

INFLUÊNCIAS DO OXIGÊNIO DO GÁS DE PROTEÇÃO EM PROPRIEDADES DO  
METAL DE SOLDA NA SOLDAGEM HIPERBÁRICA MIG/MAG ATÉ 111 bar.

Valter Rocha dos Santos

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS  
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE  
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS  
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

---

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D.Sc.

---

Prof. Jorge Fernandez dos Santos, Ph.D.

---

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

---

Dr. Alexandre Meirelles Pope, Ph.D.

---

Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

AGOSTO DE 2001

SANTOS, VALTER ROCHA DOS

Influências do Oxigênio do Gás de Proteção em Propriedades do Metal de Solda na Soldagem Hiperbárica Mig/Mag até 111 bar. [Rio de Janeiro] 2001.

VII, 121 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, D.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2001).

Tese - Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE.

1. Soldagem Hiperbárica
2. Oxigênio
3. Metal de solda
4. Processo MIG/MAG

I. COPPE/UFRJ

II. Título ( série )

## AGRADECIMENTOS

Ao professor João Marcos Alcoforado Rebello, pela precisa orientação.

Ao Professor Jorge Fernandez dos Santos, pela coorientação e participação nos trabalhos experimentais no GKSS.

À PETROBRAS, que viabilizou a estada do autor no GKSS para realização dos trabalhos experimentais e pelos recursos laboratoriais oferecidos.

Ao GKSS “Forschungszentrum Geesthacht GmbH”, Alemanha, pela acolhida, acesso às suas instalações de testes hiperbáricos e demais recursos oferecidos.

Ao Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE/UFRJ, pelas facilidades de laboratório colocadas à disposição do autor.

Ao CENPES/PETROBRAS, a seus técnicos, João Luiz, Ricardo Ávila e Ailton e engenheiros Alexandre Pope, José Cláudio e Marcelo Pizza pelo apoio na realização de testes.

À minha filha Teresa Cristina, pela revisão gramatical e ortográfica.

Ao meu filho Ricardo, poderoso aliado na solução das questões de informática.

À minha mulher, pelo apoio e compreensão durante todo o período de realização desta tese.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

INFLUÊNCIAS DO OXIGÊNIO DO GÁS DE PROTEÇÃO EM PROPRIEDADES DO METAL DE SOLDA NA SOLDAGEM HIPERBÁRICA MIG/MAG ATÉ 111 bar.

Valter Rocha dos Santos

Agosto/2001

Orientadores: João Marcos Alcoforado Rebello  
Jorge Fernandez dos Santos

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O processo MIG/MAG é considerado um dos mais promissores na soldagem hiperbárica para reparo de dutos em águas profundas por ser adaptável à soldagem automatizada com sistemas orbitais ou robôs. Neste trabalho são estudadas as influências da pressão e da composição do gás de proteção na composição química, na microestrutura e na tenacidade do metal de solda em juntas soldadas MIG/MAG com arame sólido de aço de baixa liga Ni-Mo, a pressões de 1 bar a 111 bar e com gases de proteção Ar-O<sub>2</sub>, contendo até 1% de oxigênio. A quantidade de oxigênio absorvida pelo metal de solda em função da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção apresenta-se inferior aos correspondentes resultados verificados na literatura para soldas atmosféricas. Um modelo qualitativo é proposto para explicar esta discrepância. A evolução microestrutural no metal de solda, em função da pressão parcial de oxigênio presente no gás de proteção e da energia de soldagem, a exemplo das soldas atmosféricas, depende fundamentalmente do teor de oxigênio do metal de solda. A quantidade de ferrita acicular decresce rapidamente a partir de teores de oxigênio no metal de solda da ordem de 0,03%, com conseqüente perda de tenacidade. Entretanto, até mesmo os mais baixos valores de tenacidade situam-se em níveis admissíveis pelas normas usuais. Os resultados obtidos indicam que na faixa de pressões estudada a pressão, isoladamente, não influencia a microestrutura e a tenacidade do metal de solda.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

INFLUENCES OF THE OXYGEN IN THE SHIELDING GAS ON PROPERTIES OF  
HYPERBARIC GAS METAL ARC WELDMENTS DOWN TO 111 bar.

Valter Rocha dos Santos

August/2001

Advisors: João Marcos Alcoforado Rebello  
Jorge Fernandez dos Santos

Department: Metallurgical Engineering and Materials

The Gas Metal Arc Welding process is considered to be one of the most promising hyperbaric welding processes for deep-water pipeline repair because it can be adapted for automated welding with orbital systems or robots. This work describes the influences of pressure and shielding gas composition on the composition, microstructure and toughness of Gas Metal Arc weld metal. The main characteristics of these welded joints are: solid wire of low alloy Ni-Mo steel, pressures from 1 bar to 111 bar and shielding gases Ar-O<sub>2</sub>, containing up to 1% of oxygen. The amount of oxygen in the weld metal related to the oxygen partial pressure in the shielding gas resulted lower than corresponding atmospheric welding results reported in the literature. These differences are explained by a proposed qualitative model. The weld metal microstructural development related to the amount of oxygen in the shielding gas and heat depends basically on the weld metal oxygen content similarly to the behavior in atmospheric welding. The amount of acicular ferrite decreases sharply with the weld metal oxygen content from approximately 0,03% on, which implies a corresponding loss of toughness. However, toughness remains within acceptable levels, according to the usual standards. The experimental results indicates that pressure itself does not influence microstructure and toughness in the range 1 bar to 111 bar.

## ÍNDICE

1 – INTRODUÇÃO .....	1
2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
2.1 – PROCESSOS DE SOLDAGEM HIPERBÁRICA .....	5
2.2 – SOLDAGEM HIPERBÁRICA EM ÁGUAS PROFUNDAS .....	6
2.3 – INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO NO ARCO ELÉTRICO .....	7
2.4 – PROCESSO ELETRODO REVESTIDO .....	8
2.5 – PROCESSO TIG .....	9
2.6 – PROCESSO ARCO PLASMA .....	10
2.7 – PROCESSO MIG/MAG .....	10
2.8 – INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA, MICROESTRUTURA E TENACIDADE DO METAL DE SOLDA .....	13
2.8.1 – ABSORÇÃO DE OXIGÊNIO PELO METAL DE SOLDA .....	14
2.8.2 – INFLUÊNCIAS DO OXIGÊNIO NA MICROESTRUTURA .....	16
2.8.3 – INFLUÊNCIAS DO OXIGÊNIO NA TENACIDADE .....	17
3 – EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E MÉTODOS .....	23
3.1 – INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO E DO GÁS DE PROTEÇÃO NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE SOLDA .....	24
3.2 – INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO E DO GÁS DE PROTEÇÃO NA MICROESTRUTURA E NA TENACIDADE DO METAL DE SOLDA .....	24
3.3 – TESTES E ANÁLISES DAS SOLDAS .....	25

4 – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE SOLDA .....	
	33
5 – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	
	52
5.1 – PRESSÃO E MICROESTRUTURAS .....	
55 5.2 – ENERGIA DE SOLDAGEM E MICROESTRUTURAS .....	
	57
5.3 – REGIÕES DO METAL DE SOLDA E MICROESTRUTURAS .....	57
5.4 – CONSIDERAÇÕES COMPLEMENTARES .....	
	59
5.3 – ANÁLISES POR M.E.V. ....	
	62
6 – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS – TENACIDADE .....	100
7 – CONCLUSÕES .....	
	113
8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	
	115

## RELAÇÃO DE SIGLAS E ABREVIATURAS

AFC: agregado ferrita-carbeto de localização intergranular

AFCi: agregado ferrita-carbeto de localização intragranular

Al: alongamento

A-M: constituinte A-M

API: *American Petroleum Institute*

c.p.: corpo-de-prova

C: carbeto

CENPES: Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Leopoldo Américo Miguez de Melo

CTOD: *crack tip opening displacement*

DSC: depósito sobre chapa

EDS: *energy dispersive spectroscopy*

ER: eletrodo revestido

ES: energia de soldagem

FA: ferrita acicular

FP: ferrita primária

FSA: ferrita com segundas fases alinhadas

FSNA: ferrita com segundas fases não alinhadas

FW: ferrita de Widmanstätten

GC: gás de câmara

GKSS: GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH

HV: dureza Vickers

IIW: *International Institute of Welding*

L.E.: limite de escoamento

L.R.: limite de resistência à tração

M: martensita

MAG: *metal active gas*

MIG: *metal inert gas*

mlda: metros de lamina d'água

Oms: oxigênio no metal de solda

pp: pressão parcial

RC: região colunar

RRGF: região reaquecida de grãos finos

RRGG: região reaquecida de grãos grosseiros

SM: solda multipasses

TIG: *tungsten inert gas*

TRC: transformação em resfriamento contínuo

TRIMIX: mistura gasosa contendo hélio, nitrogênio e oxigênio

## 1 – INTRODUÇÃO

A produção de petróleo em águas profundas vem recebendo crescente importância no contexto mundial. Atualmente, diversas companhias estão empenhadas na exploração de petróleo em águas profundas, superiores a 400 metros de lâmina d'água (mlda), e ultra-profundas (>1000 mlda) em algumas regiões do planeta, destacando-se: Bacia de Campos, Golfo do México, Mar do Norte, África Ocidental, Austrália, China e Vietnã. No território brasileiro, em particular, foram realizadas importantes descobertas de óleo e gás em águas profundas, nos campos gigantes de Albacora (1984) e Marlim (1985), situados a distâncias que atingem até 80 milhas da costa, onde as lâminas d'água variam de 300m a 2000m. As reservas localizadas em lâminas d'água (lda) entre 400m e 1000m (águas profundas) e além de 1000m (águas ultra profundas) respondem pela maior parte das reservas brasileiras. O escoamento da produção na Bacia de Campos é feito através de uma extensa rede de dutos, em parte inacessível a intervenções diretas do homem por mergulho humano, considerando os limites atuais da tecnologia de mergulho profundo. Estes dados apontam para um grande desafio que exige o desenvolvimento de novas tecnologias a serem aplicadas numa vasta gama de atividades desde o projeto até a manutenção das instalações de produção e de transporte. Intervenções submarinas totalmente automatizadas para eventuais reparos dos dutos em operação encontram-se entre essas novas tecnologias [1]. Pelo fato de garantir a continuidade metálica, a soldagem hiperbárica se constitui numa alternativa de reparo a ser estudada. Embora implicando custos elevados (podendo atingir US\$ 1 milhão por reparo), ela tem sido largamente empregada em reparos de grande responsabilidade nas profundidades acessíveis ao mergulho humano. Ela é realizada, a seco, no interior de uma câmara de fundo aberto, que envolve a região de trabalho, estabelecendo o equilíbrio entre as pressões interna e externa. A atmosfera da câmara é função da profundidade obedecendo requisitos previstos em normas tais como possibilidade de sobrevivência humana e inflamabilidade [2-4]. Os reparos por soldagem hiperbárica mais importantes na Bacia de Campos foram aqueles realizados nas plataformas BD-7 e PARGO, ambos em profundidade de cerca de 100 m. O primeiro consistiu da soldagem de topo no tubo condutor para instalação de um novo conector [5]. O segundo compreendeu a soldagem de topo em "riser" para reposição de um flange trincado. No Mar do Norte a soldagem hiperbárica tem sido largamente empregada, não apenas em reparos, mas principalmente como técnica construtiva na interligação de "risers" a dutos submarinos em profundidades inferiores a 200 m.

Vários fatores limitam a transferência direta da tecnologia de soldagem a céu aberto para as condições hiperbáricas. Além da influência da pressão na estabilidade do arco elétrico e nas transformações metalúrgicas, outros problemas são enfrentados tais como: limitações do mergulho humano, manuseio de cargas, ajustes e alinhamentos, pré-aquecimento em ambiente confinado, transmissão de energia para o fundo do mar, umidade elevada no interior da câmara e segurança do mergulhador.

A tecnologia consolidada em soldagem hiperbárica está restrita às profundidades atingidas pelo mergulho humano. Além destas, usualmente denominadas águas profundas, o conhecimento estabelecido é limitado pela escassez de instalações de pesquisa adequadas e pelos altos custos de execução de trabalhos experimentais. Paralelamente ao desenvolvimento e à adaptação dos processos de soldagem, é necessário dominar os fenômenos metalúrgicos atuantes para prever as propriedades mecânicas das juntas soldadas e assegurar, portanto, sua qualidade e conformidade com os requisitos das normas usuais. Dentre os processos de soldagem hiperbárica considerados mais promissores para emprego em águas profundas destacam-se os processos de soldagem a arco TIG, Plasma e MIG/MAG [6]. As principais características destes processos e suas limitações face ao aumento da pressão ambiente são apresentadas no capítulo 2. Desenvolvimentos recentes do processo de Soldagem de Costura por Atrito têm evidenciado um grande potencial de aplicação, pela pequena influência da pressão nos parâmetros de processo e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas, assim como pela facilidade de automação e pelo fato de ser executado em contato direto com a água [7].

A natureza do processo MIG/MAG, sua propriedade de auto-regulação, continuidade operacional e confiabilidade satisfazem plenamente as condições exigidas para operação remota e completamente automatizada, características da soldagem em águas profundas, sendo por isso o processo de soldagem ao arco elétrico mais facilmente adaptável à soldagem totalmente automatizada. Por estas razões o processo MIG/MAG foi selecionado para ser investigado no presente trabalho, que dá continuidade a pesquisas conjuntas [8] entre PETROBRAS/CENPES e GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Alemanha, na área de metalurgia da soldagem hiperbárica, visando o conhecimento do desempenho de consumíveis de soldagem capazes de produzir soldas de qualidade estrutural e visando, também, contribuir para a especificação de procedimentos de soldagem adequados a essas condições extremas.

A soldagem hiperbárica pelo processo MIG/MAG apresenta basicamente dois problemas que, uma vez resolvidos, viabilizariam sua aplicação em águas profundas: a instabilidade do arco que dificulta a soldagem nas posições diferentes da plana e a

deterioração das propriedades mecânicas do metal de solda provocada pela absorção de oxigênio quando se utiliza um gás ativo como gás de proteção [9]. Estes dois problemas parecem estar relacionados uma vez que o controle da estabilidade do processo e dos mecanismos de transferência metálica dependem da composição do gás de proteção. A utilização de gases de proteção contendo componentes ativos como oxigênio e dióxido de carbono é reconhecida como benéfica neste sentido. Dentre os poucos trabalhos publicados com tal enfoque a maior parte restringe-se ao processo arame tubular com proteção gasosa, que apresenta limitações quanto ao controle da composição química do metal de solda e quanto à sua adequação à soldagem totalmente automatizada [10,11]. Os compostos formadores do fluxo, com o aumento da pressão tendem a gerar importantes quantidades de carbono e oxigênio que, absorvidos pelo metal de solda, reduzem sua tenacidade. Por outro lado, a remoção de escória se constitui numa dificuldade que deve ser evitada nas operações de soldagem automatizada.

Estudos recentes sobre propriedades mecânicas e metalúrgicas de soldas MIG/MAG hiperbáricas mostraram que a combinação de arame sólido e argônio como gás de proteção é capaz de produzir soldas isentas de defeitos, na posição plana, com propriedades mecânicas satisfatórias mas pequena estabilidade de arco [12]. Entretanto, são pouco conhecidos a influência e os limites operacionais dos gases ativos, principalmente do oxigênio, adicionados no gás de proteção. Por estas razões o processo MIG/MAG com arame sólido foi selecionado para o presente estudo que pode ser caracterizado como uma investigação de natureza exploratória das influências da pressão e do teor de oxigênio do gás de proteção na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal de solda e que tem como objetivo fornecer subsídios para a definição de parâmetros de soldagem hiperbárica pelo processo MIG/MAG, até 111 bar. Como metal de adição, foi selecionado aço de baixa liga com 1% de níquel e 0,4% de molibdênio. As pressões de teste, limitadas pelas condições de trabalho do simulador de soldagem hiperbárica disponível, estão compreendidas na faixa de 1 bar a 111 bar, correspondente a lâminas d'água de até 1100 m e os principais gases de proteção são misturas Ar-O<sub>2</sub> com até 1% de oxigênio.

Neste trabalho é apresentada, inicialmente, uma revisão bibliográfica sobre os principais processos de soldagem hiperbárica ao arco elétrico, com ênfase nas influências da pressão no comportamento do arco elétrico. São discutidos os efeitos da pressão na absorção dos gases O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> pelo metal de solda e as conseqüentes repercussões na microestrutura e nas propriedades mecânicas. São descritas, no capítulo 3, as facilidades experimentais e as características dos materiais empregados, seguindo-se o detalhamento da metodologia experimental e teórica

utilizada compreendendo: preparação dos experimentos, execução das soldas e testes e análises das soldas. Com base na caracterização da fronteira do conhecimento sobre a soldagem MIG/MAG em condições hiperbáricas, são investigadas, a partir de variações da pressão e das quantidades de gás ativo adicionado ao gás de proteção, as influências destas variáveis em propriedades do metal de solda. As influências na composição química do metal depositado são apresentadas e discutidas no capítulo 4 onde propõe-se um modelo físico qualitativo para explicar os resultados obtidos. No capítulo 5 são apresentados e discutidos os resultados referentes à evolução microestrutural do metal de solda, nos aspectos qualitativo e quantitativo. Finalmente, são apresentados e discutidos, no capítulo 6, os resultados de tenacidade do metal de solda.

Para facilitar a leitura, as figuras e tabelas estão colocadas ao final dos respectivos capítulos. Assim, por exemplo, a figura 4.1 está apresentada ao final do capítulo 4 e a tabela 5.2 está apresentada ao final do capítulo 5.

Como contribuições do presente trabalho ressalta-se aquela, de natureza acadêmica, que é a proposição de um modelo teórico para explicar as diferenças entre os níveis de oxigênio absorvidos pelo metal de solda, em soldagem hiperbárica, quando comparados com os observados em soldagem atmosférica. A principal contribuição de natureza tecnológica está relacionada á tenacidade do metal de solda e caracteriza-se por estabelecer sua relação com a pressão e com o teor de oxigênio no gás de proteção, fornecendo, assim, dados para seleção de parâmetros de soldagem hiperbárica em águas profundas pelo processo MIG/MAG.

## **2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 - PROCESSOS DE SOLDAGEM HIPERBÁRICA**

É usualmente designada por soldagem hiperbárica aquela executada em ambiente seco e pressurizado, embora a outra modalidade de soldagem subaquática, a soldagem molhada, seja também executada em condições hiperbáricas. Em função do superior nível de qualidade obtido pela soldagem hiperbárica, somente esta técnica tem sido desenvolvida visando a aplicações na soldagem em águas profundas.

Como extensão natural da tecnologia de soldagem em águas rasas, os processos de soldagem hiperbárica ao arco elétrico continuam a ser considerados os mais promissores para águas profundas [6] e para eles convergem os maiores esforços de pesquisa e desenvolvimento por parte das companhias de petróleo, institutos de pesquisa e universidades. Recentemente, outros métodos de soldagem subaquática como, principalmente, a soldagem por atrito [7,13] têm sido propostos para reparos em águas profundas e começam a ser desenvolvidos em laboratório. Considerações sobre os principais processos de soldagem para aplicação em condições hiperbáricas são apresentadas a seguir.

É possível afirmar que a tecnologia de soldagem hiperbárica, já desenvolvida e aplicável, está limitada à profundidade de 500 m [6]. Três sistemas de soldagem foram construídos e são largamente empregados no Mar do Norte denominados, respectivamente, OTTO [14], THOR [15] e PRS [16]. Embora todas estas aplicações tenham ocorrido em profundidades inferiores a 200 m, os sistemas desenvolvidos foram testados e qualificados, em laboratório, sob pressões equivalentes a 500 mlda. Estes sistemas empregam o processo TIG e dependem de assistência de mergulhador estando, portanto, limitados a aplicações em profundidades acessíveis ao homem (atualmente 300 mlda). Reparos em profundidades superiores exigem a concepção de novos sistemas totalmente automatizados onde duas modalidades são propostas [6]: a primeira consiste de sistema orbital de soldagem instalado por manipuladores ou robôs e a segunda emprega somente robôs que executam todas as tarefas de preparação e também a soldagem. A utilização de tais equipamentos em ambiente hiperbárico já não constitui barreira tecnológica, considerando que robôs comerciais podem ser adaptados para operar em tais condições. Testes com robô marinizado, operando em contato direto com a água, na pressão de 100 bar, foram conduzidos com sucesso [17].

## 2.2 – SOLDAGEM HIPERBÁRICA EM ÁGUAS PROFUNDAS

O problema do reparo de dutos em profundidades inacessíveis através do mergulho humano é extremamente complexo, uma vez que todas as operações envolvidas, tanto na fase preparatória quanto na fase do reparo propriamente dita, têm de ser totalmente automatizadas e comandadas remotamente da superfície, independente do método de reparo escolhido. Considerando a inexistência de tecnologias comprovadas para reparo “in situ” de dutos em águas profundas, a solução adotada atualmente para estes casos ainda é o içamento das extremidades seccionadas do duto até a superfície e a inserção de um trecho de linha flexível entre elas. Os métodos de reparo “in situ”, hoje em desenvolvimento, são a instalação de conectores mecânicos [18] e a soldagem hiperbárica. A soldagem hiperbárica apresenta como principal atrativo o restabelecimento da continuidade metálica e, por conseguinte, a possibilidade de produzir reparos com qualidade equivalente aos executados na condição atmosférica. Entretanto, nos processos de soldagem ao arco elétrico, as condições hiperbáricas interferem nas características físicas e geométricas do arco que reduzem sua estabilidade e modificam a geometria dos cordões de solda. Adicionalmente, ênfase deve ser dada ao controle das propriedades mecânicas do metal de solda, cuja microestrutura depende das variações de composição química produzidas pelo aumento da pressão parcial dos gases ativos presentes no arco elétrico.

Em função da necessidade de automação, os processos TIG, Arco Plasma e MIG/MAG são considerados os mais promissores dentre os processos de soldagem a arco. Entende-se que a soldagem TIG é mais suscetível a interrupções por desgaste da ponta do eletrodo e por eventuais falhas de posicionamento da extremidade do arame de adição em relação à poça de fusão [19]. Adicionalmente, o processo TIG apresenta limitações na abertura de arco por alta frequência em condições hiperbáricas e na estabilidade do arco elétrico sob pressões superiores a 50 bar [20]. Alguns autores [20,21] defendem que estes problemas de estabilidade de arco no processo TIG podem ser superados por meio do processo Arco Plasma [22], onde a condição de arco constrito é imposta e onde o controle do arco pode ser exercido sob pressões de até 250 bar, aproximadamente. A grande vantagem do processo MIG/MAG está na maior garantia da continuidade da soldagem, decorrente da extrema facilidade de abertura do arco, aliada à característica de auto-regulação do processo e à inexistência de alimentação de arame independentemente. Portanto, atribui-se ao processo MIG/MAG maior capacidade de adaptação à soldagem

totalmente automatizada ou robotizada, sem qualquer assistência humana no interior da câmara hiperbárica, sendo, por isso, o processo focado no presente trabalho.

Estudos recentes sobre propriedades mecânicas e metalúrgicas de soldas MIG/MAG hiperbáricas [9] mostraram que a combinação de arame sólido e argônio como gás de proteção é capaz de produzir soldas isentas de defeitos, na posição plana, com razoável estabilidade de arco e com propriedades mecânicas satisfatórias.

A princípio, os principais processos de soldagem ao arco elétrico podem ser utilizados em condições hiperbáricas, entretanto, a sensibilidade de cada um ao aumento da pressão é diferenciada. Os processos que envolvem formação de escória são os mais sujeitos a problemas de ordem metalúrgica e à redução de propriedades mecânicas, resultado de alterações na composição química do metal depositado. Nesta categoria estão o processo eletrodo revestido (ER) e arame tubular. Por outro lado, os processos com proteção exclusivamente gasosa TIG e MIG/MAG têm como limitação a baixa taxa de deposição e a dificuldade de controlar a transferência metálica, respectivamente. A conclusão é que, em maior ou menor grau, todos os processos de soldagem ao arco elétrico necessitam de adaptações para as condições hiperbáricas.

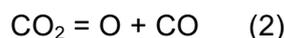
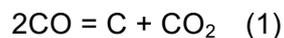
### **2.3 – INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO NO ARCO ELÉTRICO**

A literatura existente sobre as influências da pressão no arco elétrico é relativamente limitada e foram intensificadas a partir da década de 1970. São consideradas a influência das condições ambientais no comportamento de processos de soldagem específicos e/ou a influência resultante nas propriedades do metal de solda [23,24-27]. A influência da pressão no desempenho do processo é governada basicamente pelas mudanças nas propriedades do arco elétrico [6]. A estrutura da coluna do arco é controlada pelas propriedades do plasma, condições ambientais e pela corrente que o arco deve suportar. À medida que a pressão ambiente aumenta, as propriedades físicas do arco são alteradas e a densidade de partículas aumenta em proporção à pressão absoluta. A condutividade térmica cresce devido ao aumento da frequência de colisão das partículas, causando maior perda de energia pelas regiões externas do arco. Isto se reflete no aumento da tensão do arco. O aumento da condutividade térmica força o arco elétrico a contrair-se e a adotar uma configuração de perda de energia mínima. A seção transversal do núcleo condutor do arco é reduzida, resultando em aumento da sua temperatura e, por conseguinte, da condutividade elétrica, de modo a manter o mesmo fluxo de corrente. A contração do

núcleo do arco também implica aumento da perda de energia por radiação como resultado da redistribuição de energia do arco [6]. A influência sobre a geometria dos cordões [28] se dá no sentido de aumentar a penetração e a altura, reduzindo a largura com conseqüente aumento da dificuldade na execução da soldagem fora de posição. Este comportamento geral é comum a todos os tipos de soldagem a arco em condições hiperbáricas. Entretanto, os resultados, em termos de alterações específicas do comportamento do arco, dependem das condições ambientais, do processo de soldagem e dos parâmetros de soldagem.

#### 2.4 – PROCESSO ELETRODO REVESTIDO

Facilmente adaptável para soldagem hiperbárica em águas rasas, onde, pela sua simplicidade o processo eletrodo revestido (ER) é empregado, a presença acentuada de compostos estabilizadores do arco, no revestimento dos eletrodos, permite que a tensão do arco seja pouco influenciada pela pressão [29]. Entretanto, com o aumento da pressão as flutuações de tensão são mais pronunciadas em virtude do aumento da frequência de destacamento de gotas e do aumento da resistência de campo elétrico da coluna do arco. Do ponto de vista metalúrgico este processo apresenta sérias restrições. A decomposição de carbonatos presentes no revestimento produz CO e CO<sub>2</sub>, que interagem conforme as reações expressas pelas equações (1) e (2). Com o aumento da pressão o equilíbrio é deslocado no sentido de favorecer a produção de carbono, resultando em maior concentração deste elemento no metal de solda [30], o que aumenta a temperabilidade e reduz a tenacidade. Desta forma, diferentes formulações de revestimentos de eletrodos são necessárias para ajustar a composição química do metal de solda à medida que a profundidade aumenta.



Além das limitações apresentadas acima e da possibilidade de absorção de hidrogênio pelo metal de solda como conseqüência da elevada umidade relativa no interior da câmara hiperbárica, o processo ER tem sofrido restrições para aplicações em águas profundas devido à sua reduzida possibilidade de automação.

## 2.5 – PROCESSO TIG

A influência da pressão sobre o arco elétrico no processo TIG tem sido estudada por alguns pesquisadores [31-37]. O acréscimo da pressão aumenta a penetração, a luminosidade, a constrição e a energia do arco. Ocasionalmente, ainda, há dificuldade na abertura, notadamente por alta frequência, e a instabilidade do arco durante a soldagem. O problema mais grave provocado pela pressão elevada é a instabilidade do arco, por interferir diretamente na operacionalidade do processo tanto em soldagem manual quanto automatizada.

As tensões do arco podem assumir valores próximos à tensão em vazio da fonte de soldagem em consequência da instabilidade sob altas pressões. Este problema é agravado quando se utiliza hélio como gás de proteção, podendo a tensão do arco, a 40 bar, atingir valores da ordem de 40 V que, somados aos picos de tensão ocasionais, poderão ultrapassar a tensão de instabilidade da fonte causando a extinção do arco. A avaliação aproximada da tensão para cada pressão de trabalho em atmosfera de argônio [23] pode ser obtida através da expressão (3).

$$V = 9 + 0,75 h (p)^{0,5} \quad (3)$$

onde:

V = tensão do arco em volts

h = comprimento do arco em mm

p = pressão em bar.

A instabilidade do arco é acompanhada de irregularidades na geometria do cordão: penetração, largura e reforço, podendo levar à formação de defeitos, notadamente falta de fusão e, por outro lado, dificultar o controle sobre a poça de fusão. Algumas soluções têm sido propostas para minimizar a instabilidade do arco em condições hiperbáricas: aumento da tensão em vazio da fonte de soldagem, emprego de corrente pulsada de alta frequência [31], imposição de um campo magnético axial ao arco elétrico [23,32,35] e alteração da resposta dinâmica da fonte de soldagem. Consideráveis evidências sugerem que, mesmo em condições de laboratório, estas instabilidades tornam o processo TIG inviável para aplicações em lâminas d'água superiores a 500 m [22].

## **2.6 – PROCESSO ARCO PLASMA**

O processo Arco Plasma, que pode ser entendido como uma variante do processo TIG, apresenta, em relação a este, algumas características vantajosas que o credenciam como um processo promissor para soldagem sob altas pressões. Sua operação em arco constrito possibilita a obtenção de um arco mais suave com menores forças de arco e menores distúrbios da poça de fusão [21], sendo menos influenciado por campos magnéticos. A superior estabilidade, sobretudo na soldagem fora de posição é, em parte, atribuída às menores forças de flutuação na camada de gás aquecido que envolve o núcleo do arco. Testes recentes conduzidos na Universidade de Cranfield [22] sob pressões de 40 bar a 250 bar demonstraram boa estabilidade do processo. Os resultados de tenacidade obtidos foram extremamente elevados na faixa de 0°C a -80°C, sendo reportados valores de energia Charpy da ordem de 250 J nas soldas a 160 bar.

Em soldagem hiperbárica este processo se adapta à automação com vantagens em relação ao processo TIG, particularmente quanto à abertura de arco, que pode ser efetuada por intermédio de um arco piloto estabelecido entre o eletrodo e o bocal de constrição.

## **2.7 – PROCESSO MIG/MAG**

O processo MIG/MAG tem sido estudado em laboratório por alguns grupos de pesquisa [10,11,38]. Dentre as suas variantes, a soldagem com arame tubular é a única que tem sido empregada como método de soldagem submarina, embora restrita a águas rasas. A estabilidade do processo, com arame sólido, deve ser mantida eletricamente, porque, diferentemente do arame tubular, a obtenção de estabilidade através de variações químicas do consumível é severamente limitada. Por outro lado, dentre as vantagens potenciais do arame sólido sobre o arame tubular estão: menores custos de desenvolvimento do consumível e a melhor adaptação à automação considerando a inexistência de escória no primeiro. O controle do processo depende das características estática e dinâmica da fonte de energia para estabilizar o arco e a transferência metálica [6]. A fonte de soldagem deve permitir o controle de sua curva característica mantendo o arco auto-ajustável. O controle deve ser entendido de acordo com a equação de Halmoy, expressão (4).

$$W_B = \alpha I + e\beta I^2 \quad (4)$$

onde:

$W_b$  = taxa de fusão do arame

$I$  = corrente de soldagem

$e$  = extensão de arame

$\alpha$  e  $\beta$  = constantes (dependentes do diâmetro e da composição do arame) e estão relacionadas à contribuição da energia térmica para a fusão do arame e ao aquecimento por efeito Joule, respectivamente.

Em condições de equilíbrio, as velocidades de alimentação e de fusão de arame são iguais. Qualquer perturbação que desvie o comprimento do arco da sua posição de equilíbrio provoca uma correspondente variação na corrente (devido à conseqüente variação da voltagem), o que influencia a taxa de fusão do arame, agindo no sentido de restaurar o equilíbrio. A variação ótima de corrente ( $\Delta I$ ) requerida por variação unitária do comprimento de arco para restaurar o equilíbrio é função somente da composição e do diâmetro do arame. Como a voltagem do arco é dependente da pressão, a inclinação da curva característica da fonte de soldagem ( $k$ ) deve variar de acordo com a equação (5) para manter constante a variação de corrente por variação unitária de comprimento do arco, independentemente da pressão [6].

$$k = \frac{E}{\Delta I} \sqrt{p} \quad (5)$$

onde:

$E$  = queda de tensão na coluna do arco por unidade de comprimento

$p$  = pressão

O comportamento dinâmico da fonte de soldagem tem também um efeito significativo na estabilidade do processo. Se a taxa de resposta ( $dl/dt$ ) é muito baixa, a corrente não se altera rápido o suficiente para manter o equilíbrio e ocorre curto circuito ou *burn back*. Por outro lado, se a resposta é muito rápida, a brusca variação de corrente provoca transientes de tensão com oscilações em larga escala, resultando freqüentemente em extinções de arco.

O processo MIG/MAG tem sido estudado nas instalações hiperbáricas do GKSS até o limite de 120bar [10,12,39-42] e no simulador hiperbárico da Universidade de Cranfield até pressões de 250 bar [22,28,43]. O principal objetivo destes trabalhos

tem sido controlar o processo de modo a estabelecer condições operacionais e definir parâmetros que melhorem a estabilidade do arco para permitir a produção de juntas isentas de defeitos em qualquer posição de soldagem. Adicionalmente, testes para levantamento de propriedades mecânicas de juntas soldadas também têm sido realizados. Nos testes desenvolvidos no GKSS o modo de transferência metálica imposto é o curto circuito, enquanto que os pesquisadores de Cranfield têm concentrado seus esforços na exploração do processo sob transferência metálica por corrente pulsada. Richardson et al. [43] relatam que, nas pressões mais elevadas, os dois modos de trabalho se aproximam, porque a necessidade de reduzir o comprimento do arco torna a ocorrência de curtos circuitos inevitável, mesmo em corrente pulsada, tendendo a um modo de transferência híbrido. As principais características do processo MIG/MAG em elevadas pressões, conforme relatadas por Richardson et al. [108] são resumidas a seguir.

O aumento da pressão, acima da ambiente provoca contração da coluna do arco devido ao aumento das perdas térmicas das regiões externas do arco. Também ocorre contração na raiz do arco resultando em alterações nas características de emissão/absorção de elétrons na extremidade do arame, cuja área ativa desloca-se para a superfície da gota. A resistência dos jatos eletromagnéticos de plasma formados devido a diferenças entre as densidades de corrente na coluna do arco e aquelas nas extremidades dos eletrodos (gota e poça de fusão) aumenta. Isto resulta na formação de jatos opostos que tendem a atingir forças iguais à medida que a pressão aumenta. O início deste fenômeno pode ser retardado pela otimização das características de pulsação da corrente e da composição do gás de proteção. Entretanto, quando a pressão excede valores da ordem de 12 bar a formação destes jatos se torna inevitável causando severa perturbação na transferência metálica levando à produção de respingos e perdas da estabilidade do processo. Estes problemas foram minimizados pela utilização de fontes de soldagem com autoregulação e redução da tensão com conseqüente redução do comprimento do arco para valores da ordem de 1mm. A redução do comprimento do arco traz como resultados indesejáveis a mudança na geometria do cordão que passa a ser mais estreito e mais alto. Para compensar este efeito e aumentar a molhabilidade do metal de solda foi utilizado com sucesso o aumento da potência do arco por meio do aumento da tensão do arco em atmosfera de Hélio, permitindo manter o comprimento de arco. Outro recurso empregado para diminuir o ângulo de molhabilidade é a adição de um gás de efeito tensoativo como oxigênio ou dióxido de carbono ao gás de proteção. Contudo, existem limitações no emprego destes recursos. No caso de gases ativos, sua presença além de limites muito estreitos, contribui para o aumento

da produção de respingos e a absorção de oxigênio pelo metal de solda pode conduzir à redução de propriedades mecânicas, em particular da tenacidade. Entretanto, algumas avaliações indicam que acima de 20 bar pouca diferença é observada no desempenho do processo quando se utiliza gás inerte ou misturas contendo gás ativo. Por esta razão os trabalhos recentes desenvolvidos em Cranfield em pressões de 160 bar a 250 bar privilegiam o emprego de gases inertes como gás de proteção.

Um importante fenômeno acentuado pela pressão e que merece ser aqui discutido é a geração de fumos durante a soldagem hiperbárica MIG/MAG. Trabalhos anteriores [10,42,44] relatam que intensa geração de fumos se processa a partir de pequenas pressões. Este fenômeno está relacionado ao superaquecimento da ponta do arame e da poça de fusão devido à constrição das raízes do arco. Richardson [45] relata que nestas condições o plasma é constituído basicamente de vapores metálicos. Na faixa de pressões de 80 bar a 250 bar a quantidade de fumos emitidos reduz sensivelmente, o que é atribuído à maior contração das raízes do arco levando à redução das áreas onde ocorre o superaquecimento. Outra observação importante, na mesma faixa de pressão, diz respeito à composição química do metal depositado e dos fumos. Testes conduzidos em atmosfera inerte de Hélio, Argônio e mistura destes gases mostraram que a composição química do metal depositado, assim como dos fumos, foi a mesma que a do arame, indicando que não houve evaporação preferencial de nenhum dos elementos constituintes do aço em questão, no caso, arame sólido Thyssen K Nova.

## **2.8 - INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA, MICROESTRUTURA E TENACIDADE DO METAL DE SOLDA**

A composição química do metal de solda depende da pressão quando gases ativos estão presentes na coluna do arco [46]. Se as concentrações relativas de uma mistura gasosa são fixas e a pressão ambiente aumenta, a pressão parcial de cada componente da mistura aumenta proporcionalmente. As variações das pressões parciais destes gases vão determinar deslocamentos de pontos de equilíbrio de reações e alterações da sua solubilidade no metal líquido. Nos processos de soldagem hiperbárica ao arco elétrico são particularmente importantes o oxigênio e o nitrogênio, que podem ser originários tanto do gás de proteção quanto da atmosfera da câmara hiperbárica. Pequenos teores destes elementos são suficientes para alterar a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal depositado e, de modo marcante, a tenacidade.

Estas influências, particularizando para o caso do oxigênio são discutidas adiante neste capítulo .

O oxigênio pode ser oriundo tanto dos consumíveis, fluxos e gases de proteção, quanto da atmosfera. Os fluxos contêm compostos cuja queima pode gerar CO e CO<sub>2</sub>. Estes, por sua vez, podem ser dissociados no plasma em O e C que são absorvidos pelo metal fundido. Os gases de proteção usualmente contêm O<sub>2</sub> ou CO<sub>2</sub>, intencionalmente adicionados com a finalidade de melhorar a estabilidade do arco elétrico (processo MAG). O CO<sub>2</sub>, conforme mencionado, gera oxigênio por dissociação. A segunda importante fonte de oxigênio é o gás ambiente. A contaminação pelo oxigênio, neste caso, é consequência de parâmetros de soldagem incorretos ou vazão de gás de proteção inadequada. Estes desajustes causam proteção insuficiente à poça de fusão ou escoamento turbulento, permitindo assim a introdução do gás ambiente na coluna de plasma.

O nitrogênio introduzido no metal de solda durante a soldagem é normalmente oriundo do gás ambiente sendo, em alguns casos, como na soldagem de alguns tipos de aços inoxidáveis, intencionalmente adicionado ao gás de proteção. Eventualmente, na soldagem atmosférica, a presença de nitrogênio no plasma é difícil de ser evitada, como no processo arame tubular auto-protetido, por exemplo. Em soldagem hiperbárica, o nitrogênio só é potencialmente nocivo quando o gás utilizado para pressurizar a câmara hiperbárica é o gás para mergulho conhecido como TRIMIX, composto dos elementos hélio, nitrogênio e oxigênio ajustados em proporção variável, conforme a profundidade. Portanto, na soldagem em águas profundas, onde o gás de câmara pode ser um gás inerte (argônio, hélio ou suas misturas), não é necessário considerar as influências do nitrogênio, razão pela qual este tema não está incluído na revisão bibliográfica.

### **2.8.1 – ABSORÇÃO DE OXIGÊNIO PELO METAL DE SOLDA**

Nas condições típicas da soldagem com eletrodos revestidos a absorção de oxigênio e de carbono pode ser descrita pelas equações 1 e 2, apresentadas no item 2.4 [30]. A quantidade de oxigênio absorvida pelo metal fundido é função da temperatura e da pressão parcial do componente ativo portador de oxigênio presente no plasma. Entretanto, o teor de oxigênio presente no metal de solda vai depender, ainda, das reações metal-escória e das reações com os elementos desoxidantes presentes no metal fundido tais como Si, Mn e C.

Na soldagem pelo processo MAG tem sido possível modelar, mais facilmente, o fenômeno de absorção de oxigênio. Coe e Moreton [46] propuseram a seguinte equação para prever o teor de oxigênio no metal de solda em função da temperatura e da pressão parcial de CO<sub>2</sub> no gás de proteção:

$$\log \frac{p_{\text{CO}_2}}{(\%O)^2 (\%C)} = \frac{9175}{T} - 2304 \quad (6)$$

Onde:

$p_{\text{CO}_2}$  = pressão parcial de CO<sub>2</sub>

(%O) = teor de oxigênio do metal de solda

(%C) = teor de carbono do metal de solda

T = temperatura de reação em Kelvin

Sob proteção de Ar-O<sub>2</sub>, a seguinte expressão é proposta pelos mesmos autores:

$$(\%O) = 0,0726 \sqrt{p_{\text{O}_2}} \quad (7)$$

A absorção de oxigênio pelo metal de solda foi, ainda, estudada experimentalmente por Sato e Kuwana [47,48] no processo MAG com gás de proteção Ar-O<sub>2</sub> sob diferentes pressões. Resultados obtidos a partir de depósitos de ferro comercialmente puro mostraram que o teor de oxigênio do metal de solda cresce com o aumento da pressão parcial de O<sub>2</sub> até um valor da ordem de 0,26% em peso, a partir do qual se mantém constante, conforme a figura 2.1 apresentada no final deste capítulo. Este teor de oxigênio está muito próximo ao limite de solubilidade do oxigênio no ferro líquido a temperaturas da ordem de 1600°C, conforme o diagrama Fe-O apresentado na figura 2.2. Comportamento semelhante foi constatado por Kuwana e Sato [49] para a quantidade de inclusões em depósitos de solda de ferro puro (figura 2.3). A fração volumétrica de inclusões cresce com a pressão parcial de O<sub>2</sub> até estabilizar em valor próximo de 2%. Portanto, quando o teor de oxigênio no ferro líquido ultrapassa o limite de solubilidade, de acordo com o diagrama de equilíbrio Fe-O [50], forma-se uma nova fase líquida (FeO) que, sendo imiscível no ferro líquido, separa-se deste para participar da composição da escória. Segundo o mesmo diagrama, durante o resfriamento subsequente, com a abrupta queda de solubilidade do oxigênio, uma diminuta parcela deste elemento ficará em solução sólida no ferro permanecendo a quase totalidade do oxigênio na forma de inclusões não-metálicas. A quantidade, a forma, o tamanho e a distribuição destas inclusões

respondem pela cinética de nucleação e crescimento de fases durante o resfriamento do metal de solda e explicam as influências do teor de oxigênio na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal de solda nos aços. As influências do oxigênio na microestrutura dependem, ainda, da quantidade de elementos de liga e desoxidantes presentes no metal de solda [51,52].

### **2.8.2 – INFLUÊNCIAS DO OXIGÊNIO NA MICROESTRUTURA**

As influências do oxigênio na microestrutura do metal de solda de aços ocorrem, basicamente, através da quantidade e do tamanho das inclusões. Cochrane e Kirkwood [53] estudaram a distribuição de inclusões em metais de solda de aços de baixo e alto teor de oxigênio. Os resultados apresentados na figura 2.4 mostram que baixos teores de oxigênio propiciam a formação de grande número de inclusões de pequeno diâmetro e menor variância em relação ao diâmetro médio. Para maiores teores de oxigênio, as inclusões atingem maior diâmetro e maior variância. Desta forma, menores teores de oxigênio oferecem maior quantidade de núcleos intragranulares para transformação da austenita. Vários autores [53-58] admitem que as inclusões finamente dispersas na austenita favorecem a formação da ferrita acicular, cuja nucleação se dá apenas intragranularmente. De fato, existe uma distribuição ótima de inclusões para favorecer a formação de ferrita acicular [59-61]. Teores muito baixos ou muitos altos de oxigênio inibem a formação desta microestrutura.

Segundo Cochrane e Kirkwood [53], o aumento do teor de oxigênio em soldas por arco submerso resulta na tendência de transição microestrutural de ferrita acicular (na faixa de 200ppm a 400ppm de oxigênio) para estruturas grosseiras do tipo ferrita bainítica (>500ppm de oxigênio). Foi demonstrado no mesmo trabalho, através de dilatométrica, que a temperatura de início de transformação da austenita aumenta com o teor de oxigênio e que a estrutura bainítica se forma por um mecanismo de extensivo e rápido crescimento de placas laterais de ferrita. Foi sugerido, ainda, que nos depósitos de alto oxigênio a nucleação de ferrita primária, anteriormente ao crescimento das placas laterais, está de alguma forma associada à distribuição e à natureza das inclusões através de um mecanismo ainda não completamente compreendido. O modelo de crescimento de placas laterais proposto para metais de solda de alto oxigênio é apresentado na figura 2.5.

A influência do oxigênio na microestrutura de metais de solda de aços estruturais pode ser bem resumida e visualizada através das alterações sofridas pelo diagrama de transformação em resfriamento contínuo (TRC). A figura 2.6 apresenta,

esquemáticamente, três diagramas correspondentes a baixo, médio e alto teores de oxigênio [57], que podem ser analisados em concordância com as observações de alguns autores [62-64]:

- altos teores de oxigênio deslocam a região de formação de ferrita na direção de taxas de resfriamento mais elevadas e aumentam a temperatura de início de transformação da austenita pela ineficácia das inclusões na nucleação da ferrita acicular;
- sob altos teores de oxigênio a ferrita de contorno de grão e a ferrita de placas laterais são formadas em mais altas temperaturas e, conseqüentemente, estruturas ferríticas de granulação grosseira são geradas;
- bainita superior tende a ser formada com baixos teores de oxigênio pela existência de pequena quantidade de nucleantes de ferrita;
- teores intermediários de oxigênio expandem o campo correspondente à formação de ferrita acicular, situação em que a distribuição das inclusões resulta na máxima eficácia de nucleação deste constituinte.

### **2.8.3 - INFLUÊNCIAS DO OXIGÊNIO NA TENACIDADE**

As influências do oxigênio na tenacidade do metal de solda são determinadas essencialmente pelas inclusões não-metálicas originárias da presença deste elemento. As inclusões podem atuar diretamente nos micromecanismos de fratura, indiretamente através das microestruturas geradas ou por associação de ambos os mecanismos. A maioria dos trabalhos publicados sobre o assunto procura avaliar os ganhos ou perdas de tenacidade com base no ensaio Charpy [56,57,64-66] ou, em menor freqüência, no CTOD [67,68]. Abson e Pargeter [56] distinguem as influências do oxigênio na curva de transição em duas categorias: influências no patamar superior (resistência à fratura dútil) e influências no patamar inferior (resistência à clivagem ou à fratura frágil) e reproduzem resultados obtidos por Devillers "et al"[apud 56] apresentados nas figuras 2.7 e 2.8. A figura 2.7 demonstra que, para testes em temperaturas suficientemente altas, correspondentes ao patamar superior, a tenacidade é decrescente com o aumento do teor de oxigênio, associado ao aumento da quantidade de inclusões. Neste caso o micromecanismo de fratura é o de nucleação e crescimento de microcavidades, sendo a nucleação facilitada pela presença de inclusões. A resistência à clivagem, representada pela temperatura de transição, apresenta comportamento distinto (figura 2.8). Teores de oxigênio muito altos ou muito baixos reduzem a tenacidade. A explicação, neste caso, está

relacionada à microestrutura e, mais especificamente, à alta tenacidade da ferrita acicular que, como mostrado anteriormente neste trabalho, está presente em proporção máxima para teores intermediários de oxigênio. Neste caso, o fator determinante da tenacidade é a resistência à propagação de trincas através da microestrutura com pequena influência das inclusões não-metálicas. Exceção a este comportamento ocorre em metais de solda com certos elementos de liga como, por exemplo, Ni, Mo-Ti e Mo-Ni, que favorecem a formação de ferrita acicular independentemente da presença de inclusões [55]. Nestes metais de solda a tenacidade é elevada mesmo quando o teor de oxigênio é inferior a 200 ppm.

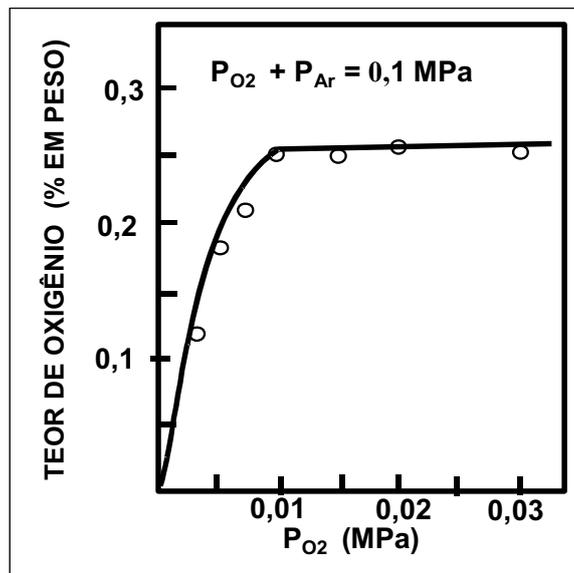


Fig. 2.1 – Influência da pressão parcial de oxigênio no teor de oxigênio do metal de solda constituído de ferro comercialmente puro segundo Sato e Kuwana [47].

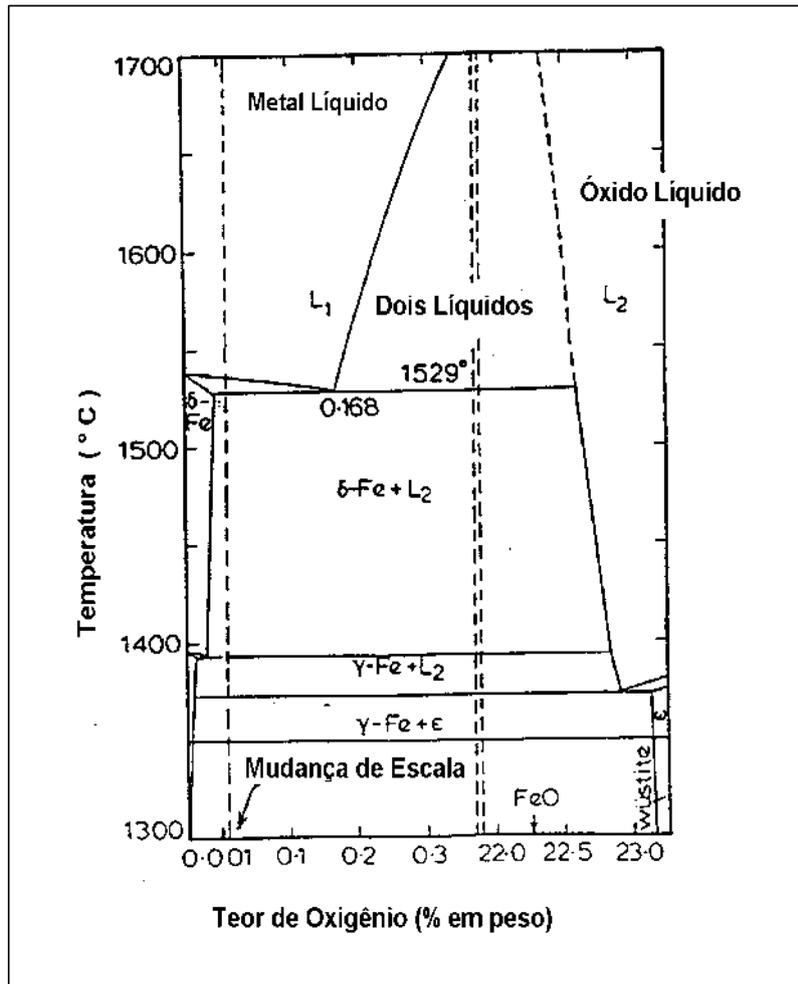


Fig. 2.2 – Diagrama de equilíbrio Fe-O [50].

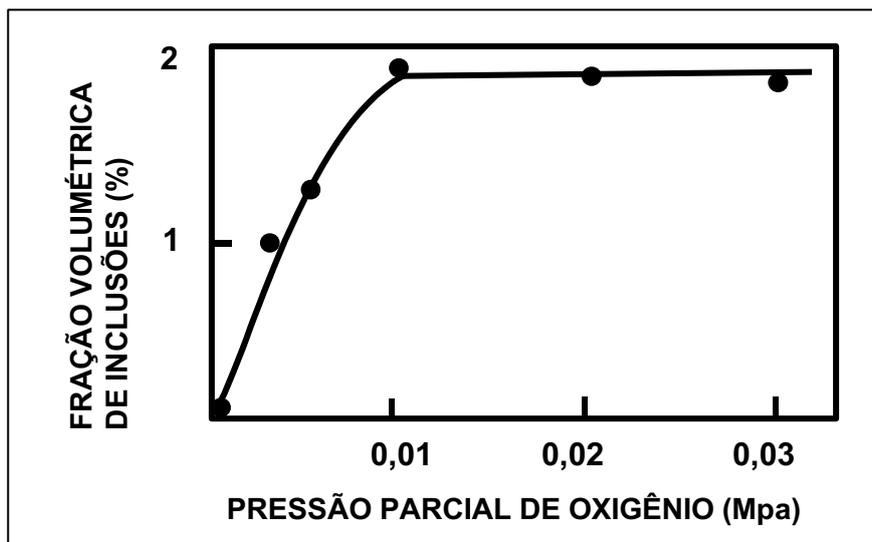


Fig. 2.3 – Influência da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção sobre a fração volumétrica de inclusões presentes no metal de solda depositado pelo processo MAG, segundo Kuwana e Sato [49].

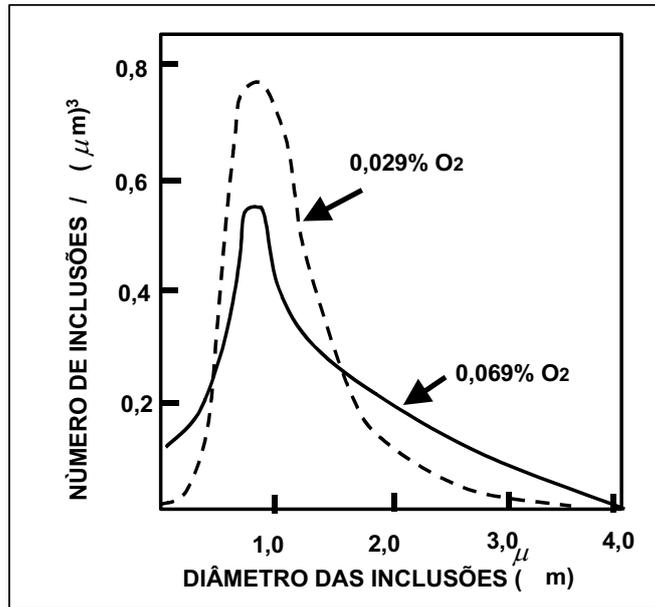


Fig. 2.4 – Distribuição de inclusões não-metálicas em metais de solda de alto e baixo teor de oxigênio [53].

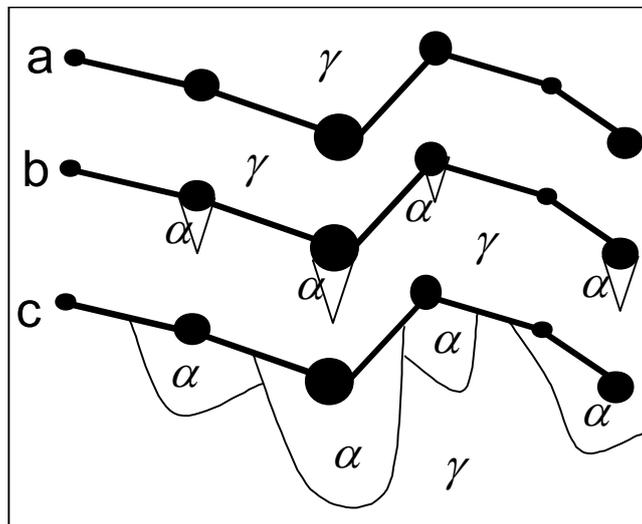


Fig. 2.5 - Modelo esquemático de crescimento de placas laterais em metais de solda de alto oxigênio. a) contorno de grão de austenita inicialmente ancorado. b) nucleação de ferrita em inclusões mantendo orientação comum do tipo Kurdjumov-Sachs. c) frente de crescimento dos grãos de ferrita com morfologia de placas laterais insipiente. [53].

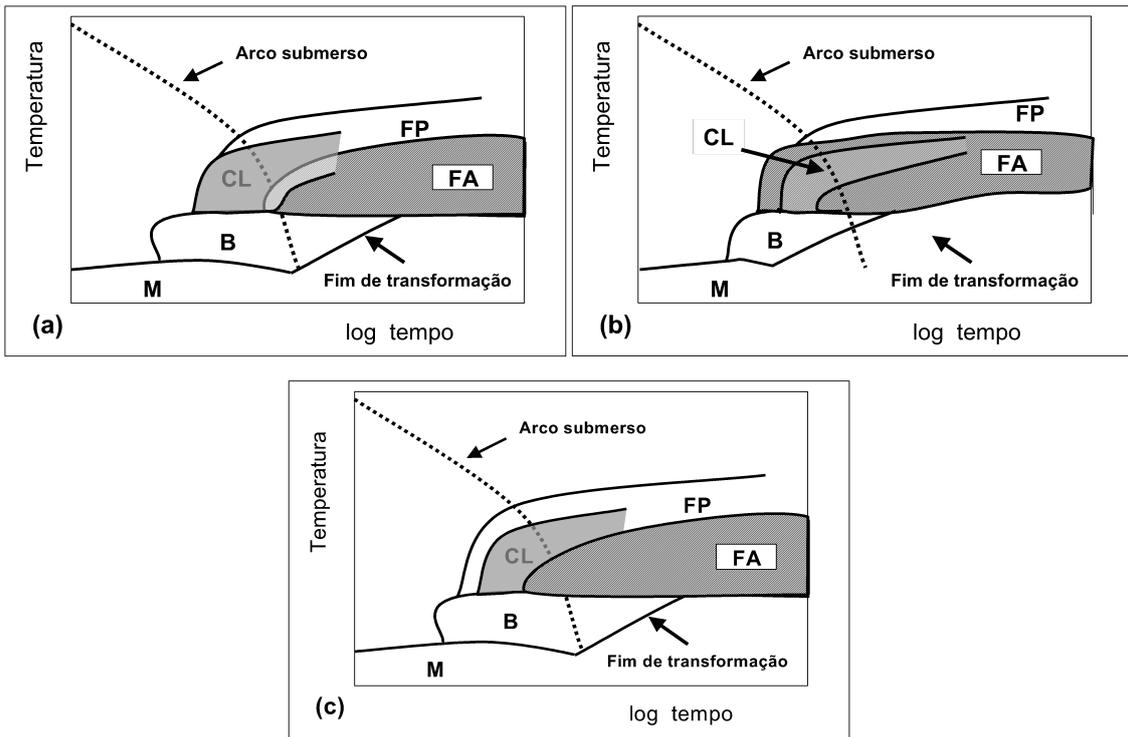


Fig. 2.6 – Diagramas de resfriamento contínuo esquemáticos para teores de oxigênio da ordem de : a) 0,01%, b) 0,03% e c) 0,06% [57].

Obs: a nomenclatura empregada nesta figura e explicada abaixo, não corresponde à recomendada pelo IIW, a qual será adotada na seqüência deste trabalho.

FP = ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão.

CL = constituinte lamelar (ferrita de placas laterais)

FA = ferrita acicular

B = bainita

M = martensita

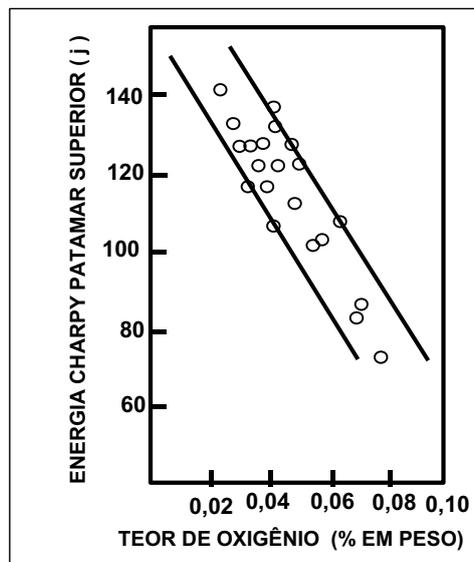


Fig. 2.7 – Relação entre a energia Charpy do patamar superior e o teor de oxigênio de metais de solda depositados por arco submerso [56].

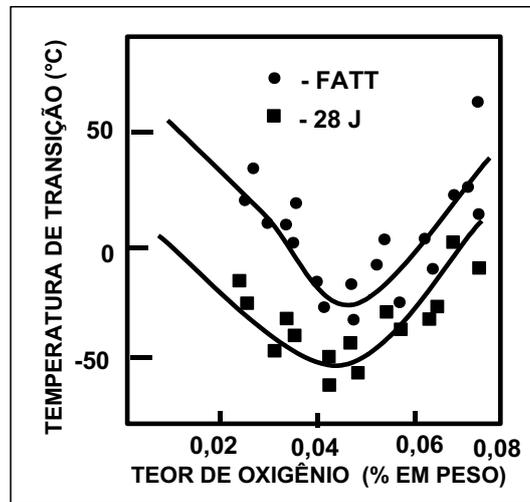


Fig. 2.8 – Relação entre temperatura de transição no ensaio Charpy e teor de oxigênio do metal de solda [56].

### 3 - EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E MÉTODOS

O simulador hiperbárico de soldagem utilizado, apresentado na figura 3.1, é um componente do complexo de testes hiperbáricos do GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Alemanha, denominado câmara D-10. A câmara D-10 é um vaso de pressão cilíndrico com 700 mm de diâmetro interno e 1700 mm de comprimento, cuja pressão máxima de operação é 120 bar. Dois flanges circulares opostos permitem a abertura e o fechamento da câmara, por acionamento hidráulico de *clamps*. A câmara pode girar em torno do seu eixo longitudinal para possibilitar a soldagem nas posições plana, horizontal e sobre-cabeça e é dotada de sensores de pressão, temperatura e umidade, cujas leituras são centralizadas no painel de controle do sistema. Este painel inclui, ainda, o computador de controle e programação das diversas operações e monitor de TV para visualização dos internos da câmara. O programa de deslocamento da mesa de soldagem permite estabelecer a velocidade longitudinal de deslocamento e a velocidade de oscilação transversal, em padrão triangular ou quadrado, até 2000 mm/min, em ambas as direções. A tocha de soldagem é mantida fixa durante a soldagem e sua altura é previamente ajustada por sistema motorizado, também comandado pelo computador. A velocidade de alimentação de arame é, também, pré-programada. A vazão de gás é controlada e medida por um medidor de vazão mássica Micro Motion Inc. modelo D6S-SS.

A fonte de soldagem é de fabricação ELMA Technik, modelo A400, com ajustes de tensão em vazio para 65 V e 100 V e corrente máxima de 400 A a 60%. O controle do processo de soldagem é executado por uma unidade desenvolvida no GKSS, que permite ajustar a característica estática da fonte para corrente constante ou tensão constante. Na soldagem MIG/MAG, em curto-circuito, o controlador pode atuar sobre a tensão nominal do arco, sobre as rampas de subida e descida da corrente de curto-circuito e estabelecer uma corrente mínima durante a soldagem. Dois osciloscópios Digitalscope VKS260-16 monitoram tensão e corrente de soldagem. O primeiro registra corrente e tensão em função do tempo e o segundo, corrente contra tensão.

O metal de adição empregado foi um aço de baixa liga com 1% Ni e 0,4% Mo (OERLIKON CARBOFIL NiMo1), cujas características, fornecidas pelo fabricante, são apresentadas nas tabelas 3.1 e 3.2.

As composições químicas dos metais de base empregados nos testes DSC (depósito sobre chapa) e SM (solda multipasses) estão apresentadas na tabela 3.3. O metal de base empregado nos testes SM atende à especificação API 5LX gr 65. Suas principais propriedades mecânicas estão apresentadas na tabela 3.4.

### **3.1 - INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO E DO GÁS DE PROTEÇÃO NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE SOLDA**

O estudo das influências da pressão e do gás de proteção na composição química do metal depositado foi efetuado pela análise de depósitos sobre chapa (DSC) na forma de cordões depositados na posição plana, sobre superfícies previamente revestidas por solda em duas camadas (figura 3.2), operação esta executada na pressão atmosférica, com o mesmo consumível, e utilizando Ar-18%CO<sub>2</sub> como gás de proteção. As duas camadas de revestimento foram depositadas a 1 bar para minimizar custos e tempo de soldagem. As pressões absolutas de teste foram: 51 bar, 71 bar, 91 bar e 111 bar. Em cada pressão foram empregados os seguintes gases de proteção: He-0,1%O<sub>2</sub>, He-0,5%O<sub>2</sub>, He-0,1%CO<sub>2</sub>, He-0,2%CO<sub>2</sub>, He-0,5%CO<sub>2</sub>, He-0,8%CO<sub>2</sub>, obtendo-se pressões parciais máximas de 0,88bar de CO<sub>2</sub> e 0,55bar de O<sub>2</sub>. Misturas à base de He foram escolhidas por questão de disponibilidade e custo. O gás de câmara empregado foi o gás de mergulho TRIMIX (He-5%N<sub>2</sub>-1%O<sub>2</sub>), por razões de ordem unicamente econômica: disponibilidade em larga escala e pelo fato do sistema de recuperação de gás existente ser capaz de operar, somente, com gases a base de He. As condições de teste são apresentadas na tabela 3.5.

### **3.2 - INFLUÊNCIAS DA PRESSÃO E DO GÁS DE PROTEÇÃO NA MICROESTRUTURA E NA TENACIDADE DO METAL DE SOLDA**

O estudo das influências da pressão e do gás de proteção na microestrutura e na tenacidade do metal de solda foi efetuado pela análise de soldas multipasses (SM) sobre chanfro em "V" representado na figura 3.3. A matriz de testes é apresentada na tabela 3.6. As juntas foram soldadas na posição plana, em seis camadas, com transferência metálica por curto-circuito. Cada camada foi depositada com oscilação lateral do eletrodo de borda a borda do chanfro, técnica de soldagem empregada com o objetivo de reproduzir a técnica mais adequada para aplicação de métodos de seguimento de junta em soldagem robotizada, onde as paredes do chanfro são importantes referenciais no sensoriamento, tanto utilizando sensores a arco elétrico quanto sensores óticos a laser. Os parâmetros de soldagem específicos para cada camada e as vazões do gás de proteção empregados estão apresentados nas tabelas 3.7 e 3.8. As soldas multipasses foram executadas nas pressões de 1 bar, 51 bar, 71 bar, 91 bar e 111 bar em atmosfera de TRIMIX ou argônio puro. Os gases de proteção empregados foram argônio puro ou misturas Ar+O<sub>2</sub>. As razões que levaram à utilização do TRIMIX como gás de câmara são as mesmas apontadas

anteriormente, embora deva ser lembrado que em soldagem totalmente automatizada, sem assistência de mergulhador, o argônio puro como gás de câmara apresenta vantagens em relação ao hélio puro e misturas a base de hélio, pelo seu menor custo e menor condutividade térmica. Alguns testes foram executados sob atmosfera de argônio puro para isolar efeitos de contaminação do gás de proteção com nitrogênio e oxigênio oriundos do gás de câmara (TRIMIX) e para representar as condições de um reparo real.

### **3.3 - TESTES E ANÁLISES DAS SOLDAS**

As soldas DSC e SM foram analisadas por espectrometria de massa para 16 elementos e por um sistema LECO para determinação de C, O e N.

Foram determinadas as seguintes propriedades mecânicas:

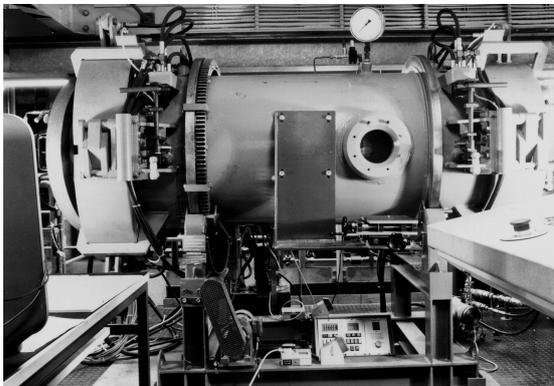
- energia absorvida pelo metal de solda no ensaio Charpy a  $-20^{\circ}\text{C}$ , com entalhe posicionado no centro do cordão (quatro corpos-de-prova para cada solda);
- dureza Vickers medida em corpos-de-prova Charpy, carga de 1 kgf, por meio de impressões alinhadas e igualmente espaçadas, paralelamente ao entalhe Charpy e ao longo de toda sua extensão, conforme ilustrado na figura 3.4.

As análises metalográficas por microscopia ótica (MO) foram efetuadas em dez amostras (tabela 5.11), em pontos imediatamente vizinhos a um dos vértices de cada impressão de dureza, conforme ilustrado na figura 3.4. As análises metalográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram efetuadas em mesmas regiões observadas por MO, tomando como referência os vértices das impressões de dureza. Como cada camada do metal de solda foi depositada com uma energia de soldagem diferente, com este método foi possível identificar a energia de soldagem e o tipo de região do metal de solda no local onde foi feita cada impressão de dureza e, portanto, correlacionar a microestrutura com estas variáveis. A quantificação das microestruturas foi executada em MO (em um campo correspondente a cada uma das impressões de dureza) pela aplicação de uma grade de 100 pontos sobre as imagens digitalizadas, seguindo metodologia adaptada àquela proposta pelo International Institute of Welding (IIW) [70] e apoiada em outros trabalhos [69,71]. As quantidades relativas de região colunar e de região reaquecida foram determinadas nos mesmos corpos-de-prova, através de medições dos somatórios dos comprimentos de cada região, no microscópio ótico, ao longo da direção das impressões de dureza na região central da solda. A microscopia eletrônica de varredura foi empregada, como ferramenta auxiliar, na identificação das microestruturas e também na identificação de microfases, na análise fractográfica das superfícies de fratura dos corpos-de-prova Charpy e na medição da fração de área de

inclusões. Esta medição das inclusões foi efetuada com os recursos de análise de imagens do MEV, com aumento de 4000X. As amostras para observação em MO foram polidas utilizando técnica convencional com pasta de diamante e atacadas com nital 2%. As mesmas amostras foram, em seguida, metalizadas com ouro, como preparação para a observação em MEV.



**(A)**



**B)**



**C)**

Fig. 3.1 – Câmara D-10. A) vista geral. B) vista frontal. C) painel de controle.

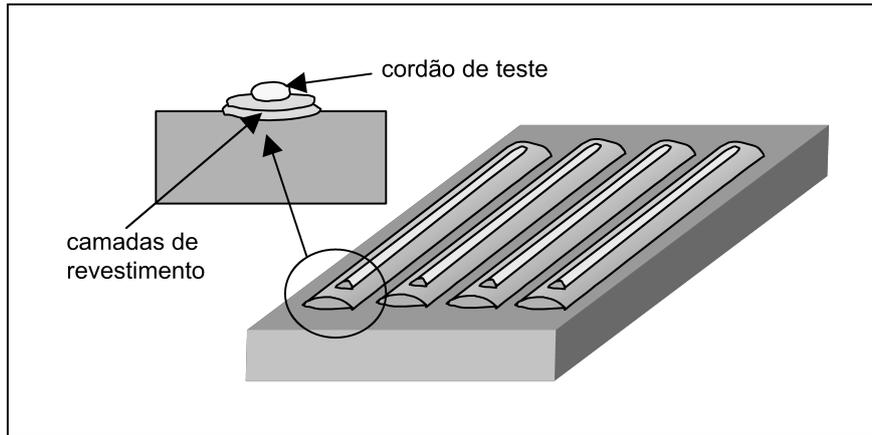


Fig. 3.2 – Esquema de soldagem dos cordões para análise química do metal depositado.

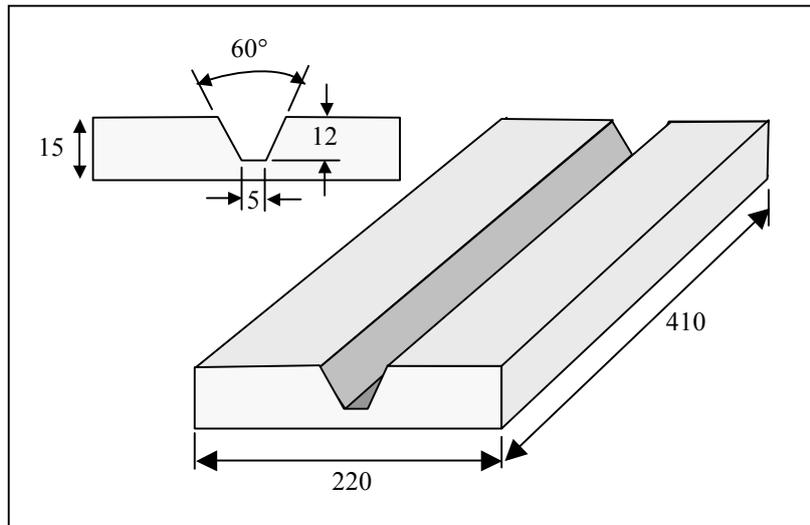
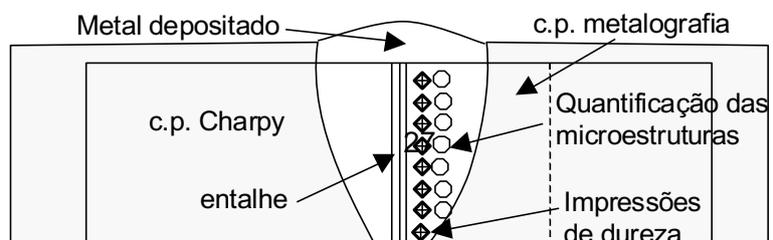


Fig. 3.3 – Junta para soldas multipasses.



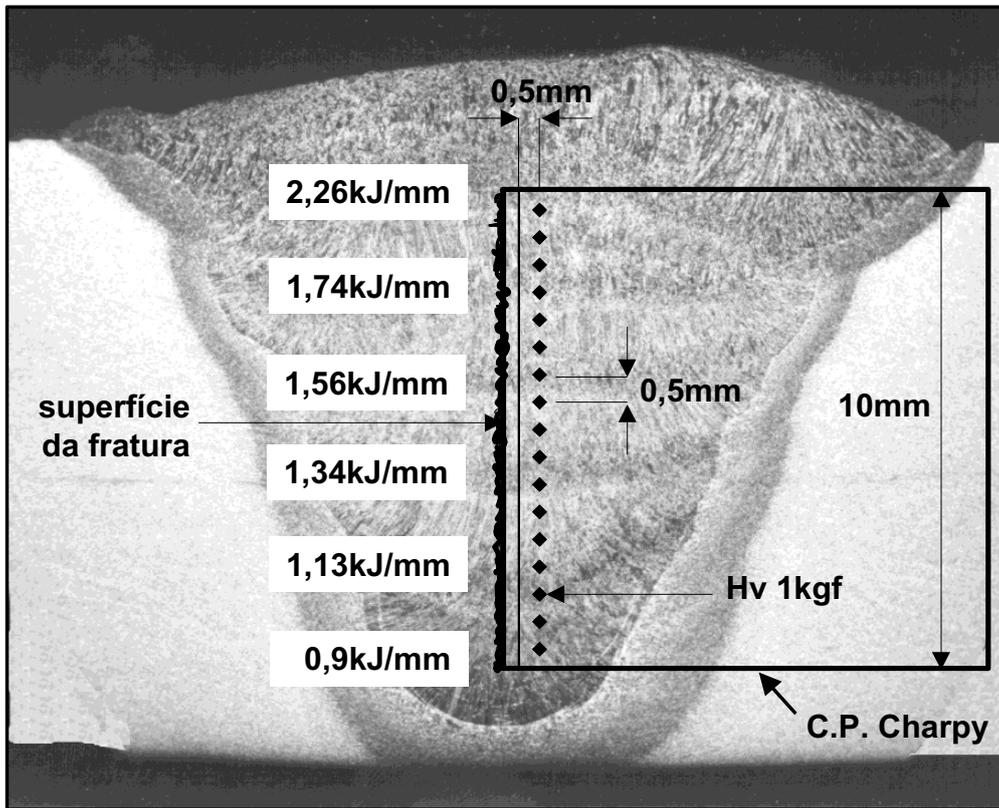


Fig. 3.4 – Localização do corpo-de-prova Charpy e da amostra metalográfica nas juntas soldadas com indicação das impressões de dureza e dos locais de quantificação das microestruturas.

TABELA 3.1 – Propriedades mecânicas do metal depositado, segundo o fabricante do arame.

L.E.(MPa)	L.R.(MPa)	Al(%)	Energia Charpy -20°C (J)
>640	710-780	>18	>80

TABELA 3.2 – Composição química do arame e do metal depositado, com gás de proteção Ar-18% CO<sub>2</sub>, segundo o fabricante do arame (% em peso).

	C	Si	Mn	Ni	Mo	Ti
ARAME	< 0,10	0,6	1,8	1,0	0,4	0,15
METAL DEPOSITADO	0,05-0,08	0,3-0,5	1,5-1,7	1,0	0,4	<0,10

TABELA 3.3 – Composição química dos metais de base (% em peso).

	C	Si	Mn	O	Ni	Mo	Ti	P	S	Al	Nb	V
G	0,14	0,30	1,5	-	-	-	-	0,012	0,01	0,044	0,041	0,09
B	0,16	0,37	0,5	0,015	0,03	0,02	0,00	0,001	0,01	0,018	0,003	0,001

TABELA 3.4 – Propriedades mecânicas do metal de base em testes SM.

Material	L.E.(MPa)	L.R.(MPa)	Al(%)
Chapa G	561	695	23

Chapa G : metal de base para soldas multipasses.

TABELA 3.5 - Variáveis de soldagem nos testes DSC.

Pressão (bar)	Gás de Proteção	Vazão (g/min)
111	He-0,1CO <sub>2</sub>	110
111	He-0,2CO <sub>2</sub>	115
91	He-0,2CO <sub>2</sub>	127
91	He-0,1CO <sub>2</sub>	100
71	He-0,1CO <sub>2</sub>	100
71	He-0,2CO <sub>2</sub>	120
51	He-0,2CO <sub>2</sub>	100
51	He-0,1CO <sub>2</sub>	90
111	He-0,5CO <sub>2</sub>	110
111	He-0,8CO <sub>2</sub>	123
91	He-0,8CO <sub>2</sub>	145
91	He-0,5CO <sub>2</sub>	110
71	He-0,5CO <sub>2</sub>	120
71	He-0,8CO <sub>2</sub>	130
51	He-0,5CO <sub>2</sub>	100
51	He-0,8CO <sub>2</sub>	100
111	He-0,1O <sub>2</sub>	120
111	He-0,5O <sub>2</sub>	130
91	He-0,5O <sub>2</sub>	145
91	He-0,1O <sub>2</sub>	125
71	He-0,1O <sub>2</sub>	115
71	He-0,5O <sub>2</sub>	120
51	He-0,5O <sub>2</sub>	90
51	He-0,1O <sub>2</sub>	85
51	He-0,1CO <sub>2</sub>	85
51	He-0,2CO <sub>2</sub>	85
51	He-0,5CO <sub>2</sub>	90
51	He-0,8CO <sub>2</sub>	90

Tensão em vazio: 88 V                      Velocidade de soldagem: 200 mm/min  
 Amplitude de oscilação: 5 mm            Velocidade de oscilação: 1200 mm/min  
 Corrente de soldagem: 170 A a 180 A                      Tensão: 40 V  
 Extensão de arame: 15 mm             $I_{min} = 80$  A                      Gás de câmara: TRIMIX

Tabela 3.6 – Matriz de testes de soldas multipasses.

CP	GC	%O <sub>2</sub>	bar	ppO <sub>2</sub>
G17	TRIMIX	0	1	0
H10	TRIMIX	0	51	0
H12	TRIMIX	0	71	0
H14	TRIMIX	0	91	0
H16	TRIMIX	0	111	0
H17	Atmosfera	0	1	0
H18	TRIMIX	0	111	0
H19	Argônio	0	51	0
H20	Argônio	0	91	0
H21	Argônio	0	111	0
H22	TRIMIX	0	71	0
H24	TRIMIX	0,3	111	0,333
H25	TRIMIX	1	111	1,11
H26	TRIMIX	1	51	0,51
H27	TRIMIX	0,6	111	0,666
H28	TRIMIX	0,6	51	0,306
H30	TRIMIX	0,3	91	0,273
H31	TRIMIX	0,6	91	0,546
H32	TRIMIX	0	71	0
H33	TRIMIX	0,6	71	0,426
H34	TRIMIX	0,3	71	0,213
H35	TRIMIX	0,3	51	0,153
H36	TRIMIX	1	71	0,71
H37	TRIMIX	1	51	0,51
H38	TRIMIX	1	111	1,11
H39	TRIMIX	1	91	0,91

Tabela 3.7 - Parâmetros de soldagem nas soldas multipasses.

Camada	Corrente média (A)	Tensão do arco média (V)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Amplitude de oscilação (mm)	Velocidade de oscilação (mm/min)
1	140 a 150	23 a 27	250	4	500
2	140 a 150	23 a 27	200	8	1200
3	140 a 150	23 a 27	170	10	1200
4	140 a 150	23 a 27	145	12	1200
5	140 a 150	23 a 27	130	14	1200
6	140 a 150	23 a 27	100	18	1200

Diâmetro do arame: 1,2mm.

Extensão de arame: 15 mm.

Não foi utilizado pré-aquecimento e a temperatura entre passes foi mantida próxima à temperatura ambiente.

Tabela 3.8 - Vazão do gás de proteção nas pressões de teste (soldas multipasses).

Pressão (bar)	01	51	71	91	111
Vazão de gás (g/min)	25	410	470	500	540

#### 4 - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE SOLDA

As influências da composição do gás de proteção e da pressão na composição química do metal depositado são apresentadas nas tabelas 4.1 e 4.2 e no gráficos das figuras 4.1 a 4.8. As variações dos teores dos principais elementos químicos do metal de solda, tanto nos testes DSC quanto nos testes SM, estão relacionadas à pressão parcial do oxigênio ( $ppO_2$ ), em todos os gráficos. Quando comparados os resultados de composição química das soldas SM com os das soldas DSC, sob misturas gasosas Ar- $O_2$ , nas figuras 4.3 a 4.8, constata-se uma diferença importante entre eles. Como foram empregados diferentes métodos analíticos em cada um, atribui-se tal diferença a erro experimental sistemático na análise química das soldas SM em relação aos resultados de Mn, Si, Ni, Mo, Ti e Al. Entretanto tal erro não implica avaliações errôneas desde que sejam consideradas, apenas, variações de composição em função da  $ppO_2$  e não valores absolutos. Os resultados referentes às influências do  $CO_2$ , apresentados nos mesmos gráficos, são restritos aos testes DSC e estão relacionados à pressão parcial de  $CO_2$  ( $ppCO_2$ ).

Na soldagem com gás de proteção contendo  $O_2$  há a indicação de que, com exceção do oxigênio, os teores dos demais elementos presentes no metal de solda não são substancialmente afetados pela  $ppO_2$  (figuras 4.1 a 4.8). Em alguns casos, a grande dispersão dos resultados dificulta a interpretação. Dentre as causas desta dispersão estão fatores intrínsecos ao processo e dependentes da pressão tais como instabilidade do arco e perdas eventuais de eficiência da proteção gasosa e, por outro lado, fatores de natureza estatística, já que não houve repetição da análise química em nenhuma amostra. Para os gases contendo  $CO_2$ , as variações são semelhantes ao caso anterior observando-se, entretanto, o aumento do teor de carbono com o aumento da  $ppCO_2$ . As equações que correlacionam o teor de oxigênio no metal de solda em função das pressões parciais foram obtidas por técnicas de regressão, utilizando o programa ORIGIN 5.0, e são apresentadas na figura 4.1.

Numa primeira análise concernente à absorção de oxigênio pelo metal de solda, considerando as elevadas pressões parciais empregadas nos presentes experimentos, merecem atenção os baixos níveis de oxigênio atingidos no metal de solda, assim como as pequenas variações de Mn, Si, C, Ti e Al no metal de solda com o aumento da  $ppO_2$ . Estes resultados não estão em concordância com dados apresentados na literatura por Grong e Christensen [72], Coe e Moreton [46] e Sato et al. [47,48] nos quais, em soldagem atmosférica, os níveis de oxigênio absorvido são maiores e ocorre redução acentuada nos teores de elementos desoxidantes com o

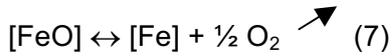
aumento da pressão parcial de oxigênio. Em consequência, se mostrou necessário buscar uma explicação para tais diferenças por meio de uma análise mais aprofundada dos resultados relativos à absorção de oxigênio pelo metal de solda, efetuada a seguir, onde os resultados obtidos são comparados com as previsões baseadas nos modelos de absorção deste elemento estabelecidos na literatura e com resultados experimentais em soldagem atmosférica obtidos na literatura [46-48,72]. Foram incluídos, também, resultados em soldagem hiperbárica de outros autores: Terlinde et al. [38], Szelagowski et al. [73] e Coe e Moreton [46].

Nos experimentos cujo gás ativo é o oxigênio, os resultados mostraram que o teor de oxigênio no metal de solda cresce com o aumento da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção com a tendência de estabilização em torno de 0,06% de oxigênio (figura 4.1). Considerando que foram atingidas pressões parciais da ordem de 1bar, o que equivale a soldar com oxigênio puro em condições atmosféricas, os resultados obtidos estão abaixo dos valores reportados na literatura quando da soldagem em condições atmosféricas. No sentido de melhor analisar os resultados experimentais obtidos no presente trabalho, estes são apresentados na figura 4.9, juntamente com os de outros pesquisadores, obtidos nas condições de soldagem mostradas na tabela 4.3.

Observa-se na figura 4.9 nítida diferença entre os resultados em soldagem atmosférica e soldagem hiperbárica. Em soldagem atmosférica tanto a taxa de crescimento do oxigênio no metal de solda (Oms) quanto a quantidade máxima de oxigênio absorvida pelo metal de solda em relação à pressão parcial de oxigênio no gás de proteção ( $ppO_2$ ) são superiores. No caso da absorção pelo ferro puro, o teor máximo absorvido tende ao limite de solubilidade deste elemento no ferro líquido em equilíbrio com o óxido de ferro (da ordem de 0,25%), em temperaturas imediatamente acima da temperatura de fusão do ferro. No caso de aços, a ação dos elementos desoxidantes reduz tanto a taxa de absorção quanto a quantidade máxima absorvida. Por outro lado, em soldagem hiperbárica, os resultados obtidos permitem constatar taxa de crescimento do Oms inferior e o teor deste elemento tende a estabilizar em valor aproximadamente quatro vezes menor. Estas observações sugerem que os mecanismos de absorção de oxigênio são distintos ou, em outras palavras, que a pressão induz algum efeito adicional dentre os fenômenos que regem a absorção de oxigênio pelo metal de solda e que a pressão parcial de oxigênio isoladamente não é capaz de explicar o aumento da quantidade de oxigênio absorvida pelo metal de solda quando a pressão é aumentada.

Poucos estudos sobre o processo MIG/MAG, com arame sólido, relacionando pressão, volume de oxigênio no gás de proteção e composição química do metal

depositado estão disponíveis na literatura [38,46]. Coe e Moreton (46) modelaram o fenômeno com base no tratamento termodinâmico clássico das reações metal-gás na poça de fusão:



Sendo a constante de equilíbrio K expressa por:

$$K = a_{\text{Fe}} \times p_{\text{O}_2}^{1/2} / a_{\text{FeO}} \quad (8)$$

Onde:

a = atividade

e a energia livre de Gibbs  $\Delta G^0$  expressa por:

$$\Delta G^0 = - 4,574 T \log K \quad (9)$$

e

$$\Delta G^0 = 55620 - 10,83 T \quad (10)$$

Atribuindo valores típicos de atividade, considerando a temperatura de reação de 1600°C e combinando as equações anteriores obtém-se:

$$O_{\text{ms}} = 0,0726 (p_{\text{O}_2})^{0,5} \quad (11)$$

A equação (11), lançada na figura 4.9 está mais próxima de representar os resultados de soldagem hiperbárica e profundamente discrepante dos resultados de soldagem atmosférica. Pelo fato de desconsiderar a participação dos elementos desoxidantes, notadamente Mn e Si, esta equação deveria oferecer o melhor ajuste em relação aos resultados de Sato et al. [47,48] para metal de solda de ferro puro. Uma razoável explicação para a origem de tais discordâncias é que o tratamento clássico para estimar a quantidade de oxigênio absorvida pelo metal líquido, baseado nas reações metal-gás, não é suficiente para modelar o fenômeno quando em condições de soldagem com presença de arco elétrico. Nesta situação a modelagem é mais complexa e outros fatores deveriam ser considerados tais como o modo de transferência metálica, a absorção de oxigênio e as reações de oxidação durante a fase de transferência e a influência de fases metálicas no estado gasoso (formação de fumos por evaporação). Uma contribuição importante para esta discussão foi oferecida por Grong e Christensen [72]. Estes autores, trabalhando com misturas Ar+O<sub>2</sub> com até 30% de oxigênio, analisaram as composições de metais de solda depositados por arame sólido de aço C-Mn, com transferência por curto-circuito, em duas condições distintas. Na primeira (condição A), que corresponde a uma soldagem convencional, o metal de solda foi composto de 21 passes estreitos dispostos em 6 camadas. Na

segunda (condição B), o metal de solda foi coquilhado por meio de depósito na forma de tira (passe único), sobre um disco rotativo de cobre, refrigerado com água, de modo a evitar a formação de poça de fusão e, conseqüentemente, as reações químicas metal-gás na poça de fusão. O teor de oxigênio presente no metal de solda na condição A é crescente com a  $ppO_2$  (figura 4.9). Os resultados obtidos na condição B, que não estão apresentados aqui, foram em média superiores em 0,05% com taxa de crescimento semelhante. Os resultados das análises de C, Mn e Si das soldas na condição A [72] são apresentados nas figuras 4.10 a 4.12, juntamente com os resultados do presente trabalho e de outros pesquisadores [38,46-48,73]. Nos resultados de soldas multipasses nas condições atmosféricas observa-se que os teores de C, Mn e Si decrescem acentuadamente com o aumento da  $ppO_2$ . Nas soldas coquilhadas (condição B) os teores de C e Si apresentam pequeno decréscimo e o teor de Mn não varia com o aumento da  $ppO_2$ . Nas soldas hiperbáricas, com o aumento da  $ppO_2$ , o teor de C mantém-se praticamente constante, o teor de Si sofre um decréscimo pouco perceptível e o teor de Mn não varia. Para melhor visualização, a variação qualitativa dos elementos O, C, Mn e Si com o aumento da pressão parcial de  $O_2$  são apresentadas em quadro resumo a seguir do qual depreende-se que, nas soldas atmosféricas convencionais, parte importante do processo de desoxidação é realizado na poça de fusão e que, quanto às perdas de Mn e Si, as soldas hiperbáricas guardam maior semelhança com as soldas coquilhadas.

	Condição A Soldas atmosféricas Multipasses [72]	Condição B Soldas atmosféricas Coquilhadas [72]	Soldas hiperbáricas [38,46,73] e presentes resultados
%O	↗ acentuado	↗ acentuado	↗ moderado
%C	↘ acentuado	↘ moderado	constante
%Mn	↘ acentuado	constante	constante
%Si	↘ acentuado	↘ moderado	↘ pouco perceptível

O comportamento do titânio deve também ser analisado pelo fato de ser o mais poderoso desoxidante presente e desempenhar importante papel na desoxidação do metal de solda. Os resultados apresentados na figura 4.7 mostram que o teor deste elemento no metal de solda é invariante e sempre muito baixo, comparado com o seu teor no arame (0,15%). Cabe observar que o titânio apresentou comportamento semelhante nos experimentos de Terlinde et al. [38], onde foi utilizado um arame C-Mn-Si. Assim, os resultados obtidos no presente trabalho sugerem que o titânio

presente no arame é quase totalmente consumido nos estágios de formação e transferência das gotas metálicas, independentemente da atmosfera envolvente. Isto indica que o titânio não atua na desoxidação da poça de fusão e que a função de desoxidação na poça de fusão seria exercida pelos elementos Mn e Si. Embora seja difícil explicar, com os resultados experimentais disponíveis, porque dentre os elementos desoxidantes Ti, Mn e Si apenas o titânio é consumido nos estágios que precedem a formação da poça de fusão, o comportamento deste elemento levaria a que os teores de manganês e silício do metal de solda decrescessem com o aumento da pressão parcial de oxigênio, o que não foi experimentalmente observado. A hipótese de que o titânio tenha sido integralmente consumido durante a transferência metálica encontra algum reforço nos resultados de EDS de cinco inclusões presentes em superfícies de fratura de corpos-de-prova Charpy e de duas pequenas amostras de fina porção de escória removida de superfície de solda (tabela 4.4). Nesta tabela observa-se um teor de titânio extremamente baixo, tanto nas inclusões quanto na escória analisadas. Deve-se ressaltar, entretanto, que a confiabilidade destes poucos resultados isolados pode ser questionada por não fazerem parte de experimentos planejados e que os resultados obtidos fornecem apenas indicação de uma tendência que necessita de confirmação.

Os resultados da composição química do metal depositado e as considerações até aqui apresentados indicam uma clara distinção entre a evolução dos teores de O, C, Mn e Si do metal depositado em condições hiperbáricas em relação à soldagem atmosférica, sugerindo que a pressão influencia a absorção do oxigênio por um mecanismo adicional, que passa a ser dominante em relação aos mecanismos já estudados nas condições atmosféricas. Na seqüência deste capítulo é apresentada uma linha de argumentação a partir dos presentes resultados e contendo dados da literatura, com o objetivo de justificar tal ocorrência e de sugerir um modelo qualitativo capaz de explicá-la. Esta investigação tem como caminho natural a análise das influências da pressão nas características do arco elétrico e nos fenômenos físicos e químicos envolvidos na transferência metálica.

Sob pressão crescente o arco elétrico no processo MIG/MAG sofre alterações de várias naturezas, conforme descrito no item 2.2.2. A constrição do arco, com conseqüentes reduções da seção da coluna do arco e das áreas anódica e catódica, resulta em aumento da temperatura nestas regiões. Em conseqüência, cresce a taxa de evaporação do metal na ponta do eletrodo e na poça de fusão, o que parcialmente explica o aumento de condutibilidade elétrica do arco. Embora os mecanismos relacionados à emissão de vapores metálicos em soldas sob pressão não tenham sido ainda suficientemente estudados, a ocorrência de taxa de evaporação mais acentuada

em soldagem hiperbárica está inequivocamente confirmada experimentalmente [10,42,44]. Burril e Levin [44], trabalhando com gás de proteção Ar+2%O<sub>2</sub> e transferência metálica por pulverização, relatam aumento de fumos e respingos acima de 11 bar, escurecendo a coluna do arco. Perdas por evaporação e respingos superiores a 50% do peso de arame fundido foram estimados, pelos mesmos autores, na soldagem a 22 bar. Há indicações de que a taxa de geração de fumos cresce com o aumento do teor de oxigênio no gás de proteção. Gray et al. [74] comprovam esta influência na soldagem de aços inoxidáveis em condições atmosféricas.

Trabalho recente de Richardson et al. [43] apresenta importantes considerações sobre influências da pressão no comportamento do arco em altas pressões (até 250 bar). Em polaridade direta, sob pressão de 1 bar, o jato de plasma flui de forma estável do eletrodo em direção à poça de fusão. Com o crescimento da pressão, a área de emissão do eletrodo se concentra na superfície da gota em crescimento e tem início a formação de fluxo de plasma a partir da mancha anódica, que tem sua área progressivamente reduzida. Sob pressões elevadas, intensifica-se o fluxo de plasma a partir da região anódica com a tendência de equivalência entre ambos os fluxos (figura 4.13). Estando o aumento do fluxo de plasma associado ao aumento da taxa de evaporação, é razoável supor que a ação do gás ativo sobre ambas as superfícies líquidas é então dificultada pela proteção promovida pelas camadas de vapor metálico cujas frentes emergem continuamente destas superfícies. Em consequência, o mecanismo de absorção de oxigênio pode ser governado não mais pelas reações de oxidação, mas sim pela difusão do oxigênio através destas camadas gasosas e sua modelagem quantitativa se torna bastante complexa. De acordo com os estudos de Corderoy et al. [75], em soldagem MIG/MAG de aços sob proteção gasosa de Ar+O<sub>2</sub> com até 20% de O<sub>2</sub>, as perdas de Mn e Si na ponta do arame podem ser governadas pela difusão do oxigênio atômico através de uma camada de vapor metálico estacionária que envolve a gota de metal líquido. Segundo estes autores, em soldagem atmosférica com proteção gasosa de Ar+5%O<sub>2</sub> a correspondente taxa de difusão é da ordem de 0,01 g/s.cm<sup>2</sup> para a temperatura do plasma de 5000 °C. Por outro lado, a taxa de evaporação do ferro, na pressão atmosférica, calculada na temperatura de ebulição deste elemento (3343 K) é da ordem de 0,5 g/s.cm<sup>2</sup>, caindo para valores da ordem de 0,04 g/s.cm<sup>2</sup> a 2273 K. Com base nestes dados, e considerando o efeito adicional do aumento da taxa de evaporação com a pressão, é razoável considerar que em soldagem hiperbárica a taxa de evaporação metálica seja superior à de difusão do oxigênio, significando que a evaporação impõe uma barreira à migração do oxigênio em direção à superfície de metal líquido. Em soldagem hiperbárica o mecanismo proposto por Corderoy para a

gota em formação na extremidade do arame pode ser estendido à poça de fusão, onde a temperatura aumenta com o acréscimo da pressão. Esta hipótese encontra suporte nos resultados de soldagem hiperbárica sob proteção de Ar+O<sub>2</sub> analisados, onde os teores de carbono, manganês e silício são praticamente independentes da pressão parcial de oxigênio.

Um questionamento que foi feito a respeito da significância da evaporação no processo de absorção de oxigênio em soldagem hiperbárica é que, se este modelo é válido, a maior taxa de evaporação nestas condições poderia promover perdas preferenciais de alguns elementos, resultando em alterações da composição química do metal de solda. Embora tal verificação não tenha sido possível a partir dos experimentos realizados neste trabalho, uma vez que a quantidade e a composição dos fumos produzidos não foram determinados, é possível enriquecer esta análise a partir de dados da literatura. Em soldagem atmosférica de aços C-Mn pelo processo MIG/MAG, os vapores metálicos são compostos preferencialmente por ferro e manganês [77]. Com o aumento da temperatura do metal líquido, ainda em pressão atmosférica, a diferença entre as taxas de evaporação do Mn e do Fe diminui, até que, para uma liga Fe-2% Mn, a 2500 K, as taxas de evaporação destes elementos se igualam [76]. Como em soldagem hiperbárica as temperaturas da poça de fusão e da gota aumentam com a pressão, seria razoável supor que haja variações nas taxas de evaporação do Fe e do Mn com conseqüentes influências na composição do metal de solda, no sentido de reduzir o teor de manganês. Entretanto, em condições hiperbáricas, mesmo com o aumento da quantidade de metal evaporado, existem indícios de que a variação das taxas de evaporação dos elementos Fe e Mn não são suficientes para influenciar de modo sensível a relação entre estes elementos no metal de solda. Richardson et al. [45] reportam que, na faixa de 78 bar a 250 bar, a composição química do metal depositado em atmosfera inerte de He ou Ar não variou com a pressão, e que as composições químicas do arame e do metal depositado foram semelhantes, coerentemente com a independência do teor constante de Mn em relação à pressão parcial de O<sub>2</sub> observada tanto no presente trabalho como nos dos outros autores referenciados.

Comportamento análogo ao da variação de Mn e Si do metal de solda em função da ppO<sub>2</sub> é observado nas soldas com proteção gasosa de CO<sub>2</sub>, tanto nos resultados experimentais obtidos no presente trabalho (figuras 4.1 a 4.8) quanto nos gráficos comparativos com os resultados de outros autores (figura 4.14), reforçando a hipótese de que os modelos que regem a absorção de oxigênio na soldagem atmosférica não podem ser diretamente aplicados à soldagem hiperbárica.

Cabe salientar que o modelo qualitativo ora proposto, que considera a evaporação como um fator determinante na absorção de oxigênio, não está suficientemente esclarecido com base nos resultados experimentais apresentados. Sua comprovação, de forma inequívoca, exige a realização de experimentos planejados para este objetivo, nos quais deverão ser analisados, adicionalmente, outros fatores, tais como a composição química e a quantidade de fumos gerados, a composição dos respingos, das escórias, e das gotas metálicas imediatamente antes do seu desprendimento na extremidade do arame. Tais experimentos não fizeram parte do planejamento do presente trabalho, cujo objetivo era avaliar as influências do gás de proteção na microestrutura e na tenacidade do metal de solda. Achou-se porém conveniente, no âmbito de um trabalho acadêmico, lançar uma discussão sobre resultados que, embora não totalmente esclarecidos, foram de certo modo explicados por um modelo proposto.

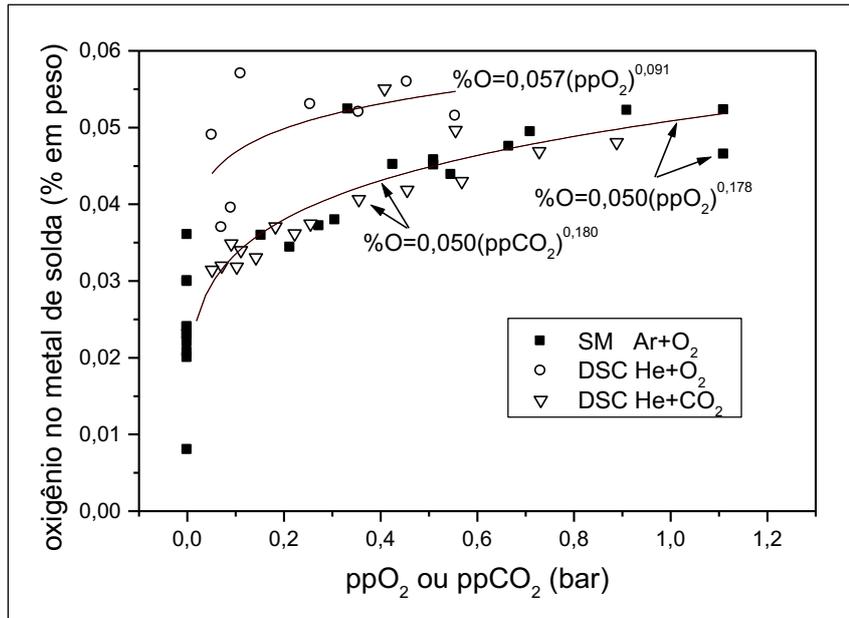


Fig. 4.1 – Teor de oxigênio no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

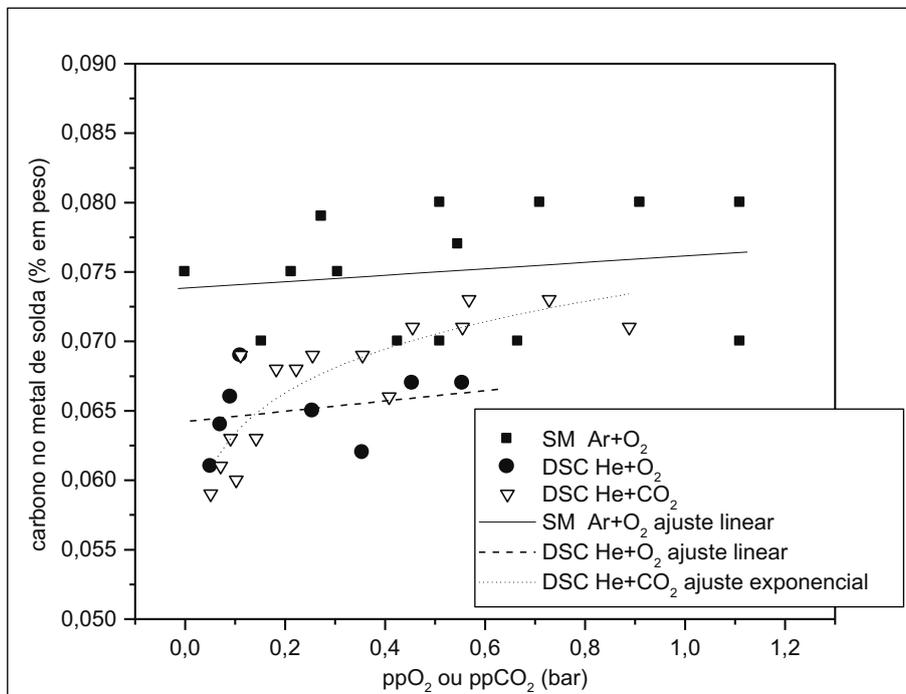


Fig. 4.2 – Teor de carbono no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

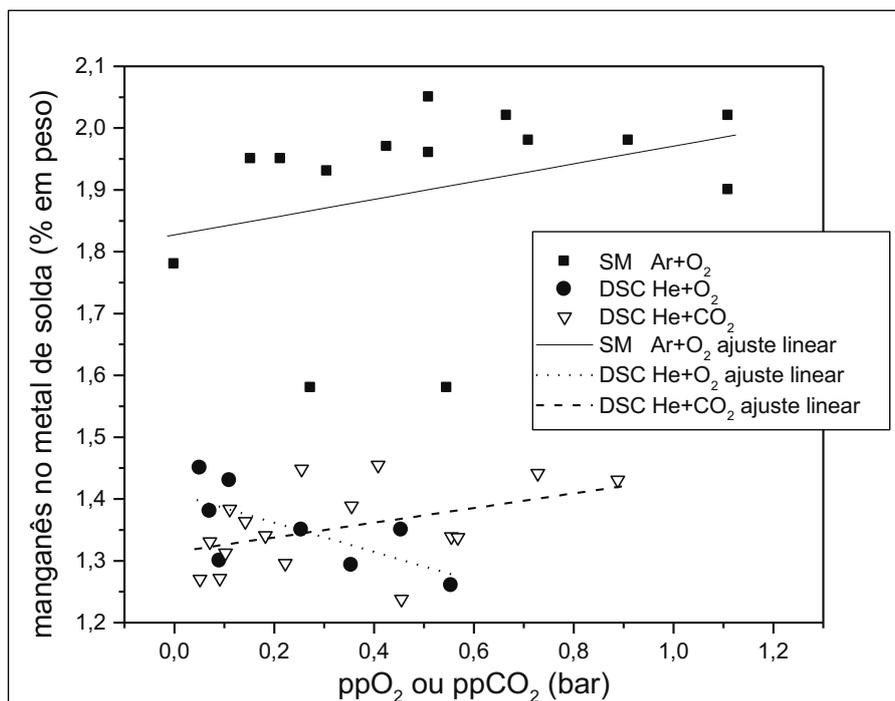


Fig. 4.3 – Teor de manganês no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

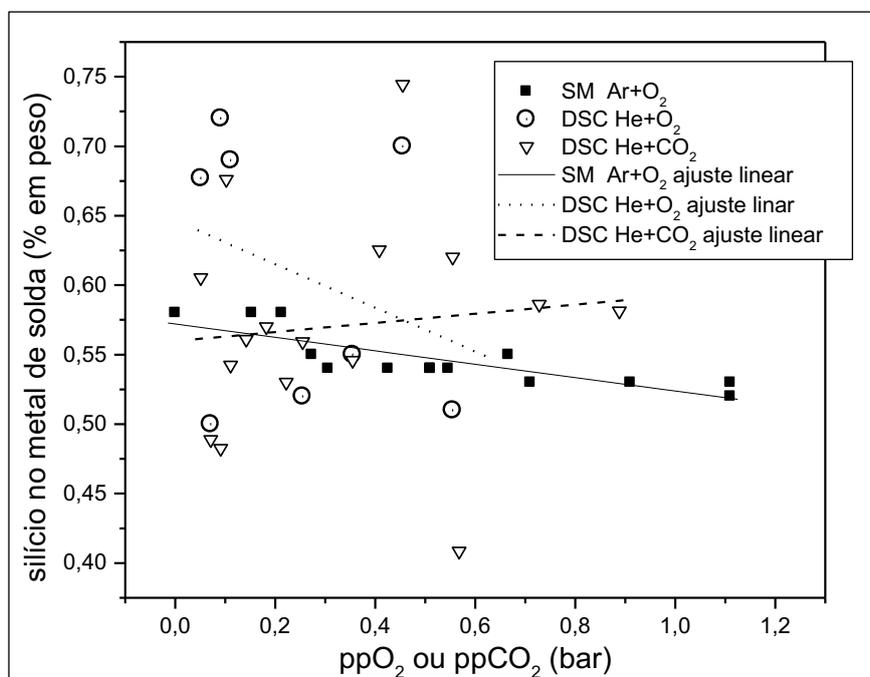


Fig. 4.4 – Teor de silício no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

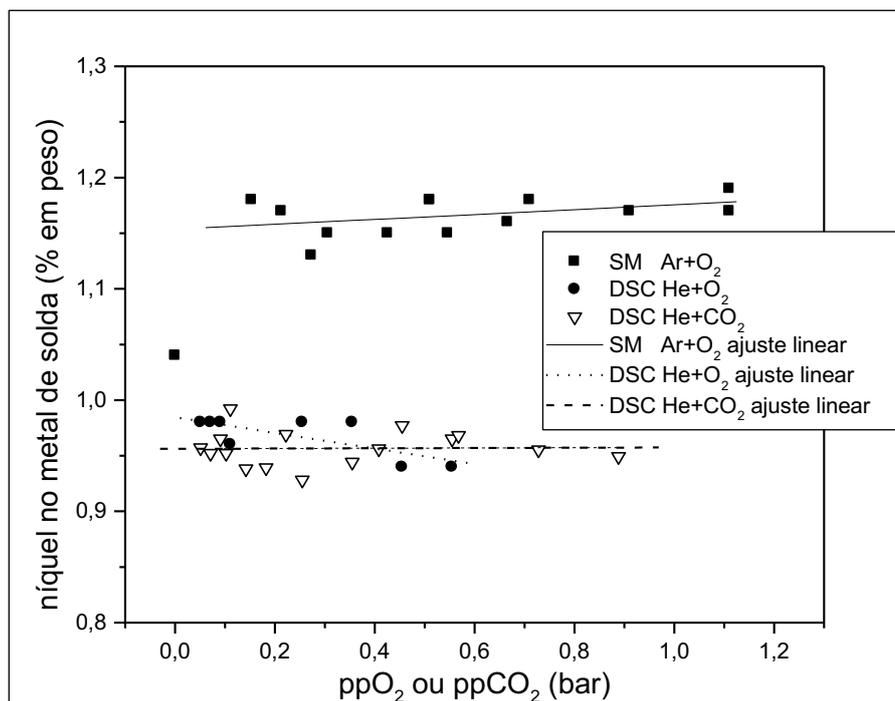


Fig. 4.5 – Teor de níquel no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

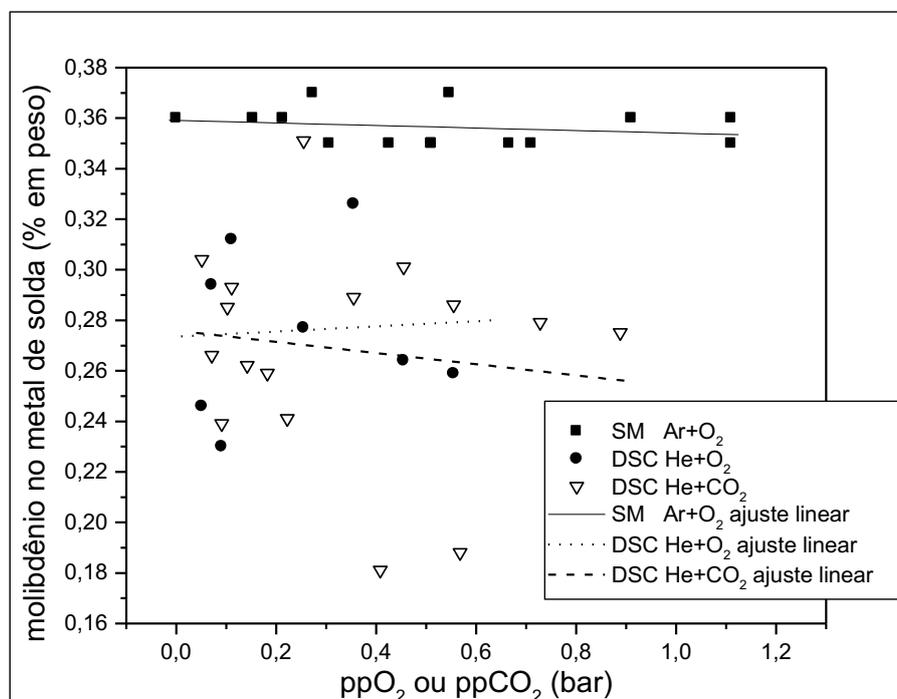


Fig. 4.6 – Teor de molibdênio no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

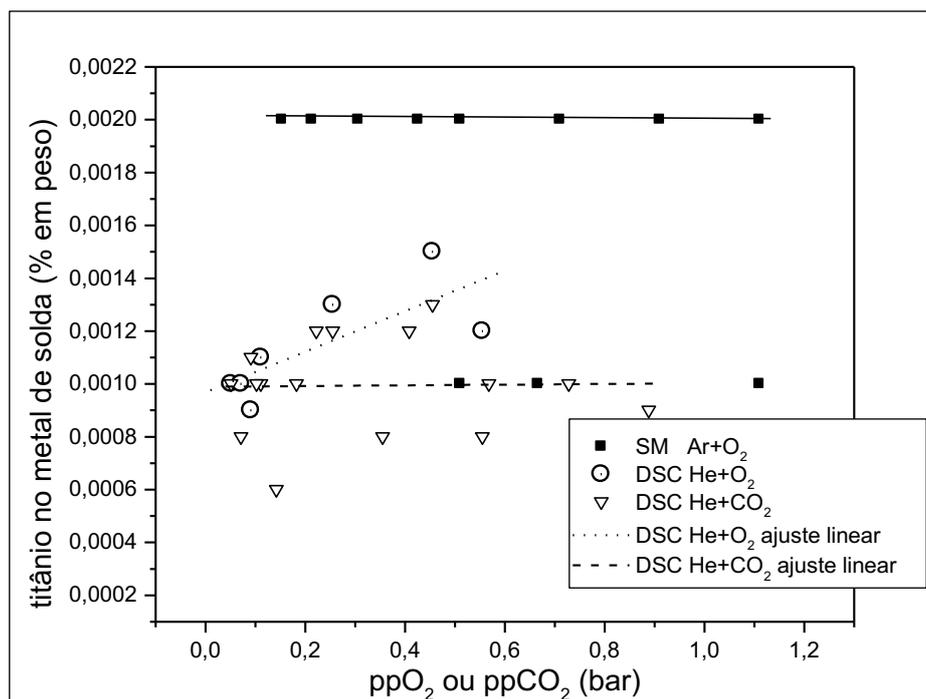


Fig. 4.7 – Teor de titânio no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

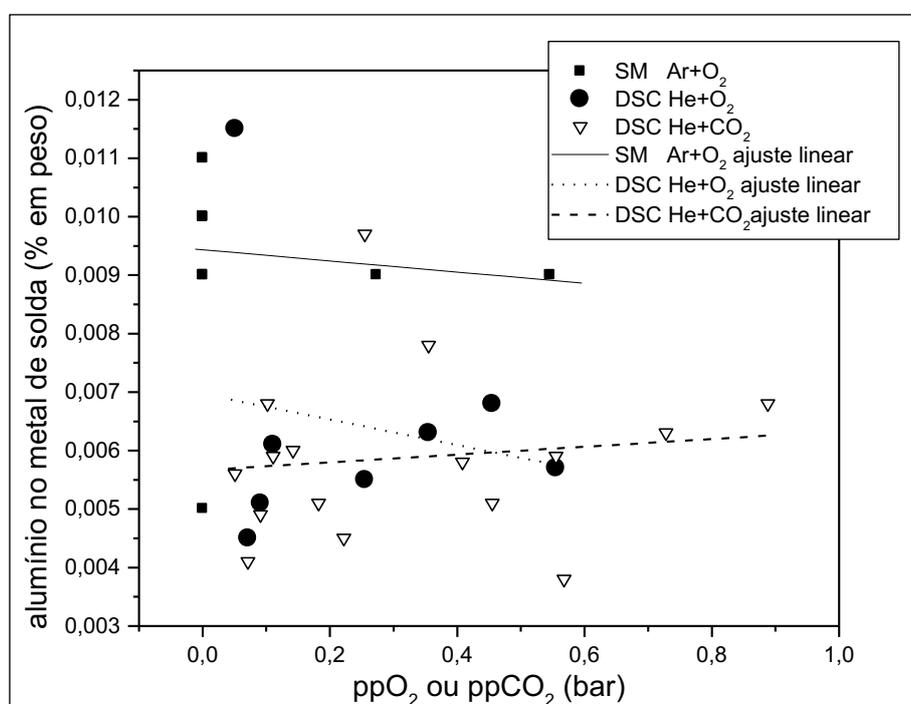


Fig. 4.8 – Teor de alumínio no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

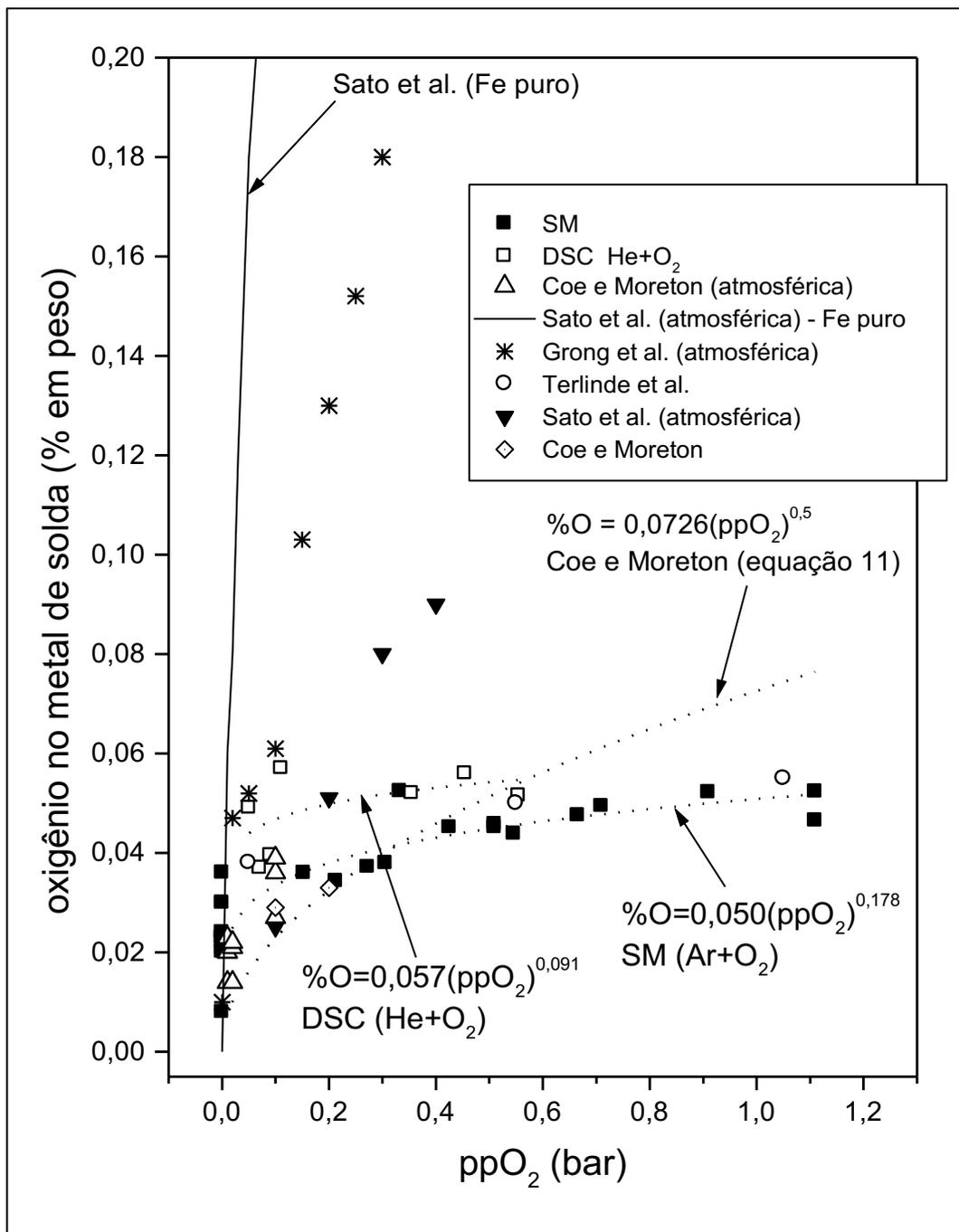


Fig. 4.9 - Teor de oxigênio no metal de solda em função da pressão parcial de O<sub>2</sub> (diversos autores).

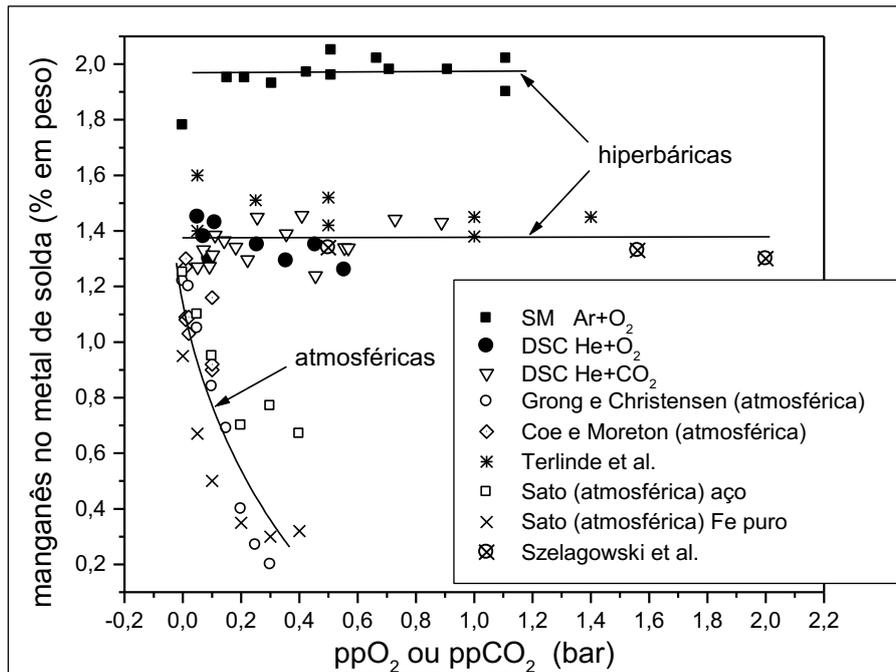


Fig. 4.10 - Teor de manganês no metal de solda em função das pressões parciais de  $O_2$  e  $CO_2$  no gás de proteção incluindo resultados de outros autores [38,46-48,72,73]. Obs: as curvas indicam apenas as tendências, para facilitar a visualização.

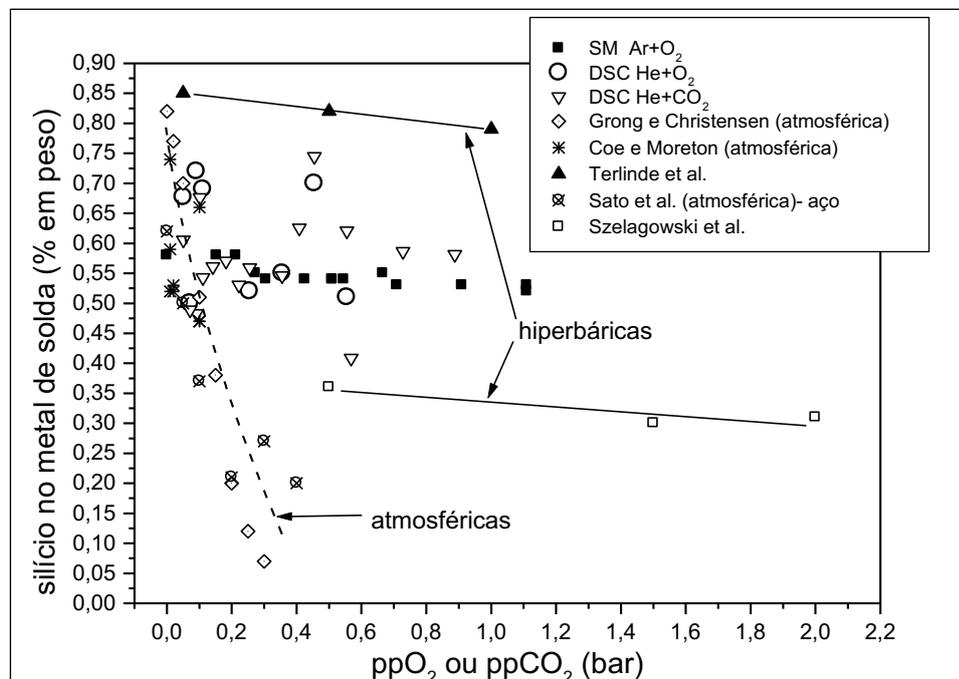


Fig. 4.11 - Teor de silício no metal de solda em função das pressões parciais de  $O_2$  e  $CO_2$  no gás de proteção incluindo resultados de outros autores [38,46,48,72,73]. Obs: as curvas indicam apenas as tendências, para facilitar a visualização.

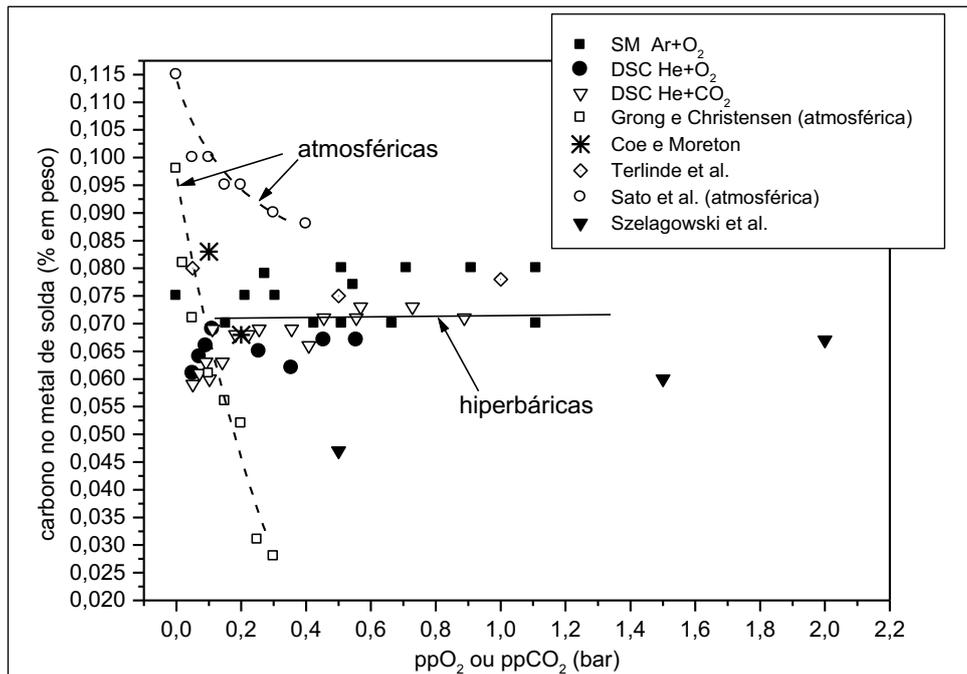


Fig. 4.12 – Teor de carbono no metal de solda em função das pressões parciais de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção incluindo resultados de outros autores [38,46,48,72,73]. Obs: as curvas indicam apenas as tendências, para facilitar a visualização.

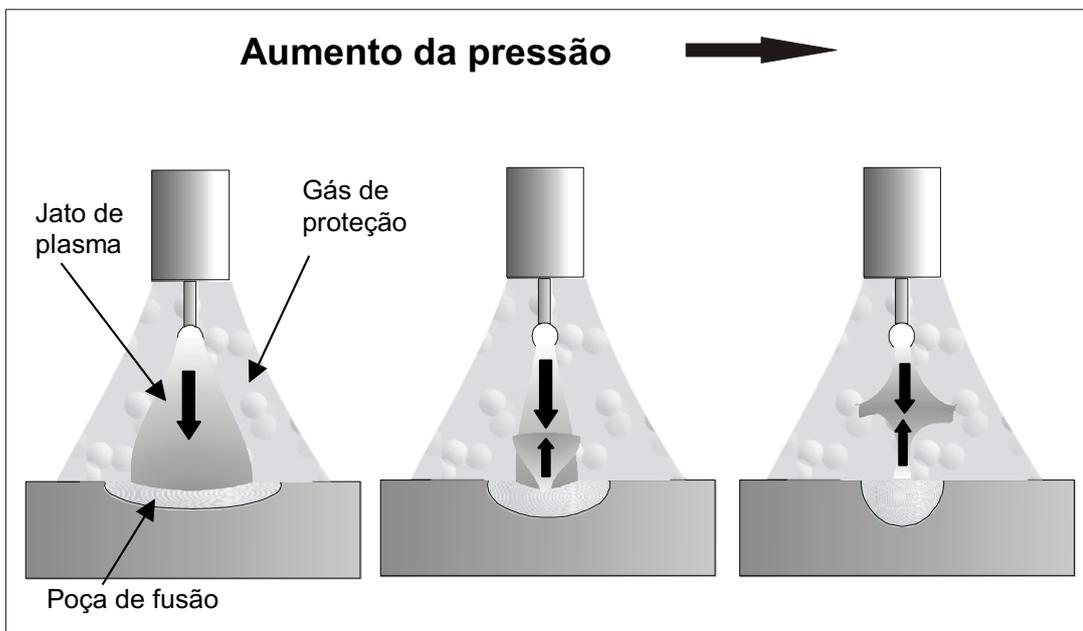


Fig. 4.13 – Influência da pressão no arco elétrico segundo Richardson et al. [43].

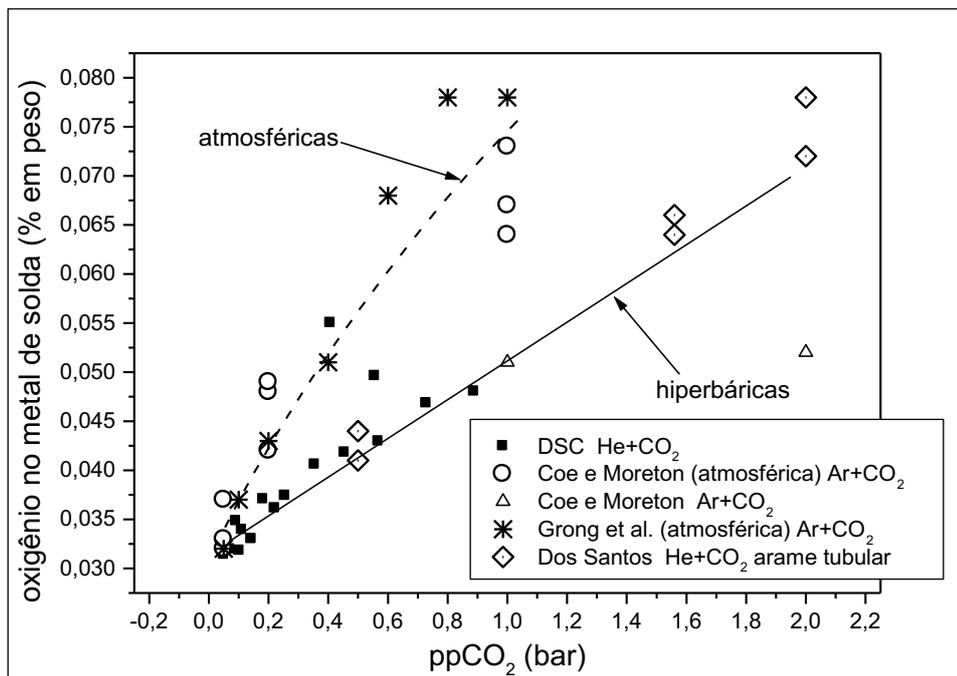


Fig. 4.14 - Teor de oxigênio no metal de solda em função da pressão parcial de CO<sub>2</sub> no gás de proteção incluindo resultados de outros autores [10,38,46].  
Obs: as curvas indicam apenas as tendências, para facilitar a visualização.

Tabela 4.1 - Composição química do metal de solda em testes DSC (% em peso) em relação à pressão (bar) e aos teores de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

CO <sub>2</sub> (%)	O <sub>2</sub> (%)	bar	O	N	C	Mn	Si	Ni	Mo	Ti	Al
-	0,5	51	0,053	0,0188	0,065	1,35	0,52	0,98	0,277	0,0013	0,0055
-	0,1	51	0,049	0,0188	0,061	1,45	0,677	0,98	0,246	0,001	0,0115
-	0,5	71	0,052	0,0226	0,062	1,2927	0,55	0,98	0,326	-	0,0063
-	0,1	71	0,037	0,0246	0,064	1,38	0,5	0,98	0,294	0,001	0,0045
-	0,5	91	0,05593	0,0095	0,067	1,35	0,7	0,94	0,264	0,0015	0,0068
-	0,1	91	0,03952	0,0086	0,066	1,3	0,72	0,98	0,23	0,0009	0,0051
-	0,5	111	0,05151	0,0108	0,067	1,26	0,51	0,94	0,259	0,0012	0,0057
-	0,1	111	0,057	0,0112	0,069	1,43	0,69	0,96	0,312	0,0011	0,0061
0,1	-	111	0,03395	0,0067	0,069	1,3833	0,5423	0,992	0,293	0,001	0,0059
0,2	-	111	0,03614	0,0072	0,068	1,2954	0,53	0,969	0,241	0,0012	0,0045
0,5	-	111	0,04963	0,0234	0,071	1,3387	0,6201	0,965	0,286	0,0008	0,0059
0,8	-	111	0,04805	0,0261	0,071	1,4302	0,5812	0,949	0,275	0,0009	0,0068
0,1	-	91	0,03485	0,0086	0,063	1,2714	0,4824	0,965	0,239	0,0011	0,0049
0,2	-	91	0,03707	0,0087	0,068	1,3403	0,57	0,939	0,259	0,001	0,0051
0,5	-	91	0,04183	0,0089	0,071	1,2375	0,7443	0,977	0,301	0,0013	0,0051
0,8	-	91	0,04686	0,0112	0,073	1,4409	0,5861	0,955	0,279	0,001	0,0063
0,1	-	71	0,03196	0,0122	0,061	1,3305	0,4886	0,952	0,266	0,0008	0,0041
0,2	-	71	0,03301	0,0114	0,063	1,3633	0,5608	0,938	0,262	0,0006	0,006
0,5	-	71	0,04061	0,0063	0,069	1,3882	0,5458	0,944	0,289	0,0008	0,0078
0,8	-	71	0,04297	0,0061	0,073	1,3375	0,4084	0,968	0,188	0,001	0,0038
0,1	-	51	0,03141	0,0084	0,059	1,2698	0,6052	0,957	0,304	0,001	0,0056
0,2	-	51	0,03182	0,0088	0,06	1,3125	0,6759	0,952	0,285	0,001	0,0068
0,5	-	51	0,03742	0,0095	0,069	1,4479	0,5591	0,928	0,351	0,0012	0,0097
0,8	-	51	0,05502	0,0084	0,066	1,4543	0,6252	0,956	0,181	0,0012	0,0058

Tabela 4.2 - Composição química do metal depositado em soldas multipasses  
(% em peso).

c.p.	O	N	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	V	W	Al
G17	0,008	0,006	0,075	1,78	0,58	0,016	0,011	1,04	0,009	0,36	-	0,006	0,015	0,005
H10	0,02	0,0043	0,1	1,8	0,56	0,018	0,013	0,95	0,053	0,31	0,001	0,03	0,021	0,021
H12	0,036	0,0132	0,092	1,63	0,58	0,017	0,013	1,06	0,04	0,36	0,0001	0,011	0,005	0,01
H14	0,023	0,0058	0,09	1,72	0,61	0,017	0,012	1,14	0,051	0,36	0,0001	0,012	0,005	0,011
H16	0,024	0,0063	0,085	1,79	0,59	0,018	0,013	1,13	0,04	0,36	0,0001	0,012	0,005	0,01
H18	0,024	0,0047	0,095	1,63	0,55	0,019	0,013	0,98	0,04	0,35	0,0001	0,012	0,025	0,009
H19	0,03	0,004	0,066	1,76	0,6	0,019	0,013	1,15	0,042	0,37	0,0001	0,011	0,005	0,011
H20	0,022	0,004	0,077	1,71	0,59	0,019	0,015	1,12	0,04	0,37	-	0,009	0,005	0,01
H21	0,023	0,0044	0,076	1,68	0,58	0,018	0,013	1,1	0,041	0,36	0,0002	0,011	0,005	0,009
H22	0,0299	0,006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H24	0,0523	0,0056	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H25	0,0522	0,0043	0,07	2,02	0,52	0,014	0,01	1,17	0,009	0,35	0,001	0,012	0,006	-
H26	0,0450	0,0044	0,07	2,05	0,54	0,015	0,01	1,18	0,011	0,35	0,002	0,011	0,006	-
H27	0,0475	0,0062	0,07	2,02	0,55	0,015	0,01	1,16	0,011	0,35	0,001	0,014	0,015	-
H28	0,0379	0,0046	0,075	1,93	0,54	0,013	0,001	1,15	0,009	0,35	0,002	0,009	0,006	-
H30	0,0371	0,0083	0,079	1,58	0,55	0,018	0,013	1,13	0,009	0,37	0,0004	0,009	0,005	0,009
H31	0,0438	0,0058	0,077	1,58	0,54	0,018	0,014	1,15	0,009	0,37	0,0003	0,005	0,006	0,009
H32	0,0207	0,0044	0,08	1,57	0,58	0,018	0,013	1,14	0,01	0,37	0,0004	0,01	0,005	0,01
H33	0,0451	0,0051	0,07	1,97	0,54	0,014	0,009	1,15	0,01	0,35	0,002	0,01	0,006	-
H34	0,0343	0,0059	0,075	1,95	0,58	0,014	0,009	1,17	0,006	0,36	0,002	0,009	0,008	-
H35	0,0359	0,0049	0,07	1,95	0,58	0,016	0,01	1,18	0,009	0,36	0,002	0,01	0,006	-
H36	0,0494	0,0055	0,08	1,98	0,53	0,014	0,01	1,18	0,011	0,35	0,002	0,01	0,006	-
H37	0,0457	0,0050	0,08	1,96	0,54	0,013	0,009	1,18	0,009	0,35	0,001	0,011	0,006	-
H38	0,0465	0,0043	0,08	1,9	0,53	0,015	0,01	1,19	0,01	0,36	0,002	0,01	0,006	-
H39	0,0521	0,0058	0,08	1,98	0,53	0,015	0,009	1,17	0,01	0,36	0,002	0,011	0,007	-

Tabela 4.3 - Condições de soldagem consultadas na literatura (diversos autores).

	Grong e Christensen (31)	Coe e Moreton (29)	Terlinde et al. (95)	Sato et al. (15)	Sato et al. (13)	Szelagowski et al. (113)
Processo	MAG	MAG	MAG	MAG	MAG	Arame tubular
Pressão (bar)	1	1	1 a 30	1	1	27,5 a 46
Gás de proteção	Ar+ 0 a 30% O <sub>2</sub>	Ar+1 a 10% O <sub>2</sub>	Ar+5%O <sub>2</sub>	Ar+O <sub>2</sub>	Ar+O <sub>2</sub>	He+1,1 a 7,5% CO <sub>2</sub>
Metal de base	aço	aço	aço	aço	Fe puro	aço
Arame %C	0,097	0,05 a 0,11	-	0,10	0,008	-
Arame %Mn	1,52	1,11 a 1,5	-	1,35	0,028	-
Arame %Si	0,83	0,50 a 0,78	-	0,78	0,017	-
Arame %O	0,02	0,009 a 0,02	-	0,004	0,007	-
Arame %Ti	-	0,01 a 0,4	-	-	-	-
Arame %Al	-	0,007 a 0,13	-	-	0,001	-
Corrente (A)	90 a 100	175 a 200	-	250	250	-
Tensão (V)	24 a 26	17,5 a 23	-	25	25	-

Tabela 4.4 - Análises por EDS.

Amostra	Oms <sup>(1)</sup> (%)	Al%	Si%	Fe%	Mn%	Mo%	O%	Ni%	Ti%	V%
G17 <sup>(2)</sup> fratura	0,008	4,61	8,55	57,8	6,78	0,05	14,43	0,93	0,13	0,00
H21 <sup>(2)</sup> fratura	0,023	3,06	11,63	34,83	22,61	0,24	26,23	0,25	0,41	0,04
H21 <sup>(2)</sup> fratura	0,023	3,90	3,35	76,34	5,18	0,00	9,67	0,74	0,00	0,00
H35 <sup>(2)</sup> fratura	0,036	4,47	11,76	38,44	23,52	0,00	20,50	0,37	0,05	0,04
H35 <sup>(2)</sup> fratura	0,036	3,10	7,86	59,26	15,03	0,00	13,21	0,85	0,02	0,04
Escória <sup>(3)</sup>	-	1,56	16,04	11,92	42,91	0,00	25,69	0,01	0,00	0,18
Escória <sup>(3)</sup>	-	1,46	20,95	2,37	33,75	0,00	38,37	0,00	0,13	0,14

<sup>(1)</sup> análise do oxigênio no metal de solda (LECO)

<sup>(2)</sup> análise de inclusão em superfície de fratura

<sup>(3)</sup> análise de amostra de escória colhida sobre cordão de solda

## **5 – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL**

A metodologia de identificação e classificação microestrutural foi baseada naquela proposta pelo IIW [70]. Em função das particularidades constatadas nas presentes amostras, adotou-se a seguinte classificação de constituintes e microfases:

FA – ferrita acicular

FSNA – ferrita com segundas fases não alinhadas

FSA – ferrita com segundas fases alinhadas

FP – ferrita primária

FW – ferrita de Widmanstätten

AFC – agregado ferrita-carbeto de localização intergranular

AFCi - agregado ferrita-carbeto de localização intragranular

M – martensita

A-M – constituinte A-M

C - carbeto

A identificação e a quantificação dos constituintes microestruturais foi buscada, inicialmente, pela observação direta através da lente ocular. A identificação dos constituintes foi freqüentemente dificultada pela resolução limitada da microscopia ótica, face aos detalhes microestruturais a serem observados e, principalmente, por especificidades das amostras estudadas. A observação com aumento de 500x não se mostrou suficiente para identificar inequivocamente a microestrutura. Por outro lado, o emprego de maiores aumentos (1000x) também apresentou limitações dada a pouca representatividade do campo observado em relação à microestrutura como um todo. O recurso então empregado foi o de executar um processo de aprendizado para identificar a microestrutura por microscopia ótica com auxílio da microscopia eletrônica de varredura. Assim, pela observação por MEV com maiores ampliações (até 4000x) de mesmos campos observados por MO, foi possível identificar as diferentes microestruturas presentes, para então proceder à análise quantitativa por MO. As figuras 5.1 a 5.5 ilustram as microestruturas típicas do metal de solda observadas por ambas as técnicas. Por meio deste processo foi possível esclarecer algumas dúvidas. Certas estruturas alinhadas, embora inicialmente parecessem tratar-se de martensita, são na verdade estruturas bainíticas e foram classificadas como ferrita com segundas fases alinhadas. Este processo permitiu, ainda, melhor identificar os agregados ferrita-carbeto de ocorrência intragranular.

A quantificação da microestrutura foi efetuada na tela do computador sobre imagens digitalizadas. Os resultados obtidos estão apresentados nas tabelas 5.1 a

5.11. O método de amostragem, apresentado na figura 3.4, permitiu, ainda, correlacionar a microestrutura com a energia de soldagem, com a dureza e com as regiões do metal de solda. Foram consideradas como regiões do metal de solda: região colunar (RC), região reauecida de grãos grosseiros (RRGG) e região reauecida de grãos finos (RRGF).

As microestruturas representativas, obtidas por MO neste trabalho, com as respectivas descrições, são apresentadas nas figuras 5.6 a 5.17. Somente em algumas figuras uma micrografia eletrônica, com maior ampliação, é acrescentada com o objetivo de melhorar a compreensão por meio da visualização de detalhes da microestrutura. Cabe observar que apenas uma parte das regiões observadas por MO foram exploradas por MEV. Os resultados da metalografia quantitativa são apresentados nas tabelas 5.1 a 5.11 e nos gráficos das figuras 5.18 a 5.29.

As microestruturas nas três regiões do metal de solda variam em função do teor de oxigênio do metal de solda e da energia de soldagem. Para ilustrar estas influências, as figuras 5.6 a 5.17 apresentam as microestruturas correspondentes a dois níveis de energia de soldagem (baixo-1,1 kJ/mm e alto-1,7 kJ/mm), quatro níveis de oxigênio no metal de solda (0,008%, 0,020%, 0,036% e 0,047%) e às três regiões do metal de solda.

As regiões de grãos colunares são constituídas predominantemente de FA, FSA e FSNA. Já os constituintes FP, AFCi e FW ocorrem em menor quantidade. Nas microestruturas típicas de região colunar em metais de solda de aços C-Mn ou com pequenas adições de elementos de liga é comum a ocorrência de ferrita primária ao longo dos contornos de grão da austenita prévia e de ferrita acicular e ferrita com segundas fases no interior dos grãos colunares [55,78]. Nas microestruturas observadas no presente trabalho, entretanto, os contornos dos grãos colunares, da austenita prévia, são decorados com regiões de agregados ferrita-carbeto (AFC), sendo a ocorrência de FP nestes locais ocasional e em pequena quantidade. No interior dos grãos colunares, além dos constituintes FA, FSNA, FSA e FW, há ocorrência considerável de agregados ferrita-carbeto (AFCi). Estes agregados intragranulares apresentam-se ora na forma de regiões não resolvidas, mesmo com ampliações de até 4000X, ora na forma de finos carbeto alinhados ou randomicamente dispersos em matriz de ferrita ou, ainda, numa forma que se assemelha a uma ferrita acicular extremamente fina, sendo por esta razão diferenciados, neste trabalho, dos agregados ferrita-carbeto intergranulares. Os constituintes microestruturais da região colunar são apresentados nas figuras 5.1 a 5.3, 5.6, 5.9, 5.12 e 5.15.

As regiões reaquecidas de granulação fina e grosseira são constituídas predominantemente de FA, FSA e FSNA. Já os constituintes FP, AFCi e FW ocorrem em menor quantidade (figuras 5.4, 5.7, 5.8, 5.11, 5.13, 5.14, 5.16 e 5.17). O constituinte AFCi, de aspecto semelhante ao que ocorre na região colunar, pode ser melhor observado nas figuras 5.13A, 5.16A e 5.17B. As microestruturas de alguns trechos das regiões reaquecidas nas proximidades do passe de raiz, em decorrência de maior velocidade de soldagem e, conseqüentemente, menor energia de soldagem, apresentam estruturas alinhadas de placas com elevada razão de aspecto, claramente distintas da FSA e guardando pouca semelhança com estruturas martensíticas convencionais. As características morfológicas destas microestruturas permitem classificá-las como não difusionais. A observação em MEV, com ampliações de até 4000x, aliada a valores de dureza da ordem de 330 HV, indica tratar-se de estrutura martensítica (figuras 5.5, 5.10B e 5.11B). Observa-se ainda, nas mesmas figuras, a presença de carbeto finamente dispersos, indicativos de martensita auto-revenida. Sua ocorrência é mais acentuada em regiões reaquecidas de granulação grosseira de amostras de metais de solda que apresentam baixo teor de oxigênio, da ordem de 0,02%. Com o objetivo de reforçar estas considerações, é analisada, a seguir, a relação entre microestrutura e dureza. Os únicos constituintes que estão relacionados ao aumento de dureza, M e AFCi, têm sua influência apresentada na figura 5.30, onde observa-se a ocorrência de durezas mais elevadas quando é maior a presença destes constituintes. As relações de dureza com os demais constituintes mostraram resultados dispersos, sem qualquer tendência definida, e não estão aqui apresentados. Os maiores valores de dureza ocorrem nas soldas com baixo teor de oxigênio e nos passes depositados com baixas energias de soldagem (figura 5.31), onde predomina a estrutura martensítica. A figura 5.31 mostra a variação de dureza, num gráfico tridimensional, em função da energia de soldagem e do teor de oxigênio no metal de solda. A figura 5.32 compara perfis de dureza, com carga de 100g, em dois metais de solda com diferentes teores de oxigênio (0,020% e 0,038%). Estas medições fornecem resultados mais pontuais e, portanto, mais adequados para a avaliação de dureza de constituintes. Os perfis de dureza foram obtidos por medições ao longo do centro da solda partindo do passe de raiz varrendo trechos equivalentes em termos de energia de soldagem. Consta-se que as durezas do metal de solda de menor teor de oxigênio são sempre superiores e que atingem valores de até 330HV. Nestes pontos de maior dureza as impressões estão localizadas em RRG, onde predomina a estrutura martensítica.

As influências gerais do oxigênio do metal de solda na microestrutura estão representadas quantitativamente nos gráficos das figuras 5.18 e 5.19, onde são

lançadas as quantidades percentuais médias de cada constituinte na junta soldada, não se fazendo, portanto, distinção das regiões que compõem o metal de solda nem tampouco da energia de soldagem. Os constituintes mais influenciados pela variação do teor de oxigênio no metal de solda estão mostrados na figura 5.18A. A quantidade de FA decresce com o aumento do oxigênio. A quantidade de FSNA inicialmente decresce com o aumento de oxigênio, passa por um mínimo em torno de 0,02% O e cresce para teores de oxigênio superiores. As quantidades de M e AFCi evoluem de forma contrária, passando por um máximo em torno de 0,02% O. A evolução dos demais constituintes é apresentada na figura 5.18B, onde observa-se que as quantidades de FSA, FP, FW e AFC não são influenciadas significativamente pelo teor de oxigênio.

As influências da pressão parcial de oxigênio do gás de proteção na microestrutura estão apresentadas na figura 5.19 e, como esperado, seguem tendências semelhantes às daquelas das influências do oxigênio do metal de solda na microestrutura. O aumento da  $ppO_2$  resulta em significativo decréscimo de FA e acréscimo de FSNA, acompanhados de um discreto decréscimo do constituinte M. Os demais constituintes não são significativamente influenciados pela pressão parcial de oxigênio. Estes resultados foram apresentados com o objetivo de verificar a sua coerência com os resultados da evolução microestrutural relacionada ao teor de oxigênio do metal de solda. Deve-se considerar que a relação da quantidade de cada constituinte microestrutural com a  $ppO_2$  tende a ser menos precisa e mais dispersa que a relação com o oxigênio do metal de solda. Observa-se, na figura 5.19A, que nas soldas com argônio puro como gás de proteção ( $ppO_2=0$ ) as quantidades dos constituintes presentes variam consideravelmente. Isto pode ser explicado pelo fato de que embora a  $ppO_2$  tenha se mantido constante, os teores de oxigênio do metal de solda variaram de 0,008% a 0,03%, o que aponta para a existência de erro experimental relacionado ao processo de soldagem. A contaminação do gás de proteção pelo gás de câmara é apontada como a sua principal causa. Outros erros intrínsecos ao método de quantificação da microestrutura podem, ainda, contribuir para aumentar a dispersão destes resultados.

## **5.1 – PRESSÃO E MICROESTRUTURAS**

Com o objetivo de analisar isoladamente a influência da pressão na microestrutura estão apresentados nas figuras 5.20 e 5.21 gráficos tridimensionais que correlacionam microestrutura com a pressão e com o teor de oxigênio no gás de proteção para os constituintes que apresentam maior variação. Estes resultados

sugerem que a variação microestrutural é clara e fortemente dependente do teor de oxigênio no gás de proteção e, por outro lado, aparentemente pouco dependente da pressão no intervalo de 51 bar a 111 bar, mesmo considerando o número limitado de resultados. A influência da pressão nas transformações de fase se processa no sentido de estabilizar a fase de menor volume (princípio de Le Chatelier). Na transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  o aumento da pressão tende a estabilizar a fase  $\gamma$ , ou seja, retardar ou inibir a transformação da austenita em ferrita nos aços. No presente caso, acredita-se que as pressões de teste não são suficientemente elevadas para promover alterações perceptíveis dentro da capacidade de observação das ferramentas empregadas na presente investigação. Esta suposta independência, no intervalo 51 bar - 111 bar, entre microestrutura e pressão é reforçada, indiretamente, pela clara independência entre a pressão e a tenacidade, discutida no capítulo 6 e coerente com a previsão teórica obtida por tratamento termodinâmico clássico segundo Bhadeshia [79], apresentado a seguir. Segundo este autor, a pressão hidrostática causa retardo nas transformações martenítica e bainítica nos aços e desloca o diagrama TRC em direção a maiores tempos de transformação. Todas as transformações acompanhadas de redução de densidade são retardadas pelo aumento da pressão hidrostática de duas formas: reduzindo o coeficiente de difusão pelo decréscimo do volume livre disponível e alterando a energia livre de transformação. Um cálculo aproximado da variação da temperatura de transformação ( $dT$ ) em função da variação de pressão ( $dp$ ) pode ser efetuado pela equação de Clausius Clapeyron:

$$dp/dT = \Delta H / T \Delta V_m \quad (8)$$

onde:

$\Delta H$  = variação de entalpia da transformação de fase na temperatura  $T$

$\Delta V_m$  = mudança de volume molar na transformação de fase.

Aplicando valores característicos da transformação  $\gamma$ - $\alpha$  do ferro na equação 8, obtém-se a seguinte relação aproximada para expressar a variação da temperatura de transformação austenita-ferrita em função da pressão:

$$\Delta T = - 0,008 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{bar} \quad (9)$$

Assim, para a faixa de pressões empregadas nos presentes experimentos (1bar a 111bar) é esperada uma redução máxima da temperatura de transformação austenita-ferrita da ordem de 0,88  $^\circ\text{C}$ , considerada uma variação desprezível e

incapaz de provocar alterações microestruturais perceptíveis com os recursos da microscopia ótica.

## **5.2 - ENERGIA DE SOLDAGEM E MICROESTRUTURAS**

As figuras 5.22 a 5.25 apresentam a variação microestrutural em função da energia de soldagem e do teor de oxigênio no metal de solda. Os constituintes pouco influenciados pela variação da energia de soldagem são FSNA e FW (figuras 5.23A e 5.25B). Observa-se que nos constituintes que apresentam maior variação, ela é mais pronunciada-se nos baixos teores de oxigênio (da ordem de 0,02%) nos quais, com a redução da ES, os constituintes FSA, FP e FA são progressivamente substituídos por AFCi e M. Com relação aos metais de solda de altos teores de oxigênio, as variações mais significativas ocorrem nas quantidades de FSA, AFC e AFCi (figuras 5.22B, 5.23B e 5.24A). Com a redução da ES, aumenta a quantidade de AFCi e decrescem as quantidades de FSA e AFC. Análise das variações microestruturais considerando separadamente RC, RRG e RRGF e teor de oxigênio no metal de solda são efetuadas a seguir.

## **5.3 - REGIÕES DO METAL DE SOLDA E MICROESTRUTURAS**

Os resultados das medições das quantidades relativas de região colunar, região reauecida de grãos grosseiros e região reauecida de grãos finos são apresentados na tabela 5.12. Constata-se, em todas as amostras, a predominância das regiões reauecidas, que juntas totalizam 70% a 80%. A relação das quantidades de RC, RRG e RRGF com a tenacidade é apresentada e discutida no capítulo 6.

Nas regiões colunares, em condições de alta ES, os contornos de grão da austenita prévia são decorados com o constituinte AFC resultante da transformação da austenita enriquecida em carbono (figuras 5.6A, 5.9A, 5.12A e 5.15A). A influência do teor de oxigênio na microestrutura da região colunar (figuras 5.26 a 5.29) se dá no sentido de reduzir a quantidade de FA e aumentar a quantidade de FSNA, com o aumento do teor deste elemento. As quantidades de FP, AFCi e FW passam por um máximo para teores de oxigênio em torno de 0,02%, enquanto a quantidade de AFC passa por um mínimo.

Nas regiões colunares das camadas depositadas com baixa energia de soldagem, com o aumento do teor de oxigênio, a FA, predominante sob muito baixos teores de oxigênio (figura 5.6B), é parcialmente substituída por AFCi com pequena e

eventual ocorrência de M. Nos mais altos teores de oxigênio destaca-se a presença de FSA e FSNA (figuras 5.12B e 5.15B).

Nas regiões reaquecidas de granulação grosseira o constituinte predominante é a ferrita acicular nos baixos teores de oxigênio, em todos os níveis de energia de soldagem (figuras 5.7A e 5.7B). Em condições de alta energia de soldagem o aumento do teor de oxigênio favorece o decréscimo da FA e o aumento das quantidades de FSNA e AFCi (figuras 5.10A e 5.16A), com o desenvolvimento de granulações mais grosseiras e maior presença de FW. Em condições de baixa energia de soldagem o aumento do teor de oxigênio favorece o decréscimo da FA e o aumento das quantidades de FSA e AFCi (figuras 5.7B, 5.13B e 5.16B), com a predominância de estrutura martensítica somente quando o teor de oxigênio está em torno de 0,02% (figura 5.10B).

As regiões reaquecidas de granulação fina seguem tendência semelhante à anterior. Sob teores de oxigênio muito baixos, como 0,008%, a microestrutura é composta predominantemente de FA, independentemente da energia de soldagem (figuras 5.8A e 5.8B). Em condições de alta energia de soldagem as quantidades de FSNA e AFCi crescem com o aumento de teor de oxigênio (figuras 5.11A, 5.14A e 5.17A). Em condições de baixa energia de soldagem as quantidades de AFCi, FSA e FW crescem com o aumento do teor de oxigênio (figuras 5.11B, 5.14B e 5.17B).

Os resultados das análises quantitativas dos constituintes por região do metal de solda são apresentados nos gráficos das figuras 5.26 a 5.29, onde as quantidades de cada constituinte são lançadas em função do teor de oxigênio do metal de solda. Para avaliar a distribuição de cada constituinte nas três regiões foram traçadas as curvas limites do intervalo de confiança de 95% para uma ou mais regiões, permitindo verificar se os pontos relativos às outras regiões situam-se interna ou externamente aos intervalos traçados. Esta análise estatística foi realizada com os recursos do programa Origin 5.0. Em alguns gráficos, intervalos de confiança foram intencionalmente omitidos, quando desnecessários para a interpretação, objetivando facilitar a visualização. Com base no critério utilizado verifica-se que cada um dos constituintes FA, FSNA, FP e FW distribui-se igualmente nas diferentes regiões do metal de solda, RC, RRG e RRGF (figuras 5.26A, 5.27A, 5.27B e 5.29B). Nas mesmas figuras observa-se que com o aumento do teor de oxigênio a quantidade de FA decresce continuamente, a quantidade de FSNA cresce continuamente, as quantidades de FP e FW são máximas para teores de oxigênio da ordem de 0,03% e 0,02%, respectivamente. Os constituintes FSA, AFC e M distribuem-se desigualmente nas três regiões (figuras 5.26B, 5.28A e 5.29A). Os constituintes FSA e AFC ocorrem preferencialmente na região colunar e o constituinte M na região reaquecida de grãos

grosseiros. A FSA pouco varia com o teor de oxigênio do metal de solda, o AFC apresenta, na RC, um mínimo em torno de 0,03% e o constituinte M um máximo em torno de 0,02%. Embora a análise estatística não tenha sido realizada para o constituinte AFCi, os resultados apresentados na figura 5.28B sugerem uma tendência à distribuição preferencial deste constituinte na RRG. Fica evidente a presença de um máximo de AFCi em teores de oxigênio da ordem de 0,025%.

#### **5.4 - CONSIDERAÇÕES COMPLEMENTARES**

De um modo geral, a evolução microestrutural nas soldas hiperbáricas observada no presente trabalho se assemelha àquela em soldas atmosféricas reportadas na literatura quando relacionada ao teor de oxigênio no metal de solda de aços C-Mn e com adições de Mo e Ni [59,65,66,84], onde as características principais são a redução da quantidade de ferrita acicular e o aumento das quantidades de ferrita com segundas fases em função do aumento do oxigênio no metal de solda e, conseqüentemente, da quantidade de inclusões (figura 5.33). Entretanto, algumas ocorrências microestruturais características dos metais de solda obtidos no presente estudo merecem ser comentadas por apresentarem alguma diferenciação em relação às microestruturas de ocorrência mais freqüente em soldas atmosféricas multipasses em que não há variação da energia de soldagem e da largura dos cordões na seqüência de deposição de passes.

Algumas destas características microestruturais observadas podem ser compreendidas através da atuação dos elementos de liga níquel e molibdênio presentes no metal de solda. O molibdênio promove refino da microestrutura [55,80] e, provavelmente, restringe a formação de ferrita primária nos contornos de grão da austenita prévia. Estas influências do molibdênio se manifestam nas microestruturas observadas no presente trabalho, onde o nível de refinamento atingido dificultou algumas vezes a identificação de constituintes pela microscopia ótica. O refino da microestrutura foi acrescido, ainda, pelo efeito da presença de níquel no metal de solda [65,67,81-83].

A freqüente ausência de ferrita primária nucleada nos contornos de grão da austenita prévia, como observado no presente trabalho, tem sido apontada como conseqüência da presença de elementos formadores de carbetos que provocam um efeito de travamento da interface ferrita-austenita [55] retardando a transformação da austenita em ferrita alotriomórfica. Evans [80], coerentemente, relata a progressiva redução da quantidade de ferrita primária com o aumento do teor de molibdênio no metal de solda.

A formação de constituintes ricos em carbono nos contornos de grão da austenita prévia, classificados como AFC neste trabalho, não está relatada na literatura consultada e parece ser um evento de rara ocorrência, embora passível de uma justificativa teórica considerando a cinética da transformação austenita-ferrita e a distribuição do carbono na interface destas fases. A presença de AFC pode ser explicada pela segregação de carbono e molibdênio nestes contornos, o que também está em concordância com as considerações de Evans [80] sobre um efeito “memória” provocado pelo molibdênio devido à retenção da subjacente formação colunar. No resfriamento, pode ocorrer o enriquecimento de carbono nos contornos de grão da austenita prévia com a inibição da formação da ferrita alotriomórfica provocada pela presença do molibdênio segundo um mecanismo contrário ao que normalmente ocorre quando a austenita, à frente da interface de crescimento da ferrita, é enriquecida em carbono. Sob influência do molibdênio, a austenita se transformará retardadamente em ferrita e carbeto, observados neste trabalho na forma de agregados massivos conforme ilustrado nas figuras 5.2, 5.3 e 5.6A.

Os agregados ferrita-carbeto de localização intragranular (AFCi) são comumente encontrados em metais de solda de aço C-Mn e de baixa liga [62,80] mas são pouco estudados na literatura, tanto em relação aos seus mecanismos de formação quanto às suas influências nas propriedades mecânicas do metal de solda. A pouca importância atribuída a este constituinte pode ser interpretada pelo fato de ocorrer sempre em pequenas quantidades e, portanto, com pequena influência no comportamento mecânico das juntas soldadas. Abson e Evans [62], por exemplo, estudando influências do manganês e do oxigênio no metal de solda, constatam quantidades de agregados ferrita-carbeto da ordem de 5% e pouco dependentes dos teores destes elementos. No presente trabalho, entretanto, as quantidades de AFCi medidas são bem superiores, atingindo valores máximos da ordem de 20% quando o oxigênio do metal de solda é da ordem de 0,02% (figuras 5.18A e 5.28B). Análises aprofundadas sobre os mecanismos de formação deste constituinte não estão entre os objetivos deste trabalho, porém considera-se necessário discutir as causas de sua ocorrência em quantidades acima das usualmente observadas, o que é feito a seguir, e analisar sua influência na tenacidade do metal de solda, apresentada e discutida no capítulo 6. Sendo o agregado ferrita-carbeto produto de transformação da austenita em temperaturas inferiores às de formação da ferrita, sua formação está associada ao deslocamento do diagrama de transformação em resfriamento contínuo (TRC) em direção a maiores tempos de resfriamento, ou seja, aumento de temperabilidade e ao retardo da transformação austenita-ferrita. Diversos fatores presentes nos metais de

solda e nas condições de soldagem aqui empregados contribuem neste sentido tais como:

- a) aumento da temperabilidade provocada pela ação dos elementos Mn, Ni e Mo em solução sólida na austenita;
- b) inibição da transformação austenita – ferrita primária provocada pela presença do oxigênio (quando em teores da ordem de 0,02% a 0,03%) e pela presença do molibdênio;
- c) aumento da velocidade de resfriamento provocada pela maior vazão do gás de proteção utilizada em soldagem hiperbárica;
- d) aumento da velocidade de resfriamento nas primeiras camadas depositadas onde a energia de soldagem é menor e
- e) aumento do teor de carbono nas primeiras camadas depositadas onde a diluição do metal de base é maior em decorrência da menor amplitude de oscilação da tocha.

Uma explicação adicional para as grandes quantidades de AFCi encontradas é a existência de micro segregações de carbono e elementos de liga no metal de solda, possível de ocorrer em metais de solda ligados e notadamente sob influência do molibdênio [80].

Deve ser observado que as evoluções dos constituintes AFCi e M apresentam comportamento semelhante entre si quando analisada a variação de cada um deles em função do teor de oxigênio do metal de solda. Ambos os constituintes atingem quantidades máximas em torno de 0,02% deste elemento (figura 5.18A). Estes constituintes têm ainda em comum o aumento de suas quantidades com redução da energia de soldagem (figura 5.24) e a formação preferencial na região reauecida de grãos grosseiros (figuras 5.28B e 5.29A), caracterizando-se portanto, por condições de formação semelhantes. Ambos os constituintes se formam sob as mais altas velocidades de resfriamento favorecidos, ainda, por aumento de temperabilidade promovido pela aumento do tamanho de grão austenítico característico da RRG.

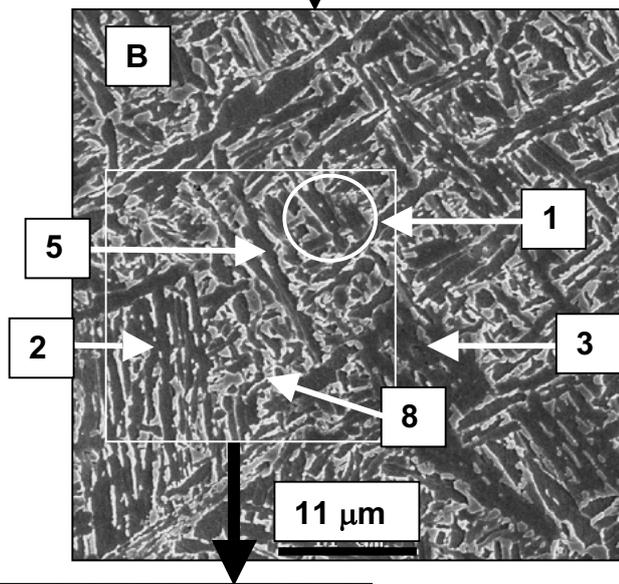
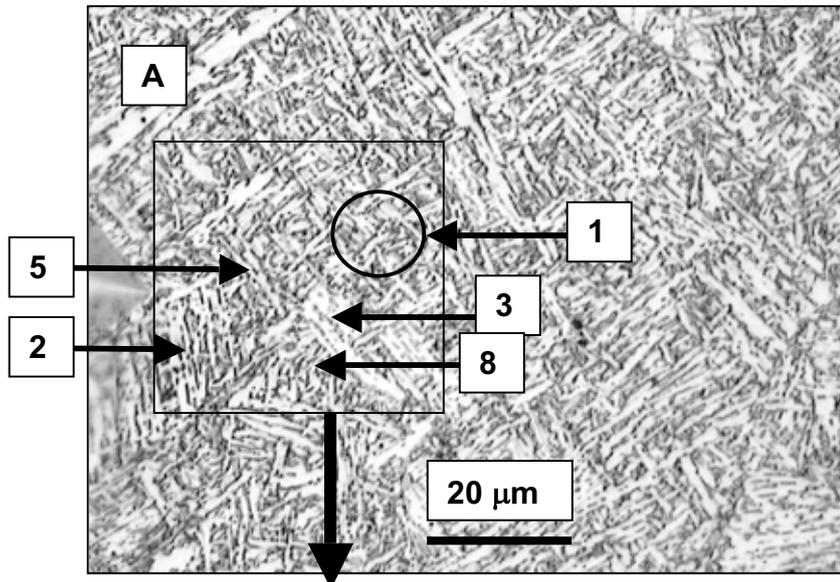
A variação de FA em função do teor de oxigênio do metal de solda (figura 5.18A) deve ser analisada em conjunto com as variações de AFCi e M para compreender o comportamento, aparentemente anômalo, constatado. Nesta figura observa-se que a quantidade de ferrita acicular decresce continuamente com o aumento do Oms, contrariamente ao comportamento previsto pela literatura, segundo o qual a quantidade de FA é máxima para teores de Oms da ordem de 0,02% a 0,03% [57,62-64]. O comportamento observado na figura 5.18A em relação à ferrita acicular pode ser explicado pela substituição deste constituinte por AFCi e M, que atingem valores máximos nesta mesma faixa de oxigênio. Caso os constituintes AFCi e M estivessem ausentes ou em pequena quantidade, como usualmente reportado, a

quantidade de FA sofreria um acréscimo concentrado na faixa de 0,02% a 0,03% de oxigênio, no sentido de tornar a referida variação da FA coerente com os dados da literatura.

Cabe ressaltar que na caracterização microestrutural realizada não foi contemplada a quantificação do constituinte A-M, embora seja conhecido que esta microfase, dependendo da sua quantidade e morfologia, pode contribuir para a redução da tenacidade do metal de solda [78,85]. Optou-se por não realizar este tipo de análise porque sendo o metal de solda formado por muitas regiões distintas, decorrentes das diferentes energias de soldagem empregadas, uma extensa amostragem seria necessária para quantificação do constituinte A-M, por MEV, de modo a se obterem resultados confiáveis e estatisticamente representativos. Além disto, os resultados da relação entre tenacidade e microestrutura, apresentados no capítulo 6, indicaram ser possível explicar satisfatoriamente as variações de tenacidade em função da quantificação microestrutural realizada por microscopia ótica. Por motivos semelhantes optou-se por não realizar determinações do tamanho de grão da austenita prévia.

## **5.5 - ANÁLISES POR MEV**

Os resultados da determinação da quantidade de inclusões estão apresentados na tabela 5.13 e na figura 5.33, onde estes resultados são plotados em função do oxigênio do metal de solda. Os resultados das análises fractográficas são apresentados no capítulo 6.



Convenções:

- 1 - FA
- 2 - FSA
- 3 - FSNA
- 4 - FP
- 5 - FW
- 6 - M
- 7 - AFC
- 8 - AFCi
- 9 - A-M

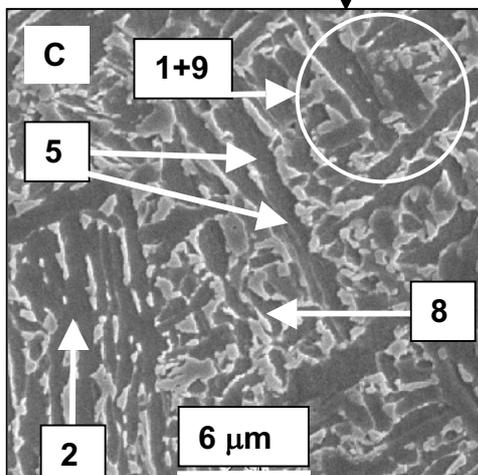


Fig. 5.1 - Microestrutura observada em região de grãos colunares da amostra H21. Oms: 0,023%. Energia de soldagem: 2,26 kJ/mm.  
 A - Imagem de MO onde são indicados por setas alguns constituintes típicos. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem B.  
 B - Imagem de MEV onde são indicados por setas os mesmos constituintes indicados na imagem A, agora com maior ampliação. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem C.  
 C - Observação em maior detalhe dos constituintes classificados como FSA, FW e AFCi.

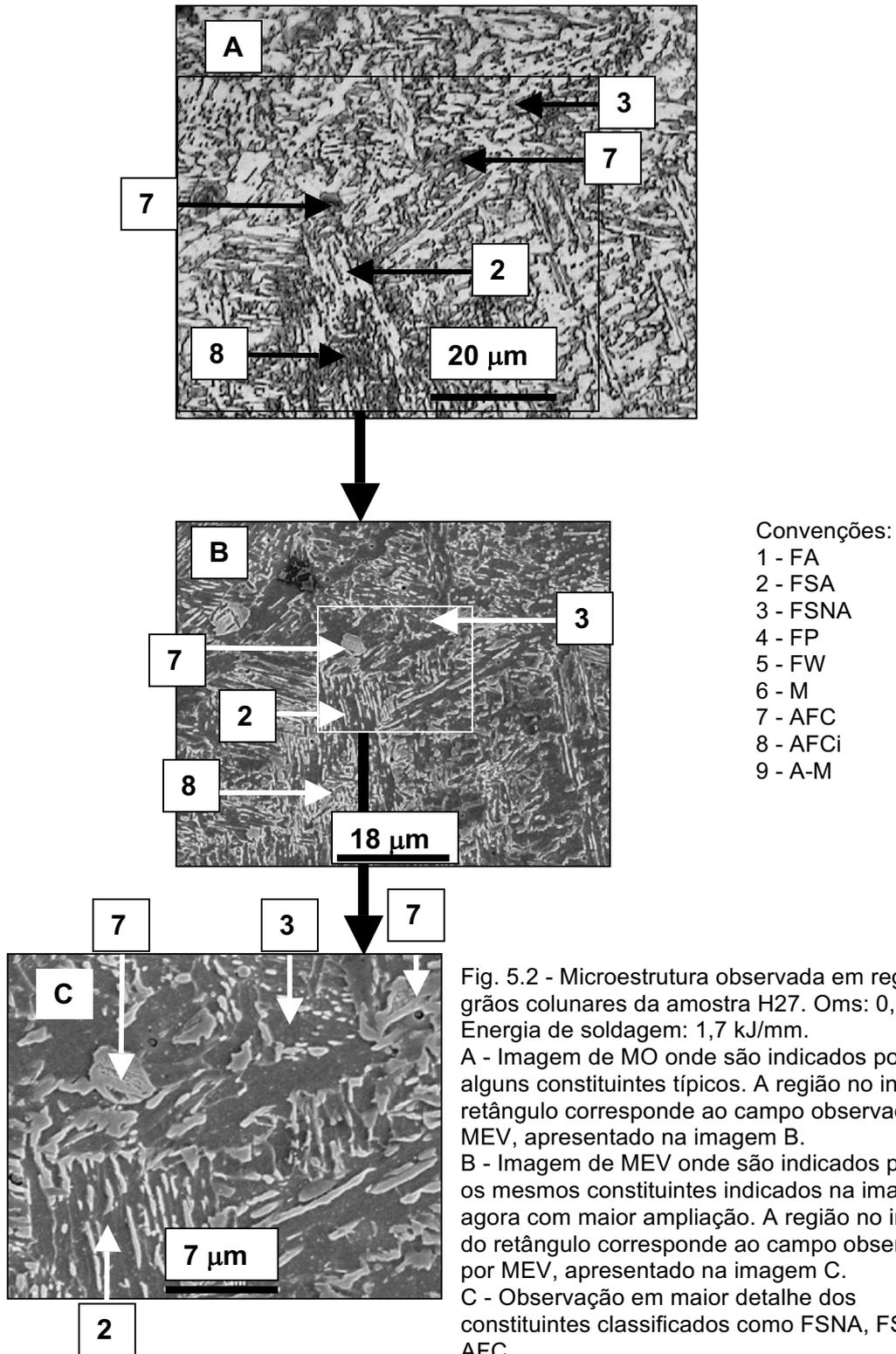
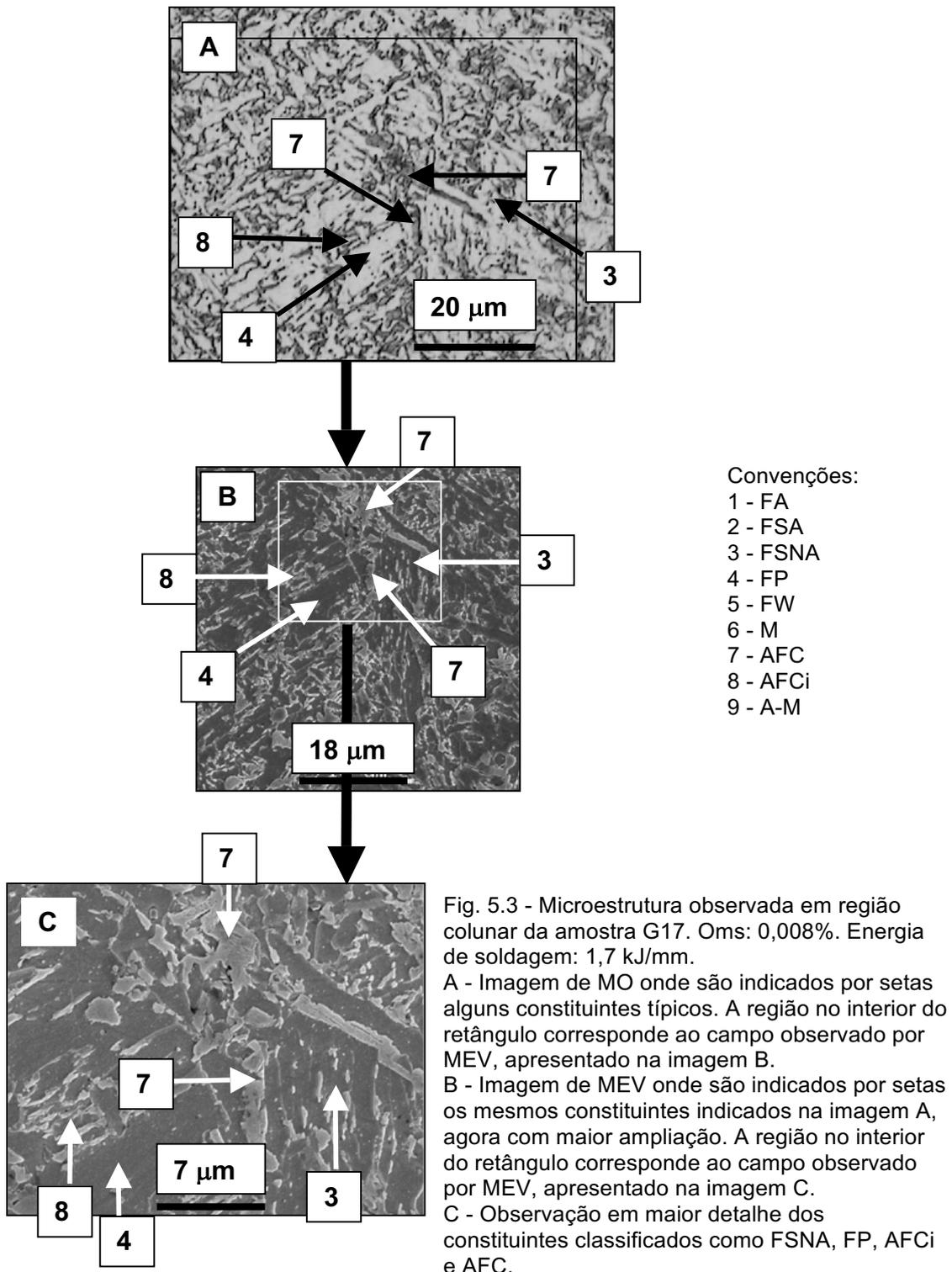
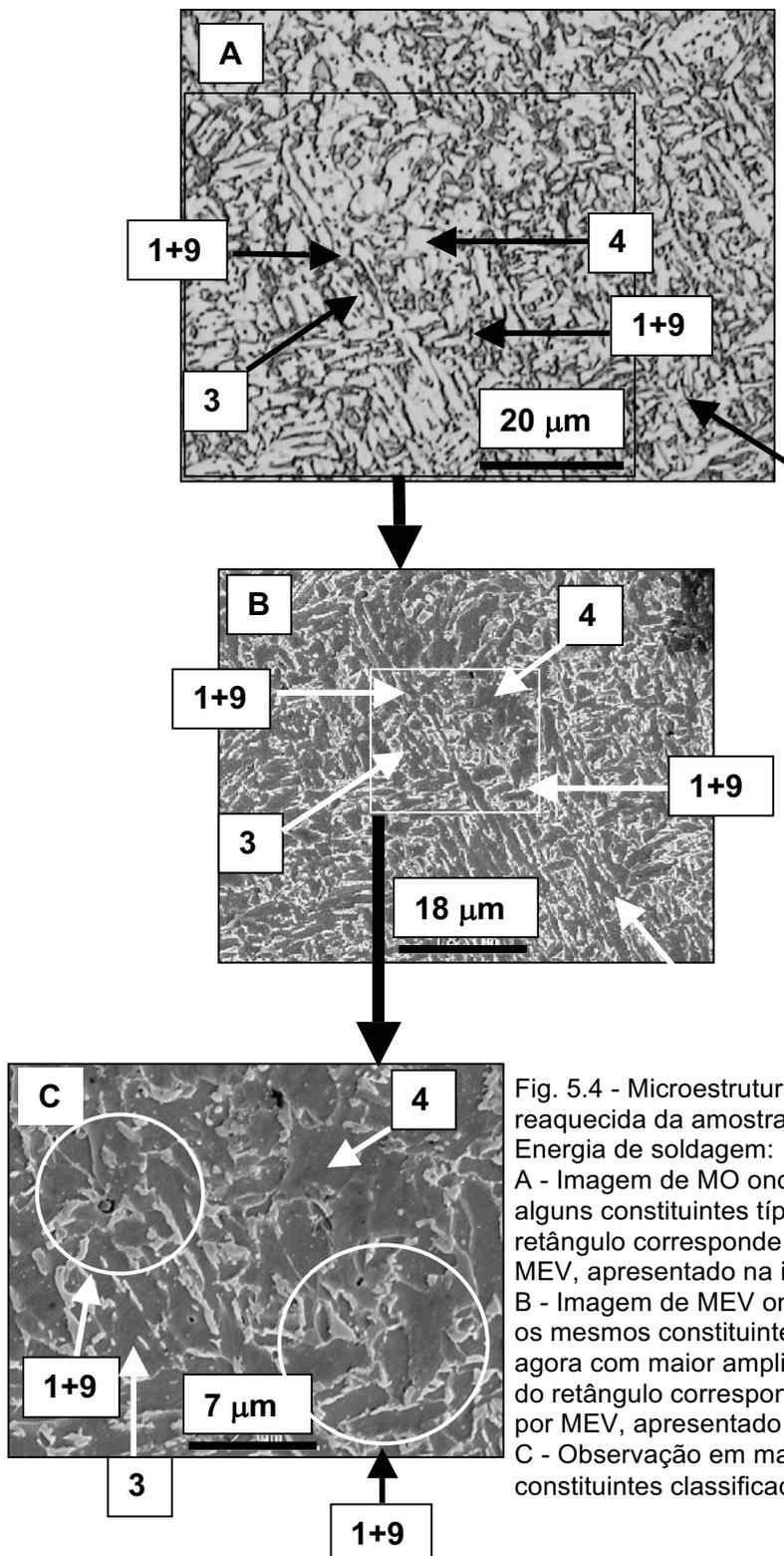


Fig. 5.2 - Microestrutura observada em região de grãos colunares da amostra H27. Oms: 0,047%. Energia de soldagem: 1,7 kJ/mm. A - Imagem de MO onde são indicados por setas alguns constituintes típicos. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem B. B - Imagem de MEV onde são indicados por setas os mesmos constituintes indicados na imagem A, agora com maior ampliação. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem C. C - Observação em maior detalhe dos constituintes classificados como FSNA, FSA e AFC.





Convenções:

- 1 - FA
- 2 - FSA
- 3 - FSNA
- 4 - FP
- 5 - FW
- 6 - M
- 7 - AFC
- 8 - AFCi
- 9 - A-M

Fig. 5.4 - Microestrutura observada em região reaquecida da amostra G17. Oms: 0,008%. Energia de soldagem: 1,7 kJ/mm.  
 A - Imagem de MO onde são indicados por setas alguns constituintes típicos. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem B.  
 B - Imagem de MEV onde são indicados por setas os mesmos constituintes indicados na imagem A, agora com maior ampliação. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem C.  
 C - Observação em maior detalhe dos constituintes classificados como FSNA, FP e FA.

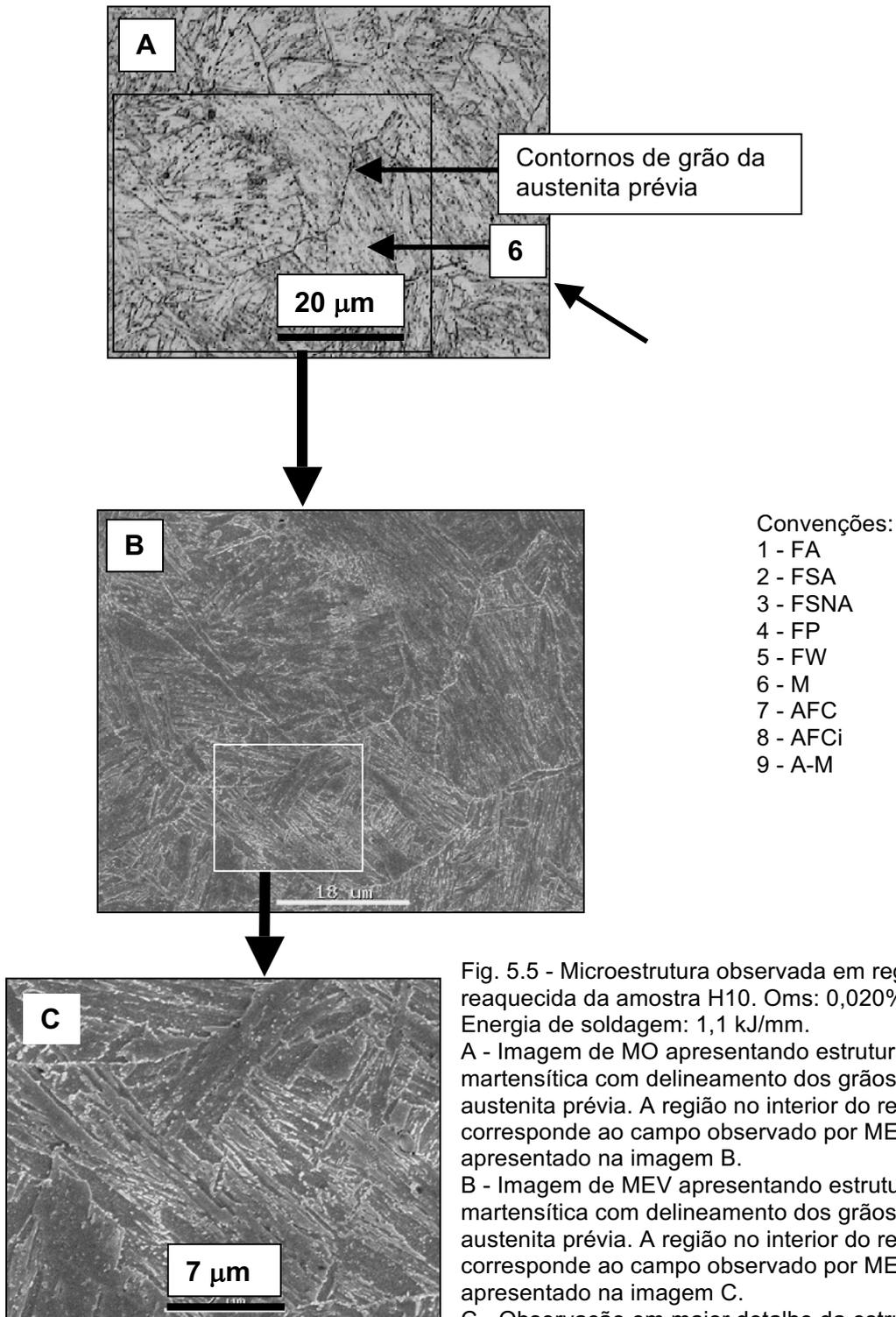
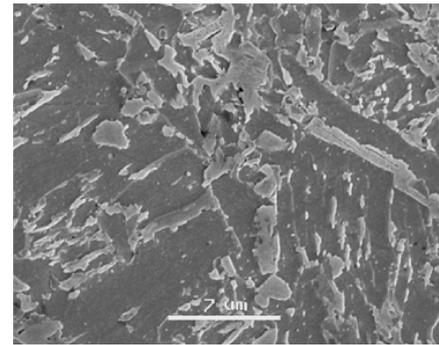
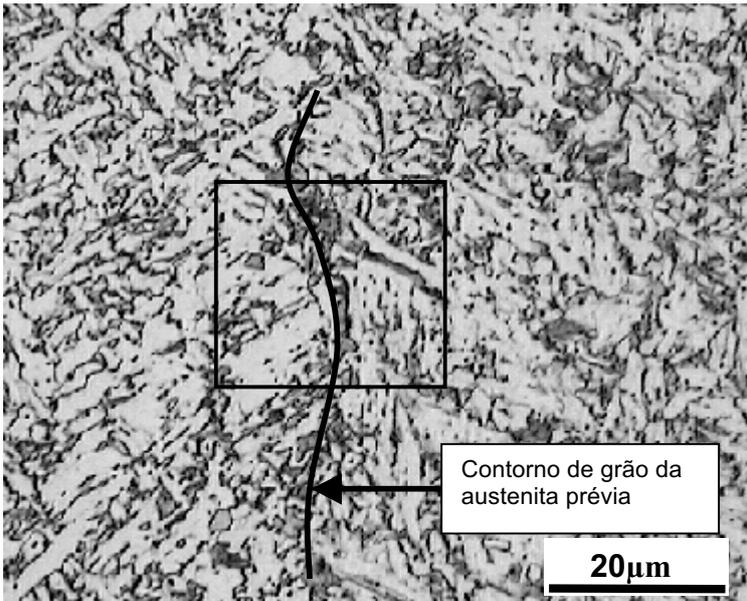


Fig. 5.5 - Microestrutura observada em região reaquecida da amostra H10. Oms: 0,020%. Energia de soldagem: 1,1 kJ/mm.  
 A - Imagem de MO apresentando estrutura martensítica com delineamento dos grãos da austenita prévia. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem B.  
 B - Imagem de MEV apresentando estrutura martensítica com delineamento dos grãos da austenita prévia. A região no interior do retângulo corresponde ao campo observado por MEV, apresentado na imagem C.  
 C - Observação em maior detalhe da estrutura martensítica. Presença de carbeto finamente dispersos.

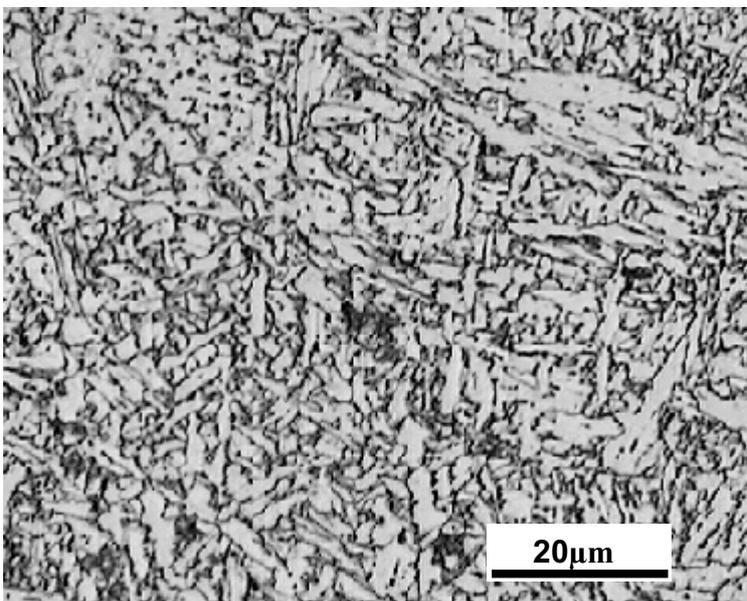


Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FSNA e AFC.

A - MO - 1,7 kJ/mm.

Predominância de FSNA. Regiões de FA e FP. As regiões mais escuras, preferencialmente nos contornos de grão da austenita prévia, são predominantemente AFCi.

HV1=250.



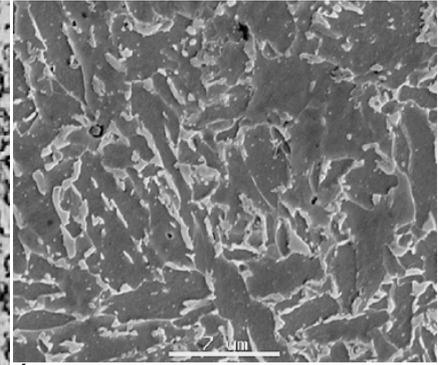
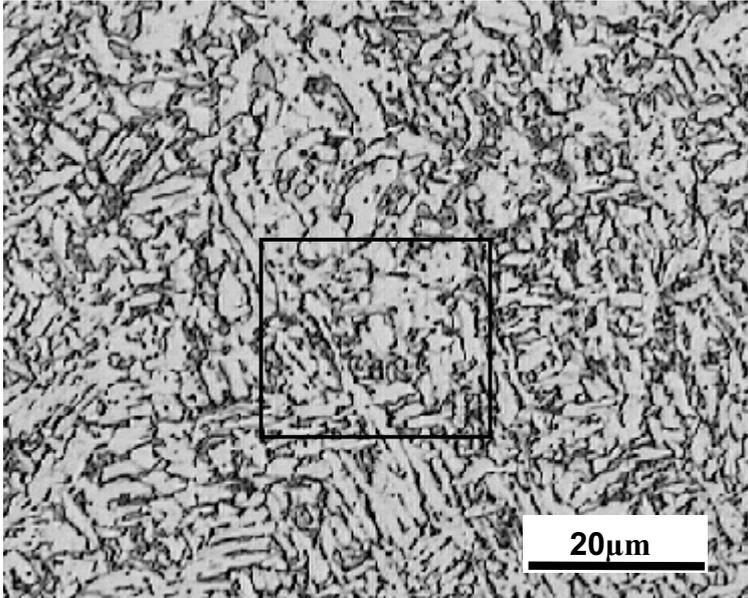
B - MO - 1,1 kJ/mm.

Predominância de FA. Regiões de FSNA, FP, e FSA.

Poucas regiões mais escuras de AFC.

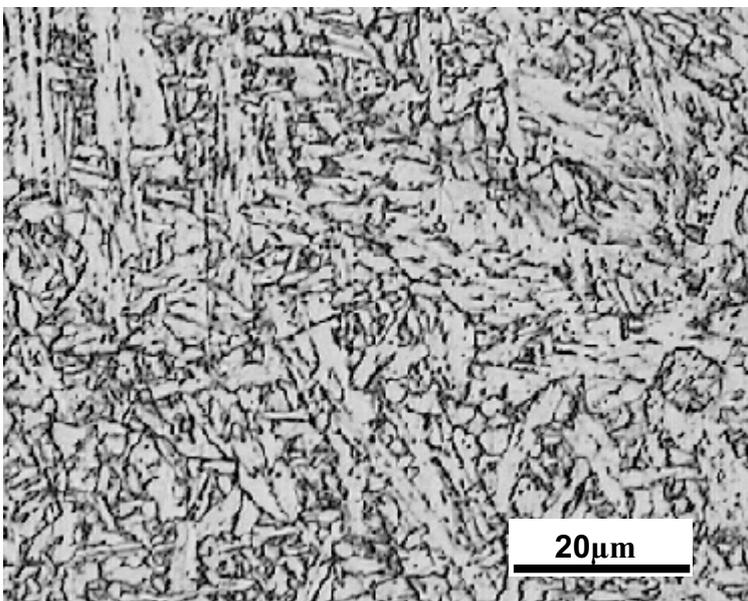
HV1=234.

Fig. 5.6 – Amostra G17 - Região colunar - 1 bar -  $ppO_2=0$  bar - 0,008%Oms – Nital 2%.



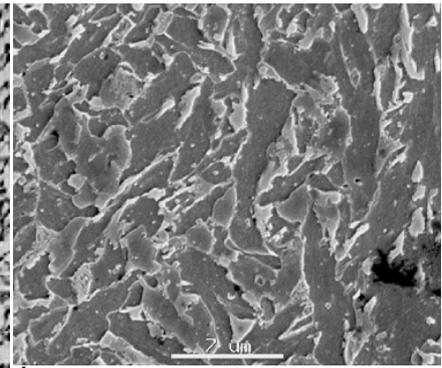
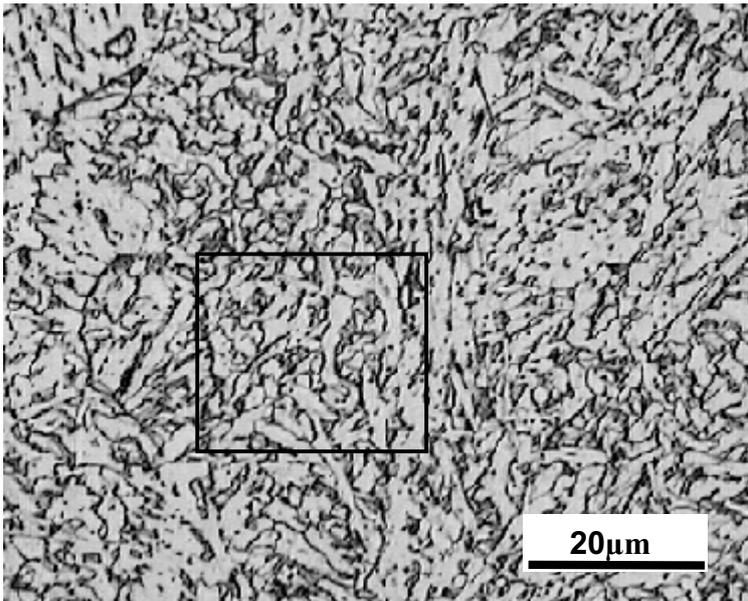
Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FA, FSNA e FP, AFC e A-M .

A - MO – 1,7 kJ/mm.  
 Predominância de FA. Regiões de FSNA e FSA. Alguma FP. Pequenas regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1=246.



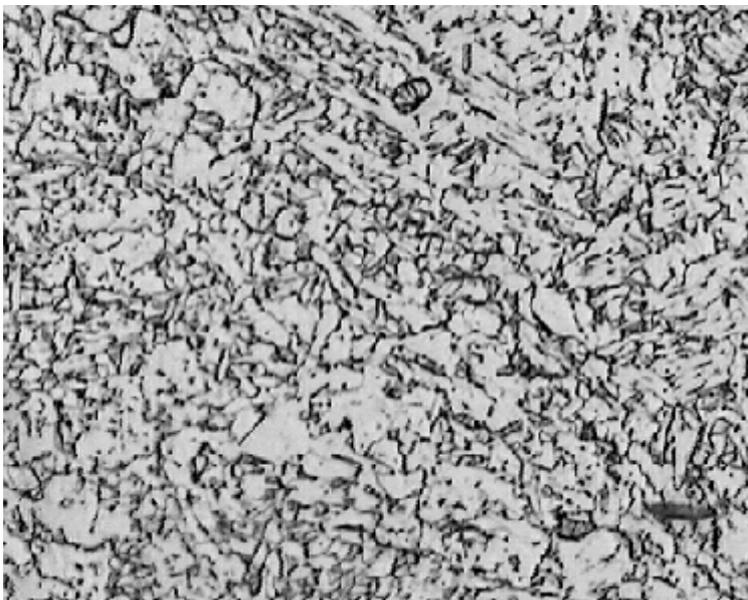
B – MO – 1,1 kJ/mm.  
 Predominância de FA. Regiões de FSNA, FP, e FSA.  
 Poucas regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1=256.

Fig. 5.7 – Amostra G17 - RRGG - 1 bar -  $ppO_2=0$  bar - 0,008%Oms – Nital 2%.



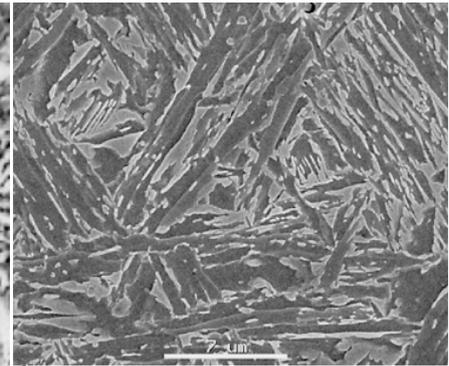
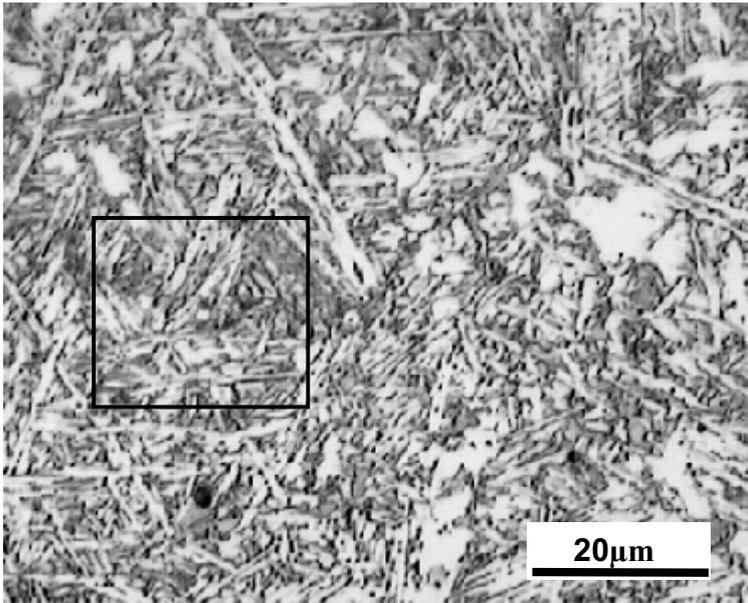
Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FA e pouca FSNA.

A – MO – 1,7 kJ/mm.  
 Predominância de FA. Regiões de FSNA e FSA.  
 Alguma FP. Pequenas regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1=242.



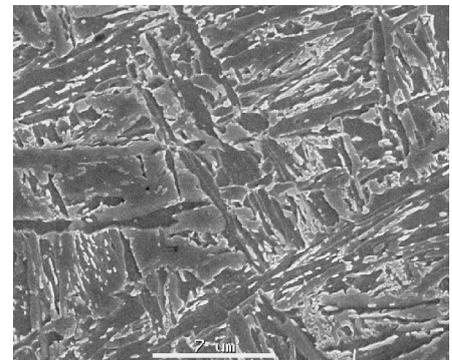
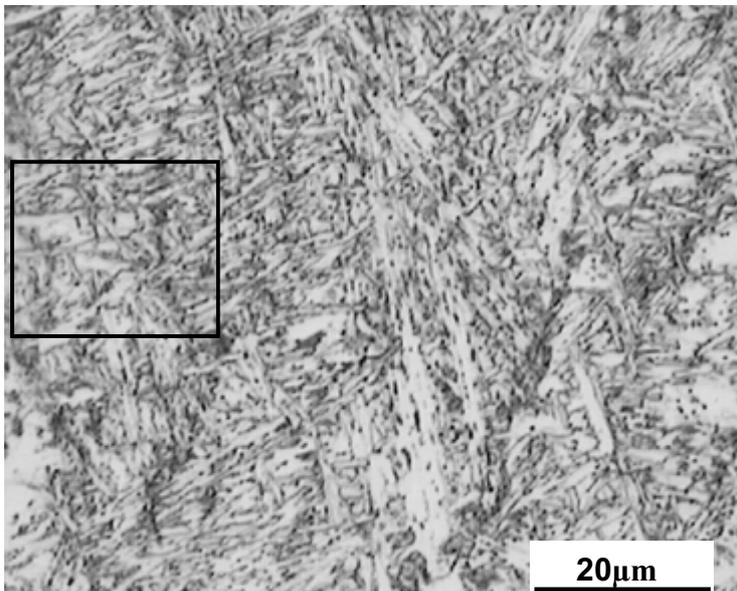
B - MO – 1,1 kJ/mm.  
 Presença de FA, FSNA, FP, e FSA. Poucas regiões  
 mais escuras de AFCi.  
 HV1=246.

Fig. 5.8 – Amostra G17 - RRGF - 1 bar -  $ppO_2=0$  bar - 0,008%Oms – Nital 2%.



Área assinalada ao lado observada em MEV destacando AFC, AFCi, FA, FSA e FW.

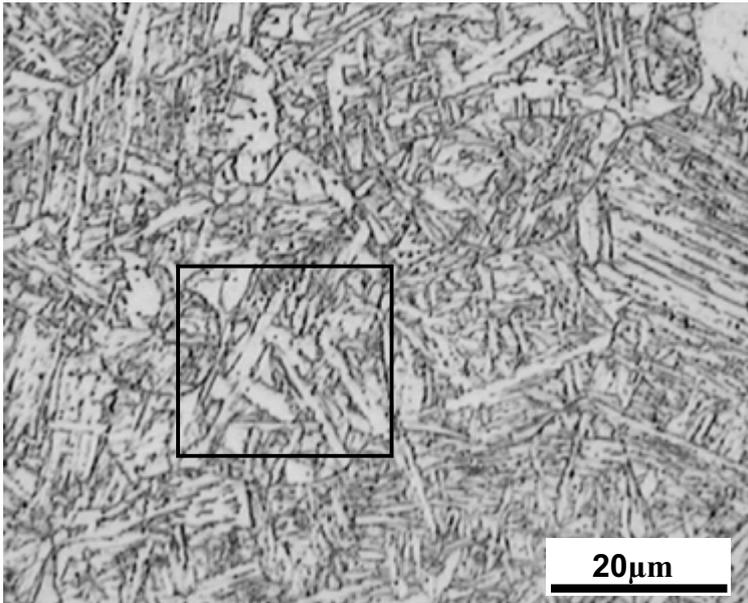
A – MO – 1,7 kJ/mm  
 Presença de FA, FSNA, FSA, FP e FW. Áreas mais escuras de AFC e AFCi.  
 HV1=272



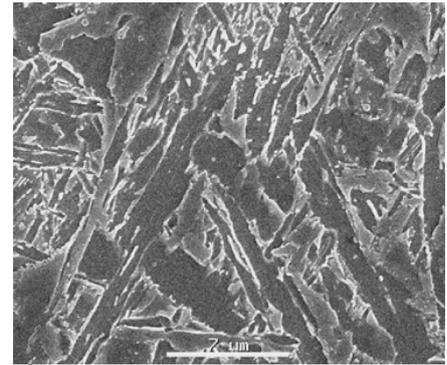
Área assinalada ao lado observada em MEV destacando AFC, AFCi, FA, FSNA e FW.

B – MO – 1,1 kJ/mm.  
 Predominância de FA. Regiões de FSA, FSNA, AFCi e FP. Alguma FW. Áreas mais escuras de AFC dispostas preferencialmente no contorno de grão da austenita prévia.  
 HV1=286.

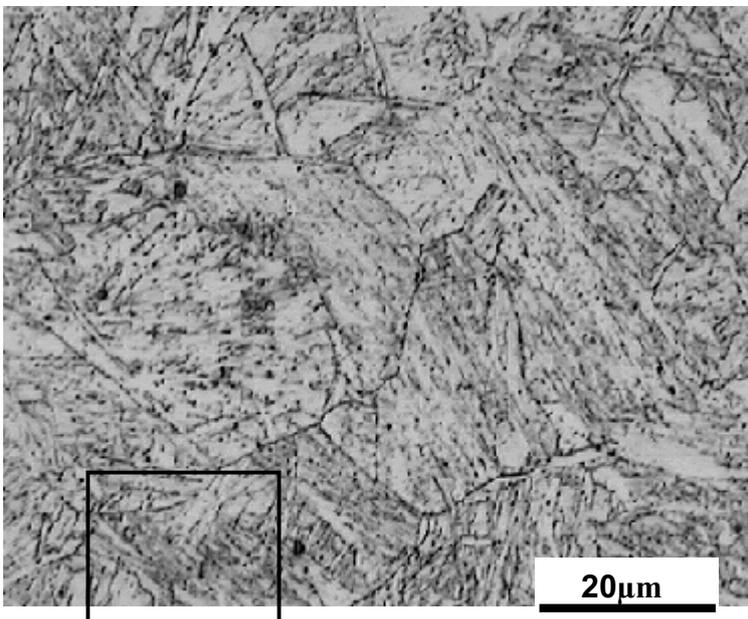
Fig. 5.9 – Amostra H10 - Região colunar - 51 bar -  $ppO_2=0$  bar - 0,020%Oms – Nital 2%.



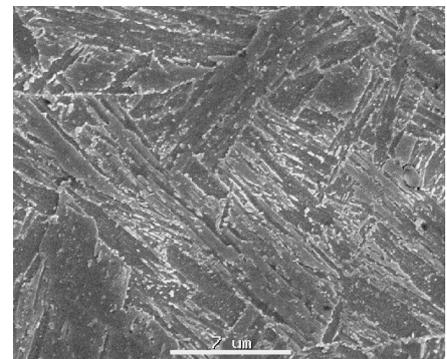
A – MO – 1,7 kJ/mm  
 Predominância de FA. Regiões de FP, FSNA e FSA.  
 Áreas mais escuras de AFCi.  
 HV1=274.



Área assinalada ao lado observada em MEV destacando AFCi, FA e FP.

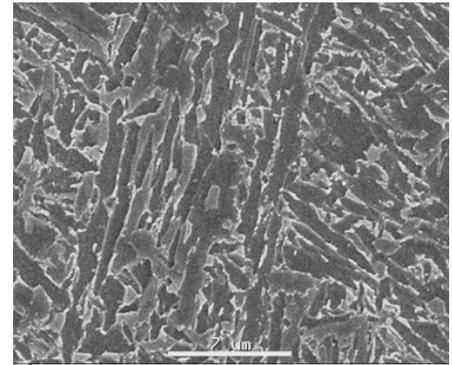
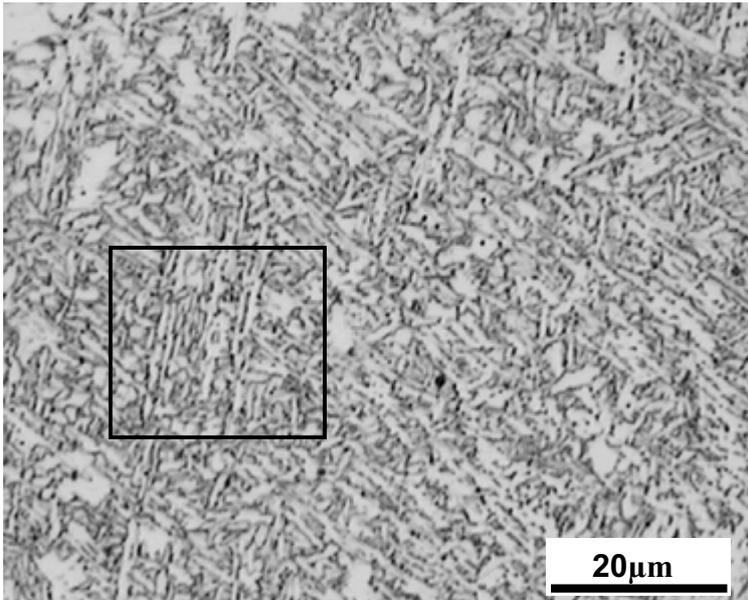


B – MO 1,1 kJ/mm.  
 Predominância de estrutura alinhada de martensita.  
 Regiões mais escuras de AFCi. Os contornos de grão da austenita prévia aparecem delineados.  
 HV1=297.



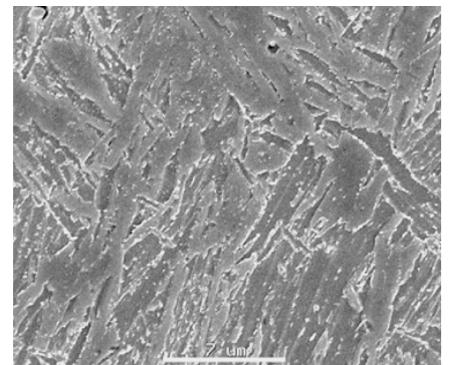
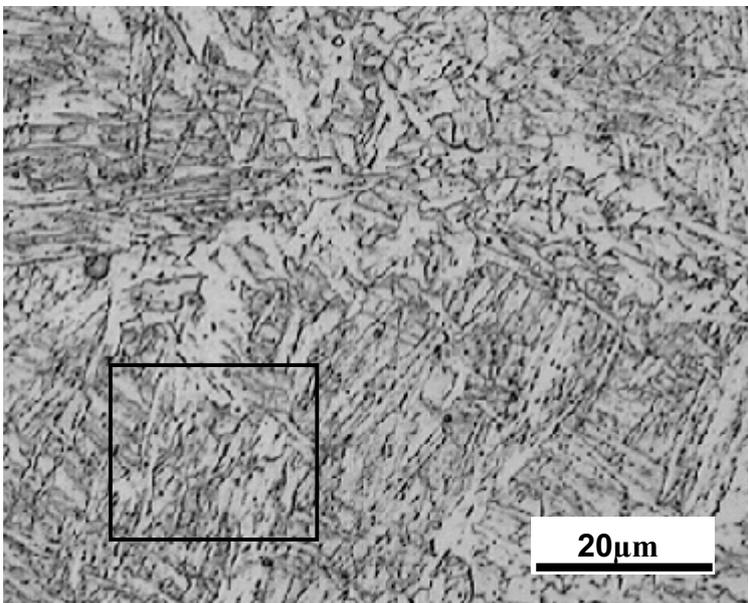
Área assinalada ao lado observada em MEV destacando M e AFCi. Presença de carbetos finamente dispersos.

Fig. 5.10 – Amostra H10 - RRGG - 51 bar -  $ppO_2=0$  bar - 0,020%Oms – Nital 2%.



Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FA e FSA.

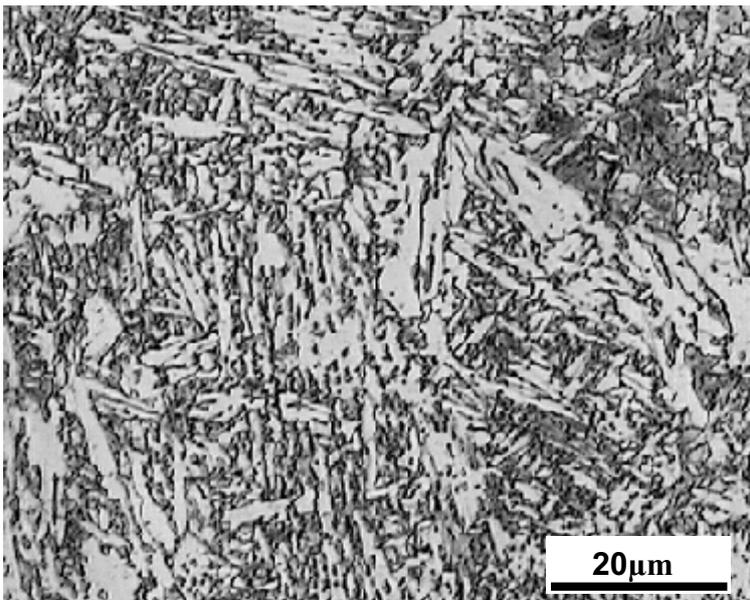
A – MO – 1,7 kJ/mm  
 Predominância de FA. Regiões de FP, FSNA e FSA.  
 Pequenas regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1=277.



Área assinalada ao lado observada em MEV destacando M e AFCi. Presença de carbeto finamente dispersos.

B – MO 1,1 kJ/mm.  
 Regiões de FP e FA. Estruturas alinhadas de martensita e regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1=279.

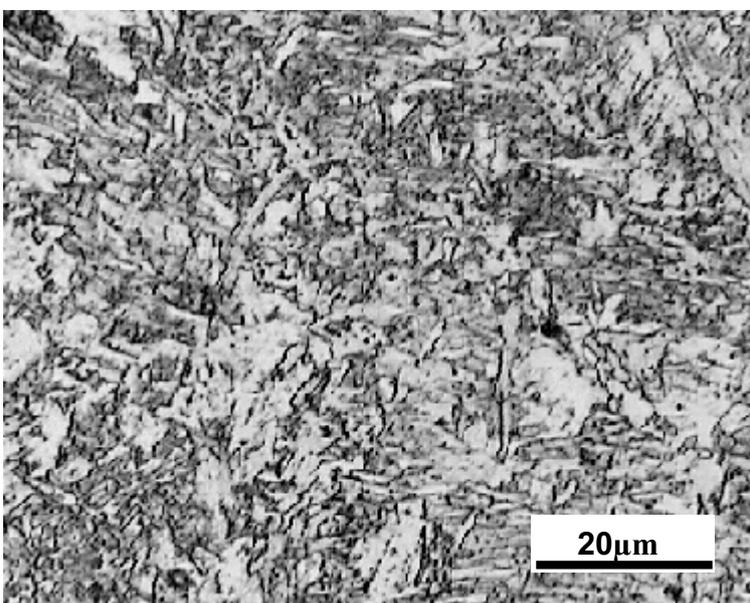
Fig. 5.11 – Amostra H10 - RRGF - 51 bar -  $ppO_2=0$  bar - 0,020%Oms – Nital 2%.



A – MO – 1,7 kJ/mm

Predominância de FSNA e áreas mais escuras de AFC e AFCi. Regiões de FSA, FA. e FP.

HV1=232.

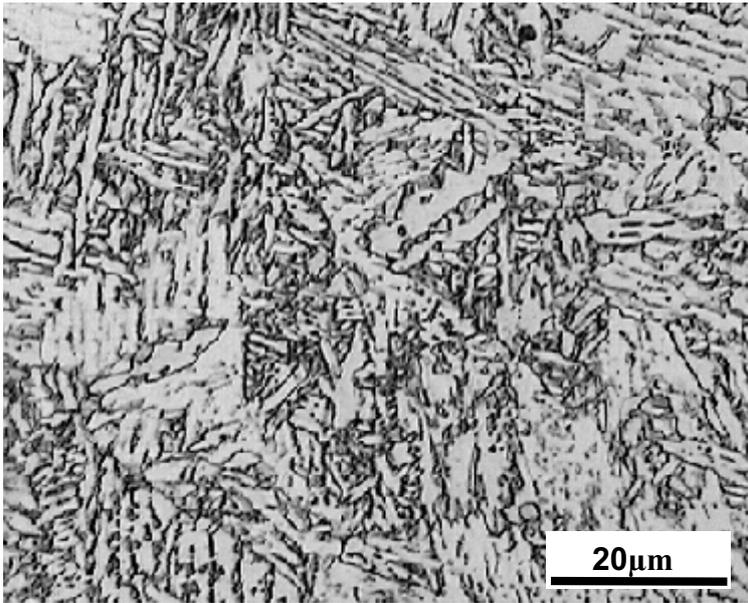


B – MO 1,1 kJ/mm.

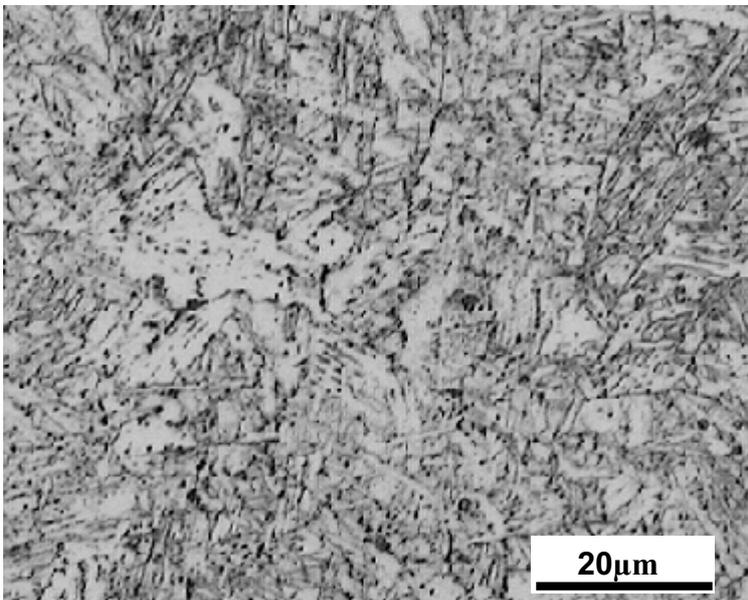
Regiões de FA, AFC, AFCi, FSNA, FP e FSA.

HV1=269.

Fig. 5.12 - Amostra H35 - Região colunar - 51 bar -  $ppO_2=0,15$  bar - 0,036%Oms - Nital 2%.

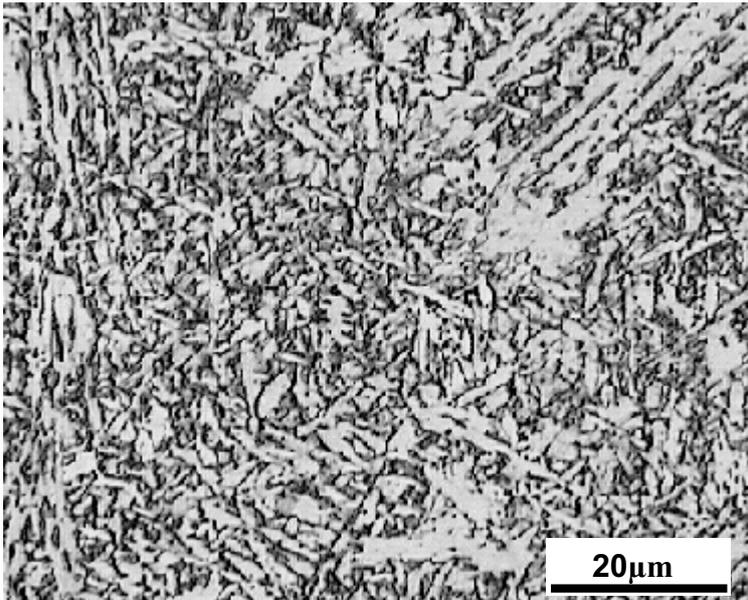


A – MO – 1,7 kJ/mm  
Predominância de FSA, FSNA e FA. Alguma FP e FW.  
Regiões mais escuras de AFCi.  
HV1=221.

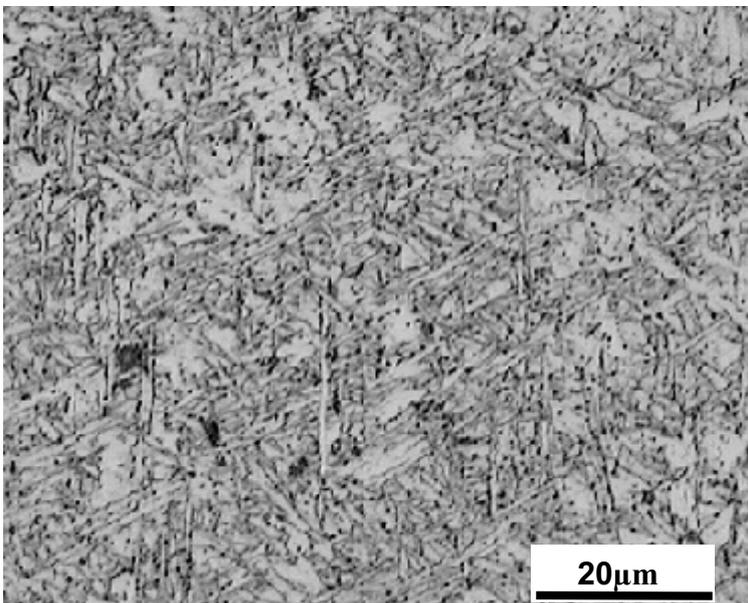


B – MO 1,1 kJ/mm.  
Regiões de FSNA, FP, AFCi e FA.  
HV1=280.

Fig. 5.13 – Amostra H35 – RRGG - 51 bar -  $ppO_2=0,15$  bar - 0,036%Oms – Nital 2%.

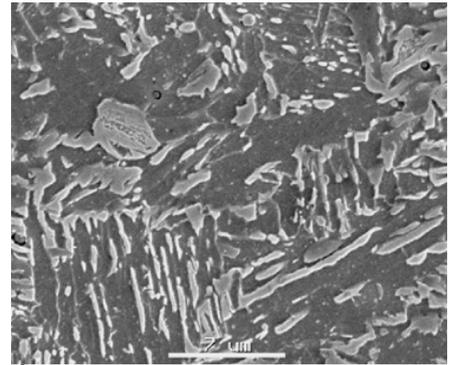
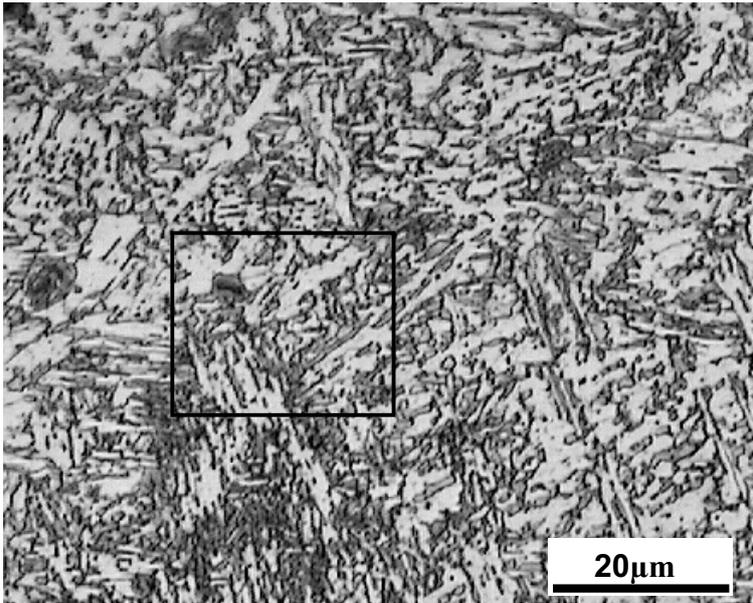


A – MO – 1,7 kJ/mm  
Predominância de FA. Regiões de FSNA, FP, e FSA. Regiões mais escuras de AFCi.  
HV1=234.



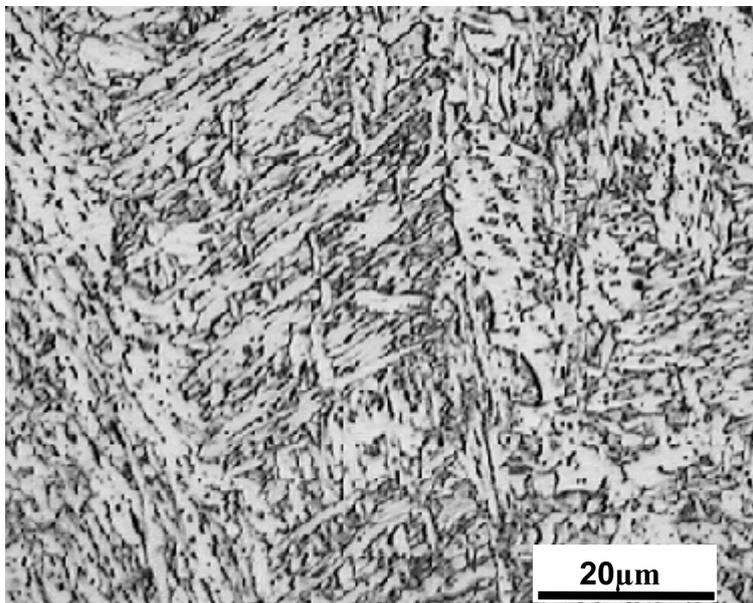
B – MO 1,1 kJ/mm.  
Regiões de FSNA, FSA, FP, AFCi, FA e FW.  
HV1=272.

Fig. 5.14 – Amostra H35 – RRGF - 51 bar -  $ppO_2=0,15$  bar - 0,036%Oms – Nital 2%.



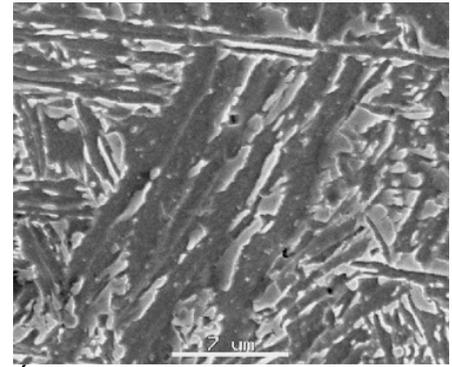
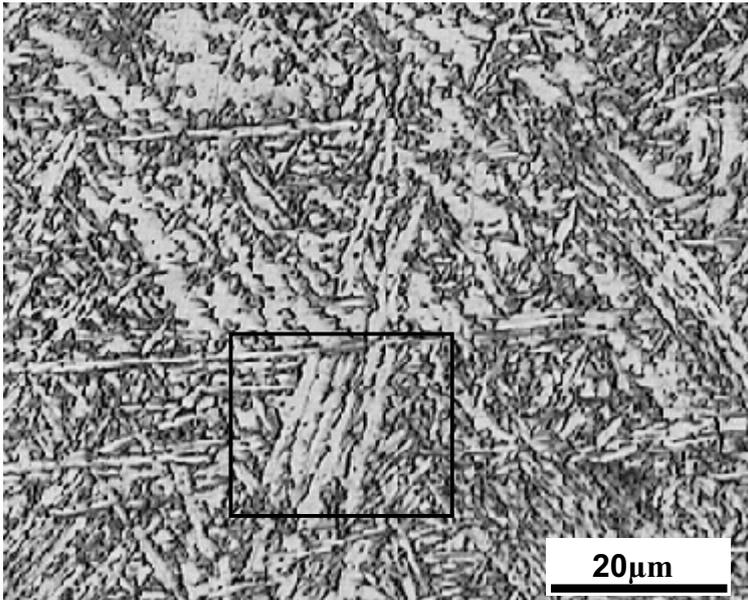
Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FP e FSA, AFC e FSNA.

A – MO – 1,7 kJ/mm  
 Predominância de FSNA. Regiões de FSA, FA. e FP. Áreas mais escuras de AFC e AFCi.  
 HV1 = 236.



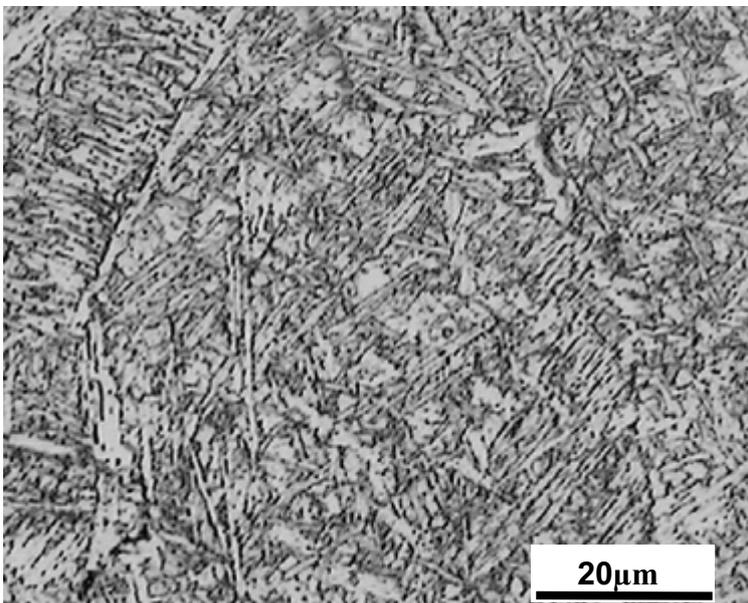
B – MO 1,1 kJ/mm.  
 Predominância de FSNA, e FSA. Alguma FA e regiões mais escuras de AFC.  
 HV1 = 245.

Fig. 5.15 - Amostra H27 - Região colunar - 51 bar -  $ppO_2=0,66$  bar - 0,047%Oms - Nital 2%.



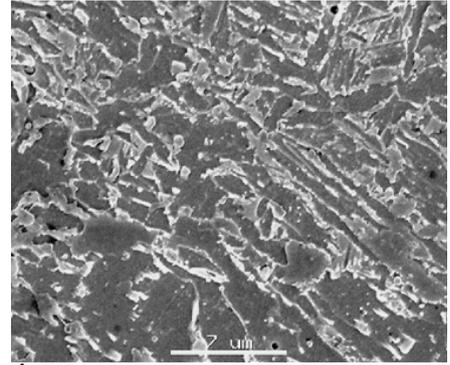
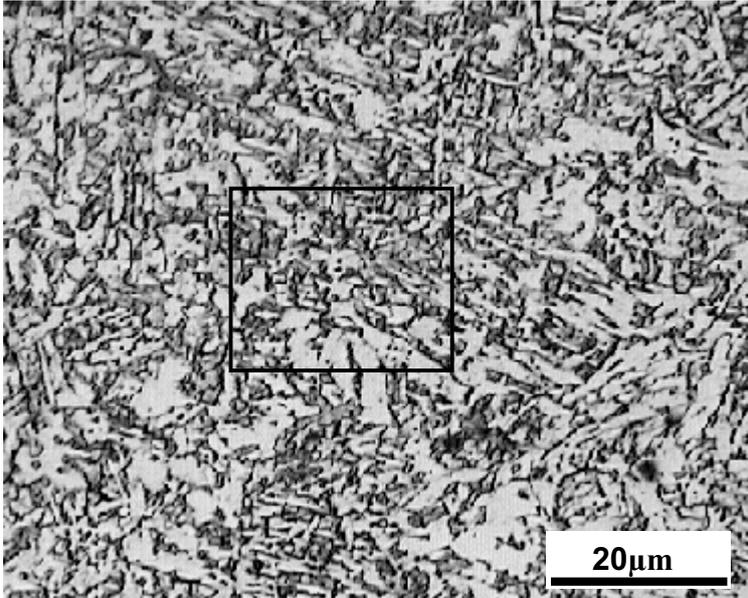
Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FSA e AFCi.

A – MO – 1,7 kJ/mm  
 Predominância de FSA. Regiões de FA, FP e FSNA e FW.  
 Regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1 = 245.



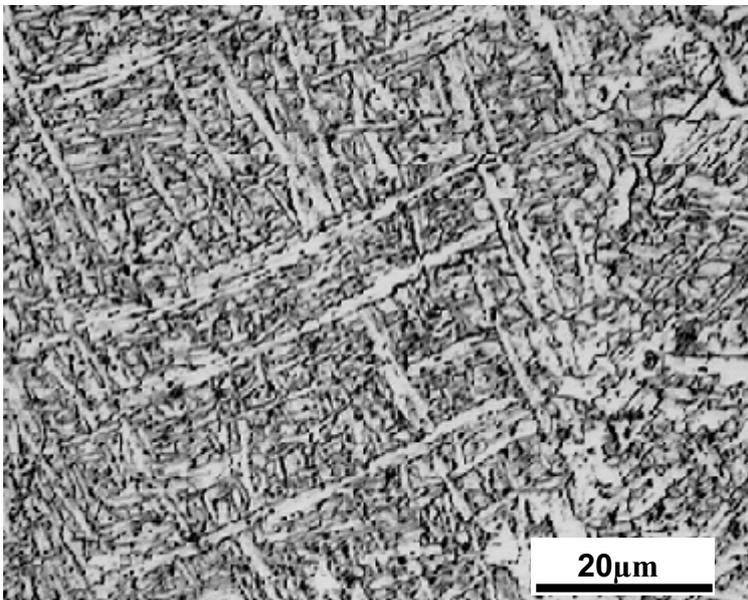
B – MO 1,1 kJ/mm.  
 Presença de FSA, FSNA, FP, FA e FW. Regiões Mais escuras de AFCi.  
 HV1 = 249.

Fig. 5.16 - Amostra H27 - RRRG - 51 bar - ppO<sub>2</sub>=0,66 bar - 0,047%Oms - Nital 2%.



Área assinalada ao lado observada em MEV destacando FSNA, FP, FA, FSA e AFCi.

A – MO – 1,7 kJ/mm  
 Predominância de FSNA. Regiões de FP, FA, e FSA. Regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1 = 250.



B – MO 1,1 kJ/mm.  
 Presença de FSA, FSNA, FP, FA e FW. Regiões mais escuras de AFCi.  
 HV1 = 242.

Fig. 5.17 - Amostra H27 - RRGF - 51 bar - ppO<sub>2</sub>=0,66 bar - 0,047%Oms - Nital 2%.

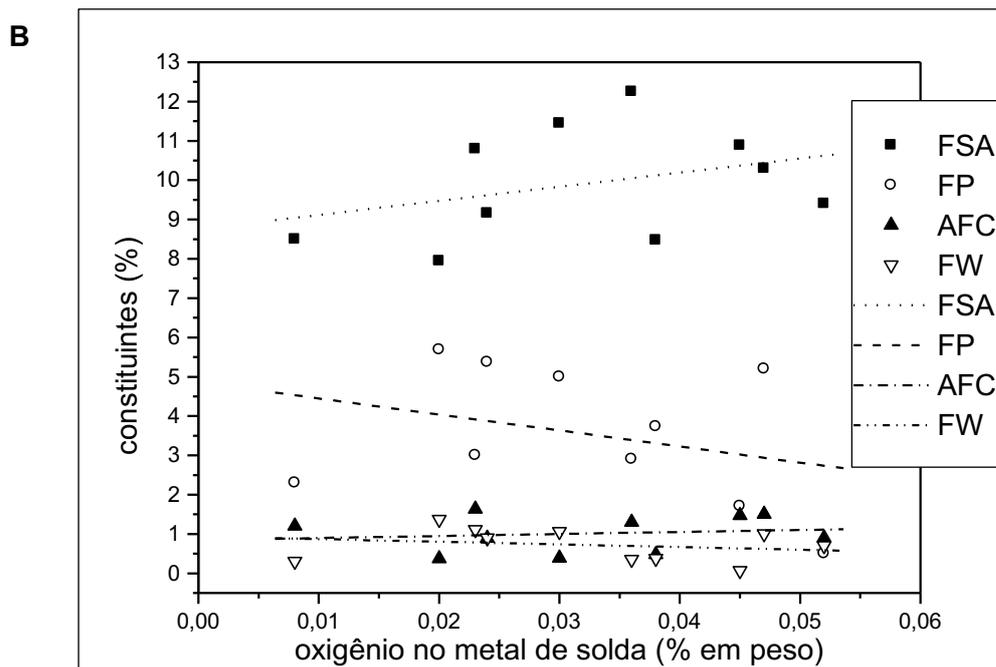
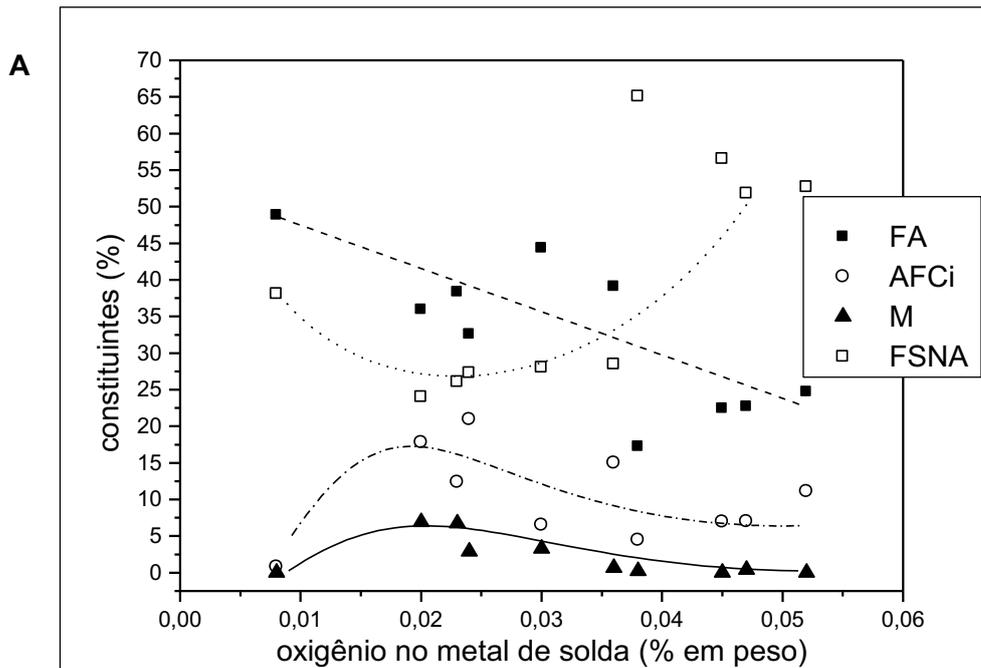


Fig. 5.18 – Variação média dos constituintes em função do teor de oxigênio no metal de solda.

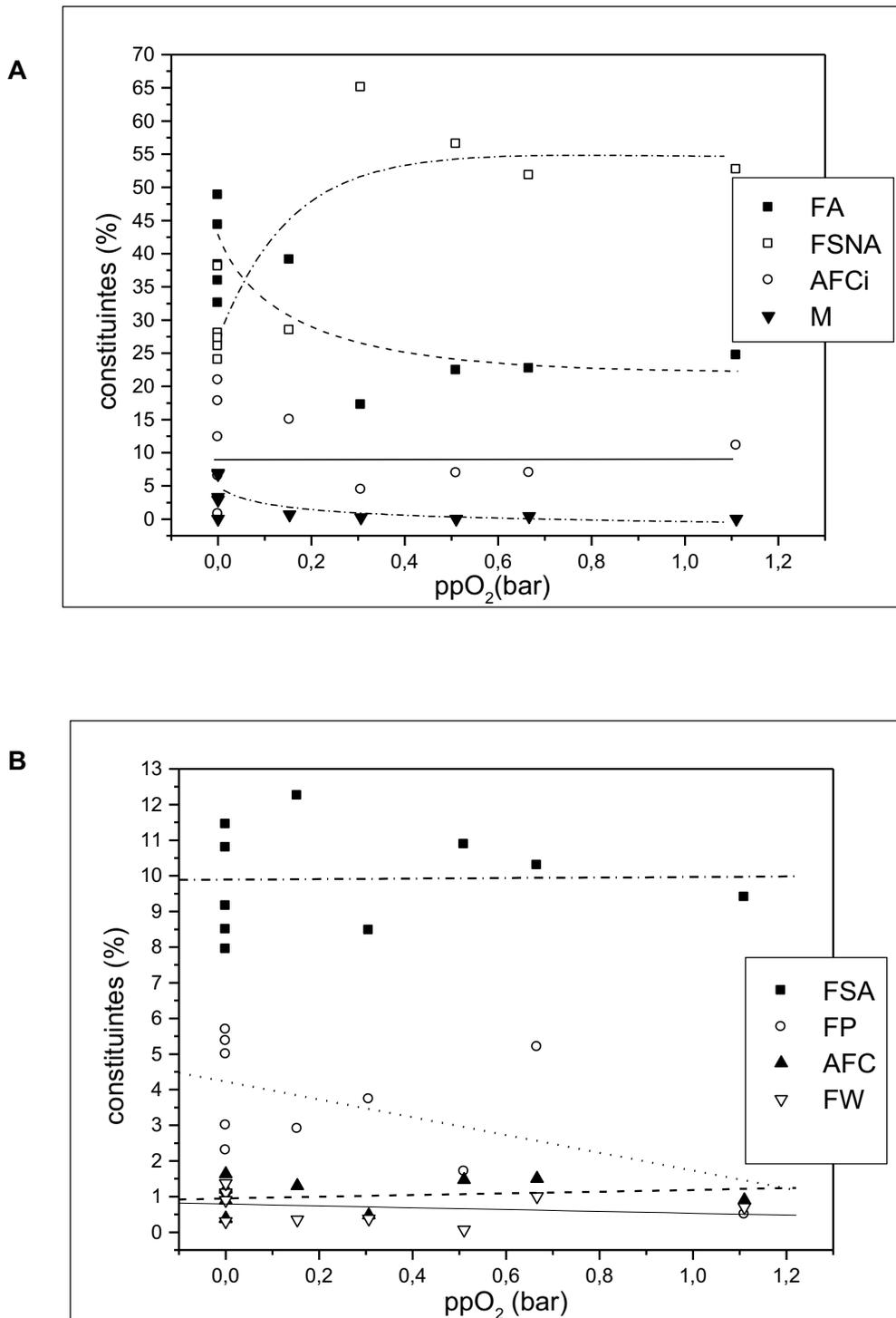


Fig. 5.19 – Variação média dos constituintes em função da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção.

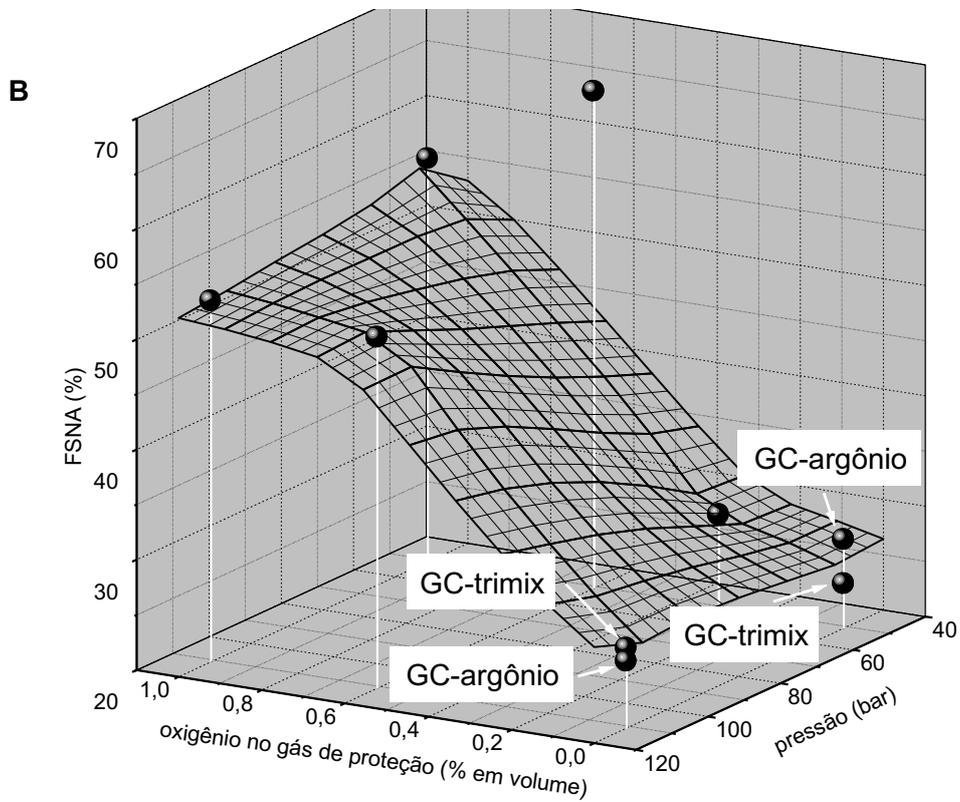
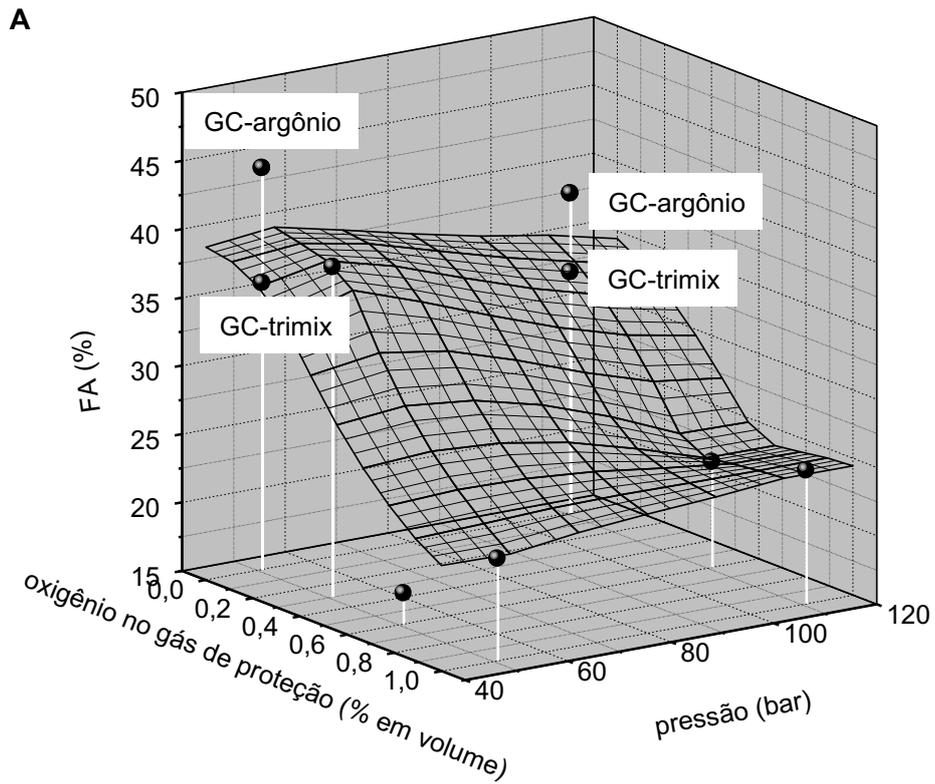
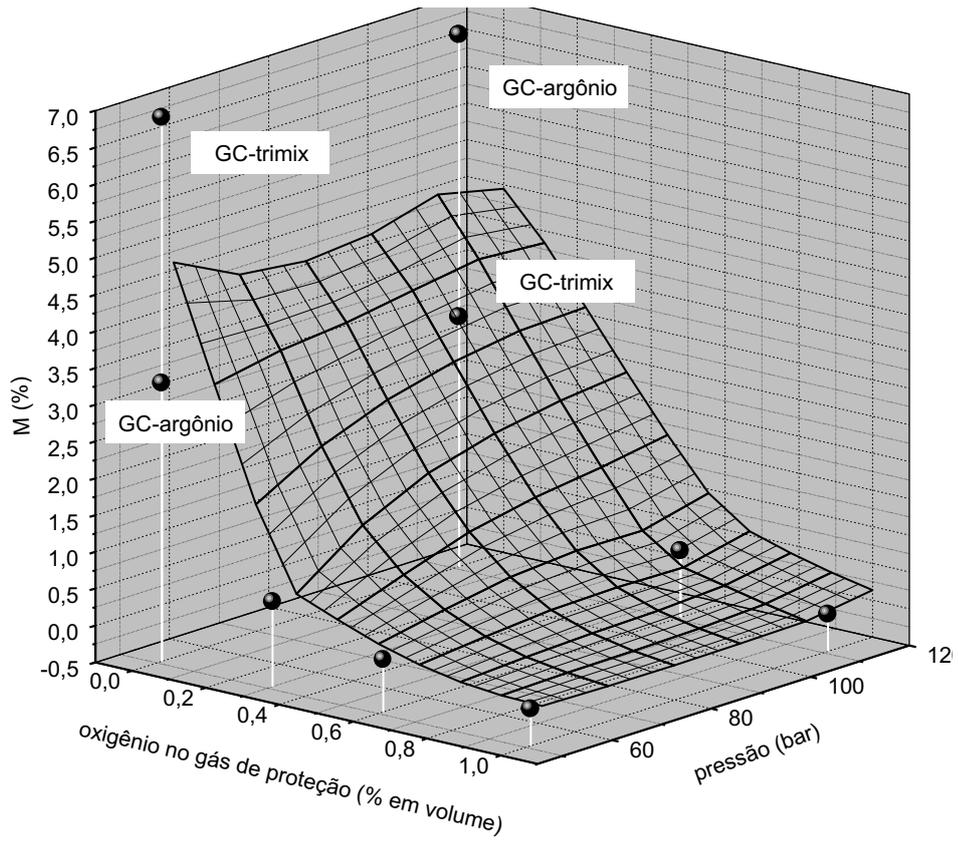


Fig. 5.20 - Variação média dos constituintes FA e FSNA em função da pressão e do teor de oxigênio no gás de proteção.

A



B

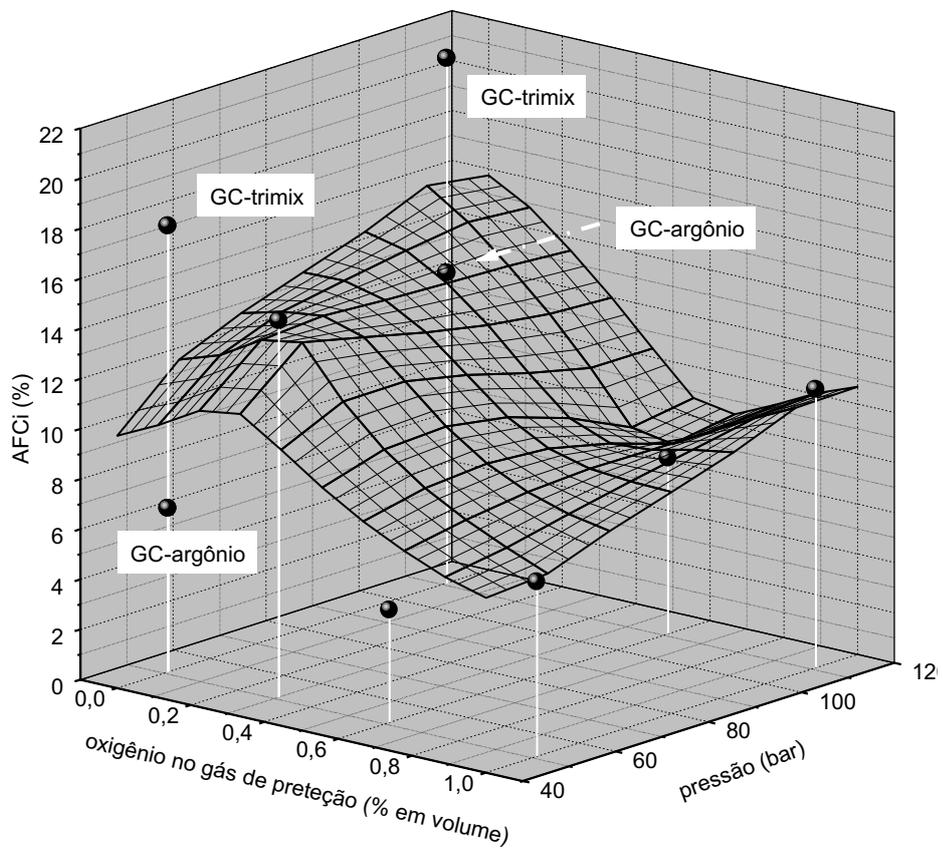


Fig. 5.21 - Variação média dos constituintes M e AFCi em função da pressão e do teor de oxigênio no gás de proteção.

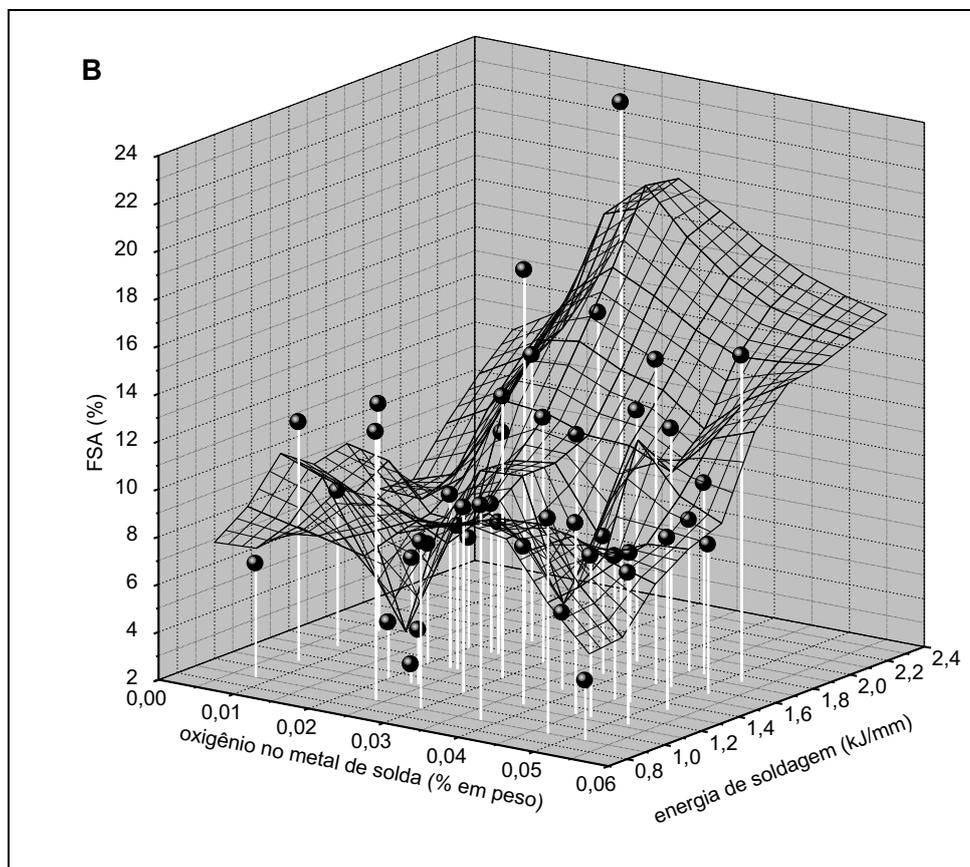
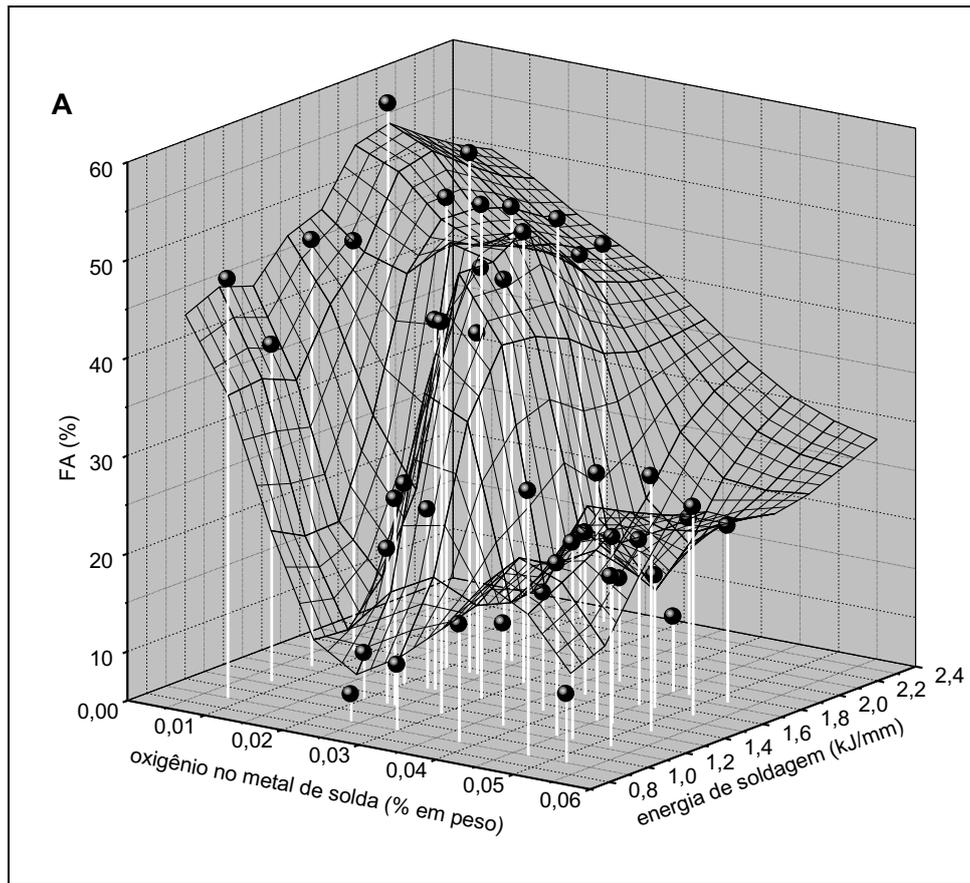


Fig. 5.22 - Variação dos constituintes FA e FSA em função do teor de oxigênio no metal de solda e da energia de soldagem.

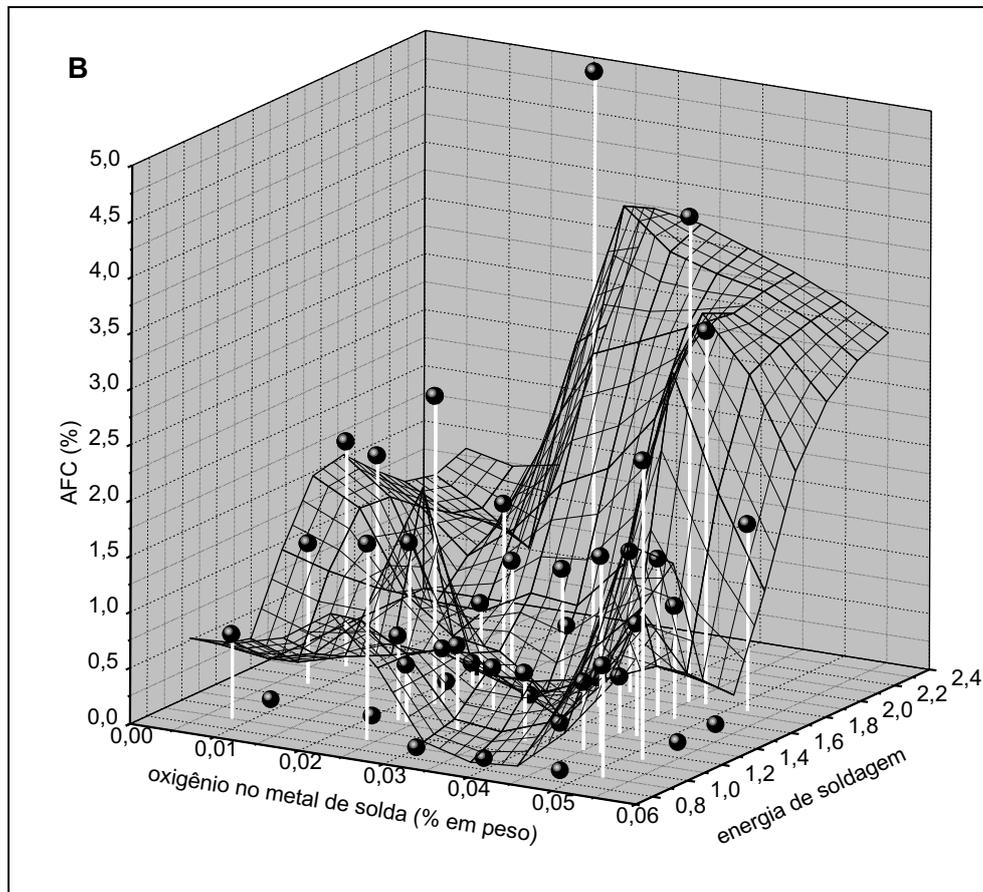
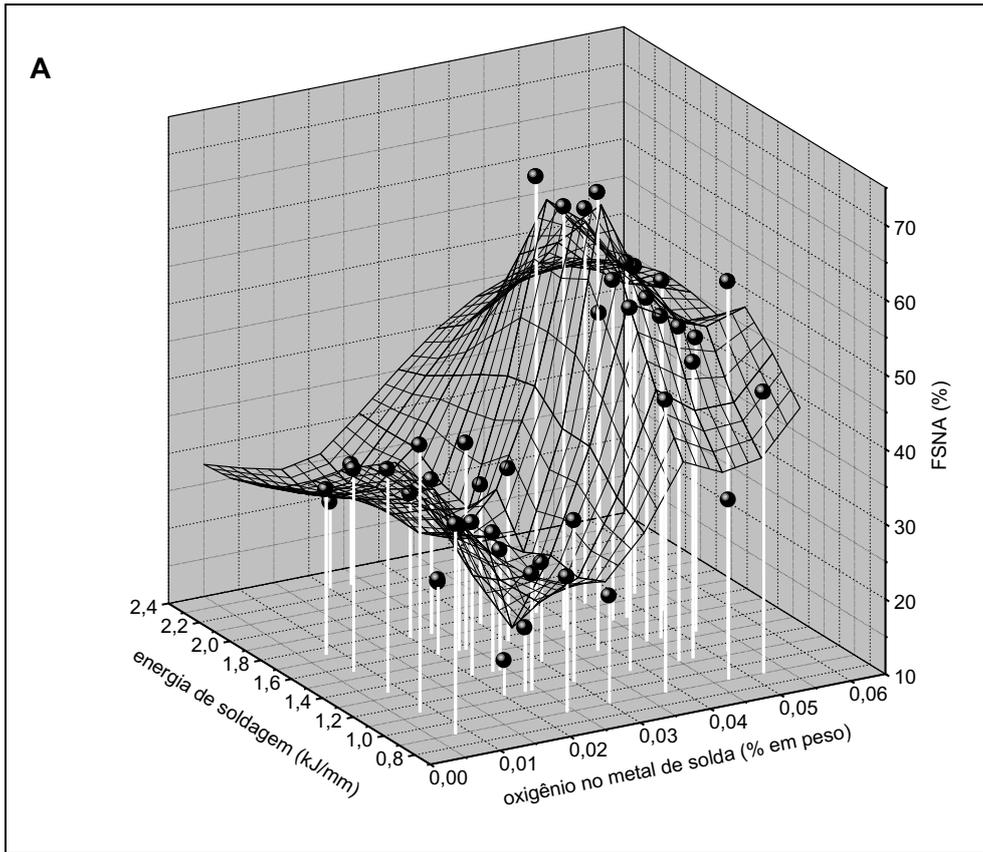


Fig. 5.23 - Variação dos constituintes FSNA e AFC em função do teor de oxigênio no metal de solda e da energia de soldagem.

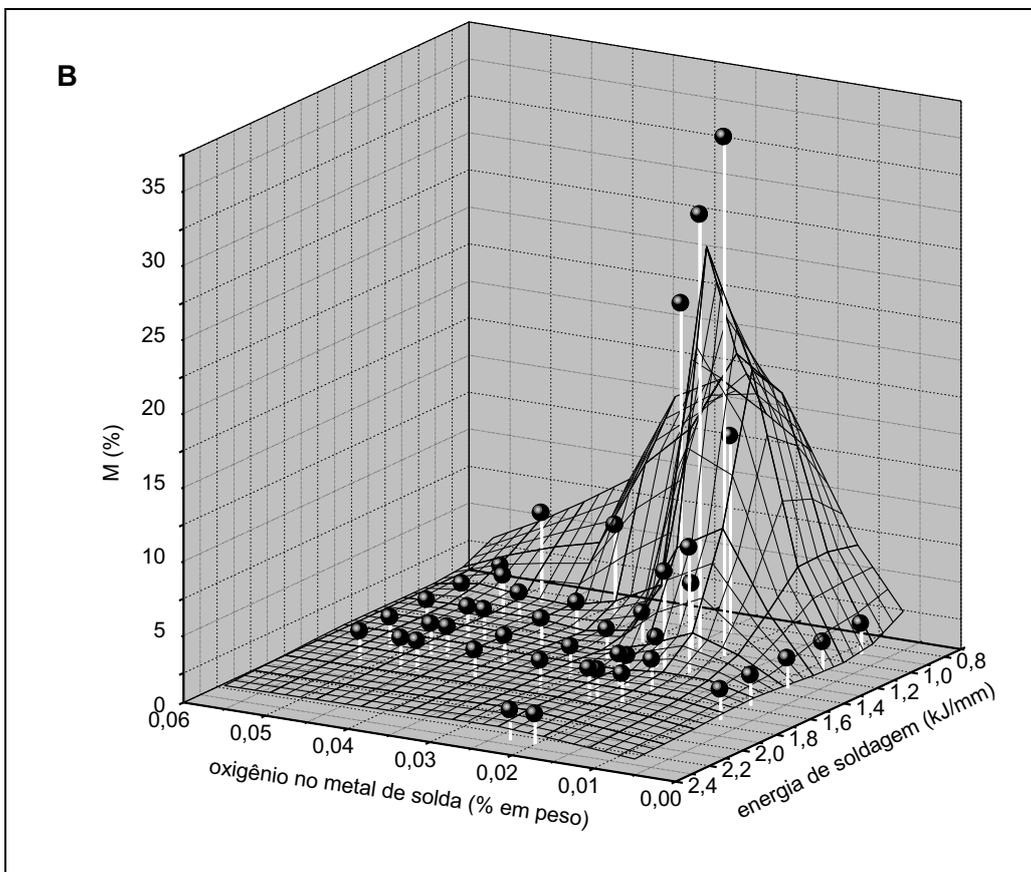
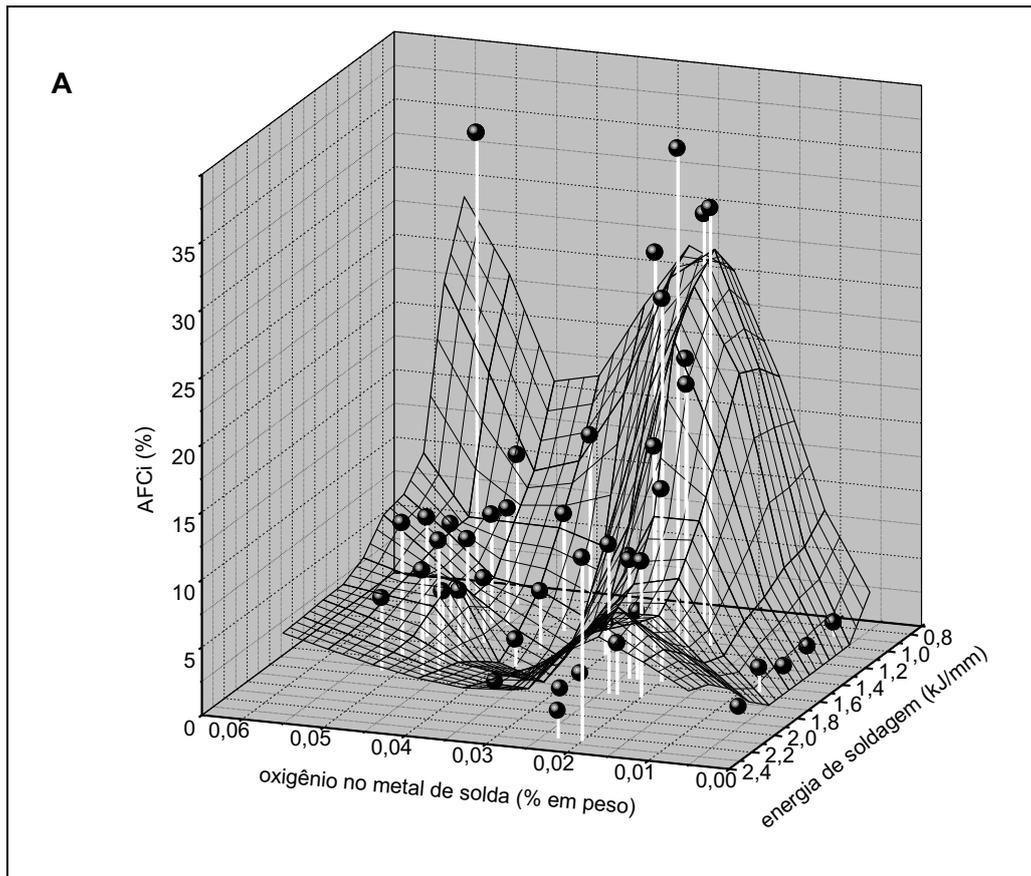


Fig. 5.24 - Variação dos constituintes AFCi e M em função do teor de oxigênio no metal de solda e da energia de soldagem.

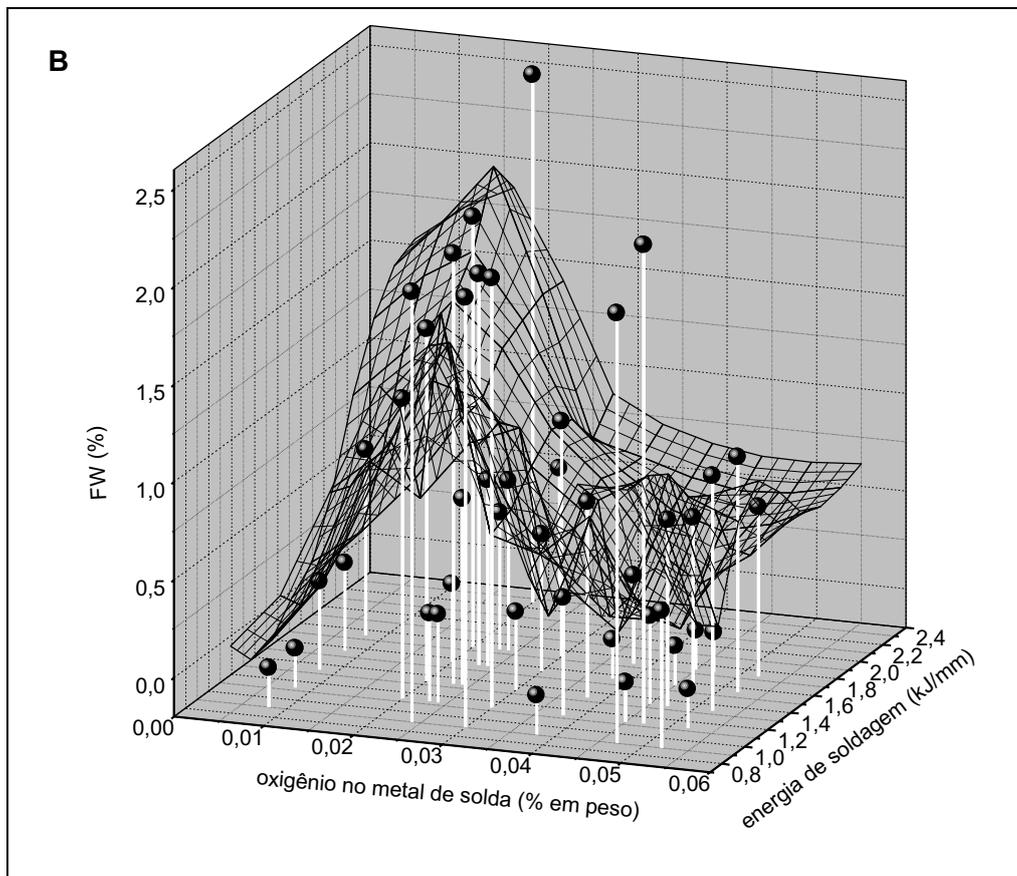
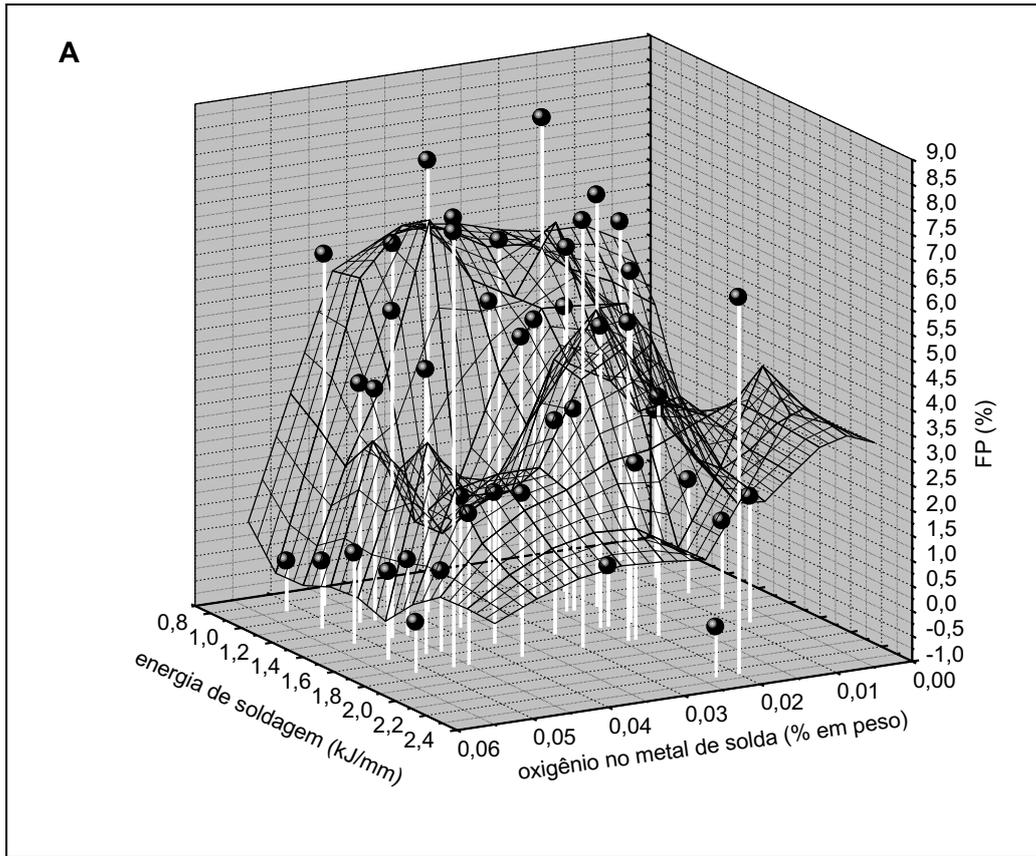


Fig. 5.25 - Variação dos constituintes FP e FW em função do teor de oxigênio no metal de solda e da energia de soldagem.

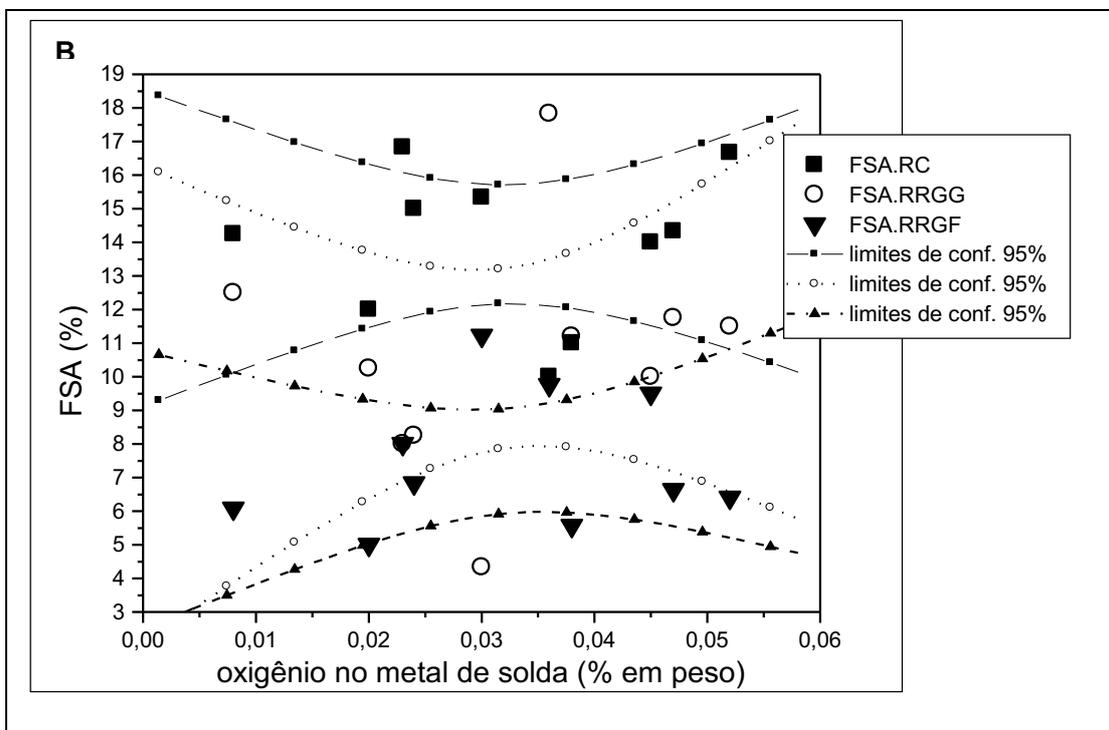
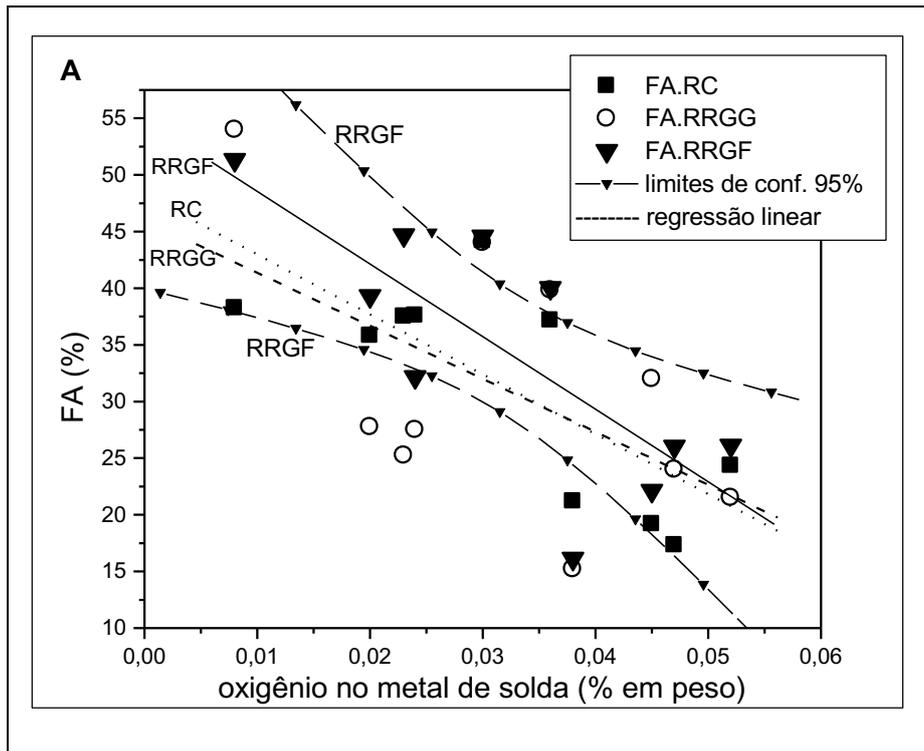


Fig. 5.26 – Variação de FA e FSA em função do teor de oxigênio no metal de solda nas regiões colunar, reauecida de grãos grosseiros e reauecida de grãos finos.

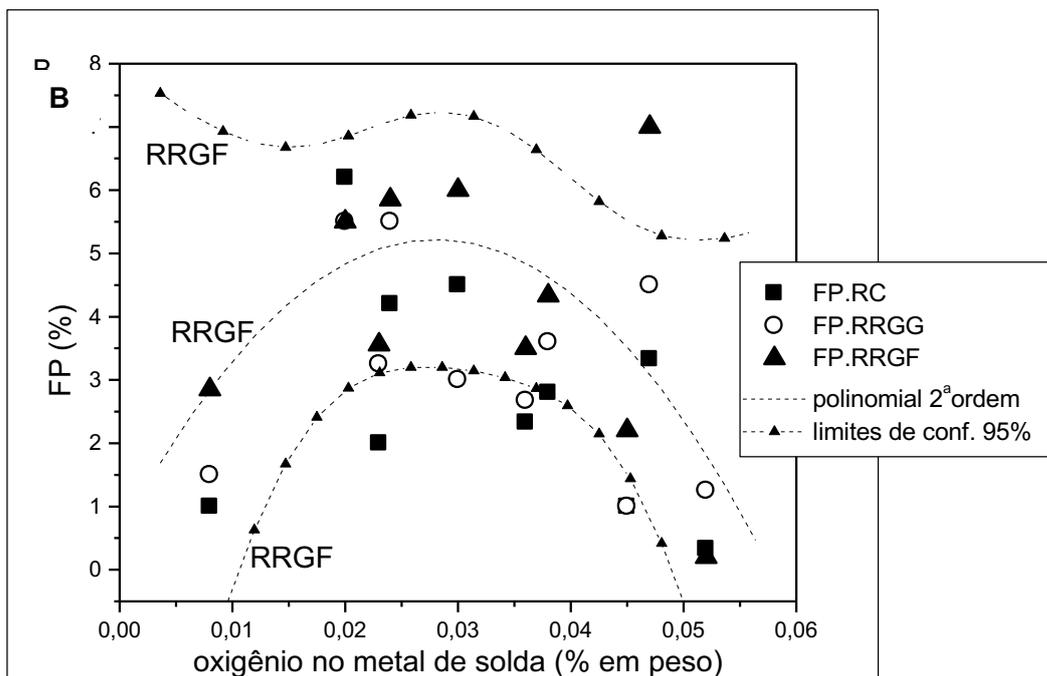
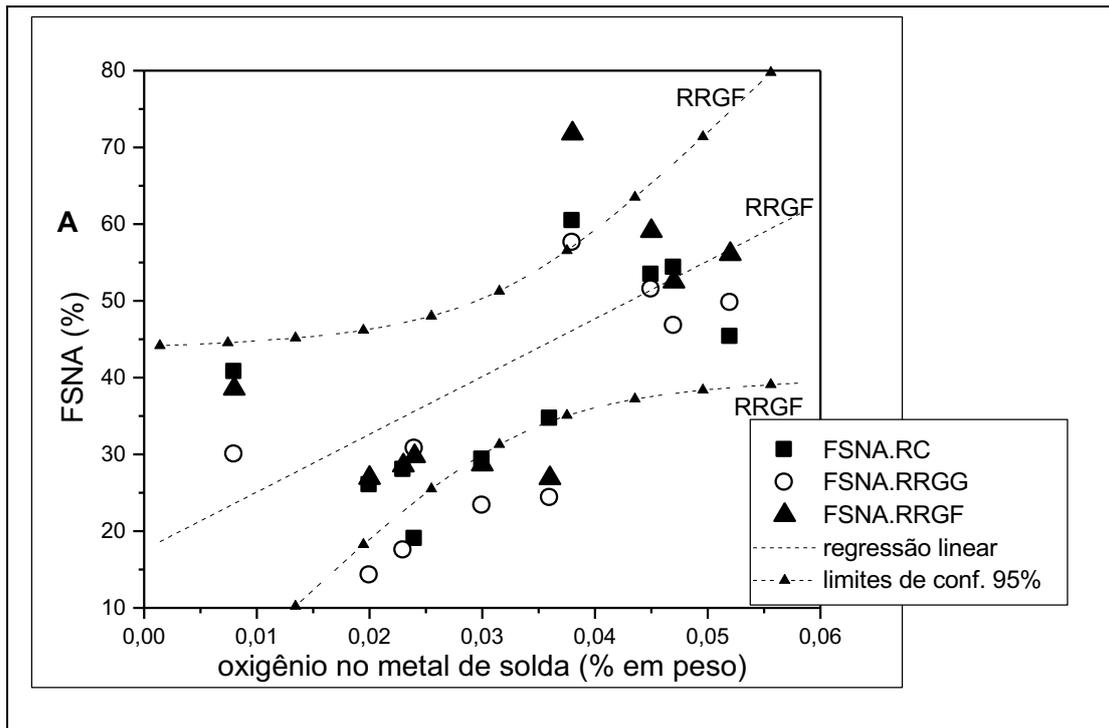


Fig. 5.27 – Variação de FSNA e FP em função do teor de oxigênio no metal de solda nas regiões colunar, reaquescida de grãos grosseiros e reaquescida de grãos finos.

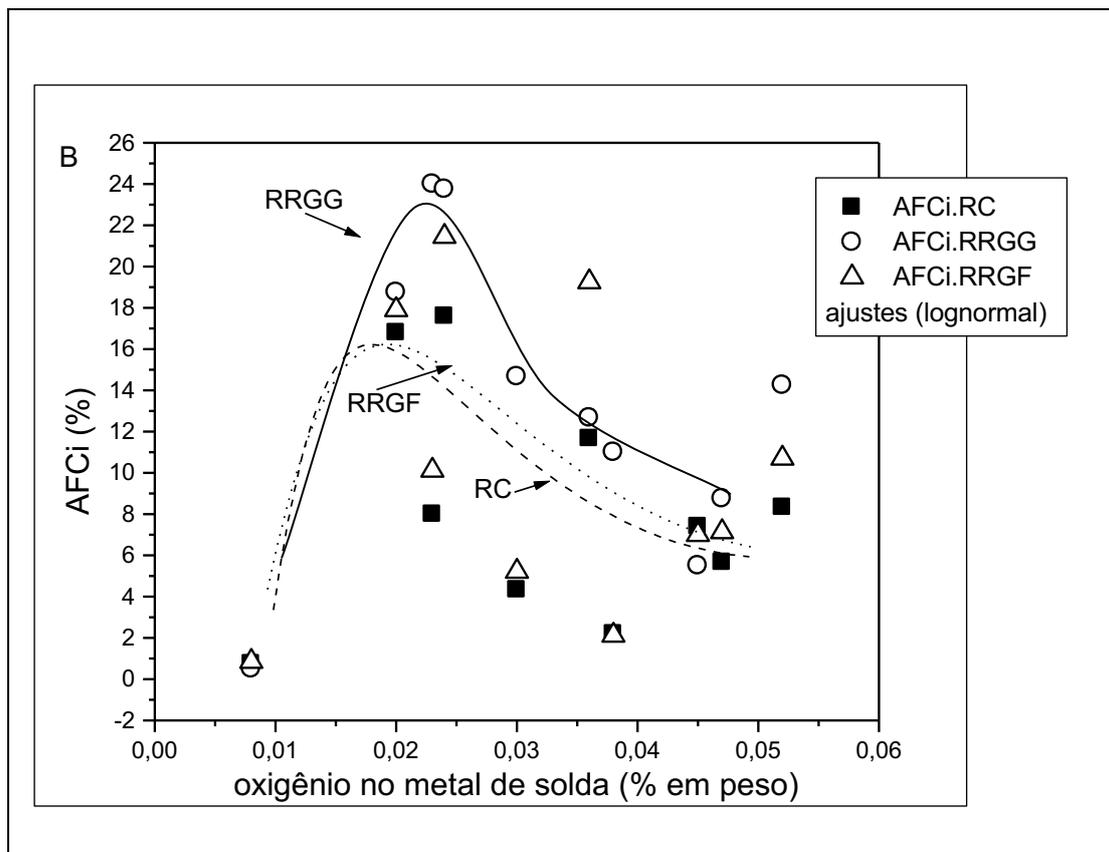
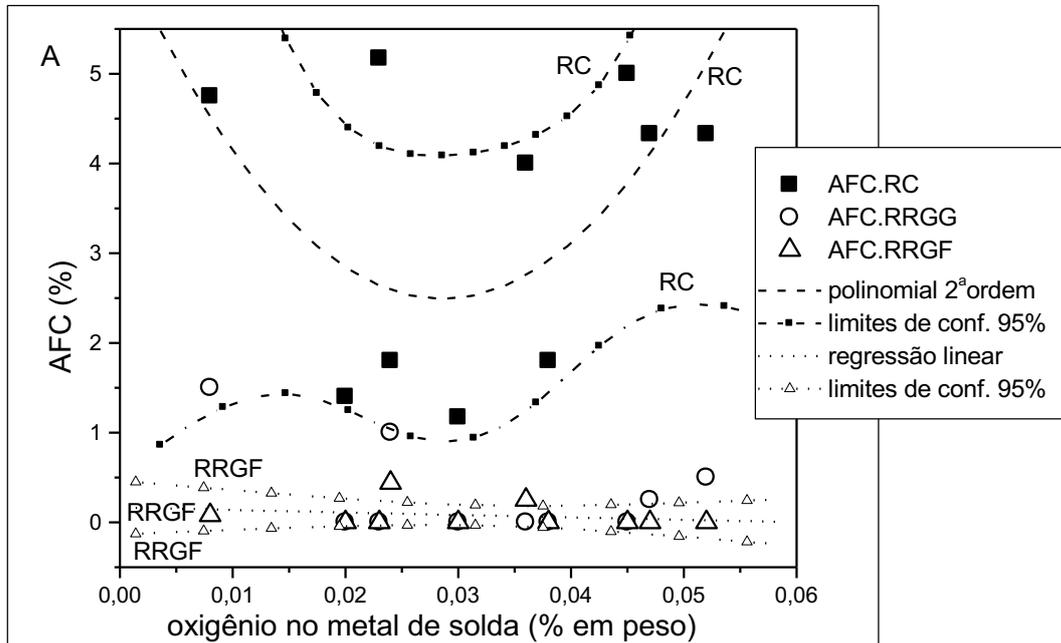


Fig. 5.28 – Variação de AFC e AFCi em função do teor de oxigênio no metal de solda nas regiões colunar, reauecida de grãos grosseiros e reauecida de grãos finos.

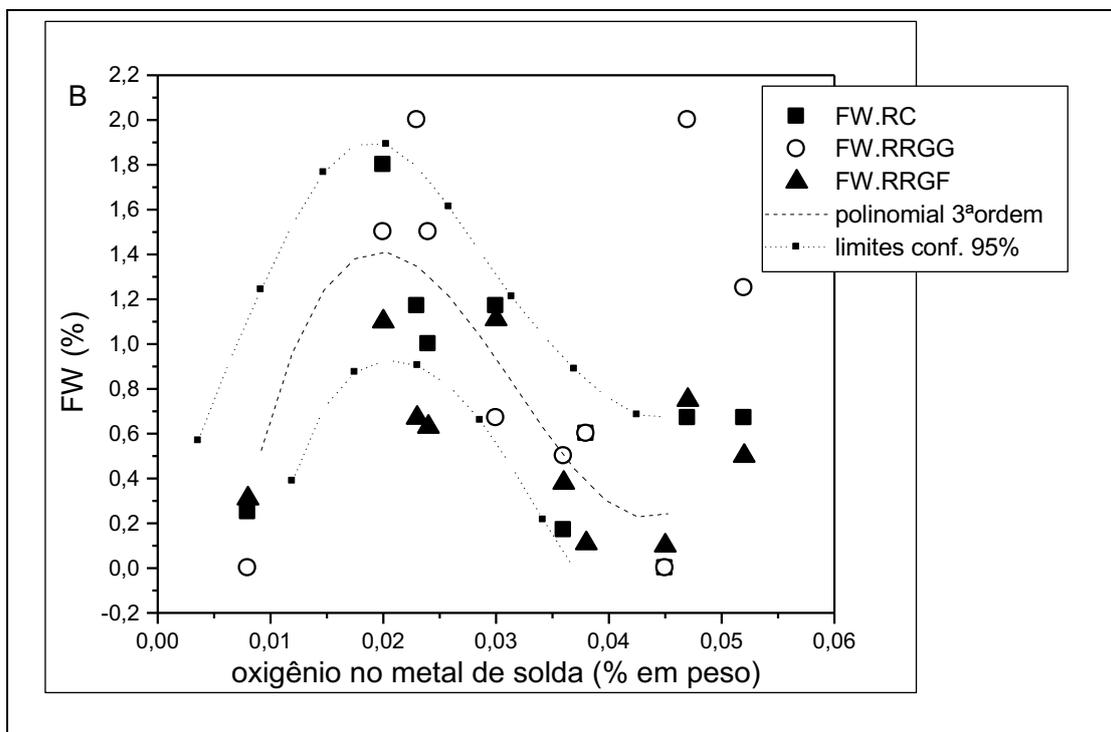
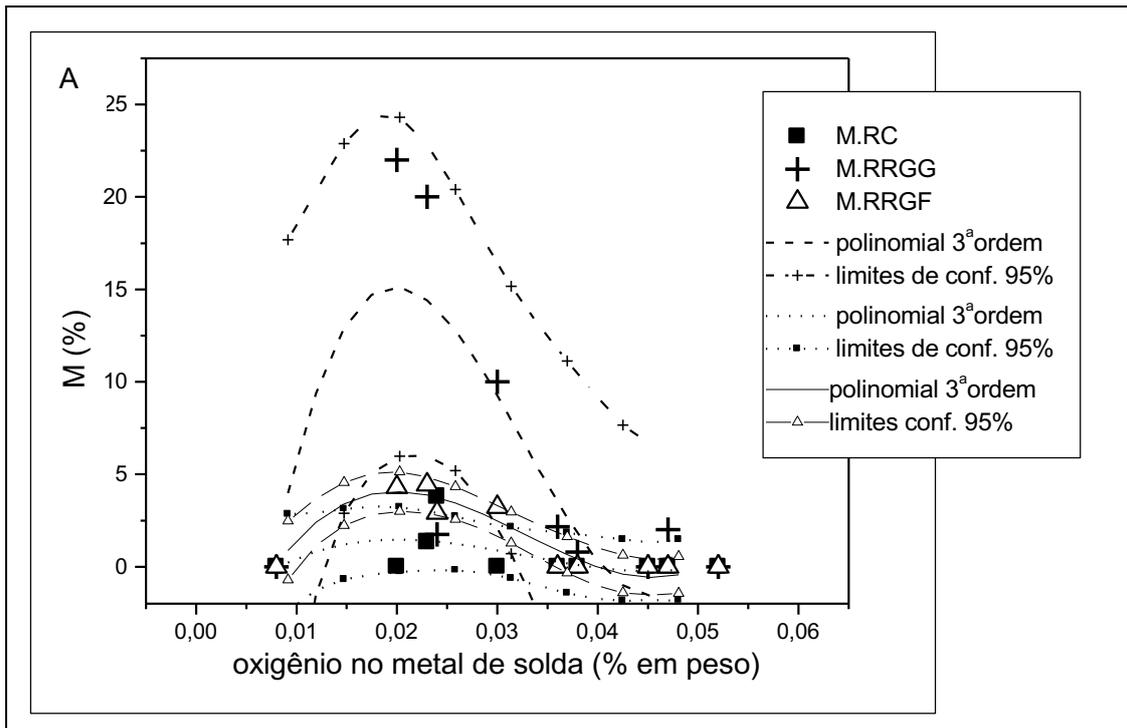


Fig. 5.29 – Variação de M e FW em função do teor de oxigênio no metal de solda nas regiões colunar, reauecida de grãos grosseiros e reauecida de grãos finos.

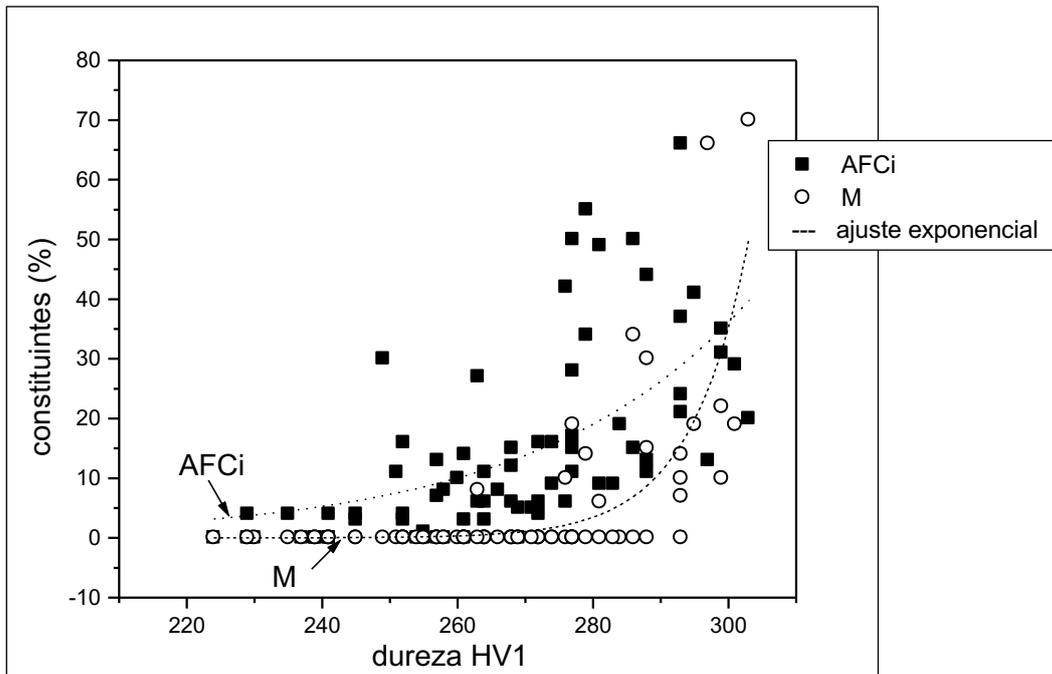


Fig. 5.30 – Variação da dureza em função das quantidades de M e AFCi nas amostras H10, H16, H19 e H21.

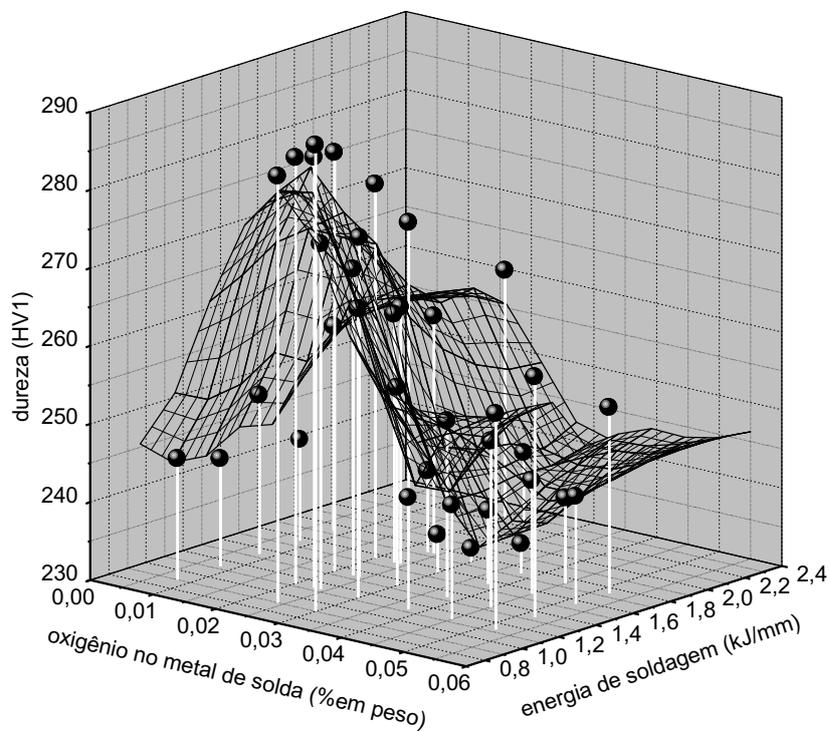


Fig. 5.31 – Variação da dureza em função da energia de soldagem e do oxigênio no metal de solda.

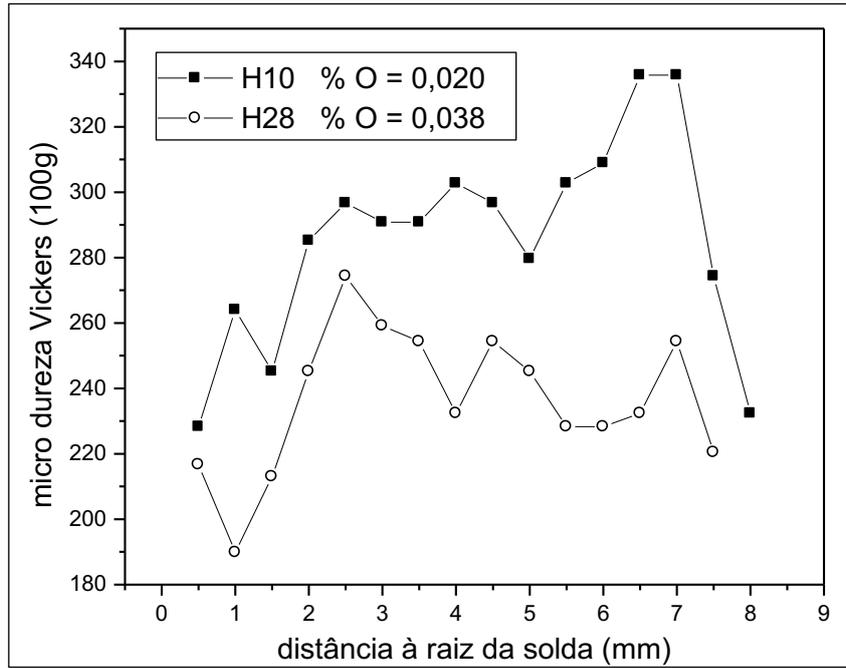


Fig. 5.32 – Varredura de dureza ao longo da linha central da solda a partir da raiz em duas amostras de diferentes teores de oxigênio no metal de solda.

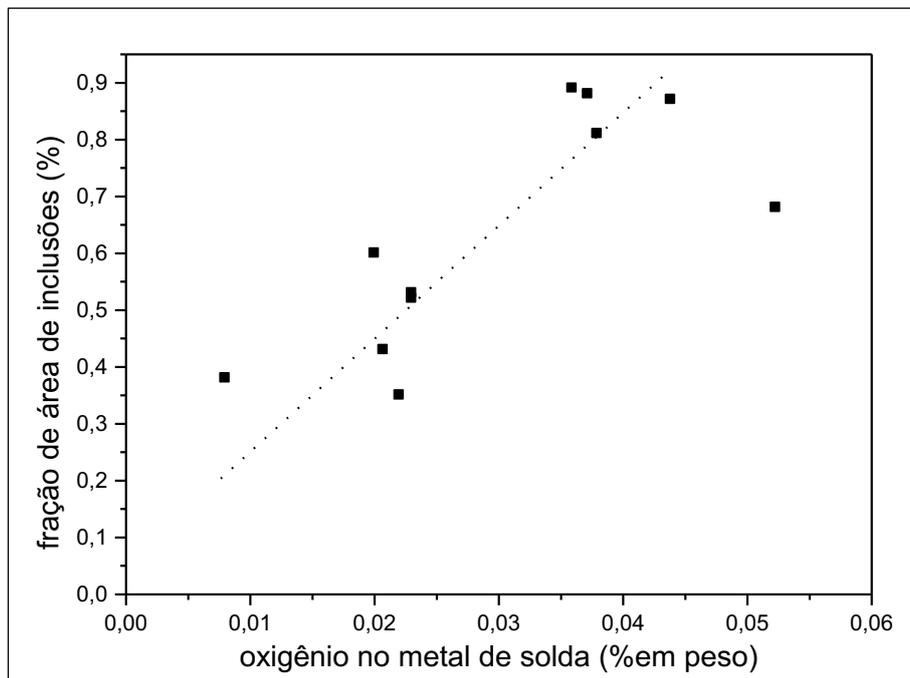


Fig. 5.33 – Relação entre quantidade de inclusões e teor de oxigênio no metal de solda.

Tabela 5.1 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H10.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RC	2,26	51	13	21	4	0	11	0	0	251
2	RC	2,26	33	15	22	9	0	16	0	5	272
3	RRGG	1,74	35	16	26	5	0	16	0	2	274
4	RRGF	1,74	54	12	16	3	0	11	0	4	277
5	RRGF	1,74	52	1	34	4	0	8	0	1	266
6	RC	1,74	37	13	41	3	0	5	0	1	269
7	RRGG	1,56	60	10	15	3	0	11	0	1	288
8	RRGF	1,56	51	8	19	5	0	17	0	0	277
9	RRGF	1,56	76	4	12	2	0	6	0	0	276
10	RRGF	1,56	49	5	34	12	0	0	0	0	255
11	RC	1,56	29	6	20	8	0	37	0	0	293
12	RRGG	1,34	11	10	11	10	0	35	22	1	299
13	RRGF	1,34	20	6	24	7	0	31	10	2	299
14	RRGF	1,34	14	3	59	7	0	15	0	2	277
15	RRGF	1,34	53	3	32	5	0	7	0	0	257
16	RC	1,34	29	13	26	7	7	15	0	3	286
17	RRGG	1,13	5	5	5	4	0	13	66	2	297
18	RRGF	1,13	21	6	23	2	0	34	14	0	279
19	RRGF	1,13	3	2	16	8	0	50	19	2	277

Tabela 5.2 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H16.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RRGF	1,74	56	3	28	8	0	4	0	1	272
2	RRGF	1,74	53	6	16	5	3	16	0	1	252
3	RC	1,74	45	33	6	3	0	13	0	0	257
4	RRGG	1,56	35	5	42	1	0	15	0	2	268
5	RRGF	1,56	39	3	36	10	0	11	0	1	264
6	RRGF	1,56	35	7	47	7	1	3	0	0	252
7	RC	1,56	50	15	25	2	2	6	0	0	268
8	RRGG	1,34	48	11	26	5	0	10	0	0	260
9	RRGF	1,34	33	4	34	10	0	19	0	0	284
10	RRGF	1,34	50	6	29	8	0	6	0	1	272
11	RC	1,34	40	11	15	2	2	28	0	2	277
12	RRGG	1,13	15	7	19	9	0	49	0	1	281
13	RRGF	1,13	16	4	27	1	0	42	10	0	276
14	RRGF	1,13	20	0	21	4	0	55	0	0	279
15	RC	1,13	53	6	35	4	2	0	0	0	261
16	RRGG	0,9	12	10	36	7	4	21	7	3	293
17	RRGF	0,9	14	5	28	4	0	29	19	1	301
18	RRGF	0,9	5	28	34	2	0	30	0	1	249
19	RC	0,9	0	10	14	10	3	41	19	3	295

Tabela 5.3 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H19.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RRGF	1,74	53	8	31	7	0	0	0	1	224
2	RC	1,74	49	14	26	8	2	0	0	1	239
3	RRGG	1,56	56	5	38	1	0	0	0	0	229
4	RRGF	1,56	50	18	22	9	0	0	0	1	230
5	RC	1,56	40	12	48	0	0	0	0	0	241
6	RC	1,56	58	14	24	3	0	0	0	1	239
7	RRGG	1,34	76	2	18	4	0	0	0	0	254
8	RRGF	1,34	68	1	26	5	0	0	0	0	258
9	RRGF	1,34	47	27	24	2	0	0	0	0	257
10	RC	1,34	44	21	33	0	2	0	0	0	241
11	RC	1,34	42	18	15	12	0	12	0	1	268
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	276
13	RRGF	1,13	39	17	27	6	0	9	0	2	283
14	RRGF	1,13	50	3	40	5	0	0	0	2	269
15	RRGF	1,13	59	6	29	5	0	1	0	0	255
16	RC	1,13	32	13	30	4	3	14	0	4	261
17	RRGG	0,9	0	6	14	4	0	44	30	2	288
18	RRGF	0,9	4	16	41	8	0	13	15	3	288
19	RRGF	0,9	31	5	18	7	0	24	14	1	293

Tabela 5.4 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H21.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RC	2,26	30	21	42	0	6	0	0	1	237
2	RC	2,26	57	25	10	0	4	4	0	0	241
3	RRGG	1,74	44	16	30	6	0	4	0	0	235
4	RRGF	1,74	61	11	20	4	0	4	0	0	252
5	RRGF	1,74	40	25	31	0	0	4	0	0	229
6	RC	1,74	30	18	41	0	6	3	0	2	245
7	RRGG	1,56	55	9	28	0	0	6	0	2	264
8	RRGF	1,56	38	9	50	0	0	3	0	0	261
9	RRGF	1,56	88	0	8	1	0	3	0	0	264
10	RRGF	1,56	49	8	34	0	0	4	0	5	245
11	RC	1,56	60	15	13	0	1	9	0	2	274
12	RRGG	1,34	2	7	7	2	0	66	10	6	293
13	RRGF	1,34	41	4	44	3	0	8	0	0	258
14	RRGF	1,34	42	6	43	3	0	6	0	0	263
15	RC	1,34	8	20	20	4	11	27	8	2	263
16	RRGG	1,13	0	0	5	5	0	20	70	0	303
17	RRGF	1,13	0	1	0	14	0	50	34	1	286
18	RRGF	1,13	43	8	27	7	0	9	6	0	281
19	RC	1,13	40	2	42	8	3	5	0	0	271

Tabela 5.5 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H25.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RRGF	0,9	9	6	37	0	0	48	0	0	109
2	RRGG	0,9	15	3	58	0	2	21	0	1	281
3	RC	1,13	18	7	54	1	8	12	0	0	257
4	RRGF	1,13	19	0	76	0	0	5	0	0	260
5	RRGF	1,13	30	18	48	0	0	4	0	0	257
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	271
7	RC	1,34	37	15	39	0	0	7	0	2	264
8	RRGF	1,34	35	0	54	0	0	9	0	2	258
9	RRGF	1,34	36	6	53	1	0	4	0	0	271
10	RRGF	1,34	27	8	51	0	0	13	0	1	251
11	RRGG	1,34	20	17	49	3	0	11	0	0	260
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	235
13	RRGF	1,56	25	2	65	0	0	8	0	0	252
14	RRGF	1,56	29	5	59	1	0	6	0	0	237
15	RRGG	1,56	23	16	42	2	0	13	0	4	235
16	RRGG	1,56	28	10	50	0	0	12	0	0	251
17	RC	1,74	18	28	43	0	5	6	0	0	235
18	RRGF	1,74	21	7	68	0	0	3	0	1	255
19	RRGF	1,74	30	12	50	0	0	7	0	1	271

Tabela 5.6 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H26.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RC	1,13	21	8	43	4	3	21	0	0	-
2	RRGF	1,13	26	19	44	7	0	4	0	0	220
3	RRGF	1,13	16	4	70	3	0	7	0	0	254
4	RRGF	1,13	16	2	73	2	0	7	0	0	245
5	RRGG	1,13	34	17	43	2	0	4	0	0	260
6	RC	1,34	35	10	50	0	2	3	0	0	234
7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	261
8	RRGF	1,34	26	12	56	1	0	4	0	1	255
9	RRGF	1,34	30	7	57	1	0	5	0	0	254
10	RRGG	1,34	30	3	60	0	0	7	0	0	252
11	RC	1,56	23	38	31	0	4	4	0	0	237
12	RC	1,56	13	6	75	0	3	3	0	0	241
13	RRGF	1,56	15	11	69	0	0	5	0	0	254
14	RRGF	1,56	35	7	48	3	0	7	0	0	242
15	RRGF	1,56	23	16	54	0	0	7	0	0	249
16	RC	1,74	4	8	68	1	13	6	0	0	239
17	RRGF	1,74	13	13	56	4	0	14	0	0	225
18	RRGF	1,74	21	4	64	1	0	10	0	0	258

Tabela 5.7 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H27.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW
1	RRGF	1,74	33	2	49	9	0	7	0	0
2	RRGF	1,74	27	15	39	9	0	10	0	0
3	RC	1,74	9	13	57	5	10	6	0	0
4	RRGG	1,56	17	14	50	4	0	14	0	1
5	RRGF	1,56	19	25	48	7	0	1	0	0
6	RRGF	1,56	22	2	61	9	0	6	0	0
7	RRGF	1,56	14	0	82	0	0	4	0	0
8	RC	1,56	5	16	67	2	5	3	0	2
9	RC	1,56	34	20	36	6	1	2	0	1
10	RRGG	1,34	19	14	56	3	0	7	0	1
11	RRGF	1,34	22	2	59	8	0	7	0	2
12	RRGF	1,34	36	3	47	7	0	7	0	0
13	RC	1,34	19	14	50	4	4	9	0	0
14	RRGG	1,13	28	8	47	5	1	3	4	4
15	RRGF	1,13	35	4	35	7	0	15	0	4
16	RC	1,13	13	14	67	3	0	3	0	0
17	RC	1,13	24	9	49	0	6	11	0	1
18	RRGG	0,9	32	11	34	6	0	11	4	2

Tabela 5.8 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H28.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RRGF	1,74	8	15	73	4	0	0	0	0	
2	RRGF	1,74	8	8	84	0	0	0	0	0	239
3	RC	1,74	17	11	66	0	5	0	0	1	225
4	RC	1,74	29	16	50	5	0	0	0	0	237
5	RRGG	1,56	17	14	66	0	0	3	0	0	235
6	RRGF	1,56	26	1	69	0	0	4	0	0	239
7	RRGF	1,56	20	4	69	6	0	1	0	0	242
8	RC	1,56	23	12	62	2	1	0	0	0	241
9	RRGG	1,34	20	9	56	2	0	10	0	3	244
10	RRGF	1,34	16	2	80	2	0	0	0	0	254
11	RRGF	1,34	12	7	76	0	0	4	0	1	258
12	RRGF	1,34	16	4	76	2	0	2	0	0	257
13	RC	1,34	21	4	68	2	0	5	0	0	251
14	RRGG	1,13	10	13	54	5	0	18	0	0	254
15	RRGG	1,13	12	9	63	5	0	11	0	0	257
16	RRGF	1,13	17	3	60	13	0	7	0	0	252
17	RRGF	1,13	22	6	59	12	0	1	0	0	205
18	RC	1,13	16	12	56	5	3	6	0	2	254
19	RRGG	0,9	17	11	49	6	0	13	4	0	178

Tabela 5.9 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra H35.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RRGF	0.9	25	25	15	15	0	20	0	0	252
2	RC	1.13	10	12	27	10	3	38	0	0	269
3	RRGF	1.13	10	0	15	10	0	64	0	1	272
4	RRGG	1.13	46	15	21	4	0	10	4	0	281
5	RC	1.34	49	12	18	4	10	6	0	1	272
6	RRGF	1.34	48	0	43	1	0	6	0	2	260
7	RRGF	1.34	51	1	32	0	1	15	0	0	269
8	RRGG	1.34	32	4	38	4	0	17	4	1	274
9	RRGG	1.34	22	24	21	6	0	20	5	2	274
10	RC	1.56	38	20	33	0	3	6	0	0	257
11	RRGF	1.56	46	13	31	0	0	10	0	0	241
12	RRGF	1.56	25	14	44	0	0	17	0	0	249
13	RRGG	1.56	55	2	29	0	0	14	0	0	246
14	RRGG	1.56	46	35	9	1	0	9	0	0	252
15	RC	1.74	40	7	42	0	3	8	0	0	233
16	RRGF	1.74	60	8	21	0	1	10	0	0	233
17	RRGF	1.74	55	17	14	2	0	12	0	0	221
18	RRGG	1.74	38	27	28	1	0	6	0	0	234
19	RC	2.26	46	5	35	0	5	9	0	0	218
20	RC	2.26	40	4	53	0	0	3	0	0	231

Tabela 5.10 – Resultados da medição da quantidade dos constituintes (% em área).  
Amostra G17.

Impressão	Região	ES (kJ/mm)	FA	FSFA	FSFNA	FP	AFC	AFCi	M	FW	HV 1
1	RRGF	0,9	39	5	42	14	0	0	0	0	246
2	RRGF	0,9	60	4	27	8	0	1	0	0	245
3	RRGF	0,9	44	5	48	0	0	3	0	0	257
4	RRGG	0,9	48	13	35	1	3	0	0	0	234
5	RC	1,13	26	21	51	1	0	1	0	0	233
6	RRGF	1,13	36	10	51	2	0	1	0	0	248
7	RRGF	1,13	56	5	35	4	0	0	0	0	251
8	RC	1,34	47	14	32	1	5	0	0	1	251
9	RRGF	1,34	32	17	51	0	0	0	0	0	248
10	RRGF	1,34	50	2	46	2	0	0	0	0	251
11	RRGF	1,34	65	1	30	2	0	2	0	0	252
12	RC	1,56	42	13	35	1	7	2	0	0	248
13	RRGF	1,56	35	12	48	0	0	4	0	1	235
14	RRGF	1,56	50	9	40	0	1	0	0	0	242
15	RRGG	1,56	60	12	25	2	0	1	0	0	246
16	RC	1,74	38	9	45	1	7	0	0	0	251
17	RRGF	1,74	70	3	22	2	0	0	0	3	246
18	RRGF	1,74	56	5	39	0	0	0	0	0	255
19	RRGF	1,74	74	1	22	3	0	0	0	0	272

Tabela 5.11 – Resultados médios da medição da quantidade dos constituintes (% em área).

Amostra	FA	FSA	FSNA	FP	AFC	AFCi	FW
G17	48,84	8,50	38,1	2,3	1,2	0,8	0,3
H19	44,33	11,44	28	5	0,38	9,77	1,06
H21	38,32	10,79	26,05	3	1,63	19,11	1,11
H16	32,58	9,15	27,26	5,37	0,89	23,84	0,89
H10	35,95	7,94	24	5,68	0,36	24,68	1,37
H25	24,71	9,4	52,7	0,5	0,9	11,1	0,7
H26	22,41	10,88	56,52	1,71	1,47	6,94	0,06
H27	22,67	10,3	51,8	5,2	1,5	7,4	1,0
H28	17,21	8,47	65,05	3,74	0,47	4,68	0,37
H35	39,10	12,25	28,45	2,9	1,3	15,65	0,35

Tabela 5.12 – Quantidades relativas das regiões do metal de solda (% em comprimento).

Amostra	RC	RRGG	RRGF
G17	21.05	10.53	68.42
H19	33.33	16.67	50.00
H21	31.58	21.05	47.37
H16	26.32	21.05	52.63
H10	26.32	21.05	52.63
H25	17.65	23.53	58.82
H26	29.41	11.76	58.82
H27	33.33	22.22	44.44
H28	26.32	26.32	47.37
H35	30.00	30.00	40.00

Tabela 5.13 - Quantidade de inclusões no metal de solda.

Amostra	Oxigênio no metal de solda (%)	Fração de área de inclusões (%)
H20	0,022	0,35
G17	0,008	0,38
H20	0,022	0,35
H32	0,020	0,43
H14	0,023	0,52
H21	0,023	0,53
H10	0,020	0,6
H25	0,052	0,68
H28	0,037	0,81
H31	0,043	0,87
H30	0,037	0,88
H35	0,035	0,89

## 6 - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS – TENACIDADE

A tabela 6.1 apresenta os resultados de tenacidade, medida pela energia absorvida no ensaio Charpy V a  $-20^{\circ}\text{C}$ . A relação tenacidade-microestrutura é apresentada nas figuras 6.1 e 6.2 por meio das curvas de variação da tenacidade em função das quantidades de cada constituinte isoladamente. Os resultados indicam que FA e FSNA são os constituintes que mais influenciaram a tenacidade do metal de solda. A tenacidade cresce com o aumento da quantidade de ferrita acicular e com o decréscimo da quantidade de ferrita com segundas fases não alinhadas, em concordância com o comportamento reportado por diversos autores para metais de solda de aços C-Mn e ligados ao Ni e/ou Mo, depositados nas condições atmosféricas [55,56,63,80,82,86]. A formação destes constituintes está relacionada à quantidade e distribuição das inclusões presentes no metal de solda que, por sua vez, dependem do teor de oxigênio no metal de solda como discutido no capítulo 2 e verificado no presente trabalho. A influência da quantidade de inclusões na tenacidade é apresentada na figura 6.3.

Na figura 6.4, apresentam-se os resultados da tenacidade em função das quantidades de RC, RRGG e RRGF. Estes resultados não permitem identificar qualquer relação coerente entre a variação da tenacidade e a variação das quantidades destas regiões no metal de solda e sugerem que as variações de tenacidade encontradas não são dependentes de tais quantidades.

Uma relação quantitativa entre tenacidade e constituintes microestruturais foi obtida com o método de regressão linear múltipla utilizando o programa Origin 5.0. Para validação da regressão, a ferramenta estatística empregada foi a análise de variância (ANOVA) utilizando recursos do mesmo programa. O critério de aceitação da regressão adotado foi baseado no valor do F de significação. A partir do nível de significância escolhido (0,05), a regressão é aceita quando o valor do F de significação é menor que 0,05. Os resultados obtidos são apresentados na figura 6.5, considerando os constituintes mais influentes na tenacidade (FA e FSNA), medidos nos próprios corpos-de-prova Charpy. Foram incluídos ainda nesta análise os constituintes M e AFCi em virtude de sua grande dependência quantitativa da energia de soldagem e do oxigênio no metal de solda. A equação de regressão linear múltipla obtida  $Cv-20^{\circ}\text{C}=62,007+1,488FA-0,57FSNA-1,305AFCi+11,760M$  mostra, através dos seus coeficientes, que FA e M apresentam influências positivas na tenacidade, contrariamente a FSNA e AFCi. Estruturas martensíticas com elevada tenacidade ocorrem em aços baixo carbono, notadamente quando autorevenidas [87]. O teste de validação da equação de regressão, através da aplicação da análise de variância

resultou positivo (vide anexo 1). Entretanto, quando da aplicação da quantificação microestrutural da região exclusivamente colunar na equação de regressão, os resultados obtidos apresentam desvios em relação aos resultados anteriores, como pode ser observado na figura 6.5. Adicionalmente, a análise de variância da regressão linear múltipla para a região colunar realizada a partir dos mesmos constituintes resultou inválida (vide anexo 2). Estes resultados mostram que a tenacidade da região colunar não representa adequadamente a tenacidade média da junta soldada e que o método de quantificação da microestrutura adotado no presente trabalho é mais adequado para correlacionar a microestrutura com a tenacidade do que a simples quantificação pelo passe de acabamento onde a estrutura é integralmente colunar. Para complementar estas análises são plotados nas figuras 6.6 e 6.7 os valores de tenacidade calculados pela equação de regressão e os resultados experimentais da tenacidade em função do oxigênio no metal de solda e da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção, respectivamente. Nestas figuras, exceto para os baixos teores de oxigênio e de pressão parcial, cujos resultados são bastante dispersos, observa-se que a equação obtida pela regressão é capaz de expressar satisfatoriamente a relação entre microestrutura e tenacidade para os consumíveis e limites das variáveis de soldagem utilizados. Esta dispersão referente aos baixos teores de oxigênio é discutida adiante, neste capítulo.

A figura 6.8 ilustra a influência da pressão e da composição do gás de proteção na tenacidade, medida pela energia Charpy a  $-20^{\circ}\text{C}$ . Com o aumento do percentual de oxigênio no gás de proteção, a tenacidade decresce acentuadamente até teores da ordem de 0,3% em volume para, em seguida, apresentar uma tendência assintótica, com estabilização em torno de 50 J. O mesmo gráfico sugere que a tenacidade não varia com a pressão, na faixa de pressões pesquisada, quando mantida a composição do gás de proteção. Este resultado é coerente com a insensibilidade da microestrutura à pressão discutida no capítulo 5, embora, nas soldas com argônio puro como gás de proteção os resultados sejam bastante dispersos. Na figura 6.9 são apresentados (exclusivamente) estes resultados, onde observa-se que os valores de tenacidade das soldas em ambiente de TRIMIX situam-se em níveis inferiores aos correspondentes às soldas em ambiente de argônio puro quando a pressão ultrapassa 70 bar. Uma possível causa de tal dispersão é a contaminação do metal de solda pelo gás ambiental. De fato, o teor de nitrogênio das soldas em ambiente de TRIMIX é superior ao das soldas em ambiente de argônio puro como pode ser observado na figura 6.10, onde os teores de nitrogênio das mesmas amostras são plotados contra os valores de energia Charpy. Ainda na figura 6.9 um outro aspecto deve ser levantado. Observa-se nesta figura que apenas nas soldas em ambiente de argônio a tenacidade cresce com

o aumento da pressão, contrariamente aos demais resultados. Inicialmente deve-se analisar com cautela estes resultados que são estatisticamente pobres. É razoável supor que, com o aumento da pressão, a maior condutibilidade térmica dos gases de câmara e de proteção, assim como a maior vazão mássica aplicada no gás de proteção aumentem a velocidade de resfriamento do metal de solda com influência na tenacidade através do aumento da quantidade de martensita formada (figura 6.5) e do refino da microestrutura. Estes fatores podem contribuir positivamente para a tenacidade. Entretanto, pela análise dos resultados das curvas de transição das juntas H19, H20 e H21 (figura 6.11), todas soldadas com argônio puro, tanto no gás de câmara quanto no gás de proteção, e sob pressões de 51 bar, 91 bar e 111 bar, respectivamente, conclui-se que não é possível confirmar esta hipótese de que a tenacidade aumente com pressão. Segundo esta hipótese, em cada uma das quatro temperaturas de teste os maiores e os menores valores de tenacidade deveriam corresponder às amostras H21 (soldada com 111 bar) e H19 (soldada com 51 bar), respectivamente, o que não ocorreu. Observa-se, na figura 6.11, que os valores relativos de tenacidade destas três amostras H19, H20 e H21 não se apresentam igualmente ordenados quando comparados em cada uma das temperaturas -40°C, -20°C, 0°C e 20°C. Assim, a explicação sugerida para o aparente aumento da tenacidade com a pressão, indicado nos resultados dos testes com argônio puro, tanto no gás de proteção quanto no gás de câmara (figura 6.9), é que estes resultados estejam dentro da faixa de dispersão característica dos testes executados no presente trabalho. Dentre as principais causas desta dispersão apontam-se: variações da temperatura entre passes, do grau de diluição do metal de base e da localização do entalhe Charpy.

As figuras 6.6 e 6.7 mostram a variação decrescente da tenacidade com os aumentos do teor de oxigênio no metal de solda e da pressão parcial do oxigênio no gás de proteção, respectivamente. Os referidos gráficos mostram uma tendência assintótica na tenacidade para um valor de energia Charpy em torno de 50 J. Embora os dois gráficos sejam de certa forma redundantes, o gráfico da figura 6.7 foi incluído neste trabalho por seu importante valor prático na seleção do gás de proteção para soldagem hiperbárica em diferentes profundidades. A variação da tenacidade com a quantidade de inclusões (fig. 6.3) segue, previsivelmente, a mesma tendência observada em relação ao teor de oxigênio no metal de solda (fig.6.6), uma vez que estas variáveis (quantidade de inclusões e oxigênio no metal de solda) estão diretamente relacionadas. A tenacidade decresce abruptamente a partir de aproximadamente 0,03% de oxigênio ou de 0,6% de inclusões. A quantidade de

inclusões, por sua vez, influencia indiretamente a tenacidade através da microestrutura, como apresentado no capítulo 2.

A influência da temperatura na tenacidade é apresentada pelos dados da tabela 6.2 e pelas curvas de transição correspondentes a dois níveis de oxigênio e nitrogênio no metal de solda (figura 6.11), com o objetivo de oferecer dados de projeto que permitam prever a tenacidade do metal de solda para diferentes temperaturas de projeto situadas na faixa de interesse em reparos de dutos submarinos. No intervalo de temperatura estudado, os resultados dos metais de solda de baixo oxigênio situam-se no patamar superior da curva de transição enquanto o comportamento para o metal de solda de mais alto oxigênio sugere uma taxa constante de variação da tenacidade em função da temperatura. Considera-se que a temperatura de projeto de  $-20^{\circ}\text{C}$  para reparos submarinos já é uma temperatura conservadora, porque a temperatura de operação do duto deverá ser sempre superior a  $4^{\circ}\text{C}$  (temperatura da água do mar). Portanto, o valor mínimo de tenacidade atingido nos testes a  $-20^{\circ}\text{C}$ , que é da ordem de 50 J, demonstra que, independentemente do teor de oxigênio no gás de proteção, os requisitos de tenacidade exigidos pelos principais códigos e normas para soldas de qualidade estrutural são atendidos. Na norma AWS D3.6M:1999, Specification for Underwater Welding [3], por exemplo, são exigidos nos ensaios Charpy um valor médio superior a 34 J e um valor mínimo em cada teste de 23 J para qualificar o procedimento de soldagem conforme os requisitos de tenacidade de solda estrutural classe "A", quando o limite de resistência à tração do metal de base é superior a 550Mpa.

Os aspectos típicos das superfícies de fratura de corpos-de-prova Charpy correspondentes a três níveis de oxigênio no metal de solda são apresentados na figura 6.12. O micromecanismo de fratura correspondente a 0,023% de oxigênio, dentro, portanto, da faixa de teores ótimos de oxigênio em relação à tenacidade (0,02% a 0,03%), é a nucleação e crescimento de microcavidades. Para o teor muito baixo de oxigênio (0,008%) o micromecanismo predominante é o de quasi-clivagem, enquanto que para o teor de oxigênio mais elevado estão presentes extensas regiões de clivagem. Estes resultados mostram um comportamento previsível, tomando por base soldas atmosféricas [56-58], como analisado a seguir. Na solda de maior tenacidade ( $O_{ms}=0,023\%$ ) a dificuldade de propagação da fratura, imposta pela presença de ferrita acicular e assistida pela distribuição favorável das inclusões, não restringe o crescimento das inúmeras microcavidades formadas. Na solda com 0,008% de oxigênio, a existência de inclusões, em menor número e com distribuição menos favorável, resulta no menor desenvolvimento de microcavidades apesar da grande quantidade de ferrita acicular presente na microestrutura. Na solda com

Oms=0,045% a predominância de ferrita com segundas fases é o fator determinante da sua baixa tenacidade. É inibido o crescimento de microcavidades, permitindo a propagação de fratura por clivagem facilitada pela baixa resistência à propagação de trincas na ferrita com segundas fases.

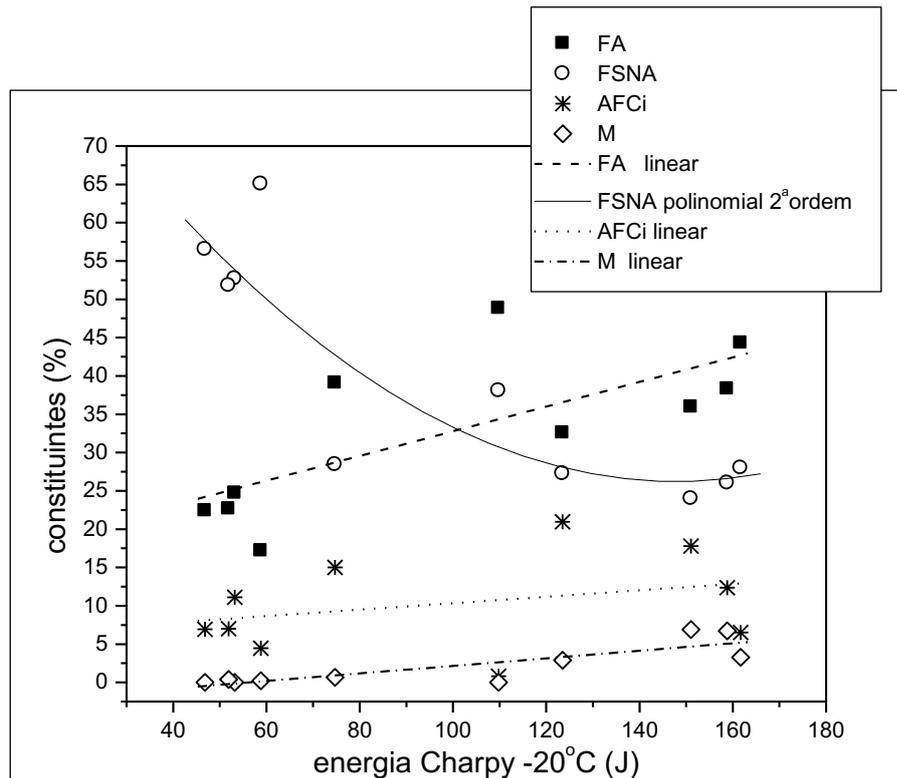


Fig. 6.1 – Relação tenacidade–microestruturas medidas nos próprios corpos-de-prova Charpy.

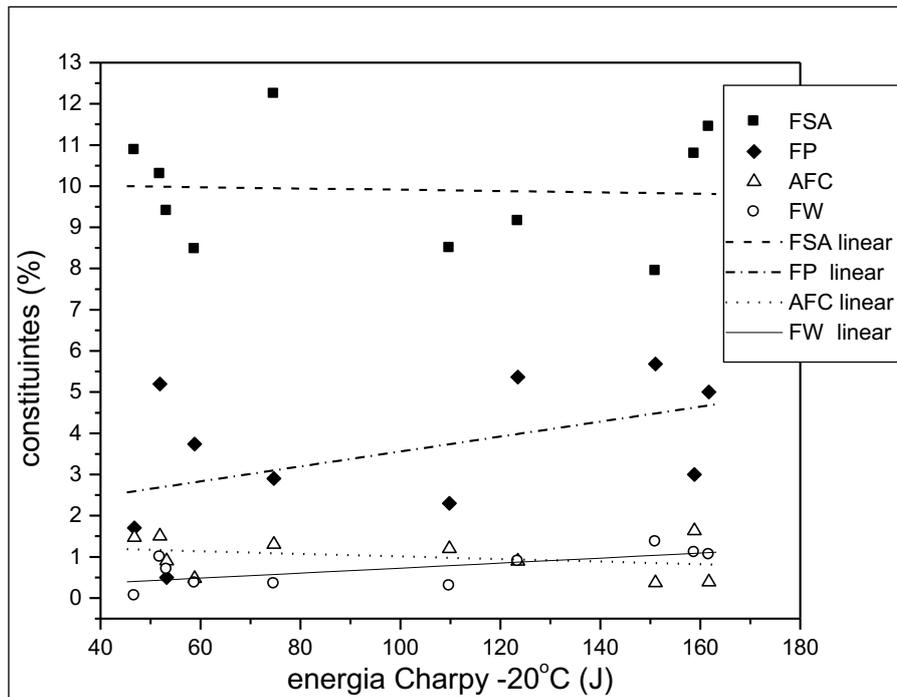


Fig. 6.2 – Relação tenacidade – microestruturas medidas nos próprios corpos-de-prova Charpy.

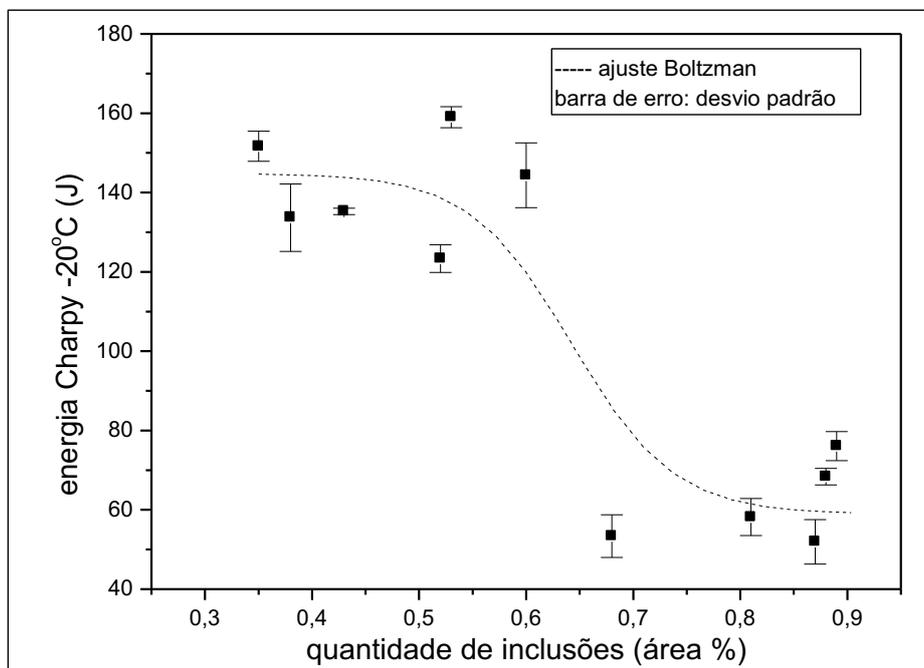


Fig. 6.3 – Tenacidade em função da quantidade de inclusões.

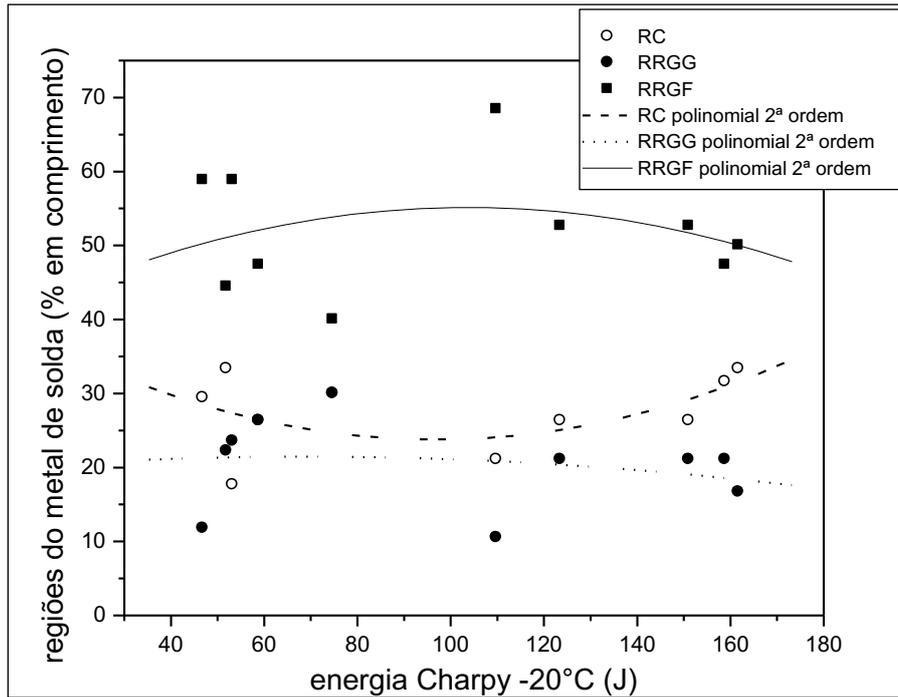


Figura 6.4 – Relação entre tenacidade e quantidades relativas de RC, RRG e RRGF.

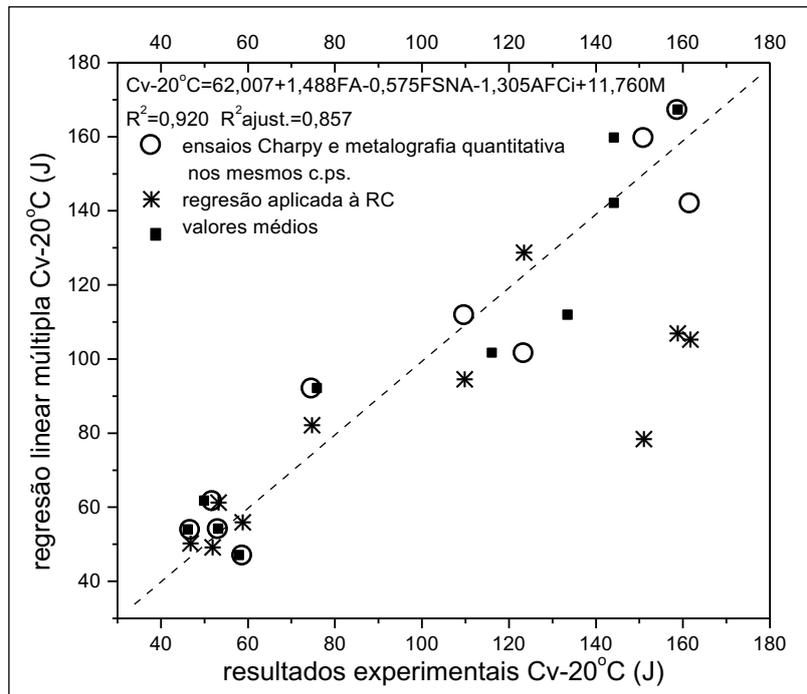


Fig. 6.5 – Comparação entre resultados experimentais e valores previstos por regressão linear múltipla.

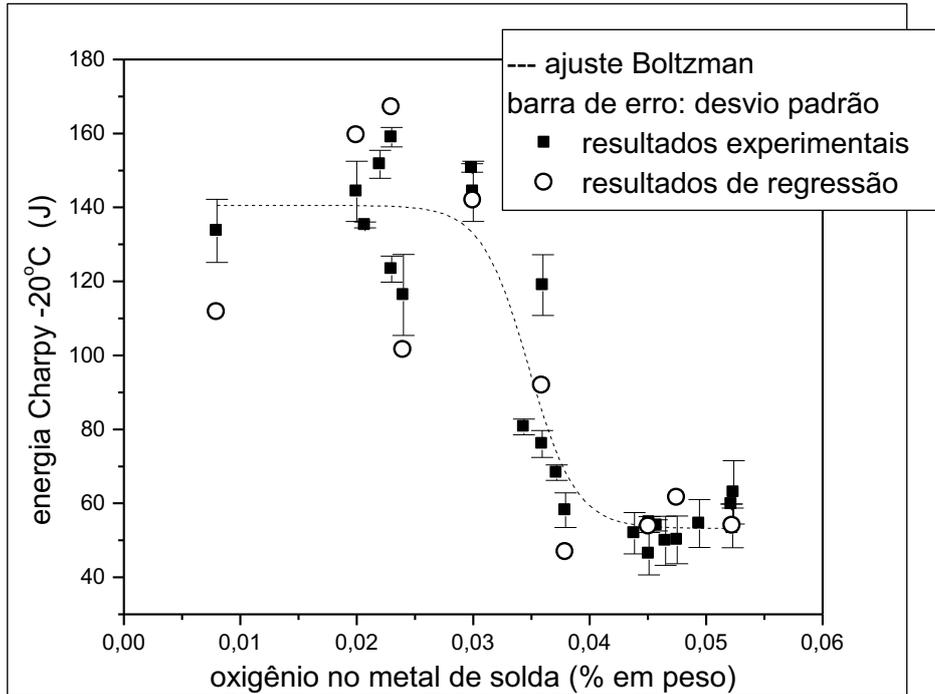


Fig. 6.6 – Comparação entre resultados experimentais e valores previstos por regressão linear múltipla.

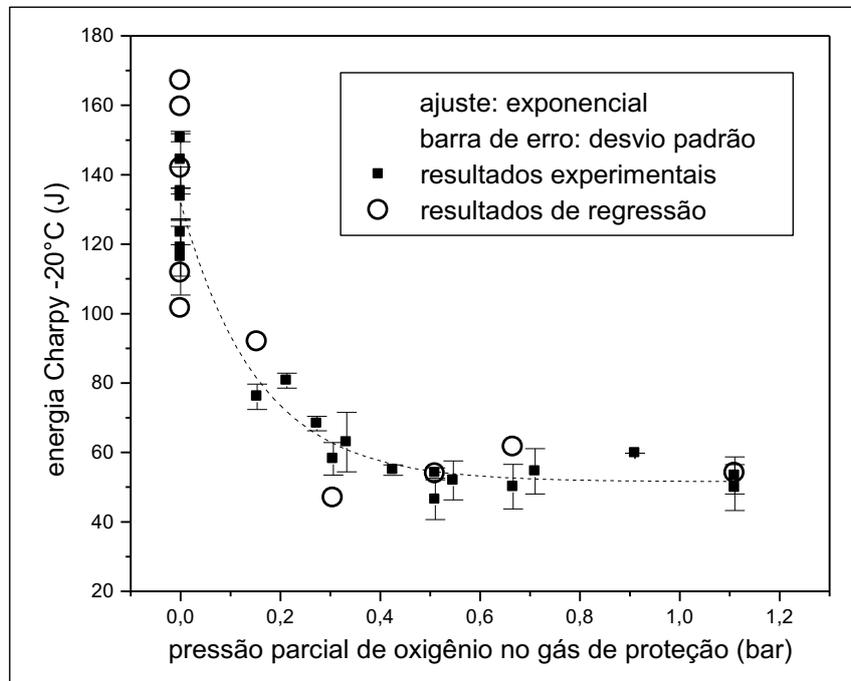


Fig. 6.7– Comparação entre resultados experimentais e valores previstos por regressão linear múltipla.

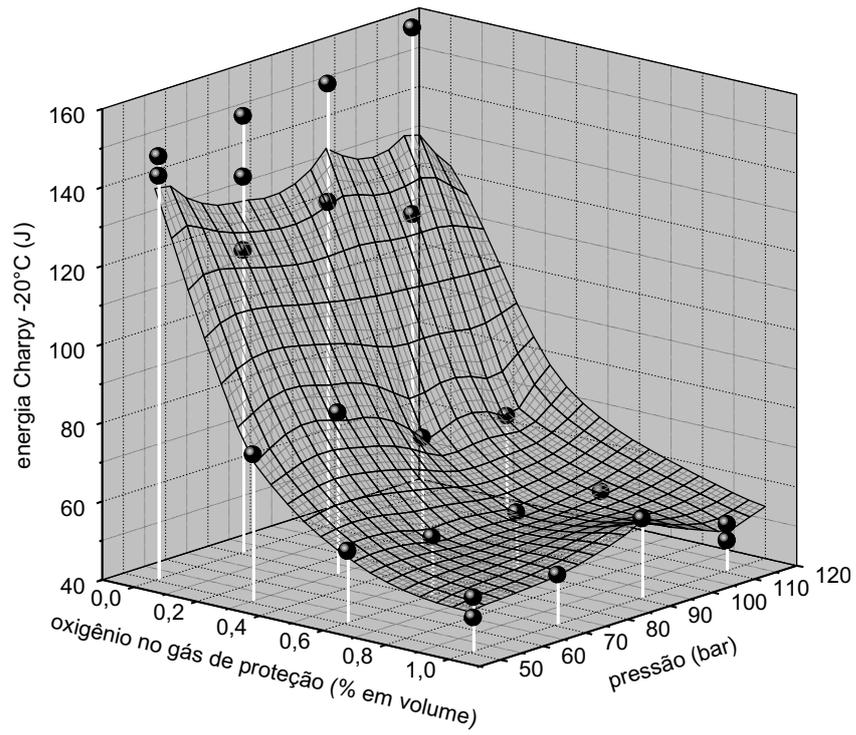


Fig. 6.8 – Tenacidade em função da pressão e da composição do gás de proteção.

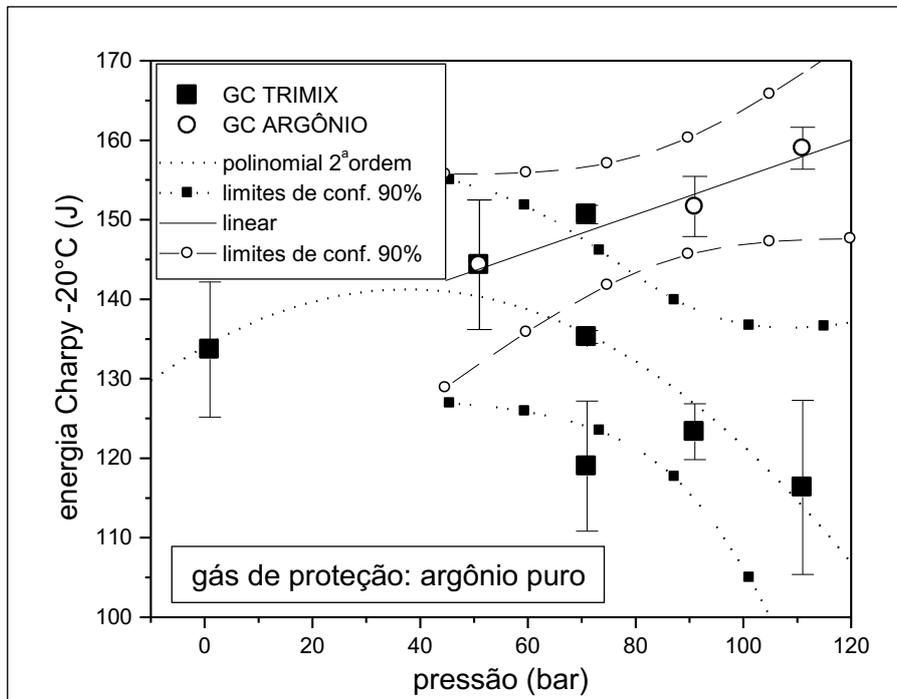


Fig. 6.9 – Tenacidade em função da pressão e do tipo de gás de câmara.  
Gás de proteção: argônio puro.

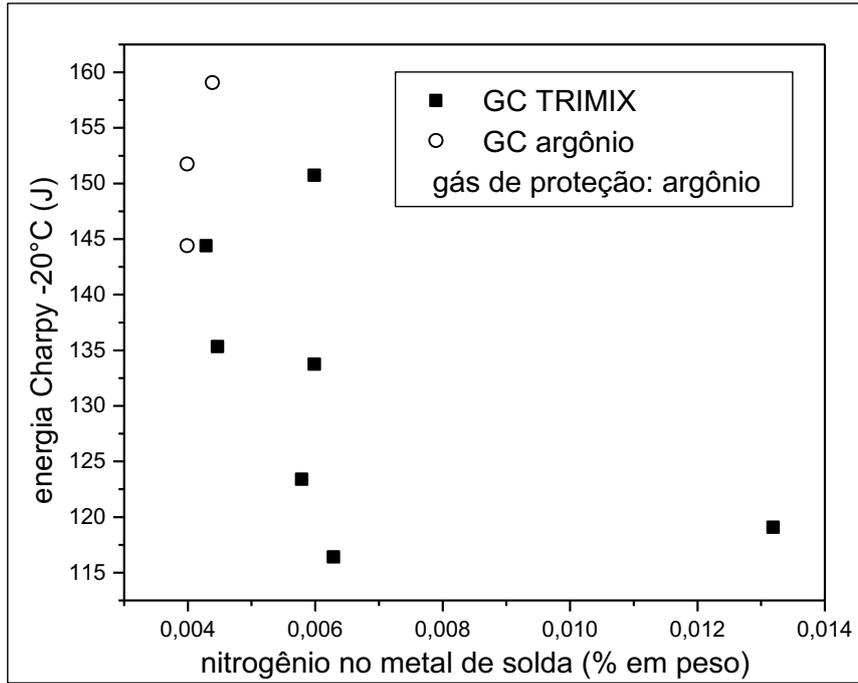


Fig. 6.10 – Relação entre tenacidade e teor de nitrogênio no metal de solda.

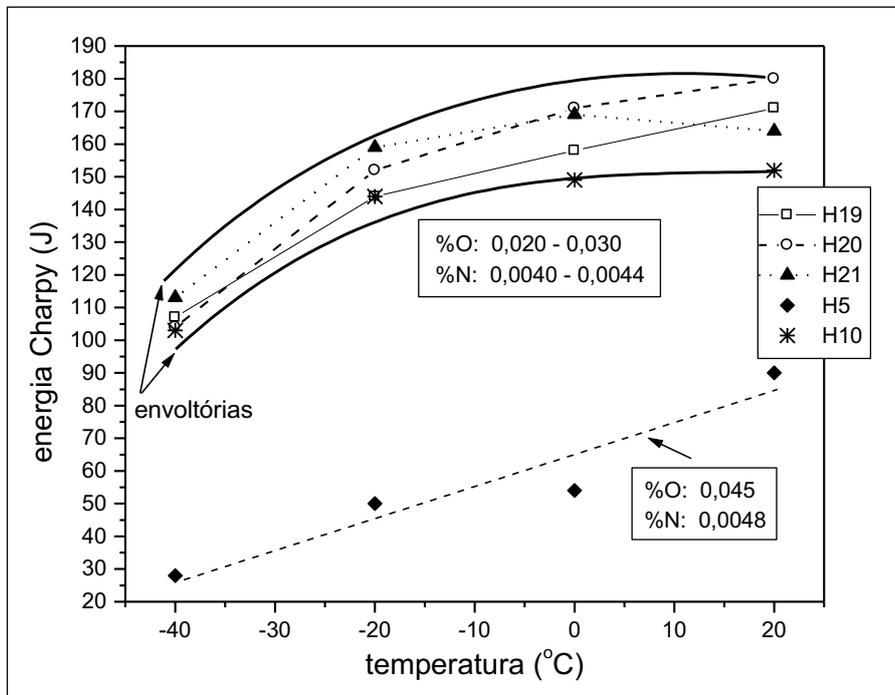
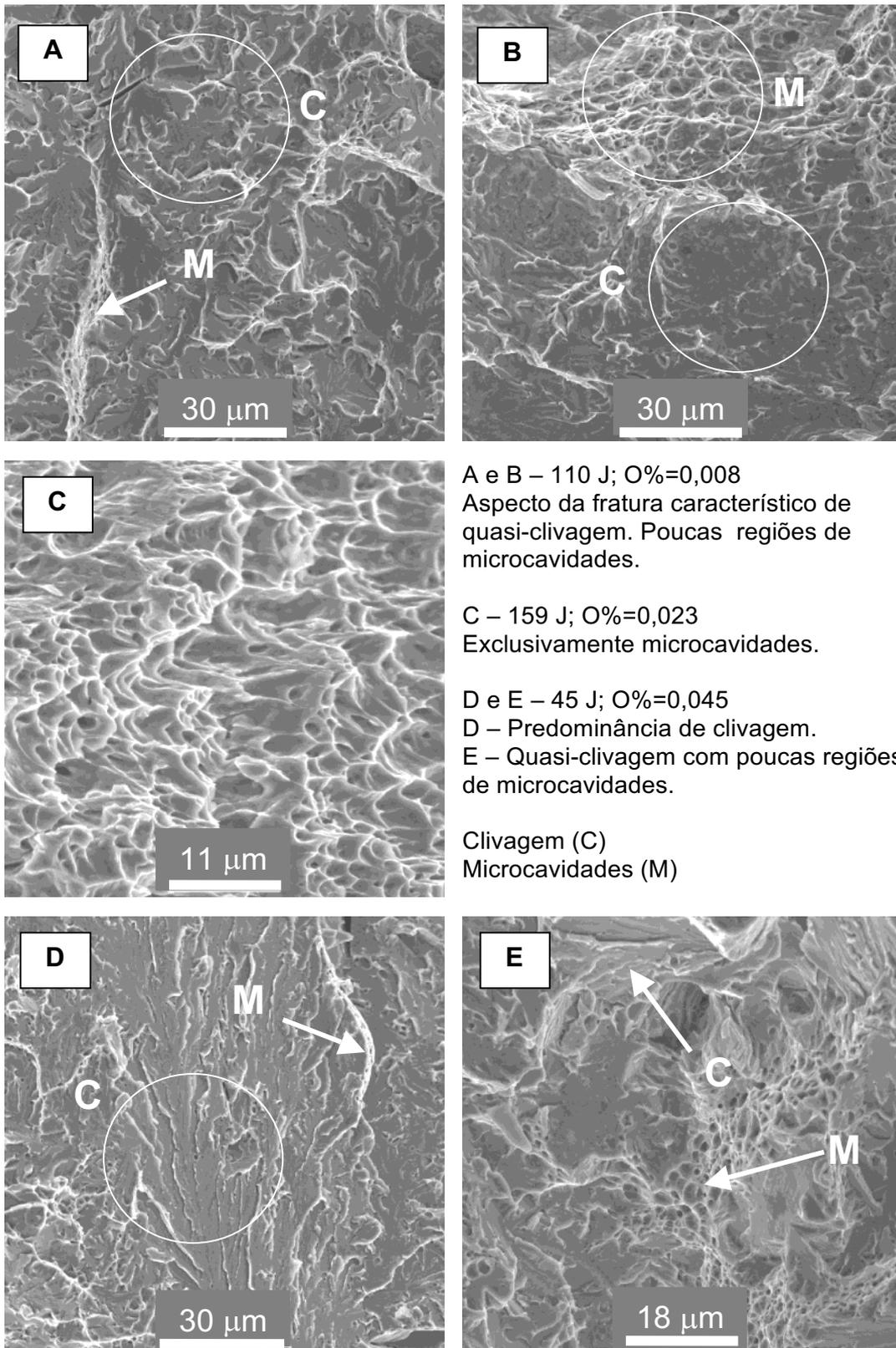


Fig. 6.11 – Curvas de transição e sua dependência dos níveis de oxigênio e nitrogênio no metal de solda.



A e B – 110 J; O%=0,008  
 Aspecto da fratura característico de  
 quasi-clivagem. Poucas regiões de  
 microcavidades.

C – 159 J; O%=0,023  
 Exclusivamente microcavidades.

D e E – 45 J; O%=0,045  
 D – Predominância de clivagem.  
 E – Quasi-clivagem com poucas regiões  
 de microcavidades.

Clivagem (C)  
 Microcavidades (M)

Fig. 6.12 – Microfractografias típicas das regiões centrais das superfícies de fratura de corpos-de-prova Charpy, ensaiados a  $-20^{\circ}\text{C}$ .

Tabela 6.1 - Resultados dos ensaios Charpy a -20°C.

CP	CV1 (J)	CV2 (J)	CV3 (J)	Média (J) 3 resultados	CV4 (J)	Média (J) 4 resultados	Desvio padrão 3 resultados
G17	134	125	142	133,66	109,8*	127,70	8,50
H10	150	148	135	144,33	151*	146,00	8,14
H12	126	121	110	119,00			8,18
H14	127	123	120	123,33			3,51
H16	129	110	110	116,33	123,5*	118,12	10,96
H18	120	126	129	125,00			4,58
H19	135	148	150	144,33	161,7*	148,67	8,14
H20	150	156	149	151,66			3,78
H21	157	158	162	159,00	158,8*	159,2	2,64
H22	150	152	150	150,66			1,15
H24	53,2	66,5	69,2	62,96			8,56
H25	58,8	48,1	53,2*	53,36			5,35
H26	40,5	51,9	46,8*	46,40			5,71
H27	43	51,9	55,5*	50,13			6,43
H28	58,8*	53,2	62,5	58,16			4,68
H30	70,6	67,9	66,5	68,33			2,08
H31	45,5	54,5	55,8	51,93			5,60
H32	134,8	13,2	13,8	135,26			0,80
H33	55,8	55,8	53,2	54,93			1,50
H34	80,2	78,8	83	80,66			2,14
H35	73,3	74,7*	80,2	76,06			3,64
H36	61,1	54,5	48,1	54,56			6,50
H37	55,8	53,2	53,2	54,06			1,50
H38	57,2	44,3	48,1	49,86			6,62
H39	59,8	59,8	59,8	59,80			0,00

\* corpos-de-prova empregados nas análises metalográficas

Tabela 6.2 – Energia Charpy em função da temperatura.

CP	Temp (°C)	CV1 (J)	CV2 (J)	CV3 (J)	Média (J)	Desvio padrão
H19	-40	94	96	130	106.67	20.23
	-20	135	148	150	144.33	8.14
	0	161	152	163	158.67	5.86
	20	175	169	170	171.33	3.21
H20	-40	93	96	122	103.67	15.95
	-20	150	156	149	151.67	3.79
	0	175	167	171	171.00	4.00
	20	190	183	167	180.00	11.79
H21	-40	116	100	124	113.33	12.22
	-20	157	158	162	159.00	2.65
	0	170	174	164	169.33	5.03
	20	158	170	163	163.67	6.03
H5	-40	15	34	34	27.67	10.97
	-20	46	54	49	49.67	4.04
	0	52	51	60	54.33	4.93
	20	91	96	84	90.33	6.03
H10	-40	111	104	93	102.67	9.07
	-20	150	148	135	144.33	8.14
	0	148	151	150	149.67	1.53
	20	160	147	151	152.67	6.66

Obs: A amostra H5 foi soldada em condições atmosféricas com gás de proteção Ar-18%CO<sub>2</sub>, mantendo constantes os demais parâmetros de soldagem.

## 7 - CONCLUSÕES

A variação da composição química do metal depositado em função da pressão parcial de oxigênio apresentou um comportamento diferente daquele observado em soldas atmosféricas. Para explicar tais diferenças propõe-se que, em soldagem hiperbárica, as maiores taxas de evaporação metálica passem a assumir importância, juntamente com a pressão parcial de oxigênio nos mecanismos de absorção de oxigênio pelo metal de solda. A difusão do oxigênio através do vapor metálico que emerge das superfícies de metal fundido passa a ser um mecanismo significativo.

A evolução microestrutural observada nas soldas hiperbáricas no presente trabalho assemelha-se àquela em soldas atmosféricas, reportada na literatura, quando relacionada ao teor de oxigênio no metal de solda de aços C-Mn e com adições de Mo e Ni, onde a característica principal é a maximização da quantidade de ferrita acicular para teores deste oxigênio na faixa 0,02% - 0,03%. Como características notáveis, apontam-se uma acentuada presença de agregado ferrita-carbeto em todas as regiões do metal de solda e a presença de martensita na RRGG em camadas depositadas com baixas energias de soldagem. Os resultados obtidos mostram que a microestrutura é clara e fortemente dependente da quantidade de inclusões e, conseqüentemente, do oxigênio no metal de solda e da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção. A pressão, isoladamente, não exerceu influência na microestrutura no intervalo de 51 bar a 111 bar.

Os constituintes que mais influenciaram a tenacidade do metal de solda foram FA e FSNA. A tenacidade cresce com o aumento da quantidade de ferrita acicular e com o decréscimo da quantidade de ferrita com segundas fases, a exemplo do comportamento de metais de solda de aços C-Mn e ligados ao Ni e/ou Mo, depositados nas condições atmosféricas.

A tenacidade decresce com o aumento da pressão parcial do oxigênio no gás de proteção e, conseqüentemente, com o aumento das suas variáveis dependentes (teor de oxigênio no metal de solda e quantidade de inclusões), com tendência assintótica em torno de 50 J. A tenacidade decresce abruptamente a partir de aproximadamente 0,03% de oxigênio no metal de solda ou de 0,6% de inclusões e não é influenciada pela pressão, no intervalo 51bar a 111bar, quando esta variável é analisada isoladamente.

Independentemente da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção, os requisitos de tenacidade exigidos pelos principais códigos e normas para metais de

solda de qualidade estrutural são atendidos, viabilizando por este aspecto a execução de reparos em profundidades de até 1100 m.

A metodologia desenvolvida para avaliar quantitativamente a microestrutura e relacioná-la com a tenacidade mostrou-se adequada para aplicação em metais de solda formados por camadas depositadas com diferentes energias de soldagem.

Sugerem-se, como trabalhos futuros, um estudo aprofundado sobre os mecanismos que regem a absorção de oxigênio pelo metal de solda em condições hiperbáricas e, também, a avaliação da soldabilidade operatória em função da pressão e do teor de oxigênio no gás de proteção, visando à otimização da confiabilidade de procedimentos de soldagem hiperbárica MIG/MAG automatizada.

## 8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – CAMERINI, C., SANTOS, V. R., “Underwater Welding at PETROBRAS”. In: International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, pp. 25-33, New Orleans, Louisiana, Dec. 7-9, 1994.
- 2 – PETROBRAS, Norma N-2036 b, Soldagem Submarina (Procedimento), Agosto 1989.
- 3 – American Welding Society. Specification for Underwater Welding. AWS D3.6M:1999, Miami, Flórida, 1999.
- 4 – REIMERS, S.D., “Atmospheric Control in the Hyperbaric Environment”, Naval Engineering Journal, June 1971.
- 5 – SILVA, G. B. C. P., DOS SANTOS, J. F., “Reparo em Tubo Condutor a 100 Metros de Profundidade Executado por Soldagem Hiperbárica Seca - Qualificação e Obra”. In: XL Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, Julho 1985.
- 6 – DOS SANTOS, J. F., “Underwater Welding processes, Mechanized and Automated Systems”. In: International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, pp. 361-424, New Orleans, Louisiana, USA, December 7-9, 1994.
- 7 – MEYER, A., PAULY, D., DOS SANTOS, J. F., PINHEIRO, G., ROOS, A., GIBSON, D. E., BLAKEMORE, G. R., “Considerations on Robotic Friction Stitch Welding for the Repair of Marine Structures”, MAT-3162, OMAE 3-8 June, 2001, Rio de Janeiro.
- 8 – SANTOS, V. R., DOS SANTOS, J. F., Unmanned Pipeline Repair Station: Mechanical and Metallurgical Properties of Hyperbaric GMA Welds in the Depth Range 500m to 1100m, Final Report on the Project UWT-13, German/Brazilian Cooperation in Scientific Research and Technological Development, Rio de Janeiro, 1994.
- 9 – SANTOS, V. R., REBELLO, J. M. A., DOS SANTOS, J. F., “Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda de Aço Ni-Mo em Função da Pressão e do Gás de Proteção na Soldagem Hiperbárica pelo Processo MIG/MAG” XXVI CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, CT-038, Curitiba, Paraná, Setembro 3-6, 2000.
- 10 – DOS SANTOS, J. F., SZELAGOWSKI, P., “Properties of Joints Metal-Arc Active Gas Welded with Flux Cored Wire Electrode in a Hyperbaric Atmosphere”, Welding and Cutting, pp. E200-201, 12, 1990.
- 11 – DOS SANTOS, J. F., SZELAGOWSKI, P., SCHAFSTALL, H. G., et al., “A Preliminary Investigation on the Short Circuit Variables on Metal Transfer Above 60bar abs”, In: 22nd Offshore Technology Conference, pp. 127-134, 1990.
- 12 – SANTOS, V. R., JORGE, J. C. F., DOS SANTOS, J. F., “Soldagem Hiperbárica: Perspectivas do Processo MIG/MAG para Aplicação em Reparos de Dutos Submarinos em Águas Profundas”, In: Anais do XXII Encontro Nacional de Tecnologia

de Soldagem, pp. 741-751, Blumenau, Santa Catarina, 29 de julho a 2 de agosto, 1996.

13 – NICHOLAS, D., “Friction Welding Techniques”. In: International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, pp. 297-300, New Orleans, Louisiana, USA, Dec. 7-9, 1994.

14 – LYONS, S.R., MIDDLETON, T. B., “Orbital TIG System Simplifies Underwater Welding”, Metal Construction, v. 16, n. 10, pp. 627-631, 1984.

15 – DELAUZE, H. G., “Welding in Difficult Conditions for the Offshore and Nuclear Industry”, In: Proceedings of the IIW Int. Conf. on Welding Under Extreme Conditions, pp.1-17, Helsinki, Sep., 1989.

16 – HABREKKE, T., KNAGENHJELM, H. O., “Hyperbaric Mechanized TIG-Welding for Underwater Tie-In and Repair Operations, Using the IMT (Integrated Modular Tool)”, In: Proceedings of the IIW Int. Conf. on Welding Under Extreme Conditions, pp. 247-259, Helsinki, Sep., 1989.

17 – AUST, H. R., GUSTMANN, M., NIEMANN, H. R., “A Six Axes Robot for Deep Water Application”, In: Proceedings of the Underwater Intervention , pp. 298-304, San Diego, Califórnia, 1994.

18 – MOHR, H.O., “Industry Needs Organized Effort to Develop Line Repair Capabilities”, Supplement World Oil, pp. 101-103, Aug. 1997.

19 – SANTOS, V. R., DOS SANTOS, J. F., MANZENRIEDER, H., Hyperbaric Welding: Qualification of the GKSS Modular Orbital Welding System, Final Report on the Project UWT-3, German/Brazilian Cooperation in Scientific Research and Technological Development, Rio de Janeiro, 1992.

20 – MISHLER, H. M., GORDON, J. R., OGAWA, Y., “Advanced Technology and Challenges in Underwater Welding”. In: International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, pp. 425-445, New Orleans, Louisiana, USA, December 7-9, 1994.

21 – RICHARDSON, I. M., “Some Characteristics of the Constricted GTA (Plasma) Arc at Elevated Pressures”. In: Proceedings of the IIW Int. Conf. on Welding Under Extreme Conditions, pp.215-224, Helsinki, Sep. 1989.

22 – RICHARDSON I. M., NIXON J. H., BILLINGHAM J. AND HART P. R. “Fusion Welding to 2,500m Water Depth”. In: International conference IOCE Subsea 2000, Aberdeen, 3-5<sup>th</sup> October 2000.

23 – ALLUM, C. J., APPS, R. L., “Welding in Deep Waters”. In: Underwater technology-82, pp. 293-306, Bergen, Norway, 1982.

24 – STALKER, A.W and SALTER, G.R. “A Preliminary Study of the Effect of Increased Pressure on the Welding”. TWI Report RR-SMT-R-7504 , 1975.

- 25 – NIXON, J. H., BILLINGHAM, J., “A Survey of Underwater Welding Techniques”. In: Endeavour, New Series, Vol. 11, No 3, 1987.
- 26 – CHRISTENSEN, N., “The Metallurgy of Underwater Welding”. In: Underwater Welding IIW Conference, pp.71-94, Trondheim, June, 1983.
- 27 – HOFFMEISTER, H., “The Effect of Pressure on Process Parameter and Mechanical Properties in Hyperbaric Underwater Welding”. State of the Art Report on Underwater Welding Pt. 2, IIW Doc. CREAM 87-86, 1983.
- 28 – RICHARDSON, I. M., NIXON, J. H., “Open Arc Pulsed Current GMAW-Application to Hyperbaric Welding Operations”, In: Proceedings of the International Congress on Welding in Challenging Environments, pp. 153-163, Ontario, Canada, 1985.
- 29 – PANDLEY, R. K., SWETNAM, D. “Dry Hyperbaric MMA, the Effect of Water Depth on Welding of BS 4360 50E Structural Steel”, Welding and Metal Fabrication, pp. 232-236, Sep., pp. 278-281, Oct. 1985.
- 30 – GRONG, Ø., OLSON, D. L., CHRISTENSEN, N., “Carbon Oxidation in Hyperbaric MMA Welding”, Metal Construction, v.17, n. 12, pp. 810R – 814R, dec., 1985.
- 31 – KNAGENHJELM, H. O. et al., “Welding in deep waters”. In: Underwater technology-82, pp. 307-352, Bergen, Norway, 1982.
- 32 – THEIR, H., KILLING, R., “Absorption of Oxygen and Nitrogen During Welding - Spatial Sequence of the Reactions”, Welding and Cutting, v.9, pp. 5-8, 1991.
- 33 – Huismann, G. et al., “Effects of TIG Electrode Properties on Wear Behavior Under Hyperbaric Conditions of 37 to 40 bar”. In: Proceedings of the IIW Int. Conf. on Welding Under Extreme Conditions, pp. 239-246, Helsinki, Sep. 1989.
- 34 – DIJK, O., ONDEN, G., “The Effect of Pressure on the TIG Welding Process”. In: IIW Int. Conference, pp. 155-161, Trondheim, Norway, 1983.
- 35 – JANSEN, B., Mechanisieretes Wurzelschweissen mit Grosser Spaltbreite in Hyperbarer Umgebung, Ph.D. Thesis, GKSS Bericht 87/E/24, 1986.
- 36 – EDMONDS, T. G.; ALLUM, C. J.; PINFOLD, B. E., et al., “The Effect of Pressure on the Tungsten Argon Welding Arc”, In: Arc Physics and Weld Pool Behaviour Int. Conference, pp.101-107, London, England, 1979.
- 37 – MATSUNAMA, A., NISHIGUCHI, K., “Arc Characteristics in High Pressure Argon Atmospheres”, In: Arc Physics and Weld Pool Behaviour Int. Conference, pp. 123-133, London, 1979.
- 38 – TERLINDE, G. T. et al., “MIG Welding of Offshore Steels at Pressures from 1 to 30 bar”, In: Proceedings of the Offshore Technology Conference, paper OTC 4598, Houston, Texas, 1983.
- 39 – DOS SANTOS, J. F., SZELAGOWSKI, P., KUSTER, K., SCHAFSTALL, H. G., “Aspects of Oxidation/Deoxidation Reactions of Weld Metals Deposited Under

Hyperbaric Conditions”. In: Proceedings of the Eighth International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, pp. 97–115, The Hague, March 19 -23, 1989.

40 – SANTOS, V. R., JORGE, J. C. F., DOS SANTOS, J. F., “Deep Water Pipeline Repair: Weld Metal Metallurgical and Mechanical Properties in the Depth Range 500 msw – 1100 msw”, In: Proceedings of the Annual Meeting of the Commission XXII of the International Institute of Welding, pp. 21-34, Stockholm, Jun., 1995.

41 – JORGE, J. C. F., SANTOS, V. R., DOS SANTOS, J. F., “Effect of Pressure and Shielding Gas on the Microstructure of Hyperbaric Metal Cored GMAW Welds Down to 111 bar”, In: International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 14, pp. 523-528, 1995.

42 – SZELAGOWSKI, P. and PACHNIUK, I., “State of Art and Practice of Underwater Hyperbaric Dry Welding”, In: International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, pp. 113 - 141, New Orleans, Louisiana, USA, Dec. 7-9, 1994.

43 – RICHARDSON, I. M., NIXON, J. H., NOSAL, P., HART, P., BILLINGHAM, J., “Deepwater Hyperbaric GMA Welding”, IIW Doc. SCUW 176-99, July, 1999.

44 – BURRIL, E.L. and LEVIN, M. L., “Effect of Pressure on the MIG Welding Arc”. In: International Conference on Gas Discharges, pp 595 – 599, London, 1970.

45 – RICHARDSON I. M., Comunicação pessoal

46 – COE, F. R., MORETON, J., “Gas Shielding Welding –The Reaction of Oxygen in Normal and Hyperbaric Environments”. In: Proceedings of the 1<sup>st</sup> International Conference on Underwater Welding, pp. 293–302, Pergamon Press, Oxford, 1983.

47 – SATO, Y., KUWANA, T., “Oxygen Absorption in Iron and Steel Weld Metal”, ISIJ International, v. 35, n. 10, pp. 1162-1169, 1995.

48 – SATO, Y., KUWANA, T., TOMITA, K., “Oxygen Absorption of Steel Weld Metal during Gas Metal Arc Welding”, Welding International, v. 7, n. 4, pp. 38-43, 1993.

49 – KUWANA, T., SATO, Y., “Oxygen Absorption and Oxide Inclusion of Iron Weld Metal During Arc Welding”, IIW Doc. IX-1392, 1990.

50 – POPE, A.M., TEIXEIRA, J.C.G., PAES, M.T.P., Técnica de Reparo por Soldagem Submarina Molhada, Relatório de Pesquisa do Projeto 02.05.66, PETROBRAS/CENPES, Rio de Janeiro, 1996.

51 – HARRISON, P. L., “Factors Influencing the Toughness of Submerged-Arc Welded Line Pipe Welds – Part 2: Hardenability, Cooling Rate and Al:O Ratio”, The Welding Institute Bulletin, March/April, 1989, pp. 64–67.

52 – BAILEY, N., “Acicular Ferrite in High Oxygen Weld Metals”, The Welding Institute Research Bulletin, May, 1987, pp. 151–154.

- 53 – COCHRANE, R. C., KIRKWOOD, P. R., “The Effect of Oxygen on Weld Metal Microstructure”, The Welding Institute, 1978, paper 35, pp. 103-121.
- 54 – POTAPOV, N. N., “Oxygen Effect on Low-Alloy Steel Weld Metal Properties”, Welding Journal, August, 1993, pp. 367-s - 370-s.
- 55 – GRONG, O., MATLOCK, D. K., “Microstructural Developments in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metals”, International Metals Reviews, v. 31, n 1, pp. 27-48, 1986.
- 56 – ABSON, D. J., PARGETER, R. J., “Factors Influencing as Deposited Strength, Microstructure, and Toughness of Manual Metal Arc Welds Suitable for C-Mn Steel Fabrications”, International Metals Reviews, v. 31, n. 4, , pp. 141-194, 1986.
- 57 – AHLBLOM, B., “Oxygen and its Role in Determining Weld Metal Microstructure and Toughness – A State of the Art Review”, IIW Doc. IX-1322, 1984.
- 58 – HARRISON, P. L., “Factors Influencing the Toughness of Submerged-Arc Welded Line Pipe Welds – Part 1: Oxygen and Deoxidising Elements”, The Welding Institute Bulletin, Jan./Feb., 1989, pp. 12–16.
- 59 – BOOTHBY, P. J., “Inclusions and Microstructure in Gas Shielded Weld Metals”, The Welding Institute Research Bulletin, Oct. 1981, pp. 281-286.
- 60 – HILL, D. C., PASSOJA, E., “Understanding the Role of Inclusions and Microstructure in Ductile Fracture”, Welding Journal, Nov., 1974, pp. 481s – 485s.
- 61 – KIRKWOOD, P. R., “Microstructural and Toughness Control in Low Carbon Weld Metals”, Metal Construction, v. 10, n.5, pp. 260 – 264, May, 1978.
- 62 – ABSON, D. J., EVANS, G. M., “A Study of the Manganese-Oxygen System in Low Hydrogen MMA All-Weld-Metal Deposits”, IIW Doc IIA-770, 1989.
- 63 – FARRAR, R., HARRISON, P., “Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals Part 2 – Toughness”, Metal Construction, v.19, n.7, pp. 447R - 450R, 1987.
- 64 – YTO, Y. NAKANISHI, M., KOMIZO, Y., “Effects of Oxygen on Low Carbon Steel Weld Metal”, Metal Construction v.14, n. 9, pp. 472 – 478, 1982.
- 65 – SURIAN, E. S., TROTTI, J. L., BONISZEWSKI, T., “Effect of Oxygen Content on Charpy-V Toughness in 3%Ni Steel SMAW Weld Metal”, IIW Doc. II-A-795-89, November, 1989.
- 66 – BLAKE, P. D., “Oxygen in Steel Weld Metals”, Metal Construction, v.11, pp. 118-120, 1979.
- 67 – LOHNE, P. W., LEREIM, J., CHRISTENSEN, N., SIMONSEN, T., “Toughness of 2.5 Ni and 1Ni-0.5Mo Alloyed Weldments”, Metals Technology, September, 1981, pp. 361- 369.

- 68 – FERRANTE, M., “Influência da Composição Química Sobre a Microestrutura e Tenacidade de Metal de Solda Ferrítico, Parte II: Alumínio, Titânio, Nitrogênio e Boro”, Soldagem & Materiais, v.2, n.3, pp.38-45, jul./set., 1990.
- 69 – ABSON, D. J., “Quantitative Assessment of Low Alloy Steel Weld Metals Using the Light Microscope - Results of an International Point Counting Exercise”, IIW Doc. IX-1687, 1992.
- 70 – ANÔNIMO, Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals, IIW Doc. IX-1533, 1998.
- MMA Welding”, Metal Construction, v.17, n. 12, pp. 810R – 814R, dec., 1985.
- 71 – ABSON, D. J. DOLBY, R. E., “A Scheme for the Quantitative Description of Ferritic Weld Metal Microstructures”, The Welding Institute Research Bulletin, v. 221, pp. 100-103, april, 1980.
- 72 – Ø. GRONG AND N. CHRISTENSEN, “Factors Controlling MIG Weld Metal Chemistry”, Scandinavian Journal of Metallurgy, v. 4, pp. 155 –165, 1983.
- 73 – SZELAGOWSKI, P., DOS SANTOS, J. F., LOEBEL, P., SCHAFSTALL, H. G., “Considerations of Weld Procedures for Hyperbaric FCAW Down to 450 msw”, In: Proceedings of the Offshore Technology Conference, paper OTC 5818 , Houston, Texas, May 2-5, 1988.
- 74 – GRAY, C. N., HEWITT, P. J. AND HICKS, R., “The Effect of Oxygen on the Rate of Fume Formation in Metal Inert Gas Welding Arcs”, Weld Pool Chemistry and Metallurgy, International Conference, pp 167 – 176, London, April, 1980.
- 75 – CORDEROY, D. J. H., WILLS, B. AND WALLWORK, G. R., “Gas/Weld Metal Reactions in MIG Arc Plasma”, Weld Pool Chemistry and Metallurgy, International Conference, pp 147 – 153, London, April, 1980.
- 76 – BLOCK-BOLTEN, A. and EAGAR, T. W., “Metal Vaporization from Weld Pools” Metallurgical Transactions B, Vol. 15B, september, 1984, pp 461 – 469.
- 77 – Fumes and Gases in the Welding Environment, American Welding Society, Miami, Florida, 1987.
- 78 – JORGE, J. C. F., SOUZA, L. F. G., REBELLO, J. M. A., “Uma Contribuição ao Estudo da Relação Tenacidade/Microestrutura de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga”. In: XIX Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, pp. 1-19, 1993.
- 79 – BHADESHIA, H. K. D. H., “Possible Effects of Stress on Steel Weld Microstructures”, In: Mathematical Modelling of Weld Phenomena, 1 ed., The Institute of Materials, London, pp. 71-118, 1995
- 80 – EVANS, G. M., “The Effect of Molybdenum on Microstructures and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits”, Oerlikon Schweissmit, v. 45, n. 115, pp. 10–27, 1987.

- 81 – FARRAR, R., HARRISON, P., “Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals Part 1 - Microstructural Development”, Metals Construction, v.19, n.7, pp. 392R - 399R, 1987.
- 82 – EVANS, G. M., “The Effect of Nickel on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits”, IIW Doc. II-A-791, 1989.
- 83 – ZEEMANN, A., REBELLO, J. M. A., EVANS, G. M., “Microstructure and Toughness Relationship in C-Mn-Ni All-Weld Metal Deposits”, IIW Doc. II-A-858, 1992.
- 84 – FARRAR, R. A., WATSON, M. N., “Effect of Oxygen and Manganese on Submerged Arc Weld Metal Microstructures”, Metal Construction, v. 11, n. 6, pp. 285–286, 1979.
- 85 – JORGE, J. C. F., Relação Tenacidade/Microestrutura de Metal de Solda C-Mn-Cr obtido de Soldas Passe Único pelo Processo Arco Submerso, Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1993.
- 86 – SOUZA, L. F. G., JORGE, J. C. F., PAIÃO FILHO, J. C., “Efeito do Elemento Níquel nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda C-Mn”. In: Encontro Nacional de Educação Tecnológica para o Desenvolvimento, CT nº12, 9 a 12 de Novembro, 1993.
- 87 – EASTERLING, K., Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, 1 ed., Butterworths Monographs in Metals, London, 1983.

## ANEXO 1

### ANÁLISE DE VARIÂNCIA

#### Regressão linear múltipla entre Cv -20°C e os constituintes FA, FSNA, AFCi e M.

Independent: Column(FA) -> Column(M)  
Dependent: Column(Cv-20)

Parameter	Value	Error	t-Value	Prob> t
Y-Intercept	62,00751	246,92643	0,25112	0,81172
FA	1,48888	2,9658	0,50202	0,63698
FSNA	-0,57504	2,83373	-0,20293	0,84719
AFCi	-1,3052	3,23914	-0,40295	0,70364
BM	11,76088	4,50713	2,6094	0,0477

R-Square(COD)	Adj. R-Square	Root-MSE(SD)
0,92063	0,85714	17,89559

#### ANOVA Table:

Item	Degrees of Freedom	Sum of Squares	Mean Square	F Statistic
Model	4	18574,37456	4643,59364	14,4998
Error	5	1601,26144	320,25229	
Total	9	20175,636		

Prob>F

0,00586

## ANEXO 2

### ANÁLISE DE VARIÂNCIA

Regressão linear múltipla entre Cv -20°C e os constituintes FA, FSNA, AFCi e M na região colunar

Independent: Column(FARC) -> Column(MRC)  
Dependent: Column(Cv -20°C)

Parameter	Value	Error	t-Value	Prob> t
Y-Intercept	-35,83782	19,25059	-1,86165	0,12171
FA(RC)	0,38779	0,2545	1,52372	0,18808
FSNA(RC)	0,5748	0,23801	2,41498	0,06049
AFCi(RC)	0,80075	0,26742	2,9944	0,03029
BM(RC)	0,20424	0,74268	0,27501	0,79431

R-Square(COD)	Adj. R-Square	Root-MSE(SD)
0,79415	0,62948	1,84295

ANOVA Table:

Item	Degrees of Freedom	Sum of Squares	Mean Square	F Statistic
Model	4	65,51763	16,37941	4,82247
Error	5	16,98237	3,39647	
Total	9	82,5		

Prob>F

0,05739