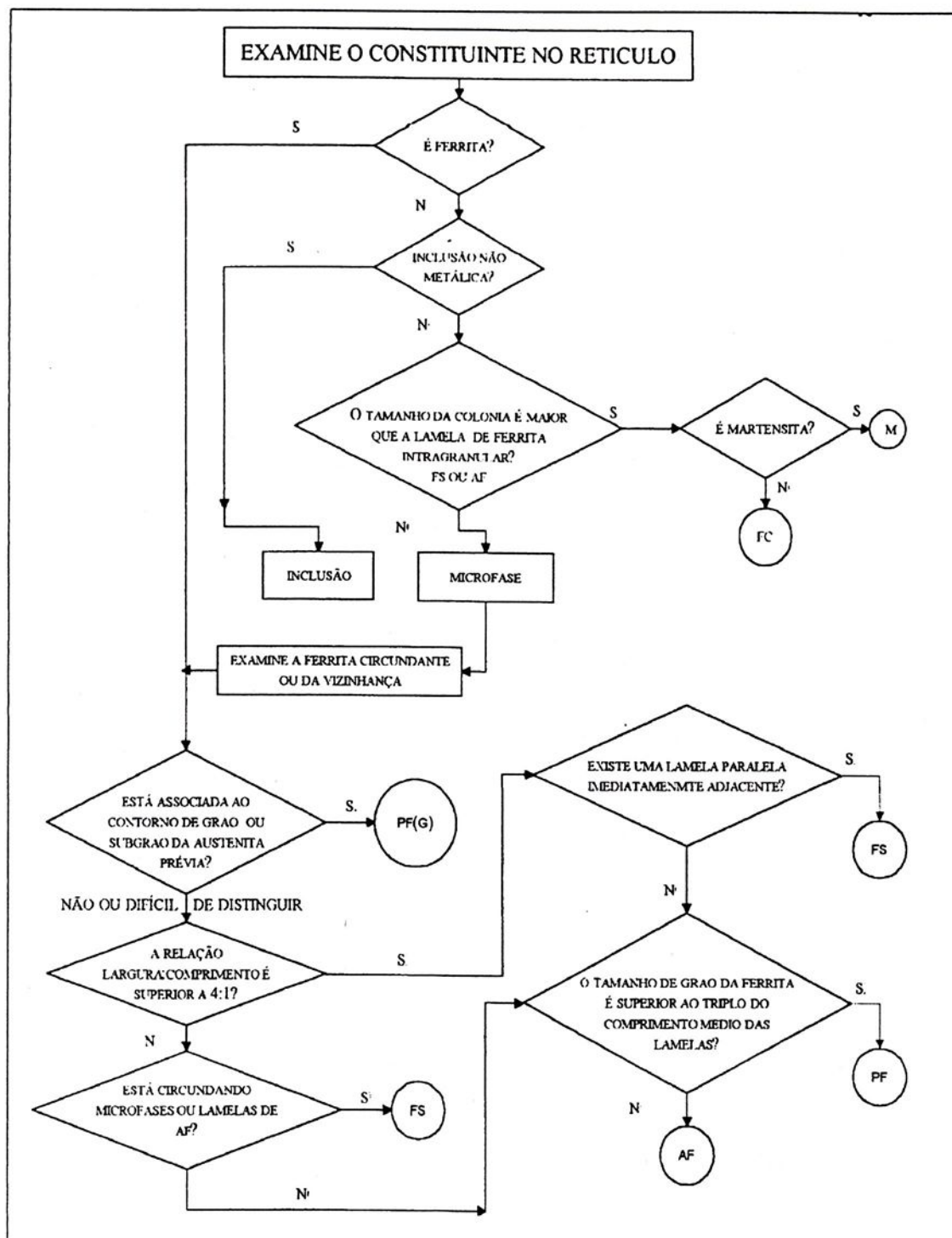


Figura 2.2: Fluxograma para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda (Dolby, 1986).

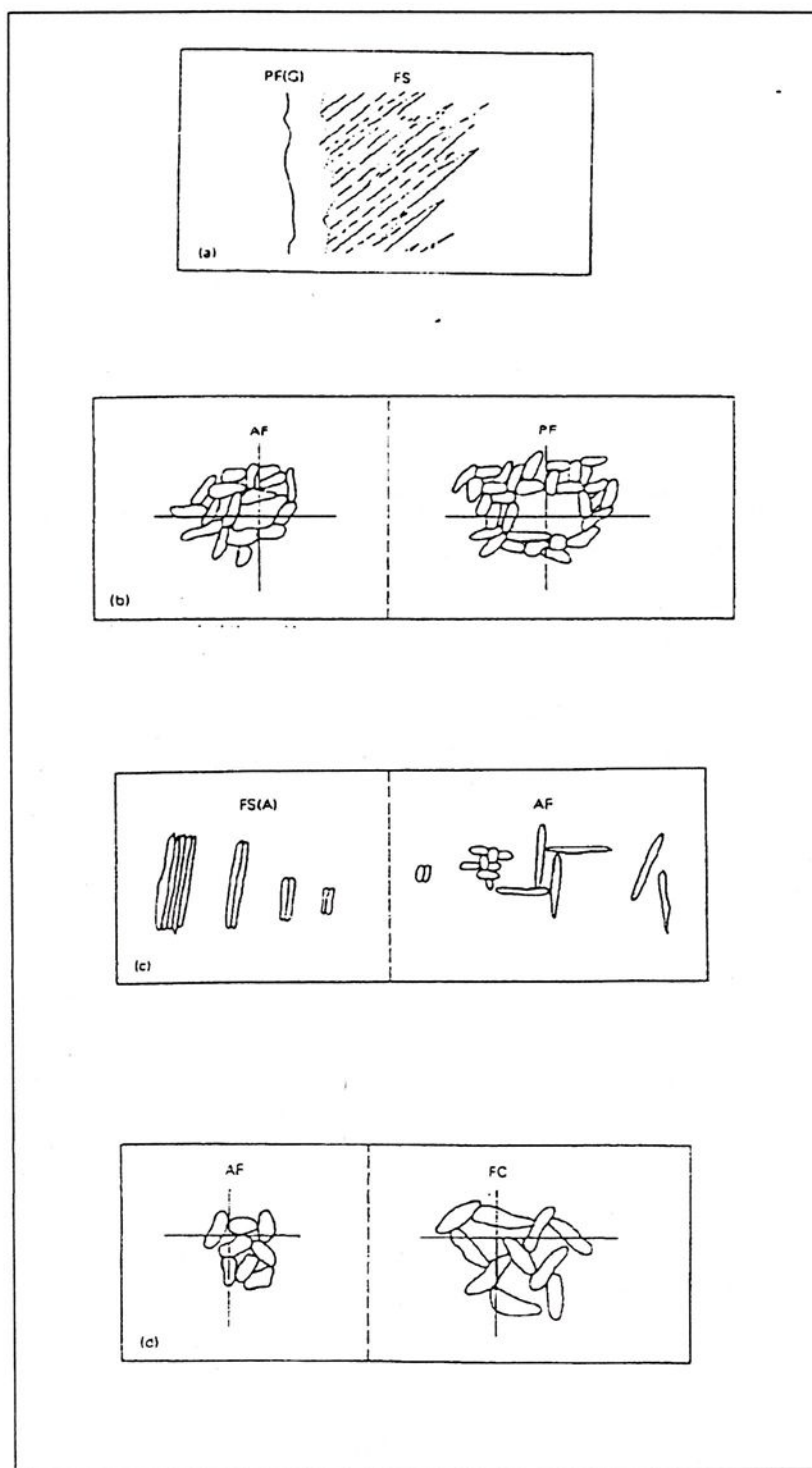


Figura 2.3: Esquema para diferenciar alguns constituintes microestruturais do metal de solda (Dolby, 1986).

Tabela 2.1: Terminologia dos constituintes microestruturais do metal de solda
(Ale,1993).

Constituinte	IIW	Abson e Dolby	Ferrante	Pope	Cochrane	Bhadeshia
Ferrita Pró Eutetóide	Ferrita Primária	Ferrita de Contorno de Grão	Ferrita Pró Eutetóide	Ferrita Pró Eutetóide	Ferrita Alotriomorfa	Ferrita Alotriomorfa
Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular Grosseira	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular
Ferrita De Widmanstätten	Ferrita com Segunda Fase Alinhada	Ferrita Com MAC Alinhado	Ferrita de Widmanstätten	Constituinte Lamelar	Ferrita de Placas Laterais	Ferrita de Widmanstätten
Bainita Superior			Ferrita em Ripas			Bainita Superior
Bainita Inferior				Agregado Ferrita Carboneto		
Bainita Granular	Ferrita com Segunda Fase não Alinhada			Constituinte Lamelar		
Perlita	Agregado Ferrita Carboneto	Agregado Ferrita Carboneto		Agregado Ferrita Carboneto	Perlita	
Martensita	Martensita	Martensita			Martensita	Martensita

2.3. Transformações no Estado Sólido

As transformações no estado sólido que ocorrem nos metais de solda de aço C-Mn baixa liga serão discutidas neste item. Será dada uma atenção especial à nucleação da ferrita acicular, devido à grande importância desse microconstituente.

Na prática, as transformações no estado sólido requerem um certo grau de superesfriamento, o qual é essencial à acomodação das energias de superfície e de deformação da nova fase (Easterling, 1983).

As transformações no estado sólido geralmente ocorrem por nucleação heterogênea em sítios de alta energia, tais como, superfícies e arestas de grão, inclusões e discordâncias. A nucleação nas inclusões é menos favorável do que a nucleação nas arestas ou contornos de grão, mas ela é sempre mais favorável do que a nucleação homogênea, isto é, $\Delta G_{het.} < \Delta G_{hom.}$. Os vértices e os contornos dos grão austeníticos são sítios de nucleação de grande potencial, devido ao alto valor de ΔG . Entretanto, quando a energia do contorno de grão austenítico é reduzida pela segregação de pequenos elementos nos contornos de grão, a nucleação nesses contornos torna-se difícil (Easterling, 1983).

A composição química e a taxa de resfriamento do metal de solda, em muitos casos, determinará a quantidade e o tipo de microconstituente que será formado durante a decomposição da austenita. A seguir serão mostrados os diferentes microconstituintes que se formam no metal de solda de aços C-Mn e baixa liga.

2.3.1. Ferrita Primária

A Ferrita Primária é primeiro constituinte a se formar durante o resfriamento da austenita. Ela nucleia no contorno de grão da fase matriz e cresce por mecanismo de transformação difusional reconstutivo, onde a difusão necessária para se obter a mudança da rede cristalina se dá com o mínimo de deformação (Kluken, 1989). O núcleo da ferrita apresenta um contorno coerente ou semi-coerente

com um dos grãos da austenita com o qual tem uma relação de orientação do tipo Kurdjumov-Sachs, ou seja, $(111)\gamma// (110)\alpha$ e $(110)\gamma// (111)\alpha$. Isto determina que, com o outro grão da austenita adjacente, normalmente o contorno seja do tipo incoerente. O crescimento do núcleo é anisotrópico, sendo a maior taxa de crescimento observada ao longo do contorno da austenita, que rapidamente se torna "decorado" com grãos de ferrita e subseqüentemente se observa o espessamento destas camadas. A dificuldade de se revelar o contorno entre dois alotriomorfos adjacentes, que se encontram após o crescimento, dá a nítida impressão da presença de longos monocristais. Este fato é justificado através da multiplicidade de planos de hábitos equivalentes da austenita, aos quais o plano conjugado da rede cristalina da ferrita alotriomórfica pode ser paralelamente orientado, apenas um será freqüentemente escolhido pelo maioria dos cristais numa seqüência de alotriomorfos.

O espessamento é lento, porém à temperaturas de transformação mais elevadas (800°C e acima) os contornos incoerentes são bastante móveis, determinando o crescimento das ferritas alotriomorfas em um dos lados do contorno de grão da austenita.. A medida que a temperatura de transformação cai, a mobilidade desses contornos diminui, enquanto que as interfaces coerentes ou semicoerentes se tornam predominantes de modo a minimizar a energia livre interfacial, e o crescimento se dá quase que exclusivamente no grão da austenita onde ocorreu a nucleação por um mecanismo de degraus ("Ledge Mechanism") (GRONG,1986). Este mecanismo consiste do movimento lateral de pequenos degraus ao longo da interface coerente ou semi-coerente, sendo que a parte móvel do degrau é uma interface incoerente.

A Ferrita Primária Poligonal Intragranula-PF(I) é pouco discutida na literatura. Ela apresenta uma morfologia grosseiramente equiaxial e nucleia quase que

exclusivamente no interior do grão, presumivelmente em inclusões ou outros sítios de nucleação heterogênea. Assim como a Ferrita Primária de Contorno de Grão-PF(G), este tipo de ferrita é formada por um mecanismo de transformação difusional.

2.3.2. Ferrita de Widmanstätten

Com o abaixamento da temperatura de transformação a ferrita primária tende a ser substituída respectivamente por placas laterais e placas intragranulares de ferrita, conhecidas como Ferrita de Widmanstätten.

Existem duas principais correntes de pensamentos que descrevem o mecanismo de formação deste constituinte, uma que considera que a transformação é de caráter difusional e a outra de caráter de deslocamento. A transformação por deslocamento não envolve qualquer difusão reconstrutiva, de modo que os átomos substitucionais ou os átomos de ferro não difundem durante a reação. Cabe aqui ressaltar que o termo Widmanstätten não envolve uma definição do mecanismo de transformação, mas é normalmente utilizado para descrever características geométricas que surgem, quando a precipitação se dá em planos cristalográficos específicos da fase matriz (Babu,1995).

Através do mecanismo difusional a morfologia das placas é explicada pelo fato de que com o aumento do super-resfriamento a mobilidade relativa entre a interface incoerente e a semi-coerente aumenta, e portanto, com o crescimento, o núcleo assume esta morfologia de elevada razão de aspecto (Farrar,1976). Estudos sobre o crescimento da ferrita de Widmanstätten indicam que estas aumentam não apenas de comprimento, mas também de espessura conforme a transformação se

desenvolve Grong et al (1986). Considerando que as faces laterais são formadas por contornos pelo menos semi-coerentes, com a austenita, e portanto praticamente imóveis, é preciso um mecanismo que explique o espessamento das placas. Provavelmente este mecanismo ocorre por meio de degraus como descrito anteriormente sobre a ferrita de contorno de grão.

A outra linha de pensamento, que considera a formação de ferrita de Widmanstätten por deslocamento, foi desenvolvida a partir da observação da mudança de forma associada a esta transformação. A mudança de forma se revela como uma distorção bem definida da superfície (formação de um relevo), quando um cristal de austenita pré-polida se transforma em ferrita de Widmanstätten, (Porter et al 1990). Segundo Watson e McDougall citado por Dowling (1986) indicam que esta mudança é do tipo de formação com plano invariante, o que implica num tipo particular de estrutura de interface e um mecanismo particular de crescimento, tal como no caso do mecanismo por deslocamento. A formação do relevo é atribuída aos deslocamentos macroscópicos que refletem o movimento coordenado dos átomos durante a mudança de rede.

De acordo com Bhadeshia citado por Abson (1989) este tipo de relevo não pode surgir simplesmente, devido a presença de uma interface imóvel semi-coerente. Aaronson et al (1972) sugerem que se a mudança de forma é produzida por um mecanismo envolvendo deslocamento, e é acomodada elasticamente, então a energia de deformação é muito elevada para permitir qualquer transformação à temperatura de início de formação da ferrita de Widmanstätten, enquanto Hillert (1975) indica que a força motriz do processo seria consumida quase que totalmente na reação de difusão do carbono. Bhadeshia (1981) contesta este argumento ao sugerir o crescimento simultâneo lado a lado de placas de ferrita que se acomodam



mutuamente, de modo que a energia de deformação da transformação seja reduzida. Fica claro que ainda existem muitas controvérsias e de acordo com Honeycombe (1972) cada mecanismo descrito acima pode ser operativo sob diferentes circunstâncias.

A ferrita de Widmanstätten pode se formar diretamente a partir do contorno de grão da austenita, quando este é de baixo ângulo, ou mais comumente a partir da interface coerente ou semi-coerente da ferrita primária. Este tipo de ferrita de Widmanstätten é normalmente conhecido como placas laterais de ferrita. Ela pode se formar também intragranularmente, normalmente nucleada em inclusões não metálicas, sendo que contudo, a sua identificação nem sempre é simples, visto que pode ser confundida com as placas laterais de ferrita cujo o contorno de grão de origem não pertence ao plano de análise. A formação intragranular é favorecida pelo abaixamento da temperatura de transformação e por baixos teores de carbono. Alguns tipos de placas laterais de ferrita degenerada (ferrita com desvios da direção principal de crescimento) e de placas intragranulares são nucleadas de forma solidária (do termo inglês "SYMPATHETIC"). Nucleação solidária é definida como a nucleação de um precipitado no contorno de um precipitado de mesma fase, previamente formado, quando a matriz e o precipitado diferem em composição.

A ferrita de Widmanstätten apresenta com o grão da austenita a mesma relação de orientação que a ferrita primária, ou seja, do tipo Kurdjmov-Sachs. Isto explica a ausência de um contorno visível entre as placas laterais de ferrita e a ferrita de contorno de grão, a partir da qual crescem. O plano de hábito da ferrita de Widmanstätten, pertence a família $(111)_\gamma$ Grong(1986). As placas laterais de ferrita se desenvolvem quase sempre paralelas a um único plano de hábito da matriz, a partir de alotriomorfos que tenham sido formados ao longo de um contorno de grão

austenítico, cuja orientação é aproximadamente constante. Uma forte mudança na orientação do contorno de grão, normalmente muda o plano de hábito com o qual as placas crescem paralelas, para outro de mesma forma cristalográfica. A ferrita de Widmanstätten intragranular também é comumente observada como um feixe de placas paralelas, sendo que contudo a presença de placas, afastadas do contorno de grão austenítico, orientadas paralelamente a diferentes planos da forma octaédrica, é uma indicação bem provável da formação deste tipo de ferrita intragranular. Embora morfologicamente a ferrita de Widmanstätten se assemelhe à bainita superior, estas apresentam diferentes cristalografia e subestrutura.. Estudos realizados com microscopia eletrônica de transmissão, mostraram que a bainita superior é constituída de sub-unidades, na forma de ripas, com alta densidade de discordâncias, enquanto que a ferrita de Widmanstätten é formada por monocristais com uma densidade de discordâncias mais baixa e aleatoriamente distribuídas. De acordo com Bhadeshia & Syensson (1989) uma unidade de ferrita bainítica pode ser diferenciada da ferrita de Widmanstätten, através da microscopia de transmissão, pelo fato desta última apresentar uma morfologia em cunha, sendo cada cunha constituída de duas placas adjacentes, formadas cooperativamente de um modo mutuamente acomodante. A forma de cunha surge em função da pequena diferença nos índices do plano de hábito que a cada placa faz com a austenita. Outra característica importante da ferrita de Widmanstätten é a ausência de carbonetos precipitados Barbaro (1989). A segunda fase observada entre as placas de ferrita, a qual confere a este constituinte uma semelhança com a bainita superior, é oriunda da austenita que pode ficar retida durante o crescimento da ferrita. Dependendo da composição química e do ciclo térmico esta austenita pode permanecer estável à temperatura ambiente ou transformar-se em martensita ou perlita.



2.3.3. Ferrita Acicular

Este constituinte consiste de placas lenticulares finas de ferrita não paralelas, separadas por contornos de alto ângulo, cujo mecanismo de crescimento não é bem estabelecido Cochrane (1983) . Aparentemente, as placas nucleiam intragranularmente em inclusões e estão associadas a grandes tamanhos de grão austeníticos, o que significa o fato de ser um constituinte comumente observado em metais de solda ferríticos Bhadeshia (1989). Na ZAC a sua importância era reduzida até o surgimento de aços com adição de titânio-boro (Honeycombe1976) ou óxido de titânio (Bramfitt 1990) que foram desenvolvidos para apresentarem, após soldagem, ferrita acicular na zona de grãos grosseiros. Basicamente existem 4 mecanismos propostos para explicar a nucleação da ferrita acicular, como descritos por (Harrison & Farrar 1987).

- 1) nucleação em inclusões (agindo como substrato inerte) e posterior extensiva nucleação solidária;
- 2) nucleação em inclusões que apresentem relações cristalográficas específicas com a ferrita;
- 3) nucleação na vizinhança de inclusões proveniente de uma heterogeneidade local de composição na matriz do aço;
- 4) nucleação na vizinhança de inclusões, proveniente de deformação ou arranjos de discordâncias, causados por diferenças na contração térmica entre a matriz e as inclusões.

É importante ressaltar, com relação ao primeiro mecanismo, que a nucleação da ferrita acicular pode ocorrer também oriunda de uma ferrita alotriomórfica ou de uma ferrita de Widmanstätten, mas em vista do grande tamanho de grão austenítico

associado em geral ao metal de solda, no qual mais freqüentemente estes mecanismos são estudados, a nucleação intragranular em inclusões deve representar o estágio inicial da formação deste constituinte (Fredriksson 1977). Bhadeshia et al (1981) sugerem que a nucleação solidária explica o fato da metalografia quantitativa indicar um maior número de ripas de ferrita acicular que o número de inclusões ativas. A quantidade de ferrita acicular e o tamanho das ripas de ferritas dependem do tamanho de grão da austenita prévia, da composição química da matriz, do tamanho, tipo e quantidade de inclusões e da taxa de resfriamento a partir da temperatura de austenitização Fredriksson & Sugden (1988). De acordo com Farrar & Harrison (1975) o papel das inclusões em nuclear a ferrita acicular é provavelmente secundário com relação aos efeitos da temperabilidade e/ou da taxa de resfriamento. A ferrita acicular, de acordo com Bhadeshia & Christian (1990), apresenta uma relação de orientação com a austenita que pode ser do tipo Kurdjmov-Sachs ou Nishiyama Wasserman. De fato, a ferrita acicular pode ser uma bainita ou uma ferrita de Widmanstätten segundo Sugden (1988) nucleada intragranularmente, sendo que a sua diferença morfológica com relação a estes constituintes pode ser explicada pelo respectivo sítio de nucleação de acordo com Klukén et al (1989) indicam que a formação da ferrita acicular está associada à reação de partição do carbono e portanto é uma reação pró-eutetóide. Sugerem também que as ripas individuais de ferrita são, na realidade, a ferrita de Widmanstätten nucleada intragranularmente, desde que nenhuma precipitação de carbonetos é observada no contorno ou mesmo no interior das ripas, como seria esperado se a reação fosse do tipo bainítica. Sugden et al (1988) reforçam esta conclusão com base na observação de degraus na interface de transformação, que os levaram a inferir sobre a presença de um mecanismo de crescimento em degraus



para a ferrita de Widmanstätten. Este último argumento é contestado por Bhadeshia (1981) ao indicar que o mecanismo de degraus é um mecanismo de movimento da interface, que não tem implicação no mecanismo de transformação, já que mesmo a martensita pode crescer por movimento de degraus atômicos coerentes.

Bhadeshia et al (1981) tem reportado que o crescimento da ferrita acicular ocorre por um mecanismo de transformação difusional por deslocamento (similar ao que sugerem para a bainita) e imediatamente após o crescimento da ripa, o carbono é redistribuído na austenita residual. Uma forte evidência experimental de que os mecanismos de crescimento da bainita e da ferrita acicular são idênticos, foi obtido por Sudgen & Bhadeshia (1988) ao produzirem na ferrita acicular de um metal de solda, o mesmo tipo de transição observado entre a bainita superior e inferior de aços convencionais, ou seja, a partir de uma determinada temperatura de transformação a rejeição de carbono oriunda da ferrita bainítica super-saturada se torna lenta, implicando na precipitação de carbonetos no interior da ferrita. Submetendo o metal de solda a um determinado ciclo térmico, com o aumento do teor de carbono foi possível obter ripas de ferrita acicular com precipitação do tipo observada na bainita inferior, ou seja, no interior das placas de ferrita.

2.3.4. Bainita

O mecanismo de formação da bainita ainda é motivo de muita controvérsia, sendo que o ponto conflitante parece se resumir na determinação do modo de transformação, se difusional ou por deslocamento segundo Porter & Hillert(1975). O modo difusional considera que a ferrita da bainita se desenvolve por um mecanismo



de degraus (Porter et al, 1990) análogo ao proposto anteriormente para a ferrita de Widmanstätten. Já a corrente que defende o modo por deslocamento considera que a formação da ferrita da bainita se dá pela nucleação repetida de unidades sub-estruturais de natureza martensítica segundo (Ferrante, 1982). Há portanto supersaturação de carbono e a redistribuição na austenita residual ocorre imediatamente após a transformação. Isto também a diferencia da ferrita de Widmanstätten que, termodinamicamente, só pode se formar com o teor de carbono de equilíbrio (Sugden et al 1989). A discussão detalhada destes mecanismos pode ser encontrada em duas revisões feitas por Aaronson & Bhadeshia (1990) que defendem respectivamente as linhas de pensamento difusional e por deslocamento. A presença de sub-unidades que diferencia morfologicamente a ferrita bainítica da ferrita de Widmanstätten é confirmada por vários pesquisadores independentemente do mecanismo de formação que proponham como correto (Sugden & Kluken 1989). Bhadeshia & Christian (1990) mostram esquematicamente a morfologia de uma unidade de bainita denominada feixe. As sub-unidades, dentro de um feixe, podem não ser completamente isoladas de outra por uma segunda fase, surgindo portanto, contornos de baixo ângulo ao longo das superfícies onde as sub-unidades entram em contato. Isto porque dentro de um mesmo feixe, todas as sub-unidades tendem a apresentar a mesma orientação cristalográfica segundo (Kluken 1990). No desenvolvimento da ferrita bainítica, as novas sub-unidades são normalmente nucleadas de forma solidária nas extremidades das sub-unidades já existentes, o que determina a elevada razão de aspecto dos feixes (Bhadeshia 1990).

2.3.5. Perlita

A perlita é provavelmente a microestrutura mais bem conhecida de toda a metalografia. Foi descoberta por Sorby há mais de 100 anos, que a considerou corretamente uma mistura de ferro e carboneto de ferro. A perlita é um constituinte comum em uma grande variedade de aços e contribui significativamente para a resistência mecânica. Não é, portanto, de estranhar que esta fase tenha sido alvo de um estudo intensivo. Estruturas lamelares deste tipo são freqüentemente encontradas na metalurgia e o termo perlita é muitas vezes usado para as descrever. A perlita aparece nos limites de grão da austenita mas podem também estar associada à ferrita.

2.3.6. Martensita

A decomposição da austenita em martensita ocorre por um mecanismo de cisalhamento, e não por difusão, sob altas taxas de resfriamento. Dependendo do teor de carbono pode-se formar a martensita em ripas ou a martensita maclada. A martensita em ripas, a qual é formada por um mecanismo de deslizamento, é comumente encontrada em aços com teor de carbono abaixo de 0,5% (peso). A martensita maclada forma-se em aços com teor de carbono acima de 0,8% (peso). A martensita com baixo teor de carbono aumenta o nível de resistência do metal de solda dos aços ARBL. Através da redução do teor de carbono ocorre um aumento da temperatura de início de transformação da martensita, sendo que em alguns casos, essa temperatura atinge a temperatura de início de transformação da bainita,



tornando portanto difícil a distinção entre as mesmas. A martensita pode ser diferenciada da bainita, em aços de baixo carbono, através de sua maior dureza e por apresentar ripas mais finas Johnson (1996).

2.4 – Soldagem por Eletrodo Revestido

2.4.1 – Descrição do Processo

No processo de soldagem com eletrodo revestido, um arame coberto é fundido sobre a peça de trabalho pelo calor de um arco elétrico que é estabelecido entre o eletrodo e a peça. A corrente elétrica que sustenta o arco pode ser alternada ou contínua, e nesta última a polaridade depende de qual parte é conectada aos pólos negativo e positivo da fonte. O polo negativo, pelo qual os elétrons entram no arco é chamado "cátodo" e o polo positivo é conhecido como "ânodo". Em soldagem com eletrodo revestido, bem como outros processos que usam eletrodo consumíveis, a polaridade reversa (ânodo positivo) é usada para a maioria das aplicações.

A soldagem com eletrodo revestido é tipicamente realizada manualmente, mas, equipamentos semi-mecanizados estão também disponíveis. A fonte de soldagem é comumente de "corrente constante" para prevenir mudanças da tensão durante a soldagem manual.

Na operação manual, o soldador toca a ponta do eletrodo sobre o metal de base para iniciar o arco. Este procedimento aquece a face descoberta do arame do



núcleo do eletrodo e queima o revestimento próximo, induzindo a ionização de alguns elementos, que estabilizam o arco.

Depois do arco estabilizado, o soldador deve ser capaz de iniciar um movimento de alimentação (mergulho), para manter o comprimento do arco constante enquanto se mantém um movimento de translação para distribuir o metal fundido ao longo do comprimento de solda.

Durante a soldagem, a corrente elétrica passa do porta-eletrodo para o eletrodo e através deste para a coluna do arco, entrando na poça de fusão no metal de base. O calor gerado pelo arco funde ambos, o metal de base e o eletrodo e causa a transferência do metal líquido, na forma de gotas da ponta do eletrodo para a poça de fusão. Entre 60 e 90 segundos, tempo em que um eletrodo é consumido, vários fenômenos físico-químicos, metalúrgicos e elétricos ocorrem na zona do arco, os quais são decisivos na morfologia, nas propriedades mecânicas e na microestrutura da solda. Interações metal/escória na poça da solda e aquecimento do eletrodo devido ao efeito Joule, e também devido ao calor conduzido do arco, são alguns destes fenômenos. Estes fenômenos serão discutidos amplamente nas seções a seguir.

2.4.2 – O Eletrodo Revestido:

A fabricação de eletrodos revestidos se torna cada vez mais complicada a medida que a faixa de aplicações se amplia e cada aplicação requer consideração especial. O revestimento do eletrodo é geralmente compactado em torno de um arame por meio de prensas extrusoras com grande capacidade de pressão. O

material do arame do núcleo do eletrodo para eletrodos de aço doce ou de baixa liga é, na maioria dos casos, o aço de baixo carbono. Para aços de alta liga, um arame com composição química similar à do metal de base é mais usado.

A primeira característica mais importante para o fluxo que será utilizado como revestimento é a sua extrudabilidade em torno do arame do núcleo. Ele deve aderir tenazmente ao arame e não se deteriorar ou se decompor de maneira prematura com o calor vindo da poça de fusão durante a soldagem.

2.4.3 - Vantagens e Limitações do Processo

Este processo é um dos mais amplamente utilizados. Ele é o mais simples em termos de necessidades de equipamentos. Apesar da perícia do soldador ser um fator importante, muitos operários adquirem habilidade através de treinamentos e experiências no trabalho. O custo de investimento em equipamentos é relativamente baixo, e os eletrodos para soldagem (exceto os para metais muito reativos, tais como o titânio, magnésio, e outros), são facilmente encontrados no mercado e estão disponíveis para aplicações em manutenção, construção e outros processos que necessitem de soldagem.

O processo possui a maior flexibilidade entre todos os processos de soldagem, pois pode ser usado em todas as posições (plana, vertical, horizontal, etc) como praticamente todas as espessuras do metal base (1.6 mm ou 1/16 in, e maiores) e em áreas de acesso limitado, o que representa uma vantagem muito importante.

O processo possui várias outras vantagens, tais como:

- 1) O metal de solda e os meios de proteção desta solda são fornecidos pelo eletrodo revestido;
- 2) O processo de soldagem para eletrodo revestido é menos sensível a correntes de ar do que o processo de solda a arco de proteção gasosa (GMAW);
- 3) Não necessita de gás auxiliar de proteção;
- 4) É apropriado para a maioria dos metais e ligas metálicas comumente usadas.
- 5) Os eletrodos são disponíveis para aço carbono e aços de baixa liga, cobre, níquel e suas ligas e para algumas ligas de alumínio.

Por ser um processo tipicamente manual, o nível de habilidade do soldador é de fundamental importância para se obter uma solda de qualidade aceitável. O processo SMAW tem algumas limitações tais como, as baixas taxas de deposição quando comparado com o processo GMAW, e um fator de operação baixo. Como o eletrodo pode ser consumido até um comprimento mínimo, quando este comprimento é atingido, o soldador deve trocar a parte não consumida por um outro eletrodo. Esta troca de eletrodos torna o rendimento do processo menor, comparado aos demais. Metais como o zinco e suas ligas não são soldados pelo SMAW, pois a intensidade do calor do arco é muito alta para eles. Este processo não é adequado para metais reativos como o titânio, o zircônio e o tântalo, pois o revestimento fornecido não permite evitar a contaminação do oxigênio na solda.

Uma limitação importante é que, assim que o arco é estabelecido, a corrente atravessa o comprimento inteiro do eletrodo. A quantidade de corrente que pode ser usada, portanto, é limitada pela resistência elétrica do arame do núcleo do eletrodo. Uma amperagem excessiva sobreaquece o eletrodo e danifica o revestimento. Isso provoca mudança nas características do arco e da própria proteção obtida. Devido a

esta limitação, as taxas de fusão são geralmente menores do que no processo GMAW.

A ação de proteção do arco é basicamente a mesma para todos os eletrodos, mas o método e o volume de escória produzido variam de um tipo para outro. Alguns materiais de revestimento têm o seu volume convertido em gás, gerando uma escória muito fina. Esse tipo de eletrodo depende de uma proteção gasosa para prevenir contaminações do ar atmosférico.

Por outro lado, existem eletrodos cujo volume de revestimento é transformado em escória pelo calor do arco e um volume pequeno de gás de proteção. Pequenos glóbulos de metal transferido são inteiramente protegidos por uma pequena camada fina de escória fundida. Esta escória flutua na superfície da poça de fusão pois é mais leve, e solidifica depois do metal de solda. A soldagem com este tipo de eletrodo é caracterizada por grandes deposições de escória, cobrindo completamente a camada de solda. Entre estes dois extremos, existe uma variedade de eletrodos, cada um com uma combinação diferente de gás e escoria de proteção.



3. Materiais e Métodos

3.1. Materiais e Procedimentos de Soldagem

Metal de base

Como metal de base foram utilizadas chapas de aços API X-70, com 10,8 mm de espessura. A designação do aço é realizada pela *American Petroleum Institute* (API). Sua aplicação está voltada para as condições onde resistência mecânica, tenacidade e peso são requisitos principais. Dentre estas cita-se tubulações para gás natural, tubulações para petróleo, estruturas off-shore, etc.

A composição química analisada, o carbono equivalente (CE), bem como as propriedades mecânicas do aço API X-70 estão apresentadas na tabela 3.1 e 3.2, respectivamente.

Tabela 3.1: Composição química analisada (% em peso) e carbono equivalente (CE) do aço API 5L-X70.

Elem.	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	V	Nb	Al	CE
Teor %	0,117	1,49	-	0,018	0,006	-	-	0,020	0,017	0,014	0,37

onde: CE = Carbono Equivalente.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%N + \%Cu}{15} \quad (1)$$

$$CE = 0,37$$

As análises químicas foram realizadas no CCDM (Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais), sendo que os elementos Mn, Si, Mo, Ni, P, Al, Nb e V foram determinados por espectroscopia de emissão atômica com plasma induzido, marca Varian, modelo Vista. Os elementos C e S foram determinados por combustão direta em equipamento LECO CS-444.

Tabela 3.2: Propriedades Mecânicas do aço API -X70.

Limite de escoamento (MPa)	524
Resistência à tração (MPa)	660
Energia Charpy V a 0°C (J) (Dimensão do corpo-deprova: 10mm x 10mm x 55mm)	96

*Dados fornecidos pela USIMINAS.

Consumíveis de Soldagem

Como consumíveis de soldagem foram utilizados eletrodos revestidos celulósicos AWS E8010G com 3,25 mm de diâmetro, todos designados sob a norma American Welding Society (AWS), respectivamente AWS A5.1.

A utilização do eletrodo AWS E8010G é justificada por ser este um eletrodo revestido indicado para a soldagem de tubulações de aços API, onde o mesmo apresenta um arco suave proporcionando cordões de excelente aparência, com mínimo de respingos e fumaça. Escória autodestacável. Ótima soldabilidade, principalmente na posição vertical descendente. A composição química analisada do

eletrodo AWS E8010G e as propriedades mecânicas fornecidas pelo fabricante (Lincoln Electric) estão representadas nas tabelas 3.3 e 3.4 respectivamente.

Tabela 3.3: Composição química analisada (% em peso) dos consumíveis.

Eletrodo AWS E8010G										
Elem.	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	V	Nb	Al
Teor %	0,055	0,46	0,04-	-	0,006	0,018	0,010	-	-	

Tabela 3.4: Propriedade mecânica dos consumíveis.

Eletrodo AWS E8010G	
Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (Mpa)
482	562

Corpos de prova soldados

O procedimento e parâmetros de soldagem adotados para a obtenção dos diversos corpos de prova foi através de combinações entre "corrente de soldagem" e "temperatura do metal de base".

i) processo eletrodo revestido

- posição de soldagem plana
- eletrodo AWS E8010G com 3,25 mm de diâmetro
- corrente contínua com eletrodo positivo (polaridade inversa, CC +)
- soldagem de juntas de topo, chanfro " X " 60°
- Corrente (80 a 120 A)

- Temperatura do metal base (0 a 300 °C)

Fonte de Soldagem

A soldagem dos corpos de prova foi realizada no Laboratório de Soldagem da FEIS utilizando-se uma fonte inversora modelo Invertec V300I da Lincoln Electric com corrente máxima de 300 A, com ciclo de trabalho de 60% a 300 A, a qual produz tensão ou corrente constante, dependendo do processo a ser utilizado. No caso utilizou-se o processo eletrodo revestido. Ver figura 3.1.



Figura 3.2: Vista geral da fonte inversora V 300I Lincoln Electric.

3.2. Metodologia

As soldagens realizadas neste trabalho foram feitas empregando-se planejamento fatorial de experimentos e seguindo-se o especificado nos itens a seguir.

3.2.1. Variáveis

Neste trabalho foi variada a velocidade de resfriamento do metal de solda através da:

- Corrente de soldagem (processo eletrodo revestido)
- Temperatura do metal de base

3.2.2. Planejamento Experimental

Em virtude da inexistência de modelos matemáticos que se adaptam ao sistema e de sua complexidade, optou-se pela utilização de técnicas estatísticas para a obtenção das respostas desejadas. A técnica utilizada foi o planejamento estatístico fatorial.

Para determinar a influência da corrente de soldagem e a temperatura do metal de base na formação da ferrita acicular, foram soldados 9 corpos de prova, considerando-se as duas variáveis (corrente, temperatura) a três níveis (nulo, baixo, alto). O planejamento fatorial empregado encontra-se especificado na tabela 3.5.

O ajuste das respostas desejadas utiliza uma equação do tipo:

$$Y_u = \beta_0 + \sum_{j=1}^k \beta_j * X_{ju} + \sum_{j=1}^k \beta_{jj} * X_{ju}^2 + \sum_{j < p} \beta_{jp} * X_{jp} * X_{pu} + \varepsilon_u \quad (2)$$

onde:

$u = 1, 2, \dots, n$ – para n corridas experimentais

Y = matriz das respostas

β = matriz dos coeficientes

X = matriz das variáveis

ε = matriz de erro aleatório

O objetivo do planejamento fatorial é a obtenção da matriz β a partir das matrizes X e Y . Para tanto, a matriz X deve ser adequadamente planejada e a conseqüente matriz das respostas (Y) obtida.

É conveniente no planejamento fatorial a codificação dos níveis das variáveis. Em geral, assume-se inicialmente três níveis de forma que, codificados, assumam os valores de $-1, 0, 1$, respectivamente, para os valores inferior, intermediário e superior.

Os parâmetros de soldagem avaliados foram: temperatura e corrente. Os limites destes parâmetros de soldagem tiveram como base os valores recomendados pelos fabricantes. Estes são:

- corrente de soldagem (I) = 80 a 120 A.
- temperatura de soldagem (T) = 0 – 300 °C

A finalidade da aplicação do planejamento é a obtenção de uma corrente e temperatura ótima a qual se obtém maior porcentagem de ferrita acicular.

Assim sendo o planejamento fatorial e as combinações entre os níveis (codificados) das variáveis podem ser agrupadas da forma apresentada na tabela 3.5.

Tabela 3.5: Valores codificados e valores dos parâmetros do processo de soldagem.

N.º	Corrente de Soldagem Codificada	Temperatura Codificada	Corrente de Soldagem	Temperatura
ER01	-1	-1	80	0
ER02	-1	0	80	25
ER03	-1	+1	80	300
ER04	0	-1	100	0
ER05	0	0	100	25
ER06	0	+1	100	300
ER07	1	-1	120	0
ER08	1	0	120	25
ER09	1	0	120	300

Uma vez obtidas as matrizes X e Y, através do tratamento desses dados, os coeficientes do modelo podem ser estimados.

Em resumo, o planejamento experimental envolve as seguintes fases:

- escolha dos k fatores
- escolha dos três níveis para cada fator (codificação em -1, 0, 1)
- montagem da matriz planejamento
- montagem da matriz X
- com as variáveis assumindo os valores determinados na matriz planejamento, obter a matriz Y (resultados experimentais)
- tratamento dos dados para obtenção da matriz dos coeficientes (β).

3.2.3. Soldagem dos Corpos de Prova

Antes da realização da soldagem, foi necessário uma preparação das amostras a serem soldadas, a qual é apresentada a seguir.

As chapas de aço, foram cortadas em tiras de 200 mm de largura, e posteriormente essas tiras foram cortadas em 50 mm de largura, seguindo o sentido de laminação da chapa. Após essa etapa as mesmas foram lixadas para eliminar a carepa e usinadas para a montagem do chanfro em "X" 60°.

As amostras foram identificadas por letras e números para cada combinação de parâmetros de soldagem empregados, seguindo o planejamento experimental anteriormente descrito.

Tabela 3.6: Valores dos parâmetros do processo de soldagem

N.º	Corrente de Soldagem	Temperatura
ER01	80	0
ER02	80	25
ER03	80	300
ER04	100	0
ER05	100	25
ER06	100	300
ER07	120	0
ER08	120	25
ER09	120	300

As soldagens foram realizadas de forma manual no laboratório de soldagem do DEM/FEIS/UNESP, onde as chapas foram fixadas na mesa de soldagem através de grampos. A velocidade de soldagem foi controlada e mantida constante em 10 mm/min.

A Figura 3.2 mostra um esquema do corpo de prova soldado

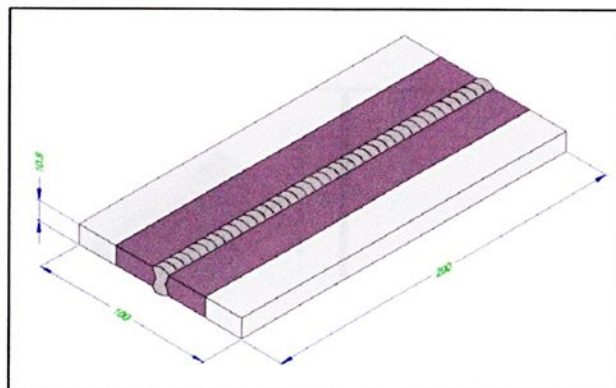


Figura 3.2: Esquema representativo do cordão de solda.

3.2.4. Ensaio de Impacto CHARPY

Foram realizados ensaios de impacto Charpy V, segundo normas da ASTM E-23, a 3 (três) diferentes temperaturas (25°C , 0°C e -20°C), sendo que a cada temperatura foram ensaiados 3 (três) corpos de prova com secção de 10 X 10 X 55 mm com entalhe central em "V" 45° .

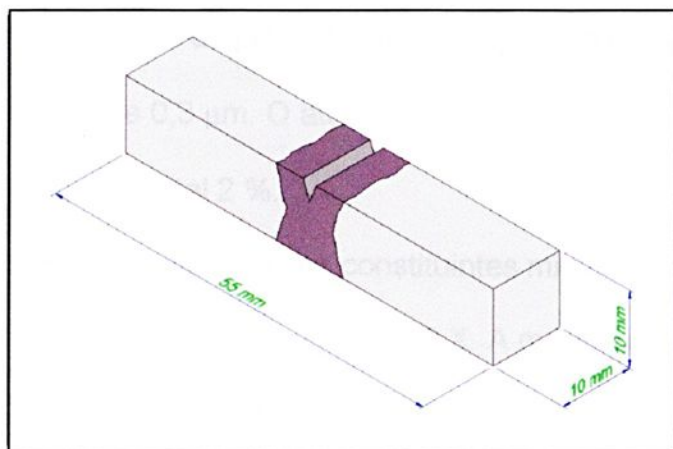


Figura 3.3: Corpo de prova Charpy

Esses corpos de prova foram retirados ao longo do cordão de solda, o qual foi previamente usinado, retificado e fresado com o entalhe em V 45°, conforme mostra a Figura 3.4.

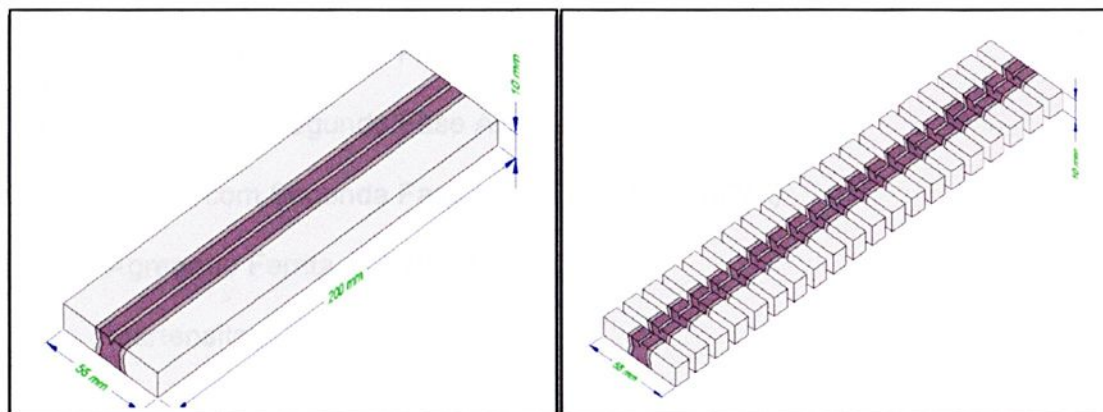


Figura 3.4: Corpo de prova soldado, usinado e cortado.

3.2.5. Análise Metalográfica

As juntas soldadas foram cortadas, transversalmente em relação à direção de soldagem, para a obtenção dos corpos de prova Charpy, os quais serviram para a análise metalográfica.

Os corpos de prova foram posteriormente lixados até lixas 600 e polidos com alumina 1,0 e 0,3 μm . O ataque químico da superfície foi feito através de solução com reagente Nital 2 %.

A caracterização dos constituintes microestruturais via microscopia ótica foi obtida com aumentos de 200 e 500 X. A metalografia quantitativa foi realizada de acordo com o guia do IIW Subcomissão IXJ (DOLBY, 1986), onde recomenda-se um aumento de 500 X e o uso de 1000 pontos.

Os constituintes microestruturais foram classificados segundo o IIW:

- 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.

3.2.6. Tratamento dos dados obtidos.

A partir do procedimento experimental descrito em 3.2, foram analisados através da técnica experimental os resultados para as condições no trabalho.

O tratamento dos dados experimentais consiste simplesmente na obtenção dos coeficientes da equação de ajuste proposta (matriz β) e avaliação de sua significância, bem como da significância do ajuste.

Para a obtenção da matriz dos coeficientes foi utilizado o método dos mínimos quadrados; a significância dos coeficientes obtidos foi avaliada mediante os testes t e F, enquanto a significância do ajuste baseou-se no teste F e coeficiente de correlação múltipla (R^2).

Seguindo-se o planejamento de experimentos proposto, os dados foram analisados através do programa estatístico SAS, e os resultados das análises foram dispostos em um quadro denominado quadro de análise de variância (ANOVA).



A variação total dos dados é chamada soma dos quadrados total (SQT) e é dada pela soma dos quadrados dos desvios apresentados entre as respostas observadas Y_u e seu valor médio $\left(Y_{med.} = \sum_u Y_u / n \right)$:

$$SQT = \sum_{u=1}^n (Y_u - Y_{med.})^2 \quad (2)$$

Associados à SQT têm-se $n - 1$ graus de liberdade.

A soma dos quadrados total pode ser dividida em duas partes: uma devida à regressão (ou soma dos quadrados explicada pelo modelo ajustado) e outra devida aos resíduos (não explicada pelo método).

A soma dos quadrados devida à regressão pode ser calculada por:

$$SQR = \sum_{u=1}^n (Y_{u,pred.} - Y_{med.})^2 \quad (3)$$

onde $Y_{u,pred.}$ representa o valor predito pelo modelo para o u -ésimo ponto experimental. O número de graus de liberdade associado à SQR é igual a $p-1$ (para parâmetros do modelo ajustado).

A parte devida aos resíduos é dada por:

$$SQE = \sum_{u=1}^n (Y_u - Y_{u,pred.})^2 \quad (4)$$

ou seja, é a soma dos quadrados dos desvios entre valores observados e predito pelo modelo para o u -ésimo experimento. O número de graus de liberdade da SQE é

dado pela diferença entre os graus de liberdade associados à SQT e SQR, portanto $(n-1)-(p-1) = n-p$.

Um teste usual da significância do modelo ajustado é verificar a seguinte hipótese nula:

H_0 : todos os β_i (com exceção de β_0)

H_1 : pelo menos um β_i (além de β_0) é diferente de zero.

Para tal, calcula-se o valor da estatística F dada por:

$$F = \frac{SQR/(p-1)}{SQE/(n-p)} \quad (5)$$

Se H_0 é verdadeira, a estatística F segue uma distribuição F com $p-1$ e $n-p$ graus de liberdade no numerador e denominador, respectivamente.

A seguir, compara-se o valor de F calculado acima com o valor da estatística $F_{\alpha, p-1, n-p}$ tabelado.

Se o valor calculado é maior que o tabelado, então a hipótese nula é rejeitada a um nível de significância α e pode-se concluir que a porção de variabilidade explicada pelo modelo é muito maior que a não explicada.

O coeficiente de correlação múltipla ao quadrado (R^2) geralmente complementa o teste F e é dado por:

$$R^2 = \frac{SQR}{SQT} \quad (6)$$

Seu valor representa a proporção da variação total em Y_u (sobre a média Y_{med}) que é explicada pelo modelo ajustado.

Pelo descrito acima, percebe-se a utilidade do teste F para testar a significância do modelo ajustado. Porém, se deseja-se avaliar a significância de cada coeficiente (β_i) individualmente, em geral compara-se esse coeficiente com seu erro padrão estimado.

Esta comparação pode ser feita utilizando-se a estatística t de student. O teste da significância de cada coeficiente é testar a seguinte hipótese nula:

$H_0: \beta_i = 0$; se isto acontecer podemos concluir que não existe regressão.

$H_1: \beta_i$ diferente de 0; existe regressão.

Para isto precisa-se calcular:

$$t = \beta_i / \text{erro padrão de } \beta_i$$

comparando-se esse valor calculado com o valor da estatística t de student tabelada t_α (α = nível de significância). O valor de t_α tabelado é tirado da coluna correspondente a $t_{\alpha/2}$ e tem n-p graus de liberdade associados.

Se o valor absoluto calculado é maior que o tabelado, rejeita-se a hipótese de nulidade e o coeficiente é considerado significativo.

4. Resultados

4.1- Corpos de prova soldados

A figura 4.1 mostra uma chapa de aço API X-70 cortada e preparada para montar o corpo de prova (junta de topo), onde a mesma passou pelo processo oxicorte e foi devidamente usinada nas dimensões de 200 mm de comprimento por 50 mm de largura, a fim de se obter uma uniformidade dimensional. O ângulo de bisel foi mantido em $30 \pm 1^\circ$ para possibilitar a montagem do chanfro em "X" ou "duplo V" utilizado nesse trabalho. As chapas foram agrupadas em pares e ponteadas em suas extremidades, deixando uma abertura de raiz de 1,0 mm. Posteriormente, essas juntas foram lixadas e limpas com solvente, evitando dessa forma possíveis descontinuidades no cordão de solda.

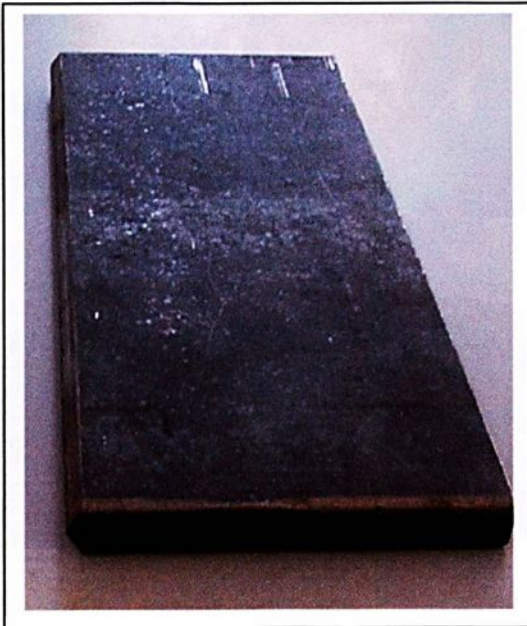


Figura 4.1 – Corpo de prova usinado para junta de topo com chanfro em "X".

Como descrito no procedimento experimental, os nove corpos de prova (junta de topo em "X") foram divididos em 3 (três) conjuntos. O primeiro foi mantido à temperatura ambiente, o segundo foi pré-aquecido a 300°C em uma estufa e, o terceiro foi resfriado a 0°C.

Os eletrodos revestidos foram pré-aquecidos para obter maior facilidade na abertura do arco elétrico e menor teor de H no cordão de solda. As operações de soldagem foram realizadas sempre pelo mesmo soldador, mantendo-se constante o ângulo de deslocamento, ângulo de trabalho e principalmente a velocidade de soldagem, conforma observa-se na figura 4.2.



Figura 4.2: Soldagem dos corpos de prova

Por serem utilizados chanfros nos dois lados da chapa, característica dos chanfros em "X", após a realização da soldagem de um lado, foi necessário que a chapa retornasse à sua temperatura original antes da soldagem do lado oposto. O chanfro em "X" utilizado foi em função da soldagem ser em um único passe; pois com o chanfro em "V", um único passe não seria suficiente para preenchê-lo, tornando necessário fazer outros passes, acarretando portanto várias zonas de reaquecimento.

Após a soldagem, os corpos de prova foram resfriados completamente ao ar, conforme mostra a figura 4.3. Essa condição foi repetida em todas as combinações de corrente e de temperatura inicial das chapas usadas nas soldagens. Dessa forma, foi possível obter as diferentes microestruturas resultantes a partir de um mesmo processo de resfriamento para todos estes parâmetros.



Figura 4.3: Corpos de prova soldados e mantidos fixos na mesa para evitar um possível empenamento das chapas.

Como já foi visto, uma particularidade do processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido é formação da escória. A escória foi removida somente quando o corpo de prova estava completamente resfriado. Outra observação foi o fato da soldagem ser realizada manualmente, o que resultou em pequenas variações na velocidade de soldagem e na qualidade do cordão de solda. A figura 4.4 mostra um corpo de prova soldado e sem escória.

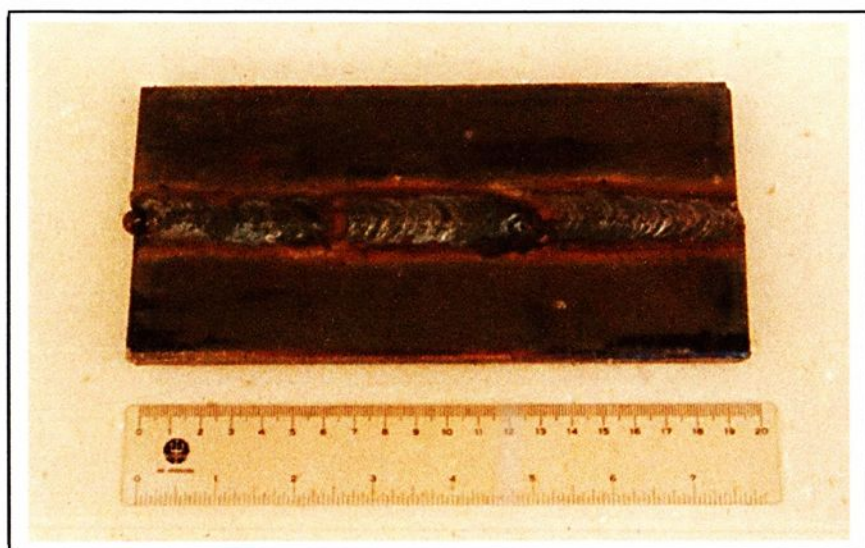


Figura 4.4: Corpo de prova ER-06 após a retirada da escória.

4.2- Corpos de prova Charpy

Os corpos de prova para o ensaio Charpy, também utilizados no exame microestrutural, foram confeccionados seguindo o padrão Charpy tipo A, modelo bastante utilizado no ensaio de impacto Charpy. Desse modo, os corpos de prova foram usinados com 55 mm de comprimento por 10 mm de largura e de altura, com

entalhe em V com ângulo de 45° de abertura e raio de 0,25mm. Esse entalhe foi usinado na região do metal de solda.

As peças soldadas foram usinadas com 10 mm de espessura, sendo posteriormente atacadas com nital 2% para se observar macroscopicamente a interface entre o metal de solda e o metal base e, na seqüência foi usinado o entalhe sobre a linha de centro do metal de solda, conforme mostra a figura 4.5.

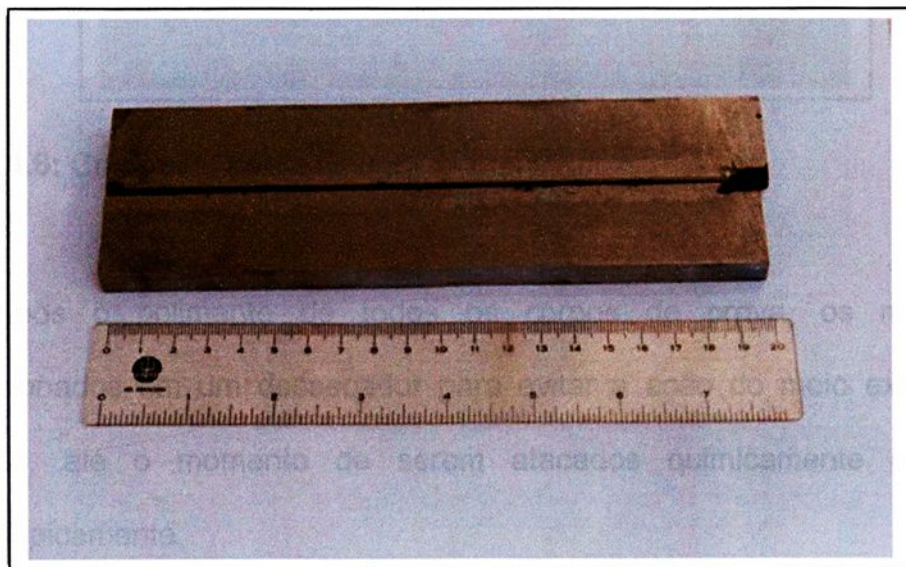


Figura 4.5: Detalhe da região mais clara do corpo de prova (metal de solda) onde observa-se o entalhe.

Finalizando, os corpos de prova foram cortados transversalmente à direção do cordão de solda, conforme mostra a figura 4.6.

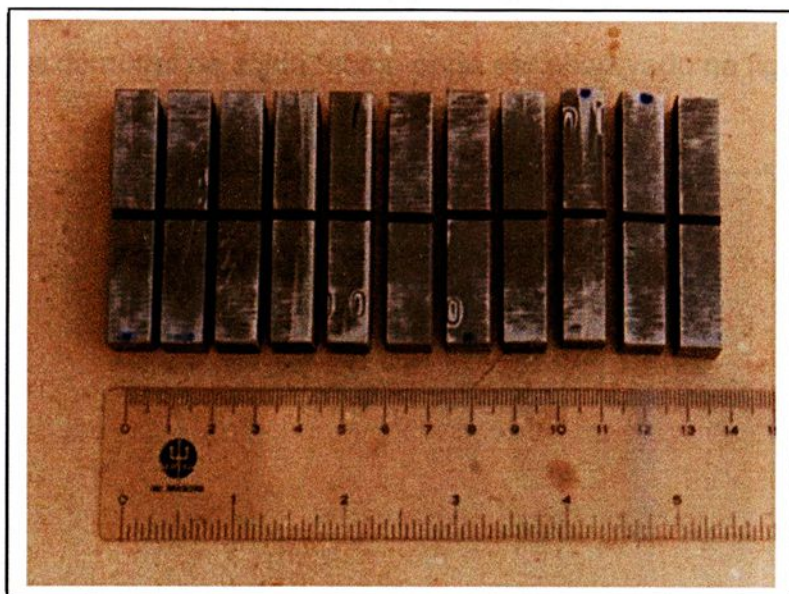


Figura 4.6: Corpos de prova Charpy.

Após o polimento de todos os corpos de prova, os mesmos foram acondicionados em um dessecador para evitar a ação do meio externo, como a oxidação, até o momento de serem atacados quimicamente e examinados microscopicamente.

O ataque químico foi feito agitando o corpo de prova, com a superfície polida virada para baixo e, mergulhada no reativo dentro de uma pequena cuba de fundo côncavo, evitando-se portanto riscar a superfície dos corpos de prova. Como se trata de um aço alta resistência baixa liga (ARBL), o tempo de duração do ataque foi da ordem de quinze segundos.

O reativo utilizado foi a solução de ácido nítrico a 2 % em álcool etílico (nital 2%), a qual atacou o contorno de grão da ferrita. Terminado o ataque, a superfície do corpo de prova foi imediatamente lavada com álcool e, em seguida, secada com jato de ar quente, como feito anteriormente após o polimento. Após um exame visual

a olho nú, foi possível distinguir as regiões do metal de base, da zona afetada termicamente e do metal de solda, como pode ser observado na figura 4.7.



Figura 4.7: Superfície do corpo de prova polida e atacada

4.3- Análise Metalográfica

4.3.1 Macrografia

A figura 4.8 apresenta uma representação esquemática da secção transversal de uma das soldas de topo estudadas neste trabalho. O cordão de solda superior desta junta (o segundo cordão a ser soldado) é constituído de uma microestrutura completamente colunar (bruta de fusão) e o inferior (o primeiro cordão a ser soldado) de uma região colunar (bruta de fusão) e de uma região reaquecida, produto da influência do ciclo térmico exercido pelo cordão de solda superior, constituída, pela sua vez, de uma região de grãos finos e outra de grãos grosseiros.

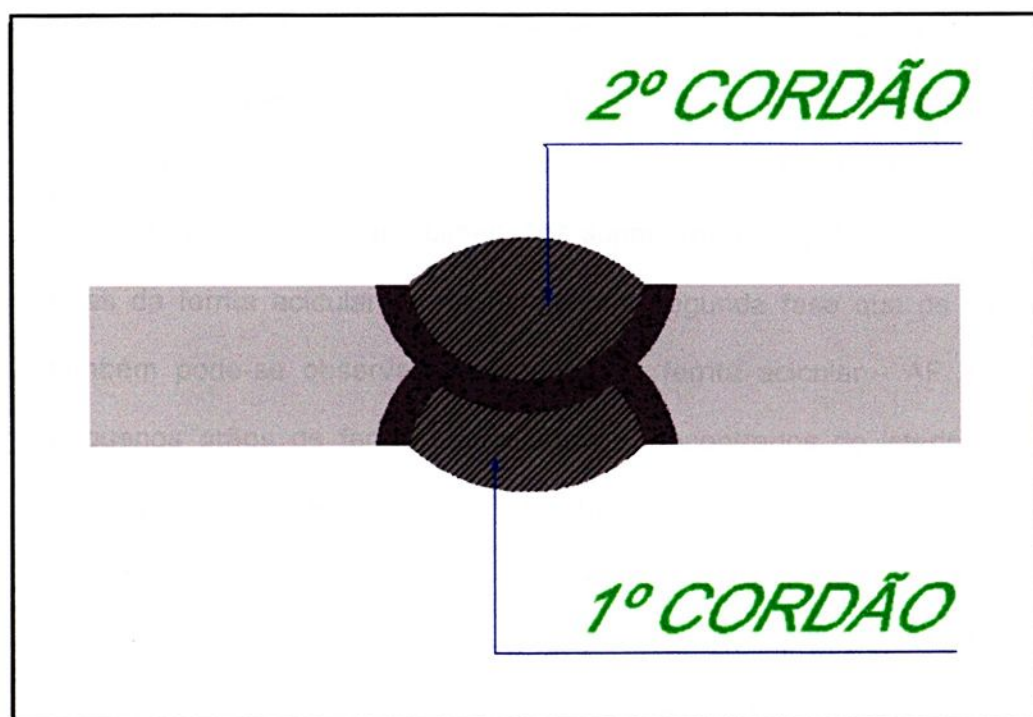


Figura 4.8: Representação esquemática da junta soldada mostrando as diferentes regiões produzidas na soldagem.

4.3.2 Análise Microestrutural

Dentro do escopo desse trabalho, toda identificação e caracterização microestrutural do metal de solda, foi realizada na região colunar do segundo passe. A figura 4.9 mostra a região analisada, onde pode-se observar a presença de veios finos de ferrita primária delineando o contorno de grão da austenita prévia, além de grande quantidade de ferrita acicular no interior do grão da austenita.

A avaliação microestrutural dos cordões de solda apresentou microestruturas compostas basicamente de Ferrita de Contorno de Grão - **PF(G)**, Ferrita Poligonal Intragranular - **PF (I)**, Ferrita Acicular - **AF**, e Ferrita com Segunda Fase - **FS**. As figuras 4.10, 4.11, 4.12 e 4.13 mostram exemplos de microestruturas obtidas por microscopia ótica, com diferentes aumentos.

As figuras 4.10, 4.11 e 4.12 mostram microestruturas obtidas por microscopia ótica (500X), onde pode-se observar a presença da PF(G) na forma de veios ou grãos poligonais associados aos contornos de grão da austenita prévia, da PF(I) na forma de grãos poligonais presentes no interior dos grãos da austenita prévia, mas com dimensões superiores ao triplo da largura média das ripas da ferrita acicular ou da ferrita com segunda fase que os circundam, e também pode-se observar a presença da ferrita acicular - AF em forma de pequenos grãos de ferrita não alinhados, encontrados no interior do grão da austenita prévia. Além disso, pode-se observar também a presença de ferrita com segunda fase alinhada - FS(A). A figura 4.13 mostra a microestrutura obtida por microscopia ótica (1000 X), onde pode-se observar a presença dos constituintes com melhor resolução do que com aumentos menores, mas mesmo assim não deixa clara a presença de todos os constituintes microestruturais.



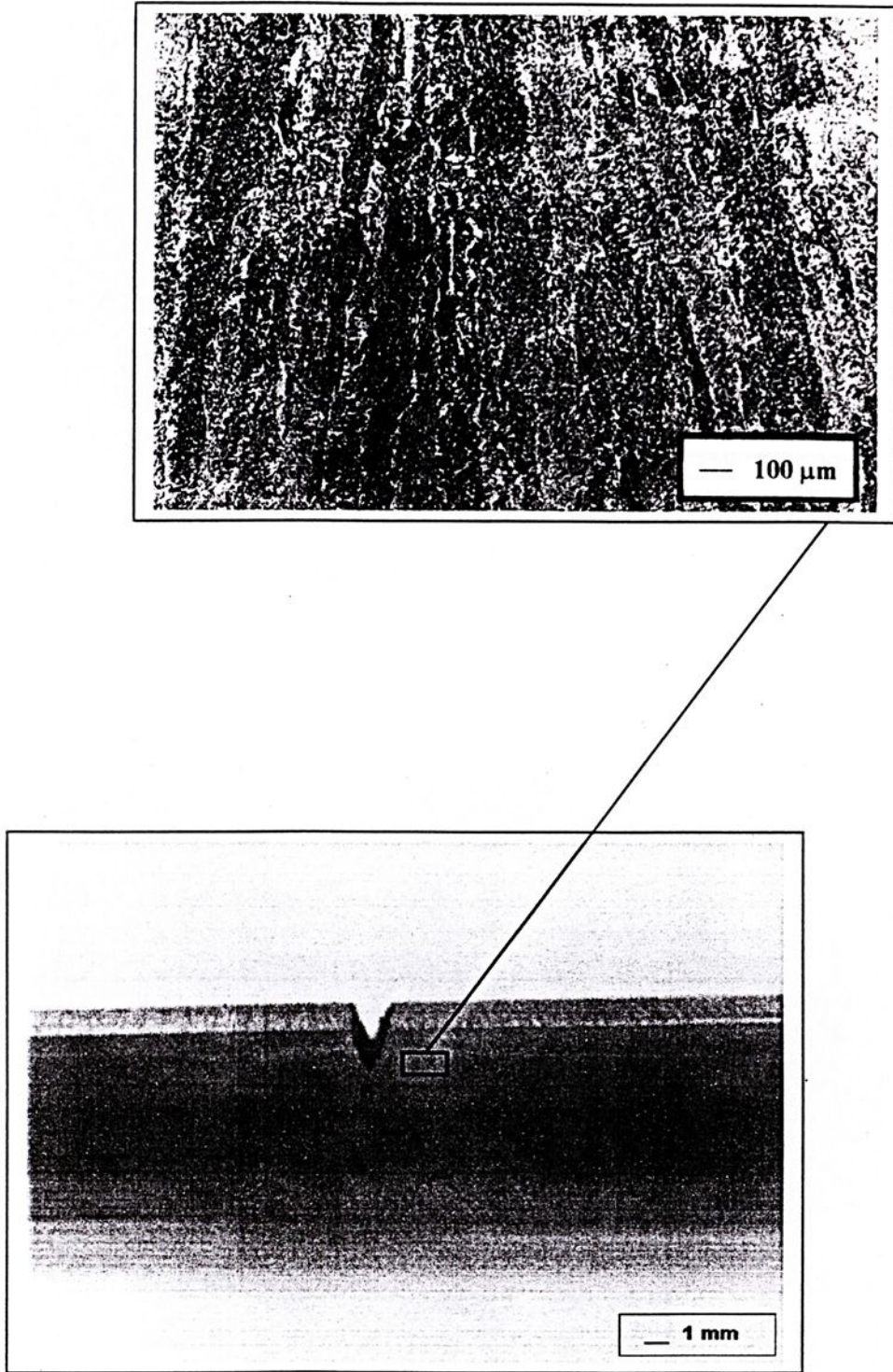


Figura 4.9: Esquema da junta mostrando a região do metal de solda analisada. (segundo passe). Ataque nital 2%.

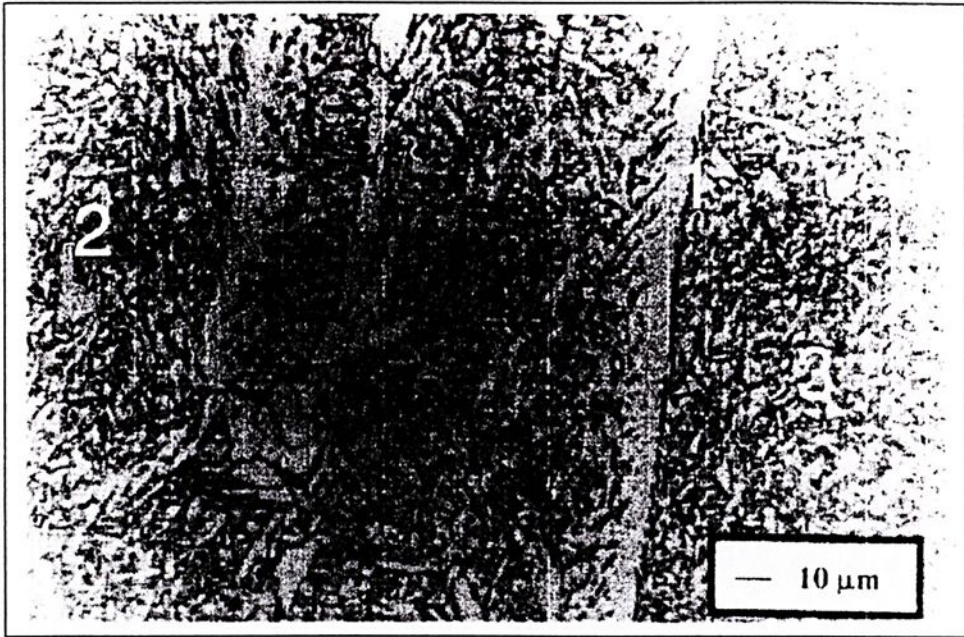


Figura 4.10: Fotomicrografias típicas da região colunar do segundo passe.
Microscopia ótica. Amostra ER05 (500 X). Ataque nital 2%.

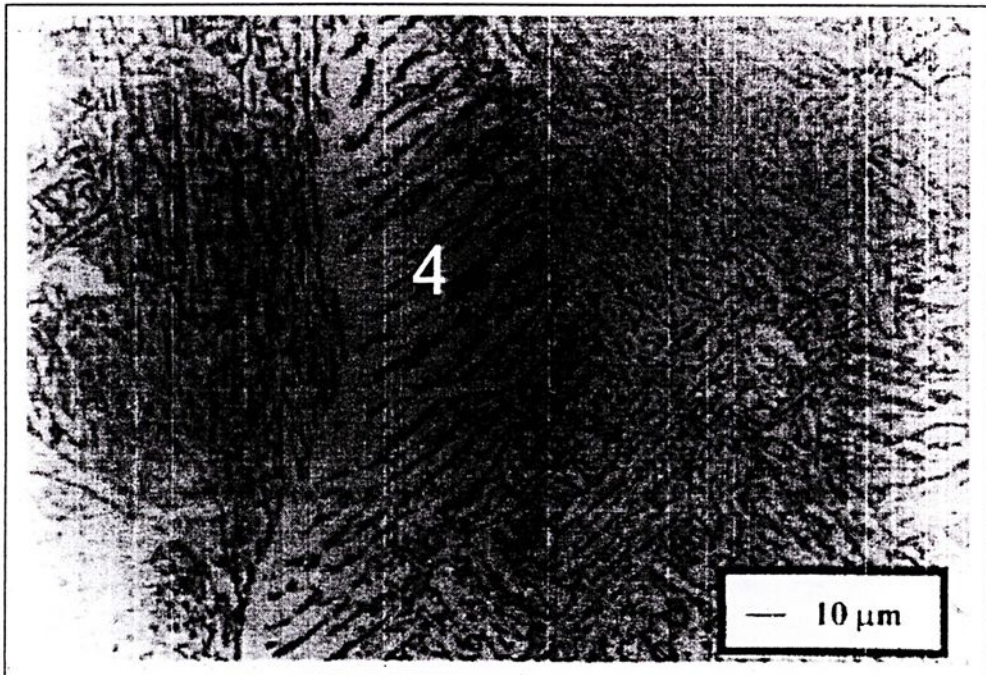


Figura 4.11: Fotomicrografias típicas da região colunar do segundo passe.
Microscopia ótica. Amostra ER05 (500 X). Ataque nital 2%.
1- PF(G) , 2- PF(I) , 3- AF e 4- FS.

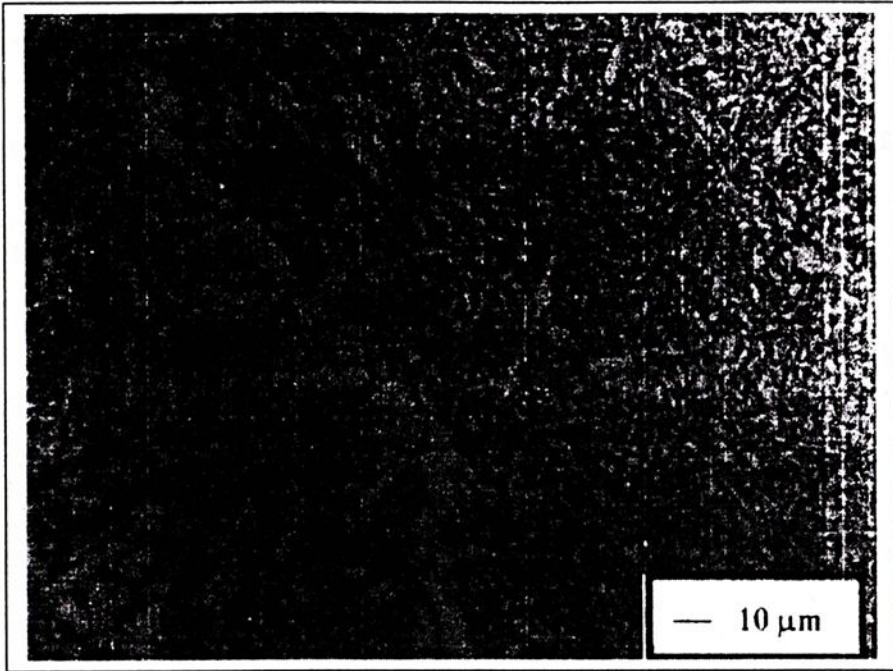


Figura 4.12 : Fotomicrografias típicas da região colunar do segundo passe.
Microscopia ótica. Amostra ER08 (500 X). Ataque nital 2%.

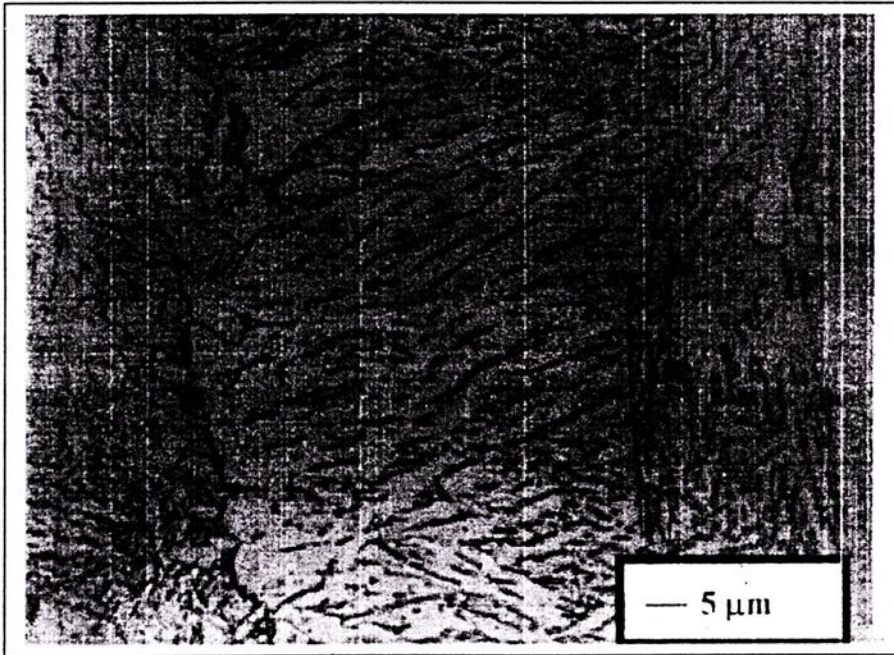


Figura 4.13 : Fotomicrografias típicas da região colunar do segundo passe.
Microscopia ótica. Amostra ER05 (1000 X). Ataque nital 2%.

Os constituintes microestruturais identificados através de microscopia ótica nas amostras ER-01 a ER-09 são descritos a seguir e mostrados nas figuras 4.14a a 4.14i.

1. Veios finos de ferrita pró-eutetóide delineando o contorno de grão da austenita prévia.
Nomenclatura do IIW: PF(G).
2. Blocos de ferrita pró-eutetóide, composto de agregados de grãos poligonais localizados nos contornos de grão da austenita prévia.
Nomenclatura do IIW: PF(G).
3. Blocos isolados de ferrita poligonal encontrado dentro dos grãos da austenita prévia.
Nomenclatura do IIW: PF(I).
4. Ferrita na forma de grãos extremamente finos, não paralelos, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1. Aparece no interior do grão da austenita prévia com uma morfologia de emaranhado e com grãos se entrecruzando. Pode incluir ainda ripas isoladas de elevada razão de aspecto.
Nomenclatura do IIW: AF.
5. Ferrita na forma de agulhas alongadas crescendo a partir da ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão da austenita prévia.
Nomenclatura do IIW: FS.
6. Microestrutura composta de longas ripas de ferrita, finas e paralelas, isentas de precipitação interna, nucleando-se preferencialmente nos contornos de grão, mas em alguns casos pode ocorrer intragranularmente.
Nomenclatura do IIW: FS.



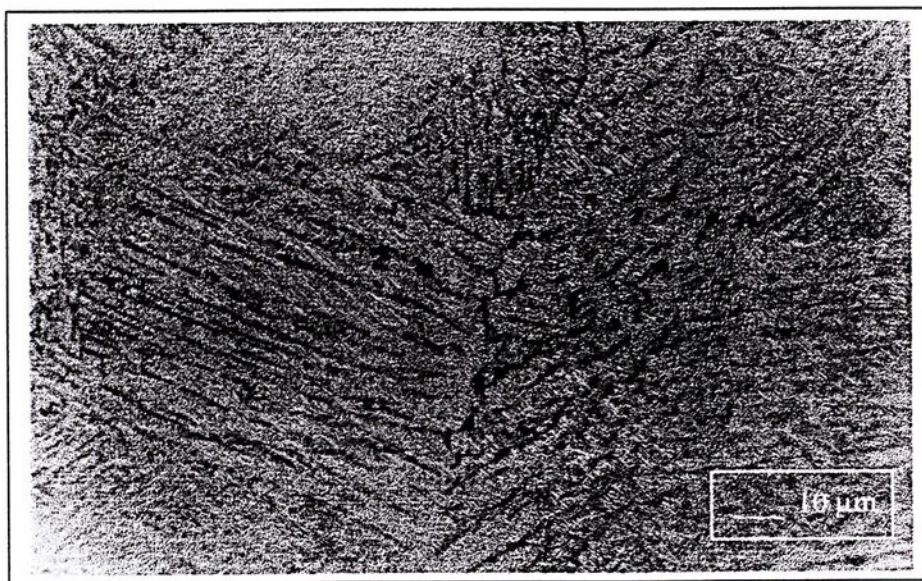
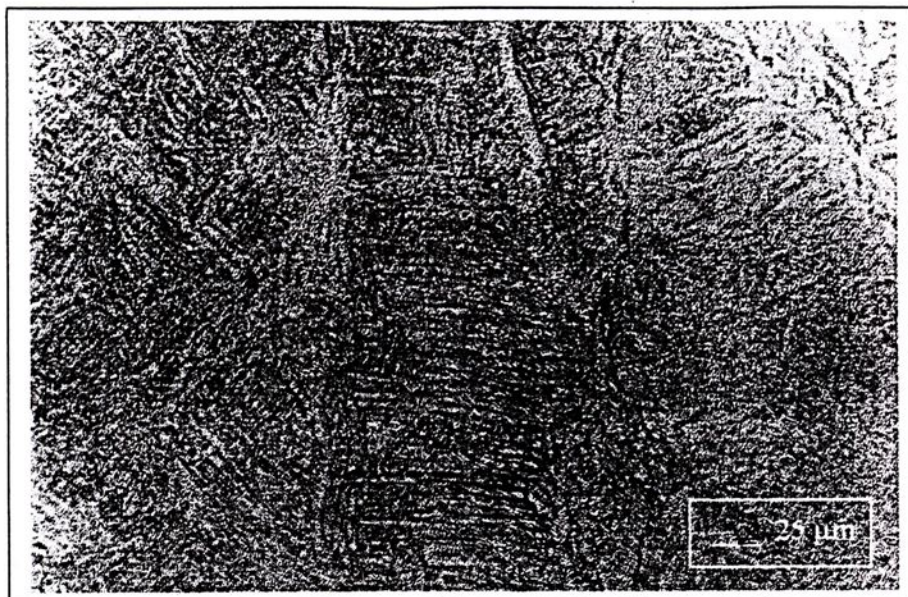


Figura 4.14a: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER01 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

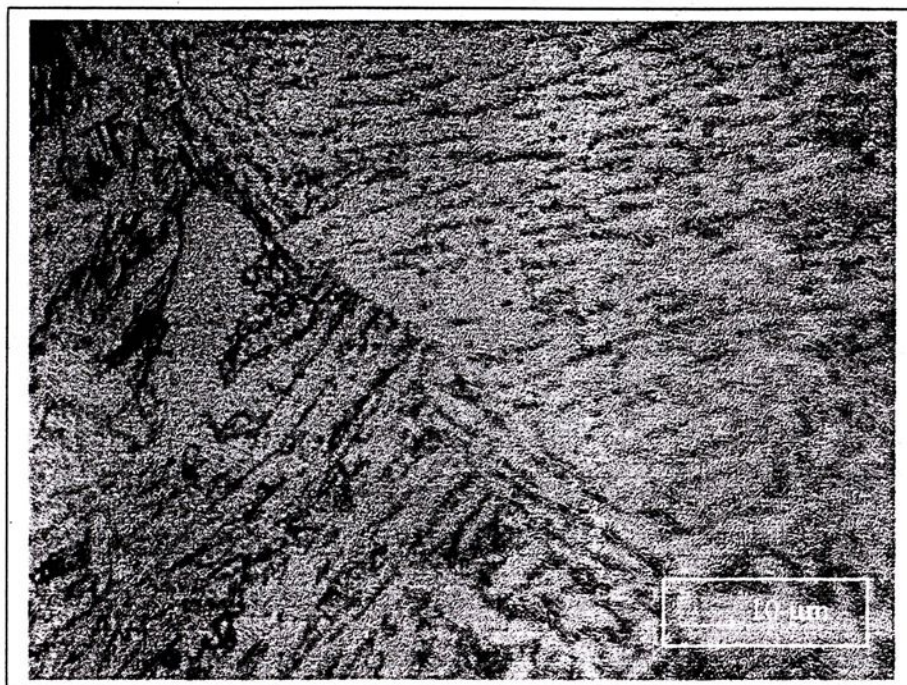
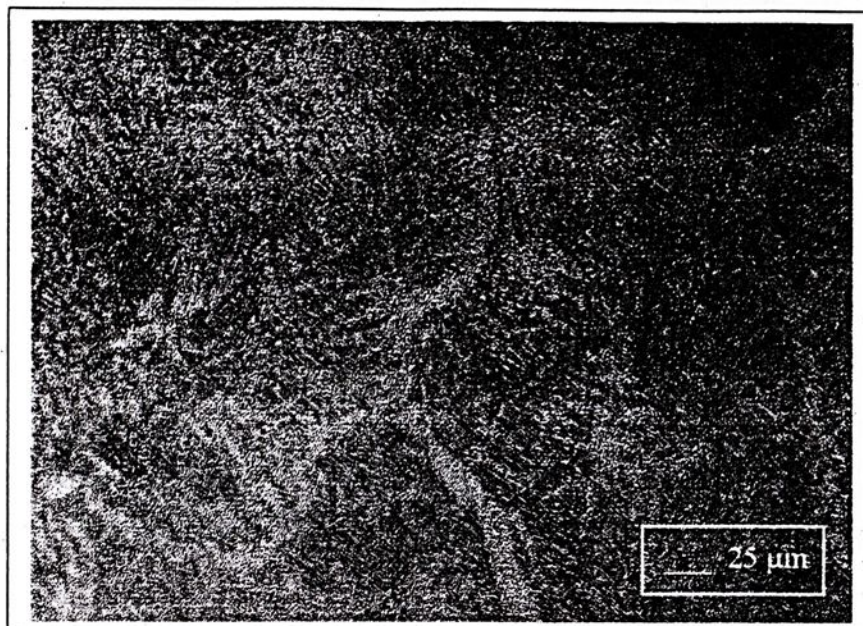


Figura 4.14b: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.
Microscopia ótica. Amostra ER02 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

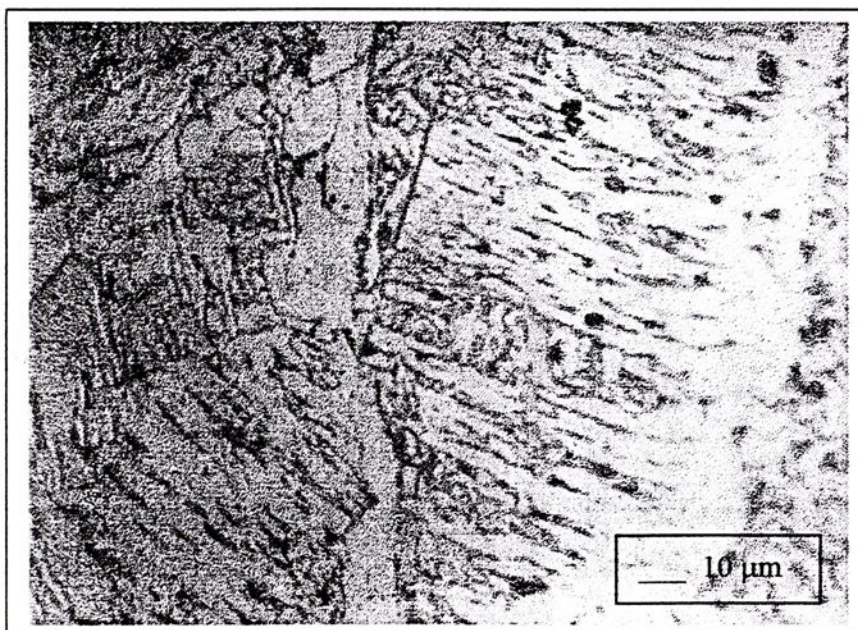
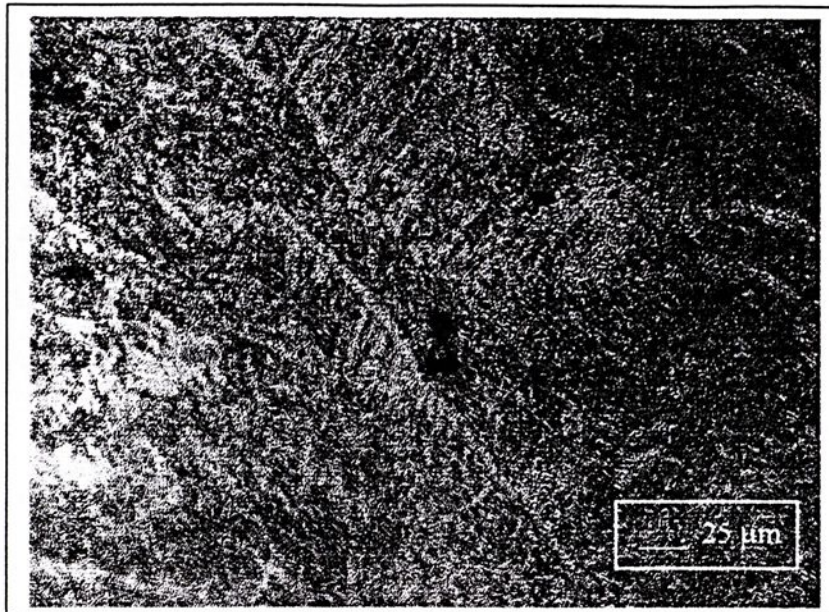


Figura 4.14c: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER03 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

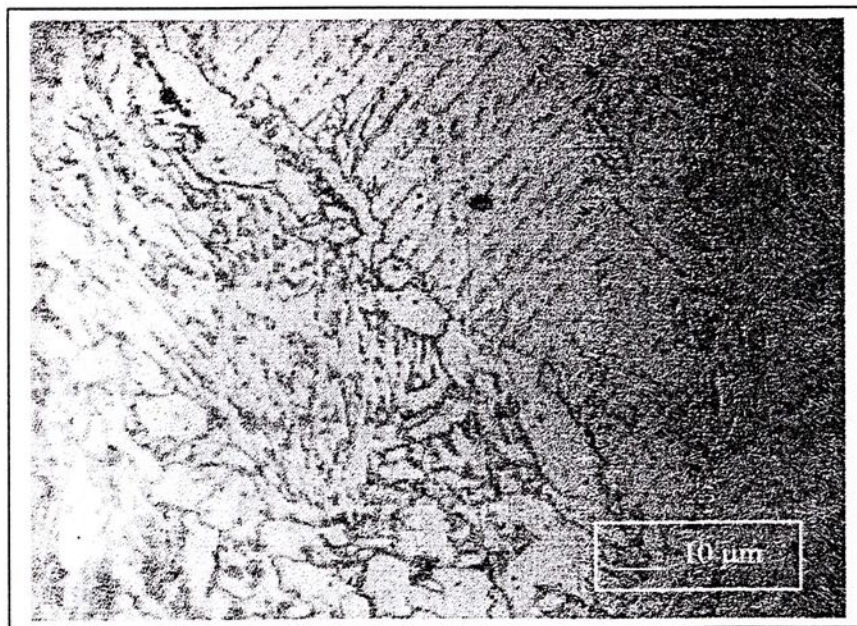
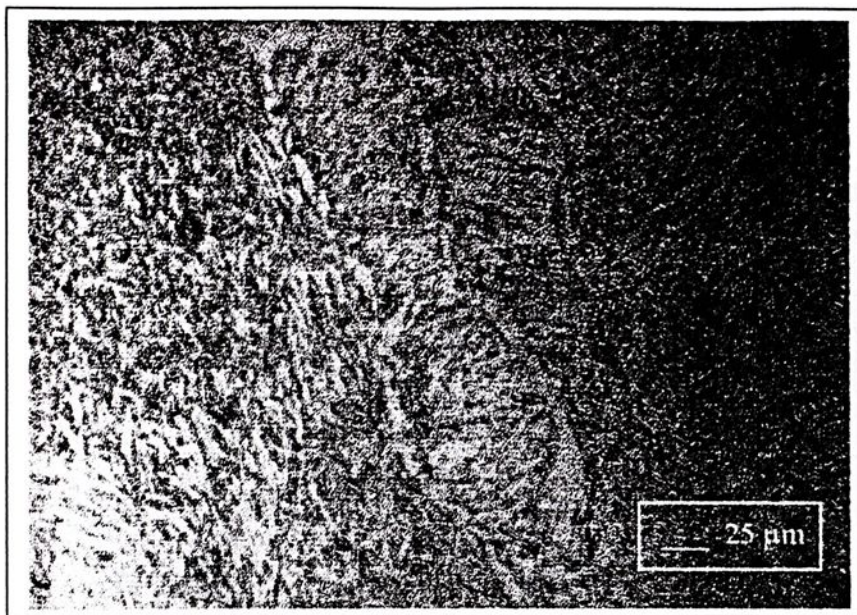


Figura 4.14d : Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER04 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

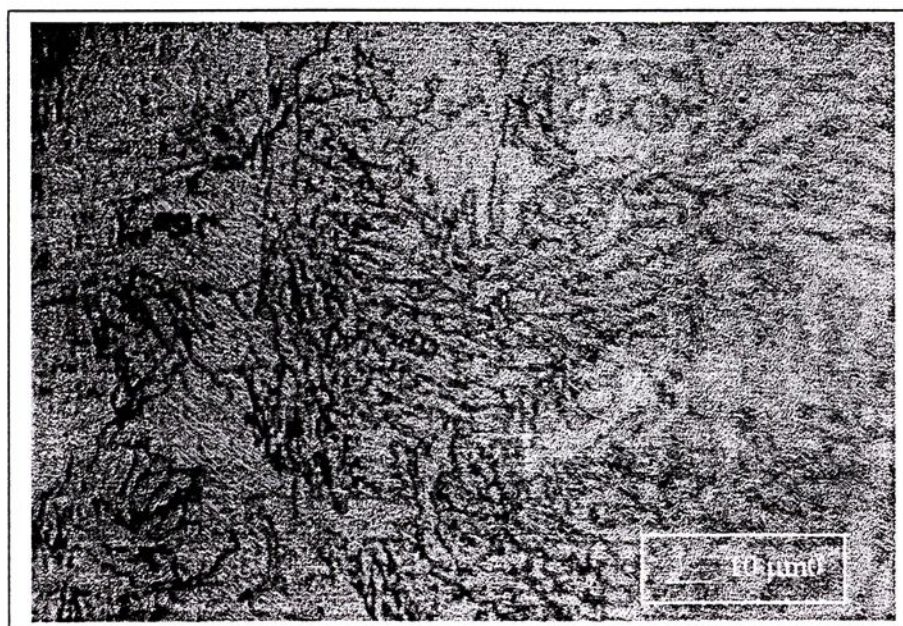
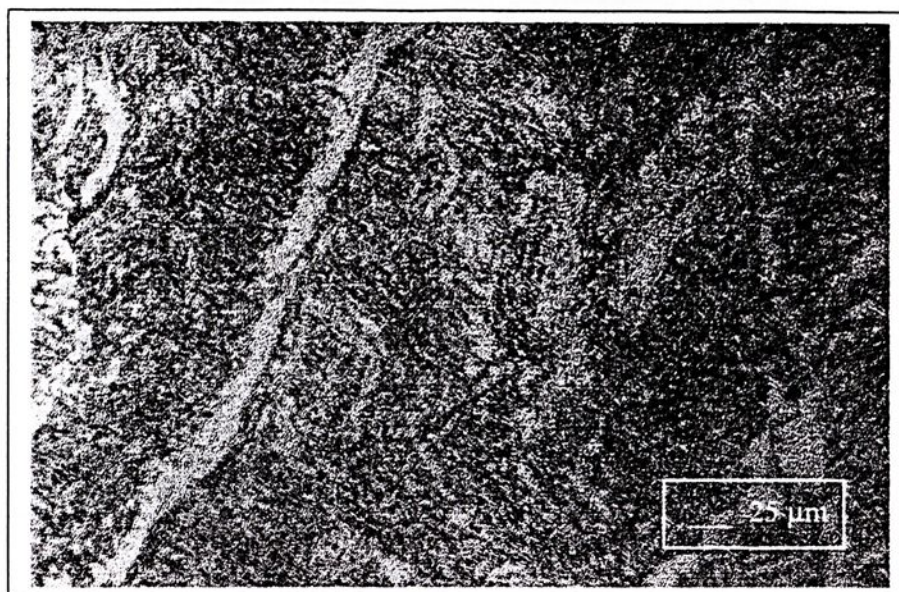


Figura 4.14e: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER05 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

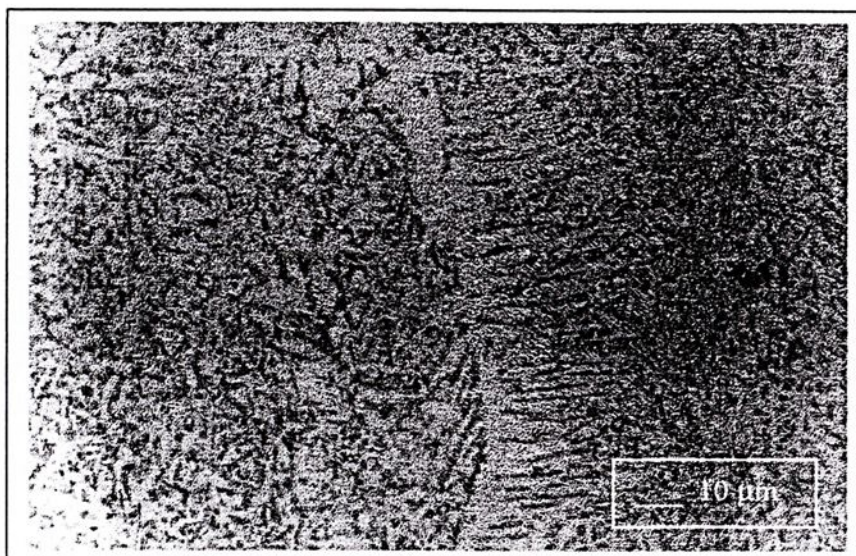
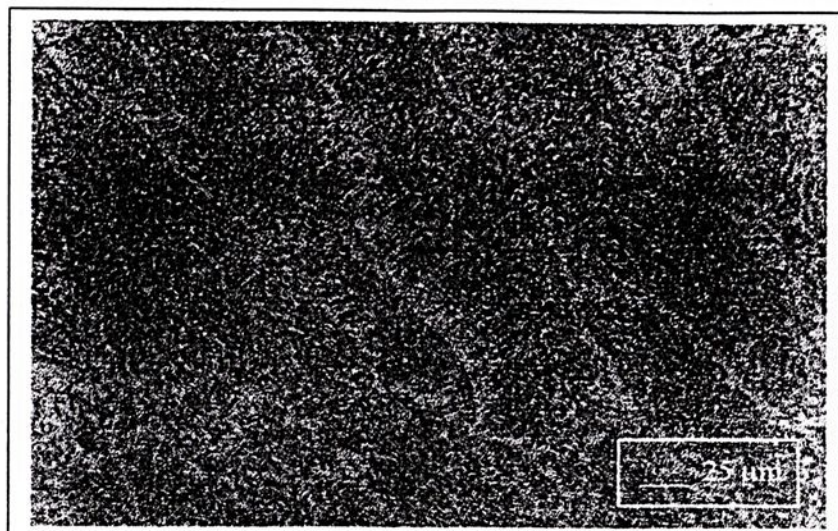


Figura 4.14f: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER06 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

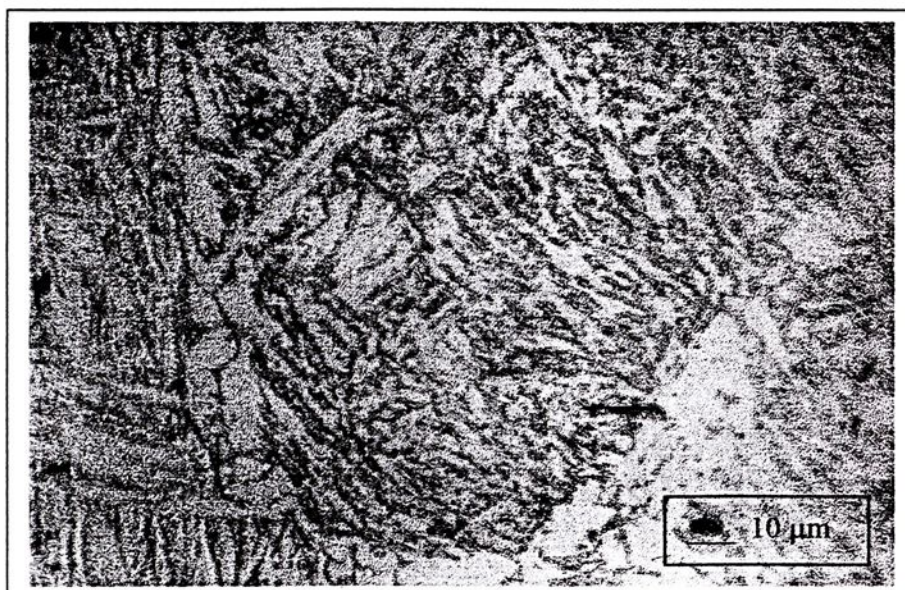
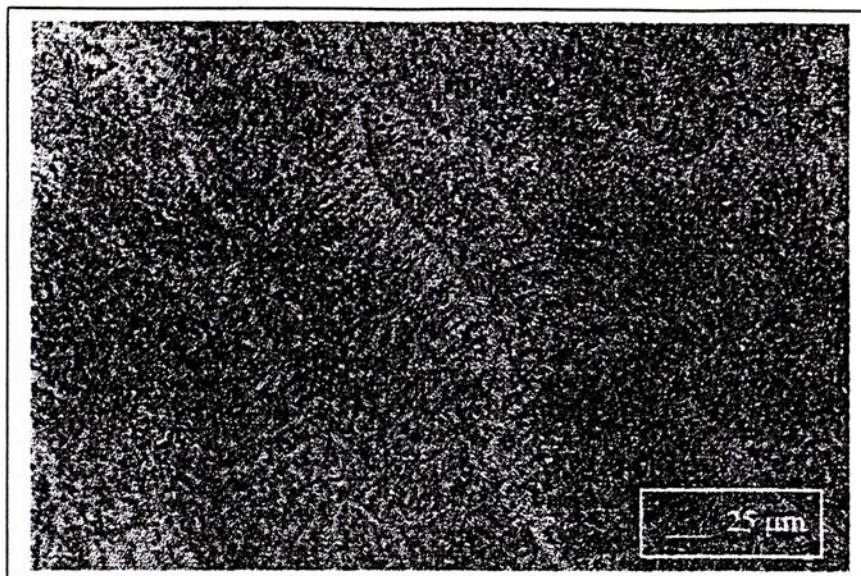


Figura 4.14g: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER07 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

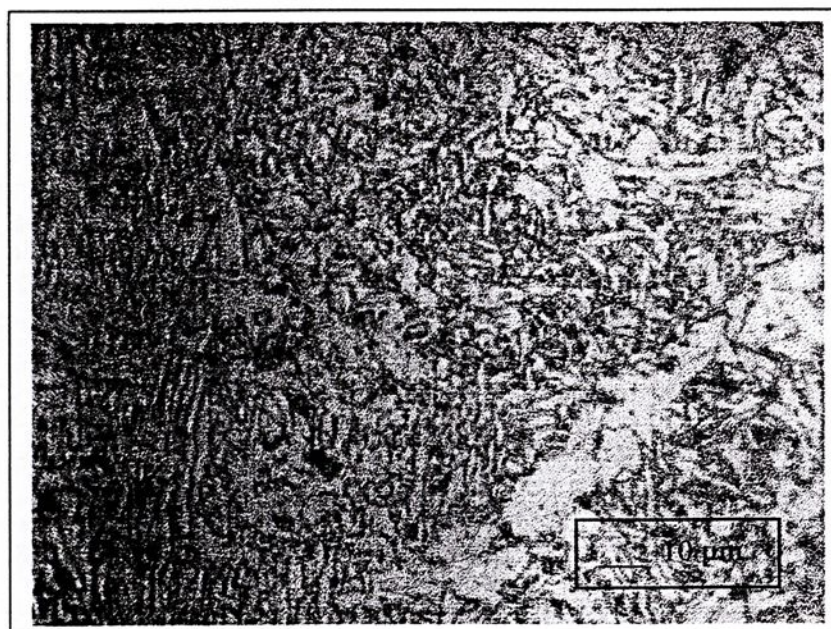
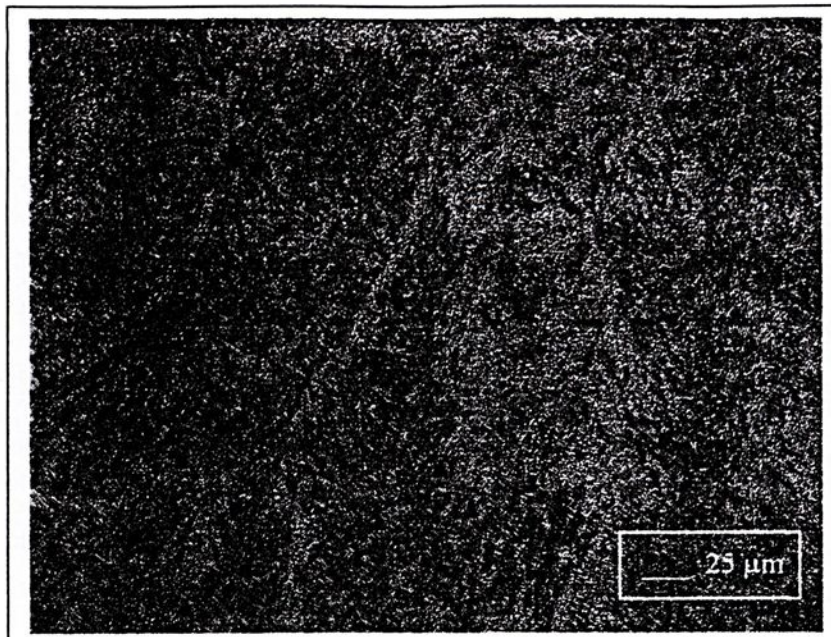


Figura 4.14h: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.

Microscopia ótica. Amostra ER08 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

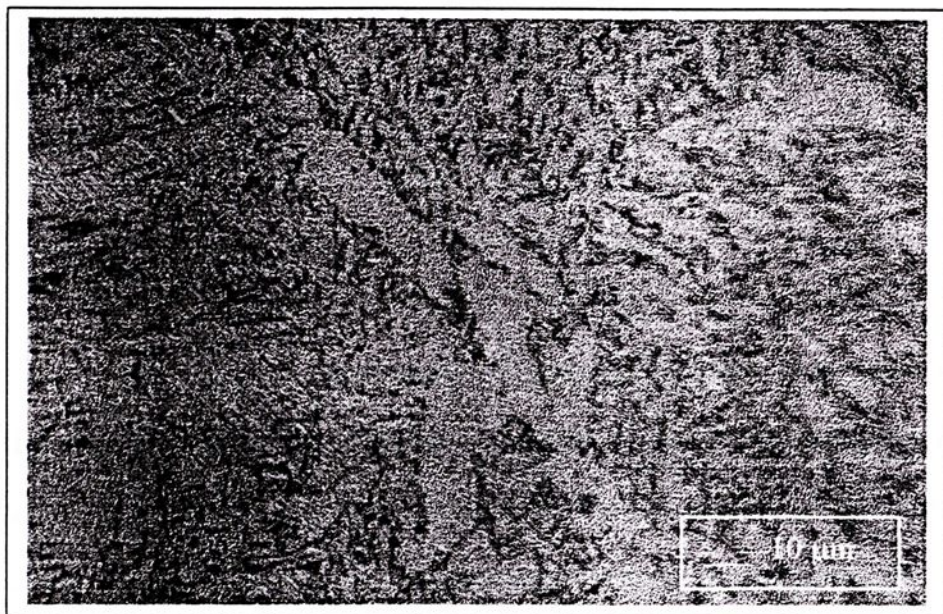
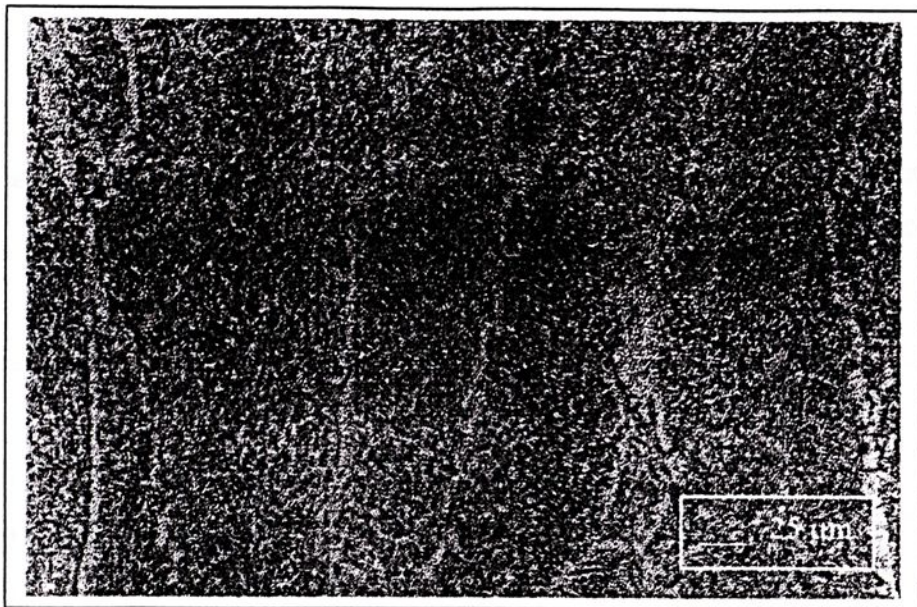


Figura 4.14i: Fotomicrografia típica da região colunar do segundo passe.
Microscopia ótica. Amostra ER09 (200X e 500 X). Ataque nital 2%.

Os resultados das medidas quantitativas das microestruturas das amostras da série-ER estão mostrados na tabela 4.1.

Tabela 4.1: Resultados da metalografia quantitativa da região colunar do metal de solda (segundo passe) observado no Microscópio Ótico.

	PF(G)	PF(I)	AF	FS (A)	FS (NA)	FC	M
ER01	17	9	16	46	11	1	
ER02	16	12	18	38	14	2	
ER03	22	8	34	18	17	1	
ER04	15	10	18	38	18	1	
ER05	12	6	48	22	12	-	
ER06	20	6	62	3	8	2	
ER07	26	12	25	26	9	2	
ER08	16	2	78	-	2	2	
ER09	32	15	42	2	8	1	

A amostra ER01 a qual foi soldada com corrente de 80 amperes e metal de base na temperatura de 0°C , sendo portanto a amostra que sofreu a maior taxa de resfriamento, em função do baixo aporte térmico, apresentou uma microestrutura com pequena fração volumétrica de ferrita acicular (16 %), sendo sua microestrutura composta basicamente de ferrita com segunda fase alinhada (46%), além de 17% de ferrita primária de contorno de grão PF(G),

9% de ferrita primária poligonal intergranular PF(I), 11% de ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA) e 1% de agregado ferrita carboneto FC.

A figura 4.14a mostra uma microestrutura representativa do metal de solda da amostra ER01 obtida por microscopia ótica, onde é possível observar uma grande fração volumétrica de ferrita com segunda fase alinhada FS(A), um constituinte microestrutural que reduz a tenacidade da junta soldada. Por outro lado, a amostra ER09 a qual foi soldada com corrente de 120 amperes e metal de base pré-aquecido a 300°C, sendo portanto a amostra que sofreu o maior aporte térmico, conseqüentemente a menor taxa de resfriamento, apresentou uma microestrutura com elevada fração volumétrica de ferrita primária (47%), sendo 32% de de ferrita primária de contorno de grão e 15% de ferrita primária poligonal intergranular, além de 42% de a ferrita acicular, 10 % de ferrita com segunda fase e 1% de agregado ferrita carboneto. A figura 4.14i mostra a microestrutura representativa do metal de solda da amostra ER-09.

A amostra ER-05 foi soldada com uma corrente de 100 amperes e metal de base a temperatura de 25°C, sendo, portanto uma condição média de taxa de resfriamento. Observando a tabela 4.1 podemos ver que amostra ER-05 apresentou 48% de ferrita acicular, 22% de ferrita com segunda fase alinhada, 12% de ferrita primária de contorno de grão, 6% de ferrita primária poligonal intergranular e 12% de ferrita com segunda fase não alinhada.

Dessa forma, podemos observar que na soldagem do aço API X-70 com o eletrodo revestido AWS E-8010G, a taxa de resfriamento do metal de solda é um fator determinante da microestrutura resultante, isto é, o aumento da taxa de resfriamento favoreceu o aparecimento de constituintes do tipo ferrita com

segunda fase alinhada, reduzindo a fração volumétrica de ferrita acicular. Portanto, a soldagem do aço API X-70 não deve ser realizada com metal de base a baixas temperaturas ou com corrente de soldagem baixa.

Observou-se que a utilização de corrente de soldagem baixa, além de favorecer a formação da ferrita com segunda fase alinhada, resultou em juntas soldadas com presença de discontinuidades do tipo falta de fusão, falta de penetração e escória no interior do cordão, o que também reduz a tenacidade da junta soldada.

A soldagem do aço API X-70 com o eletrodo revestido AWS E-8010G, com baixas taxas de resfriamento favoreceu o aparecimento de constituintes do tipo ferrita primária de contorno de grão e ferrita primária poligonal intergranular, reduzindo a fração volumétrica de ferrita acicular. Portanto, a soldagem do aço API X-70 não deve ser realizada com metal de base pré-aquecido e corrente de soldagem elevada.

Para os nove corpos de prova estudados a melhor condição, em termos de fração volumétrica de ferrita acicular, foi encontrada no corpo de prova ER-08, no qual o metal de base encontrava-se a temperatura ambiente e a corrente de soldagem em 120 amperes. Nessa condição, a velocidade de resfriamento favoreceu o aparecimento do constituinte ferrita acicular (78%), além de 16% de ferrita primária de contorno de grão, 2% de ferrita primária poligonal intergranular, 2% de ferrita com segunda fase alinhada e 2% de agregado ferrita carboneto. Como existe uma correlação altamente linear entre a fração volumétrica de ferrita acicular e a tenacidade da junta soldada, essa condição foi a que apresentou a melhor tenacidade (74 J a 25°C) e que será discutido no item 4.4.



Analisando ainda a tabela 4.1 podemos observar que os constituintes microestruturais, do metal de solda do aço API ,que sofreram maior variação em função da taxa de resfriamento foi a ferrita acicular AF, a ferrita com segunda fase alinhada FS(NA) e a ferrita primária de contorno de grão PF(G), sendo os dois últimos, constituintes que reduzem a tenacidade da junta soldada, principalmente a ferrita com segunda fase alinhada. Podemos observar que, na soldagem de chapas de aço API X-70 com eletrodos revestidos, no caso o AWS E-8010G, a temperatura do metal de base deve ser controlada, principalmente em regiões frias, o que poderia favorecer o aparecimento de constituintes do tipo ferrita com segunda fase alinhada. Outro ponto a ser controlado é a temperatura "entre-passes", isto no caso da soldagem multi-passe, onde o metal de solda sofre aquecimento entre um passe e outro. Nesse caso ocorreria o aparecimento de constituintes do tipo ferrita primária de contorno de grão e, conseqüentemente, redução da fração volumétrica de ferrita acicular.

Podemos dizer também que o efeito isolado, tanto da temperatura do metal de base quanto da corrente de soldagem, alteram a microestrutura final do metal de solda, sendo o efeito da temperatura maior do que o efeito da corrente de soldagem.



4.4 - Tenacidade

Os resultados da energia de impacto Charpy V absorvida (médias aritméticas dos valores obtidos) estão mostrados na tabela 4.2 (ensaios realizados nas temperaturas de -20°C , 0°C e 25°C). Além disso, a tabela mostra os valores de corrente, temperatura do metal de base e a quantidade de ferrita acicular (AF) presente em cada corpo de prova.

Tabela 4.2 - Valores médios da energia de impacto Charpy V nas temperaturas -20°C , 0°C e 25°C , corrente de soldagem, temperatura do metal de base e teor de ferrita acicular (AF) presente no segundo cordão de solda.

Amostras	Energia Charpy V (J)			Corrente (A)	Temp. ($^{\circ}\text{C}$)	AF (%)
	-20°C	0°C	25°C			
ER01	41	48	47	80	0	16
ER02	42	48	57	80	25	18
ER03	42	54	59	80	300	34
ER04	48	59	65	100	0	18
ER05	52	63	71	100	25	48
ER06	54	65	69	100	300	62
ER07	46	52	59	120	0	25
ER08	56	69	74	120	25	78
ER09	55	67	72	120	300	42

A figura 4.15 apresenta a variação da energia de impacto Charpy V em função da temperatura para os diferentes corpos de prova. Observa-se, nesta figura, que a energia absorvida aumenta com a temperatura de ensaio, independentemente da condição de soldagem. A amostra ER01 constitui uma pequena exceção a este comportamento, visto que apresenta pequena queda de energia de impacto quando a temperatura de ensaio aumenta de 0°C para 25 °C, isto provavelmente ocorreu devido a descontinuidades no metal de solda, pois o corpo de prova ER01 foi soldado com uma corrente de 80 amperes, estando o metal de base a 0°C, sendo portanto uma condição de baixo aporte térmico, o que poderia gerar uma junta soldada com falta de fusão e/ou falta de penetração. Nota-se na figura 4.15, também que quanto maiores forem as correntes de soldagem, em geral, maior é a energia absorvida.

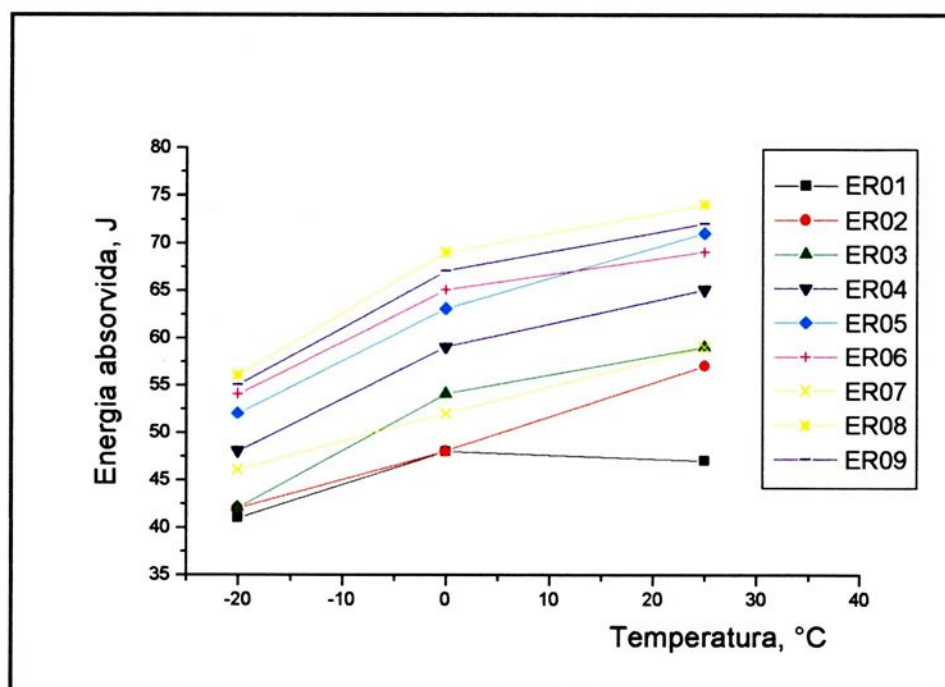


Figura 4.15: Variação da energia de impacto Charpy V em função da temperatura de ensaio.

As figuras 4.16, 4.17 e 4.18 mostram na forma de equações de regressão linear que quanto maior for o teor de ferrita acicular (AF), no metal de solda, maior será a energia absorvida na junta soldada. Observa-se nessas figuras uma excelente correlação linear entre a energia de impacto às três temperaturas do ensaio e os teores de ferrita acicular. Dessa forma, pode-se dizer que a qualquer das três temperaturas, a energia absorvida aumenta quase que linearmente com a quantidade de ferrita acicular.

Essas equações fornecem a energia de impacto absorvida em função da fração volumétrica de AF presente no metal de solda. A tabela 4.3 mostra as equações de regressão linear, com seus respectivos coeficientes de correlação para as três temperaturas de ensaio.

Tabela 4.3 : Correlação entre a energia de impacto Charpy V e o teor de ferrita acicular(AF) no metal de solda.

Equação de regressão	Coeficiente de correlação, r^2
$E(-20) = 39,8162 + 0,2277 * (AF)$	0,8226
$E(0) = 46,3615 + 0,3159 * (AF)$	0,8433
$E(25) = 51,5786 + 0,3192 * (AF)$	0,7825



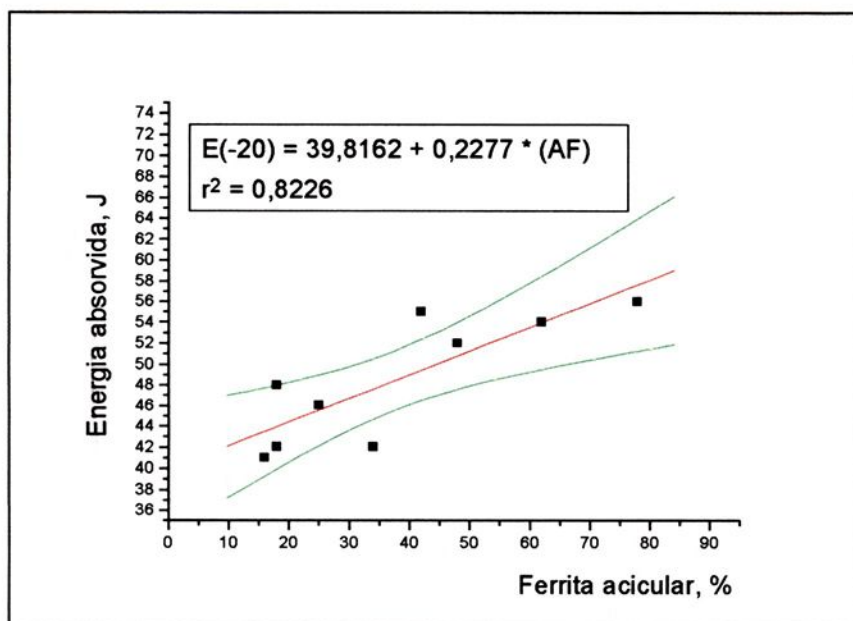


Figura 4.16: Variação da energia de impacto Charpy V em função do teor de ferrita acicular (%) para ensaio de tenacidade a -20°C .

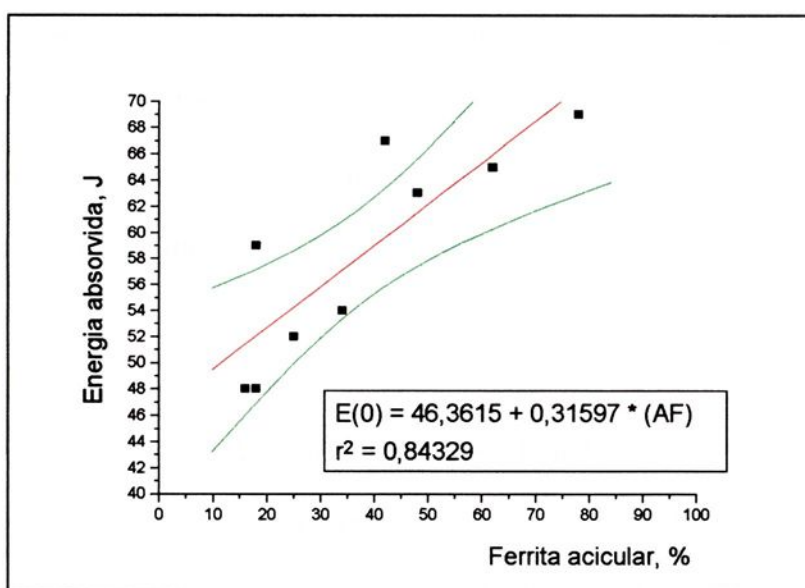


Figura 4.17: Variação da energia de impacto Charpy V em função do teor de ferrita acicular (%) para ensaio de tenacidade a 0°C .

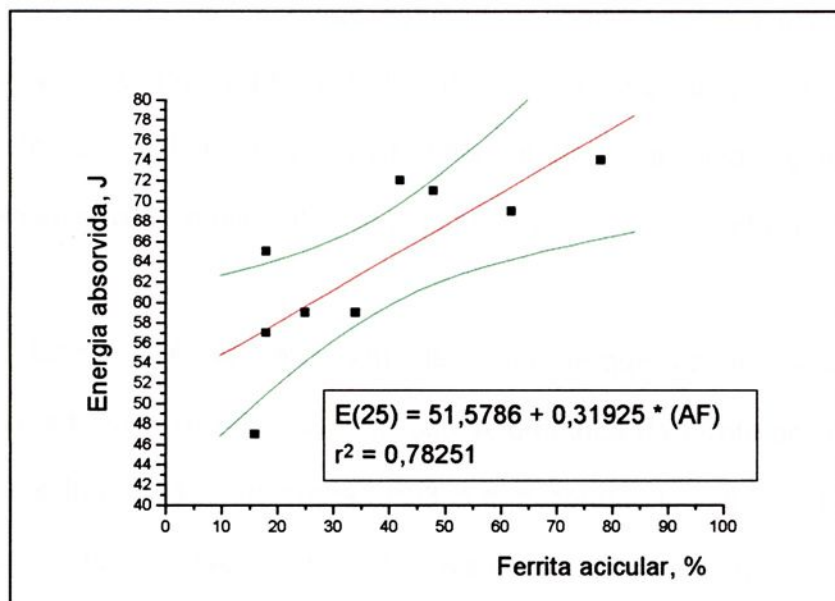


Figura 4.18: Variação da energia de impacto Charpy V em função do teor de ferrita acicular (%) para ensaio de tenacidade a 25°C.

As figuras 4.16, 4.17 e 4.18 demonstraram que a tenacidade pode ser relacionada com o teor de ferrita acicular no metal de solda. A dispersão observada deve-se não apenas à falta de precisão experimental, mas também ao fato de existir descontinuidades no metal de solda, principalmente em condições de baixo aporte térmico.

Considerando a correlação altamente linear existente entre a tenacidade e a fração volumétrica de ferrita acicular (figuras 4.16, 4.17 e 4.18), é muito provável que o valor ótimo de tenacidade não tenha sido alcançado, necessitando portanto de um maior número de combinações de corrente e temperatura do metal de base, as quais determinarão o nível ótimo além do qual o aumento da fração volumétrica de ferrita acicular produzirá uma queda na tenacidade.

Analisando a figura 4.15, o qual representa todos os corpos de prova, ensaiados às três temperaturas estudadas, observa-se que o maior aumento relativo, 27J, foi registrado a 25°C. Deve-se ressaltar que com a corrente de soldagem de 120 A, é possível obter metais de solda com tenacidade relativamente boa, devido principalmente à presença de alto teores de ferrita acicular.

A tabela 4.14 mostra claramente o fato, de que a melhoria da tenacidade da junta soldada está relacionada à fração volumétrica de ferrita acicular presente no metal de solda. O corpo de prova ER08, o qual apresentou 78% de ferrita acicular no metal de solda, absorveu os maiores níveis de energia de impacto às temperaturas estudadas, isto é, 56J a -20°C, 69J a 0°C e 74J a 25°C. Por outro lado, o corpo de prova com menor fração volumétrica de ferrita acicular, 16%, no caso o corpo ER01, apresentou os menores níveis de energia, isto é, 41J a 20°C, 48J a 0°C e 47J a 25°C. Aliás, este fato confirma o que foi observado nas figuras 4.16, 4.17 e 4.18.

A análise de significância sobre o efeito isolado das variáveis corrente e temperatura do metal de base em relação ao teor de ferrita acicular e, conseqüentemente em relação à tenacidade são significativos. Isto ocorre porque a relação da tenacidade com variáveis corrente e temperatura do metal de base se deve, fundamentalmente, à influência dessas variáveis sobre a taxa de resfriamento e, conseqüentemente sobre a microestrutura do metal de solda. As figuras 4.19 e 4.20 mostra o efeito isolado do corrente e da temperatura do metal de base em relação ao teor da ferrita acicular no metal de solda.

A figura 4.19 mostra que no caso da soldagem com correntes baixa (80A e 100A), a maior fração de AF é obtida quando o metal de base está pré-aquecido a 300°C. Por outro lado, quando a corrente de soldagem for alta (120A), a maior



fração de ferrita acicular é encontrada com metal de base a temperatura ambiente, e não a 300°C.

A figura 4.20 mostra a mesma situação descrita em relação a figura 4.19. portanto, podemos dizer que para situações onde o metal de base encontra-se a 0°C e 25°C, quanto maior a corrente de soldagem, maior será a fração volumétrica de AF. Por outro lado, quando o metal de base estiver pré-aquecido a 300°C, a maior fração volumétrica de AF será obtida para metal de base a 25°C. Essa redução de ferrita acicular é explicada em função de condições com baixa taxa de resfriamento favorecem a formação de constituintes como ferrita primária de contorno de grão-PF(G) e ferrita primária poligonal intragranular-PF(I), reduzindo portanto a ferrita acicular.

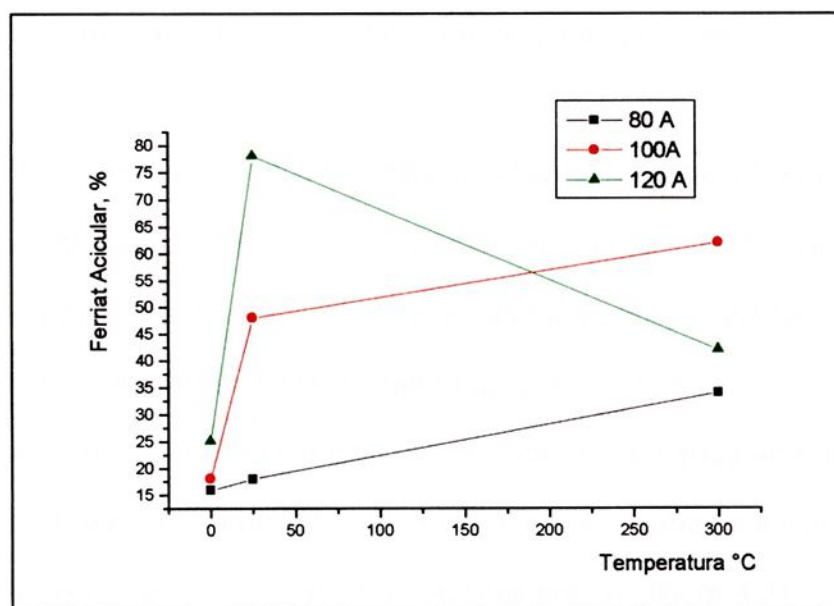


Figura 4.19: Variação de fração volumétrica de ferrita acicular em função da corrente de soldagem para as três temperaturas do metal de base.

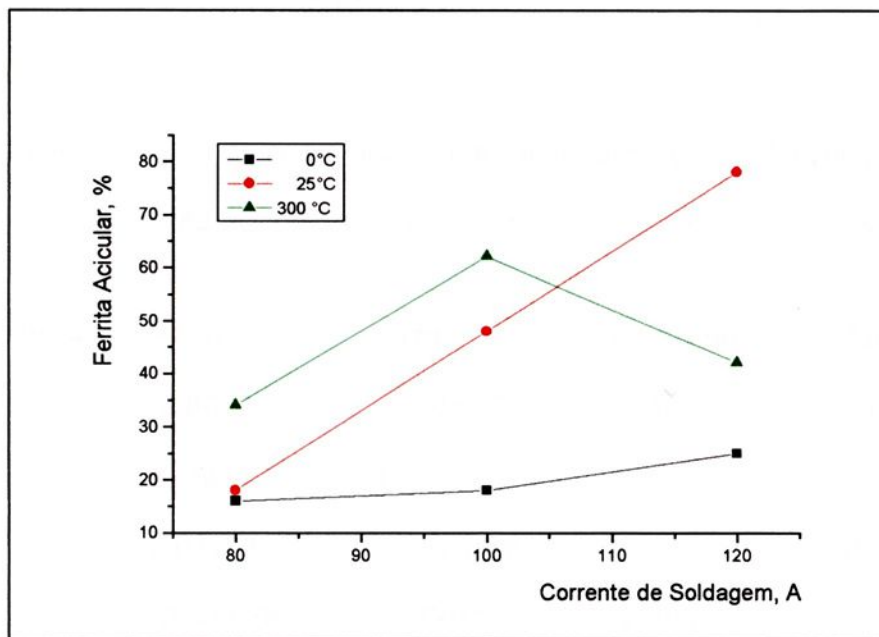


Figura 4.20: Variação de fração volumétrica de ferrita acicular em função da temperatura do metal de base para as três correntes de soldagem.

Através dos resultados experimentais mostrados na tabela 4.2 e com o auxílio do programa estatístico SAS System, foi possível calcular os β e determinar a equação que representa a superfície de resposta para a fração volumétrica de AF. Onde as variáveis são corrente e temperatura do metal de base.

A equação que expressa a fração volumétrica (%) de Ferrita Acicular-(AF) em função dos variáveis A (corrente), T (temperatura) e A x T (corrente e temperatura) é dada pela expressão abaixo e representa graficamente na figura 4.21. A tabela 4.4 apresenta o resumo dos coeficientes, da análise de variância e da tabela ANOVA.

$$AF = -2,806891 + 0,060724 \times A + 0,015619 \times T - 0,000296 \times A^2 \\ - 0,000043232 \times T^2 - 0,00002438 \times A \times T$$

Tabela 4.4: Resumo dos coeficientes para a equação da fração volumétrica de ferrita acicular (%), análise de variância e tabela ANOVA.

Parâmetros	Valor	Erro	t – student	Prob > (t)
β_0	-2,806891	1,168875	-2,401	0,0227
A	0,060724	0,023798	2,552	0,0161
T	0,015619	0,0025888	6,035	0,0000
A^2	-0,000296	0,000119	-2,493	0,0184
T^2	-0,000043232	0,000007662	-5,643	0,0000
A x T	-0,00002438	0,000010082	-2,418	0,0219

Tabela ANOVA

Soma dos quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio
0,540735	30	0,018024
$R^2 = 0,997664$		

O valor obtido para o coeficiente de correlação múltiplo ao quadrado R^2 foi 0,997664, o que implica uma boa qualidade para o ajuste dos pontos experimentais, significando que 99,77% dos valores podem ser explicados pela equação da fração volumétrica de ferrita acicular (% AF).

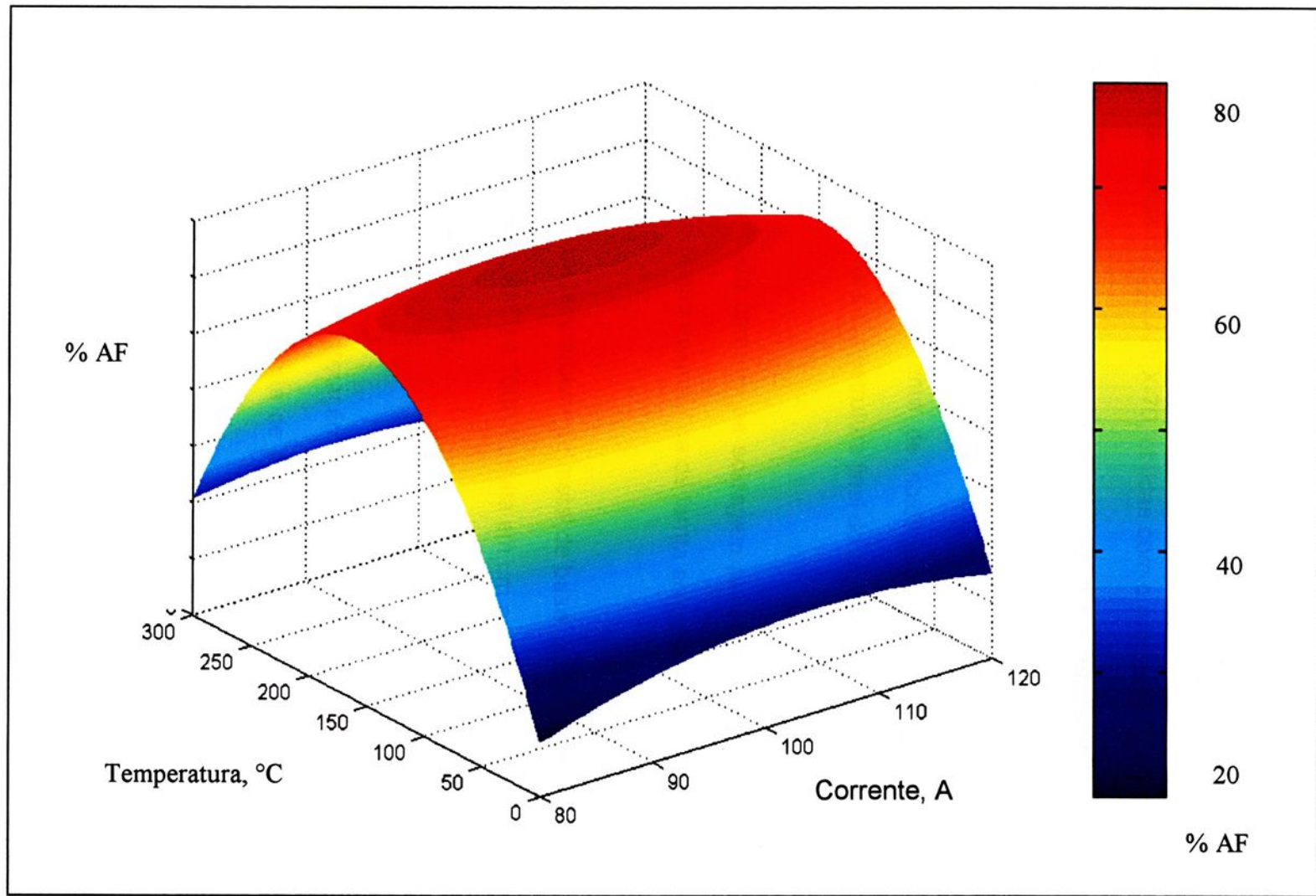


Figura 4.21: Variação da fração volumétrica de ferrita acicular AF em função da corrente de soldagem e da temperatura do metal de base



5. Conclusão

No estudo da caracterização microestrutural e da tenacidade do metal de solda de juntas de aço API X-70, obtidas com o processo de soldagem por eletrodo revestido, variando-se a corrente de soldagem e a temperatura do metal de base, foram obtidas as seguintes conclusões:

- Os parâmetros corrente de soldagem e temperatura do metal de base influenciam na microestrutura final do cordão de solda.
- O aumento da corrente de soldagem para corpos de prova a 0°C e 25°C, aumenta a fração volumétrica de ferrita acicular (%AF).
- O aumento da temperatura do metal de base, quando a corrente de soldagem está na faixa de 80 a 100A, resulta em um aumento da fração volumétrica de ferrita acicular (%AF).
- Observou-se uma interação mais significativa da temperatura do metal de base do que de corrente de soldagem em relação à fração volumétrica de ferrita acicular-AF.
- A tenacidade do metal de solda varia em função dos parâmetros corrente de soldagem e temperatura do metal de base, comportamento este devido, fundamentalmente, ao aumento da fração volumétrica de ferrita acicular.



- O aumento de tenacidade apresenta uma relação altamente linear com o aumento da fração volumétrica de ferrita acicular.



5.1. Sugestões para trabalhos futuros

- Realização de maior quantidade de experimentos para otimizar o modelo proposto.
- Aplicação do modelo proposto para outros aços da série API 5L.
- Obtenção de superfícies de resposta para outros constituintes microestruturais do metal de solda.
- Obter superfícies de resposta para a tenacidade à fratura.



Referências Bibliográficas

AARONSON, H.I., HALL, M.G., BARNETT, D.M., KINSMAN, K. R. Proof that Widmanstätten ferrite cannot grow martensitically. **Scripta Metallurgica**, v.9, p. 705-712, 1975.

ABSON, D.J. Quantitative assessment of low alloy steel weld metals using the light microscope - Results of an international point counting exercise. **TWI Ref. 9582-1**, 1991.

ALE, R.M., JORGE, J.C.F., REBELLO, J.M. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte I: Conceitos básicos. **Soldagem & Materiais**, v.5, n.2, 1993.

AWS5.1 Specification for Carbon Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding.
AWS HANDBOOK – Materials and Application-Part2.American Welding Society, 8thed., 1998, p.65.

BABU, S.S., DAVID, S.A., VITEK, J.M., MUNDRA, K., DEBROY, T. Development of macro and microstructures of carbon-manganese low alloy steel welds: inclusion formation. **Materials Science and Technology**, v.15, p. 186-199, 1995.



- BARBARO, F.J., KRAUKLIS, P., EASTERLING, K.E. Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels. **Materials Science and Technology**, v.5, p. 1057 – 1068, 1989.
- BHADESHIA, H.K.D.H. A rationalization of shear transformations in steels. **Acta Metallurgica**, v.29, p. 1117-1130, 1981.
- BHADESHIA, H.K.H., SVENSSON, L.E. The microstructure of submerged arc-weld deposits for high-strength steels. **Journal of Materials Science**, v.24, p. 3180-3188, 1989.
- BRAMFITT, B.L., SPEER, J.G. A perspective on the morphology of bainite. **Metallurgical Transactions A**, v.21A, p. 817-829, 1990.
- COCHRANE, R.C. Weld metal microstructure – A state of the art review. **Welding in the World**, v.21, p. 16-24, 1983.
- DOLBY, R.E. Guidelines for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. **Welding in the World**, v.24, n.7/8, p. 144-148, 1986.
- DOWLING, J.M., CORBETT, J.M., KERR, H.W. Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels. **Metallurgical Transactions A**, v.17A, p. 1611 – 1623, 1986.

- EASTERLING, K.E. **Introduction to physical metallurgy of welding**, New York : Butter Worths, 1983.
- FARRAR, R.A. The role of inclusions in the ductile fracture of weld metals. **Weld Metal Fabrication**, p. 578-581, 1976.
- FARRAR, R.A., HARRISON, P.L. Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview. **Journal of Materials Science**, v.22, p. 3812-3820, 1987.
- FARRAR, R.A., HARRISON, P.L. Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals. Part 2: Toughness. **Metal Construction**, n.8, p. 447R – 450R, 1987.
- FERRANTE, M., FARRAR, R.A. The role of oxygen rich inclusions in determining the microstructure of weld metal deposits. **Journal of Materials Science**, v.17, p. 3293 – 3298, 1982.
- FONSECA, A.S.M., ALMEIDA, A.L.S., RIOS, P.R. Análise comparativa ponto a ponto da quantificação da microestrutura do metal de solda segundo o método do IIW. In: **Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, 18, 1992, p. 513 – 522, Anais...
- FREDRIKSSON, H., STJERND AHL, J. The influence of the ferrite to austenite transformation on the formation of sulfides. **Metallurgical Transactions A**, v.8A, p. 1107-1115, 1977.

GRONG, O.; SIEWERT, T.A., MARTINS, G.P., OLSON, D.L. A model for the silicon-manganese deoxidization of steel weld metals. **Metallurgical Transactions A**, v.17A, p. 1797-1807, 1986.

HARRISON, P.L., FARRAR, R.A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. **International Materials Reviews**, v.34, n.1, p. 35-51, 1989.

HILLERT, M. Diffusion and interface control of reactions in alloys. **Metallurgical Transactions A**, v.6 A, p. 5-15, 1975.

HONEYCOMBE, R.W. K. PICKERING, F.B. Ferrite and bainite in alloys steels. **Metallurgical Transactions A**, v.3 A, p. 1099-1112, 1972.

HONEYCOMBE, R.W.K. Transformation from austenite in alloy steels. **Metallurgical Transactions A**, v.7A, p. 915-936, 1976.

KLUKEN, A.O., GRONG, O. Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn Deoxidized steel weld metals. **Metallurgical Transactions A**, v.20A, p. 1335 – 1349, 1989.

PERDIGÃO, S.C. Instrução para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda dos aços ferríticos, utilizando-se microscopia ótica.



In: **Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, 12, 1987, p. 211-228,
Anais...

PORTER, D.A., EASTERLING, K.E. **Phase transformations in metals and alloys**.
New York : Chapman and Hall, 1990, 446 p.

SUGDEN, A.A.B., BHADSHIA, D.H. The nonuniform distribution of inclusions in
low-alloy steel weld deposits. **Metallurgical Transactions A**, v.19A, p. 669
– 674, 1988.

SHIM, J..H., OH, J.Y., LEE, D.N. Ferrite nucleation potency of non-metallic inclusions in
medium carbon steels, **Acta Materialia**, v.49, p2115-2122, 2001.

ZEEMANN, A., REBELLO, J.M.A. Scanning electron metallography of C-Mn and low
alloy steel welds. **IIW Doc.II - A-725-87**, 1987.



Análise de Regressão

Regressão linear múltipla

Seja a existência de uma nuvem de pontos formada por n conjuntos de valores observados para as variáveis y, x_1, x_2, \dots, x_m .

Pretendemos ajustar uma regressão linear múltipla do tipo

$$Y = \alpha + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_m x_m$$

Pelo método dos mínimos quadrados, os pontos observados.

As estimativas a, b_1, b_2, \dots, b_m de $\alpha, \beta_1, \beta_2, \dots, \beta_m$, são os valores que tornam mínima a função F .

$$F(a, b_1, b_2, \dots, b_m) = \sum \text{desvios}^2 = \sum (y \text{ obs} - y \text{ cal})^2$$

Os valores y e cal serão substituídos por suas estimativas, obtidos pela expressão:

$$Y = a + b_1 x_1 + b_2 x_2 + \dots + b_m x_m$$

E $y \text{ obs}$, doravante, será y .

Logo:

$$F(a, b_1, b_2, \dots, b_m) = \sum (y - a - b_1 x_1 - b_2 x_2 - \dots - b_m x_m)^2$$

Derivando em relação a a, b_1, b_2, \dots, b_m , temos:

$$\frac{\partial F}{\partial a} = -2 \sum (y - a - b_1 x_1 - b_2 x_2 - \dots - b_m x_m)$$

$$\frac{\partial F}{\partial b_1} = -2 \sum (y - a - b_1 x_1 - b_2 x_2 - \dots - b_m x_m) x_1$$

$$\frac{\partial F}{\partial b_2} = -2 \sum (y - a - b_1 x_1 - b_2 x_2 - \dots - b_m x_m) x_2$$

$$\frac{\partial F}{\partial b_m} = -2 \sum (y - a - b_1 x_1 - b_2 x_2 - \dots - b_m x_m) x_m$$

Igualando as derivadas a zero e sendo n o número de pontos observados temos o sistema:

$$\sum y = na + b_1 \sum x_1 + b_2 \sum x_2 + \dots + b_m \sum x_m$$

$$\sum y x_1 = a \sum x_1 + b_1 \sum x_1^2 + b_2 \sum x_1 x_2 + \dots + b_m \sum x_1 x_m$$

$$\sum y x_2 = a \sum x_2 + b_1 \sum x_2 x_1 + b_2 \sum x_2^2 + \dots + b_m \sum x_2 x_m$$

$$\sum y x_m = a \sum x_m + b_1 \sum x_m x_1 + b_2 \sum x_m x_2 + \dots + b_m \sum x_m^2$$

A resolução deste sistema possibilita o cálculo de a, b_1, b_2, \dots, b_m .

Podemos, também apresentar um sistema alternativo, reduzindo o número de equações de uma unidade.

Para isto, vamos explicitar o valor de a da primeira equação e substituí-la nas demais.

$$a = \frac{\sum y}{n} - b_1 \frac{\sum x_1}{n} - b_2 \frac{\sum x_2}{n} - \dots - b_m \frac{\sum x_m}{n}$$

Coeficiente de correlação.

O coeficiente de correlação é um indicador simultâneo da dependência entre as variáveis envolvidas e também da dispersão dos valores observados em relação as leis matemática calculada. Quanto maior for a dependência, maior será o coeficiente de correlação em valor absoluto. Por outro lado, se os desvios ($y_{\text{obs}} - y_{\text{cal}}$) aumentarem, o coeficiente de correlação diminuirá em valor absoluto.

O coeficiente de correlação é, portanto, um indicador de qualidade da lei matemática encontrada para a regressão.

Vamos apresentar o valor do coeficiente de correlação em diversos casos.

Estimativa do coeficiente de correlação.

A estimativa de R, dada por

$$R = \frac{\beta \sigma(x)}{\sigma(y)}$$

é obtida, substituindo-se β , $\sigma(x)$ e $\sigma(y)$, por suas estimativas: b , $s(x)$ e $s(y)$, resultando:

$$R = \frac{b s(x)}{s(y)}$$

Sendo

$$S(x) = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{n-1}} = \sqrt{\frac{S_{xx}}{n-1}}$$

$$s(y) = \sqrt{\frac{\sum (y - \bar{y})^2}{n-1}} = \sqrt{\frac{S_{yy}}{n-1}}$$

$$b = \frac{S_{xy}}{S_{xx}}$$

Temos, substituindo em R, as seguintes expressões para estimativa do coeficiente de correlação:

$$R = b \frac{S_{xx}}{S_{yy}}$$

Ou

$$R = \frac{S_{xy}}{S_{yy}} \sqrt{\frac{S_{xx}}{S_{yy}}} = \frac{S_{xy}}{\sqrt{S_{xx} S_{yy}}}$$

Análise de variância na Regressão.

Dada uma nuvem de pontos formada por n conjunto de valores observados para as variáveis y, x_1, x_2, \dots, x_m , podemos ajustar uma regressão linear múltipla do tipo:

$$y = \alpha + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_m x_m$$

A variância total S^2_t ,

$$S^2_t = \frac{\sum (y_{\text{obs}} - y)^2}{n - 1}$$

pode ser composta em uma variância sobre regressão s^2 ,

$$s^2 = \frac{\sum (y_{\text{obs}} - y_{\text{cal}})^2}{n - p}$$

e em uma variância devido à regressão s^2_r ,

$$s^2_r = \frac{\sum (y_{\text{cal}} - y)^2}{p - 1}$$

sendo p número de coeficientes estimados na regressão.

Vamos decompor o numerador e o denominador de variância total em duas partes:

- uma, devido as variações ao longo da regressão entre os valores de y_{obs} e y_{cal} , que exprime a falta de ajustamento da nuvem a função estabelecida; e
- outra, devido às diferenças entre os y_{cal} e a média de y , que somente se justifica pela existência da regressão.

Inicialmente vamos calcular o valor de $\sum (y_{\text{cal}} - y)^2$

Seja a regressão linear múltipla:

$$y_{\text{cal}} = \alpha + b_1 X_1 + b_2 X_2 + \dots + b_m X_m$$

Sendo

$$\alpha = y - b_1 x_1 - b_2 x_2 - \dots - b_m x_m$$

vem

$$y_{\text{cal}} = y + b_1 (x_1 - x_1) + b_2 (x_2 - x_2) + \dots + b_m (x_m - x_m)$$

$$y_{\text{cal}} - y = b_1 (x_1 - x_1) + b_2 (x_2 - x_2) + \dots + b_m (x_m - x_m)$$

Elevando ao quadrado os 2 termos

$$\begin{aligned} (y_{\text{cal}} - y)^2 = & b_1 [b_1 (x_1 - x_1)^2 + b_2 (x_1 - x_1) (x_2 - x_2) + \dots + b_m (x_1 - x_1) (x_m - x_m)] \\ & + b_2 [b_1 (x_2 - x_2) (x_1 - x_1) + b_2 (x_2 - x_2)^2 + \dots + b_m (x_2 - x_2) (x_m - x_m)] + \\ & + \dots + \\ & + b_m [b_1 (x_m - x_m) (x_1 - x_1) + b_2 (x_m - x_m) (x_2 - x_2) + \dots + b_m (x_m - x_m)^2] \end{aligned}$$

$$\sum (y_o - y_c)^2 = S_{yy} - \sum b_i S_{iy}$$

Assim sendo, a estimativa da variância assume a expressão:

$$S^2 = \frac{\sum (y_o - y_c)^2}{n - p}$$

$$S^2 = \frac{\sum (S_{yy} - \sum b_i S_{iy})^2}{n - p}$$

Determinação dos termos significativos de uma regressão linear múltipla.

A aplicação da análise de variância a uma regressão linear múltipla, permite concluir se a função encontrada é significativa.

Para que a regressão seja significativa é que alguns termos o sejam. Assim sendo, quando uma função de diversas variáveis for analisada globalmente e for considerada significativa, é possível que nela estejam incluídos termos não significativos, que poderiam ser eliminados.

Para se evitar isto, deve-se analisar a inclusão de cada termo ou variável isoladamente.

Suponhamos que desejamos verificar se a regressão

$$Y = \alpha + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \dots + \beta_m X_m$$

com m variáveis ou termos, pode ser melhorada com a inclusão da variável X_{m+1} .

Teremos, portanto, com a inclusão, uma regressão do tipo

$$Y = \alpha + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \dots + \beta_m X_m + \beta_{m+1} X_{m+1}$$

Para as duas regressões, podemos decompor a variância total em uma variância sobre a regressão e em uma variância devido à regressão.

Se a introdução do termo $(m + 1)$ for significativa, a variância sobre a regressão será menor para a regressão com $(m + 1)$ termos, pois a introdução do novo termo deve diminuir a distância entre os y_{obs} e os y_{cal} .

Inversamente, a variância devido à regressão será maior para a regressão com $(m+1)$ termos, pois a variância total é a mesma nos dois casos.

A variância devido à regressão com $(m + 1)$ termos, pode, ainda, ser decomposta em duas variâncias: uma, devido à regressão com todos os termos até \underline{m} e, outra, devido exclusivamente ao termo $(m + 1)$, isto é, devido ao melhoramento proveniente da inclusão desse termo.

A análise de variância possibilita analisar especificamente se o melhoramento devido ao termo $(m + 1)$ é significativo, aplicando o teste F ao quociente entre a variância devido exclusivamente ao termo $(m + 1)$ e a variância sobre a regressão.

Se o resultado for significativo, esse termo $(m + 1)$ deve ser incluído na regressão.

Para aplicar a análise da variância, temos que calcular os coeficientes

$$b_1, b_2, \dots, b_m$$

estimativas dos parâmetros

$$\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_m$$

da regressão de \underline{m} variáveis

$$Y = \alpha + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_m x_m$$

e, também, calcular os coeficientes

$$b'_1, b'_2, \dots, b'_m, b'_{m+1}$$

estimativas dos parâmetros

$$\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_m, \beta_{m+1}$$

da regressão de $(m + 1)$ variáveis

$$Y = \alpha + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \dots + \beta_m X_m + \beta_{m+1} X_{m+1}$$

Deve-se observar que os valores de b'_i são diferentes dos valores de b_i , sendo que os cálculos feitos para a estimativa dos parâmetros de regressão de m variáveis não são aproveitados na estimação dos parâmetros da regressão de $(m + 1)$ termos.

A análise de variância para verificar se a entrada da variável $(m + 1)$ é significativa é a seguinte:

FV	SQ	GL	σ^2	F
Devido à regressão de m termos	$B_1 S_{1y} + \dots + b_m S_{my}$	m		
Melhoramento devido ao termo $(m + 1)$	Por diferença	1	S^2_{m+1}	$\frac{S^2_{m+1}}{S^2}$
Devido à regressão de termos $(m + 1)$	$B'_1 S_{1y} + \dots + b'_{m+1} S_{(m+1)y}$	$m+1$		
Sobre a regressão	Por diferença	$n - m - 2$	S^2	
Total	S_{yy}	$n - 1$		

Adotando um nível de confiança, obtemos na tabela F o valor de F_t , com $\varnothing_x = 1$ e $\varnothing_y = n - m - 2$ graus de liberdade.

Se $F_c > F_t$

o termo $(m + 1)$ é significativo, sendo justificada sua inclusão na regressão.

Se $F_c \leq F_t$

não se pode afirmar que o termo $(m + 1)$ seja significativo, não havendo razão para sua inclusão na regressão.

Este procedimento deve ser repetido para todas as variáveis que eventualmente poderiam ser incorporadas à regressão, partindo-se da primeira e, sucessivamente, testando-se cada uma, até a última.

Determinação do grau de polinômios.

No caso da determinação do grau significativo de um polinômio com duas variáveis, o procedimento é o mesmo, pois, após as transformações de variáveis, o polinômio recai em uma regressão linear múltipla, devendo-se apenas alterar a denominação de regressão com \underline{m} variáveis para polinômio de grau \underline{m} , onde a variável m será então o grau \underline{m} .

Também neste caso iniciamos testando o primeiro grau, passando ao segundo e, sucessivamente, até não encontrarmos mais graus significativos para o polinômio.

No quadro de análise de variância, que é o mesmo, devemos apenas alterar na coluna fonte de variação as denominações:



- Devido à regressão de m termos;
- Melhoria devido ao termo $(m + 1)$; e
- Devido à regressão de $(m + 1)$ termos.

por, respectivamente:

- Devido à regressão de m termos;
- Melhoria devido ao termo $(m + 1)$; e
- Devido à regressão de $(m + 1)$ termos.

Após adotada a confiança, consultemos a tabela F e obtemos o valor de F_t em função dos graus de liberdade respectivos.

Se $F_c > F_t$

o grau $(m + 1)$ é significativo, devendo ser incluído na regressão.

Se $F_c \leq F_t$

não se pode afirmar que o termo $(m + 1)$ seja significativo, não havendo razão para sua inclusão na regressão.

Após as sucessivas análises de variâncias para testarmos os diversos graus, notamos que o coeficiente de determinação R^2 , dado pelo quociente entre a soma dos quadrados devido ao grau $(m + 1)$ e a soma do quadrado total, sempre aumenta.

Este fato nos levaria a supor que a continuidade do aumento do grau resultaria no estabelecimento de um polinômio com coeficiente de determinação igual a 1 e, portanto, perfeito. Em parte isto é verdade! Realmente atingiríamos $R^2 = 1$, mas só que isto não significaria um polinômio perfeito.

Se dispuzermos de uma nuvem formada por diversos n pontos, sempre seria possível determinarmos um polinômio de grau $(n - 1)$, que passe exatamente pelos n pontos e, conseqüentemente com $R^2 = 1$. Bastaria resolver o sistema de n equações a n incógnitas, obtido pela substituição no polinômio dos valores de x e y pelas coordenadas dos n pontos.

Mas, este polinômio assim obtido não tem significado. A cada novo ponto experimental obtido resultaria em um novo polinômio além da verdadeira relação entre as variáveis, todas as variações provenientes do erro amostral.

A metodologia apresentada, da análise de variância, tem como objetivo incluir no polinômio somente os graus que explicam realmente as variações de y provenientes de x , excluindo as variações aleatórias, conseqüência do erro amostral.

Processo passo a passo – Stepwise

Em relação ao processo apresentado anteriormente, pode-se fazer a seguinte restrição.

Quando se inicia a análise para a inclusão de determinada variável, pode ocorrer que o resultado seja significativo, ainda que ela não seja. Isto pode acontecer devido a ausência de outras variáveis que ainda não foram testadas, e que, na realidade, são as variáveis significativas e também quando há dependência entre a variável testada e outra variável significativa ainda não incluída na regressão.

Quando isto ocorrer devemos corrigir o processo para eliminar a variável não significativa.

Vamos supor que a variável y seja dependentes das variáveis x_2 e x_3 e independente de x_1 , isto é, que a função seja do tipo

$$y = f(x_2, x_3)$$

e que, na aplicação da análise de variância, iremos testar as variáveis x_1 , x_2 , x_3 , nesta ordem.

Como iniciamos a análise por x_1 , é possível, eventualmente, que o resultado seja significativo porque as variáveis que tem maior poder de explicação, x_2 e x_3 ainda não foram incluídas.

Quando x_2 e x_3 forem testadas o resultado será significativo e obteríamos como resposta a função

$$y = f(x_1, x_2, x_3)$$

contendo a variável x_1 não significativa. O processo de análise não deveria permitir que a variável x_1 fosse incluída.

Como exemplo, vamos realizar um experimento tendo como finalidade obtermos a verdadeira relação entre y e x , dispondo apenas de uma nuvem de pontos.

Por hipótese, vamos admitir que a verdadeira relação seja desconhecida

$$y = a + bx^2$$

Se iniciarmos testando x , o resultado será significativo se a função for predominantemente ascendente ou descendente no trecho considerado.

Quando testarmos x_2 , também será significativo. Logo, a função encontrada será do tipo

$$y = a + bx + cx^2$$

contendo o termo desnecessário x .

Ainda, como outro exemplo, vamos supor que a função verdadeira seja

$$y = a + b \ln x + c\sqrt{t}$$

Se iniciarmos testando x , a análise será significativa devido à dependência entre x e $\ln x$. Quando incluirmos t a análise também será significativa devido à dependência entre t e \sqrt{t} .

Poderíamos, pois, encontrar como resposta a função

$$y = a + bx + cxt$$

cujo resultado é significativo, mas contém menor poder de explicação.

O processo passo a passo – stepwise visa, justamente, evitar a inclusão de termos desnecessários ou variáveis não significativas, que poderiam aparecer devido a ordem em que a análise é feita.

Para se evitar isto, após a inclusão de cada termo, deve-se analisar a retirada dos termos aprovados anteriormente.

Isto é feito aplicando-se a análise de variância para testar o melhoramento obtido com a regressão sem o termo e com ele. Se o melhoramento não se mostrar significativo, o termo analisado é retirado e não precisa mais ser testado.

Procedimentos com 2 variáveis

No caso de um polinômio com duas variáveis y e x , poderíamos ter os seguintes passos para encontrar os graus significativos de uma função

$$Y = a + bx^3$$

1. Entrada de x

Calcula-se $y = a' + b_1'x$

Supõe-se significativo, logo x é incluído

Função atual: $y = a' + b_1'x$

2. Entrada de x^2

Calcula-se $y = a'' + b_1''x + b_2''x^2$

Supõe-se significativo, logo x^2 é incluído

Função atual: $y = a'' + b_1''x + b_2''x^2$

3. Saída de x

Calcula-se $y = a''' + b_2'''x^2$

Supõe-se significativo, logo x é mantido

Função atual: $y = a'' + b_1''x + b_2''x^2$

4. Entrada de x^3

Calcula-se
$$y = a^{iv} + b_1^{iv}x + b_2^{iv}x^2 + b_3^{iv}x^3$$

Supõe-se significativo, logo x^3 é incluído

Função atual:
$$y = a^{iv} + b_1^{iv}x + b_2^{iv}x^2 + b_3^{iv}x^3$$

5. Saída de x

Calcula-se
$$y = a^v + b_2^v x^2 + b_3^v x^3$$

Supõe-se não significativo, logo x é excluído

Função atual:
$$y = a^v + b_2^v x^2 + b_3^v x^3$$

6. Saída de x^2

Calcula-se
$$y = a^{vi} + b_3^{vi} x^3$$

Supõe-se não significativo, logo x^2 é excluído

Função atual:
$$y = a^{vi} + b_3^{vi} x^3$$

7. Entrada de x^4

Calcula-se
$$y = a^{vii} + b_3^{vii} x^3 + b_4^{vii} x^4$$

Supõe-se não significativo, logo x^4 é excluído

Função atual:
$$y = a^{vii} + b_3^{vii} x^3$$

8. Entrada de x^5

$$\text{Calcula-se } y = a^{\text{viii}} + b_{\text{3}}^{\text{viii}} x^3 + b_{\text{5}}^{\text{viii}} x^5$$

Supõe-se não significativo, logo x^5 é excluído

$$\text{Função atual: } y = a^{\text{viii}} + b_{\text{3}}^{\text{viii}} x^3$$

Conclusão: Com o resultado, a regressão final significativa é

$$Y = a^{\text{vi}} + b_{\text{3}}^{\text{vi}} x^3$$

unesp 

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

Câmpus de Ilha Solteira

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Av. Brasil Centro, 56

15385-000 Ilha Solteira - SP

www.dem.feis.unesp.br

