

TESE

964

ESCOLA FEDERAL DE ENGENHARIA DE ITAJUBÁ

Estudo da Soldabilidade de Ligas Sinterizadas
à Base de Ferro, Níquel e Fósforo.

EDMILSON OTONI CORREA

ITAJUBÁ . MG . 1997



ESCOLA FEDERAL DE ENGENHARIA DE ITAJUBÁ

INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE LIGAS SINTERIZADAS À BASE
DE FERRO, NÍQUEL E FÓSFORO.**

EDMILSON OTONI CORRÊA



Dissertação apresentada à Coordenação de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
da Escola Federal de Engenharia de Itajubá
como parte dos requisitos para obtenção
de título de “Mestre em Ciências”

ITAJUBÁ - MG

1997

CLASS. 539.51:669--5(043.2)

CUTTER C 824 e

TOMBO. 964



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE LIGAS SINTERIZADAS A BASE DE FERRO, NÍQUEL E FÓSFORO



EDMUNDO OTONI CORRÊA

Esta dissertação apresenta a contribuição do autor para o conhecimento da soldabilidade de ligas sinterizadas a base de ferro, níquel e fósforo, sob a orientação do Prof. Dr. Edmundo Ottoni Corrêa, do Instituto Federal de Educação, Pesquisa e Tecnologia do Rio de Janeiro.

FLAVIA M.C.

1977



ESCOLA FEDERAL DE ENGENHARIA DE ITAJUBÁ

INSTITUTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DE LIGAS SINTERIZADAS À BASE
DE FERRO, NÍQUEL E FÓSFORO.**

EDMILSON OTONI CORRÊA

Dissertação apresentada à Coordenação de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
da Escola Federal de Engenharia de Itajubá
como parte dos requisitos para obtenção
de título de "Mestre em Ciências"

ORIENTADOR:

PROF. DR. SEBASTIÃO CARLOS COSTA

CO-ORIENTADOR:

PROF. DR. JÚLIO NAVARRO SANTOS

ITAJUBÁ - MG

1997



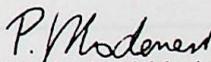
Ministério da Educação e do Desporto
ESCOLA FEDERAL DE ENGENHARIA DE ITAJUBÁ

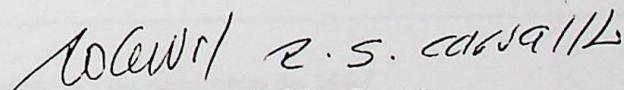
A N E X O I

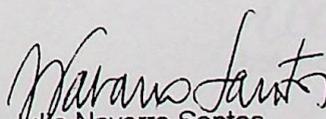
PRONUNCIAMENTO DA BANCA EXAMINADORA

A Banca Examinadora, abaixo assinada, nomeada pela Portaria nº 365 de 22 de dezembro de 1997, considerando o resultado do Julgamento da Prova de Defesa Pública da Dissertação de Mestrado intitulada: "**Estudo da Soldabilidade de Ligas Sinterizadas à Base de Ferro, Níquel e Fósforo**" apresenta pronunciamento no sentido de que o Coordenador dos Cursos de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Escola Federal de Engenharia de Itajubá solicite ao DRA (Departamento de Registro Acadêmico) a expedição do título de **Mestre em Ciências em Engenharia Mecânica, na Área de Projeto e Fabricação**, satisfeitas as demais exigências regimentais, à Edmilson Otoni Corrêa.

Itajubá, 22 de dezembro de 1997.


Prof. Paulo José Modenesi
1º Examinador - UFMG


Prof. Roberval Rymer da Silva Carvalho
2º Examinador - EFEI


Prof. Julio Navarro Santos
3º Examinador - EFEI


Prof. Sebastião Carlos da Costa
4º Examinador - (Orientador) - EFEI



Ministério da Educação e do Desporto
ESCOLA FEDERAL DE ENGENHARIA DE ITAJUBÁ
Reconhecida Lei 3232 - 05/01/1917

ANEXO II

FOLHA DE JULGAMENTO DA BANCA EXAMINADORA

Título da Dissertação: "Estudo da Soldabilidade de Ligas Sinterizadas à Base de Ferro, Níquel e Fósforo".

Autor: Edmilson Otoni Corrêa

JULGAMENTO

Examinadores	Conceito	Rubrica
1º	A	<i>P. J. M.</i>
2º	A	<i>R. R. S.</i>
3º	A	<i>Navarro Santos</i>
4º	A	<i>S. C. da Costa</i>

Resultado Médio: Conceito Aprovado (A), ou seja, Aprovado

Observações: _____

Itajubá, 22 de dezembro de 1997

P. J. Modenesi
Prof. Paulo José Modenesi
1º Examinador - UFMG

Roberval R. S. Carvalho
Prof. Roberval Rymer da Silva Carvalho
2º Examinador - EFEI

Navarro Santos
Prof. Julio Navarro Santos
3º Examinador - EFEI

S. C. da Costa
Prof. Sebastião Carlos da Costa
4º Examinador (Orientador) - EFEI

AGRADECIMENTOS

Quero expressar meus sinceros agradecimentos aos meus orientadores Prof. Doutor Sebastião Carlos Correia e Prof. Doutor Nuno Manuel Santos, pela dedicação e paciência durante a orientação deste trabalho.

Aos meus pais, do Porto de Póvoa de Varzim, pela amizade e apoio durante a realização deste trabalho.

Aos colegas de trabalho, em especial ao Prof. Doutor José Carlos Correia e ao técnico de laboratório, Valter da Glória, Quaresma, pela utilização dos equipamentos e cederem-me o espaço de trabalho.

A CAPES pelo apoio financeiro.

Aos Prof. Doutor Santos, pelo auxílio na realização dos testes realizados durante o trabalho.

A todos os que me ajudaram durante a realização deste trabalho.

Dedico este trabalho aos meus Pais, Irmãos e a minha noiva Patrícia, companheiros e incentivadores de todos os momentos.

AGRADECIMENTOS

Quero expressar meus sinceros agradecimentos aos meus orientadores Prof. Doutor Sebastião Carlos Costa e Prof. Doutor Júlio Navarro Santos, pela dedicação e paciência durante a orientação deste trabalho.

Ao corpo docente do curso de Pós-Graduação da Escola Federal de Engenharia de Itajubá e aos funcionários.

Ao LABSOLDA / UFSC nas pessoas do Prof. Doutor Jair Carlos Dutra e do técnico de soldagem Valério de Oliveira Quadros pela utilização dos equipamentos e execução das soldagens.

À CAPES pelo auxílio financeiro.

Ao Prof. Oscar Navarro pelo auxílio na realização dos ensaios mecânicos de tração.

E sobretudo, a **DEUS**, pelo dom da sabedoria e da perseverança.

RESUMO

O presente trabalho descreve a utilização dos processos de soldagem de fusão TIG e PLASMA pulsados para o estudo da soldabilidade de ligas sinterizadas à base de ferro, fósforo e níquel.

Apesar da influência da “porosidade” sobre as propriedades do metal base sinterizado, que afetam as características e os parâmetros de soldagem (os poros mudam o mecanismo de transferência de calor da liga) e do alto teor de fósforo (0,5%) presente nas ligas Fe+P e Fe+Ni+P, a utilização do processo de soldagem TIG com corrente pulsada e metal de adição de aço inoxidável AWS ER309L permitiu a obtenção de cordões de solda livres de trincas de solidificação e de porosidade quando da união destas ligas.

Análises metalográficas mostraram a presença de ferrita delta no metal de solda de aço inoxidável em quantidades suficientes para absorver parte do fósforo durante o resfriamento do mesmo e com isto evitar o aparecimento de trincas de solidificação; o que não foi possível quando da utilização de metal de adição de Ni-Fe já que, mesmo com a boa tenacidade do níquel e com a utilização de corrente pulsada (energia de soldagem mais baixa), os cordões de solda apresentaram trincas de solidificação pela presença do eutético fosforoso.

Com relação às ligas Fe+Ni e o material de Ferro puro, soldagem TIG destas ligas utilizando vários metais de adição mostrou que tais ligas não apresentam nenhuma dificuldade com relação à soldabilidade, estando as soldas livres de porosidade e trincas. Além disso, na soldagem destas ligas, não houve nenhuma mudança significativa no tamanho e forma dos poros no metal base.

Ensaio de dureza mostraram que não houve um aumento excessivo da dureza na zona termicamente afetada, o que de certa forma garante uma boa qualidade da junta soldada. Além disso, nos ensaios de tração verificou-se que o rompimento do corpo de prova se deu sempre no metal base em valores de tensões de ruptura ligeiramente maiores daquelas do material não soldado, confirmando a boa resistência da junta.

Com relação à soldagem plasma, soldas feitas nas ligas contendo fósforo de espessura de 7 mm mostraram a presença de trincas de solidificação devido ao grande volume de metal líquido produzido e conseqüentemente, às maiores tensões de contração. Fez-se a diminuição

da espessura para 4 mm diminuindo o volume de metal líquido e as tensões de contração obtendo assim cordões de solda livres de trincas.

A soldagem plasma das ligas sem fósforo, tal como na soldagem TIG, também não apresentou nenhum problema no que se refere à soldabilidade.

Portanto, ligas ferrosas sinterizadas com a adição de fósforo em teores elevados podem ser unidas com sucesso pelo processo TIG pulsado desde que haja uma seleção criteriosa do processo de soldagem, a fim de se ter um bom controle da energia de soldagem, do metal de adição, do teor de carbono do metal base (mais baixo possível) e um bom controle da distorção do material.

No caso da soldagem Plasma deve-se procurar minimizar o volume de metal líquido para se reduzir ao máximo as tensões de contração e, com isto, evitar o aparecimento de trincas de solidificação sob o cordão.

No que se refere às ligas sem fósforo, estas não exigem maiores cuidados no que se refere à soldabilidade pelos processos utilizados.

ABSTRACT

The present work describes the application of the pulsed Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) and Plasma Arc Welding (PAW) to study the weldability of phosphorus and nickel, iron based sintered alloys.

Despite the influence of porosity upon the properties of sintered base metal and high phosphorus content (0.5%) of the Fe+P and Fe+P+Ni alloys, the utilization of pulsed GTAW process with stainless steel AWS ER309L filler metal resulted in welds free from hot cracks and porosity. Metallographic examinations showed the presence of an amount of delta ferrite in the stainless steel weld metal enough to absorb part of the phosphorus during the cooling of weld metal avoiding the occurrence of hot cracks. The same results were not possible when using nickel-iron based consumable, even with the good toughness and ductility of nickel and pulsed current being used (lower heat input). The weld bead presented hot cracks caused by the phosphorus eutectic. With respect to the Fe+Ni sintered alloy and the pure iron sintered material, pulsed GTAW welding using the same consumables previously mentioned, showed that such alloys do not present any difficulty concerning to the weldability. All results revealed free crack welds and no porosity present. Also, no significative changes in size and shape of the pores were observed. Hardness tests showed a normal hardness behaviour in the heating affected zone, which warrant a good quality of welded joint. Furthermore, tensile tests showed that the failures of specimens were always in the base metal with slight increase of the strength compared with unwelded samples.

Considering the pulsed PAW welding, welding of 7 mm thickness samples of alloys with phosphorus presence showed occurrence of hot cracks in fusion zone. This was due to the higher volume of molten metal and consequently, the higher shrinking stresses. However, the decreasing of samples thickness to 4 mm resulted in welding without hot cracks. The pulsed PAW welding of the materials without phosphorus, any defects and difficulty concerning to the weldability were observed. As a result, iron sintered alloys with addition of phosphorus can be successfully joined by the pulsed PAW process depending the correct parameters used such as the heat input as well as weld metal, carbon content of the base metal and distortion.

The alloys without phosphorus do not need higher precautions concerning to the weldability by any of the processes used in this work.

CONTEÚDO

	página
RESUMO	i
ABSTRACT	iii
CONTEÚDO	iv
SIMBOLOGIA	vii
ÍNDICE DE FIGURAS	viii
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1- Considerações sobre a Metalurgia do Pó	4
2.1.1- Histórico	4
2.1.2- Introdução	5
2.1.3- Pós Metálicos	6
2.1.4- Compactação	8
2.1.5- Sinterização	9
2.2- Classificação dos Materiais	11
2.2.1- Aços Convencionais	12
2.2.2- Componentes da Metalurgia do Pó	14
2.3- Considerações Sobre as Ligas Estudadas	14
2.4- Soldagem	20
2.4.1- Soldabilidade dos Componentes da Metalurgia do Pó Ferrosa	20
2.4.2- Principais Defeitos de Soldagem	22
2.4.3- Condições de Soldagem	27
2.4.3.1- Principais Processos de Soldagem	27

A- MIG-MAG	27
B- TIG	27
C- Eletrodo Revestido	28
D- Outros Processos	28
2.4.3.2- Consumíveis	29
A- Componentes da Metalurgia do Pó	29
2.4.3.3- Parâmetros de Soldagem	30
A- Componentes da Metalurgia do Pó	30
CAPÍTULO 3- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	32
3.1- Introdução	32
3.2- Composição das Ligas	33
3.3- Preparação da Matéria Prima	33
3.4- Fabricação da Matriz	34
3.5- Compactação das Ligas	36
3.6- Sinterização das Ligas	37
3.7- Técnicas de união	38
3.7.1- Processo TIG Pulsado	38
3.7.2- Processo Plasma pulsado	41
3.8- Ensaio Mecânicos	43
3.8.1- Ensaio de Tração	44
3.8.2- Ensaio de Dureza	44
3.9- Ensaio Metalográficos	45
CAPÍTULO 4- APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	46
4.1- Introdução	46
4.2- Soldagem TIG Pulsado	46
4.2.1- Liga Fe-P e Liga Fe-Ni-P	47
4.2.2- Liga Fe-Ni	60
4.2.3- Material de Ferro Puro	61

4.2.4- Resultados De Dureza Obtidos Para Cada Liga Estudada	63
4.2.5- Resultados Obtidos No Ensaio de Tração Das Ligas Estudadas	64
4.3- Soldagem Plasma Pulsado	68
4.3.1- Liga Fe-P e Liga Fe-Ni-P	68
4.3.2- Liga Fe-Ni	71
4.3.3- Material de Ferro Puro	73
4.3.4- Resultados Obtidos De Dureza Para Cada Liga Estudada	73
CAPÍTULO 5- CONCLUSÕES	77
SUGESTÕES	79
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	80
ANEXO- RESULTADOS DE DUREZA OBTIDOS PARA AS LIGAS ESTUDADAS NESTE TRABALHO	

SIMBOLOGIA

CARACTERES LATINOS

Símbolo	Designação
A	Área projetada da peça a ser produzida
AC	Corrente alternada
Cp	Capacidade da prensa
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
DC-	Corrente contínua - polaridade direta
Ds	Densidade do sinterizado (g/cm^3): densidade da peça após sinterização.
Dt	Densidade total (g/cm^3): densidade real do metal - ferro igual a $7,86\text{g}/\text{cm}^3$.
Dv	Densidade verde (g/cm^3): densidade da peça após compactação.
HBR	Medida de dureza Rockwell B
Pc	Pressão de compactação a ser aplicada no material [$\text{ton.}/\text{cm}^2$]
Pd	Parâmetro de densificação

ÍNDICE DE FIGURAS

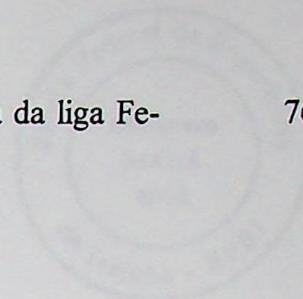
Figura	Designação	Página
2.1:	Principais características do pó metálico.	7
2.2:	Regiões da junta soldada.	20
2.3:	Macrografia da solda TIG sem pré-aquecimento da liga ER5356 usando corrente alternada. Aumento 11x. (s/ ataque).	24
2.4:	Macrografia da solda TIG sem pré-aquecimento da liga ER5356 usando corrente contínua- polaridade direta. Aumento 11x. (s/ ataque).	25
3.1:	Desenho esquemático da matriz de compactação.	35
3.2:	Geometria da junta para soldagem TIG.	39
3.3:	Corpo de prova típico para ensaio de tração (tipo “cotonete”).	44
3.4:	Corpo de prova para o ensaio de dureza.	45
4.1:	Macrografia da solda da liga Fe-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento 8x. Ataque: nital 2%	48
4.2:	Macrografia da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento 8x. Ataque: nital 2%	48
4.3:	Macrografia de um poro localizado no metal base da liga Fe-Ni-P. Nota-se o poro bem arredondado com intensa densificação de ferrita nas suas vizinhanças. Soldagem TIG. Aumento 8x. Ataque: nital 2%	50
4.4:	Partículas de Fe-P antes da fusão.	51
4.5:	Diagrama de fases Ferro-Fósforo.	52
4.6:	Fusão das partículas de Fe-P e difusão do fósforo durante sinterização.	53

- 4.7: Poro após completa fusão da partícula de Fe-P e difusão do fósforo para o interior da ferrita e, conseqüentemente, o crescimento da ferrita. 54
- 4.8: Macrografia da solda da liga Fe-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Ni-Fe (60%Ni-40%Fe). Aumento: 8x. Ataque: nital 2%. 55
- 4.9: Macrografia da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Ni-Fe (60%Ni - 40% Fe). Aumento: 8x. Ataque: nital 2%. 55
- 4.10 Macrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Nota-se a presença do eutético fosforoso caracterizado pelas linhas curvas claras na ZTA, bem como, a presença do poro de tamanho acentuado e a trinca de solidificação. Aumento: 70x. Ataque: nital 2% 56
- 4.10a: Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso complexo. Aumento: 200x. Ataque: nital 2% 56
- 4.10b: Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso complexo. Aumento: 500x. Ataque: nital 2%. 57
- 4.10c: Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso complexo. Aumento: 3000x. Ataque: nital 2% 57
- 4.11 Macrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento: 70x. Ataque: nital 2%. 58
- 4.11a: Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento: 200x. Ataque: nital 2%. 58
- 4.11b: Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento: 500x. Ataque: nital 2%. 59

4.11c:	Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento: 2000x. Ataque: nital 2%.	59
4.12:	Macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço doce. Aumento 8x. Ataque: nital 2%.	60
4.13:	Macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento:8x. Ataque: nital 2%.	61
4.14:	Macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Ni-Fe (60%Ni-40%Fe). Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.	62
4.15:	Macrografia da solda do material de ferro puro pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.	62
4.16:	Macrografia da solda do material de ferro puro pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço doce. Aumento:8x. Ataque: nital 2%.	63
4.17:	Medida de dureza média através do corpo de prova do material de ferro puro soldado pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço doce.	64
4.18:	Medida de dureza média através do corpo de prova do material de ferro puro soldado pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L.	65
4.19:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço doce.	65
4.20:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L.	66
4.21:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Ni-Fe.	66

4.22:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-P soldada pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L.	67
4.23:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni-P soldada pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L.	67
4.24:	Macrografia da solda da liga Fe-P de 7 mm de espessura soldada pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.	69
4.25:	Macrografia da solda da liga Fe-P de 4 mm de espessura soldada pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.	70
4.26:	Macrografia da solda da liga Fe-Ni-P de 4 mm de espessura soldada pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.	70
4.27:	Macrografia da solda da liga Fe-Ni de 3 mm de espessura soldada pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.	71
4.28:	Poros localizado no metal base da liga Fe-P soldada pelo processo Plasma pulsado. Nota-se a intensa densificação dos grãos ferríticos nos arredores do poro arredondado. Aumento: 50x. Ataque: nital 2%	72
4.29:	Idem 4.28. Aumento: 100x. Ataque: nital 2%	72
4.30:	Macrografia da solda do material de ferro puro de 6,25 mm de espessura soldada pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. ataque: nital 2%.	73
4.31:	Medida de dureza média através do corpo de prova do material de ferro puro soldado pelo processo Plasma pulsado	74
4.32:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo Plasma pulsado.	75
4.33:	Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-P soldada pelo processo Plasma pulsado.	75

4.34: Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni-P soldada pelo processo Plasma pulsado. 76



Índice	Descrição	Página
2.1	Revisão de princípios de produção e de aplicação de ligas de alumínio	10
2.2	Classificação das ligas de alumínio	12
2.3	Aplicação e tratamento térmico das ligas de alumínio (ALUM)	12
2.4	Características e propriedades mecânicas das ligas de alumínio	15
2.5	Valores médios das propriedades de resistência de alumínio produzido através de corpos de prova Fe-Al, Fe-Al-Ni e Fe-Al-Ni-P produzidos sob vácuo a 1100°C durante 1 hora e submetidos ao teste	18
2.6	Conteúdo de H ₂ e N ₂ na soldagem por arco de elétrons de ligas de Fe-Al	23
2.7	Técnicas e condições de soldagem para a união de ligas de alumínio com aço inoxidável	33
3.1	Descrição das ligas estudadas	33
3.2	Procedimento de soldagem TIG para as ligas estudadas	40
3.3	Procedimento de soldagem Plasma para as ligas estudadas	43
3.4	Método utilizado para determinar a direção das ligas estudadas após soldagem	48
4.1	Características de dureza obtidas para o material de Fe-Al produzido pelo processo TIG Pulsado	51
4.2	Características de dureza obtidas para a liga Fe-Ni produzida pelo processo TIG Pulsado	52
4.3	Características de dureza obtidas para a liga Fe-P e para a liga Fe-Al produzidas pelo processo TIG Pulsado	53

ÍNDICE DE TABELAS

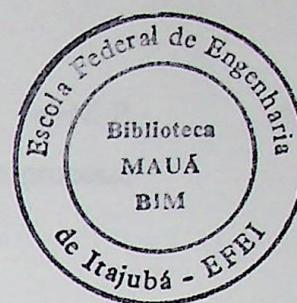


Tabela	Designação	Página
2.1	Valores de pressão de compactação e da relação de compressão para aços sinterizados.	10
2.2	Classificação dos aços carbono	12
2.3	Resistência à tração e Dureza dos aços ligados (ARBL).	12
2.4	Classificação e propriedades mecânicas dos aços sinterizados.	15
2.5	Valores médios das propriedades (e respectivos desvios padrões) obtidos com corpos de prova Fe+P, Fe+Ni e Fe+Ni+P sinterizados sob vácuo a 1180°C durante 1 hora e resfriados lentamente.	19
2.6	Influência do O ₂ e N ₂ na soldagem por feixe de elétrons da liga U-6Nb.	23
2.7	Processos e condições de soldagem para a união de aços sinterizados com aços doces.	31
3.1	Composição das ligas estudadas.	33
3.2	Parâmetros de soldagem TIG para as ligas estudadas.	40
3.3	Parâmetros de soldagem Plasma para as ligas estudadas.	43
4.1	Valores obtidos de resistência à tração das ligas estudadas após soldagem.	68
I.1	Valores médios de dureza obtidos para o material de Ferro puro soldado pelo processo TIG Pulsado.	A1
I.2	Valores médios de dureza obtidos para a liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG Pulsado.	A2
I.3	Valores médios de dureza obtidos para a liga Fe-P e para a liga Fe-Ni-P soldadas pelo processo TIG Pulsado.	A3

I.4	Valores médios de dureza obtidos para as ligas Fe+P, Fe+Ni-P, Fe+Ni e para o material de Ferro puro soldados pelo processo PLASMA pulsado.	A4
-----	--	----

INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de novos materiais e técnicas tecnológicas tem propiciado a introdução de ligas metálicas de alta resistência mecânica e utilização de suas propriedades em várias aplicações industriais, com isto, tornando-se cada vez mais exigente a qualidade de materiais fundidos e soldados.

Particularmente, a alta resistência, carga e ductilidade de se que são os componentes de uma máquina são requisitos essenciais para a fabricação de peças sob pressão.

Além disso, as técnicas desenvolvidas permitem que sejam obtidos de um mesmo material, com diferentes propriedades mecânicas, dependendo da composição química, do modo de fabricação, do tratamento térmico, da geometria da peça, do que se trata de um tipo de soldagem ou de outro, da forma de soldagem, etc. Assim, a possibilidade de obtenção de ligas metálicas e soldagens de alta resistência mecânica com estas características.

Muito trabalhos foram realizados para a obtenção de diferentes tipos de ligas metálicas, sendo que as ligas de ferro, níquel e cobalto são as mais utilizadas em aplicações industriais, devido ao baixo custo de produção, boa ductilidade, resistência à corrosão, facilidade de processamento, etc. Além disso, estas ligas são muito utilizadas em soldagens, devido à facilidade de obtenção de soldagens de alta resistência mecânica. Este trabalho tem como objetivo a obtenção de valores médios de dureza para as ligas Fe+P, Fe+Ni-P, Fe+Ni e para o material de Ferro puro soldados pelo processo PLASMA pulsado.

A metodologia utilizada para a obtenção dos dados experimentais foi a seguinte: foram obtidas as ligas metálicas e soldagens de alta resistência mecânica, com diferentes propriedades mecânicas, dependendo da composição química, do modo de fabricação, do tratamento térmico, da geometria da peça, do que se trata de um tipo de soldagem ou de outro, da forma de soldagem, etc. Assim, a possibilidade de obtenção de ligas metálicas e soldagens de alta resistência mecânica com estas características.

Após a obtenção das ligas metálicas e soldagens de alta resistência mecânica, foram obtidos os valores médios de dureza para as ligas Fe+P, Fe+Ni-P, Fe+Ni e para o material de Ferro puro soldados pelo processo PLASMA pulsado. Os resultados obtidos foram comparados com os valores de dureza obtidos para as ligas metálicas e soldagens de alta resistência mecânica, com diferentes propriedades mecânicas, dependendo da composição química, do modo de fabricação, do tratamento térmico, da geometria da peça, do que se trata de um tipo de soldagem ou de outro, da forma de soldagem, etc. Assim, a possibilidade de obtenção de ligas metálicas e soldagens de alta resistência mecânica com estas características.

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de novos materiais e avanços tecnológicos nos processos de fabricação dos componentes da metalurgia do pó têm conseguido aumentar a utilização de peças sinterizadas em várias aplicações industriais, com isto, tornando-as cada vez mais atrativas na substituição de materiais fundidos ou forjados.

Paralelamente a este crescimento, surge a necessidade de se unir estes componentes com um outro material ou com vários outros materiais como componentes integrados .

Muitas vezes, os materiais sinterizados podem ser unidos entre si ou com outros materiais proporcionando a simplificação na fabricação de peças, no que se refere às restrições impostas na compactação de formas complexas, bem como, a possibilidade de recuperação de produtos sinterizados e componentes de um aço convencional¹ com partes sinterizadas.

Várias aplicações podem ser feitas através da combinação de diversos tipos de materiais, sendo cada um de composição de liga única, e condições de soldagem (processo, metal de adição, gás de proteção, corrente, velocidade de avanço), buscando as propriedades mecânicas necessárias para se obter uma boa junta soldada. Cabe ressaltar que o controle das propriedades mecânicas em um componente da metalurgia do pó torna-se mais fácil devido a maior facilidade de manipulação da composição química da liga pela adição de pós metálicos.

A relação potencial de aplicação/custo é de grande importância na viabilidade do processo, sendo que a mesma deve ser empregada para se analisar a intensidade de produção, os equipamentos utilizados e processos de fabricação.

Através da técnica de união dos materiais sinterizados é possível restringir o uso destes apenas em lugares onde suas características os tornam absolutamente necessários. Isto permite uma grande redução nos custos com relação aos componentes da metalurgia do pó já que não seria necessário utilizá-los em aplicações onde o aço, produto mais barato, atende

¹ Diz-se aços convencionais para aços carbono e aços de baixa liga e alta resistência

perfeitamente as propriedades exigidas, bem como, a integração destes em equipamentos com componentes complexos impossíveis de serem compactados.

MIDDLE (1980) e outros identificaram a utilização de técnicas de união de componentes da metalurgia do pó em maquinários agrícolas, tais como, a soldagem de rodas dentadas, polias e engrenagens aos eixos das máquinas. Verificou-se uma redução do custo total de fabricação pela eliminação das operações de usinagem e de fixadores. O autor também identificou a utilização de tais técnicas na indústria automobilística, através da soldagem de hastes, componentes de bombas de óleo e água, engrenagens à volantes de transmissão, etc....

Ainda com relação à soldagem destes materiais, verificou-se que a união de uma engrenagem de transmissão fabricada pelo processo de metalurgia do pó ao eixo de acionamento, acarreta melhorias das propriedades mecânicas, contribui para a redução de custos, eliminação da operação de usinagem da chaveta e redução do tempo de montagem do conjunto.

Melhoria das propriedades mecânicas, economia de investimentos e redução de operações de fabricação também foi verificado na união de um tubo forjado a um flange sinterizado resistente à temperaturas elevadas, usado em motores de veículos automotivos (**HAMMIL, 1993**).

Já **COUCHMAN et al (1988)** verificaram que, a substituição de uma operação complexa de vazamento do ferro fundido cinzento empregado num componente da caixa diferencial de um veículo de carga, pela união de duas partes produzidas de forma bem mais simples pela metalurgia do pó, simplifica o processo de fabricação, proporciona um aumento na resistência mecânica e fornece uma economia de 35% comparado com o processo convencional

Devido às vantagens citadas acima, os componentes da metalurgia do pó têm sido unidos entre si, ou a aços convencionais, por vários processos como: TIG (GTAW), MIG-MAG (GMAW), Brasagem, Técnicas com Adesivos, Infiltração, Soldagem por Resistência, Soldagem por Fricção e Feixe de Elétrons. Obviamente que o custo mínimo da união será obtido quando processos não especiais forem utilizados e estes poderão ser adotados desde que proporcionem cordão de solda de bom aspecto superficial e de boa resistência mecânica.

Apesar de não se ter encontrado referências no que se refere à utilização do processo TIG e Plasma com "corrente pulsada" para a soldagem de materiais sinterizados, estes proporcionam características importantes para a soldagem das ligas Fe-P-Ni, já que a pulsação

da corrente permite que se obtenha uma boa penetração utilizando valores de energia de soldagem menores se comparados com os processos convencionais.

Como as ligas apresentam fósforo em sua composição, recomenda-se valores de energia de soldagem mais baixos possíveis a fim de se ter uma diminuição da diluição do metal base e, com isto, reduzir os riscos de formação de trincas à quente.

Portanto, este trabalho tem por objetivo fazer um estudo sobre a soldabilidade de ligas sinterizadas a base de ferro, fósforo e níquel; ligas estas que tem sido largamente empregadas na fabricação de peças estruturais de engenharia devido às suas boas características de dureza e tenacidade e, principalmente, devido ao seu baixo custo de fabricação, visando determinar o comportamento das mesmas com relação as propriedades mecânicas e as características principais dos cordões de solda, através de avaliações pelos métodos mecânicos (ensaio de dureza e tração) e metalúrgicos (macrografia e micrografia), utilizando os processos de soldagem TIG e PLASMA pulsados.

Este trabalho visa também, fazer uma investigação preliminar sobre os tipos de consumíveis mais adequados para a soldagem de tais ligas.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Considerações Sobre a Metalurgia do Pó

2.1.1 - Histórico

Após o término da Segunda Guerra Mundial em 1945, as indústrias de Aeronaves, turbinas a gás, energia nuclear e eletrônicas foram obrigadas rapidamente a se adaptarem aos novos tempos de paz onde, os altos custos dos produtos devido a guerra, não seriam mais aceitos pelos usuários, que passaram a exigir materiais mais econômicos, de melhor qualidade, mais competitivos e, principalmente, de baixo custo. Isto estimulou as pesquisas de ligas cada vez mais resistentes em altas ou baixas temperaturas de trabalho, com baixo peso, alta resistência estrutural e resistência a corrosão, como, por exemplo, em projetos avançados de veículos espaciais.

A obtenção destas propriedades dificultavam os processos de fabricação. O processo de fundição necessitava de grandes fornos de indução com atmosferas controladas ou a vácuo e grande quantidade de energia elétrica. Além disso, as oficinas de laminação e forjamento estavam voltadas para o trabalho de conformação de perfis e peças, e o reaquecimento e a têmpera também requeriam atmosferas especiais ou vácuo não normalmente disponíveis. E, por fim, alguns dos metais usados na época, como o cobre e a prata, tinham uma séria deficiência devido a pobre resistência mecânica, resistência a corrosão e deficiências à altas temperaturas. Com todos estes problemas, as indústrias de foguetes e aeronaves descobriram uma liga comercial na forma de pó à base de Ni-B-Si, com uma adequada resistência a corrosão, ao calor e ao envelhecimento. A partir da descoberta desta liga, novas ligas foram desenvolvidas utilizando pós metálicos e a Metalurgia do Pó evoluiu, sendo hoje um processo de fabricação de grande aplicação na indústria mundial.

No Brasil, peças da metalurgia do pó vêm sendo fabricadas e utilizadas em diversas aplicações, e as perspectivas futuras são de uso crescente desta técnica para atender às demandas da indústria nacional.

2.1.2 - Introdução

O objetivo deste estudo não é focar de forma aprofundada a metalurgia do pó, mas sim, a soldabilidade de seus componentes utilizados comercialmente. Será feita uma apresentação das etapas para obtenção de um componente da Metalurgia do pó, visando os aspectos que influem na soldabilidade, buscando obter corpos de prova sinterizados, capazes de serem submetidos, com total sucesso, aos processos de soldagem por fusão propostos neste trabalho.

A metalurgia do pó consiste num processo de transformação da matéria prima em forma de pós metálicos e não metálicos em produtos acabados, sem a presença ou com a presença parcial de fase líquida (fusão) durante a fabricação da peça sinterizada.

As principais vantagens deste processo sobre os convencionais são:

- Possibilidade de unir características estruturais e físicas importantes de dois ou mais materiais na produção de peças como, por exemplo, combinar a dureza de um elemento com a tenacidade de outro, tal como se pode notar nos metais duros. Isto possibilita a produção de peças com características impossíveis de serem obtidas pelos processos convencionais.
- Eliminação de rebarbas ou qualquer excesso de material, evitando quase que totalmente operações posteriores de usinagem.
- Possibilidade de se produzir peças de geometrias complexas, difíceis de serem obtidas pelos processos convencionais.
- Possibilidade de produzir peças com grande precisão dimensional e com formas definitivas.
- Instalações fabris simples e necessidade de pouca mão de obra, diminuindo as chances de refugo e retrabalho e assegurando a qualidade a um menor custo.

A fim de mostrar que as ligas sinterizadas podem apresentar propriedades que não podem ser obtidas pelas ligas convencionais, um estudo feito por **LYLE (1956)** verificou que ligas de Alumínio produzidas pela metalurgia do pó possuem valores de resistência à temperaturas elevadas mais altos do que as ligas de Alumínio produzidas por métodos convencionais, sendo a presença de finas partículas de óxido de alumínio dispersas, a causa principal desta alta resistência.

Segundo **LYLE**, o mecanismo endurecedor é similar àquele das ligas endurecidas por precipitação com as partículas de óxido atuando como precipitado para evitar o

escorregamento dos planos cristalinos. As ligas sinterizadas aumentaram a faixa útil de ligas de Alumínio em aproximadamente 150°C.

Contudo, é necessário que se tenha a fabricação de peças em grandes quantidades, dado o elevado custo de produção que ainda é associado com a metalurgia do pó, ou que se consiga uma simplificação no processo de fabricação, a fim de torná-lo altamente competitivo em relação aos processos convencionais. Outro fator limitante deste processo é a dificuldade de se trabalhar com espessuras muito grandes, já que se teria de produzir prensas de grande capacidade para compactação, o que inviabilizaria técnica e economicamente o processo.

Porém, em função de suas inúmeras vantagens citadas anteriormente e da crise de energia eminente, é possível compreender o crescimento da metalurgia do pó como um processo rápido, barato e limpo.

As etapas do processo consistem da obtenção da matéria prima (pó), mistura e homogeneização do pó, compactação das peças, sinterização e operações complementares tais como calibragem, tratamentos superficiais, revestimento superficial, etc... A seguir será feito um breve resumo das etapas mais importantes do processo.

2.1.3 - Pós Metálicos

Os métodos de obtenção dos pós metálicos mais utilizados são:

- ◆ Reações químicas - Método que consiste na redução de óxidos metálicos, pelo emprego de um agente redutor gasoso ou sólido, geralmente o carbono.
- ◆ Decomposição - Método que consiste na condensação de um metal a partir de seu vapor.
- ◆ Atomização de metais fundidos - Método que consiste em forçar-se a passagem do metal fundido através de um pequeno orifício, na saída do qual a corrente líquida é desintegrada por um jato de ar ou gás inerte.

Os pós metálicos, devido à grande variedade de formas nas quais podem ser produzidos, possuem propriedades complexas (de difícil percepção do sentido físico das mesmas), segundo **MACDONALD (1971)**, sendo as mais importantes apresentadas na figura 2.1.

No estudo realizado por **HAMMIL (1993)**, as classes de pós de ferro atomizados foram as preferidas para as aplicações de soldagem por fusão críticas e que requerem altas

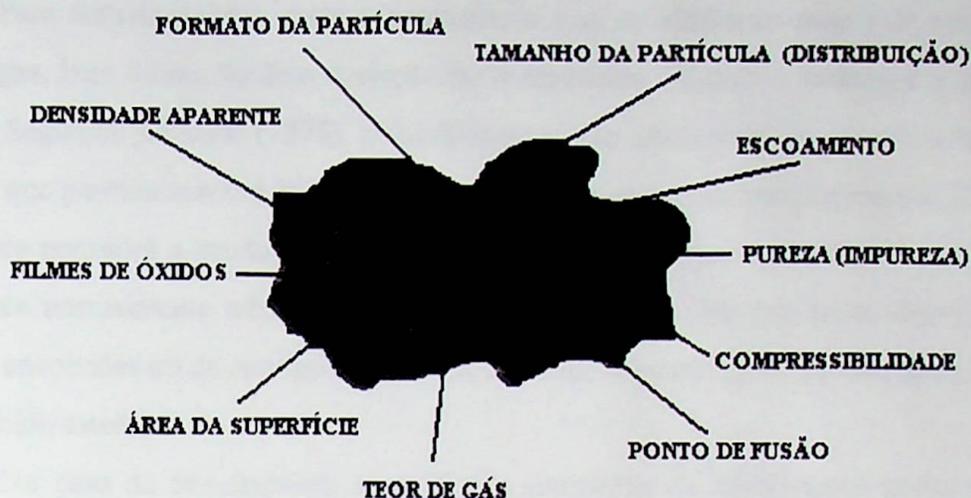


Figura 2.1 - Principais características do pó metálico

resistências. O motivo desta escolha é que, em geral, as classes de ferro atomizado tem menor quantidade de elementos residuais (ácidos insolúveis, óxidos e silicatos) do que os pós de ferro reduzidos, não prejudicando assim, o desempenho e a resistência à fadiga do material soldado. Além disso, o processo de atomização permite a obtenção de pós de praticamente qualquer metal ou liga metálica. Água e gás (ar, argônio, hélio, etc.) são usados para atomizar os pós, mas segundo **BEWLEY (1978)**, o gás é o método preferido devido a este produzir partículas esféricas que escoam (fluem) mais facilmente, melhorando os característicos de compactação. Além disso, os gases possuem uma tendência em absorver a umidade. Cabe ressaltar que, o armazenamento correto do pó antes do uso é também de vital importância para se prevenir a absorção de umidade.

Porém, estudos dos problemas da Brasagem na metalurgia do pó, feitos por **KNOPP (1975)**, verificaram que as partículas esponjosas e irregulares obtidas normalmente pelo método por redução de óxidos, nivelam mais facilmente, produzindo uma porosidade achatada e a possibilidade de selagem de alguns poros. Já as partículas esféricas, obtidas por atomização de aço, se acomodam e não nivelam muito, produzindo posteriormente um tamanho de poro mais largo.

Com relação a operação de mistura, esta visa aumentar o contato entre as partículas de formas e tamanhos diferentes, a fim de melhorar os característicos de escoamento e de compressibilidade. Quanto maior a uniformidade das partículas a serem misturadas, mais constantes e consistentes serão os resultados obtidos. Deve-se, portanto, nesta etapa, eliminar as partículas maiores, devido a forte tendência à segregação destas.

Para reduzir o atrito entre o compactado e as cavidades da matriz de compactação, formar ligas, bem como, facilitar a ejeção do componente da matriz realiza-se a lubrificação dos pós. Segundo **KNOPP (1975)**, o lubrificante sólido adicionado deve ter um tamanho de partícula que permita misturá-lo bem com o pó e assim revesti-lo completamente. Com isto, o lubrificante permitirá a produção de uma peça de densidade mais uniforme. A quantidade de lubrificante normalmente adicionado pode variar de 0,8 a 1,5% por peso, dependendo das pressões envolvidas ou da configuração da peça. Os lubrificantes mais comuns são estearato de zinco e ácido esteárico.

No caso de pós ferrosos, as partículas grosseiras de lubrificantes podem ocasionar segregação na mistura. Isto implica que o tamanho da partícula do lubrificante deva ser menor do que a partícula do pó de ferro. A remoção (queima) do lubrificante é feita no início do processo de sinterização, na zona de pré-aquecimento do forno.

2.1.4 - Compactação

Consiste na moldagem, pela aplicação de pressão, dos pós no interior de matrizes, cujas cavidades correspondem à forma da peça a ser fabricada. A operação visa também conferir ao compactado à verde as dimensões finais especificadas e a resistência mecânica suficiente para ser manuseado. A compactação está dividida em três estágios:

1º Estágio - Re-arranjo das partículas, de modo a diminuir os vazios entre as várias partículas, devido ao aumento das superfícies de contato entre partículas;

2º Estágio - Deformação plástica das partículas;

3º Estágio - As partículas de pó que ficaram frágeis devido ao encruamento causado pelo estágio anterior, fragmentam-se e formam partículas menores.

Segundo **MIDDLE (1980)**, a compactação exerce grande influência sobre a soldabilidade pois, durante esta operação, pode haver aprisionamento de ar, sob considerável pressão, nos poros do compactado, podendo não ser totalmente retirado durante a sinterização. Este ar representa uma fonte adicional de porosidade em soldas de fusão. Além disso, as peças da metalurgia do pó possuem geralmente 80 a 90% da densidade sólida teórica e tem sido mostrado que, devido aos efeitos de fricção durante a compactação, a distribuição de densidade pode estar longe da uniforme. Como na soldagem por fusão, a porosidade do metal base é uma fonte de perda de volume, quando o material está com a densidade uniforme ao longo do seu volume, o encolhimento inadequado, devido a não uniformidade da densidade, pode ocasionar as piores trincas.

A forma de aplicação da pressão, o tamanho e a dureza das partículas do pó têm uma grande influência sobre a densidade à verde do compactado. Baixas velocidades de compactação, juntamente com partículas grandes e moles proporcionam valores de densidade maiores, segundo **CHIAVERINI (1982)** .

O uso de lubrificantes, o emprego de pressões de compactação elevadas e a utilização de baixas relações entre o comprimento e largura do compactado minimizam a variação da sua densidade à verde.

Estudos de **HINRICHS et al (1971)** mostraram que aços sinterizados de 0,02 a 0,8%C podem ser facilmente soldados com aços forjados por vários processos de união, tais como TIG, MIG-MAG, soldagem por fricção e por resistência, em valores de densidades dos compactados de 82, 89 e 95% da densidade teórica, sendo os cálculos baseados em $7,86\text{g/cm}^3$, a densidade do Ferro. Pressões de compactação de 25 T/pol^2 ($38,75\text{ kgf/mm}^2$) e 40 T/pol^2 (62kgf/mm^2) foram usadas para produzir as densidades de 82% e 89%. Para obter a densidade de 95% os corpos de prova foram primeiramente prensados em 79 T/pol^2 ($122,5\text{ kgf/mm}^2$), pré sinterizados em Amônia dissociada, por 10 min à 900°C , e então reprensados em 45 T/pol^2 (70kgf/mm^2). Ensaio de torção aplicados para avaliar as juntas soldadas mostraram que as juntas de aço sinterizado com aço forjado apresentaram maior habilidade à carregamento torcional do que as conexões mecânicas de aço forjado. Para determinação da capacidade da prensa, em toneladas, normalmente usam-se a seguinte relação:

$$C_p = P_c \times A \quad (1)$$

A tabela 2.1 apresenta valores práticos da pressão de compactação para alguns tipos de materiais sinterizados.

2.1.5 - Sinterização

A sinterização é a etapa da metalurgia do pó onde ocorre a interdifusão (transporte de matéria por ativação térmica) entre as partículas e tem como resultado o fortalecimento do contato entre as mesmas, a alteração da geometria dos poros e a redução dos gradientes químicos, à temperaturas elevadas (1100°C no caso do Ferro), porém abaixo do ponto de fusão do metal ou do principal constituinte da liga metálica considerada, sob condições controladas de tempo, temperatura e atmosfera do forno.

Tab. 2.1 - Valores da pressão de compactação e da relação de compressão para aços sinterizados.

MATERIAL	PRESSÃO DE COMPACTAÇÃO [Ton./cm ²]	RELAÇÃO DE COMPRESSÃO
Alumínio	0,7 a 2,8	1,5 a 1,9 :1
Latão	4,2 a 7,0	2,4 a 2,6 :1
Bronze	2,1 a 2,8	2,5 a 2,7 :1
Carbonetos	1,4 a 4,2	2,0 a 3,0 :1
Peças de Ferro:		
baixa densidade	3,5 a 4,2	2,0 a 2,4 :1
média densidade	4,2 a 5,6	2,1 a 2,5 :1
alta densidade	4,9 a 8,5	2,4 a 2,8 :1

Os principais estágios que ocorrem durante a sinterização, segundo CHIAVERINI, são: (1) Ligação inicial entre as partículas, (2) crescimento do pescoço, (3) fechamento dos canais, (4) arredondamento dos poros, (5) densificação ou contração dos poros e (6) crescimento de grão.

As condições de compactação e as propriedades do pó, em particular seu tamanho, têm uma grande influência nesta etapa, pois, em função do tipo de compactação, da pressão exercida, da compressibilidade do pó, entre outros fatores, é que se pode alterar a dureza, as propriedades mecânicas e, principalmente, a densidade, e com isto obter um produto adequado para a execução da soldagem de fusão.

Segundo LENEL (1980), quanto maior a pressão de compactação, menor é o encolhimento do compactado durante a sinterização e, conseqüentemente, menor é a diferença da densidade à verde e sinterizada. No entanto, embora as mudanças na densidade entre um compactado à verde e sinterizado são primeiramente devido a mudanças nas dimensões (encolhimento do compactado), as mudanças na massa causada pela redução de óxidos não podem ser desprezadas.

Ainda com relação a densidade da peça, maiores valores podem ser obtidos mais rapidamente com o aumento da temperatura do que com o aumento do tempo de sinterização.

No caso de compactados de pó de ferro, a taxa de contração depende, sobretudo, se estes foram sinterizados abaixo ou acima da temperatura de 910°C, pois o ferro muda da estrutura CCC para CFC nesta temperatura. A maior autodifusividade do ferro alfa faz com que a peça sinterizada, abaixo de 910°C possua uma maior taxa de contração. Portanto, compactados de metais CCC atingem densidades próximas daquela do metal sólido em temperaturas relativamente menores daquelas do metal CFC (LENEL, 1980).

O parâmetro de densificação, que relaciona a densidade à verde do compactado com a densidade do sólido é dado pela equação 2.

$$P_d = \frac{D_s - D_v}{D_t - D_v} \quad (2)$$

Através do parâmetro de densificação, pode-se então, determinar a porosidade inerente ao sinterizado após a operação de sinterização, sendo que:

$$\text{Porosidade total} = 100 - \% \text{ Densidade Relativa } (P_d) \quad (3)$$

Tem-se verificado que quanto menor o poro e quanto maior a sua quantidade no material, mais restrito se torna o crescimento de grão durante a sinterização, pois segundo CHIAVERINI (1982), os contornos de grão ao se associarem aos poros (através de contornos de pescoços) ficam ancorados nestes últimos, restringindo-se assim o movimento ulterior.

Para minimizar os efeitos da porosidade, faz-se a adição de elementos de liga com ponto de fusão menor do que a temperatura de sinterização. Com isto ocorre a formação de uma fase líquida que favorece a ligação das partículas metálicas entre si, causando portanto uma diminuição na porosidade do material.

2.2. Classificação Dos Materiais

Com o intuito de se fazer uma comparação entre as principais propriedades mecânicas dos aços convencionais, que são as ligas ferrosas mais utilizadas, e as propriedades das ligas ferrosas sinterizadas e poder assim ter uma percepção melhor do efeito da porosidade nas propriedades dos aços sinterizados e facilitar o estudo da sua soldabilidade, descreve-se as principais classes de aços convencionais e suas propriedades mecânicas.

2.2.1 - Aços Convencionais

As classes de aços convencionais cujas propriedades mecânicas se assemelham às das ligas em estudo são os aços carbono e os aços de baixa liga e alta resistência (ARBL). Os aços carbono mais usados normalmente contêm carbono até 1%, manganês até 1,65 %, fósforo até 0,035% e cobre e silício até 0,6%. A classificação destes aços com seus respectivos valores de dureza e resistência à tração são mostrados na tabela 2.2.

Tab. 2.2 - Classificação dos aços carbono

NOME	CONTEÚDO DE C %	DUREZA TÍPICA	RESISTÊNCIA A TRAÇÃO. [Kgf/mm ²]
Aços de baixo carbono	max. de 0,15	60 HRB	35 a 45
Aços doce	0,15 a 0,30	90 HRB	45 a 55
Aços de médio carbono	0,30 a 0,50	25 HRC	55 a 68
Aços de alto carbono	0,50 a 1,00	40 HRC	68 a 86

Os aços de baixa liga e alta resistência (ARBL) são especificados para se obter melhores propriedades que os aços carbono, para uma determinada aplicação e possuem resistência a tração na faixa de 42 a 70 Kgf/mm². Estes aços são classificados de acordo com as suas propriedades mecânicas. A alta resistência mecânica dos aços ARBL se deve ao fato do fortalecimento (aumento da quantidade) de perlita e a diminuição do tamanho de grão. A tabela 2.3 apresenta a resistência a tração e dureza de alguns aços baixa liga e alta resistência (ARBL).

Tabela 2.3 - Resistência a tração e dureza dos aços ARBL

AÇOS ASTM	CLASSE	RESISTÊNCIA TRAÇÃO [Kgf/cm ²]	DUREZA [HRB]
A242	—	44 a 49	71 a 79
A441	—	42 a 49	69 a 79
A572	42 , 60 , 65	42 a 56	69 a 83
A588	A	44 a 49	71 a 79
A663	A, C, D, E	44 a 70	71 a 79

Com relação aos elementos de liga mais importantes para o presente trabalho pode-se destacar:

Níquel - Possui ponto de fusão de 1445°C; apresenta uma excepcional resistência à corrosão, aumenta a tenacidade, a carga de ruptura e o limite de elasticidade do material por solução sólida. Nas ligas ferrosas, é um elemento que estabiliza a fase γ sem a formação de compostos ou soluções sólidas que alcancem a região ferrítica. Quando dissolvido na ferrita aumentam a sua dureza e resistência mecânica. Proporciona a melhoria das propriedades das ligas quando estas são utilizadas para serviços em altas temperaturas sem contudo, afetar as propriedades para serviços em baixas temperaturas sendo um metal de estrutura CFC.

Fósforo - Possui ponto de fusão de 44°C e estrutura cristalina indefinida. Pertence ao grupo dos elementos que, no ferro, funcionam como estabilizadores da ferrita. O fósforo aumenta fortemente a resistência à tração e a dureza por solução sólida, fato este que deve ser levado em consideração em aços baixo carbono, sendo que seu efeito torna-se melhor com a presença de outros elementos de ligas, tais como o níquel, cobre e cromo em baixos teores. Além disso, melhora a resistência à corrosão e a usinabilidade dos aços doces, sendo que nesta última, o efeito é maior na presença de enxofre.

Cabe ressaltar que este elemento no aço é extremamente nocivo, devido a “fragilidade a frio” que provoca, sobretudo nos aços de alto teor de carbono. Isto se deve ao fato de que o fósforo, nos aços, não tem tendência a formar carbonetos, mas dissolve-se na ferrita, endurecendo-a e aumentando o tamanho de grão do material, provocando assim a sua fragilização, representada por baixa resistência ao choque ou baixa tenacidade. Esta influência é tanto maior quanto maior for o teor de carbono. A influência do carbono se deve ao fato de que o fósforo se caracteriza por ser um tanto incompatível com tal elemento, ou seja, o fósforo tende a expulsar o carbono da austenita, de modo que, quando do resfriamento do aço, as áreas ricas em fósforo ficam praticamente constituídas somente de ferrita, com a ausência quase que completa de perlita. A estrutura resultante deste fenômeno é denominada “Textura Ghost Lines”, caracterizada por estrias constituídas quase que exclusivamente de ferrita, devido a presença do fósforo, agrupando a perlita nas extremidades.

Um alto teor de fósforo pode ocasionar ainda a presença de um eutético fosforoso (Fe_3P), que se funde a 1049°C, que pode provocar a ruptura ou esboroamento do aço se este for deformado a quente (CHIAVERINI, 1996).

2.2.2 - Componentes Da Metalurgia Do Pó Ferrosa

O ferro pode ser utilizado sem adições de elementos de liga em componentes da metalurgia do pó, mas, normalmente, adiciona-se pequenas quantidades de outros elementos, tais como o carbono, o níquel, o molibdênio, o cobre e, com menor frequência, o fósforo entre outros. Aços carbono sinterizados são feitos a partir da mistura de pó de ferro e grafita. Durante a sinterização a grafita difunde para dentro do ferro dando origem ao aço que pode ter teores de carbono desde 0,15 até 0,9%. A resistência à tração desta classe de aços sinterizados varia de 11 a 42 Kgf/mm², e a dureza de 25 a 70 HRB. A adição de cobre na faixa de 1,5 a 10,5% e de carbono até 0,9% origina os aços ao cobre, aumentando os valores de resistência a tração para a faixa de 14 a 56 Kgf/mm² e a dureza para a faixa de 10 a 84 HRB.

As ligas ferro-fósforo são feitas pela adição de pequenas quantidades de fósforo ao pó de ferro. A principal função do fósforo na liga é acelerar o ciclo de sinterização, melhorar as propriedades eletromagnéticas e proporcionar uma combinação sem igual (única) de boa ductilidade e resistência.

Os aços ao níquel, com adições deste metal de 2 a 4%, tendo ou não a presença de cobre, desenvolvem componentes com alta resistência, tenacidade e excelente resistência à fadiga. Estes aços podem apresentar valores de resistência a tração entre 17 a 71 Kgf/mm² e dureza entre 44 e 87 HRB. A tabela 2.4 apresenta valores de resistência à tração e dureza para alguns aços sinterizados, cuja composição química mostra alguma relação com as ligas a serem estudadas.

2.3 - Considerações Sobre As Ligas Estudadas

As propriedades mecânicas dos componentes da metalurgia do pó têm uma fundamental importância, no que se refere ao sucesso da soldabilidade. Propriedades, tais como densidade (relação com a porosidade), dureza, resistência a tração, exercem uma grande influência sobre os parâmetros de soldagem e, conseqüentemente, sobre todo o processo, já que a especificação errada dos parâmetros podem provocar falhas ou trincas na junta soldada.

Portanto, torna-se necessário conhecer estas propriedades do material antes da execução da soldagem, para que se tenha uma melhor especificação dos procedimentos. Este tópico tem por objetivo mostrar algumas das mais importantes propriedades mecânicas obtidas com as ligas em estudo, após terem sido sinterizadas, baseado nos estudos de **OLIVEIRA (1993)**.

Tab. 2.4 - Classificação e propriedades mecânicas de aços sinterizados

CLASSE	COMPOSIÇÃO (%)					RESIST. TRAÇÃO Kgf/mm ²	DUREZA [HRB}
	Fe	Cu	C	Ni	Outros		
F-0000	97,7 a 100	-	0,0 a 0,3	-	0,0 a 2,0	12 a 26	max. 30
F-0005	97,4 a 99,7	-	0,3 a 0,6	-	0,0 a 2,0	16 a 26	25 a 55
F0008	97,1 a 99,4	-	0,6 a 0,9	-	0,0 a 2,0	20 a 39	35 a 70
FN-0200	92,2 a 99,0	0,0 a 2,5	0,0 a 0,3	1,0 a 3,0	0,0 a 2,0	17 a 27	38 a 49
FN-0205	91,9 a 98,7	0,0 a 2,5	0,3 a 0,6	1,0 a 3,0	0,0 a 2,0	27 a 48	44 a 78
FN-0208	91,6 a 98,4	0,0 a 2,5	0,6 a 0,9	1,0 a 3,0	0,0 a 2,0	31 a 71	63 a 83
FN-0405	89,9 a 96,7	0,0 a 2,0	0,3 a 0,6	3,0 a 5,5	0,0 a 2,0	27 a 62	49 a 84
FN-0408	89,6 a 96,4	0,0 a 2,0	0,6 a 0,9	3,0 a 5,5	0,0 a 2,0	31 a 71	67 a 87

As ligas sinterizadas estudadas e que englobam as duas ligas que serão objeto desta investigação, no que diz respeito à soldabilidade, foram:

- **ferro-fósforo:** com teores variáveis de fósforo (0,25%, 0,50%, 0,75%), sendo que estes teores foram fixados em função do conhecimento do efeito endurecedor que o fósforo exerce no ferro puro, sem perder de vista o seu efeito fragilizante .
- **ferro - níquel:** com teores variáveis de níquel (1%, 2%, 3% e 4%) sendo que o objetivo principal desses teores de níquel era obter informações a respeito do comportamento destas ligas em termos de ductilidade (sem a presença de carbono) e de resistência mecânica. Estes teores foram estabelecidos devido o níquel proporcionar a melhora da cinética de difusão nas ligas sinterizadas ferrosas, sem prejudicar a ductilidade .
- **ferro-níquel-fósforo:** ligas com teores de níquel variável (1%, 2%, 3%, 4% e 5%) mantido o teor de fósforo constante em 0,5 % e ligas com teores de fósforo variável (0,25%, 0,50%, 0,75% e 1%) com teor de níquel mantido constante em 3%.

As ligas Fe-P apresentaram aumento da resistência de ruptura à tração e da dureza com o aumento do teor de fósforo e diminuição do alongamento. Com relação as análises micrográficas e de composição química, utilizando o princípio de energia dispersiva, verificou-se que, não houve acúmulo localizado de fósforo no contorno, mostrando uma perfeita interação entre partículas pré-ligadas ferro-fósforo e as partículas de ferro puro durante a sinterização. Isto, provavelmente, se deve à grande cinética de difusão do fósforo no ferro. Portanto, pela evolução crescente da dureza com o aumento do teor de fósforo, pode-se dizer que houve uma melhoria das propriedades. Porém é importante ressaltar que, em teores de fósforo acima de 0,5%, a dureza apresentou um aumento excessivo; o que pode levar tais ligas ao trincamento, em operações de soldagem.

As ligas Fe-Ni também apresentaram aumento na resistência de ruptura à tração e na dureza ao se aumentar o teor de níquel. Embora os teores de níquel fossem bem maiores se comparados com os teores de fósforo das ligas Fe-P, o efeito de aumento da resistência e da dureza foram menos intensos. Isto, de certa forma, era de se esperar uma vez que o níquel é dúctil e tem efeito endurecedor menos pronunciado que o fósforo. Análises micrográficas e químicas das ligas constataram uma maior concentração de níquel nos contornos de grão, sendo a causa desta concentração, a impossibilidade da total difusão deste elemento nas partículas de ferro dentro das condições de sinterização estipuladas. Além disso, pôde-se verificar um significativo efeito de arredondamento dos poros. Segundo **OLIVEIRA (1993)**, as ligas com 3% de níquel, apresentaram uma melhora na resistência a tração, sem contudo, aumentar exageradamente a dureza. A fim de contrabalançar o efeito endurecedor do fósforo com a maior ductilidade do níquel, visando, assim, obter um melhor compromisso entre plasticidade e resistência (aumento da resistência por formação de fase sólida e menor porosidade devido à boa plasticidade), foram feitos estudos das ligas Fe-Ni-P. Além disto, segundo **BEISS (1989)**, adições de níquel e fósforo favorecem na redução e maior uniformidade da contração volumétrica durante sinterização; que é desejável para o modelamento das mudanças dimensionais do material.

Primeiramente foram estudadas as ligas com teor de fósforo mantido constante em 0,5% e teor de níquel variável para avaliar a influência de teores crescentes de níquel nas propriedades. O teor de fósforo foi fixado em 0,5% para que a dureza não fosse muito alta. Os estudos mostraram que há um efeito acumulativo do fósforo e do níquel no sentido de endurecer o ferro puro, aumentando a resistência à tração e a dureza da liga. Teores mais

elevados de níquel proporcionam melhorias gerais das propriedades e um melhor compromisso entre as mesmas.

Com relação a micrografia destas ligas, observou-se que havia um efeito de arredondamento dos poros e o estabelecimento de contornos de grão bem delineados. Outra importante observação foi que o níquel não permaneceu concentrado nos contornos, como na liga sem a presença de fósforo, mesmo nas ligas com 5% de níquel, ou seja, houve uma melhor difusão do níquel no ferro em presença do fósforo.

Segundo OLIVEIRA (1993), isto pode ser devido ao efeito chamado pela literatura de **difusão conjunta**, que consiste em fazer uma aceleração da difusão de um certo elemento (geralmente o de menor difusividade) quando em presença de um outro com maior coeficiente de difusão. Como as ligas Fe-Ni-0,5P com teores de níquel elevados (4 e 5%) apresentavam durezas elevadas e as ligas com teor de Ni de 3% apresentavam uma dureza baixa e uma razoável resistência à tração, foram estudadas as ligas com teor de níquel mantido em 3% e teores variáveis de fósforo.

Foi observado que, ao se aumentar o teor de fósforo, tem-se um aumento significativo da dureza com reflexos negativos na resistência à tração devido a presença de poros (concentradores de tensão). Portanto teores acima de 0,5%P criam limitações para as ligas Fe-Ni-P devido a baixa ductilidade e dureza elevada.

Após ter sido mostrado as ligas sinterizadas e suas propriedades, bem como, o inconveniente que aparecem, quando os elementos Ni e P são usados em certos teores, pretende-se escolher as ligas que mostraram um melhor compromisso entre as propriedades, para o estudo da soldabilidade. Devido ao fato de existir poucos estudos sobre a soldabilidade de ligas sinterizadas ferrosas com adição de fósforo, principalmente em teores acima de 0,35%, escolheu-se as ligas Fe-P com teor de 0,5% de P. Além disso, aumenta-se o interesse em conhecer até que ponto os altos teores de fósforo influenciam na resistência da junta soldada, sem que ocorra a fragilização, já que este elemento causa um grande endurecimento das ligas ferrosas pela formação de solução sólida. É importante também, conhecer o comportamento de tais ligas quando submetidas as condições características de soldagem (aquecimento, resfriamento rápido) tendo em vista a porosidade inerente das ligas sinterizadas.

Estudos de HAMILL (1993), mostraram que o fósforo, entre outros elementos, aumenta a resistência da junta, de peças unidas pela técnica de adesão por difusão, devido a grande difusibilidade deste elemento. BEISS (1989) verificou que uma boa soldabilidade pode ser atribuída ao aço Fe-P até 0,35% de P desde que o teor de carbono do aço seja baixo

(<0,2%). A exigência de um baixo teor de carbono para estes aços sinterizados, se deve à fragilização do material pela segregação de fósforo quando da presença de teores altos de carbono. Cabe ressaltar que em aços convencionais, cujo o teor de carbono é relativamente alto (>0,2%), o teor de fósforo recomendado é no máximo 0,035%.

Como as ligas binárias Fe-P produziram uma dureza e resistência à tração elevada, em detrimento a ductilidade, evidenciada pelo menor alongamento da liga, resolveu-se estudar também a soldabilidade das ligas Fe-P-Ni com teor de fósforo mantido constante em 0,5% e com o teor de níquel alto (4%). A escolha da liga ternária com este teor de níquel deveu-se ao fato de que tal liga apresentou bom compromisso entre dureza e resistência à tração, sem contudo comprometer demasiadamente a ductilidade já que, segundo **OLIVEIRA (1993)**, o alongamento torna-se maior a medida que o teor de níquel cresce. Cabe ressaltar que as ligas com teor de níquel de 5% foram as que apresentaram melhor compromisso entre as propriedades estudadas sendo que os valores de resistência à tração máximos ocorreram para este teor de níquel. Entretanto, como o objetivo de todo processo de fabricação é obter um produto de boa qualidade e com o menor custo possível, preferiu-se utilizar a liga com o menor teor de níquel (devido ao elevado custo deste elemento) e que não compromettesse grandemente os valores das propriedades mecânicas. Além disso, a liga escolhida apresentou valores de resistência à tração e dureza bem próximos da liga com 5% de níquel. (tabela 2.5).

Embora as ligas não tenham propositadamente carbono, a adição de níquel e fósforo propiciaram resistência e dureza típicas de peças estruturais constituídas de ferrita (maior quantidade) e perlita na temperatura ambiente. Outro aspecto que deve ser ressaltado é que de um modo geral as ligas apresentaram níveis de contração baixos; o que significou uma boa estabilidade dimensional das peças antes e depois da sinterização. Com relação à estabilidade dimensional da peça pretende-se verificar até que ponto esta será afetada pelas operações de soldagem, já que as condições de resfriamento crítico característicos dos processos de soldagem por fusão, tendem a causar distorções no material, o que não é desejável para ligas sinterizadas que tem como uma das principais vantagens a precisão dimensional.

Muitos engenheiros têm considerado impossível a soldagem de peças sinterizadas devido aos problemas de distorção durante a soldagem e à sua relação com a boa precisão geométrica e dimensional características das peças sinterizadas. Tal consideração, no entanto, tem sido contrariada, pois, segundo **MIDDLE (1980)**, muitos processos, como soldagem por fricção, soldagem por resistência, por feixe de elétrons, entre outros, podem unir tais materiais com pouquíssima distorção ou com efeitos de distorção uniformes e localizados sem que as

suas características dimensionais e geométricas fossem afetadas. Portanto, isto mostra que o estudo proposto vem de encontro com a necessidade de se conhecer melhor o comportamento das ligas sinterizadas com relação a soldabilidade, visando a aplicação destas em escala industrial, já que, na maioria das vezes, o material necessita ter boa soldabilidade para poder ser utilizado em escala industrial. A tabela 2.5 mostra as ligas desenvolvidas e suas propriedades mecânicas.

Tab. 2.5 - Valores médios das propriedades obtidos com corpos de prova Fe+P; Fe+Ni; Fe+P+Ni sinterizados sob vácuo a 1180 °C durante 1 hora e resfriados lentamente.

MISTURA			TENSÃO DE RUPTURA À TRACÇÃO (MPA)	ALONGAMENTO (%)	DUREZA BRINNEL (HB)
% DOS ELEMENTOS					
P	Ni	Fe			
0,25	0,00	99,75	179,8 ± 17,2	3,24 ± 0,73	70 ± 2
0,50	0,00	99,50	191,6 ± 6,2	0,26 ± 0,18	84 ± 3
0,75	0,00	99,25	215,0 ± 21,3	0,46 ± 0,11	102 ± 3
0	1,00	99,00	150,0 ± 6,30	6,49 ± 0,70	56 ± 1
0	2,00	98,00	177,0 ± 1,16	7,96 ± 1,16	59 ± 1
0	3,00	97,00	187,0 ± 14,90	6,09 ± 0,94	63 ± 3
0	4,00	96,00	201,5 ± 9,20	4,10 ± 0,57	84 ± 2
0,50	1,00	98,50	208,5 ± 3,5	1,44 ± 0,16	84 ± 2
0,50	2,00	97,50	221,5 ± 7,0	1,17 ± 0,38	86 ± 2
0,50	3,00	96,50	248,7 ± 8,0	1,64 ± 0,54	98 ± 3
0,50	4,00	95,50	269,5 ± 3,5	1,80 ± 0,32	100 ± 3
0,50	5,00	94,50	270,3 ± 9,2	1,84 ± 0,52	99 ± 3
0,25	3,00	96,75	235,9 ± 7,9	3,04 ± 0,63	79 ± 1
0,75	3,00	96,25	175,8 ± 29,0	0,72 ± 0,28	112 ± 3
1,00	3,00	96,00	183,8 ± 15,4	0,74 ± 0,30	130 ± 5

2.4 - Soldagem

O processo de soldagem causa mudanças na microestrutura de uma parte do material base, devido a alta energia calorífica imposta pelo arco elétrico, ou seja, aparece no metal base uma Zona Termicamente Afetada (ZTA). As propriedades mecânicas de uma junta soldada, tais como, resistência e tenacidade, são grandemente influenciadas por sua microestrutura, que por sua vez, depende de outros fatores. Os principais fatores incluem a composição química do metal base e do metal de adição, a taxa de aquecimento e resfriamento a que o material está submetido e a morfologia das inclusões de solda. Outros fatores incluem: a difusividade térmica (condutividade térmica dividida pelo produto da densidade e calor específico), espessura do metal base, composição do revestimento do eletrodo (Eletrodo Revestido), composição do gás (TIG e MIG-MAG), reações de precipitação e o tamanho de grão austenítico inicial.

Um exemplo destas alterações microestruturais, e a sua influência nas propriedades da junta soldada, é a formação da martensita no metal de solda e na zona afetada pelo calor num aço, sendo a quantidade deste microconstituente uma das principais causas do aumento ou diminuição da dureza nestes materiais. A figura 2.3 apresenta o formato de uma junta soldada com suas respectivas regiões afetadas pelo aquecimento produzido pela soldagem :



Fig. 2.2- Regiões da junta soldada

2.4.1 - Soldabilidade dos Componentes da Metalurgia do Pó Ferrosa

Os aços sinterizados com baixo carbono (até 0,15%) possuem uma excelente soldabilidade, se os mesmos não forem submetidos a um resfriamento brusco. Os aços doces (0,15 a 0,30%C) contendo manganês (aproximadamente 1%) possuem uma boa soldabilidade,

não tendo a necessidade de pré-aquecimento quando o teor de carbono é inferior à 0,2%. Acima deste percentual, a solda se torna susceptível à trinca, sendo que procedimentos de soldagem que minimizem ao máximo a presença de hidrogênio são requeridos. Segundo **BEISS (1989)**, se aços sinterizados com alto teor de carbono devem ser soldados, deverão ser pré-aquecidos e posteriormente serem submetidos a um tratamento de revenimento em temperatura suficientemente alta ou então ser soldados com processos que assegurem perdas de calor menos rápidas, para que o aço não forme grande quantidade de martensita, que é responsável pela fragilização nestes aços. Outro fator a considerar é que, em baixas densidades (maior quantidade de poros na estrutura do aço), a junta de aços sinterizados soldados por fusão tende a romper, principalmente se o processo de soldagem utilizado trabalha sem metal de adição.

Para confirmar a boa soldabilidade dos aços sinterizados, estudos de **HINRICHS et al (1971)**, citados anteriormente, mostraram que é possível obter soldas de qualidade satisfatória na união de aços sinterizados de vários teores de carbono com aços forjados, utilizando vários processos de soldagem por fusão.

Já no caso dos aços baixa liga e alta resistência, considerações de pré-aquecimento e controle do hidrogênio devem ser adotadas para o sucesso da união. Aços Fe-Cu, com adições de cobre até 2 %, podem proporcionar uma boa soldabilidade utilizando-se vários processos de soldagem.

Entretanto, **BEISS (1989)** verificou que a resistência da junta soldada do aço Fe-Cu, com enxofre presente na composição química, diminui em altos teores de Cu, eventualmente falhando abaixo da resistência do material base em aproximadamente 4% Cu. A diminuição da resistência se deve a formação de sulfetos de cobre quebradiços nos contornos de grão e que causam trincas durante o resfriamento na zona afetada pelo calor (ZTA). Os aços sinterizados livres de enxofre não apresentam tal inconveniente e possuem uma melhor soldabilidade, mesmo em teores elevados de cobre.

Com relação às ligas Fe-Ni, estudos feitos por **HAMMIL (1993)** mostraram que adições de níquel ao pó de ferro aumentam a tenacidade do material e não apresentam nenhuma dificuldade particular envolvendo a soldabilidade.

Apesar de prejudicar a qualidade do cordão de solda, o aumento do teor de carbono melhora consideravelmente as características de resistência mecânica do material. Os processos e técnicas de união devem ser adotados de tal forma a se ajustarem à níveis intermediários de

carbono no metal base, proporcionando assim, aceitáveis características de solidez na solda sem que o material perca sua resistência mecânica.

2.4.2 - Principais Defeitos De Soldagem

Um dos defeitos mais comuns é a trinca induzida pelo hidrogênio nas regiões duras da zona termicamente afetada. A trinca a frio provocada pelo hidrogênio se apresenta como um dos maiores problemas na soldagem de aços carbono. O hidrogênio é geralmente introduzido durante a soldagem, proveniente do metal de adição, da umidade do revestimento do eletrodo, do gás de proteção ou do metal de base contaminado. O surgimento da trinca se dá devido à dissolução do hidrogênio aprisionado em pequenos vazios na junta soldada.

No processo de união de componentes da metalurgia do pó, a trinca a frio, segundo **PODNOZOV (1979)**, está mais associada com a tensão gerada durante a solidificação e o resfriamento do metal de solda. A massa do material, circunvizinho à poça de fusão e ZTA, resiste às forças de contração enquanto o metal se resfria, o que resulta num esforço de tensão. Estas tensões podem ser minimizadas pelas técnicas de tratamento térmico após soldagem.

Entretanto, na soldagem MAG, envolvendo o dióxido de carbono (CO_2) como gás de proteção, de componentes da metalurgia do pó com 0,3 a 0,9% de carbono, 0 a 6% de Ni e 0 a 1% de Mo, **THORNLEY (1973)** concluiu que materiais sinterizados parecem ser menos susceptíveis à trinca induzida pelo hidrogênio do que os aços convencionais de composições similares (com o mesmo carbono equivalente); provavelmente devido à presença de poros no metal base que atuam como isolantes térmicos e diminuem a velocidade de resfriamento do material base.

Outro defeito comum é a fissuração a quente, que resulta da segregação de fases de ponto de fusão mais baixos do que o metal da zona fundida e ZTA, e ocorre geralmente durante o resfriamento da solda. Exercem grande influência, neste tipo de defeito, o teor de carbono e os teores de impurezas no metal durante a solidificação.

Alguns elementos de liga apresentam incompatibilidade metalúrgica e a aplicação destes em materiais a serem unidos deve ser evitada ou controlada através da utilização de um procedimento de soldagem adequado. É o caso dos componentes contendo enxofre e altos níveis de fósforo na forma Fe_3P (steadita). O enxofre, na soldagem por fusão, pode migrar para o contorno de grão e causar trincas a quente; a adição de manganês na liga tende a formar o sulfeto de manganês com o enxofre livre, reduzindo assim a habilidade de difusão deste

elemento. Já o fósforo causa uma solidificação mais lenta do metal de solda, devido ao baixo ponto de fusão do Fe_3P (1044°C), podendo também causar trincas a quente na zona soldada.

Por último, mas não menos importante, tem-se a “porosidade”. A porosidade na solda de aços está diretamente ligada com a ausência de desoxidantes (alumínio, silício e manganês) e com o conteúdo de carbono da junta. Geralmente, o agente desoxidante adicionado no aço combina-se com o oxigênio, originando compostos sólidos e evitando a combinação deste elemento com o carbono presente no metal de base, o que provocaria o desprendimento de CO ou CO_2 com a resultante formação de porosidade. Portanto, a ausência ou a quantidade insuficiente deste agente desoxidante no aço permite a combinação do carbono do metal base com o oxigênio induzido pelo processo de soldagem formando monóxido de carbono (CO), que é responsável pelo aparecimento de bolhas na junta soldada.

Na soldagem por feixe de elétrons (EBW) de uma liga sinterizada de urânio U-6Nb com uma liga forjada, **HOLBERT et al (1989)** observaram que os gases envolvidos na produção de porosidade, na parte sinterizada, não são introduzidos no material pela atmosfera do processo de soldagem e sim durante a fase de fabricação do pó, através do ambiente ou pelo manejo antes da etapa de compactação. Reduzindo os teores de O_2 e N_2 , os maiores causadores de porosidade na solda juntamente com o hidrogênio, minimizou o problema, mas este passo tornou a técnica de fabricação do material mais difícil. Cinco amostras (quatro ligas sinterizadas e uma forjada soldadas à ligas forjadas) foram analisadas a fim de se detectar a influência do oxigênio e do nitrogênio na porosidade, sendo o resultado apresentado na tabela 2.6.

Tab.2.6 - Influência do O_2 e N_2 na soldagem por feixe de elétrons da liga U - 6Nb

LIGA U - 6 Nb	CONTEÚDO DE GÁS (ppm)		POROS / mm de Penetração da Solda
	OXIGÊNIO	NITROGÊNIO	
Sinterizada	1048	591	6,93
Sinterizada	736	168	5,55
Sinterizada	222	136	3,41
Sinterizada	78	69	0,03
Forjada	34	40	0,00

Para eliminar completamente a porosidade na junta, fez-se então a técnica de soldagem inercial. Visto que um grande desprendimento de gases não estaria envolvido com o processo de soldagem no estado sólido (sem a fusão total da liga, o N_2 e O_2 contidos na mesma não difundem facilmente para a zona soldada, pois estes não se desprendem em grande quantidade durante a soldagem) e que a área de solda seria compactada, a porosidade não deveria ser problema na soldagem inercial das ligas de urânio.

Segundo **BAESLACK (1988)**, a utilização de uma atmosfera inerte nos processos de fabricação dos pós de Al, a partir da qual o metal base de ligas de Al é feito, possibilita a obtenção de níveis aceitáveis de hidrogênio no material a ser soldado. Tais atmosferas removem gases absorvidos pelo pó e promovem a decomposição parcial dos hidróxidos de Alumínio presentes. Um outro contribuinte importante para a formação da porosidade na solda de materiais sinterizados é a baixa profundidade de fusão do metal base causada pela utilização de corrente alternada em soldagens à arco, ou pela brasagem. Isto foi demonstrado por **METZGER (1992)** na soldagem TIG com metal de adição de uma liga Al-10Fe-5Ce sinterizada, utilizando corrente alternada (AC) e corrente contínua direta (CC-). Na soldagem com corrente alternada foi obtido cordões de solda que consistiam quase que exclusivamente de metal de adição na parte superior e de metal base no lado da raiz da solda, sendo que a parte superior da solda apresentou-se praticamente livre de porosidade ficando esta concentrada no lado da raiz da solda. A maior agitação da poça de fusão no lado da face da solda permitiu que as bolhas de gás escapassem, ao passo que o metal de solda mais estagnado no lado da raiz, causou um aprisionamento do gás formado, promovendo a porosidade na solda, conforme mostra a figura fig. 2.3.

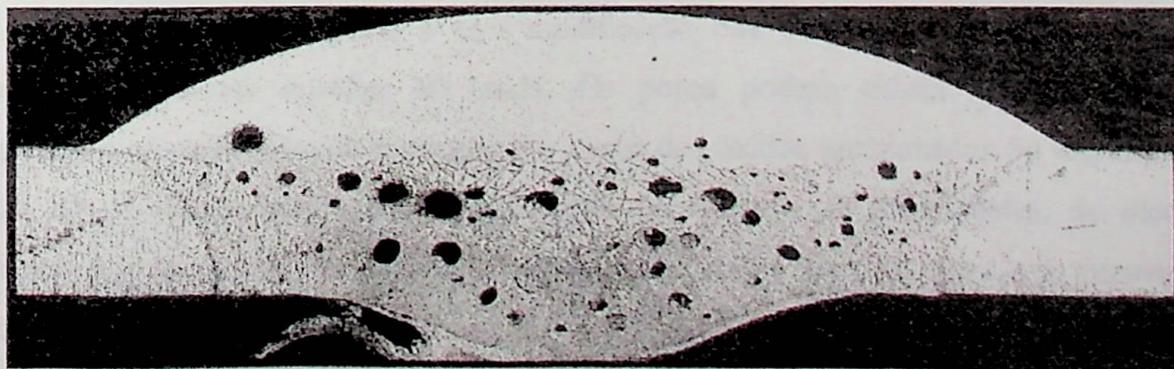


Fig. 2.3- Macrografia da Solda TIG sem pré-aquecimento da Liga ER5356 usando corrente alternada. Aumento: 11x. (s/ataque).

Para se obter uma maior uniformidade no metal de solda, era necessário executar soldas com uma maior profundidade de fusão. Para isto, **METZGER** utilizou corrente contínua com polaridade direta (cc-), embora na soldagem de alumínio a corrente alternada seja a mais indicada, com proteção gasosa de hélio.

A grande agitação em todo metal de solda devido a maior profundidade de fusão obtida pela corrente contínua permitiu que todo o gás formado fosse libertado da solda, com exceção de poucas bolhas aprisionadas próximas à interface da solda, onde o tempo de fusão é curto e a solidificação é rápida. A macrografia da solda pode ser vista na figura abaixo:

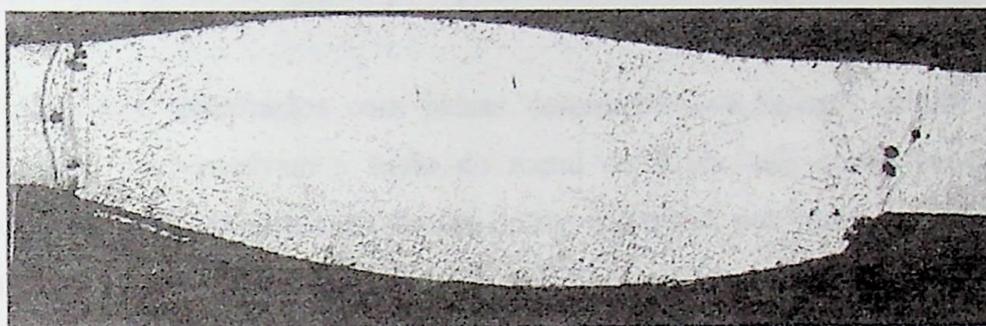


Fig. 2.4- Macrografia da Solda TIG sem pré-aquecimento da Liga ER5356 usando corrente contínua- polaridade direta. Aumento: 11x. (s/ataque).

Com relação à “porosidade inerente do material sinterizado”, esta tem sido a característica física mais importante dos componentes da metalurgia do pó e a que torna tais materiais diferentes dos materiais convencionais, em relação à soldagem.

Os poros atuam como isolantes térmicos afetando a condutividade térmica do material a ser unido, através da alteração do mecanismo de transferência de calor, que por consequência, obriga o soldador a uma modificação dos parâmetros de soldagem para a obtenção de melhores cordões de solda. Os poros podem causar também flutuações indesejáveis no desempenho de soldagem por causa dos óxidos aprisionados ou impurezas. As medidas de prevenção consistem na eliminação de resíduos de lubrificantes, de óleos, de refrigerantes de usinagem, de agentes de limpeza, de grafite livre ou cinza que permaneçam alojados nos poros do metal de base.

A expansão térmica é outra característica física importante que sofre influência da porosidade. Possíveis mudanças na porosidade, devido a fusão de partícula (contração do material) ou infiltração de metal de adição (expansão do material), pode resultar num

encolhimento ou crescimento excessivo, gerando tensões que podem causar trincas próximas ou dentro da interface da solda.

Uma outra característica importante na qual a porosidade influencia é a temperabilidade. O endurecimento do material sinterizado depende da sua taxa de dissipação de calor ou condutividade térmica. Como os poros atuam como isolantes térmicos; estes dificultam a transferência de calor, tornando os componentes da metalurgia do pó menos temperáveis do que peças fundidas de composição similar. No entanto, devido a uma grande densificação do material na zona afetada pelo calor, um endurecimento excessivo pode ocorrer nos componentes da metalurgia do pó e pode aumentar a susceptibilidade destes componentes à trinca.

Materiais sinterizados com baixas densidades ($<6,5\text{g/cm}^3$) devem ser unidos por processos que não envolvam a fusão do metal de solda, tais como brasagem e técnicas adesivas, pois a baixa resistência à fratura destes materiais, por causa do número pequeno de ligações entre as partículas, não permite que o material absorva as tensões geradas pela contração do metal de solda.

Além disso, segundo **KNOPP (1975)**, ao se unir materiais com tais níveis de densidade pelo processo de brasagem, a porosidade no metal de base sinterizado próxima a região a ser soldada absorve o metal de adição, o que provoca uma baixa resistência na solda devido a pequena quantidade de metal de adição que efetivamente forma a junta. Para minimizar este problema, as partes do metal de base próximas as juntas a serem unidas devem ser infiltradas por elementos de mesma composição do metal de adição (elementos principais) ou então, serem prensadas acima de $7,2\text{g/cm}^3$ na interface da junta.

Materiais com níveis de densidades intermediários ($6,5$ e $6,9\text{g/cm}^3$) podem ser soldados com maior sucesso por processos que minimizem o volume de metal fundido e que conseqüentemente, evitam a absorção do metal de adição pelos poros do metal base, tais como Soldagem por Resistência e Soldagem por Fricção.

Finalmente, os materiais com altas densidades ($>7,0\text{g/cm}^3$) possuem praticamente a mesma soldabilidade dos materiais forjados e podem ser soldados pelos processos de fusão convencionais (MIG-MAG, TIG, etc.) de acordo com **HAMILL (1993)**.



2.4.3 - Condições De Soldagem

2.4.3.1-Principais Processos De Soldagem

A - Soldagem MIG-MAG

Estes processos podem produzir cordões de solda adequados na soldagem de componentes da metalurgia do pó por permitir o controle de uma grande quantidade de parâmetros de soldagem. A velocidade de avanço, a energia fornecida, o tipo de metal de adição e a taxa de alimentação do arame podem ser pré-estabelecidos, afim de se obter um melhor resultado para cada aplicação.

Apesar dos componentes da metalurgia do pó não serem facilmente unidos quando temperados e revenidos, já que, segundo CUMMINS (1977), a alta energia fornecida pela soldagem associada com o processo de fusão muda a estrutura interna do material diminuindo a sua resistência na zona de solda em comparação à região circunvizinha, HAMMIL (1993) mostrou que o processo MIG-MAG tem um bom comportamento até em condições adversas como esta, ao soldar um aço sinterizado com 0,6 % de carbono temperado e revenido com um aço forjado de baixo carbono.

Para reduzir a zona afetada pelo calor e minimizar a distorção, a transferência por curto-circuito, devido à baixa energia requerida, deve ser preferida ao se unir componentes da metalurgia do pó pelo processo MIG-MAG.

B - Soldagem TIG

Analogamente ao processo MIG-MAG, o TIG também proporciona resultados adequados em muitas situações devido a este permitir um grande controle sobre o processo de soldagem. Por esta razão, o processo TIG exibe melhor soldabilidade com materiais de temperabilidade superior ou alto teor de carbono, devido à possibilidade de se controlar a quantidade de entrada de calor (energia fornecida) e subsequente nível de dureza da solda.

Além disso, como visto no capítulo I, a aplicação do processo TIG em componentes da metalurgia do pó usados em diferenciais de caminhão em substituição de um fundido, foi feita com sucesso.

C - Eletrodo Revestido

Pode-se dizer que a soldagem de componentes da metalurgia do pó com eletrodo revestido ainda não foi totalmente desenvolvida através de estudos científicos e, na verdade, a aplicação deste processo para a soldagem de tais materiais tem sido evitada pela maioria dos pesquisadores.

Uma das principais razões deste pouco desenvolvimento do assunto é a questão da viabilidade econômica, já que os componentes da metalurgia do pó são geralmente fabricados em grandes quantidades, sendo necessário o uso de processos de soldagem com maiores velocidades de execução, limitando assim o uso da soldagem a arco com eletrodo revestido. Somado a isto, tem-se a dificuldade de controlar com maior eficácia os parâmetros de soldagem, principalmente a alta energia fornecida ao material durante a soldagem, que não é recomendada para componentes da metalurgia do pó.

Somente o trabalho de **THORNLEY (1972)** inclui considerações da soldagem utilizando eletrodo revestido, isto para um aço 5% Ni, 0,5% Mo e 0,5% C (carbono equivalente 0,93). O trabalho compara a soldabilidade de um aço sinterizado com um aço forjado de composição e microestrutura muito similar. Em comum com outros aços sinterizados, o aço níquel utilizado tinha aproximadamente 10% de porosidade, e o filme não metálico devido principalmente ao estearato de zinco, estava bem presente. Apesar do alto teor de carbono equivalente, não ocorreu trinca na ZTA do metal sinterizado, mesmo quando um potencial de H₂ deliberadamente alto foi criado e sem a necessidade de pré-aquecimento. A trinca ocorreu no metal de solda do aço baixo carbono, mas foi eliminada usando metal de adição de aço inoxidável austenítico.

D- Outros Processos

A brasagem é outro processo muito usado para unir componentes da metalurgia do pó sendo que a força capilar dos poros requer especial consideração quando escolhemos uma liga para brasagem. Uma das ligas mais utilizadas por esta técnica de união, segundo **ONODA et al (1983)**, é a de nome comercial Ancorbraze 72/SKC 72, à base de Cu-Mn-Ni-Fe, que pode ser misturada com fluxo e um lubrificante para pré-moldagem dentro da massa esponjosa ou utilizada como uma pasta.

Uma das dificuldades mais comuns experimentadas na brasagem em componentes da metalurgia do pó é a falta de metal de adição na junta, a qual está associada com os seguintes fatores:

- ◆ Limpeza imprópria da junta ou redução de óxidos
- ◆ Baixa temperatura de sinterização ou temperatura não uniforme da peça
- ◆ Metal de adição insuficiente
- ◆ Lubrificantes, fluxos ou gases retidos
- ◆ Movimento das peças à unir antes da solidificação

Vários outros processos podem ser empregados na união de peças sinterizadas, como as soldagens por fricção, por resistência e os métodos químicos por fase sólida e líquida, adesivos, dentre outros.

2.4.3.2- Consumíveis

A - Componentes Da Metalurgia Do Pó

Para a soldagem MIG-MAG de aços sinterizados, **HAMILL (1993)** recomenda a utilização de arames e varetas de aço doce de diâmetros de 0,8 a 0,9 mm, com CO₂ como gás de proteção. No entanto, metais de adição de aço inoxidável austenítico com proteção de gás inerte podem ser usados para aços com alto teor de carbono para reduzir o potencial de trincamento na zona afetada pelo calor, devido à sua superior tenacidade, resistência e ausência de transformação martensítica na zona fundida.

O processo MIG-MAG foi usado por **CUMMINS (1977)**, em reparos de materiais industriais, na união de um aço sinterizado com 0,6% de carbono, temperado e revenido, com um aço forjado de baixo carbono, com arame de 1,1 mm de diâmetro do tipo E70S, obtendo sucesso na operação, mesmo em casos críticos como a união de sinterizados tratados termicamente.

Segundo **MIDDLE (1980)**, soldagem MIG semi-automática com proteção de argônio utilizando arame de aço inoxidável tem sido aplicada com total sucesso em aços Ni-C-Mo, não apresentando trincas na zona termicamente afetada. Soldagem MIG de componentes da metalurgia do pó de aço inoxidável tipo 316 L em vários níveis de densidade, usando metal de adição tipo 316 L com gás de proteção sendo o argônio proporcionou boas propriedades de junta. Já a classe para usinagem tipo 303 e aquelas conhecidas como “endurecidas pelo nitrogênio” (precipitados de nitretos duros) não são bons candidatos à soldagem por fusão. A classe martensítica pode ser soldada, mas medidas de precaução devem ser tomadas com relação à temperabilidade do material.

Uma liga de Ni-Mo com 0,5% C, 0,5% Mo e 5% Ni com uma densidade de sinterizado de $7,0 \text{ g/cm}^3$ foi soldada com sucesso usando o processo MIG e metal de adição de aço austenítico sem tratamento de pré-aquecimento ou pós-aquecimento conforme descrito por **HALLDIN et al, (1984)**.

O processo TIG pode ser utilizado com ou sem metal de adição, conforme as propriedades a serem obtidas na solda. **METZGER (1992)** utilizou três tipos de metal de adição, classificados conforme a AWS A5.10-80 em ER4043 (5% Si), ER4047 (12% Si) e ER5356 (5% Mg) na união de componentes da metalurgia do pó à base de alumínio. As soldas feitas com os tipos ER4043 e ER5356 foram as que apresentaram menos porosidade.

Já os experimentos com soldagem TIG automática de aços carbono têm mostrado que falhas na junta ocorrem sempre no metal de base sinterizado, devido à falta de preenchimento e alguma trinca por encolhimento na linha central do corpo de prova. A utilização de vareta de metal de adição se torna fundamental para evitar estes defeitos, causados pela perda de volume a medida que o metal poroso é homogeneizado (**MIDDLE, 1980**).

Entretanto, o processo de soldagem TIG sem metal de adição tem sido usado para um número limitado de aplicações envolvendo componentes da metalurgia do pó de grau de qualidade fósforo (ANCORSTEEL 45 P) com o intuito de reduzir os problemas de trincas a quente destes materiais, já que, o processo TIG proporciona baixos valores de energia calorífica de entrada (**HAMILL,1993**).

2.4.3.3- Parâmetros De Soldagem

A - Componentes Da Metalurgia Do Pó

Para se obter cordões de solda livres de defeitos e de boa resistência mecânica, aços sinterizados com uma faixa de 0,02 a 0,8% C podem ser unidos com a utilização dos mesmos gases de proteção aplicados na soldagem de aços convencionais, ou seja, argônio e CO_2 para o processo MIG-MAG, e argônio para o processo TIG.

THORNLEY (1973) conduziu extensivas pesquisas com a soldagem MAG- CO_2 em aços sinterizados com Ni e Mo, produzidos a partir de pós elementares e a zona termicamente afetada destes materiais mostraram-se livres de trincas induzidas pelo H_2 . Os estudos também constataram a efetividade do CO_2 na remoção do carbono de uma poça de fusão com alto carbono; O metal de solda numa matriz de 0,8 % C continha somente 0,2% de C. A diluição

causou parte desta redução e juntos (CO_2 e diluição), contribuíram para um metal de solda totalmente livre de trincas.

Na união de uma liga sinterizada à base de alumínio pelo processo TIG, **METZGER (1992)** obteve uma boa homogeneidade da junta (metal base e consumível) ao usar a soldagem TIG com metal de adição e com corrente contínua direta (DC-) na faixa de 140 a 185A, tensão entre 13 a 18V, hélio como gás de proteção e uma velocidade de soldagem de 2,1 mm/s. Contudo, este mesmo resultado não foi verificado quando da soldagem desta mesma liga pelo processo TIG com e sem metal de adição e com corrente alternada (AC), argônio como gás de proteção, velocidade de avanço de 2,1 mm/s e valores de corrente e tensão levemente alterados. Segundo **METZGER**, isto se deveu ao fato de que com corrente contínua direta e hélio como gás de proteção, houve uma maior profundidade de fusão e, conseqüentemente, uma distribuição mais uniformidade do metal de adição na solda, contribuindo para a redução da porosidade.

Na soldagem de aços sinterizados de baixo teor de elementos de liga com aço doce, **HINRICHS et al (1971)**, utilizando-se de vários processos de soldagem, obtiveram cordões de solda aceitáveis pelos ensaios de torção. No caso dos processos de fusão, a penetração da solda foi aproximadamente 3 mm. A tabela 2.7 mostra as típicas condições de soldagem do estudo descrito acima, com relação ao processo MIG-MAG e TIG :

Tab.2.7 - Processos e condições de soldagem para a união de aços sinterizados com aços doce.

Condições de Soldagem	Processos de soldagem	
	MIG-MAG	TIG
potência da fonte	300 A	300 A
corrente de soldagem	180 A (DC+)	125 A (DC-)
tensão	23 V	13 V
gás de proteção	CO_2	Argônio
velocidade de avanço	12,5 mm/s	1,3 a 2,5 mm/s
metal de adição	E70S-3 (0,9 mm)	E70S-3 (1,15 mm)

CAPÍTULO 3

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 - Introdução

Na união de diversos tipos de materiais por vários processos de soldagem deve-se atentar para várias características a fim de satisfazer os requerimentos. Dentre estas características podemos destacar:

- ◆ **Propriedades mecânicas:** verificar se as características de tração, dureza e resistência, nos cordões de solda, serão satisfatórias.
- ◆ **Restrições dimensionais:** haverá problema de contração ou distorção durante ou após a soldagem que possa comprometer a união.
- ◆ **Materiais:** qual tipo de liga fornecerá melhor qualidade de junta.
- ◆ **Controle do processo:** quais os parâmetros a serem controlados e quais os processos de soldagem que apresentam uma boa qualidade da junta
- ◆ **Econômicos:** qual o custo efetivo do processos de união em comparação com outros processos de fabricação

Visando conciliar estas características e também abranger uma nova faixa de produtos sinterizados, este estudo atentará para a união de componentes da metalurgia do pó à base de ferro, níquel e fósforo, pelos processos de soldagem TIG e soldagem por PLASMA.

O ferro atua como pó básico na sinterização, assegurando a boa compressibilidade da mistura. A escolha dos elementos de liga se limita àqueles que não possuem uma forte afinidade pelo oxigênio; pois este forma compostos que causam impurezas e oxidação no material durante a sinterização. Uma das ligas sinterizadas mais comercialmente usadas é a liga Fe-Ni com resistência acima de 17,12 kgf/mm² e a liga Fe-Ni-C com baixos teores de carbono (C < 0,2%), a fim de proporcionar uma boa soldabilidade.

Como mencionado anteriormente, as ligas estudadas neste trabalho apresentam pela primeira vez, a adição de fósforo como elemento de liga na forma de pré-liga Fe-P (19,9% P) e de Ni-P, sem adição proposital de carbono. Além disso, foram desenvolvidos, durante a fase

experimental componentes da metalurgia do pó de ferro puro e Fe-Ni para que se pudesse ter uma comparação entre as ligas contendo fósforo e as ligas sem fósforo, no que se refere à soldabilidade.

Nos itens a seguir será apresentada toda a metodologia experimental deste estudo, ou seja, a preparação das ligas, a mistura dos pós, a construção da matriz para a conformação das ligas, as etapas de compactação e sinterização, bem como, os processos, parâmetros e equipamentos de soldagem e os ensaios mecânicos e metalográficos da solda.

3.2 - Composição Das Ligas

As ligas a serem soldadas possuem seções retangulares de 90 x 15 mm para as ligas Fe-P e Fe-Ni-P e de 55 x 10 mm para a liga Fe-Ni e para o material de ferro puro, sendo que a soldagem será feita nas dimensões de 90 mm e 55 mm, respectivamente, entre as duas amostras paralelas.

A composição química dos 4 grupos de materiais sinterizados que foram estudados é mostrada na tabela 3.1. Com tais composições torna-se possível verificar o efeito dos elementos de liga (Ni e P) sobre a soldabilidade de ligas sinterizadas de matriz ferrosa.

Tab.3 1 - Composição das ligas a serem analisadas

GRUPO	LIGA	PORCENTAGEM EM PESO (%)		
		FERRO	NÍQUEL	FÓSFORO
1°	Fe-P	99,5	-	0,5
2°	Fe-Ni-P	95,5	4,0	0,5
3	Fe	99,99	-	-
4	Fe-Ni	96,0	4,0	-

3.3 - Preparação Da Matéria-Prima

Para a preparação das ligas Fe-P e Fe-Ni-P foi utilizado pó de ferro AG 150, pó de níquel hidróxi-carbonila (3 μm) e pó pré-ligado de fósforo 19,9 %P (constituído de cristais de ferro α e Fe_2P). As características do pó de ferro AG 150 são apresentadas a seguir.

- ◆ Densidade aparente (ASTM B 212) : 2,8 a 3,1 g/cm^3
- ◆ Volume de enchimento (ASTM B 212) : 32 a 35 $\text{cm}^3/100\text{g}$
- ◆ Tempo de Escoamento (ASTM B 213) : menor que 26 s / 50g

Para a preparação da liga de Fe-Ni e do material de ferro puro foi utilizado pó de ferro HD 177 de densidade aparente $2,90 \text{ g/cm}^3$ e pó de níquel hidróxi-carbonila-6 a $20 \text{ }\mu\text{m}$.

Para pesagem dos pós metálicos foi utilizada uma balança de precisão do tipo Type-LB 105-MIM - Laboratóriumi Felszrelések Gyará - Labor (Hungary) e uma balança do tipo KERN 444 -33 -Gottl.Kern & Sohn D -7470 (Germany).

Apresentamos a seguir o procedimento adotado para a obtenção da liga Fe-Ni-P, sendo as outras ligas obtidas de forma similar :

100 g da mistura (Fe + 4 % de Ni + 0,5 % de P) → contém 4 g de níquel

Peso do fósforo :

100 g da pré-liga Fe-P → 19,9 g de fósforo

X ← 0,5 g de fósforo

X = 2,513 g de pré-liga Fe-P (quantidade de pré-liga que contém 0,5 % de P)

A quantidade de ferro de 2,013 g arrastada pela pré-liga deverá ser subtraída do balanço final que considera o peso do ferro. A distribuição obtida é:

93,487 g de ferro puro AG 150

2,013 g de ferro oriundo da pré-liga Fe-P

0,5 g de fósforo

4 g de níquel hidróxi-carbonila

As misturas foram homogeneizadas e lubrificadas em misturadores tipo “Y” e cilíndricos. O tempo de mistura foi de 60 minutos, tendo-se adicionado 1,5 % de estearato de zinco como lubrificante para as ligas contendo fósforo e 0,9% de estearato de zinco para a liga Fe-Ni e para o material de ferro puro. A rotação do misturadores foi de 50 rpm .

Teve-se o cuidado de se manter uma uniformidade entre os tamanhos das partículas, obtendo assim um melhor contato entre elas, bem como, a eliminação das partículas maiores, diminuindo assim a possibilidade de segregação.

3.4 - Fabricação Da Matriz

Em função das particularidades dos corpos de prova a serem soldados houve a necessidade do projeto de uma matriz para compactação. Com base no formato singular (1 único nível) das peças (ligas) a serem compactadas, a matriz empregada é do tipo rígida, com pressão aplicada unidirecionalmente de ação dupla (movimento do punção e da matriz). A pressão é exercida pelo punção superior sendo que também ocorre a flutuação da matriz.

O deslocamento da matriz se dá da seguinte forma: inicialmente, durante a fase de enchimento, a matriz está na posição inicial, por intermédio de duas molas. Quando a pressão é exercida no punção superior, o mesmo penetra na cavidade da matriz, comprimindo o pó; neste momento desenvolve-se atrito entre o pó e a superfície interna da cavidade da matriz. Quando esta força de atrito ultrapassar a força das molas que sustentam a matriz, esta desce com a mesma velocidade que a do punção superior. Este movimento da matriz é equivalente a força que o punção inferior causaria. A figura 3.1 apresenta o projeto da matriz elaborada para este estudo :

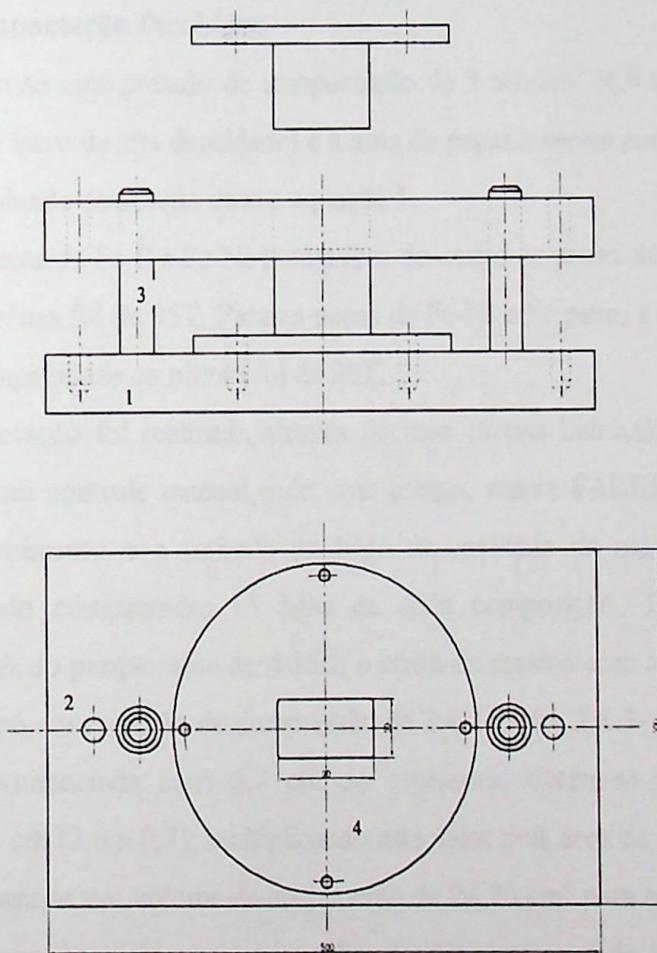


Fig. 3.1- Desenho esquemático da Matriz de Compactação.

As bases (1), os pinos (2) e o sistema de molas para o suporte da matriz (3) são padronizados pelo fabricante. O miolo (4), com a cavidade da peça a ser compactada, e os punções superior e inferior são fabricados conforme a necessidade da peça a ser compactada.

A base superior recebe uma operação de usinagem conforme as dimensões externas do miolo, para a fixação deste através de parafusos tipo “Allen”. A vantagem desta adaptação é o reaproveitamento da matriz para a compactação de peças com outros formatos, como por exemplo, a utilização de um miolo com cavidade interna em formato de “cotonete”, para ensaios de tração. O material empregado na fabricação do miolo é o aço rápido - M 42; já as partes superiores dos punções (parte que entra em contato com a peça) são fabricados com um aço VND (48 HRC) e sua base com um aço rápido (35 HRC). A cavidade interna do miolo e as bordas do punção possuem os cantos arredondados para o alívio das tensões de compactação.

3.5 - Compactação Das Ligas

Admitindo-se uma pressão de compactação de 7 ton/cm^2 (4,9 a $8,5 \text{ ton/cm}^2$ -segundo a tab. 2.1-peças de ferro de alta densidade) e a área da peças a serem compactadas, capacidade da prensa é determinada de acordo com a equação 1.

Para as peças de Fe-P e Fe-Ni-P cuja área do corpo de prova foi $13,5 \text{ cm}^2$ ($1,5 \times 9 \text{ cm}$) a capacidade da prensa foi de 95T. Para as peças de Fe-Ni e Fe puro, cuja área foi de $5,5 \text{ cm}^2$ ($1,0 \times 5,5 \text{ cm}$), a capacidade da prensa foi de 38T.

A compactação foi realizada através de uma prensa hidráulica, marca VEB-DDR, modelo ZD-40, com controle manual e de uma prensa, marca FAREX também de controle manual. O preenchimento e a retirada da peça da cavidade da matriz foram executados manualmente, sendo compactadas 15 ligas de cada composição. Teve-se o cuidado de lubrificar as paredes do punção afim de reduzir o atrito do mesmo com a cavidade da matriz.

Para um pó com relação de compressão de 2,6:1 (2,4 a 2,8:1- conforme tabela 2.1) e para uma peça compactada com 0,7 cm de espessura, obtém-se uma profundidade de enchimento de 1,8 cm ($2,6 \times 0,7$); multiplicando este valor pela área da peça a ser compactada ($13,5 \text{ cm}^2$), encontra-se um volume de enchimento de $24,30 \text{ cm}^3$ para as ligas Fe-P e Fe-Ni-P. O cálculo do volume de enchimento para a liga Fe-Ni e material de ferro puro, seguiu-se a mesma metodologia.

Após a compactação, obtém-se as densidades verde das ligas compactadas, através da pesagem das mesmas e da determinação do seus volumes (medição dos 3 lados de cada liga). A densidade à verde atingida se situa na faixa de $6,95$ a $7,1 \text{ g/cm}^3$. É importante ressaltar também que, após a compactação, os corpos de prova apresentavam pequena variação na

espessura, causada principalmente pelo fato de não ser automatizado o preenchimento da matriz.

3.6 - Sinterização Das Ligas

A sinterização é a mais complexa etapa da metalurgia do pó pois, vários parâmetros devem ser controlados nesta fase visando a obtenção de um produto final com características adequadas. Dentre estes parâmetros se destacam:

- ◆ Tipo de forno para sinterização
- ◆ Tipo de atmosfera de sinterização
- ◆ Temperatura de sinterização
- ◆ Tempo de sinterização
- ◆ Ponto de orvalho
- ◆ Teor de oxigênio na zona de aquecimento
- ◆ Teor de hidrogênio

Na sinterização das ligas foi utilizado um forno de câmara tubular marca JUNG, com elementos de aquecimento de kantal. A câmara é conectada a um sistema de vácuo. Primeiramente, é feita a obtenção do vácuo na câmara do forno. Após a execução do vácuo, é feita a introdução de argônio nesta mesma câmara para garantir uma total descontaminação do ambiente da mesma. Feito isto, estabelece-se uma atmosfera de hidrogênio puro com a finalidade de remover o lubrificante (na etapa de pré-sinterização) e de manter aproximadamente constante o ponto de orvalho desta atmosfera durante todo o ciclo de sinterização.

As amostras foram aquecidas lentamente ($10^{\circ}\text{C}/\text{min}$) até a temperatura de 450°C permanecendo nesta temperatura durante 30 min. Em seguida, as amostras continuaram a ser aquecidas à mesma taxa até 1180°C na qual foram mantidas por 1 hora, seguindo-se de um resfriamento lento até a temperatura ambiente. Este ciclo térmico foi feito com a finalidade de garantir a remoção completa do lubrificante, de traços de carbono e fazer a redução de óxidos na matéria prima em presença de uma atmosfera de baixo ponto de orvalho.

Buscando obter maiores densidades nas peças sinterizadas para facilitar a soldagem posterior, foi feito um ligeiro acréscimo na temperatura de sinterização, em relação aos valores comumente utilizados. A determinação da temperatura de sinterização foi feita pela análise dos diagramas de fase Fe-Ni, Fe-P e Ni-P apresentados por HANSEN (1958).

3.7 - Técnicas De União

Os processos de soldagem utilizados neste estudo foram o TIG e Plasma pulsados. As soldas foram feitas nas 4 ligas pelos dois processos com o intuito de verificar a influência destes no material base e na qualidade da junta.

Dentro de cada processo de soldagem foi observado a característica de cada liga, buscando uma melhor qualidade para a junta soldada através da variação dos parâmetros de soldagem (corrente, velocidade de avanço) e da execução ou não de pré-aquecimento. Os consumíveis e demais condições de soldagem para o processo TIG e os parâmetros de soldagem por Plasma foram adotados baseado nas determinações contidas no capítulo referente a Revisão Bibliográfica.

Devido as ligas apresentarem apenas traços de carbono e no máximo dois elementos de liga não preocupou-se em determinar o carbono equivalente das mesmas já que este certamente estará bem abaixo dos valores críticos.

A seguir serão apresentados os processos de união com as devidas condições de soldagem para cada liga.

3.7.1 - Processo TIG Pulsado

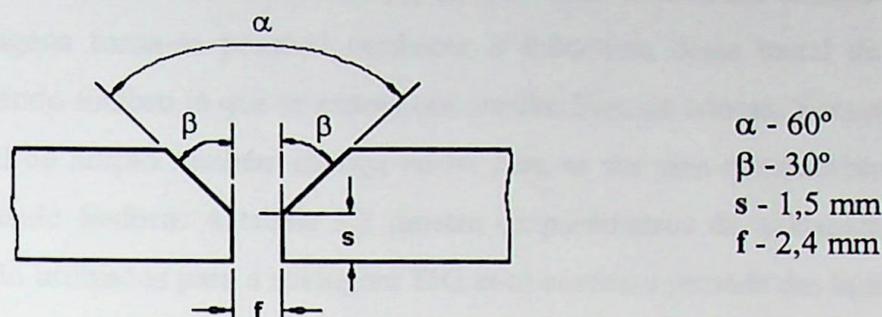
Os dados técnicos do equipamento TIG de soldagem são apresentados a seguir:

- ◆ Tipo: Fonte de Soldagem Multiprocesso Inversal 300
- ◆ Tensão em vazio - 56 V

A soldagens TIG com corrente pulsada e com metal de adição foram realizadas sem pré-aquecimento, com argônio como gás de proteção e de purga. A escolha pelo arco pulsado se deve à possibilidade de maior controle do aporte térmico deste processo; condição necessária para a soldagem de materiais sinterizados já que, recomenda-se utilizar energias de soldagem baixas para estes materiais.

Foram realizadas soldagens prévias com variação dos parâmetros de soldagem (corrente de pico e de base) para se estabelecer os parâmetros adequados para a soldagem das ligas, sem a ocorrência de trincas.

Todas as soldagens foram feitas na posição plana com junta de topo na dimensão de 90 mm entre dois corpos de prova paralelos. A geometria da junta em “V” dos corpos de prova é mostrada na figura 3.2 a seguir:



3.2- Geometria da junta para soldagem TIG.

Para o preenchimento total da junta foram dados 4 passes, sendo 1 passe de raiz e 3 passes de enchimento para as ligas Fe-P e Fe-Ni-P cuja a espessura é 7 mm, 2 passes para o material de Ferro puro de espessura 6,25 mm e 3 passes para a liga Fe-Ni de espessura de 6,25mm, sendo que um dos passes foi para selagem da junta. A temperatura de interpasse foi mantida em aproximadamente 60°C para todas as ligas.

Os passes de raiz foram feitos utilizando argônio como gás de purga a fim de evitar a contaminação do material pela atmosfera. Nos passes de enchimento a sua utilização não se fez necessária.

Para a soldagem das ligas contendo fósforo, primeiramente, foram feitos vários passes de solda, utilizando metal de adição de aço inoxidável, com variação da energia de soldagem (corrente de pico e de base, tempo de pico e de base) para se obter os parâmetros adequados para a soldagem TIG dos materiais. Um passe de solda foi feito com os parâmetros $I_b=100A$, $I_p=200A$ e tempos de base e de pico de 400ms resultando em pequenas trincas sob o cordão. Para um outro passe, reduziu-se a energia de soldagem através da diminuição das correntes de pico e de base, sendo os parâmetros utilizados 80A, 150A e 400ms. Tais parâmetros permitiram a obtenção de cordões livres de trincas. Entretanto, para que o risco de trincas a quente fosse ainda mais reduzido, optou-se em fazer um outro passe utilizando uma corrente de pico de 140A mantendo os outros parâmetros constantes. Tais parâmetros também permitiram a obtenção de um cordão livre de trincas. Estes parâmetros foram utilizados para a soldagem de todas as ligas a fim de se ter uma melhor comparação entre as ligas desenvolvidas no que se refere ao comportamento do material ao ser submetido às operações de soldagem.

Devido à dificuldade de se soldar ligas com alto teor de fósforo utilizando metal de adição de aço comum, fez-se soldagens TIG nas ligas contendo fósforo com metal de adição

de Ni-Fe (60% Ni e 40% Fe) que proporciona uma maior tenacidade. Além disso, com tais soldagens torna-se possível conhecer a influência deste metal de adição sobre o material contendo fósforo já que se espera um cordão livre de trincas. Foram feitas soldagens com este metal de adição também na liga Fe-Ni para se ter uma comparação entre esta liga e as ligas contendo fósforo. A tabela 3.2 mostra os parâmetros de soldagem, bem como, o metais de adição utilizados para a soldagem TIG com corrente pulsada das ligas sinterizadas em estudo.

Tab. 3.2 - Parâmetros de soldagem TIG para as ligas estudadas.

Solda N.º	Liga	Processo	I _p (Amps)	I _b (Amps)	t _p (ms)	t _b (ms)	Metal de Adição
1	Fe-P	GTAW	140	80	400	400	AWS R 309L (2,4 mm)
2	Fe-Ni-P	GTAW	140	80	400	400	AWS R 309L (2,4 mm)
3	Fe-P	GTAW	140	80	400	400	AWS RNiFe (3,25 mm)
4	Fe-Ni-P	GTAW	140	80	400	400	AWS RNiFe (3,25 mm)
5	Fe	GTAW	140	80	400	400	AWS R 309L (2,4 mm)
6	Fe	GTAW	140	80	400	400	AWS ER70S-6 (1,6 mm)
7	Fe-Ni	GTAW	140	80	400	400	AWS R 309L (2,4 mm)
8	Fe-Ni	GTAW	140	80	400	400	AWS ER70S-6 (1,6 mm)
9	Fe-Ni	GTAW	140	80	400	400	AWS RNiFe (3,25 mm)

Gás: Argônio; Vazão do gás de proteção: 6 a 7 l/min; Vazão do gás de purga: 12l/min; Polaridade: CC-.

Análises macrográficas preliminares da região soldada das ligas contendo fósforo mostraram que, quando da utilização de metal de adição de aço inoxidável o material se apresentou livre de trincas; o que não se verificou quando da utilização de metal de adição de níquel.

Devido ao alto teor de fósforo das ligas e à ocorrência de trincas no cordão quando da utilização de metal de adição de Ni-Fe, optou-se em não utilizar metal de adição de aço doce para a soldagem destas ligas já que a possibilidade de ocorrência de trincas à quente era muito grande.

Contudo, para o sinterizado de ferro puro e a liga Fe-Ni optou-se por utilizar vareta de aço doce (AWS ER70S-6), haja visto que tais materiais não apresentam grandes dificuldades no que se refere à soldabilidade. A soldagem de tais materiais foi feita para se ter

uma comparação com as ligas contendo fósforo no que se refere ao comportamento do material.

A soldagem TIG teve também, como objetivo, verificar a influência do metal de adição no preenchimento dos poros contidos no material, sem perder de vista as características de resistência da junta e os problemas de distorção provocados por tal processo.

A polaridade direta DC- foi utilizada para se ter uma maior profundidade de fusão e uma maior homogeneidade entre o material base e o metal de adição. Além disso, a soldagem de ligas ferrosas é feita normalmente utilizando tal polaridade, procurando assim, evitar o desgaste excessivo do eletrodo.

3.7.2 - Processo Plasma Pulsado

Os dados técnicos do equipamento Plasma de soldagem são apresentados a seguir :

- ◆ Tipo: Fonte de Soldagem Multiprocesso Inversal 300
- ◆ Tensão em vazio - 56 V
- ◆ gás: Argônio

A soldagem, tal como no processo TIG, foi feita na posição plana em junta de topo na dimensão de 90 mm para as ligas Fe-P e Fe-Ni-P e na dimensão de 55 mm para a liga Fe-Ni e o material de Fe puro, entre dois corpos de prova paralelos.

Para a soldagem das ligas com fósforo, foram usados, primeiramente, corpos de prova de espessura de 7 mm. Para se determinar os parâmetros mais adequados para a soldagem destas ligas foram feitos vários passes preliminares com variação da energia de soldagem (corrente de pico e de base, velocidade de soldagem).

Um primeiro passe foi realizado com os parâmetros de soldagem: $I_B=110A$, $I_P=240A$, Pulso=300 ms e $v_s=12$ cm/min. Ocorreram, porém, trincas no cordão devido ao alto teor de fósforo e a alta energia de soldagem utilizada. Então, foi realizado um segundo passe com os mesmos parâmetros, exceto que a velocidade de soldagem foi aumentada para 16 cm/min a fim de eliminar a trinca a quente pela diminuição da energia de soldagem.

Apesar de não ser uma prática correta aumentar a velocidade de soldagem, haja visto que velocidades de soldagem elevadas diminuem a energia de soldagem mas tendem a facilitar o aparecimento de trincas a quente pelo desenvolvimento de uma macroestrutura de solda com baixa resistência ao início e propagação de trincas, optou-se por realiza-la devido à necessidade de se obter profundidade total do cordão de solda. Contudo, ainda assim, a trinca não foi eliminada.

Um outro passe foi feito com os parâmetros de soldagem: $I_B=110A$, $I_P=220A$, Pulso=250 ms e $v_s=21$ cm/min para se ter uma redução mais brusca da energia de soldagem. Todavia, a trinca a quente não foi eliminada. Fez-se então a redução da corrente de pico para 210A e o cordão de solda continuou a apresentar trincas havendo, contudo, uma diminuição considerável do efeito do fósforo já que as trincas reduziram grandemente.

Para se eliminar tais trincas, diminuiu-se a espessura do material para 4 mm; o que permitiu uma diminuição considerável da energia de soldagem e, conseqüentemente, do volume líquido do eutético fosforoso. Além disso, houve uma melhora da característica térmica (transferência de calor) do corpo de prova pela utilização de uma relação espessura/largura mais adequada.

Para determinar os parâmetros de soldagem por plasma para as ligas, incluindo as ligas com fósforo na espessura de 4 mm foram feitos vários passes de solda com variação da energia de soldagem, primeiramente, na liga sinterizada Fe-Ni de 3 mm de espessura que não apresentava grandes problemas no que se refere à soldabilidade.

Um primeiro passe foi realizado com parâmetros de soldagem 80 e 200A, 250ms e 20cm/min. Entretanto, tais valores foram altos, provocando um furo exagerado no material base; mesmo se tratando de uma soldagem plasma pelo método Keyhole (SILVA, 1997). Fez-se, então, um segundo passe com uma diminuição brusca dos parâmetros de soldagem sendo estes 40A, 140A, 250 ms e 20 cm/min. Para estes parâmetros, pôde-se obter um cordão livre de defeitos, porém com penetração insuficiente. Para aumentar a penetração, aumentou-se a corrente de pico para 160A e reduziu-se a velocidade de soldagem para 19,2 cm/min obtendo-se, assim, um cordão livre de defeitos com penetração total.

Tendo-se, como base, os parâmetros de soldagem utilizados para a liga Fe-Ni de 3 mm de espessura, fez-se, então, a soldagem das ligas contendo fósforo. Para a soldagem da liga Fe-P-Ni com 4 mm de espessura, foram usados os mesmos parâmetros de soldagem da liga Fe-Ni, exceto para a velocidade de soldagem que foi diminuída para 16 cm/min. O cordão apresentou-se livre de trincas a quente, contudo a penetração foi insuficiente. Para a obtenção da penetração total, diminuiu-se a velocidade soldagem para 14,5 cm/min.

Para a ligas Fe-P foi necessário diminuir a velocidade de soldagem de 14,5 cm/min para 13,5 cm/min para se ter penetração total mantendo-se constante os outros parâmetros.

A tabela 3.3 mostra os parâmetros de soldagem utilizados para a soldagem por plasma das ligas Fe-P e Fe-Ni-P livres de trincas e com penetração total, bem como, para a liga Fe-Ni e para o material de ferro puro.

Tab. 3.3 - Parâmetros de soldagem Plasma para as ligas estudadas

Solda N.º	Liga	Processo	I_p (Amps)	I_b (Amps)	t_p (ms)	t_b (ms)	Veloc.de Soldagem (cm/min)
1	Fe-Ni	PAW	160	40	250	250	19,2
2	Fe-Ni-P	PAW	160	40	250	250	14,5
3	Fe-P	PAW	160	40	250	250	13,5
4	Fe	PAW	200	60	300	300	10,7

Gás: Argônio; Vazão do gás de proteção: 2 l/min; Vazão do gás de purga: 10,4 l/min; Polaridade: CC-; Distância bico-peça: 4 mm; Freqüência: 5 Hz.

Para o material de Fe puro de 6,25 mm de espessura também foram feitas vários passes de solda com a variação dos parâmetros (corrente e velocidade de soldagem) a fim de se obter cordões de solda de boa qualidade, boa penetração e livre de trincas.

3.8 - Ensaio Mecânicos

O objetivo destes ensaios é obter propriedades de resistência a tração e dureza na junta soldada e compará-las com as do material base antes da soldagem para se avaliar a qualidade da solda.

As ligas desenvolvidas neste estudo possuem composições similares às ligas desenvolvidas por OLIVEIRA (1993) e, sendo assim, as propriedades de resistência à tração e dureza citadas na tabela 2.5 puderam ser consideradas para análise de resistência das juntas soldadas obtidas.

Para cada solda TIG, foram retirados 2 corpos de prova (CDP) para os testes de tração e uma amostra para o ensaio de dureza.

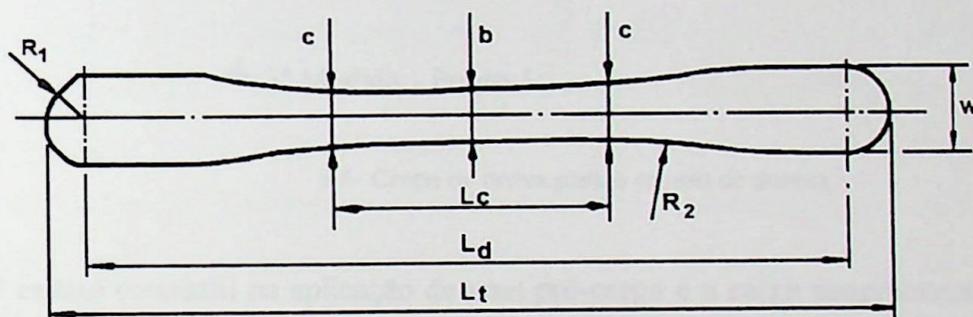
Devido à quantidade limitada de corpos de prova, as soldas obtidas por plasma foram avaliadas somente pelo ensaio mecânico de dureza, o que permitiu uma análise preliminar do comportamento do material quando submetido à soldagem e que é o objetivo deste trabalho, ficando a análise mais profunda das propriedades mecânicas para trabalhos futuros.

3.8.1 - Ensaio De Tração

O equipamento utilizado para o teste de tração é uma máquina universal de ensaios cujos dados técnicos são apresentados a seguir:

- Tipo: Kratos - 10 T
- Modelo: K1002

A confecção dos CDP's de tração foi feita pela usinagem das ligas soldadas entre si, de topo, na dimensão da largura (10 e 15 mm) dos corpos de prova retangulares sinterizados. As dimensões dos CDP's para o ensaio de tração são mostradas na figura 3.3 e estão de acordo com a norma ISO 2740.



b	c	L _c	L _d	L _t	w	R ₁	R ₂
5.70 ± 0.02	b + 0.025	32	81.0 ± 0.5	89.7 ± 0.5	8.7 ± 0.2	4.35	25

Med. em (mm)

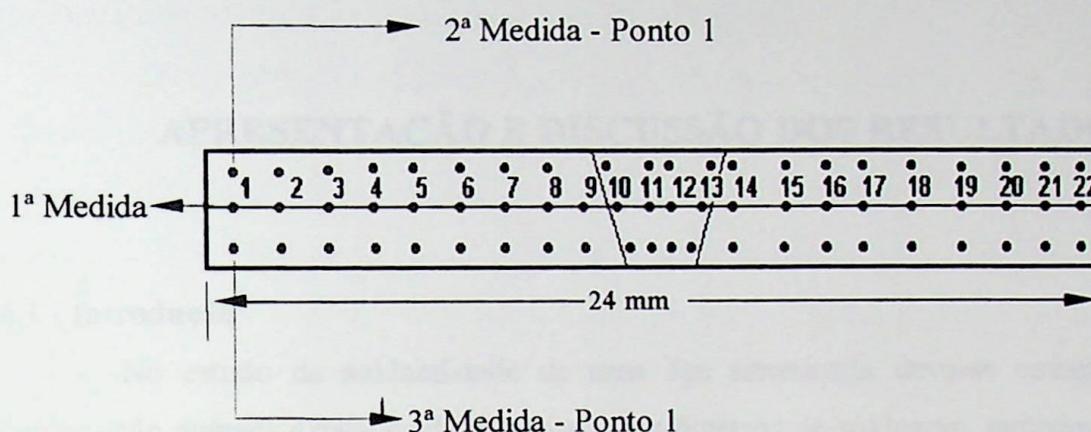
Figura 3.3 - Corpo de prova típico para ensaio de tração (tipo "cotonete").

3.8.2 - Ensaio De Dureza

O ensaio de dureza nos cordões de solda das ligas visa obter valores desta medida de resistência, numa linha ao longo do material de base das duas ligas soldadas e da solda. Usou-se a dureza VICKERS. A carga aplicada no teste de dureza foi de 98N. Os dados técnicos do aparelho utilizado para o ensaio estão apresentados a seguir :

- Tipo - HMO 10 μ
- Marca - Werkstoffprüfaschinen GmbH Leipzig - 992.01/91/3 - 1992
- Escala - penetrador piramidal Vickers - carga: 98N (10kp)

A amostra foi retirada da amostra de cada solda realizada, sendo que 3 medidas de durezas foram realizadas em 22 pontos da amostra, espaçados de aproximadamente 1 mm, seguindo uma linha média entre a extremidade esquerda e a direita do corpo de prova de 24 mm comprimento, conforme apresenta a figura 3.4.



3.4- Corpo de prova para o ensaio de dureza

O ensaio consistiu na aplicação de uma pré-carga e a carga propriamente dita através de um sistema de aperto; após a penetração, a carga é retirada e 15 segundos depois é feita a leitura através de réguas microscópicas.

As tabelas I.1, I.2, I.3 e I.4 do Anexo apresentam os valores médios de dureza dos 22 pontos alinhados para cada solda realizada .

3.9 - Ensaio Metalográficos

Inicialmente fez-se uma análise macrográfica das amostras com o intuito de se ter uma visualização das 4 regiões da seção transversal polida da junta soldada: zona de fusão, zona de ligação, zona termicamente afetada e o metal de base não afetado pela soldagem, bem como de possíveis fissuras e/ou porosidades. Os ensaios metalográficos foram realizados usando um Microscópio Eletrônico de Varredura, conforme dados técnicos a seguir:

- Tipo - ZEISS
- Modelo - DSM 940 A

As amostras foram observadas e fotografadas em diversas ampliações usando uma tensão de 30 KV. O ataque dos corpos de prova para análise foi feito com nital 2%.

CAPÍTULO 4

APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 - Introdução

No estudo da soldabilidade de uma liga sinterizada deve-se considerar, além da composição química estabelecida, processo e parâmetros de soldagem, também, a presença da porosidade no metal de base já que, como visto anteriormente, o poro exerce uma grande influência sobre as propriedades que afetam diretamente as características de soldagem.

Dentre tais propriedades, a condutividade térmica do material é a mais relevante, haja visto que esta propriedade diminui consideravelmente, a medida que a quantidade de poros no metal base sinterizado aumenta, levando a significativas mudanças nos parâmetros de soldagem e, conseqüentemente, nas características da junta soldada.

Neste capítulo, são apresentados, os resultados dos ensaios mecânicos e metalúrgicos realizados no metal de base e metal de solda das várias ligas estudadas no presente trabalho, soldadas pelos processos de soldagem de fusão TIG e PLASMA pulsados.

4.2 - Soldagem TIG Pulsado

O processo TIG convencional tem sido um dos processos de soldagem de fusão mais utilizados na união dos diversos componentes da metalurgia do pó devido a este permitir um controle mais apurado dos parâmetros e, conseqüentemente, do aporte térmico no material. Além disso, por ser a maioria das peças sinterizadas de pequena espessura, a soldagem TIG torna-se o processo mais adequado para executar soldas de alta qualidade na maioria destes materiais.

Apesar de haver várias citações no que se refere à utilização do processo TIG na união dos materiais sinterizados, não foi encontrada nenhuma informação no que diz respeito ao processo TIG com “corrente pulsada”.

Um fator que foi considerado na escolha do processo TIG com “corrente pulsada” em detrimento ao processo TIG convencional (mais utilizado industrialmente) foi o fato deste proporcionar uma maior penetração da solda sem necessitar um maior valor de corrente (em relação ao processo TIG convencional); característica esta, necessária para a soldagem das ligas em estudo devido ao fato de que a espessuras dos corpos de prova variaram de 6 a 7 mm e portanto, acima do limite ótimo (3 mm) do processo TIG.

Porém, o fator determinante para a escolha deste processo foi o alto teor de fósforo presente nas ligas. A presença deste elemento facilita a ocorrência de trincas de solidificação no cordão de solda, principalmente quando valores de energia de soldagem altos são utilizados. Como a pulsação da corrente produz uma energia de soldagem mais baixa sem comprometer a penetração, este processo deve se mostrar mais eficiente para a soldagem das ligas já que o risco de aparecimento de trincas de solidificação é menor do que quando da utilização do processo sem pulsação da corrente (TIG convencional).

Os resultados obtidos para cada liga estudada são relatados nos itens a seguir.

4.2.1 - Liga Fe-P e Liga Fe-Ni-P

A liga Fe-P com 0,5% de fósforo e a liga Fe-Ni-P com 0,5% de fósforo e 4% de níquel de 7 mm de espessura foram soldadas utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L e metal de adição de Ni-Fe, como descrito no procedimento experimental. As figuras 4.1 e 4.2 mostram as macroestruturas de ambas as ligas com metal de solda de aço inoxidável.

Por estas figuras pode-se observar que o cordão de solda se mostrou livre de poros, de trincas na zona de ligação e principalmente, livre de trincas de solidificação no cordão que normalmente aparecem quando elevados teores de fósforo estão presentes no metal base. Contudo, cabe ressaltar que tais soldas foram feitas sem nenhuma restrição, o que contribuiu para a não ocorrência das trincas.

Além disso, deve-se ter um controle rigoroso da energia de soldagem a fim de minimizar ao máximo as distorções principalmente quando da execução do passe de raiz, haja visto que trincas apareceram nesta região em soldas cuja distorção se mostrou acentuada.

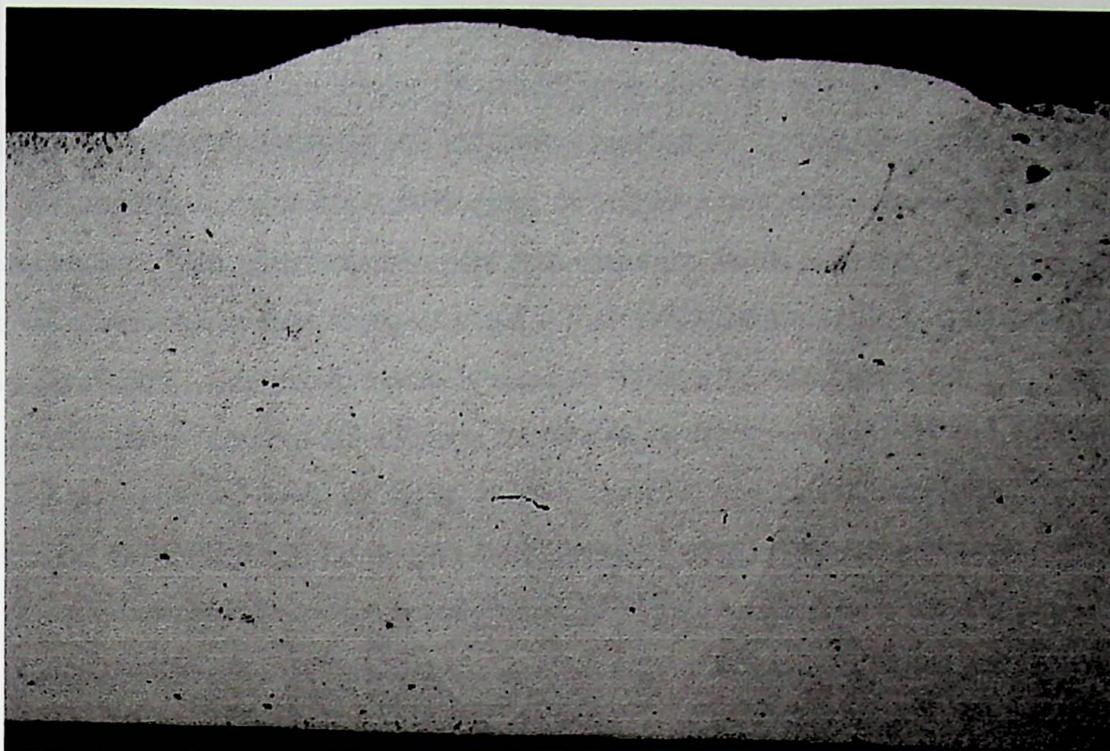


Figura 4.1- Macrografia da solda da liga Fe-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento 8x. Ataque: Nital 2%

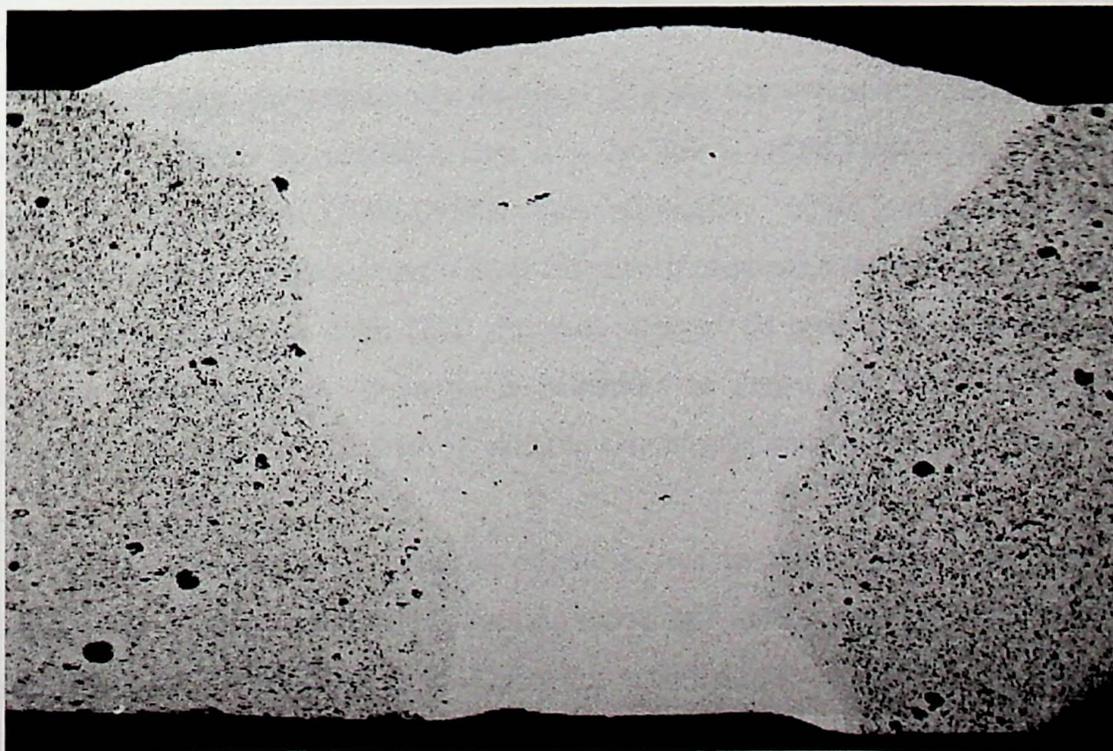


Figura 4.2- Macrografia da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento 8x. Ataque: Nital 2%

A não ocorrência de trincas de solidificação deve-se, provavelmente, à presença de ferrita delta no metal de solda de aço inoxidável austenítico. A transformação da ferrita delta instável para austenita, durante a solidificação, dá origem a uma estrutura dupla (ilhas de ferrita delta e austenita). Esta transformação para uma estrutura dupla, aumenta consideravelmente o número de contornos de fase sobre os quais o fósforo (constituente de baixo ponto de fusão) pode ser distribuído, diminuindo a possibilidade de fissuras no metal de solda.

Além disso, como a solubilidade do fósforo na ferrita é maior do que na austenita, a ferrita delta presente no metal de solda, tende a absorver boa parte do fósforo; o que reduz a concentração deste elemento no líquido diminuindo o estágio de permanência do filme líquido segregado e, conseqüentemente, a possibilidade de trincas no metal de solda.

A transformação da ferrita delta instável para austenita é provocada, provavelmente, pela segregação dos elementos solúveis contidos no metal de solda. A medida que a solidificação se realiza, o metal de solda, com grãos ferríticos, inicialmente, começa a formar grãos austeníticos através de uma transformação no estado sólido controlado pela difusão, normalmente no centro do cordão. Como a composição do metal de solda de aço inoxidável 309L é menos favorável à formação da fase ferrita, este permanece quase que totalmente austenítico na temperatura ambiente.

As altas taxas de resfriamento do metal de solda também contribuem para intensificar a segregação no centro do cordão e com isto, facilitar a transformação da ferrita delta em austenita. (WELDING HANDBOOK). Tais afirmações foram confirmadas pela maior concentração de ferrita delta no centro do cordão, verificada nas análises metalográficas.

O nível de ferrita delta (FN) estimado através da análise metalográfica visual do cordão e de observações no Diagrama de Schaeffler se situou na faixa de 5 %, estando de acordo com o nível de ferrita delta geralmente encontrado para o aço inoxidável austenítico 309L.

Ainda com relação ao metal de adição de aço inoxidável austenítico 309L, embora não tenha ocorrido trincas de solidificação no metal de solda, um fato que chama a atenção é que, segundo SUUTALA et al, na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos 309L ($Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48$) a solidificação primária austenítica aumenta a segregação do fósforo favorecendo a trinca de solidificação pelo eutético fosforoso.

Portanto, para as ligas em estudo é possível afirmar que, apesar do alto teor de fósforo, a não ocorrência de trinca no cordão de solda de aço inoxidável austenítico 309L se deve, além do FN, provavelmente, à ausência do carbono no metal de base e, também, à

pulsção do arco elétrico no processo TIG e os múltiplos passes de solda, que permitiu o refino, mesmo que em pequenas proporções, da estrutura bruta de fusão da maioria dos cordões diminuindo a tendência de trinca de solidificação. (BRISKMAN, A. N. ; GOKHALE, A. A. et al).

Com isto, uma alternativa mais eficaz para a soldagem das ligas sinterizadas com alto teor de fósforo poderia ser a utilização de um metal de adição de aço inoxidável cujo modo de solidificação é inicialmente ferrítico (Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,48 e 1,95), formando após solidificação 4 a 18% de ferrita (WAINER et al, 1992) e que tem menor susceptibilidade à trincas de solidificação, tais como os aços AISI 304, 316, 321 e 347.

Ainda com relação às análises metalográficas das ligas com fósforo, o eutético fosforoso caracterizado pelas áreas delimitadas por linhas curvas pouco nítidas no interior dos grãos de ferrita esteve presente no metal base. Além disso, notou-se também um grão de ferrita de tamanho excessivo no interior dos quais se desenhavam as referidas linhas, bem como, uma grande densificação da mesma devido à formação de fase líquida durante a sinterização e, posteriormente, durante a soldagem. A figura 4.3 mostra a micrografia de um poro localizado no metal base com ferrita intensamente densificada no seus arredores. Nota-se também o efeito considerável de arredondamento do poro e os contornos do grãos de ferrita mal delineados.

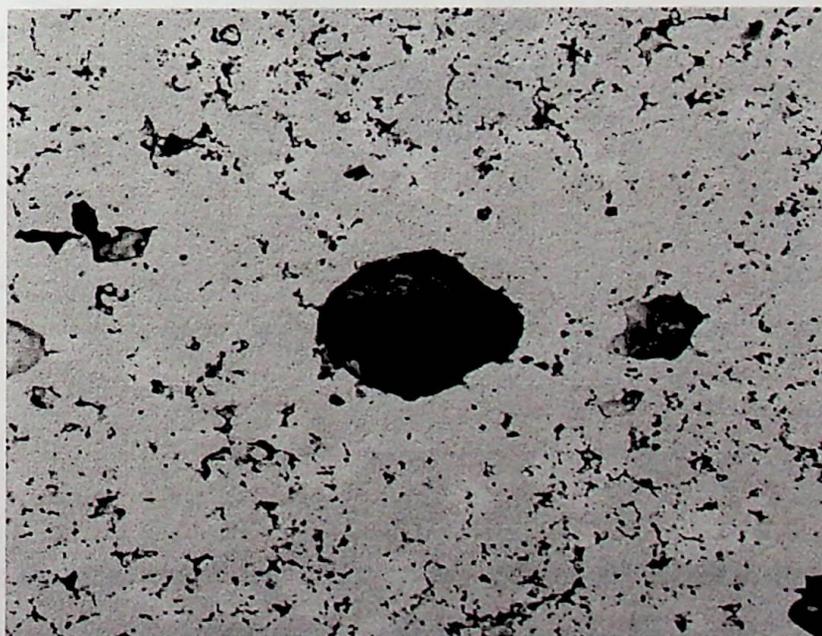


Figura 4.3- Macrografia de um poro localizado no metal base da liga Fe-Ni-P. Nota-se o poro bem arredondado com intensa densificação de ferrita na suas vizinhanças. Soldagem TIG . Aumento 100x. Ataque: nital 2%

Houve um crescimento acentuado dos grãos de ferrita nos arredores do poro mostrado na figura 4.3; crescimento este não verificado nos grãos ferríticos mais distantes do referido poro. (devido à problemas de ataque, não é possível identificar na figura, os referidos grãos). Isto se deve à fusão da partícula de Fe_2P e difusão do fósforo para o interior da ferrita durante a sinterização e, durante uma possível re-sinterização do metal base provocada pelo aquecimento na soldagem. O mecanismo de fusão da partícula e difusão do P é explicado a seguir:

- As partículas de Fe_2P ($<44\mu\text{m}$), muito menores do que as partículas de ferro ($<149\mu\text{m}$), e com 19,9% de fósforo presentes na mistura estão dispostas como mostra a figura 4.4, antes do início da etapa de sinterização, ou seja, antes desta começar a se fundir.

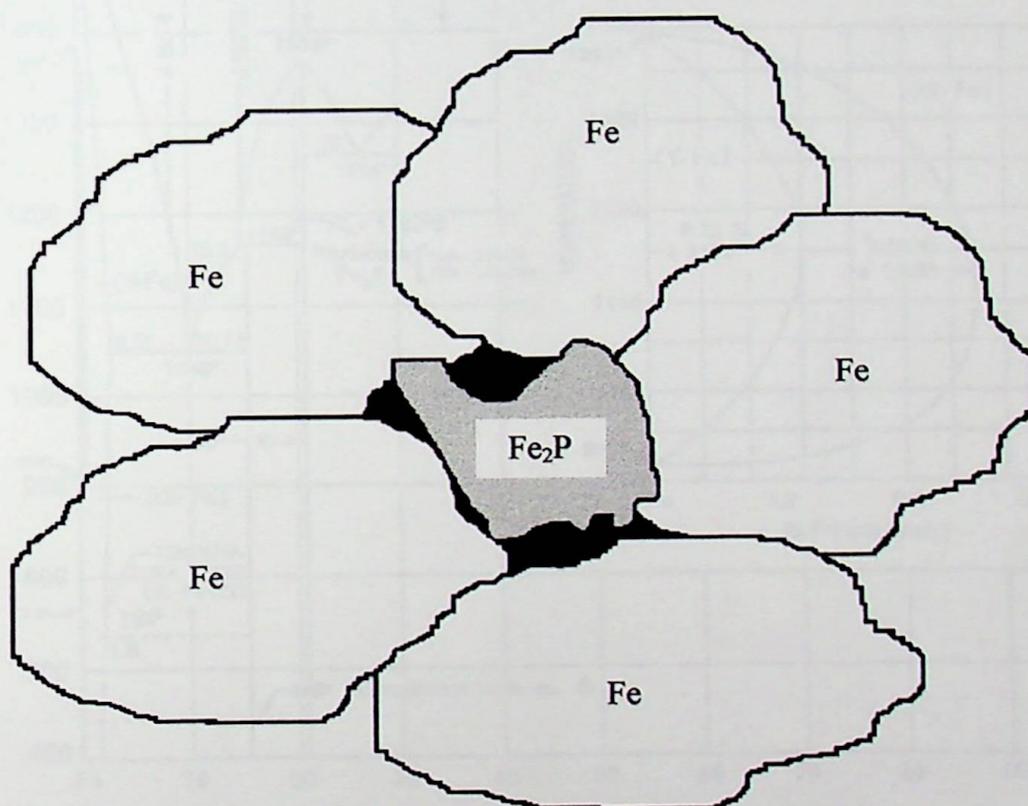


Figura 4.4- Partículas de Fe-P antes da fusão.

- Após o início da sinterização, a partícula de Fe_2P com 19,9% de fósforo começa a se liquefazer sendo que na temperatura de sinterização adotada (1180°C) esta se apresenta aproximadamente 80% na fase sólida e 20% na fase líquida. A figura 4.5 mostra o diagrama de equilíbrio Fe-P e as fases presentes da partícula Fe_2P na temperatura de sinterização para se ter um maior entendimento do mecanismo de fusão da partícula e difusão do fósforo durante sinterização. O fósforo presente no líquido difunde intensamente, tanto superficialmente

quanto volumetricamente, para o interior das partículas de ferro puro, tornando tais partículas ricas em fósforo e ao mesmo tempo, diminuindo a concentração de fósforo da partícula Fe_2P .

- Quando a concentração de fósforo na partícula Fe_2P atinge 15,5% aproximadamente, esta se torna totalmente líquida e permanece assim até que o teor de fósforo do líquido atinja 8,5% aproximadamente; onde este se transforma novamente num sólido mais pobre em fósforo (sinterização por fase líquida transiente) como pode ser visto na figura 4.5.

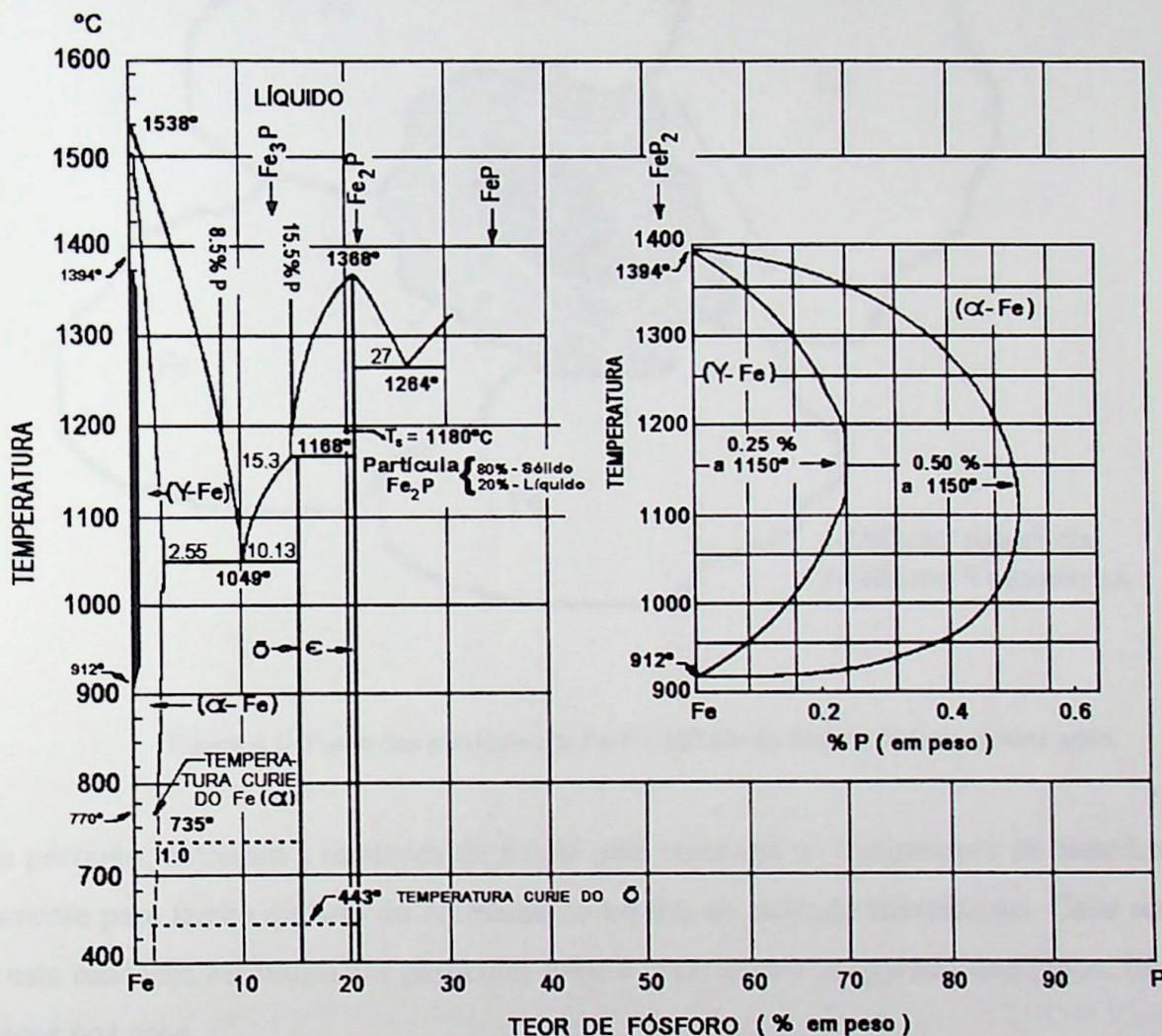


Figura 4.5- Diagrama de fases Ferro-Fósforo.

Neste momento parte da partícula de Fe_2P já se fundiu dando lugar a um pequeno poro, como ilustrado na figura 4.6.

As partículas de ferro próximas à partícula Fe_2P passam a apresentar um teor de fósforo elevado podendo estas atingir a faixa de 2 a 3% de fósforo. Em tais teores, não há transformação de ferrita em austenita na temperatura de sinterização (1180°C), devido a estabilização da ferrita com teores de fósforo acima de 0,50% como pode ser visto no

diagrama Fe-P mostrado na figura 4.5. Como o material é mantido na temperatura de sinterização por um determinado tempo (1 hora) e não há transformação da ferrita, as partículas crescem em tamanho tornando-se partículas com tamanho de grão muito maior do que as partículas de ferro mais distantes que por sua vez são mais pobres em fósforo ($<0,50\%$)

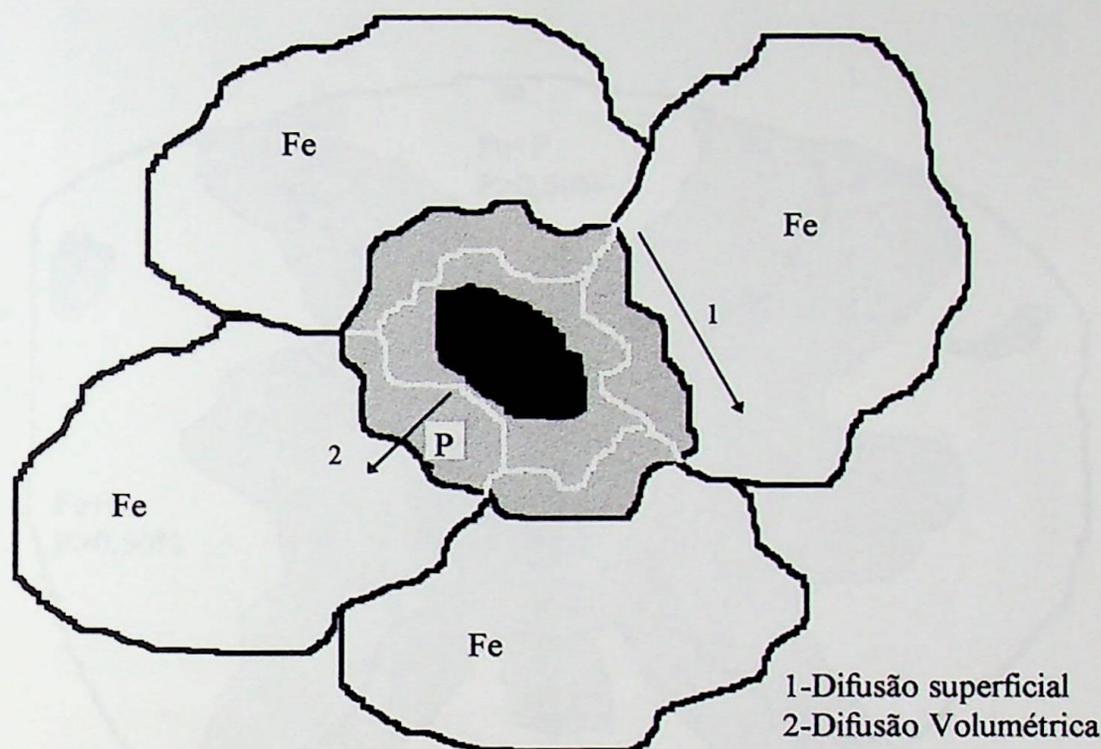


Figura 4.6- Fusão das partículas de Fe-P e difusão do fósforo durante sinterização.

e que portanto, sofreram a mudança de ferrita para austenita na temperatura de sinterização e novamente para ferrita quando do resfriamento no fim do ciclo de sinterização. Cabe ressaltar que, esta mudança estrutural nas partículas inibe o crescimento exagerado dos grãos, tal como acontece nos aços.

As partículas de ferro ricas em fósforo ainda tiveram uma outra etapa de crescimento durante a soldagem, além daquele ocorrido na sinterização. O aquecimento do material sinterizado à temperaturas elevadas durante a soldagem proporcionou um crescimento adicional destas partículas, de modo que na estrutura final do material após soldagem, apareça ferrita densificada e de tamanho exagerado de grão ao redor do poro.

O poro de tamanho avantajado visto na figura 4.3 é formado quando da fusão da partícula de Fe_2P e da difusão do fósforo para o interior da ferrita. O seu arredondamento é

devido à evaporação e condensação de fósforo e ferro nos contornos das partículas de ferrita. A figura 4.7 ilustra as modificações finais na geometria do poro e no tamanho da ferrita.

Cabe ressaltar que fenômeno semelhante ocorre com as partículas de Fe-Cu, na sinterização de ligas Fe-Cu e que tais observações estão de pleno acordo com o diagrama de HANSEN (1953) para ligas Fe-P.

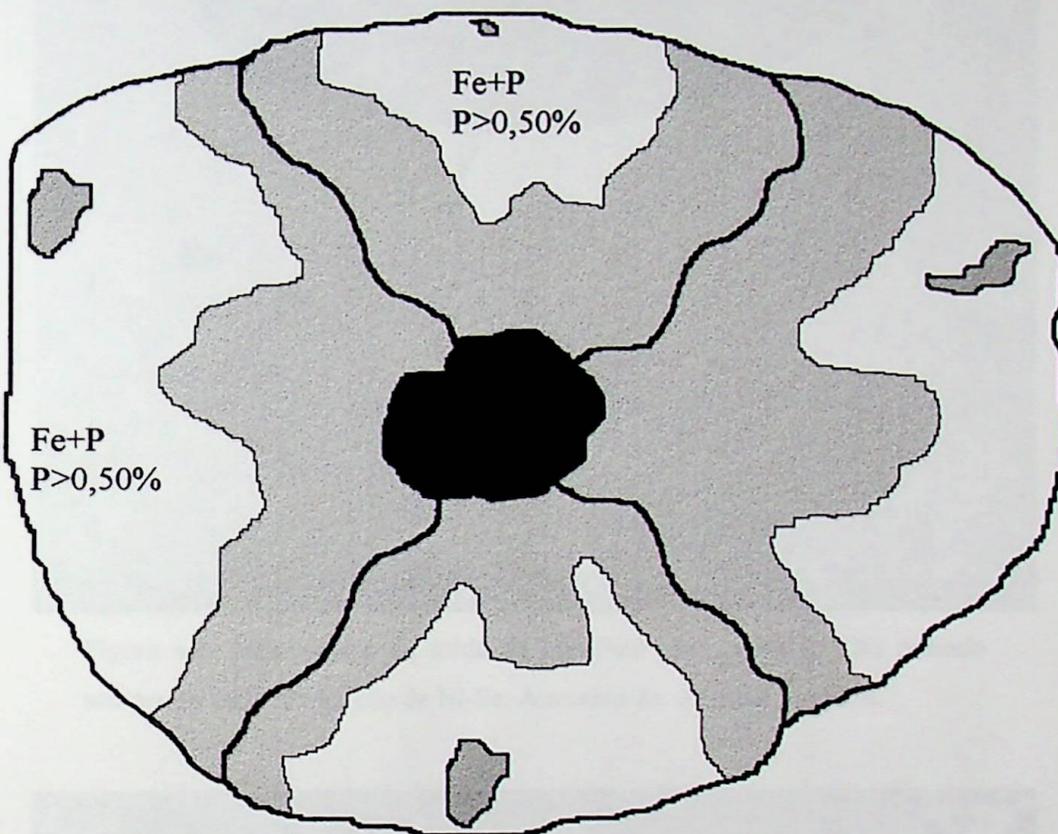


Figura 4.7- Poro após completa fusão da partícula de Fe-P e difusão do fósforo para o interior da ferrita e, conseqüentemente, o crescimento acentuado da ferrita.

As figuras 4.8, 4.9, 4.10, 4.10a, 4.10b, 4.10c, 4.11, 4.11a, 4.11b, 4.11c mostram as macroestruturas e microestruturas das regiões das soldas das ligas Fe-P e Fe-Ni-P com metal de adição de Fe-Ni (60%Ni e 40%Fe). Apesar do níquel proporcionar uma boa ductilidade e tenacidade, houve a ocorrência de trincas de solidificação em ambas as ligas. Estas trincas ocorreram devido à presença do eutético fosforoso, Fe_3P e/ou Ni_3P , caracterizado por linhas côncavas claras no interior da ferrita, na zona de ligação e nos arredores das trincas no metal de solda, como pode ser visto nas figuras 4.10, 4.10a, 4.10.b, 4.10c para a liga Fe-P e figuras 4.11, 4.11a, 4.11b, 4.11c para a liga Fe-Ni-P.

Além disso, o modo de solidificação da solda com metal de adição de Ni-Fe é austenítico, devido o níquel ser estabilizador de austenita, na qual aumenta a segregação do

fósforo no líquido, favorecendo a formação de trinca de solidificação. Ainda com relação às figuras citadas anteriormente, pode ser também observado a presença de poros de tamanho avantajado no metal de solda, provavelmente devido ao aprisionamento de ar durante a solda ou quantidade insuficiente de metal de adição na junta.

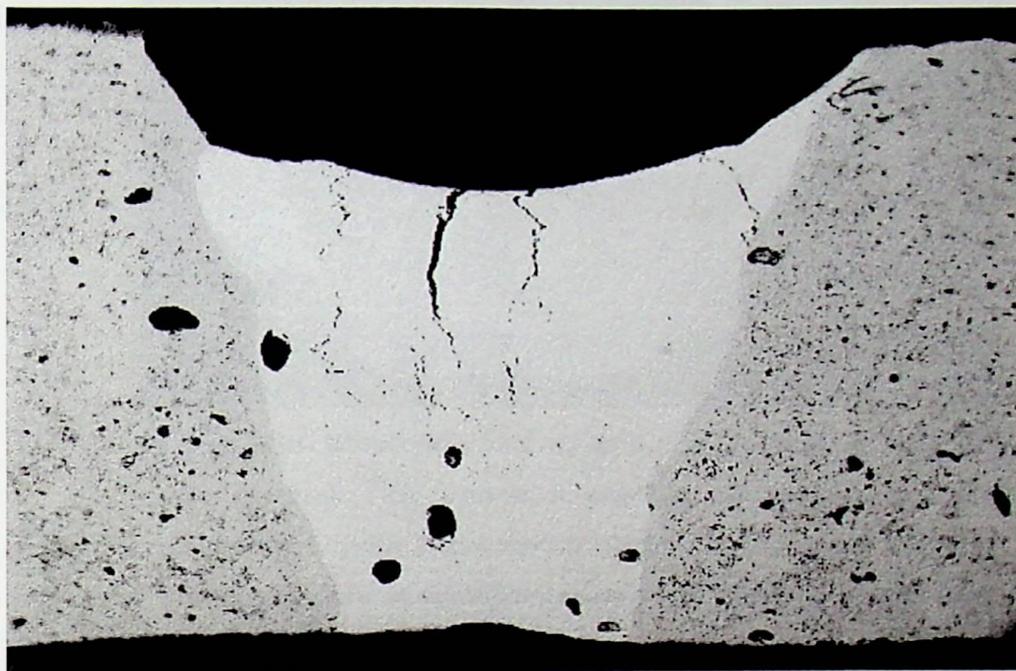


Figura 4.8- Macrografia da solda da liga Fe-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Ni-Fe. Aumento 8x. Ataque: nital 2%

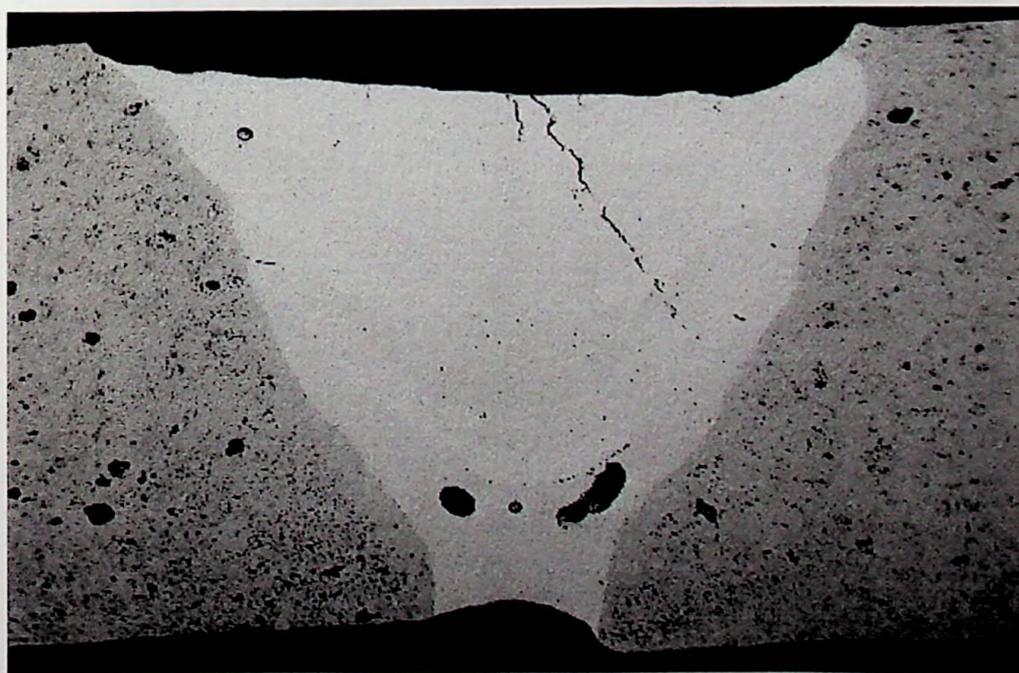


Figura 4.9- Macrografia da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Ni-Fe. Aumento 8x. Ataque: nital 2%



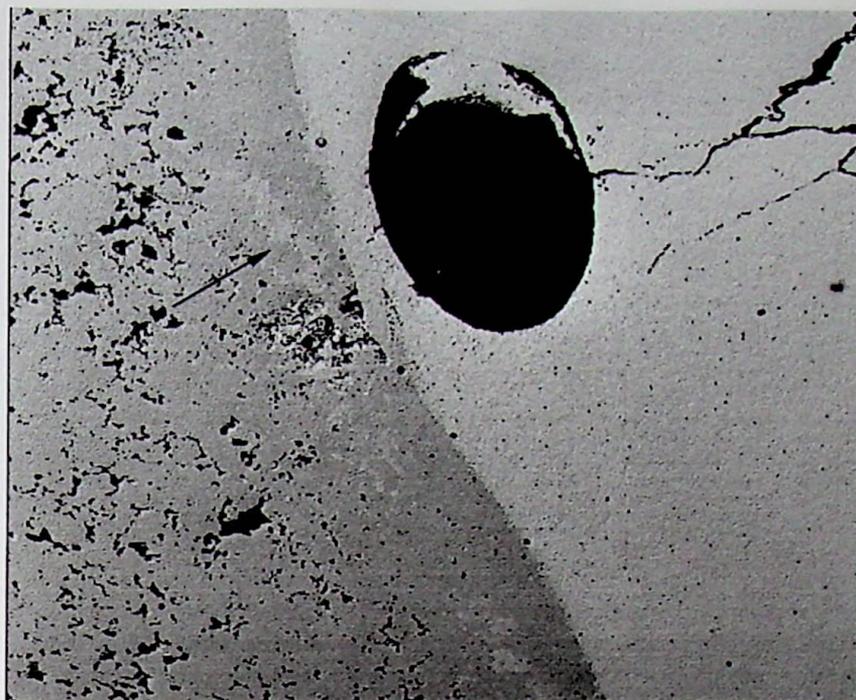


Figura 4.10- Macrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Nota-se a presença do eutético fosforoso caracterizado pelas linhas curvas claras na ZTA, bem como, a presença do poro de tamanho acentuado e a trinca de solidificação. Aumento 70x. Ataque: nital 2%

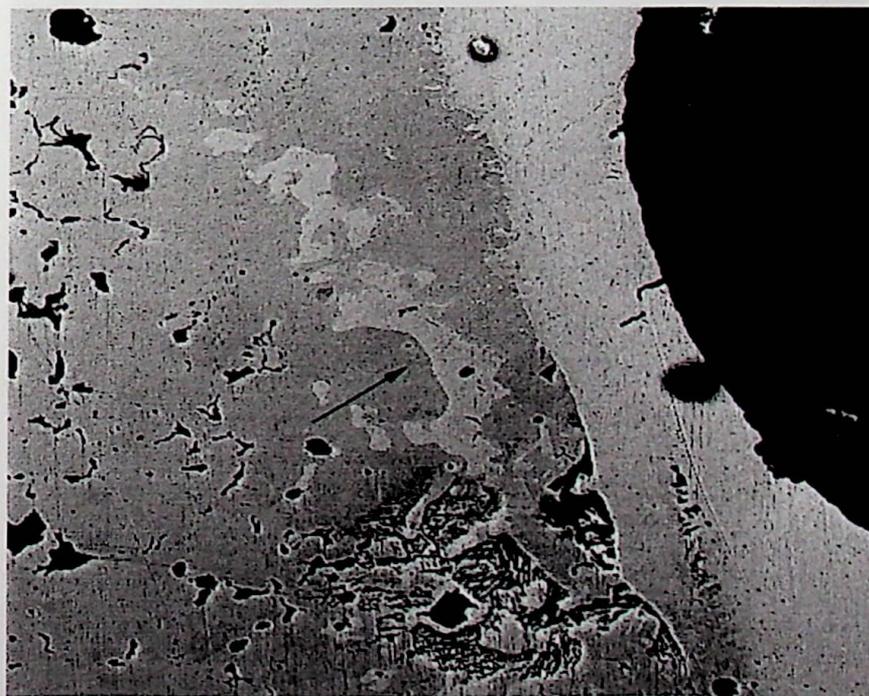


Figura 4.10a- Migrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso complexo. Aumento 200x. Ataque: nital 2%

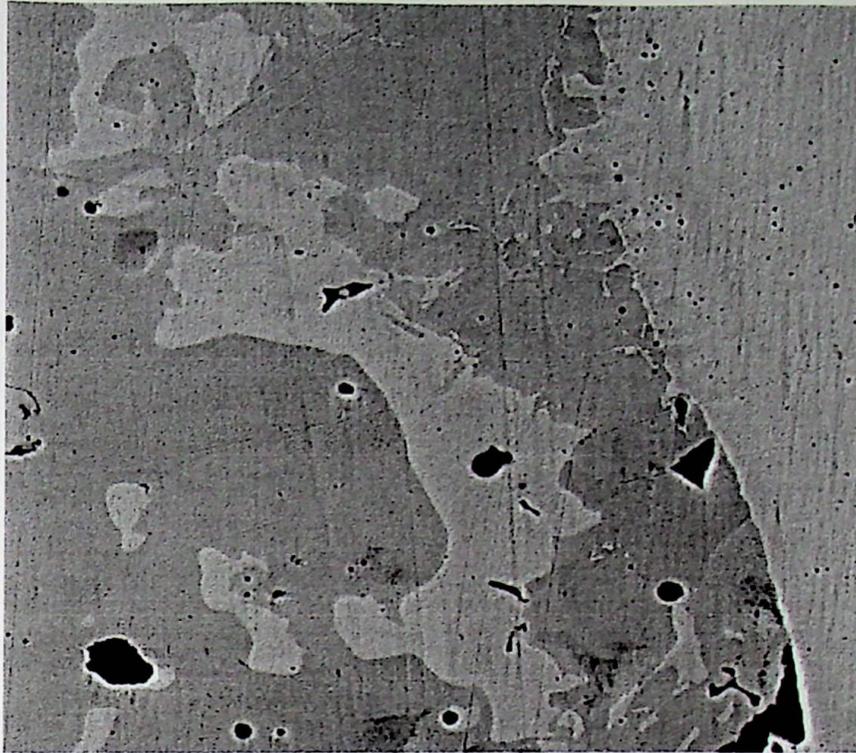


Figura 4.10b- Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso complexo. Aumento 500x. Ataque: nital 2%.

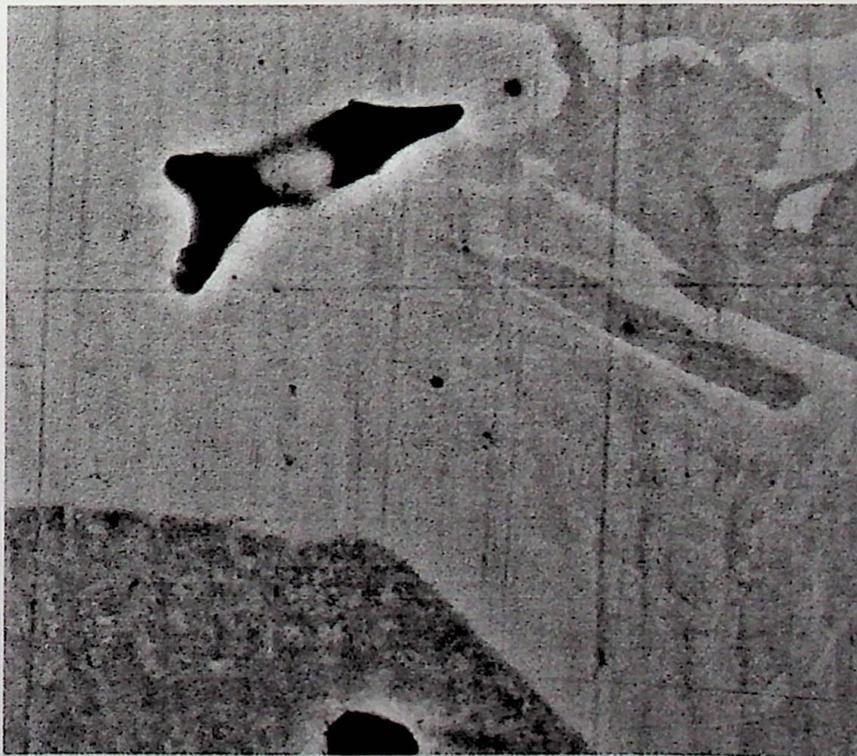


Figura 4.10c- Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso complexo. Aumento 3000x. Ataque: nital 2%

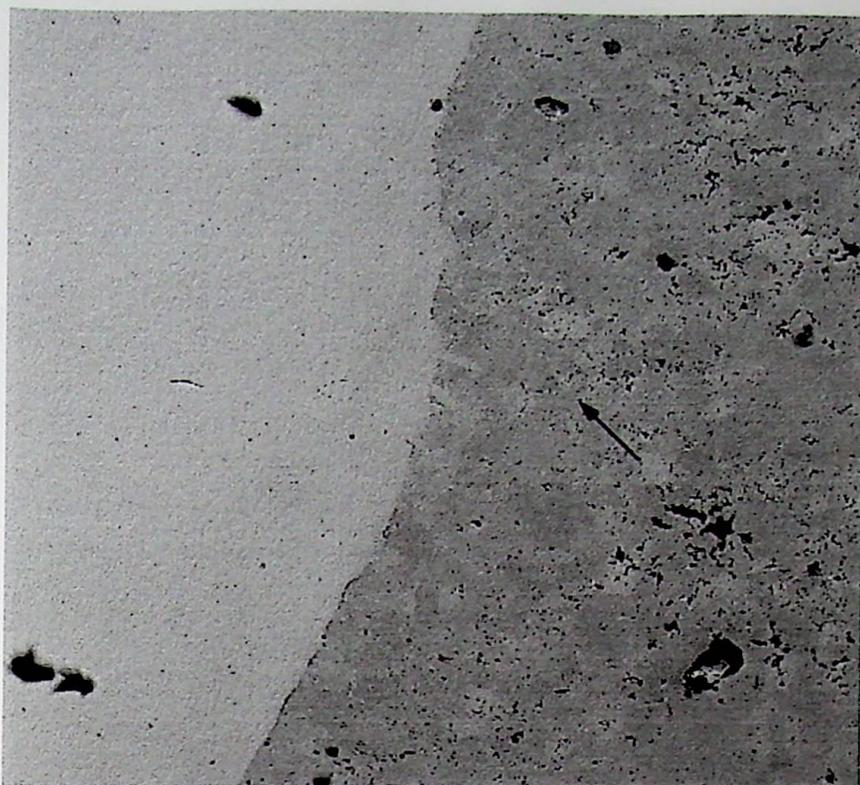


Figura 4.11- Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento 70x. Ataque: nital 2%

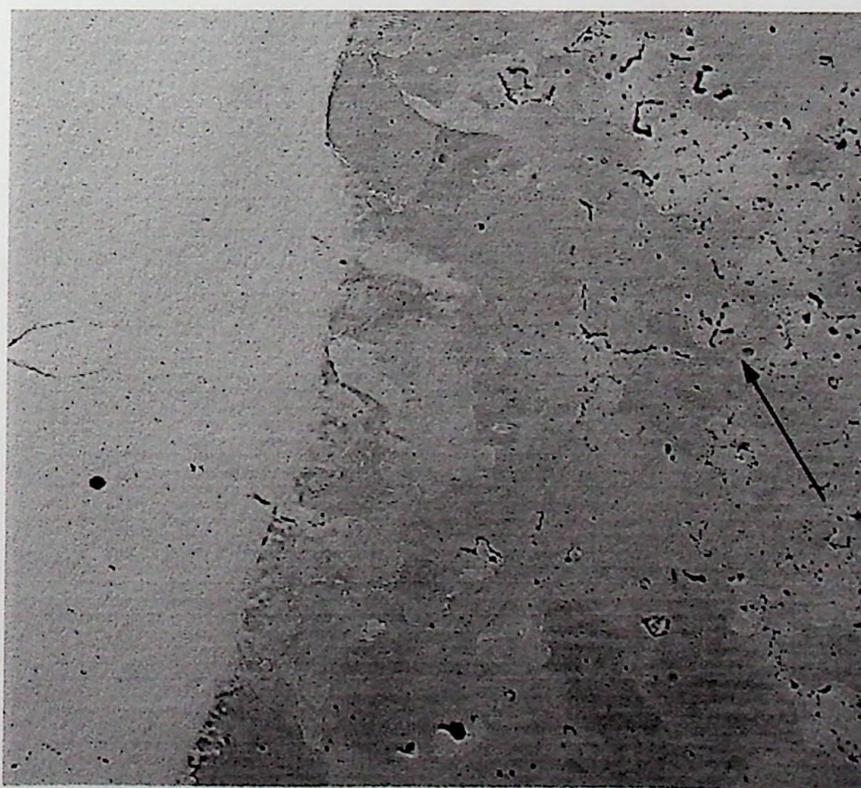


Figura 4.11a- Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento 200x. Ataque: nital 2%

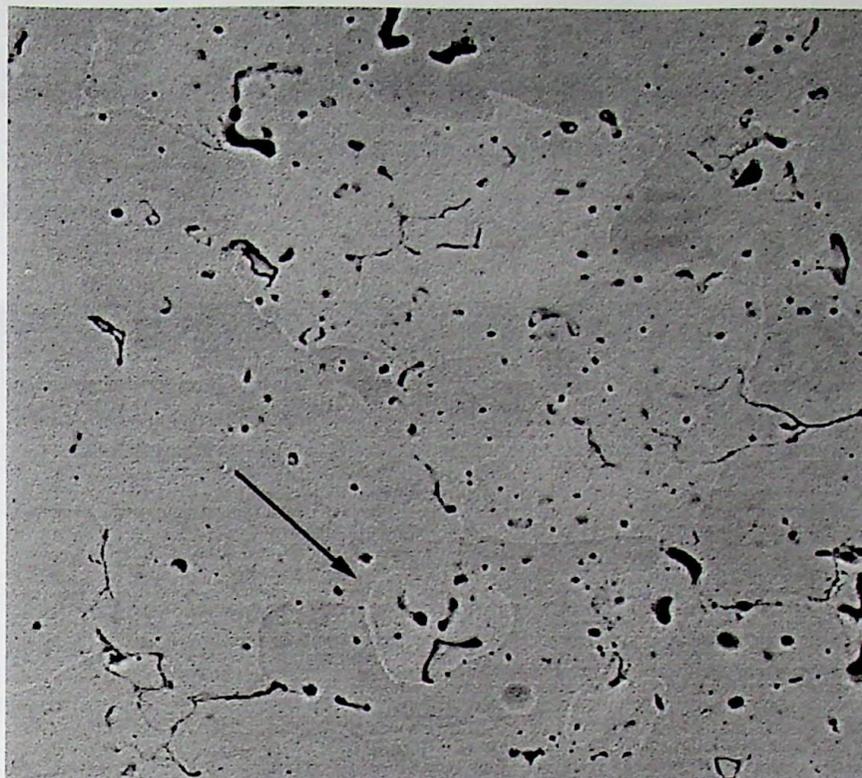


Figura 4.11b- Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento 500x. Ataque: nital 2%

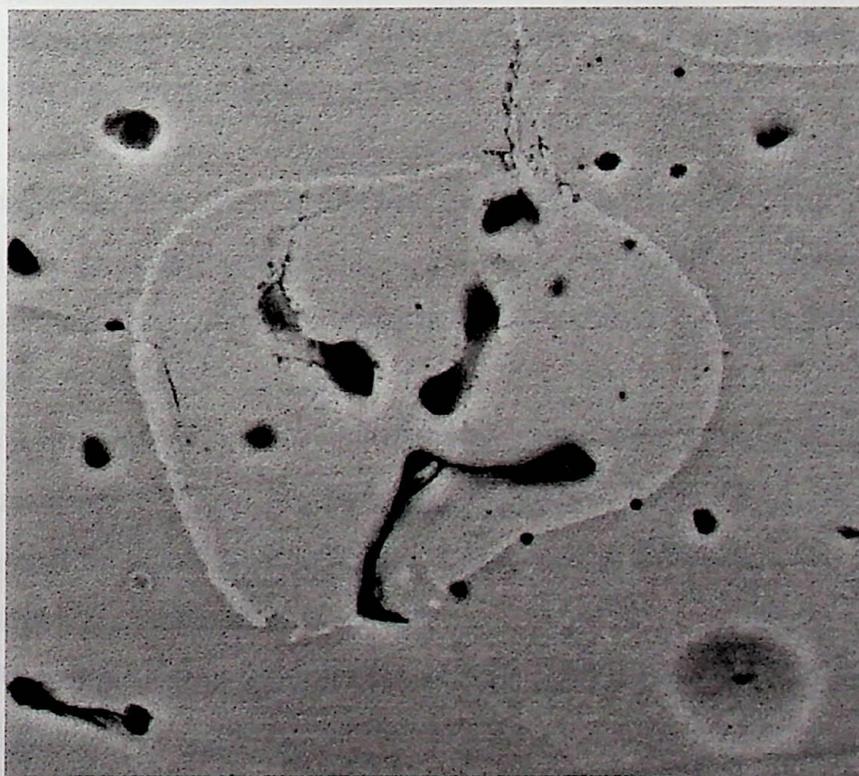


Figura 4.11c- Micrografia da zona de ligação da solda da liga Fe-Ni-P pelo processo TIG. Presença do eutético fosforoso na ZTA. Aumento 2000x. Ataque: nital 2%

4.2.2 - Liga Fe-Ni

A figura 4.12 mostra a macroestrutura da solda da liga Fe-Ni com metal de adição de aço doce. Por esta figura pode ser observado que a solda se apresentou livre de trincas e praticamente livres de poros.

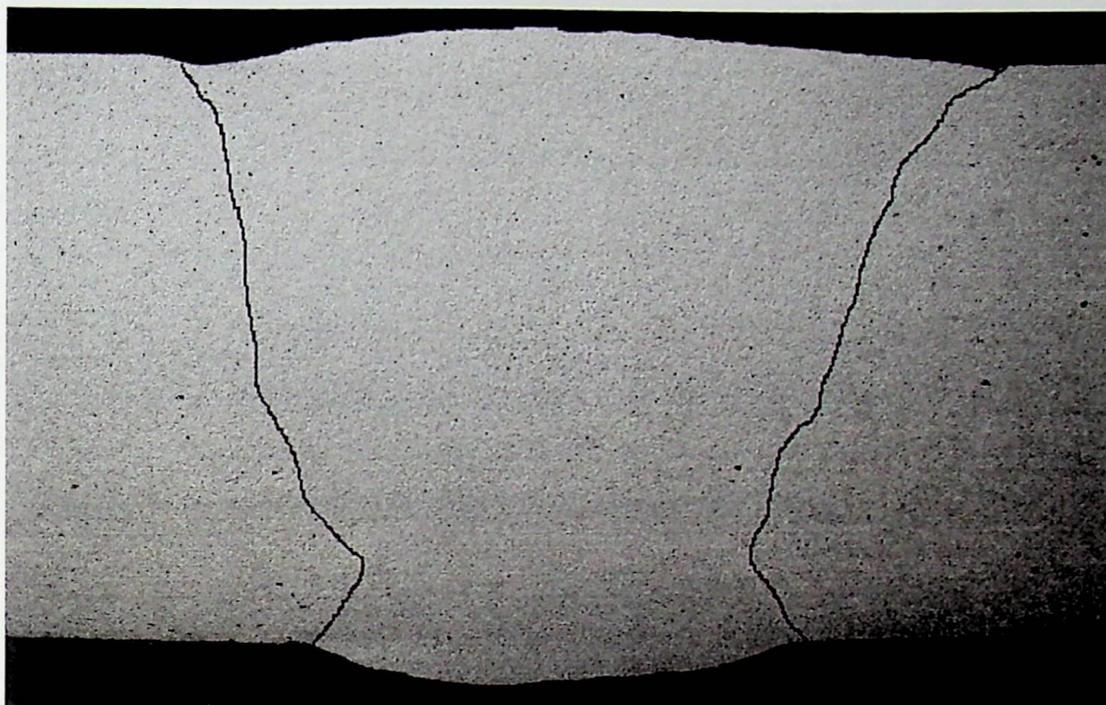


Figura 4.12- Macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço doce. Aumento 8x. Ataque: nital 2%.

As análises também mostraram a presença da estrutura bruta de fusão caracterizada pelos grãos ferríticos de granulação grosseira, sendo esta mais intensa no segundo e terceiro passe já que no primeiro passe houve um refinamento da estrutura bruta de fusão provocado pelo calor dos passes subseqüentes.

Com relação ao metal de base, não foi observado mudanças bruscas na geometria dos poros sendo estes pequenos e pouco arredondados ou planos. Além disso, os contornos de grãos se mostraram bem delineados caracterizando uma menor densificação da ferrita e uma boa dissolução do níquel na matriz ferrítica.

A figura 4.13 mostra a macroestrutura da solda da liga Fe-Ni utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L.

Como pode ser observado na figura, também não houve nenhum problema no que diz respeito à soldabilidade da liga, estando o cordão de solda livre de trincas e poros.

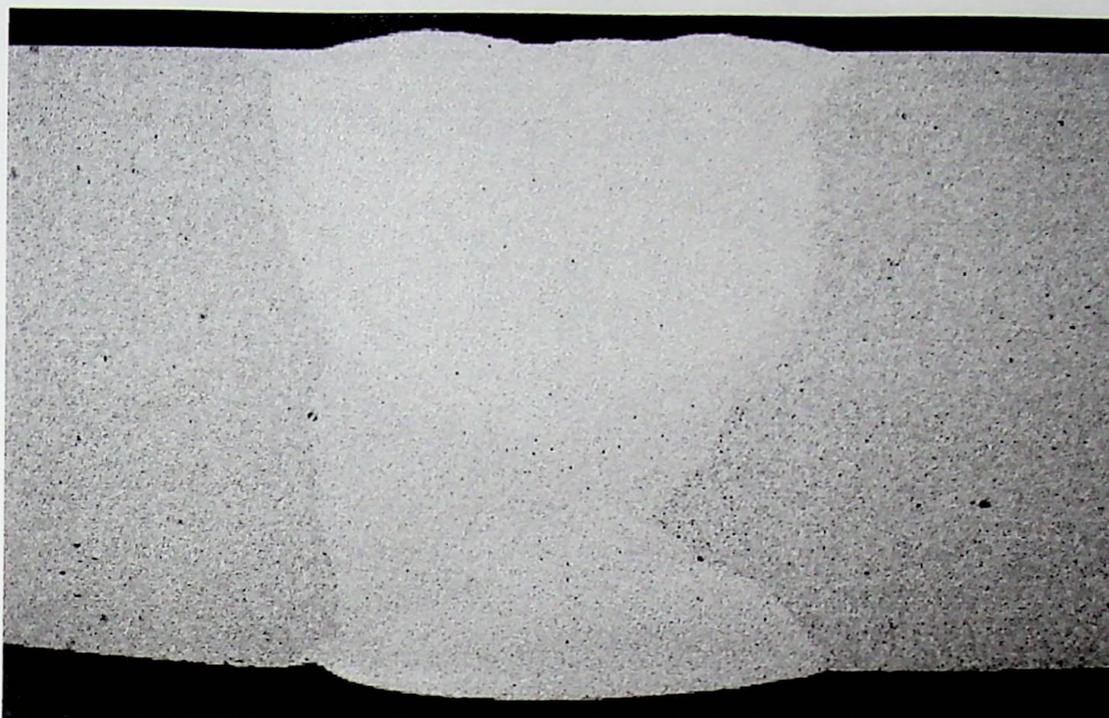


Figura 4.13- Macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento 8x. Ataque: nital 2%.

No metal de solda também notou-se a estrutura bruta de fusão presente na maior parte da região de solda. Na região inferior da junta soldada também ocorreu um ligeiro refinamento da estrutura bruta de fusão pelo calor dos passes subsequentes. Notou-se também a presença de pequenas inclusões de óxidos no metal de solda, provavelmente por falha de proteção do gás de purga.

Os poros no metal de base se mostraram de formato plano (pouco arredondado) e pequenos. Tal como na soldagem com metal de adição de aço doce, ocorreu uma menor densificação dos grãos de ferrita (devido à ausência de fase líquida) com contornos de grãos bem delineados.

A figura 4.14 mostra a macroestrutura da solda da liga Fe-Ni com metal de adição de Fe-Ni. A solda se apresentou livre de trincas e poros e a estrutura bruta de fusão esteve presente. Tal como as outras ligas, não houve mudança considerável na geometria dos poros do metal base sendo estes pequenos e planos. De um modo geral tais resultados confirmam a boa soldabilidade atribuída às ligas sinterizadas Fe-Ni pelos diversos pesquisadores.

4.2.3- Material de Ferro puro

As figuras 4.15 e 4.16 mostram as macroestruturas das soldas do material de ferro puro utilizando metal de adição de aço inoxidável e aço doce respectivamente.

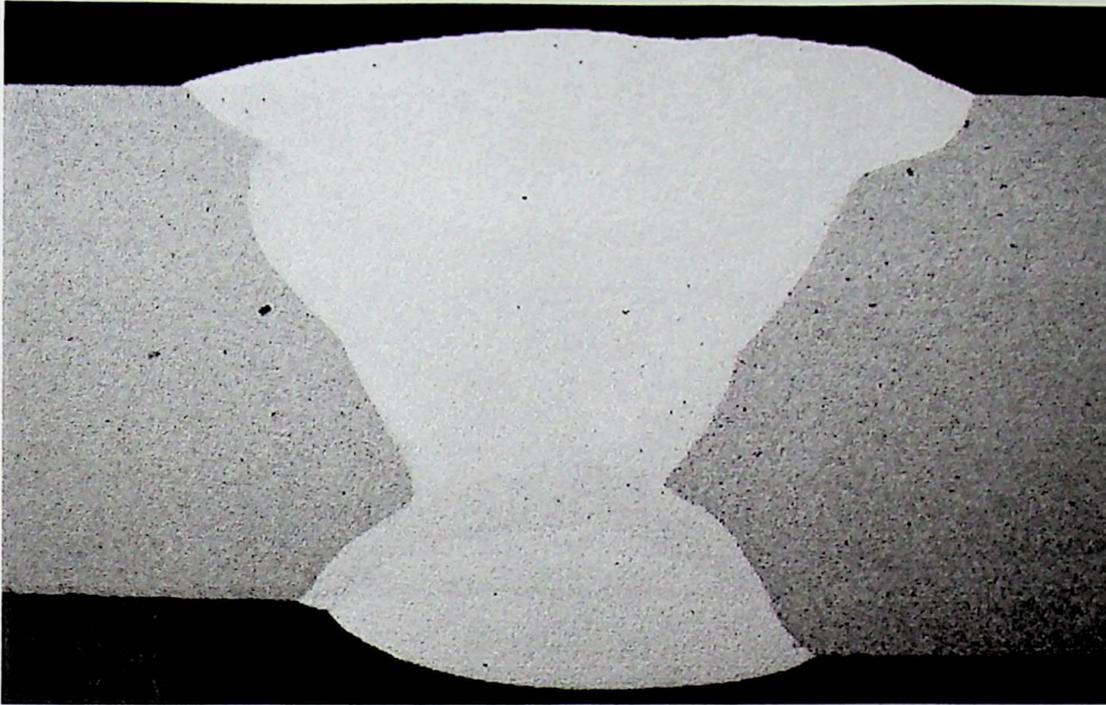


Figura 4.14- Macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de Fe-Ni (60%Ni - 40% Fe). Aumento 8x. Ataque: nital 2%.

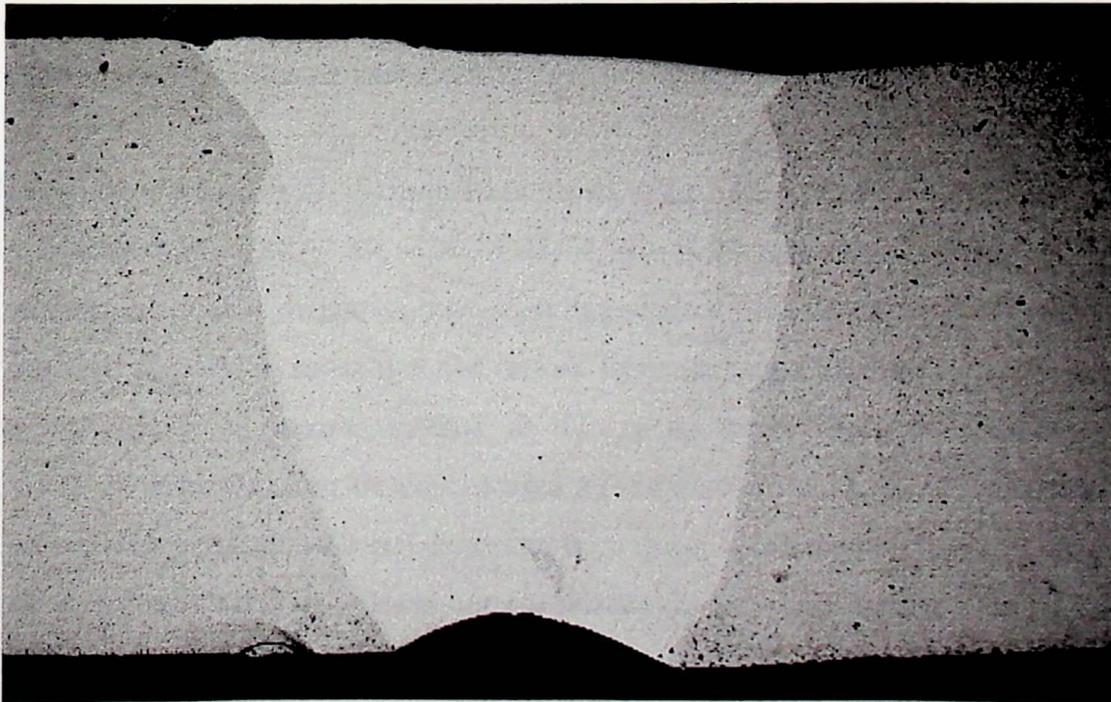


Figura 4.15- Macrografia da solda do Material de Fe puro pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço inoxidável 309L. Aumento 8x. Ataque: nital 2%.

Por estas figuras pode-se observar um material de base com poros pequenos e planos. A estrutura bruta de fusão estava presente. O refinamento de grão do primeiro passe também ocorreu, devendo ter melhorado as características de resistência da junta.

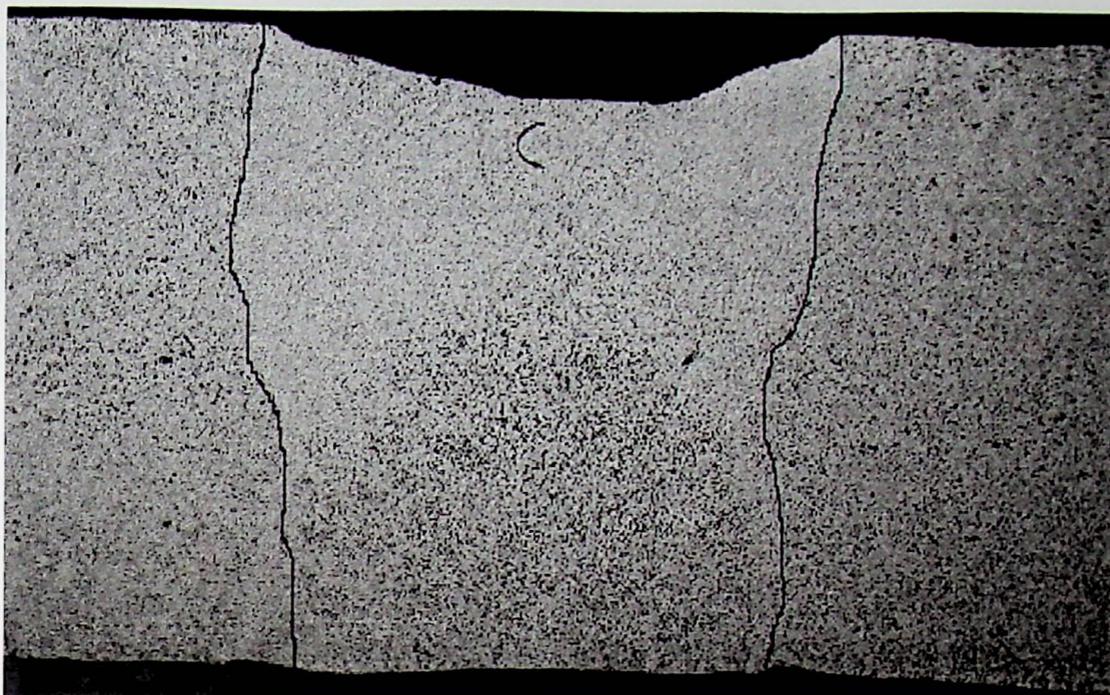


Figura 4.16- Macrografia da solda do Material de Fe puro pelo processo TIG pulsado utilizando metal de adição de aço doce. Aumento 8x. Ataque: nital 2%.

Como era de se esperar, não houve nenhuma dificuldade na soldagem deste material, estando a solda completamente livre de trincas e porosidades.

4.2.4- Resultados Obtidos de Dureza Para Cada Liga Estudada

As figuras 4.17, 4.18, 4.19, 4.20, 4.21, 4.22 e 4.23 mostram a média dos valores de dureza através dos corpos de prova, para cada liga soldada pelo processo TIG pulsado.

Pelas figuras pode-se notar que não houve diferenças significativas no perfil de dureza se considerar-se apenas os valores médios de dureza no metal base não afetado e na zona termicamente afetada. Os picos de dureza mais altos (pontos 10, 11, 12 e 13) correspondem à dureza no metal de solda de material dissimilar (aço doce, aço inoxidável, liga Ni-Fe)

Para se ter uma idéia de valores entre a dureza do metal de solda e a do metal base, foi verificado na soldagem da liga Fe+Ni+P, um pico de dureza de aproximadamente 175 Vickers no metal de solda de aço inoxidável 309L enquanto que a média de dureza do metal base foi de 135 Vickers. Já para as ligas Fe+P, também utilizando metal de adição de aço inoxidável, o pico de dureza no metal de solda aumenta para 185 Vickers e a média de dureza no metal base decresce para 120 Vickers.

A liga Fe-Ni e o material de ferro puro mostraram um comportamento similar. No entanto, para estes materiais, a diferença entre a dureza média do metal base e o pico máximo de dureza

no metal de solda foi bem maior, principalmente quando o metal de adição utilizado foi o aço inoxidável 309L. Por estes resultados, pode-se afirmar que não houve um endurecimento excessivo do material sinterizado (principalmente ZTA) após soldagem, mesmo para as ligas com alto teor de fósforo, o que indica boas propriedades mecânicas da junta soldada.

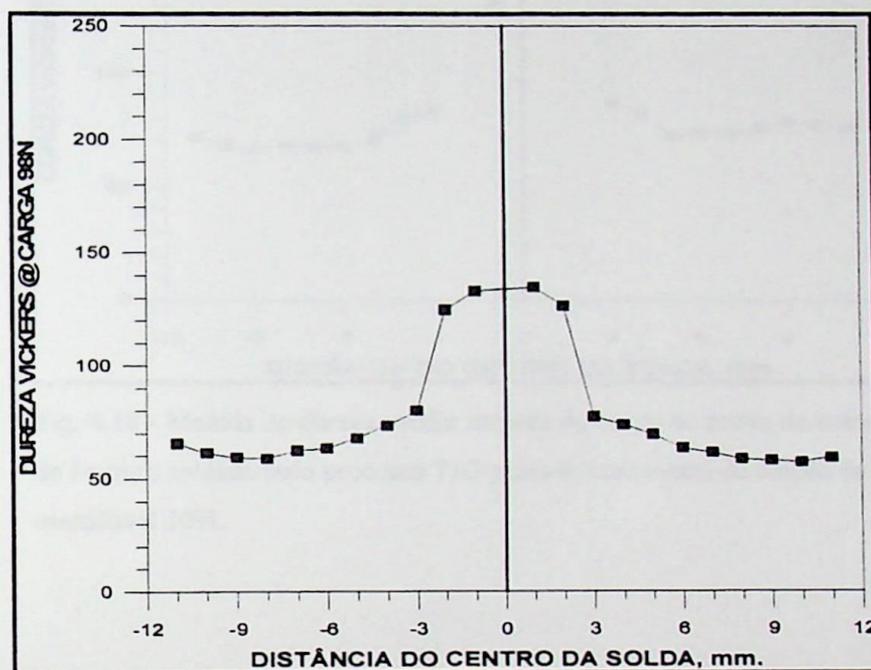


Fig. 4.17 - Medida de dureza média através do corpo de prova do material de Fe puro soldada com metal de adição de aço doce.

4.2.5 - Resultados Obtidos No Ensaio de Tração Das Ligas Estudadas.

Nos ensaios de tração verificou-se que o rompimento dos corpos de prova se deu em geral, no metal base. Em alguns corpos de prova, tal rompimento ocorreu na ZTA, embora os valores de dureza nesta região na maioria das ligas, estejam bem próximos da do metal base. Além disso, pôde-se verificar que em alguns corpos de prova de ferro puro e da liga Fe-Ni, materiais que não apresentam nenhuma dificuldade metalúrgica na soldagem, também romperam nesta região. Isto leva a concluir que o rompimento não foi devido a uma grande fragilização na zona de ligação haja visto que os valores de tensão de ruptura se apresentaram ligeiramente maiores do que os do metal base não soldados.

Não se recomenda a utilização das ligas com fósforo para aplicações onde será necessário grandes sollicitações de tração e para aplicações dinâmicas.

A tabela 4.1 mostra os valores de tensão de ruptura obtidos no ensaio de tração para cada liga soldada, bem como, a tensão de ruptura da liga antes da soldagem.

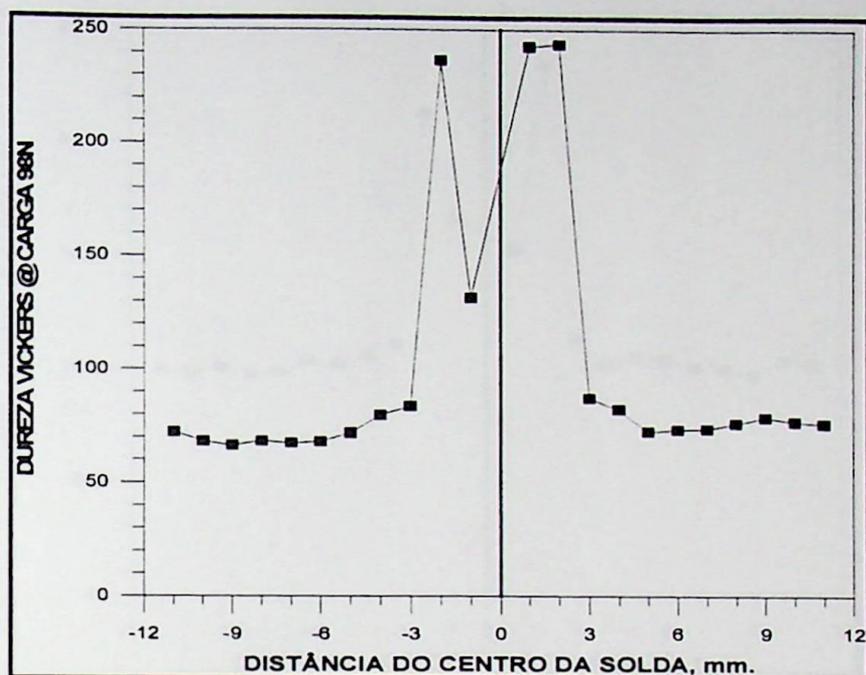


Fig. 4.18 - Medida de dureza média através do corpo de prova do material de Fe puro soldado pelo processo TIG pulsado com metal de adição de aço inoxidável 309L.

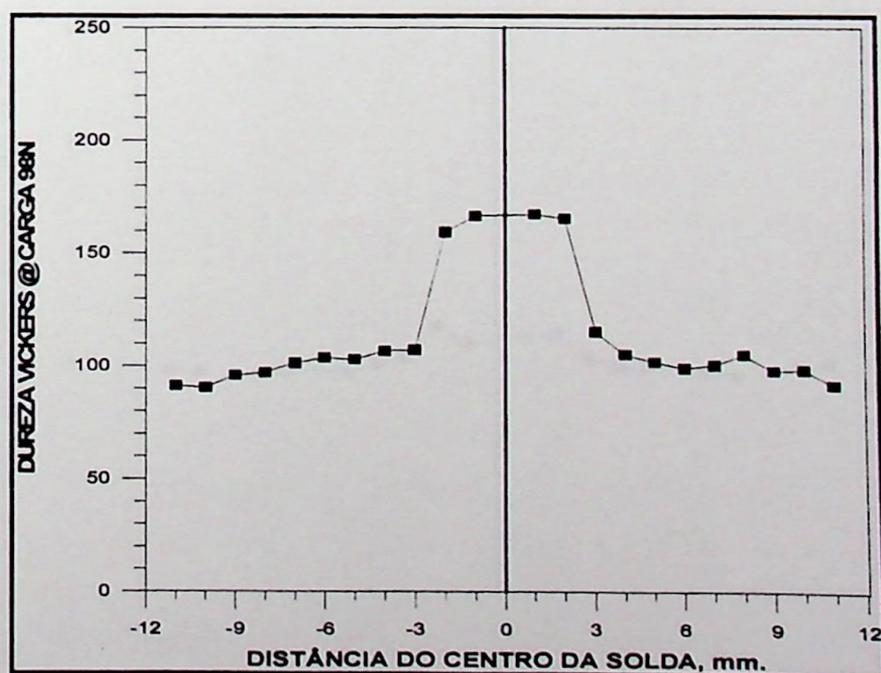


Fig. 4.19 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado com metal de adição de aço doce.

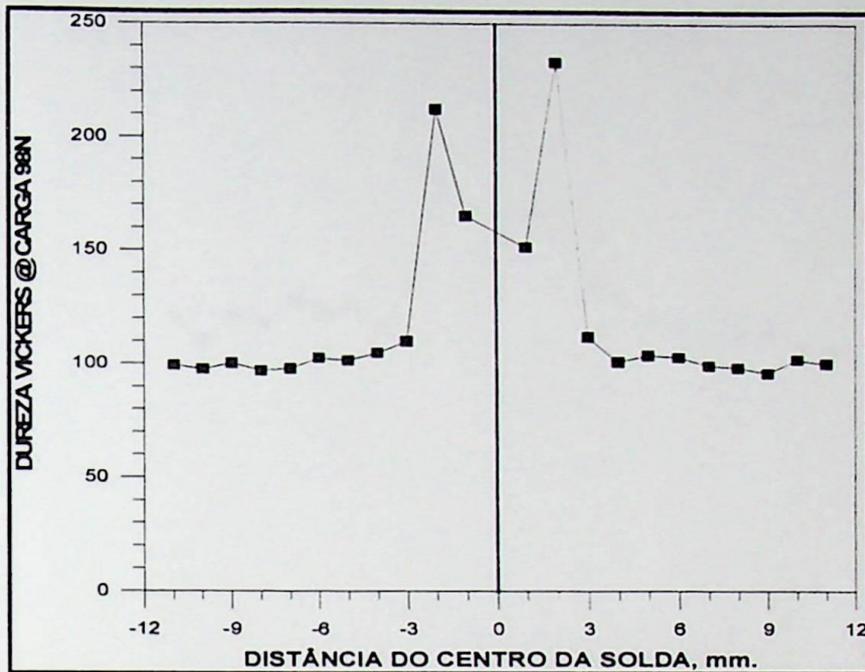


Fig. 4.20 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado com metal de adição de aço inoxidável 309L.

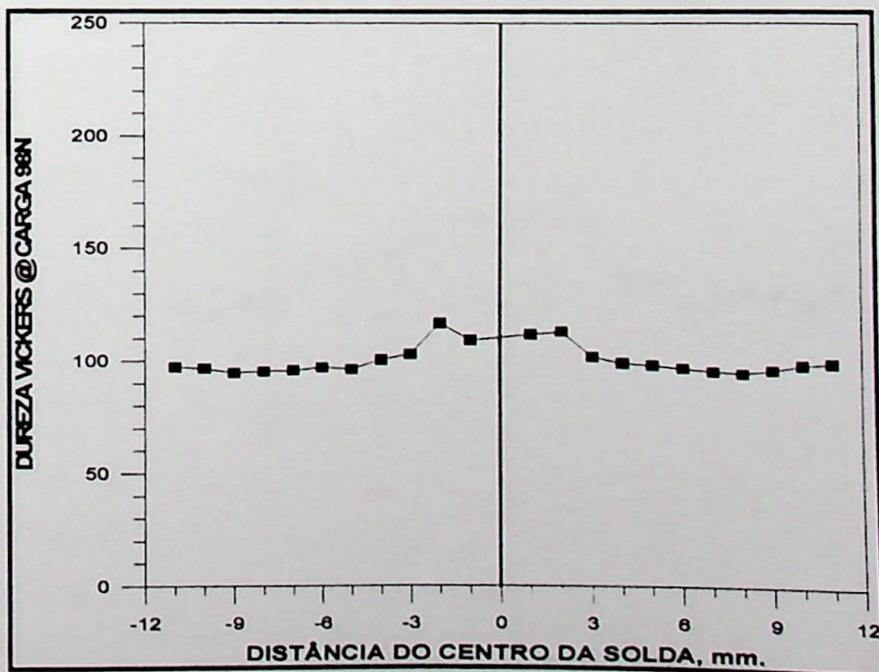


Fig. 4.21 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado com metal de adição de Ni-Fe

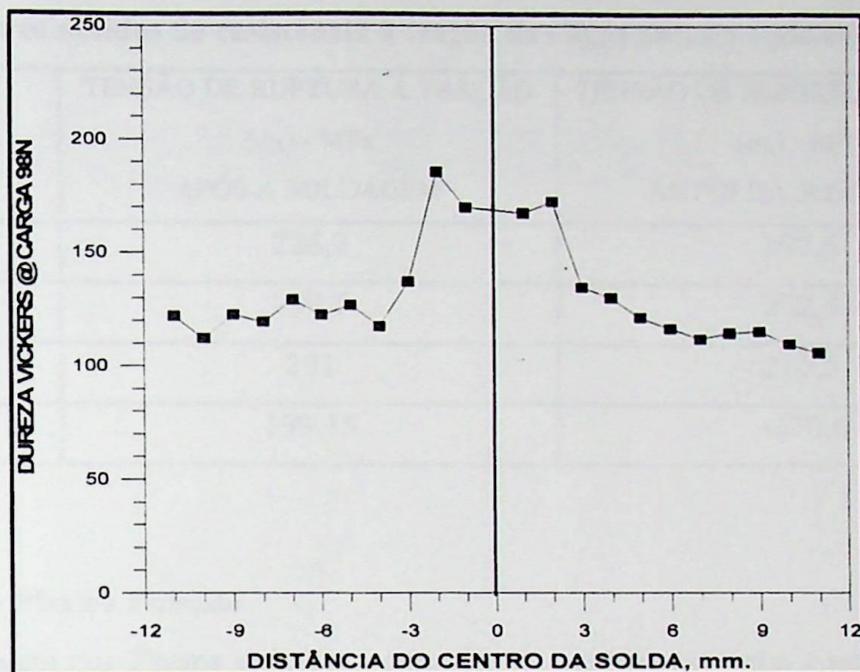


Fig. 4.22 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-P soldada pelo processo TIG pulsado com metal de adição de aço inoxidável 309L.

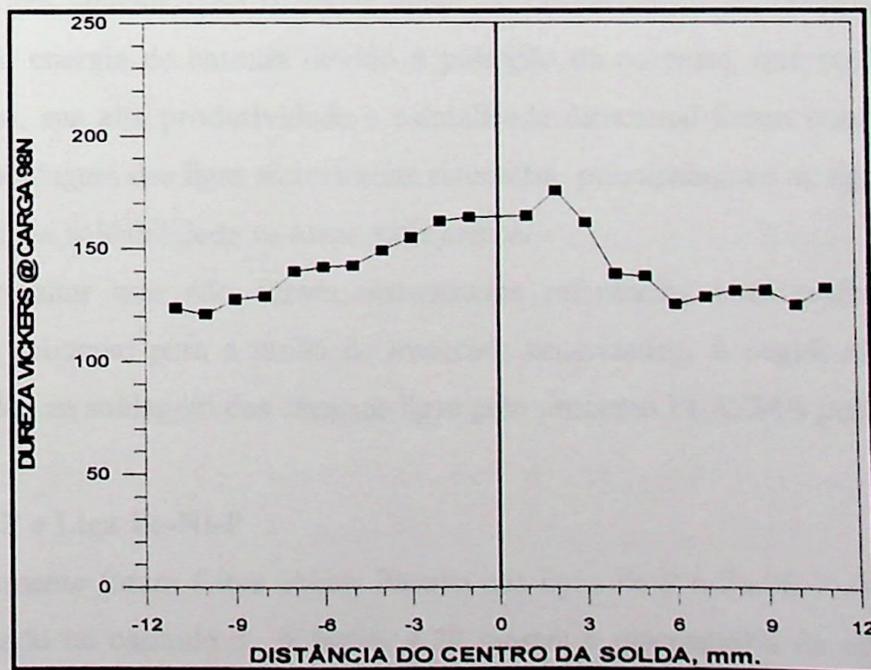


Fig. 4.23 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni-P soldada pelo processo TIG pulsado com metal de adição de aço inoxidável 309L.

Tab. 4.1 - Valores obtidos de resistência à tração das ligas antes e após soldagem.

LIGA	TENSÃO DE RUPTURA À TRAÇÃO	TENSÃO DE RUPTURA À TRAÇÃO
	(σ_R) - MPa APÓS A SOLDAGEM	(σ_R) - MPa ANTES DA SOLDAGEM
Fe + P	226,2	197,6
Fe + Ni + P	299,7	272,5
Fe + Ni	291	210,5
Fe	199,15	~170,0

4.3 - Soldagem Plasma Pulsado

A soldagem por Plasma pulsado é considerada um processo não convencional devido ao seu emprego ser limitado à aplicações especiais como, por exemplo, na soldagem de novos materiais cuja soldabilidade não é ainda conhecida.

Entretanto, devido a desenvolvimentos recentes, a sua utilização tem aumentado consideravelmente para diversas aplicações, tais como a soldagem de tubos de aço inoxidável, na soldagem offshore, etc.

Tais fatores, aliados com o maior efeito de concentração de energia do arco deste processo, menor energia de entrada devido à pulsação da corrente, que produz uma menor ZTA, bem como, sua alta produtividade e estabilidade direcional foram considerados na sua escolha para a soldagem das ligas sinterizadas estudadas, principalmente as ligas contendo alto teor de fósforo cuja soldabilidade se torna mais crítica.

Cabe ressaltar que não foram encontradas referências bibliográficas referentes à utilização deste processo para a união de materiais sinterizados. A seguir são mostrados os resultados obtidos na soldagem das diversas ligas pelo processo PLASMA pulsado.

4.3.1- Liga Fe-P e Liga Fe-Ni-P

Primeiramente foram feitas soldas Plasma nas ligas Fe-P e Fe-Ni-P de espessura de 7 mm como relatado no capítulo 3. A figura 4.24 mostra a macrografia da solda da liga Fe-P pelo processo Plasma.

Por esta figura pode-se observar a trinca de solidificação na solda provocada principalmente pela presença do eutético fosforoso (Fe_3P). Nota-se também a presença de um

grande poro devido principalmente a não utilização de metal de adição neste processo. O cordão de solda da liga Fe-Ni-P também apresentou tais trincas.

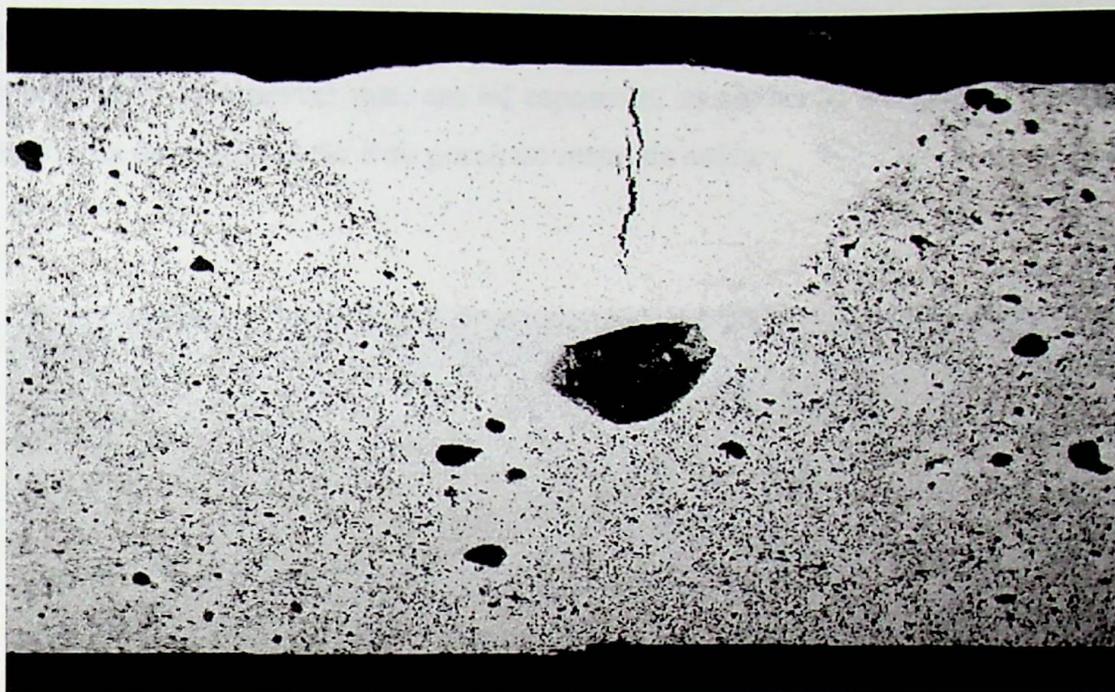


Figura 4.24- Macrografia da solda da liga Fe-P de 7 mm de espessura pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.

Outros fatores contribuíram para o aparecimento da trinca de solidificação em ambas as ligas. Um dos fatores é o volume de metal fundido produzido pela soldagem aliado à velocidade de resfriamento da poça de fusão. Espessuras maiores proporcionam volumes de metal fundido maiores (necessidade de maior energia de soldagem para a união) e produzem velocidades de resfriamento maiores. Devido a isto, o material não consegue absorver as grandes tensões geradas pela contração brusca do metal de solda, facilitando o aparecimento da trinca de solidificação.

Um outro fator a considerar é a não utilização de metal de adição. A densificação dos poros (os poros são fontes de perda de volume) durante a fusão diminui o volume de metal fundido que efetivamente participa da formação da junta soldada, deixando esta com uma quantidade insuficiente de metal de solda para estabelecer uma resistência de solda suficiente para resistir às contrações durante a solidificação, provocando trincas.

A quantidade insuficiente de metal de solda na junta também contribui para o aparecimento da porosidade durante a solidificação. Neste caso, a utilização de metal de adição garantiria a quantidade necessária de metal de solda na junta para compensar o volume

de metal absorvido pelos poros do metal base, reduzindo a possibilidade de aparecimento de porosidade na solda.

Tendo em vista tais observações, fez-se a soldagem das ligas Fe-P e Fe-Ni-P na espessura de 4 mm cujas macrografias das soldas são mostradas nas figuras 4.25 e 4.26. Por estas figuras pode-se observar que, em tal espessura, as soldas se mostraram completamente livres de trincas de solidificação e de poros no metal de solda.

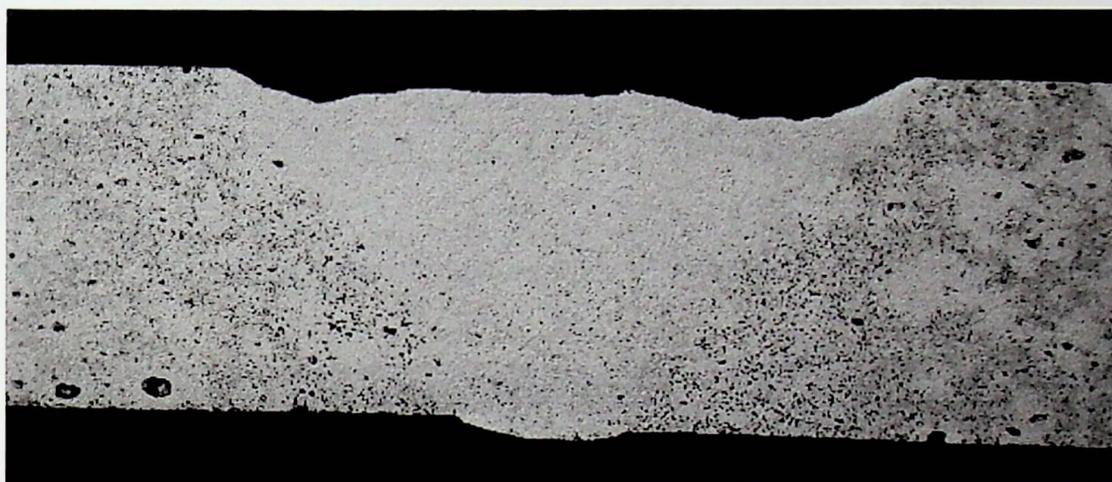


Fig. 4.25- Macrografia da solda da liga Fe-P de 4 mm de espessura pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.



Fig. 4.26- Macrografia da solda da liga Fe-Ni-P de 4 mm de espessura pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%.

O menor volume de metal fundido (menor energia de soldagem) combinado com a menor velocidade de resfriamento produzidos pela menor espessura do corpo de prova, diminuíram consideravelmente as tensões de contração do metal de solda fazendo com que este se mostrasse livre de trincas de solidificação, mesmo com um alto teor de fósforo presente no metal de base.

Com relação à porosidade no metal base, na soldagem das ligas pelo processo plasma, tal como no processo TIG, também se verificou o fenômeno de crescimento dos grãos ferríticos e a intensa densificação nos arredores dos poros maiores. As figuras 4.28 e 4.29 mostram um destes poros, bem como, a intensa densificação da ferrita de tamanho avantajado nos arredores.

4.3.2- Liga Fe-Ni

A figura 4.27 mostra a macrografia da solda da liga Fe-Ni pelo processo Plasma.



Figura 4.27- Macrografia da solda da liga Fe-Ni de 3 mm de espessura pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%

Pela figura pode-se observar que apesar do processo não utilizar metal de adição, fato relevante devido à porosidade inerente do material sinterizado, o cordão de solda se mostrou praticamente livre de porosidade e totalmente livre de trincas devido à boa densificação do metal de solda. Também, pode-se notar claramente a estrutura bruta de fusão no metal de solda.

Com relação à geometria dos poros do metal base, não houve mudanças significativas sendo estes pequenos e planos. Além disso, os grãos ferríticos se mostraram pequenos e com contornos bem delineados.

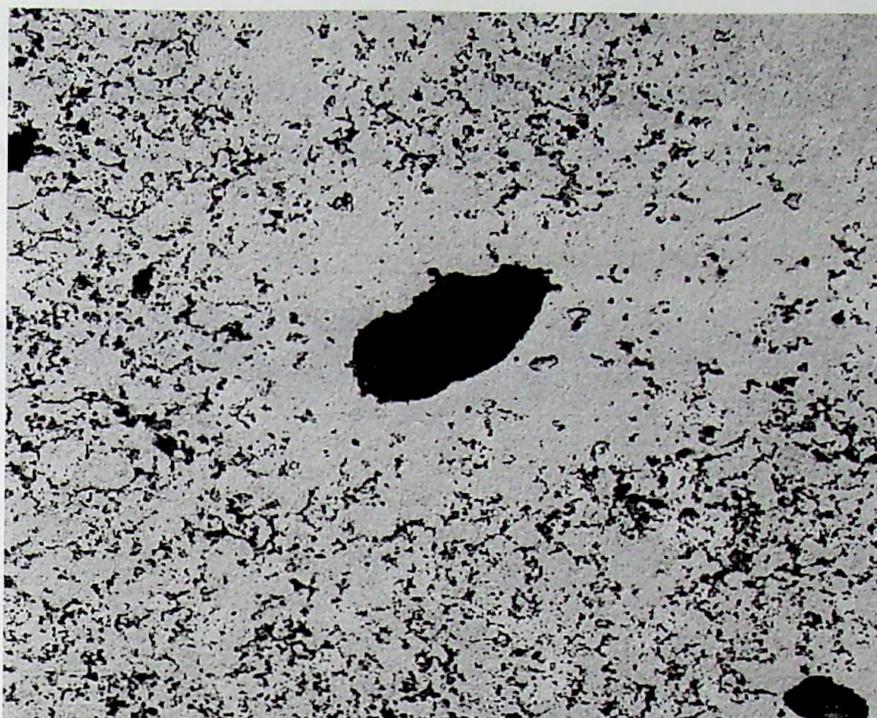


Figura 4.28- Poro localizado no metal base da liga Fe-P soldada pelo processo Plasma pulsado. Nota-se a intensa densificação dos grãos ferríticos nos arredores do poro arredondado. Aumento:50x. Ataque: nital 2%

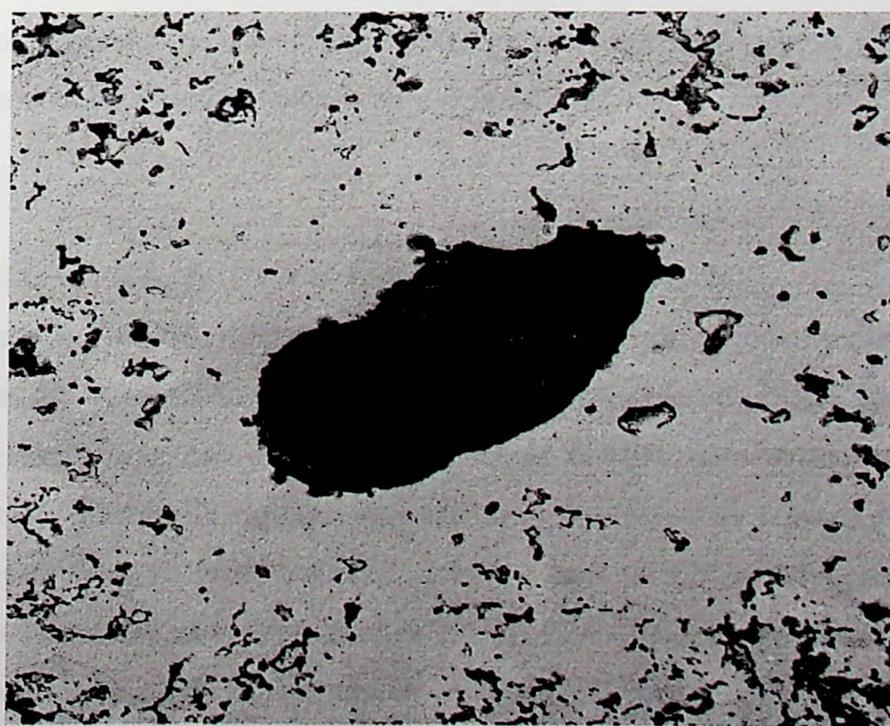


Figura 4.29- Idem 4.28. Aumento 100x. Ataque: nital 2%.

4.3.3- Material de ferro puro

A figura 4.30 mostra a macrografia da solda do material de ferro puro. Pela figura pode-se observar que este material não apresentou qualquer dificuldade com relação à soldagem.

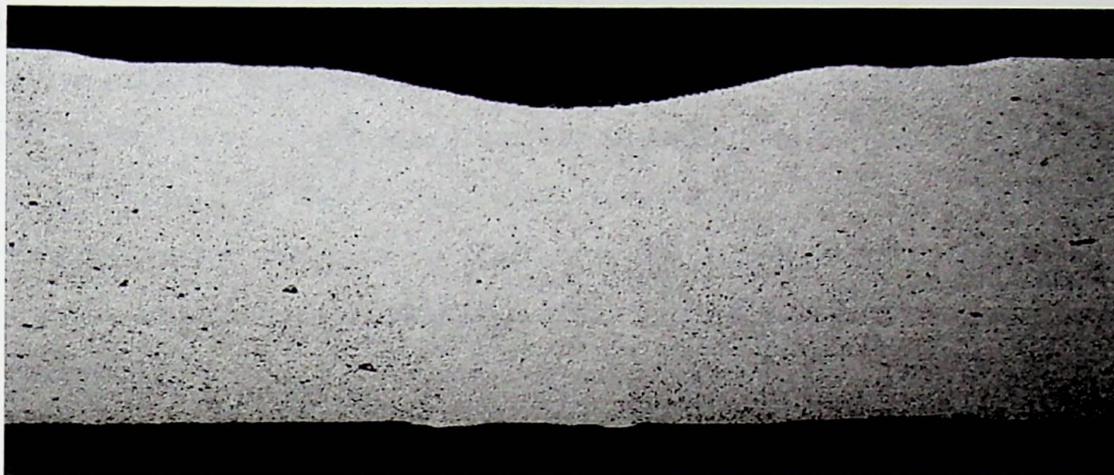


Figura 4.30- Macrografia da solda do material Fe puro de 6,25 mm de espessura pelo processo Plasma pulsado. Aumento: 8x. Ataque: nital 2%

O cordão se mostrou livre de trincas e poros com a estrutura bruta de fusão bem presente caracterizada pela presença de grãos ferríticos grosseiros na zona de fusão.

Os poros presentes no metal base mostraram-se pequenos e planos. Os grãos ferríticos se mostraram pequenos e com contornos bem delineados.

4.3.4- Resultados Obtidos de Dureza Para Cada Liga Estudada.

As figuras 4.31, 4.32, 4.33 e 4.34 mostram os valores médios de dureza através dos corpos de prova das ligas sinterizadas em estudo, soldadas pelo processo Plasma pulsado sem a utilização de metal de adição. Pelas figuras pode-se notar que, tal como no processo TIG, também não houve diferenças significativas no perfil de dureza se considerarmos apenas os valores médios de dureza no metal base não afetado e na zona termicamente afetada.

Os picos de dureza mais altos (pontos 10, 11, 12 e 13) correspondem à dureza na zona fundida cuja densificação foi intensa devido à fusão provocada pela alta concentração de energia do arco. Um pico de dureza de aproximadamente 195 Vickers ocorreu na zona fundida da liga Fe-Ni-P enquanto que a média de dureza do metal base foi de 130 Vickers. Já para as

ligas Fe+P, o pico de dureza na zona fundida foi de 188 Vickers e a média de dureza no metal base foi de 110 Vickers.

A liga Fe-Ni e o material de ferro puro mostraram um perfil mais uniforme apresentando uma pequena diferença entre a dureza média do metal base e o pico máximo de dureza na zona fundida. Na liga de Fe-Ni, o pico máximo de dureza foi de 161 Vickers na zona fundida para uma dureza média no metal base de 108 Vickers. Já no material de ferro puro, o pico máximo foi de 80 Vickers na zona fundida para uma dureza média no metal base de 71 Vickers.

Por estes resultados pode-se dizer que, provavelmente, não houve um endurecimento excessivo do material sinterizado (principalmente ZTA) após soldagem, mesmo para as ligas com alto teor de fósforo e espessura de 4 mm, o que indica boas propriedades mecânicas da junta soldada.

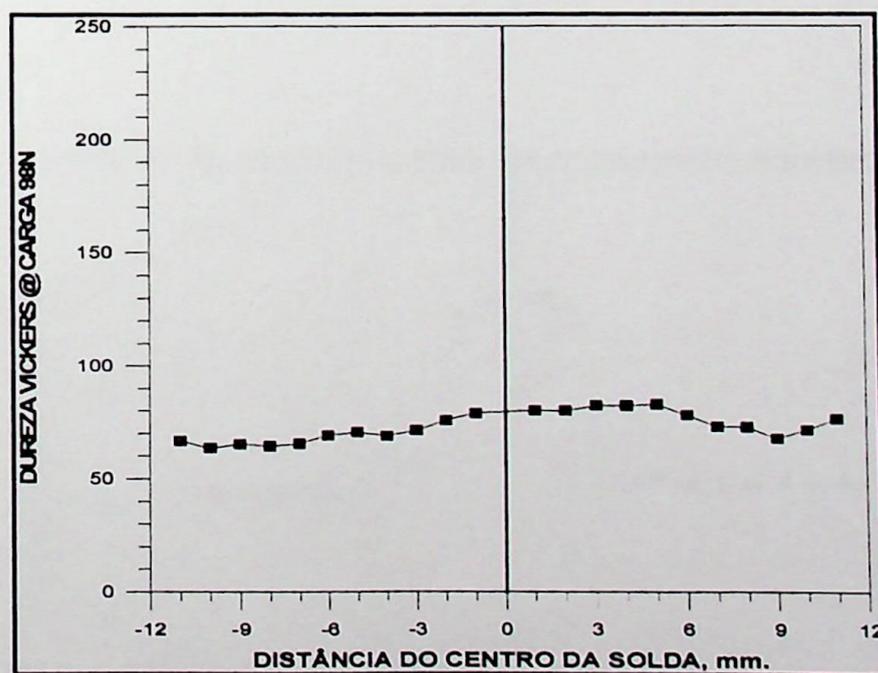


Fig. 4.31 - Medida de dureza média através do corpo de prova de material de Fe puro soldado pelo processo Plasma pulsado.

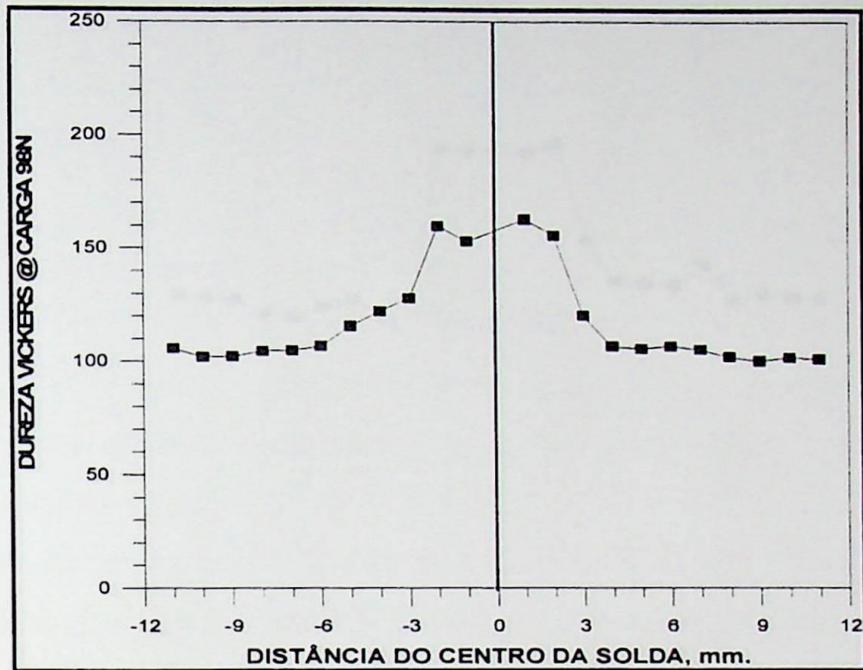


Fig. 4.32 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni soldada pelo processo Plasma pulsado.

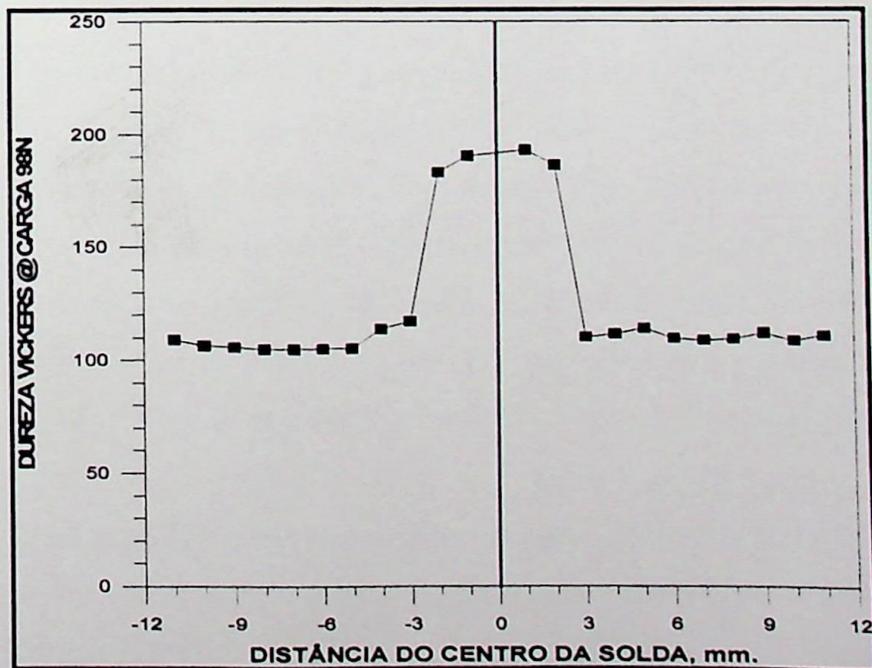


Fig. 4.33 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-P soldada pelo processo Plasma pulsado.

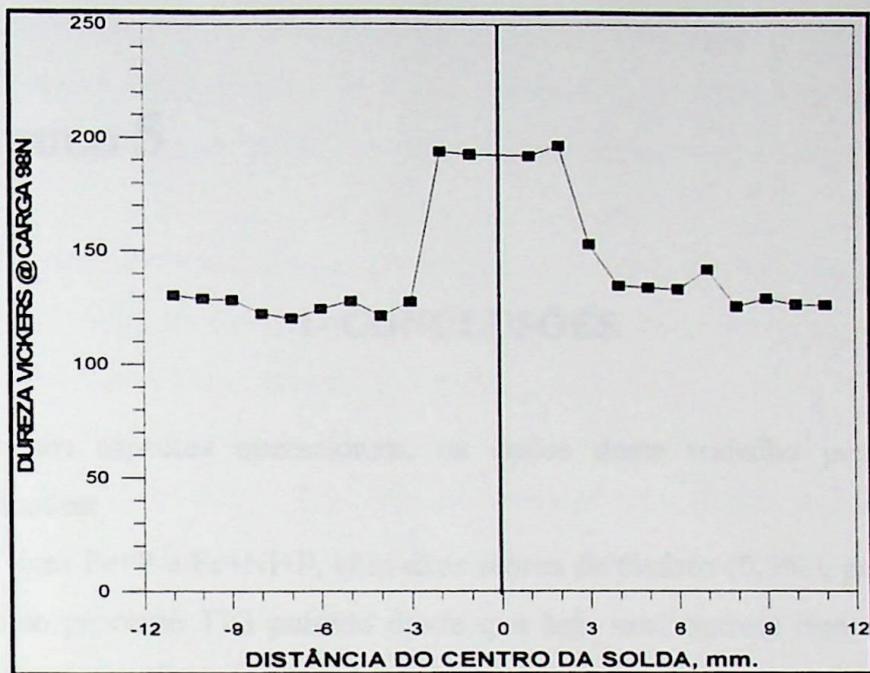


Fig. 4.34 - Medida de dureza média através do corpo de prova da liga Fe-Ni P soldada pelo processo Plasma pulsado.



CAPÍTULO 5

1- CONCLUSÕES

Quanto aos aspectos operacionais, os dados deste trabalho permitem chegar às seguintes conclusões:

1- As ligas Fe+P e Fe+Ni+P, com altos teores de fósforo (0,5%), podem ser soldadas com sucesso pelo processo TIG pulsado desde que haja um controle rigoroso da energia de soldagem, da distorção do material e uma seleção criteriosa do metal de adição. A utilização de metal de adição de aço inoxidável 309L permitiu a obtenção de cordões livres de trincas de solidificação devido à presença de ferrita delta em quantidades suficientes para absorver parte do fósforo e, com isto, reduzir o estágio de permanência e a quantidade do filme líquido segregado durante o resfriamento evitando, assim, o aparecimento de trincas de solidificação pela presença do eutético fosforoso. Além disso, o refinamento da estrutura bruta de fusão (menor área de contato entre os grãos facilitando o surgimento de trincas), pela pulsação da corrente de soldagem e pelos múltiplos passes, bem como a presença apenas de traços de carbono contribuíram para o não aparecimento de tais trincas.

Cabe ressaltar que as soldagens TIG foram feitas sem qualquer restrição, o que tornou as operações de soldagem menos complexas. Não se recomenda a soldagem destas ligas com qualquer tipo de restrição já que o efeito fragilizante do fósforo certamente produzirá trincas no cordão de solda e no metal base. Além disso, soldas destas ligas com distorção acentuada do metal base poderá levar a um trincamento no cordão durante o passe de raiz.

2- Na soldagem TIG de tais ligas utilizando metal de adição de Ni-Fe (60% Ni - 40% Fe) houve a ocorrência de trincas de solidificação, apesar da boa tenacidade do níquel e da utilização de corrente pulsada (energia de soldagem mais baixa), pela presença do eutético fosforoso Fe_3P e/ou Ni_3P . Além disso, a possível solidificação austenítica do metal de solda, devido à presença do níquel, facilitou o surgimento das trincas já que a austenita aumenta a segregação do fósforo no líquido.

3- As ligas Fe+P e Fe+Ni+P podem ser unidas com sucesso pelo processo Plasma desde que a espessura seja mantida abaixo de 5 mm já que em espessuras maiores a tendência ao trincamento é muito grande devido ao alto teor de fósforo e ao maior volume da poça de fusão.

O maior volume líquido da poça combinado com elevadas velocidade de resfriamento produz tensões de contrações muito grandes as quais não podem ser absorvidas pelo material rico em fósforo, levando ao trincamento do cordão.

4- Com relação aos efeitos dos processo de soldagem TIG e PLASMA pulsados no metal base das ligas Fe-P e Fe-Ni-P pôde-se observar que, nestes materiais, os poros se apresentaram mais arredondados e de tamanho mais pronunciado do que nas ligas sem fósforo. Além disso, nos arredores destes poros houve uma intensa densificação da ferrita; o que também não foi observado nas ligas sem fósforo.

5- Não houve nenhuma dificuldade no que se refere à soldabilidade da liga Fe-Ni e do material de ferro puro pelos processos utilizados, sendo o processo Plasma recomendado quando se desejar soldar tais ligas numa ampla faixa de espessuras e com produtividade alta já que este processo permite trabalhar com maiores velocidades de soldagem, além de outras vantagens tais como, penetração total e uniforme, simplificação nos procedimentos de preparação da junta.

Com relação ao metal base, não foi observado nenhuma mudança significativa no tamanho e volume dos poros permanecendo estes pequenos e planos (pouco arredondados).

2- SUGESTÕES

1- Sugere-se, para trabalhos futuros, a utilização de um metal de adição de aço inoxidável cujo modo de solidificação é inicialmente ferrítico (Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,48 e 1,95), para a soldagem TIG das ligas com alto teor de fósforo, já que estes formam após solidificação 4 a 18% de ferrita e tem menor susceptibilidade à trincas de solidificação, tais como o aço AISI 304, 316, 321 e 347.

2 - Sugere-se também a realização de um quantidade maior de testes de tração para as soldas das ligas contendo fósforo para que se tenha uma maior clareza no que se refere a resistência mecânica da junta.

3- Sugere-se uma melhor caracterização da soldagem PLASMA e TIG, no que concerne à determinação dos parâmetros e variáveis para a soldagem de tais ligas sinterizadas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AWS-WELDING HANDBOOK "Metals and Their Weldability", Vol. 4, 7ª Edition, pp. 98-128, 1982.

ABM, "Curso de Soldagem", Associação Brasileira de Metais, 6ª edição, 1972.

BAESLACK, W. A. "An Investigation into Metallurgical Aspects of Joining Rapidly Solidified Aluminium Alloy", Ohio State University Research Foundation, Contract N°: DAAG29-84-K0176, Columbus, 1988.

BAESLACK, W. A. & HAGEY, K. S. "Inertia Friction Welding of Rapidly Solidified Powder Metallurgy Aluminium", Welding Journal, pp. 139-149, July, 1988.

BEISS, P. "Finishing Processes in Powder Metallurgy", Powder Metallurgy, 32(4), pp. 277-284, 1989.

BEWLEY, J. G. "High Production Hard Surfacing with Versatile Metal Powders", Welding Design and Fabrication, pp.70-71, 1978.

BRISKMAN, A. N. "The Effect of Welding Current Pulses on the Suscetibility of Weld Metal to Hot Cracking During Argon TIG Welding", Aut. Weld 32 (7), pp. 40-43, 1979.

BOCCHINI, G. F. "The Influences of Porosity on the Characteristics of Sintered Materials", Society of Automotive Engineers, Technical Publication 860148, 1986.

BROSILOW, R. "Joining Processes for New Materials", Welding Design and Fabrication 62(8), August, 1989.

CHIAVERINI, V. "Metalurgia do Pó - Técnicas e Produtos", ABM, São Paulo, 1982.

CHIAVERINI, V. "Aços e Ferro Fundidos", ABM, 7ª edição, São Paulo, 1996.

COUCHMAN, K., KESTERHOLT, M. & WHITE, R. "Gas Tungsten Arc Welding of Powdered Metal Parts", Process Seminar on Secondary Operations, (Conf. PM'88), Orlando, 1988.

CUMMINS, R. W. "The Effect of Welding Metallurgy on Design, Society of Automotive Engineers", Technical Publication 770529, 1977.

GOKHALE, A. A. ET AL "Grain structure and Hot Cracking in Pulsed Current, GTAW of AISI 321 Stainless Steel, in AIME" Symposium of Grain Refinement in Casting and Welds, Missouri, USA, 25-26, pp. 223-247, October, 1982.

HAAFKENS, M. H. & MATTHEY, J. H. G. "A New Approach to the Weldability of Nickel-Base as Cast and Powder Metallurgy Superalloys", Welding Journal, pp. 25-30, November, 1982.

HALLDIN, G.W., PATEL, S.N. & DUCHON, G.A. "Welding of 316L P/M Stainless Steel, Progress in Powder Metallurgy", Vol. 39, pp. 267-280, Ed. Nayar, H.S., Kaufman, S.M., Meiners, K.E. MPIF, Princeton, N.J., 1984.

HAMILL, J. A. "What are the Joining Processes, Materials and Techniques for Powder Metals Parts", Welding Journal, pp.37-45, february, 1993.

HANSEN, M. & ANDERKO, K. "Constitution of Binary Alloys", N. York, McGraw-Hill, 1958.

HINRICHS, J. F., RAMSEY, P. W. & ZIMMERMAN, M. W. "Joining Sintered to Wrought Steel Using Various Welding Processes", Welding Journal, pp.243 s-246 s, June, 1971.

HOLBERT JR, R. K., DOUGHTY, M. W. & ALEXANDER-MORRISON, G. M., "Welding of a Powder Metallurgy Uranium Alloy", Welding Journal, pp. 206s-212s, May, 1989.

KNOPP, W. K. "Brazing Problems in Powder Metallurgy", International Journal of Powder Metallurgy, pp.63-65, 1975.

LENEL, F. V. "Powder Metallurgy - Principles and Applications", N. Jersey, MPIF, 1980.

LUGSCHEIDER, K. K. & BURCHARD, W. "Structure of Low-Phosphorus Alloyed Nickel-Chromium-Silicon Brazed Stainless Steel Joints", *Welding Journal*, pp. 283-288, October, 1980.

LYLE, J. P. "Aluminium Powder Metallurgy Products", *Materials and Methods*, 1956.

MACDONALD, R. J. "Metal Powders - Their Role in Brazing" *Welding Journal*, pp.327-332, May, 1971.

METAL POWDER INDUSTRIES FEDERATION "Powder Metallurgy Design Manual", Second Edition, 1996.

METALS HANDBOOK "Metallography, Structures and Phase Diagrams", Vol. 8, 8^a Edition.

METZGER, G. E. "Gas Tungsten Arc Welding of a Powder Metallurgy Aluminium Alloy", *Welding Journal*, pp. 297s-304s, August, 1992.

MIDDLE, J. E. "Joining Powder Metal Parts", *Chartered Mechanical Engineer*, pp.55-60, July, 1980.

OLIVEIRA, P. J. "Desenvolvimento de Ligas Sinterizadas à Base de Ferro, Fósforo e Níquel", *Dissertação de Mestrado, EFEI, Itajubá*, 1993.

ONODA, M., KAMEDA, R. & KOISO, T. "Application of Sinter-Brazing", *Society of Automotive Engineers, Technical Publication 830395*, 1983.

PODNOZOV, V. "Cracking in Seam Welding of Porous Sintered Materials", *Svarachnoe Proizvodstvo, Vol.2*, pp. 25-26, 1979.

SILVA, O. P. & DUTRA, J. C., "Uma Contribuição Para o Desenvolvimento e Aplicação da Soldagem Plasma Pela Técnica Keyhole", *Dissertação de Mestrado, UFSC, Florianópolis*, 1997.

SOUZA, S. A. "Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos- Fundamentos Teóricos e Práticos", 5ª edição, São Paulo, 1982.

STRINGHAM, L. K. "Powder Iron in the Coating, Welding Engineer", pp. 65-68, May, 1954.

SUUTALA, N. ET AL "The Relationship Between Solidification and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds", Met Trans., 10A (4), pp. 512-514, 1979.

SUUTALA, N. ET AL "Effect of Solidification Conditions on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels", Met. Trans. 14 A (2): pp. 191-197, February, 1983.

THORNLEY, J. C. "CO₂ Welding Fe-Ni-Mo-C-Cu Sintered Steels", Welding Design and Metal Fabrication, Vol.12, pp. 399-402, November, 1973.

THÜMLER, F. & OBERACKER, R. "Introduction to Powder Metallurgy", Institute of Materials, London, 1993.

VAN VLACK ,L. H. "Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais", 5ª Edição, Michigan, 1984.

WAINER, E., BRANDI, S. D. & MELLO, F. D. "Soldagem- Processos e Metalurgia", Editora Edgard Blücher,1992.

Figura 1.3 - Resultados médios de dureza obtidos para o Material de Referência para o processo TIG estudado.

Temperatura	DUREZA VICKERS - HV0.05	
	M. A. - Ag. 100%	M. A. - Ag. 100% 30%
1	155	125
2	163	131
3	183	141
4	189	143
5	124	119
6	114	115
7	114	112
8	110	107
9	124,45	100
10	113	100
11	143	117
12	143	113
13	71	73
14	73	81
15	80	71
16	74	74
17	73	73
18	73	74
19	73	73
20	73	73
21	73	73
22	73	73

ANEXO

RESULTADOS DE DUREZA OBTIDOS PARA AS LIGAS ESTUDADAS NESTE TRABALHO.

Tabela I.1- Valores médios de dureza obtidos para o Material de Fe puro soldado pelo processo TIG pulsado.

PONTO	DUREZA VICKERS - Fe Puro	
	M.A- Aço Comum	M. A- Aço Inox. 309L
1	65.6	72.15
2	61.3	68.1
3	59.3	66.3
4	58.9	68.35
5	62.4	67.4
6	63.4	68.16
7	67.8	72
8	73.3	80
9	79.85	83.95
10	124.65	236.5
11	132.9	131.9
12	134.6	242.77
13	126.3	243.8
14	77.2	87.5
15	73.6	82.5
16	69.4	72.7
17	63.4	73.6
18	61.3	73.9
19	58.5	76.4
20	57.9	79.05
21	57.1	77.2
22	59.1	76.3

Tabela I.2- Valores médios de dureza obtidos para a liga Fe-Ni soldada pelo processo TIG pulsado.

PONTO	DUREZA VICKERS - Liga Fe-Ni		
	M.A- Aço doce	M.A- Fe-Ni	M.A- Aço Inox. 309L
1	91.2	97.35	99.4
2	90.4	96.7	97.5
3	95.8	94.75	100.3
4	97.1	95.3	97.1
5	101.2	95.8	98
6	103.6	97.1	102.7
7	102.7	96.2	101.7
8	106.6	100.3	105.1
9	107	102.8	110.2
10	159.4	116.53	212.36
11	166.46	109	165.43
12	167.3	111.66	151.6
13	165.4	112.9	233.1
14	115.1	101.7	112.17
15	105.1	98.9	101.2
16	101.7	98	104.1
17	98.9	96.7	103.1
18	100.3	95.3	99.4
19	104.77	94.5	98.5
20	97.5	95.8	96.2
21	98	98	102.17
22	91.2	98.9	100.3

Tabela I.3- Valores médios de dureza obtidos para a liga Fe-P e para a liga Fe-Ni-P soldadas pelo processo TIG pulsado.

PONTO	DUREZA VICKERS	
	LIGA Fe-P	LIGA Fe-Ni-P
	M.A- Aço inox. 309L	M.A- Aço inox. 309L
1	121.8	123.77
2	112.03	120.93
3	122.5	127.56
4	119.23	128.93
5	129.08	139.83
6	122.43	141.76
7	126.73	142.5
8	117.63	149.13
9	137.06	154.76
10	185.67	162
11	170	163.8
12	167.5	164.3
13	172.5	175.5
14	134.7	161.25
15	130.03	138.53
16	121.3	137.5
17	116.43	124.96
18	111.8	128.33
19	114.46	131.23
20	115.3	131.33
21	109.65	124.7
22	105.86	132.4

Tabela I.4- Valores médios de dureza obtidos para as ligas Fe-P, Fe-Ni-P, Fe-Ni e para o Material de Fe puro soldadas pelo processo PLASMA pulsado.

PONTO	DUREZA VICKERS			
	LIGAS			
	Fe-P	Fe-Ni-P	Fe-Ni	Fe puro
1	109	130.33	105.66	66.65
2	106.43	128.8	101.95	63.35
3	105.73	128.33	102.2	65.2
4	104.63	122.2	104.6	64.2
5	104.66	120.1	104.85	65.3
6	104.9	124.45	106.8	69
7	104.95	128.05	115.7	70.3
8	113.6	121.5	122.2	68.7
9	116.94	127.7	128.03	71.2
10	183	194	159.83	75.7
11	190.33	192.67	153.1	78.83
12	193	192	162.86	79.96
13	186.33	196.5	155.8	79.86
14	109.96	153.1	120.36	82.23
15	111.45	135.03	106.83	82.05
16	113.9	134.05	105.7	82.7
17	109.4	133.3	106.9	77.9
18	108.5	142.13	105.35	72.75
19	109.1	125.8	102.2	72.56
20	111.65	129.35	100.3	67.45
21	108.2	126.67	101.95	71.3
22	110.67	126.43	101.25	76.15

EFEI / BIBLIOTECA

ESTE LIVRO DEVE SER DEVOLVIDO NA

ÚLTIMA DATA CARIMBADA.

12/03/99	10/08/01	
19.4.99		
11.6.99	20/05/09	
25.6.99	17.06.06	
27.10.99	18/12/2006	
15.12.99		
	22/02/07	
03/01/2000	07.12.2007	
24.01.00	21-12-2007	
11.02.00	05-01-08	
29/03/2000	22.01.08	
05.5.2000	09/02/08	
10.05.00	25/02/08	
25.5.2000	11/03/08	
08/06/00	10/04/08	
17.7.2000	02.06.11	
28/07/00	04/06/11	
12/08/00	01-08.11	
28/08/00	16-08-11	
13/08/00	01-08-11	
08.3.2001		

EFEI - BIBLIOTECA MAUÁ
8200964



NÃO DANIFIQUE ESTA ETIQUETA