



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E
VARIÁVEIS DE SOLDAGEM EM
FERRO FUNDIDO CINZENTO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA



UFSC-BU

DANIELLE BOND

FLORIANÓPOLIS, MAIO DE 1999

**CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E VARIÁVEIS DE
SOLDAGEM EM FERRO FUNDIDO CINZENTO**

DANIELLE BOND

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE:
MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

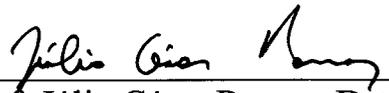
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, E
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA



Prof. Pedro A. N. Bernardini, Dr.
Orientador

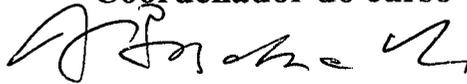


Prof. Carlos E. Niño, MSc.
Co-Orientador



Prof. Júlio César Passos, Dr.
Coordenador do curso

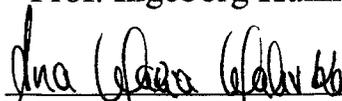
BANCA EXAMINADORA



Prof. Augusto J. A. Buschinelli, Dr. Ing.
Presidente



Prof. Ingeborg Kuhn, Dr.



Prof. Ana Maria Maliska, Dr.

***"Há homens que lutam um dia, e são bons
Há outros que lutam um ano, e são melhores
Há aqueles que lutam muitos anos, e são muito bons
Mas há os que lutam toda a vida, estes são os imprescindíveis"***

Bertolt Brecht

*Ao meu querido e amado
marido, André.*

AGRADECIMENTOS

- Ao meu marido André, pelo amor, dedicação e companheirismo essenciais para as minhas realizações.
- Ao prof. Pedro A. N. Bernardini, pelo incentivo, paciência e orientação, que contribuíram em muito para minha evolução profissional e principalmente pela sua amizade.
- À CAPES pelo apoio financeiro.
- Ao prof. Augusto J. A. Buschinelli, pela proposta inicial deste trabalho e por toda confiança demonstrada na minha capacidade de realização do mesmo.
- Ao prof. Carlos E. Niño, pela contribuição na realização prática do trabalho, bem como consultas e orientações.
- Ao LABMAT, pelo apoio conferido durante todo o período de vínculo à esta instituição, em especial aos amigos Collares e Renata pelo companheirismo.
- Ao LABSOLDA, pela contribuição indispensável na preparação dos corpos de prova, em especial aos amigos Óder S. de Paula Júnior e Leonardo Bocannera, pela amizade e apoio nos momentos difíceis.
- Ao prof. Paulo Okimoto, da UFPR, pela amizade e pela oportunidade do primeiro contato com a área de materiais.
- À minha mãe pelo amor e força em todos os momentos de minha vida.
- Aos meus familiares: meu pai, minha irmã Débora, meus tios Cláudio e Regina, minha avó Olga, Osvaldo e Cláudio, pelo carinho e apoio.
- À amiga Ana Vlândia C. Sobral, pela ajuda a qual jamais poderei retribuir.
- Aos amigos Mário B. Vargas e Maurício Z. Stella, pela convivência neste período, compartilhando todos os problemas e alegrias do dia a dia.
- Aos amigos Marcus Vinicius R. Mocelin e Sissy Krüger, pela capacidade de proporcionar momentos de alegria e descontração nos períodos mais difíceis.
- A todos os amigos de Florianópolis que de alguma maneira contribuíram para a conclusão deste trabalho.

SUMÁRIO

Lista de figuras	ix
Lista de tabelas	xii
Resumo	xvi
<i>Abstract</i>	xvii
CAPÍTULO 1	1
Introdução	2
CAPÍTULO 2	4
Fundamentos Teóricos	5
2.1 – Metalurgia dos ferros fundidos	5
2.1.1 – Tipos de ferros fundidos	5
2.1.2 – Ferros fundidos comerciais	6
2.1.3 – Cristalização do carbono durante a solidificação	8
2.1.4 – Desenvolvimento da matriz (resfriamento)	16
2.1.5 – Síntese das transformações	21
2.2 – Soldabilidade dos ferros fundidos	23
2.2.1 – Efeitos do alto teor de carbono	23
2.2.2 – Efeitos da baixa condutividade térmica e ductilidade	24
2.2.3 – Efeitos dos elementos químicos	25
2.2.4 – Comparação da soldabilidade entre os ferros fundidos	26
2.2.5 – Caracterização das regiões da solda	29
2.3 – Processos de soldagem	32
2.3.1 – Soldagem a chama	33
2.3.2 – Processos a arco	34

2.4 – Soldagem com eletrodo revestido	35
2.4.1 – Fundamentos	35
2.4.2 – Metal de adição	35
2.5 – Síntese das condições gerais de soldagem	44
2.5.1 – Técnicas operatórias	44
2.5.2 – Energia de soldagem	45
2.5.3 – Preaquecimento	45
2.5.4 – Resfriamento	51
2.5.5 – Tratamento térmico pós soldagem	51
2.5.6 – Preparação da peça fundida	53
2.5.7 – Projeto das juntas a serem soldadas	53
2.5.8 – Manipulação dos eletrodos	59
2.5.9 – Martelamento	61
2.5.10 – Amanteigamento	62
2.5.11 – Soldagem com resfriamento rápido	64
2.6 – Qualificação da solda	66
CAPÍTULO 3	68
Metodologia Experimental	69
3.1 – Introdução	69
3.2 – Insumos	69
3.2.1 – Eletrodos revestidos	69
3.2.2 – Material de base	69
3.3 – Simples deposição de soldagem	71
3.3.1 – Preparação dos corpos de prova	71

3.3.2 – Medição da geometria do cordão de solda	72
3.3.3 – Análise metalográfica	74
3.3.4 – Medição de dureza	74
CAPÍTULO 4	76
Resultados e discussões	77
4.1 – Introdução	77
4.2 – Simples deposição de soldagem	78
4.2.1 – Microestruturas	79
4.2.2 – Penetração, reforço e diluição	95
4.2.3 – Perfis de dureza	98
4.2.4 – Espessura da zona termicamente afetada (ZTA)	106
4.2.5 – Espessura da zona fundida não misturada para os eletrodos de aço	109
4.3 – Juntas soldadas	112
4.3.1 Preparação dos corpos de prova	112
4.3.2 Soldagem das juntas	112
CAPÍTULO 5	119
Conclusões	120
Sugestões de trabalhos futuros	122
Referências bibliográficas	123
Anexo I	127
Anexo II	129
Anexo III	132
Anexo IV	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classificação dos ferros fundidos pela nomenclatura comercial, microestrutura e fratura.	6
Tabela 2. Composição química de eletrodos utilizados na soldagem de ferro fundido.	39
Tabela 3. Propriedades mecânicas do metal de solda utilizando-se eletrodos ENiFe-CI e ENi-CI.	41
Tabela 4. Valores de dureza no metal de solda obtidos com eletrodos ENiFe-CI e ENi-CI.	42
Tabela 5. Efeito do preaquecimento na dureza numa soldagem a arco com eletrodo de ferro-níquel de ferro fundido classe 20.	47
Tabela 6. Preaquecimentos típicos utilizados para ferros fundidos.	48
Tabela 7. Preaquecimento em ferros fundidos cinzentos.	48
Tabela 8. Temperaturas e taxas de resfriamento necessárias para a realização de tratamento térmico pós soldagem em ferros fundidos nodulares e cinzentos.	52
Tabela 9. Composição química dos eletrodos utilizados no trabalho.	70
Tabela 10. Composição química do metal de base.	71
Tabela 11. Relação entre os eletrodos utilizados e respectivas corrente/tensão e polaridade.	72
Tabela 12. Relação das amostras obtidas por simples deposição, com os parâmetros de soldagem utilizados.	78
Tabela 13. Resumo da influência da variação dos parâmetros de soldagem.	111
Tabela A1.1. Resultados dos cálculos de diluição, alturas de reforço e penetração das amostras.	127

Tabela A1.2. Variação dos valores de diluição nas amostras obtidas com eletrodos de aço.	127
Tabela A1.3. Variação dos valores de diluição nas amostras obtidas com eletrodos de níquel.	128
Tabela A1.4. Variação dos valores de diluição nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro.	128
Tabela A1.5. Diluição média dos três tipos de eletrodos.	128
Tabela A2.1. Perfil de dureza, obtido ao longo da seção transversal, das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).	129
Tabela A2.2. Perfil de dureza, obtido ao longo da seção transversal, das amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI).	130
Tabela A2.3. Perfil de dureza, obtido ao longo da seção transversal, das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).	131
Tabela A3.1. Dureza máxima na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de aço.	132
Tabela A3.2. Dureza máxima na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de níquel.	132
Tabela A3.3. Dureza máxima na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro.	133
Tabela A3.4. Dureza máxima na ZFNM das amostras obtidas com eletrodos de aço.	133
Tabela A3.5. Variação dos valores de dureza na ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de aço.	134
Tabela A3.6. Variação dos valores de dureza na ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel.	134
Tabela A3.7. Variação dos valores de dureza na ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro.	135

Tabela A3.8. Variação dos valores de dureza na ZFNM, nas amostras obtidas com eletrodos de aço.	135
Tabela A4.1. Espessura da ZTA para todas as amostras.	136
Tabela A4.2. Variação dos valores da espessura da ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de aço.	136
Tabela A4.3. Variação dos valores da espessura da ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel.	137
Tabela A4.4. Variação dos valores da espessura da ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro.	137
Tabela A4.5. Espessura da ZFNM das amostras obtidas com eletrodos de aço.	137

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Microestruturas típicas dos ferros fundidos.	7
Figura 2. Diagramas de equilíbrio ferro-grafita e ferro-cementita.	9
Figura 3. Curva de resfriamento detalhada da solidificação de um ferro fundido hipoeutético.	10
Figura 4. Curvas de resfriamento esquemáticas.	11
Figura 5. Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos.	13
Figura 6. Diagramas de referência para as formas de grafita.	14
Figura 7. Distribuição da grafita lamelar ou em veios.	15
Figura 8. Curvas de resfriamento típicas para cada tipo de grafita lamelar.	16
Figura 9. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico.	18
Figura 10. Evolução de um ferro fundido cinzento cementítico-perlítico.	19
Figura 11. Evolução de um ferro fundido cinzento totalmente perlítico.	20
Figura 12. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico-perlítico.	21
Figura 13. Síntese das transformações.	22
Figura 14. Comparação entre a condutividade térmica do aço e do ferro fundido.	25
Figura 15. Relação entre Temperatura de não-trincamento e Carbono Equivalente para alguns tipos de ferros fundidos.	28
Figura 16. Representação esquemática das zonas de temperaturas em uma típica soldagem de ferro fundido.	29
Figura 17. Formato da junta para metal de base delgado (A e B) e formato da junta para metal de base espesso (C e D).	55
Figura 18. Abertura de ranhuras nas faces dos chanfros.	57
Figura 19. Colocação de pinos para aumentar a resistência da junta soldada.	58

Figura 20. Seqüência de soldagem em reparos de juntas rasas (defeitos localizados junto à superfície).	60
Figura 21. Seqüência de soldagem em reparos profundos.	60
Figura 22. Seqüência de soldagem em chanfros para minimizar as tensões.	60
Figura 23. Influência do martelamento na prevenção de trincas em cordões de soldas depositados em chapas de ferro fundido branco.	62
Figura 24. Forma do chanfro depois de removido o defeito e seqüência de depósito na camada de amanteigamento.	63
Figura 25. Reparo do fundido trincado em um dos lados, mostrando a camada de amanteigamento.	63
Figura 26. Reparo de um fundido trincado em ambos os lados.	64
Figura 27. Dimensões das chapas de ferro fundido utilizadas.	70
Figura 28. Ilustra a área fundida, a área adicionada, alturas de reforço e a penetração dos corpos de prova.	73
Figura 29. Ilustra locais de medidas de dureza nos corpos de prova de simples deposição de soldagem.	75
Figura 30. Nomenclatura das micrografias dos cordões de solda com simples deposição.	80
Figura 31. Amostra obtida com eletrodo de aço ($I=80A$, $T_o=80^{\circ}C$).	82
Figura 32. Amostra obtida com eletrodo de aço ($I=80A$, $T_o=190^{\circ}C$).	83
Figura 33. Relação entre figuras esquemáticas do cordão de solda e respectivas fotografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (a,b,c, e d).	84
Figura 34. Amostra obtida com eletrodo de níquel ($I=80A$, $T_o=80^{\circ}C$).	86
Figura 35. Amostra obtida com eletrodo de níquel ($I=80A$, $T_o=190^{\circ}C$).	87

- Figura 36.** Amostra obtida com eletrodo de níquel ($I=80A$, $T_o=80^{\circ}C$), resfriada com jato de ar. 88
- Figura 37.** Relação entre figuras esquemáticas do cordão de solda e respectivas fotografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (a,b,c, e d). 89
- Figura 38.** Amostra obtida com eletrodo de níquel-ferro ($I=80A$, $T_o=80^{\circ}C$). 91
- Figura 39.** Amostra obtida com eletrodo de níquel-ferro ($I=80A$, $T_o=190^{\circ}C$). 92
- Figura 40.** Análise por energia dispersiva de raio-X (EDAX), para obtenção da composição química dos carbonetos do metal de solda, das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro. 93
- Figura 41.** Comparação entre os resultados de profundidade de penetração. 95
- Figura 42.** Comparação entre os resultados das alturas de reforço. 95
- Figura 43.** Comparação entre os resultados de diluição. 96
- Figura 44.** Variação da diluição do metal de solda, obtida com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente). 97
- Figura 45.** Comparação da dureza de cada região, das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt), nas diferentes condições de soldagem. 100
- Figura 46.** Comparação da dureza de cada região, das amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI), nas diferentes condições de soldagem. 101
- Figura 47.** Comparação da dureza de cada região, das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI), nas diferentes condições de soldagem. 101
- Figura 48.** Comparação entre os perfis de dureza obtidos com ferro fundido e aço AISI 4140. 102
- Figura 49.** Comparação da dureza máxima da ZTA, próxima à linha de fusão, entre todas as amostras. 103

Figura 50. Comparação da dureza máxima da ZFNM entre as amostras com eletrodo de aço.	103
Figura 51. Variação da dureza na ZTA, obtida com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente).	105
Figura 52. Espessura da ZTA.	107
Figura 53. Variação dos valores da espessura da ZTA, obtida com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente).	108
Figura 54. Espessura da zona fundida não misturada (ZFNM) das amostras obtidas com eletrodo de aço (ESt).	110
Figura 55. Formato da junta utilizada.	112
Figura 56. Representação esquemática da soldagem após o ensaio de líquido penetrante.	113
Figura 57. Amostra de junta soldada com eletrodo de aço ($I=100A$, $T_o=190^{\circ}C$).	115
Figura 58. Representação esquemática da solda após o ensaio de líquido penetrante.	116

RESUMO

Este trabalho tem por objetivos sistematizar o conhecimento referente à soldagem de ferros fundidos, e caracterizar a influência das condições de soldagem sobre a microestrutura do ferro fundido cinzento da classe FC250. Para tanto foram confeccionados corpos de prova com simples deposição de soldagem variando-se os seguintes parâmetros: três tipos diferentes de eletrodos (de níquel, de ferro-níquel e de aço), duas temperaturas de preaquecimento (80°C e 190°C) e duas correntes de soldagem (80A e 100A). Para avaliar a influência destes parâmetros, sobre a microestrutura, foram realizadas análises metalográficas nos corpos de prova, perfis de dureza e caracterização geométrica dos cordões obtidos. Pela análise das três regiões que compõem a solda (metal de solda, zona de ligação e zona termicamente afetada), constatou-se que o tipo de eletrodo revestido influenciou na composição química do metal de solda e espessura da zona de ligação, enquanto que os parâmetros de soldagem afetaram a espessura e dureza da zona termicamente afetada. Adicionalmente foram realizados alguns testes em juntas soldadas visando verificar o comportamento geral da solda.

ABSTRACT

The present work aims to systemize the knowledge about welding of cast iron and to characterize the influence of welding conditions on the microstructure of grade FC250 gray iron. Samples were made by means of beads-on-plate welding and the following parameters were varied: type of electrode (nickel, nickel-iron and steel electrodes), preheating temperature (80°C and 190°C) and welding current (80A and 100A). Metallographic examination of the samples, hardness profile, and geometric characterization of the bead welds were performed in order to evaluate the influence of the welding parameters on the microstructure of gray iron. Examination of the three welding zones (weld metal, fusion zone and heat affected zone), showed that the type of filler metal adopted influenced the chemical composition of the metal weld and the thickness of the fusion zone, and that the welding parameters influenced the thickness and hardness of the heat affected zone. Some additional tests were performed on welded joints in order to verify the general behavior of the welding.

CAPÍTULO 1

Introdução

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

O ferro fundido é um material amplamente utilizado em muitos componentes, devido a seu baixo custo combinado com suas características de fácil usinabilidade e fundição. Seu emprego é freqüente na produção de componentes substituindo os aços e ligas não ferrosas pois, além das características inerentes ao próprio material, com a introdução de certos elementos de liga e aplicação de tratamentos térmicos adequados, é possível o desenvolvimento de ferros fundidos de alta resistência à tração e suficiente ductilidade.

Os ferros fundidos não possuem boa soldabilidade como os aços, devido principalmente ao elevado teor de carbono que estes materiais apresentam que, aliado a baixa ductilidade, não permitem absorver as contrações originadas durante a soldagem. Os diversos tipos de ferros fundidos comportam-se de maneira distinta em relação à soldagem. O ferro fundido branco é considerado como sendo praticamente impossível de ser soldado. O ferro fundido cinzento pode ser soldado, porém certos cuidados especiais devem ser considerados. Já os tipos nodulares e maleáveis apresentam uma melhor soldabilidade em relação aos tipos anteriores, com comportamento parecido ao de um aço baixa liga.

Diferente dos aços, a soldagem dos ferros fundidos não é empregada normalmente na construção de conjuntos, mas sim, fundamentalmente, para reparo de peças danificadas em serviço, partes fraturadas ou desgastadas, e para a correção de defeitos acidentais, originados durante a fabricação. Geralmente as técnicas de soldagem que são sugeridas como mais satisfatórias nos ferros fundidos, ou apresentam dificuldades técnicas de execução, tal como a manutenção de altas temperaturas de preaquecimento durante a operação, ou não são economicamente viáveis. Porém em manutenção, o reparo de peças desgastadas ou quebradas

permite realizar economias substanciais, assim como recolocar em serviço, em prazos curtos, peças fundidas para as quais se necessitam, em geral, longos prazos de fabricação. Algumas vezes há interesse na construção mista, isto é, na união de ferro fundido com outros materiais diferentes, permitindo-se associar de forma econômica as propriedades dos dois materiais.

O processo de soldagem de ferro fundido é mais custoso e tecnicamente mais problemático que o dos aços, e como consequência, menos estudado, conhecido e experimentado. A literatura é dispersa, contraditória e não suficientemente detalhada, particularmente no que se refere às diferenças microestruturais da junta soldada. Deparando-se com esta realidade, a Petrobrás/RLAM/SIEC solicitou um projeto para estabelecer procedimento de soldagem de ferro fundido comum.

Partindo destas observações, este trabalho teve como objetivos, resumir de maneira clara e objetiva a soldabilidade dos ferros fundidos e estudar o comportamento microestrutural na soldagem destes materiais, para fornecer subsídios elementares na aplicação da soldagem em reparo de ferros fundidos cinzentos.

CAPÍTULO 2

Fundamentos teóricos

CAPÍTULO 2

FUNDAMENTOS TEÓRICOS

De uma maneira geral, as uniões soldadas devem possuir os seguintes requisitos:

- Possuir propriedades mecânicas comparáveis às do metal de base, suficientes para o serviço que se destinam.
- Ser economicamente viáveis.
- Poder ser executadas por qualquer soldador qualificado, sem treinamento adicional.

Para alcançar estes requisitos, uma das condições básicas é conhecer a composição química e características dos materiais a serem soldados. Isto evidentemente é uma condição normal de soldagem para qualquer material, sendo interessante ressaltar aqui, pois existe uma tendência equívoca muito difundida, que consiste em considerar e tratar todos os ferros fundidos como uma liga única e simples, quando na realidade existem diversos tipos de ferros fundidos perfeitamente diferenciados, que requerem estudos concretos e tratamentos individualizados [1]. Por isso segue-se então uma breve descrição dos ferros fundidos, suas propriedades e características.

2.1 METALURGIA DOS FERROS FUNDIDOS

2.1.1 Tipos de ferros fundidos

O termo “ferro fundido”, como o termo “aço”, identifica uma grande família de ligas ferrosas. Os ferros fundidos comuns são ligas de ferro que contém mais do que 2% de carbono e 1 a 3% de silício. Grandes variações nas propriedades podem ser alcançadas com a variação das

quantidades destes elementos, com a adição de elementos de liga metálicos ou não metálicos, com o processo de fundição e com tratamentos térmicos [2, 3].

Existem três formas de caracterizar os ferros fundidos, que seguem diferentes critérios

1. pelo aspecto da fratura
2. por designações comerciais
3. através de sua microestrutura

2.1.2 Ferros fundidos comerciais

A relação entre a classificação microestrutural e a comercial é relatada na tabela 1. É importante salientar aqui que a nomenclatura comercial dos ferros fundidos não apresenta um único critério de classificação. Na figura 1 apresenta-se as micrografias dos principais tipos de ferros fundidos.

Tabela 1. Classificação dos ferros fundidos pela nomenclatura comercial, microestrutura e fratura [2].

Designação comercial do ferro fundido	Forma do carbono	Matriz *	Fratura	Estrutura final de
Cinzento	Grafita lamelar	P, F	Cinza	Solidificação
Dúctil	Grafita nodular	F, P, A	Cinza-prata	Solidif. ou Tratamento térmico
Vermicular	Graf.vermicular compacta	F, P	Cinza	Solidificação
Branco	Fe ₃ C	P, M	Branca	Solidif. ou Tratamento térmico
Mesclado	Graf.lamelar + Fe ₃ C	P	Mista	Solidificação
Maleável	Grafita revenida	F, P	Cinza-prata	Tratamento térmico
Dúctil austemperado	Grafita esferoidal	B	Cinza-prata	Tratamento térmico

* F, ferrita; P, perlita; A, austenita; M, martensita; B, bainita.

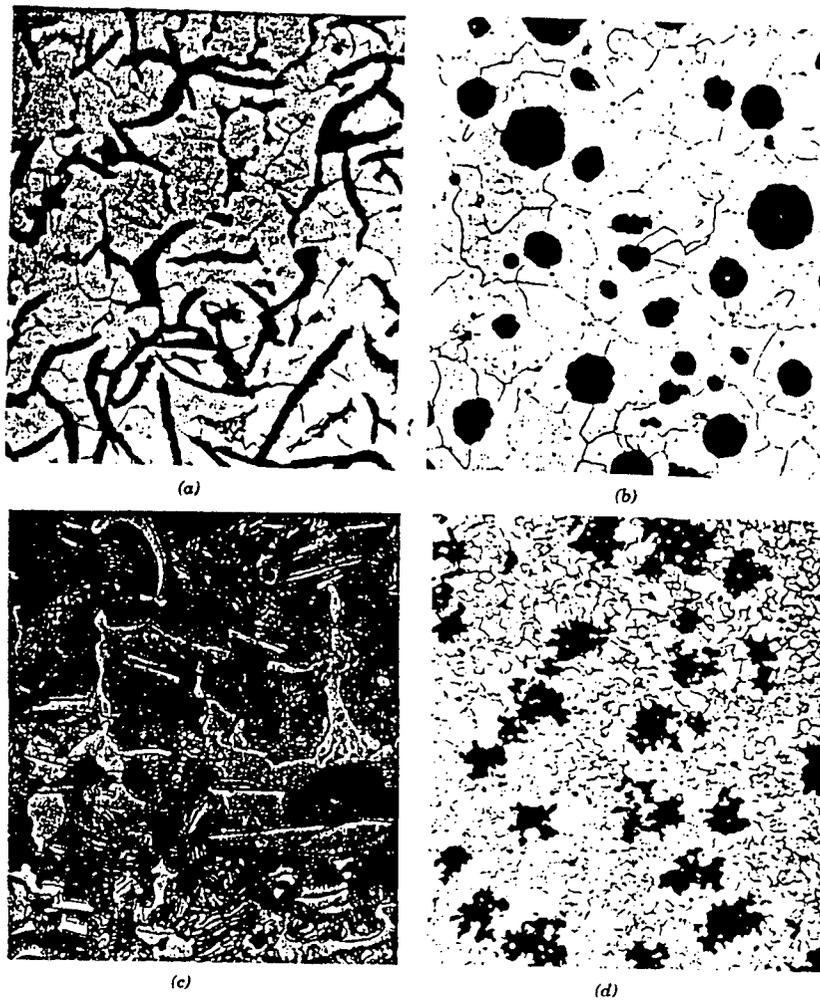


Figura 1. Microestruturas típicas dos ferros fundidos: (a) ferro fundido cinzento, com grafita lamelar em matriz ferrítica, (b) ferro fundido dúctil, com grafita nodular em matriz ferrítica, (c) ferro fundido branco, com regiões de cementita (claras) em matriz perlítica, (d) ferro fundido maleável, com grafita em forma de rosetas em matriz ferrítica [4].

Um dos eventos mais importantes para a classificação dos ferros fundidos e suas propriedades finais consiste na cristalização do carbono durante a etapa de solidificação. Ao final da solidificação o carbono pode ter se cristalizado na forma de grafita ou de cementita (gerando ferro fundido cinzento ou branco, respectivamente, devido ao aspecto da fratura) [1, 3].

Mesmo tendo se cristalizado como grafita, a forma (lamelar, vermicular ou nodular) também se estabelece durante a solidificação (exceto para os maleáveis, pois estes são produzidos por tratamento térmico de ferros fundidos brancos), e exerce significativa influência sobre as propriedades mecânicas finais. Por outro lado, a matriz metálica que se desenvolve durante o resfriamento (após a solidificação) também afeta as propriedades mecânicas finais [5].

Nos itens a seguir são discutidas as variáveis e mecanismos que determinam a microestrutura final de um ferro fundido, com ênfase nos cinzentos (objeto deste trabalho).

2.1.3 Cristalização do carbono durante a solidificação

A forma final de cristalização do carbono (grafita ou cementita) depende do processo ter seguido sua evolução de acordo com os diagramas de equilíbrio: metaestável (ferro-cementita) e o estável (ferro-grafita) conforme figura 2 [6]. Esta característica estabelece uma diferença importante entre os diferentes tipos de ferros fundidos, dependendo se no resfriamento, a partir do banho líquido, evolua totalmente por um diagrama ou outro, ou parcialmente pelos dois em função da etapa do processo de solidificação. Um ferro fundido com uma determinada composição química, especialmente no que se refere a porcentagem de carbono e silício, pode evoluir durante a etapa de solidificação por um ou outro dos diagramas de equilíbrio mencionados, segundo sua velocidade de resfriamento em que se efetue o processo (determinada pela taxa de extração de calor) e pelo poder grafitizante (determinado pela composição química e presença de inoculantes). Assim, em função das condições industriais em que se processa a solidificação, um mesmo tipo de ferro fundido, com mesma composição química fixa dentro de certos limites, poderá ser cinzento, branco ou mesclado, de acordo com a solidificação ter seguido o diagrama estável (Fe-C), metaestável (Fe-Fe₃C) ou ambos [1].

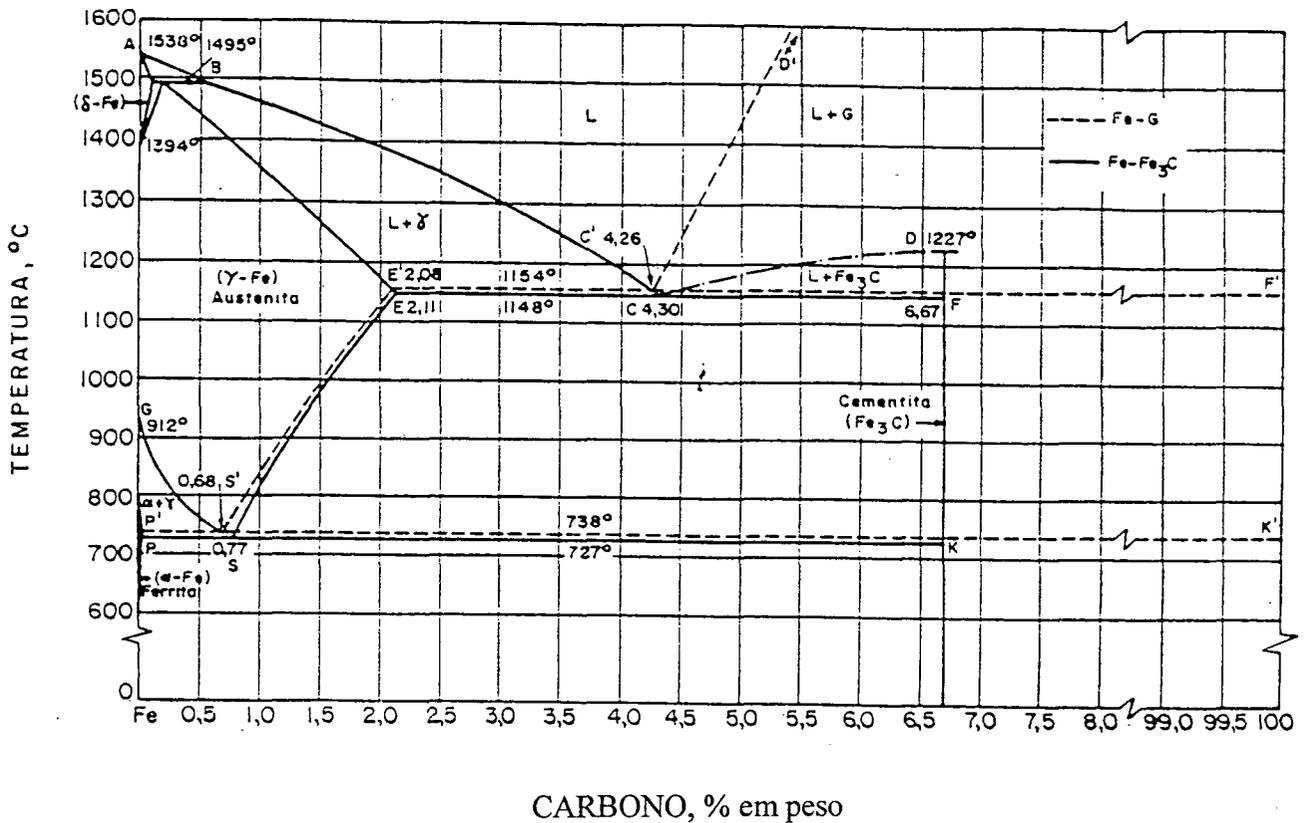


Figura 2. Diagramas de equilíbrio ferro-grafita e ferro-cementita [6].

A forma de cristalização do carbono depende da temperatura na qual ocorre a nucleação do eutético (austenita-grafita ou austenita-cementita). Durante a solidificação dos ferros fundidos, pode-se detectar as temperaturas de nucleação (a partir do líquido) das diversas fases, através das curvas de resfriamento.

Na figura 3 [7] ilustra-se uma curva de resfriamento típica para ferro fundido hipoeutético. Neste caso, o ponto A indica a formação de dendritas a partir do líquido e o ponto C indica a formação das células eutéticas. A inversão na curvatura indica o fenômeno de recalescência, isto é, reaquecimento do material, mesmo com perda de calor para o meio ambiente, devido à liberação de calor latente de solidificação ser maior que a taxa de extração de calor através do molde [7].

A figura 4 [7] ilustra as possíveis temperaturas de nucleação de um ferro fundido eutético (cerca de 4,3%C). Caso a nucleação dos primeiros cristais eutéticos ocorra conforme a curva 1 da figura 4, isto é, entre a temperatura do eutético estável (TEE) e a temperatura do eutético metaestável (TEM), tem-se a formação de ferro fundido cinzento. Isto ocorre porque não seria possível haver nucleação de cementita, pois tal nucleação só é possível abaixo da TEM, como no caso da curva 3. Por outro lado, na curva 3, pode-se ter tanto a nucleação (do ponto de vista termodinâmico de grafita ou de cementita, pois neste caso a nucleação se dá abaixo de TEE e de TEM). Aqui, ocorre a formação de cementita pois isto é cineticamente mais favorável (maior possibilidade do átomo de carbono combinar com ferro do que com outro átomo de carbono), resultando em ferro fundido branco. A curva 2 refere-se ao caso onde a nucleação começa abaixo de TEM (resultando branco, devido surgimento de cementita) e prossegue em temperatura mais elevada (acima de TEM) devido à recalescência, possibilitando que nucleie também em grafita (resultando em cinzento). Um ferro fundido cuja solidificação ocorre do modo indicado na curva 2 tem, em sua estrutura, uma parte de grafita e uma parte de cementita gerada na solidificação. Tal ferro fundido recebe o nome de mesclado [7].

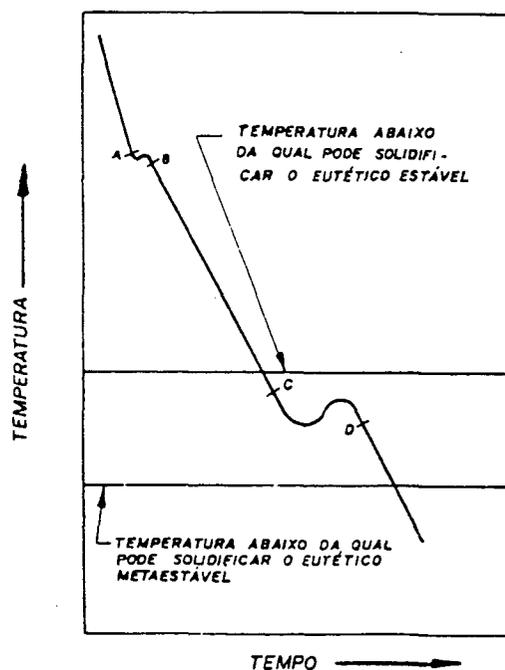


Figura 3. Curva de resfriamento detalhada da solidificação de um ferro fundido hipoeutético [7].

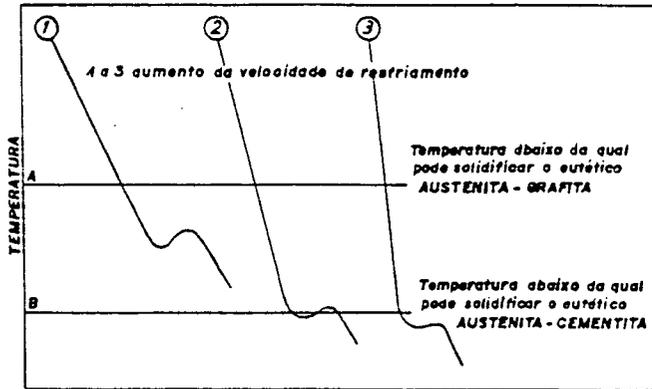


Figura 4. Curvas de resfriamento esquemáticas [7].

Apesar do fator determinante do modo de cristalização ser a temperatura em que há a nucleação do eutético, tal temperatura não é controlada diretamente na prática industrial. Entretanto, pode-se induzir a temperatura de início de nucleação através de outras variáveis (indiretas) tecnológicas, a saber: 1-velocidade de extração de calor; 2-composição química e 3-presença de agentes nucleantes (inoculantes), conforme descrito a seguir.

a) Variáveis de controle da cristalização do carbono:

1. Influência da velocidade de extração de calor:

O aumento da velocidade de extração de calor desloca a temperatura de nucleação para valores mais baixos. Portanto, um ferro fundido cuja temperatura de nucleação esteja entre TEE e TEM (resultando em cinzento) pode passar a resultar em branco ao se aumentar a velocidade de extração de calor caso a nucleação ocorra abaixo de TEM.

2. Influência da composição química:

A composição química influi no sentido de alterar a posição das linhas TEE e TEM. Alguns elementos agem no sentido de aproximar as temperaturas TEE e TEM, reduzindo o intervalo entre ambas e, por isso, favorecendo a obtenção de ferro fundido branco. Tais elementos geralmente são formadores de carbonetos (tais como o cromo, o titânio e o nióbio) e são chamados de coquilhantes. Outros elementos agem no sentido de ampliar o intervalo entre as temperaturas TEE e TEM, e são denominados grafitizantes, tal como o silício.

3. Influência de agentes nucleantes:

Outro modo de se alterar a temperatura de nucleação consiste em se introduzir agentes que favoreçam a nucleação, servindo de embriões cuja superfície favorece o crescimento dos cristais. Tais agentes são denominados inoculantes, sendo compostos de Fe-15%Si ou Ca-Si, na forma de grânulos de 5 a 10mm. A adição de inoculantes tende a elevar a temperatura onde ocorre a nucleação favorecendo a obtenção de ferro fundido cinzento.

Em síntese, a tendência para a obtenção de ferro fundido cinzento é acentuada quando se emprega agentes inoculantes, baixas velocidades de extração de calor (peças espessas) e composição química com ausência de elementos formadores de carbonetos [7].

b) Variáveis determinantes da morfologia da grafita:

Uma vez que a cristalização do carbono nucleou grafita, ainda durante a solidificação a morfologia da mesma é resultante do crescimento. A forma da grafita é especialmente importante pois, sendo constituída de carbono, sua resistência à tração é praticamente nula. Sua presença introduz um efeito de concentração de tensões que resulta em baixa tenacidade e baixa ductilidade. A grafita de forma lamelar é a que mais tende a concentrar tensões, enquanto aquela de forma esferoidal tende a ter menor efeito concentrador e, por isso mesmo, resulta em um material de ductilidade, resistência e tenacidade mais elevadas.

A morfologia da grafita pode ser alterada mediante tratamentos do banho metálico, isto é, através da adição de agentes nodulizantes (à base de Magnésio ou Cério). A grafita possui uma estrutura cristalina hexagonal, conforme ilustra a figura 5. Normalmente a presença de enxofre no metal líquido faz com que o mesmo seja absorvido nos planos basais da grafita, tornando a velocidade de crescimento destes planos mais lentas que a dos planos piramidais (laterais) resultando na morfologia lamelar, conforme a figura 5a. A adição de Mg no metal líquido faz com que este reaja com o enxofre, resultando em sulfeto de magnésio que tende a se incorporar à escória. Neste caso, a ausência de enxofre dos planos basais favorece uma velocidade de

crescimento menos diferenciada entre os distintos planos, resultando na morfologia esferoidal, conforme ilustra a figura 5b [8].

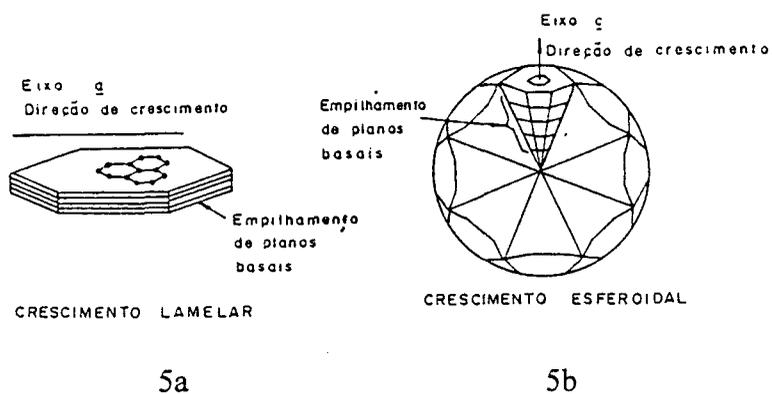


Figura 5. Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos [8].

Segundo a norma NBR 6593/1981 [9], a grafita evolui de acordo com as formas na figura 6:

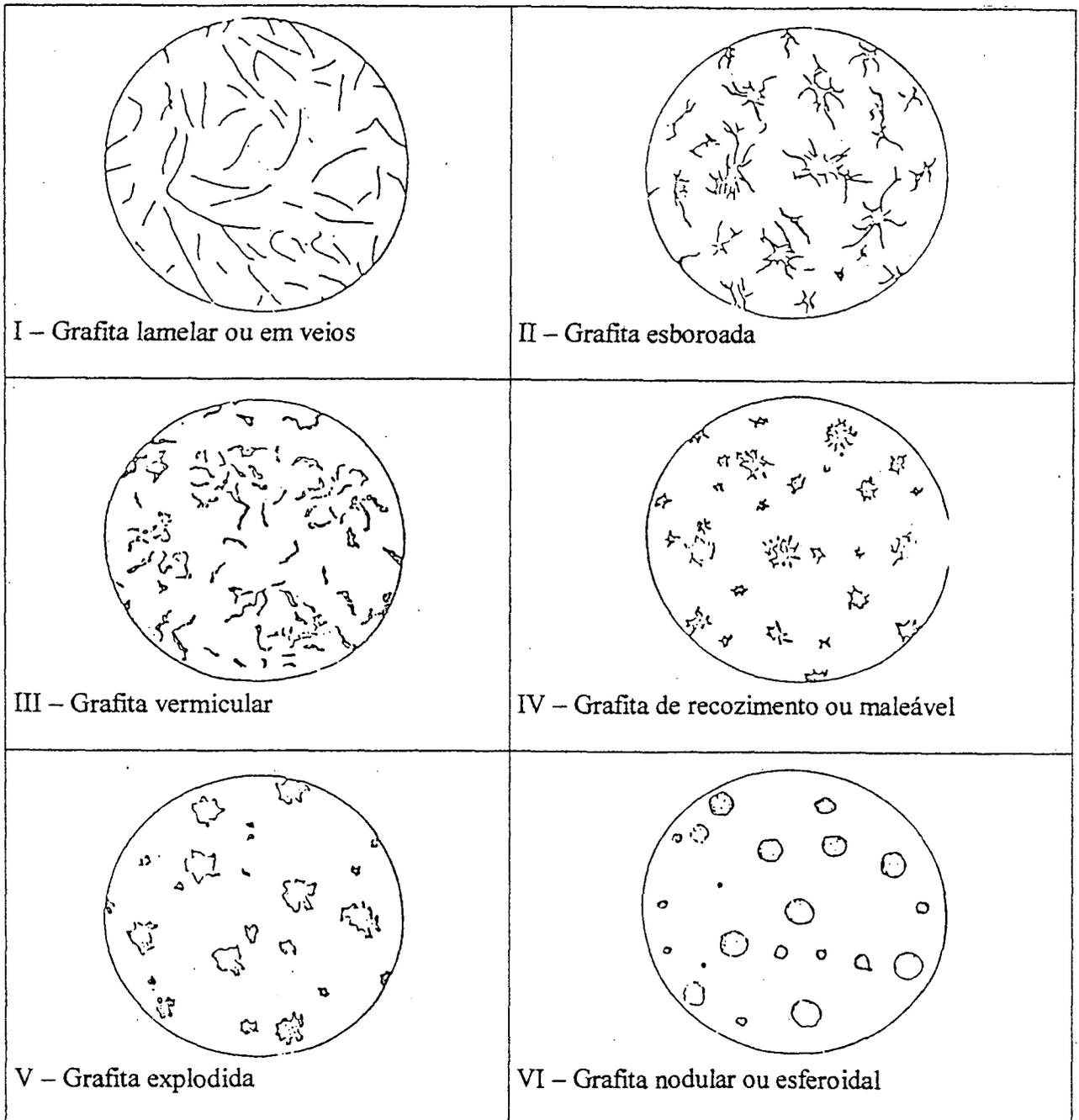


Figura 6. Diagramas de referência para as formas de grafita [9].

Por outro lado, a grafita lamelar pode apresentar diferentes distribuições (tipos), conforme a figura 7 [9], como resultado do super resfriamento ocorrido durante a sua nucleação ilustrado na figura 8 [7].

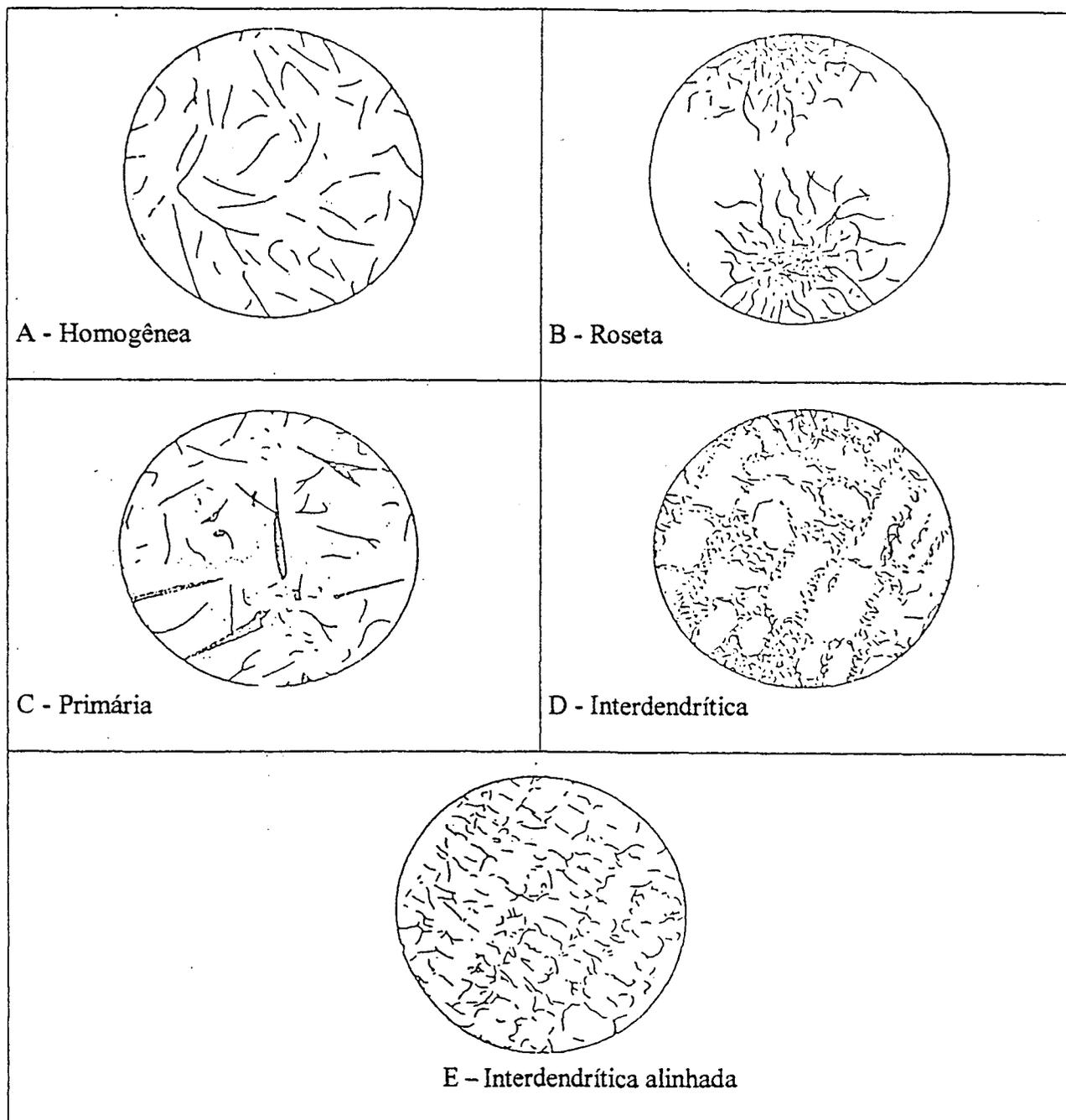


Figura 7. Distribuição da grafita lamelar ou em veios [9].

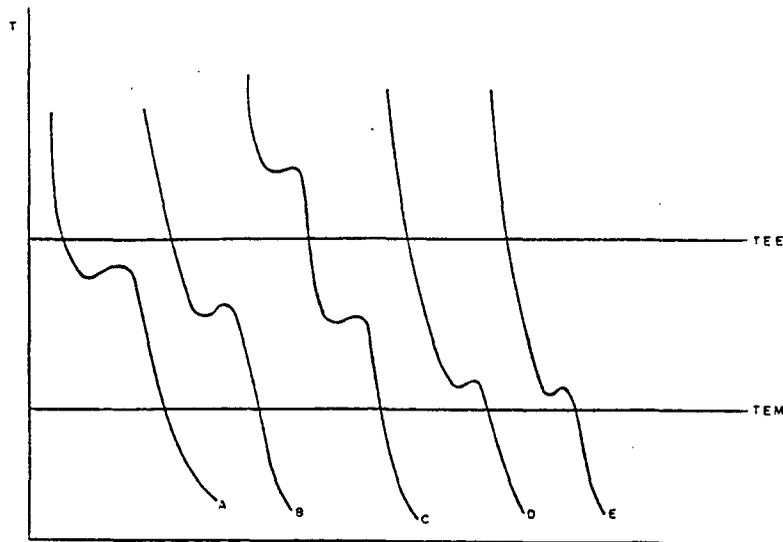


Figura 8. Curvas de resfriamento típicas para cada tipo de grafita lamelar: A-homogênea, B-roseta, C-primária, D-interdendrítica, E-interdendrítica alinhada [7].

2.1.4 Desenvolvimento da matriz (resfriamento)

Uma vez terminada a solidificação, o material é constituído de grafita ou cementita e austenita. Esta, por sua vez, durante o resfriamento sofre transformações de fases, podendo gerar matrizes similares àquelas obtidas em aços (ferrítica, ferrítica e perlítica, perlítica, martensítica).

A obtenção destas matrizes durante a reação eutetóide é função da velocidade de esfriamento da peça (espessura da secção e extração de calor pelo molde), da quantidade, morfologia e distribuição da grafita e da composição química do material [7]. A matriz assim formada é o substrato onde estão localizadas as estruturas cristalizadas durante a solidificação [1]. Considerando-se os efeitos destas variáveis, a formação de ferrita é facilitada quanto menor for a velocidade de esfriamento da peça, maior a quantidade de grafita na microestrutura, maior a ramificação do esqueleto da grafita lamelar ou mais elevado o número de nódulos e maior a quantidade de silício. A perlitização seria favorecida pela variação contrária destes fatores e/ou com a adição de elementos de liga, como o cobre, o níquel e o estanho, denominados perlitizantes [7].

Assim, em ferros fundidos cinzentos, quando a grafita é do tipo A, existem condições mais favoráveis para a obtenção de matrizes perlíticas, uma vez que a distância para a difusão do carbono torna-se maior, o que dificulta a ferritização. O aumento das propriedades mecânicas de resistência é mais pronunciado quando os veios do tipo A são menores, em virtude da diminuição do efeito entalhe da grafita [10].

Podemos concluir que o ferro fundido cinzento, após a solidificação, pode evoluir por um dos caminhos do diagrama Fe-C, dependendo da difusividade do carbono da austenita para a grafita, a qual é função da distância entre as grafitas.

Dependendo então de sua evolução durante o resfriamento posterior no estado sólido, os ferros fundidos cinzentos poderão se dividir em [7]:

a) Ferríticos

Quando durante o resfriamento no estado sólido também evolui pelo diagrama estável. Neste caso o ferro fundido representado pelo ponto 1, evoluirá segundo o traço grosso do esquema da figura 9. Desta forma se obterá:

- Ferros fundidos cinzentos ferríticos. São praticamente teóricos pelas próprias dificuldades de estabilidade termodinâmica em seguir o diagrama de equilíbrio Fe-G durante o resfriamento no estado sólido. Estrutura final a temperatura ambiente: grafita puntiforme ou em rosetas imersas em matriz totalmente ferrítica. Fases: ferrita e grafita.
- Ferros fundidos nodulares ferríticos. Estrutura final: grafita esferoidal imersa em matriz totalmente ferrítica. Fases: ferrita e grafita. É de difícil obtenção, sendo geralmente substituído por tratamentos de ferritização em altas temperaturas.

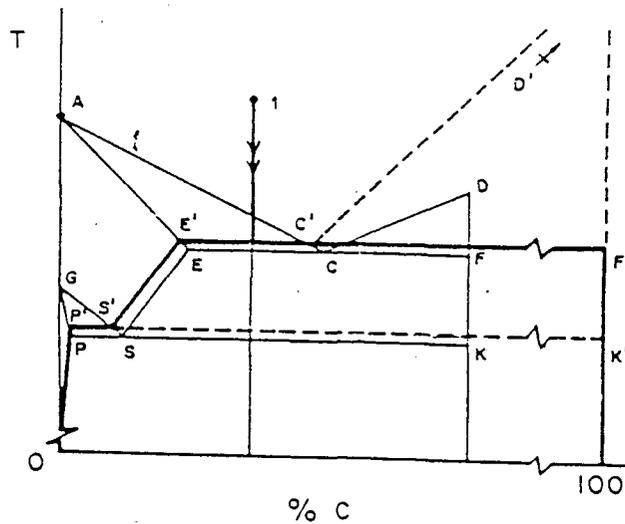


Figura 9. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico [11].

b) Quando durante o resfriamento no estado sólido ocorre a transição desde o diagrama de equilíbrio estável para metaestável. Classifica-se em:

b1) Cementítico-perlítico

Quando durante a evolução do resfriamento no estado sólido a transição do diagrama estável para o metaestável se realiza a uma temperatura, por exemplo T'_i na figura 10 na qual a concentração de saturação de carbono na austenita (linha $E'S'$), corresponde a um valor superior a 0,77% (ponto S) e inferior a 2,08% (ponto E'). Desta forma a evolução de um ferro fundido representada pelo ponto 1 se realizará segundo o traço grosso da figura 10, do qual salienta-se o salto de diagramas na temperatura T'_i . Se obterá:

- Ferros fundidos cinzentos cementítico-perlíticos. Estrutura final: grafita lamelar em matriz de cementita secundária e perlita (similar a um aço hipereutetóide). Fases: grafita, ferrita e cementita.
- Ferros fundidos nodulares cementítico-perlíticos. Mesma estrutura final e fases dos cinzentos, porém a grafita encontra-se na forma nodular.

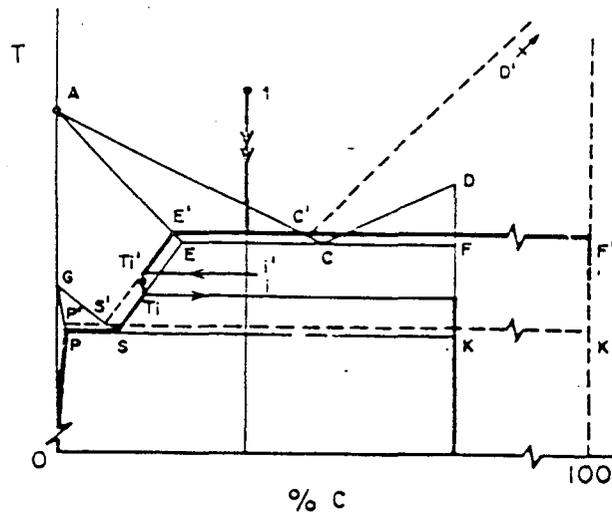


Figura 10. Evolução de um ferro fundido cinzento cementítico-perlítico [11].

b2) Perlíticos

Quando durante a evolução do resfriamento no estado sólido, a transição do diagrama de equilíbrio estável para o metaestável se efetua a uma temperatura T'_j ; na figura 11, na qual a concentração de carbono na austenita é igual a 0,77% (ponto S). Assim a evolução de um ferro fundido totalmente perlítico com uma porcentagem de carbono representado pelo ponto 1, se realizará segundo o traço grosso da figura 11, no qual o salto entre diagramas ocorrerá na temperatura T'_j , em que a concentração de carbono da austenita coincide com o eutetóide metaestável. Assim pode-se obter os tipos de ferros fundidos cinzentos de interesse industrial:

- Ferros fundidos cinzentos perlíticos. Estrutura final: grafita lamelar em matriz totalmente perlítica (similar a um aço eutetóide). Fases: grafita, ferrita e cementita.
- Ferros fundidos nodulares perlíticos. Mesma estrutura final e fases dos cinzentos, porém a grafita encontra-se na forma nodular.

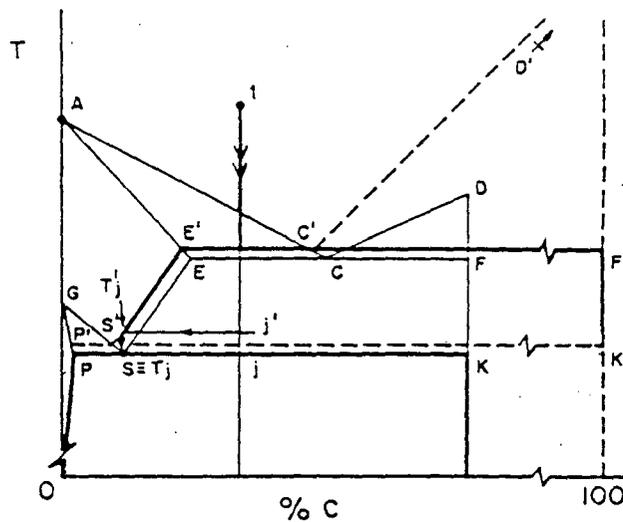


Figura 11. Evolução de um ferro fundido cinzento totalmente perlítico [11].

b3) Ferrítico-Perlítico

Quando durante a evolução do resfriamento no estado sólido, a transição do diagrama estável para o metaestável se realiza a uma temperatura, por exemplo em T'_k na figura 12 na qual a concentração de saturação de carbono na austenita é inferior a 0,77% (ponto S). Desta forma, um ferro fundido com teor de carbono representado pelo ponto 1 será ferrítico-perlítico quando evoluir segundo o traço grosso da figura 12, do qual indica-se o salto de diagramas na temperatura T'_k , correspondente a concentração de carbono na austenita inferior a do ponto eutetóide metaestável. Assim se obterá:

- Ferros fundidos cinzentos ferríticos-perlíticos. Estrutura final: grafita lamelar em matriz de ferrita e perlita (similar a um aço hipoeutetóide). Fases: grafita, ferrita e cementita.
- Ferros fundidos nodulares ferríticos-perlíticos. Mesma estrutura final e fases dos cinzentos, porém a grafita encontra-se na forma nodular.

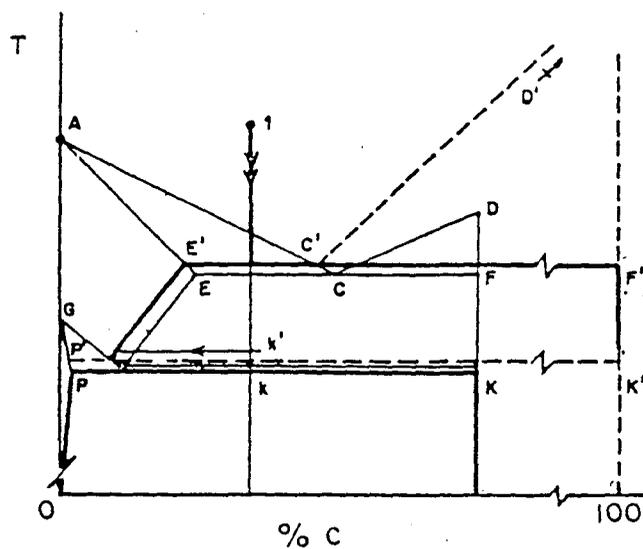


Figura 12. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico-perlítico [11].

2.1.5) Síntese das transformações

A figura 13, conforme página seguinte, correlaciona a estrutura dos principais tipos de ferros fundidos com seus respectivos processos de obtenção [12].

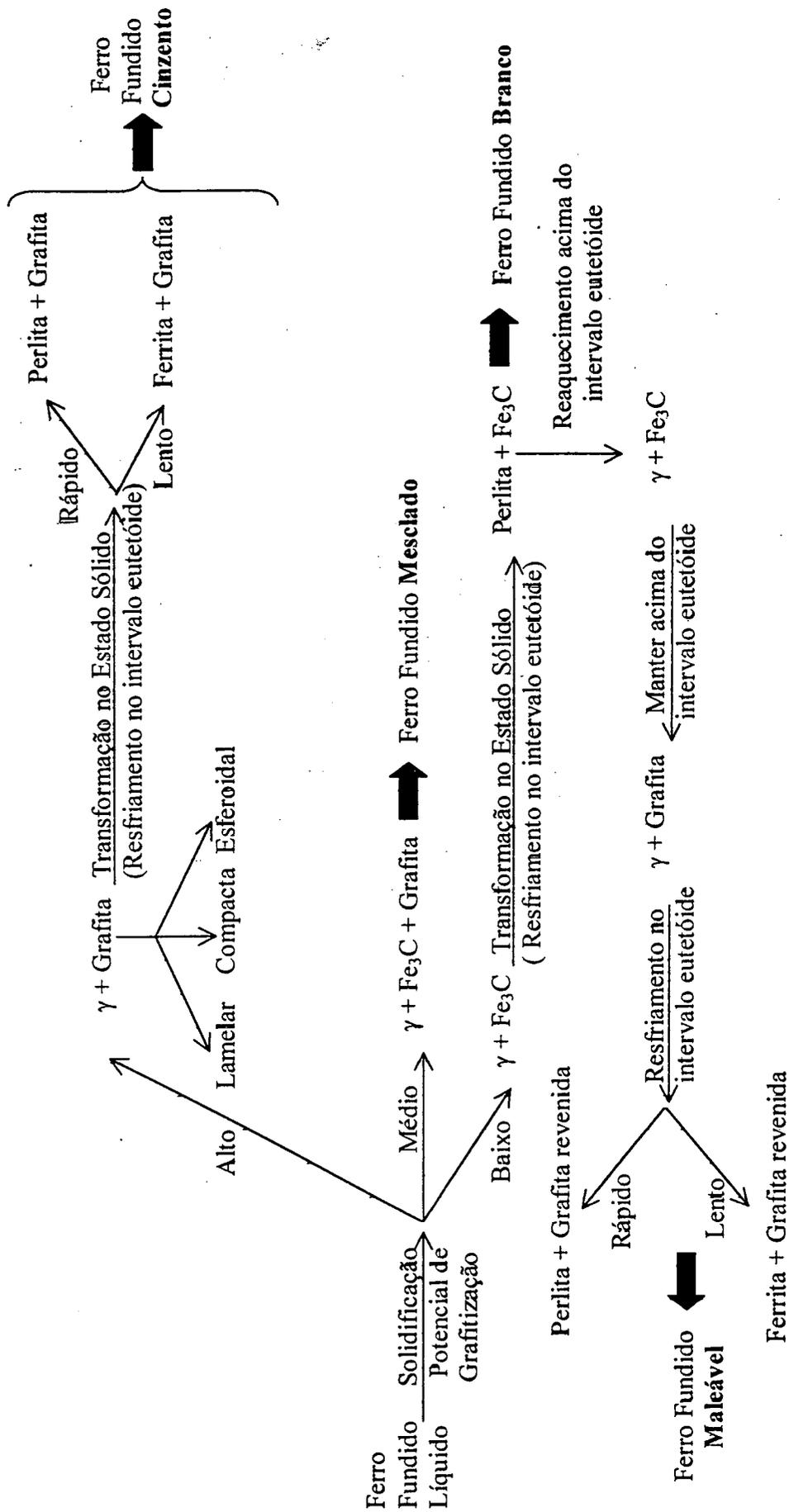


Figura 13. Síntese das transformações [12].

2.2 SOLDABILIDADE DOS FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos estão entre os metais mais difíceis de serem soldados [13]. Muitas propriedades mecânicas e microestruturais podem ser obtidas destes materiais. Portanto há uma grande variação quanto a sua soldabilidade [12].

Três propriedades características dos ferros fundidos agem de forma determinante sobre a soldabilidade [14]:

- alto teor de carbono
- baixa condutividade térmica
- baixa ductilidade

2.2.1 Efeitos do alto teor de carbono

O alto teor de carbono favorece a formação de constituintes frágeis (e, portanto, a fissuração); martensita na zona termicamente afetada [15] e carbonetos nas zonas parcialmente fundida e fundida mas não misturada.

Os gases gerados durante a soldagem podem causar porosidade no material de solda. Tais gases podem ser resultantes de materiais voláteis do fundido ou de reações entre metal de adição e a atmosfera. A grafita do ferro fundido absorve e retém lubrificantes e outros líquidos, os quais permanecem em toda seção. Quando o material é aquecido na soldagem, estes líquidos tentam escapar na forma gasosa, mas alguma parte deles pode ficar retido no metal de solda como porosidade. A maioria dos problemas de porosidades causadas pela presença de contaminantes no metal base, podem ser evitadas pela preparação apropriada do fundido antes da soldagem, como será descrito posteriormente no item 2.5.6 [13].

A grafita presente na estrutura do ferro fundido cinzento, se queima devido ao calor do arco, de maneira que o vazio devido ao desaparecimento da grafita resulta em poros que podem

ser um defeito capital no caso de blocos de motores a explosão, em cárter que armazenam óleo lubrificante, etc [16]. Isto gera o problema de estanqueidade, pois os finos poros daí originados fazem com que o soldador perceba que, tanto mais soldada a peça, tanto mais faz vaziar, por exemplo, a camisa de um bloco de cilindro que está sendo reparado [17]. Quando um fundido é de boa qualidade, com a grafita uniformemente distribuída em veias muito finas, este problema se apresenta com caracteres muito menos graves que os casos em que a grafita está distribuída irregularmente e em veios grandes. O preaquecimento ajuda de modo decisivo a diminuir a porosidade, pois o metal de adição e o metal de base se conservam líquidos e fluidos durante mais tempo e a probabilidade de se ter espaços vazios é bem menor. Em todos os casos, é essencial que o metal de adição seja muito fluido e que mantenha esta fluidez durante o maior tempo possível, para conseguir uma perfeita penetração em todos os vazios [16].

2.2.2 Efeitos das baixas condutividade térmica e ductilidade

A expansão e contração originadas no processo de soldagem, causam tensões residuais e distorções no material [13]. Este problema é mais grave no caso do ferro fundido devido ao seu elevado coeficiente de expansão térmica ($0,0003 \text{ mm/}^\circ\text{C}$) [1] e sua baixa condutividade, que favorece o aparecimento de grandes gradientes de temperatura. As zonas mais frias são, portanto, solicitadas à tração. Estas tensões podem causar trincas em ferros fundidos de baixa ductilidade, ou em regiões com tais características como a zona fundida [13]. Aquecendo-se o topo de uma peça em aço carbono e outra em ferro fundido teremos as distribuições relativas de temperatura indicada na figura 14; podem-se notar as diferenças entre dois pontos A e B, bem mais acentuadas no caso da peça de ferro fundido, devido à sua baixa condutividade térmica [14].

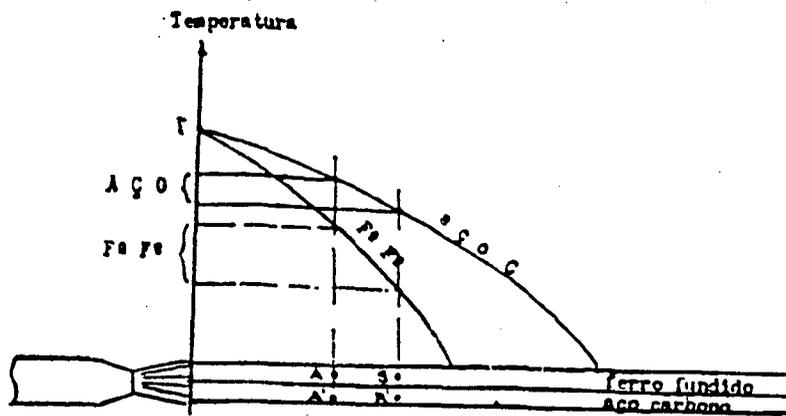


Figura 14. Comparação entre a condutividade térmica do aço e do ferro fundido [14].

A baixa ductilidade dos ferros fundidos, (em especial dos cinzentos), ou seja, a sua incapacidade para aliviar plasticamente as tensões geradas durante a soldagem, limitam a soldabilidade destes materiais, uma vez que as tensões não podem ser absorvidas pelo material fora da ZTA. Este problema pode ser diminuído com o preaquecimento, pois ao aumentar a temperatura até um valor tal que o limite de escoamento do material seja pequeno, a deformação plástica poderá ocorrer durante a soldagem. As tensões residuais podem ser reduzidas também com o controle do procedimento de soldagem (por exemplo da seqüência dos passes e do tamanho dos cordões), martelamento e tratamento térmico pós soldagem [13]. Pode-se afirmar então que os métodos empregados para controlar ou prevenir a formação de carbonetos, e para reduzir a formação de martensita, ou para transformá-la em microconstituintes menos duros e frágeis, também atuam na redução do nível de tensões na solda e áreas adjacentes [18].

2.2.3 Efeitos dos elementos químicos

Os elementos químicos enxofre e fósforo podem causar o trincamento da solda, se as suas quantidades excederem um certo limite. O enxofre em excesso produz trincas transversais ao cordão e a migração de apenas 0,1% em depósitos de solda com alto teor de níquel, causará fratura frágil [19]. O enxofre também tende a manter o carbono combinado sob a forma Fe_3C (carboneto de ferro), que é uma estrutura dura e frágil [16]. O limite máximo para o fósforo é

0,6%. Quando este limite é ultrapassado, há formação de grandes quantidades de eutético Fe-Fe₃C (esteadita) nos contornos de grão, que sob tensão poderão gerar trincas intergranulares (produzida pela contração no resfriamento) [19]. Este eutético possui baixo ponto de fusão e pode causar trincas a quente no cordão e/ou na ZTA, tornando estas ligas praticamente não soldáveis [20]. O fósforo também origina porosidade, segregação da grafita e aumenta a fluidez do metal fundido.

O silício favorece a precipitação da grafita durante o período de resfriamento e proporciona uma maior fluidez aos ferros fundidos; no entanto, se for usado em quantidades excessivas (mais de 2%), pode ocasionar o aparecimento de flocos muito grandes de grafita, difíceis de serem usinados, além de existir o perigo de porosidade se não for soldado com preaquecimento. O manganês tende a impedir a precipitação do carbono em forma de grafita se sua porcentagem exceder a 0,4%, e dá maior fluidez ao ferro fundido. No entanto, quando sua porcentagem é maior que 1% piora a soldabilidade. Os elementos níquel, titânio e vanádio, melhoram a soldabilidade [16].

2.2.4 Comparação da soldabilidade entre os ferros fundidos

Se o tipo do ferro fundido for desconhecido, pode-se supor que se trata de ferro fundido cinzento perlítico, pois é o mais utilizado [1,21]. Os problemas de soldagem referem-se, sobretudo, a este tipo de ferro fundido [14]. A quantidade de estruturas duras que se produzem na soldagem dos ferros fundidos depende principalmente das grafitas e carbonetos que ficam em solução no processo de austenitização. Para minimizar a difusão do carbono destes constituintes, é preferível ter todo o carbono em forma de grafitas esferoidais não muito pequenas. Quanto mais superfícies de grafita em contato com a austenita, mais carbono se difunde para a mesma e mais carbonetos e martensita resultará ao resfriar a solda. Deste ponto de vista, os ferros fundidos cinzentos são mais desfavoráveis, pois possuem grande superfície de lamelas de

grafitas. Neste mesmo sentido, também tem influencia a estrutura da matriz. A matriz perlítica, rica em carbonetos, favorece mais a difusão do carbono do que uma matriz ferrítica. Portanto é uma fonte maior de martensita, sendo mais prováveis os problemas de trincamento [1, 22].

O Comitê de Soldagem de Ferro Fundido da American Welding Society (AWS), realizou uma pesquisa da relativa soldabilidade dos vários tipos deste material. Foram realizados testes que visam determinar a temperatura mínima de não-trincamento (*no-crack temperature*) em que não ocorrem trincas durante a soldagem.

O estudo concluiu que não têm relação com a temperatura de não trincamento, o tipo de ferro fundido (cinzento, maleável ou dúctil), a sua resistência mecânica, a dureza na solda ou na ZTA. Portanto, essas características não são apropriadas para estabelecer a soldabilidade dos ferros fundidos. Por outra parte, a composição química (cujo efeito pode ser ponderado pelo índice chamado de carbono equivalente), está diretamente relacionada com esta temperatura, como ilustra a figura 15.

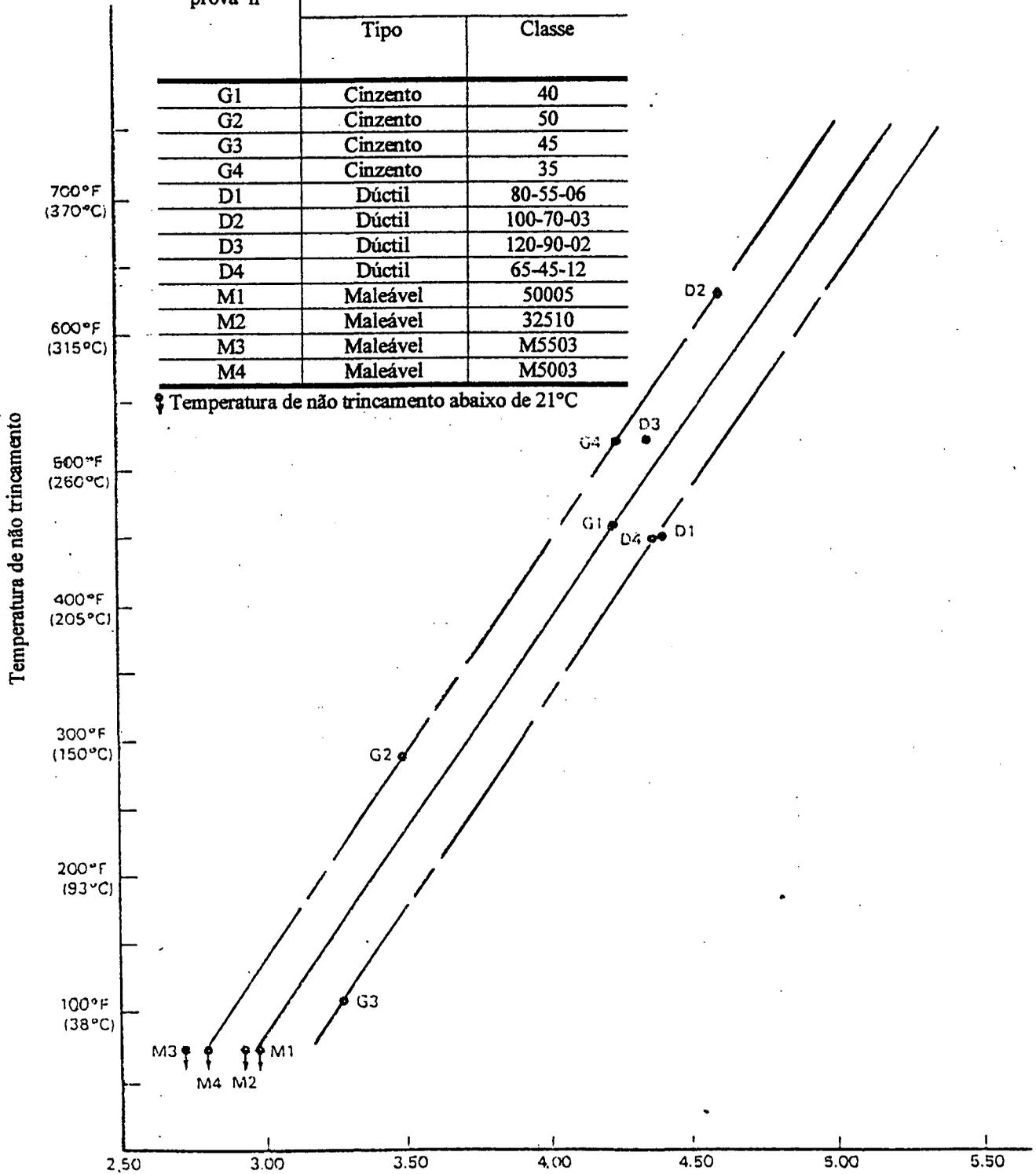
É possível comparar a soldabilidade dos vários tipos de ferros fundidos, através das temperaturas de não trincamento obtidas nos testes. O fundido que tiver menor temperatura e/ou carbono equivalente menor, tem maior soldabilidade.

No teste de soldabilidade da AWS foi estabelecida a correlação entre a composição química do ferro fundido e a tendência ao trincamento quando soldado, porém há muitos outros fatores que influem sobre a ocorrência ou não de trincas como o tipo de metal de adição, uso do martelamento e nível de energia de soldagem (*heat input*) [13].

Legenda:

Corpo de prova n°	Ferro fundido	
	Tipo	Classe
G1	Cinzento	40
G2	Cinzento	50
G3	Cinzento	45
G4	Cinzento	35
D1	Dúctil	80-55-06
D2	Dúctil	100-70-03
D3	Dúctil	120-90-02
D4	Dúctil	65-45-12
M1	Maleável	50005
M2	Maleável	32510
M3	Maleável	M5503
M4	Maleável	M5003

⚡ Temperatura de não trincamento abaixo de 21°C



$$CE = C + 0,31Si + 0,33P + 0,45S - 0,028Mn + Mo + Cr - 0,02Ni - 0,01Cu$$

Figura 15. Relação entre Temperatura de não-trincamento e Carbono Equivalente para alguns tipos de ferros fundidos [13].

2.2.5 Caracterização das regiões da solda

Na fundição, a estrutura resultante da solidificação do ferro fundido é controlada pela composição química da liga, inoculação e taxa de extração de calor. O controle da solidificação durante a soldagem é mais limitado porque os ciclos de aquecimento e resfriamento são rápidos e localizados [23].

Durante a soldagem há uma grande variação do gradiente térmico ao longo do cordão de solda e na zona termicamente afetada. Isto resulta numa grande diversidade de microestruturas e propriedades. A junta soldada apresenta diversas regiões, com suas microestruturas específicas, que podem ser classificadas como mostra esquematicamente na figura 16 [24]. A natureza e tamanho destas zonas serão determinadas pelo calor gerado durante a soldagem, pela composição química do ferro fundido a ser soldado, e pelos consumíveis utilizados [12].

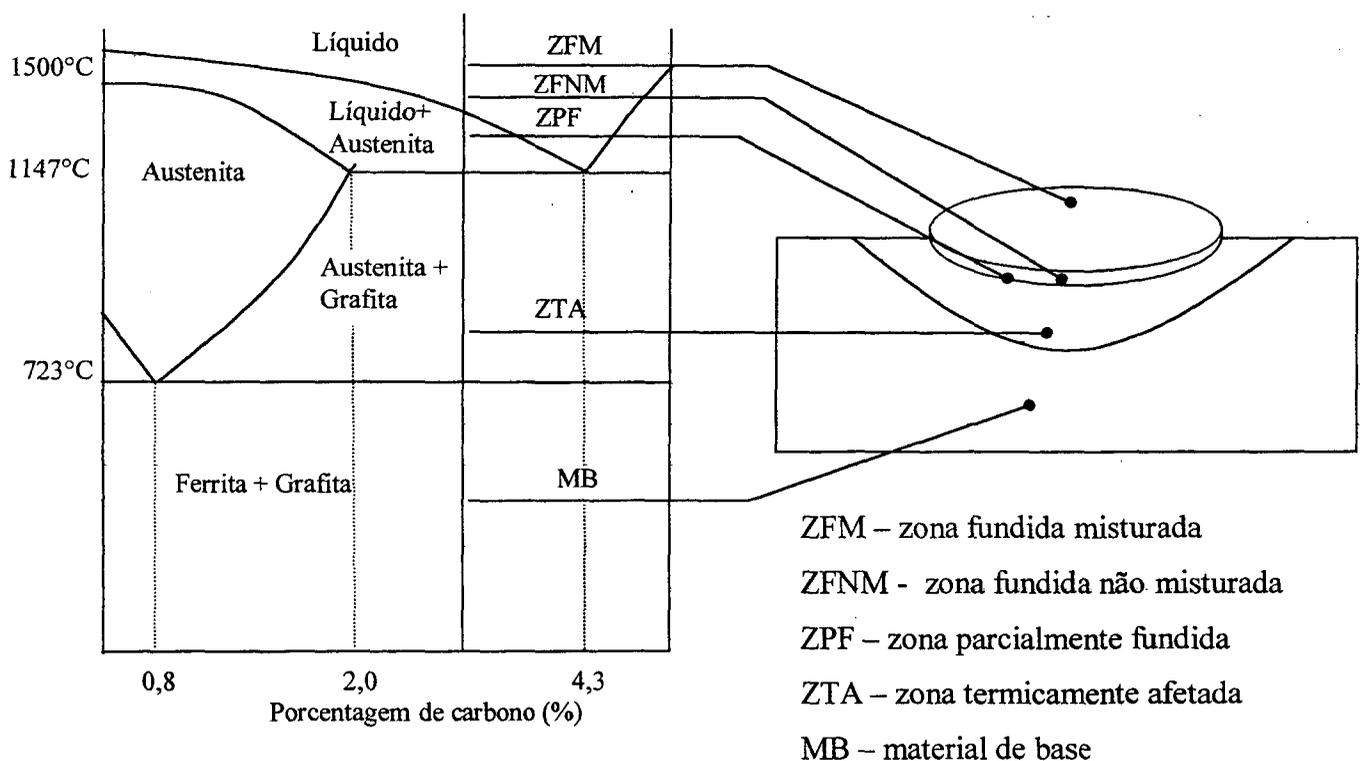


Figura 16. Representação esquemática das zonas de temperaturas em uma típica soldagem de ferro fundido [24].

Estas regiões obtidas após a soldagem, classificam-se em:

a) Zona fundida:

A estrutura e propriedades da zona fundida dependem da composição química do metal de adição e da quantidade de diluição deste com o metal de base [20]. Há três áreas distintas na zona fundida:

a₁) Zona fundida misturada (ZFM): é o metal de solda, o qual é uma mistura de metal de base fundido e metal de adição. Por causa da turbulência da poça de fusão, a zona fundida possui uma composição química relativamente uniforme [12]. A microestrutura desta região depende do tipo de metal de adição utilizado. Se for uma solda autógena (sem metal de adição), o ferro fundido se funde e resfria rapidamente, de forma que o carbono da poça fundida não forma grafitas, mas sim carbonetos duros e frágeis que podem provocar trincas e dificultar a usinagem da solda [20]. Quando se utilizam eletrodos à base de níquel, a matriz resultante é austenítica com formação de nódulos de grafita [15]. Quando se utilizam eletrodos à base de aço, a matriz consiste em austenita retida com agulhas de martensita [17].

a₂) Zona fundida não misturada (ZFNM): é a região do metal de base que fundiu mas que não se misturou completamente com o metal de adição. Há formação de ferro fundido branco [13].

a₃) Zona parcialmente fundida (ZPF): é a região do metal de base que fundiu apenas parcialmente [13]. Sua microestrutura é composta de ledeburita, martensita e grafita não dissolvida [15].

A formação de carbonetos pode ser um problema naquelas regiões onde a mistura do metal de adição não aconteceu [13], ou seja na zona fundida não misturada e na zona parcialmente fundida. Sendo os carbonetos elementos altamente frágeis, estas zonas são consideradas pontos críticos da solda.

O caminho mais efetivo para reduzir os problemas de trincamento, das zonas onde há formação de carbonetos, é reduzir a temperatura máxima alcançada e o tempo de permanência

em altas temperaturas. Isto pode ser controlado pela energia de soldagem, temperatura de preaquecimento e de interpasses e seleção apropriada do metal de adição. O uso de metal de adição de baixo ponto de fusão, como os eletrodos a base de níquel, irá ajudar a reduzir o pico de temperatura alcançado na zona fundida [15]. O uso de metais de adição com altos teores de níquel e/ou cobre inibe a formação de carbonetos, pois esses elementos são altamente grafitizantes [18, 20]. Se a junta soldada for pequena, e for usada uma elevada energia de soldagem, a temperatura do metal de base pode aumentar o suficiente para causar severos problemas na zona de fusão, mesmo que não tenha sido utilizado preaquecimento. Se por um lado, o uso de alta temperatura de preaquecimento previne a formação de martensita na ZTA e reduz as tensões, poderão ocorrer trincas na linha de fusão mesmo com uma baixa energia de soldagem [12]. O tratamento térmico pós soldagem também pode ser usado para reduzir ou eliminar os carbonetos da zona fundida [20].

b) Zona termicamente afetada (ZTA):

É a zona onde o aquecimento e resfriamento em temperaturas abaixo do ponto de fusão levam a transformações no estado sólido. As propriedades desta região podem ser controladas pelas variáveis de processo e tratamentos térmicos [20].

A grafita não é alterada suficientemente para formar carbonetos na ZTA. A matriz, entretanto, sofrerá transformações. A estrutura final desta será dada em função da velocidade de resfriamento e definida pelo diagrama CCT. A estrutura obtida, principalmente com o rápido resfriamento, é a martensítica [13]. Não há menção quanto às diferentes regiões dentro da ZTA dos ferros fundidos nem a presença de austenita retida na literatura.

Nos ferros fundidos cinzentos perlíticos obtém-se facilmente martensita com o rápido resfriamento, pois o carbono combinado contido na matriz perlítica é rapidamente dissolvido para formar uma austenita de alto carbono com o aquecimento. Isto não acontece nos ferríticos, pois quase todo carbono está sob forma de grafita, e o tempo de permanência a altas

temperaturas é muito curto para que haja difusão do carbono destas grafitas [18]. Estruturas frágeis tais como a bainita e martensita na ZTA poderão causar trincas embaixo do cordão de solda, se estas regiões estiverem sujeitas a tensões de contração, como nos cordões de solda frios [20]. Com a presença da martensita, a ZTA terá menos capacidade para absorver as tensões originadas da soldagem [15]. A largura desta região e a dureza destas microestruturas devem portanto ser limitadas. A limitação da energia de soldagem reduzirá o tamanho da ZTA, mas nem sempre será o suficiente para proporcionar boas propriedades nesta zona. A dureza na ZTA pode ser reduzida com o preaquecimento seguido de um resfriamento lento depois da soldagem. Preaquecendo diminui a taxa de resfriamento no cordão e na ZTA, durante e depois da transformação austenítica, reduzindo assim a formação de martensita e sua dureza [20]. O aumento do aporte de calor, favorece a redução da velocidade de resfriamento da junta, mas promove uma ZTA maior, pois aquece regiões do metal de base mais afastadas da zona fundida [25].

A martensita formada no cordão de solda e na ZTA, comporta-se da mesma maneira que em aços temperados, e pode ser transformada em martensita revenida, ou seja, em um produto menos duro e frágil. O calor da soldagem sozinho em um único passe de soldagem não irá revenir a martensita o suficiente para proporcionar usinabilidade, ou reduzir o aparecimento de trincas pós soldagem. Numa soldagem multipasses, o calor do passe posterior irá revenir a martensita que foi gerada pelo primeiro passe, e assim por diante. Um revenimento adicional é conseguido pelo efeito do calor acumulado pelos passes [18].

2.3 PROCESSOS DE SOLDAGEM

Nenhum processo de soldagem é mais eficiente e econômico para todas as aplicações [13]. A seguir, uma breve caracterização dos principais processos utilizados na soldagem de ferro fundido:

2.3.1 Soldagem a chama

Abrange os processos que usam a chama produzida pela combustão como fonte de calor. O gás combustível e o oxigênio são misturados em certas proporções de forma a fornecer uma chama neutra, oxidante ou neutra. O metal fundido das faces do chanfro e o metal de adição se misturam na poça de solda, e com o resfriamento se unem formando uma peça contínua.

Uma vantagem deste processo de soldagem, além do baixo custo e portabilidade do equipamento, é o controle que o soldador pode exercer sobre a energia de soldagem e o potencial oxidante ou redutor da atmosfera de soldagem. O tamanho e forma do cordão e a viscosidade da poça de solda, são também controlados neste processo, pois o metal de adição é adicionado independentemente da chama de soldagem. Este processo é ideal para soldagem de seções finas, tubos de pequenos diâmetros e também para soldagem de reparo. Exceto para soldagem de reparo, este processo não é econômico para metal de base espesso.

Todos os gases combustíveis comerciais requerem oxigênio para promover a combustão. Para uma boa soldagem, o gás combustível quando queimado com oxigênio, deve ter as seguintes propriedades:

- Alta temperatura da chama.
- Alta velocidade de combustão.
- Mínima reação química da chama com o metal base e metal de adição.

O gás comercial disponível que mais se aproxima destas características é o acetileno. A **soldagem oxiacetilênica** com varetas de ferro fundido tem sido largamente utilizada em reparo de pequenos defeitos em ferro fundido cinzento e menos freqüentemente em ferro fundido nodular. O uso de técnicas adequadas de soldagem é um importante fator para a produção de metal de solda com a mesma resistência e usinabilidade do metal de base de ferro fundido cinzento [13].

Este processo produz baixa penetração e diluição, mas é realizado em temperaturas de preaquecimento elevadas, na ordem de 600 a 800°C. Embora a baixa concentração do calor da chama resulta em uma ZTA larga, o lento resfriamento após a soldagem evita a formação de microconstituintes frágeis e duros como a martensita. Portanto, geralmente não é necessário o uso de tratamento térmico pós soldagem [20].

Como metais de adição para este processo, são usadas varetas de ferro fundido, que contém alto teor de carbono e silício para promoverem a grafitização do metal de solda e consequentemente melhoram a usinabilidade. Para ferros fundidos nodulares, há varetas com alta resistência mecânica, que possuem elementos de liga como níquel e molibdênio [23].

As dificuldades para esquentar uniformemente grandes peças e com formas complexas, bem como o resfriamento muito lento destas, fazem que este processo tenha baixíssima produtividade [21].

2.3.2 Processos de soldagem a arco

Mais de 90% de todas as soldagens na indústria são feitas por processos a arco voltaico, pois eles são capazes de produzir maior penetração e maiores taxas de deposição, e soldas de maior qualidade [26] do que o processo a gás.

Nesses processos é utilizado como fonte de calor um arco voltaico que pode alcançar temperaturas em torno de 5000°C. Tal intensidade e concentração de calor, permite o aquecimento e a fusão de somente uma pequena parte da junta soldada. Isto causa altas taxas de resfriamento e resulta em elevadas tensões térmicas. A alta taxa de resfriamento pode causar mais problemas na ZTA do que os normalmente encontrados na soldagem a chama [12]. Por outro lado, o aquecimento localizado possibilita a soldagem de máquinas grandes, que não podem ser preaquecidas por inteiro, sendo outra vantagem em relação a soldagem a chama [20]. Dentre os processos de soldagem a arco há alguns que apresentam altos níveis de produção e

facilidade de serem automatizados, notadamente aqueles que usam eletrodos contínuos de pequeno diâmetro como os processos MIG/MAG, arco submerso e eletrodo tubular [27]. Como o processo eletrodo revestido é o mais comumente utilizado para o reparo de ferros fundidos (apesar de ser manual e dar baixa produção), ele será descrito a seguir mais em detalhes, fazendo ênfase nos tipos de consumíveis disponíveis para a soldagem dos ferros fundidos.

2.4 SOLDAGEM COM ELETRODO REVESTIDO

2.4.1 Fundamentos

Neste processo de soldagem é utilizado um eletrodo constituído de uma alma metálica e um revestimento. A proteção da solda é obtida com a decomposição do revestimento do eletrodo. O metal de adição é adicionado com a fusão do eletrodo [13, 28].

As vantagens deste processo incluem a larga variedade de consumíveis, baixo custo da fonte de energia, e facilidade de realizar a soldagem em todas as posições [12, 28]. A versatilidade e facilidade de operação fazem deste processo uma excelente escolha para soldar ferros fundidos cinzento, dúctil e às vezes maleáveis [13, 18].

2.4.2 Metal de adição

A seleção do metal de adição depende das propriedades de resistência, ductilidade e usinabilidade exigidos da junta soldada [21]. O metal de adição determina a diluição e o nível de tensões na ZTA durante o resfriamento [20].

Os eletrodos revestidos para soldagem de ferros fundidos, são classificados pela norma AWS A5.15-90 [32]. Os principais tipos são:

a) Eletrodos de ferro fundido (AWS A5.15-90 ECI)

São varetas de ferro fundido revestidas com fluxos para dar estabilidade ao arco, reduzir a porosidade e adicionar elementos de liga. Têm baixo custo e produzem composição química, propriedades mecânicas, microestruturas e cores similares as do metal de base [13]. Têm uso limitado para a soldagem de manutenção de ferro fundido cinzento [15].

Estes eletrodos devem ser usados em partes preaquecidas, por causa da alta energia de soldagem imposto pelo arco. O método é rápido para corrigir pequenos defeitos, mas por causa do alto preaquecimento requerido (500 a 600°C), não oferece vantagem em relação à soldagem a chama [18].

Estudos realizados com eletrodos de ferro fundido sem fluxo, determinaram que o carbono equivalente do metal de solda tem um efeito significativo sobre a dureza na solda. O aumento das quantidades de silício e carbono, intensifica o potencial de grafitação do metal de solda. O metal de solda com 3,8% de carbono equivalente, teve maior dureza e menor quantidade de grafita do que o metal de solda com 4,2% de carbono equivalente [33].

b) Eletrodos de aço (AWS A5.15-90 ESt)

São eletrodos revestidos com alma de aço carbono, projetados especialmente para soldagem de ferro fundido. Eles têm um revestimento com baixo ponto de fusão e são diferentes dos eletrodos de aço doce comuns [1, 13]. O revestimento é projetado para permitir o uso de baixa corrente [18], limitando a quantidade de diluição do fundido. Podem ser usados em todas as posições e é recomendado que a polaridade da corrente seja reversa (eletrodo positivo) [12].

Com o calor do arco as veias de grafita do ferro fundido são dissolvidas no ferro e em menor parte evaporadas. O carbono em solução tende a deslocar-se na direção do metal de solda, que o absorve em pequena parte, enquanto o restante fica acumulado na zona fundida, deixando atrás de si outra zona empobrecida de carbono. Ao resfriar-se, há uma queda de temperatura rápida demais devido à dissipação de calor, junto com uma perda de silício por oxidação, não

permitindo mais a reprecipitação do carbono na sua forma original, ficando este ligado ao ferro como cementita dura, enquanto no metal de solda o carbono absorvido dá-lhe uma tendência para endurecimento martensítico [17]. O eletrodo de baixo conteúdo de carbono é extremamente sensível à migração do carbono do metal de base, fazendo com que a solda se transforme em martensita com o rápido resfriamento [20]. Estes eletrodos tem baixa penetração, mas o metal de solda pode conter 0,5%C por causa da diluição do ferro fundido [26].

Como a contração do aço é maior que a do ferro fundido, as elevadas tensões térmicas produzidas podem provocar a formação de pequenas trincas na ZTA [13, 15]. O preaquecimento é empregado apenas quando necessário para prevenir tensões excessivas em outras partes do fundido. Os cordões devem ser curtos e bem separados, para distribuir o calor, e cada um deve ser martelado suavemente. A dureza do metal de solda depende da magnitude da diluição, a qual deve ser controlada durante a soldagem. Cordões únicos e pequenos, têm alta diluição e dureza de 500 HV. Em cordões moderadamente grandes, quando a diluição é reduzida pelo direcionamento do arco na poça de fusão, e em cordões de soldagem com multi-passes, a dureza é menor.

O metal de solda obtido com este eletrodo não é usinável, pois não é possível obter uma solda sem a formação de estruturas duras e de baixa ductilidade. Ele é utilizado no reparo de pequenos pites e trincas, e algumas vezes em reparos de fundidos que não exigem posterior usinagem [13]. São destinados também às peças não submetidas a solicitações de impacto, e para as quais uma estanqueidade perfeita não seja necessária [15]. O metal de solda de aço possui alta taxa de solidificação. Este fato possibilita a soldagem em qualquer posição, o que já não é possível em outros métodos de soldagem por causa da alta fluidez do ferro fundido cinzento [34]. Como há formação de um metal de solda duro de baixa ductilidade e a possibilidade de trincamento da solda, a literatura aconselha, na soldagem de peças de responsabilidade, o emprego da técnica de colocação de pinos (conforme item 2.5.7d) [13].

c) Eletrodos à base de níquel:

Diferente do ferro, o níquel não forma carbonetos, e no estado sólido tem baixa solubilidade ao carbono. Quando o metal de solda solidifica e resfria, o carbono é rejeitado da solução como grafita, favorecendo a zona de ligação (entre o metal de solda e a zona termicamente afetada). Esta reação aumenta o volume do metal de solda, reduz as tensões de contração e diminui a probabilidade de formação de trincas no metal de solda e ZTA [13, 35]. Como esses eletrodos se fundem a uma temperatura menor do que os de alma de aço, o aquecimento na zona de fusão é menor [15], e permite o uso de intensidade de corrente reduzida. Isto resulta na diminuição simultânea das tensões internas, do risco da formação de grãos de cementita na zona fundida e da perda de silício e naturalmente, a exclusão de qualquer transformação martensítica no próprio metal de solda, responsáveis pelo risco de fissuramento e pelo endurecimento da junta [17].

Devido à alta ductilidade do Ni, os depósitos de solda podem absorver, em parte, as contrações originadas durante o processo, evitando que as mesmas sejam transmitidas ao material de base. Durante a soldagem a energia imposta real é suficiente para dissolver as grafitas nas regiões próximas à zona fundida. Como o Ni tem alta fluidez, ele pode penetrar nos vazios originados por estas grafitas evitando a formação de poros [15].

Existem limitações quanto o uso de eletrodos à base de níquel para a soldagem de ferro fundido cinzento, por causa da grafita usada em alguns revestimentos para facilitar a soldagem, e a grafita do ferro fundido que poderá dissolver no níquel. Estas precipitam no resfriamento em formas intergranulares e interdendríticas as quais enfraquecem a solda. Quando soldar ferro fundido cinzento com eletrodo de níquel é importante:

- Evitar o aquecimento excessivo do metal de solda.
- Minimizar a diluição entre o níquel e o metal de base [36].

A composição dos eletrodos à base de níquel comumente utilizados na soldagem de ferro fundido é mostrada na tabela 2 [13]. Eles possuem alto teor de carbono, aproximadamente 1% adicionado ao revestimento sob forma de fluxo [15]. Por isso eles são utilizados principalmente quando a peça deve ser estanque e usinável, apesar do seu elevado custo [14,18].

Tabela 2. Composição química de eletrodos, utilizados na soldagem de ferro fundido (% em peso) [13].

Classificação AWS	C	Mn	Si	P	S	Fe	Ni ²	Cu ³	Al	Total outros
ENi-CI	2,0	1,0	4,0	-	0,03	8,0	85min	2,5	1,0	1,0
ENi-CI-A	2,0	1,0	4,0	-	0,03	8,0	85min	2,5	1-3,0	1,0
ENiFe-CI	2,0	1,0	4,0	-	0,03	Resto	45-60	2,5	1,0	1,0
ENiFe-CI-A	2,0	1,0	4,0	-	0,03	Resto	45-60	2,5	1-3,0	1,0
ENiCu-A	0,35-0,55	2,3	0,75	-	0,025	3-6,0	50-60	35-45	-	1,0
ENiCu-B	0,35-0,55	2,3	0,75	-	0,025	3-6,0	60-70	25-35	-	1,0
ESt	0,15	0,30-0,60	0,03	0,04	0,04	Resto	-	-	-	1,0

Notas:

A composição química dos eletrodos são baseados na análise do metal de solda.

1. Os valores únicos mostrados são as porcentagens máximas destes elementos.

2. Níquel com cobalto remanescente.

3. Cobre com prata remanescente.

A seguir são explicadas mais em detalhes as características e usos dos vários tipos de eletrodos à base de níquel.

• Eletrodos de níquel (AWS A5.15-90 ENi-CI):

São eletrodos que produzem um metal de solda com alto teor de Ni. Então mesmo com alta diluição do metal de base o metal de solda continua macio e usinável. Por esta razão estes eletrodos são usados em acabamentos superficiais ou em cordões com alta diluição, os quais devem ser usinados [13].

São aplicados em peças de pequena e média espessura, submetidas a solicitações mecânicas. Tem alto custo e são susceptíveis a trincas com o fósforo [15] quando a quantidade deste elemento químico no metal de base for muito alta, como pode ser o caso dos ferros fundidos cinzentos, diferente dos ferros fundidos nodulares e maleáveis [18].

- **Eletrodos de níquel e ferro (AWS A5.15-90 ENiFe-CI):**

Estes eletrodos depositam metal de adição com quantidades aproximadamente iguais de Ni e Fe. Eles diferem dos eletrodos ENi-CI em 3 características [13], além de serem mais baratos:

- As soldas produzidas com estes eletrodos são mais resistentes e mais dúcteis do que as com eletrodos de Ni puro, (veja as propriedades dos eletrodos na tabela 3). A resistência dos eletrodos de níquel e ferro faz com que sejam apropriados para soldagem de ferros fundidos nodulares e cinzentos de alta resistência. Estes eletrodos também são usados para juntas dissimilares tais como, ferro fundido contendo cromo e aço carbono, aço inoxidável e ligas à base de Ni. Ligas que contém cromo podem requerer amanteigamento com eletrodos ENI-I antes da soldagem para evitar a formação de carbonetos, de acordo com a norma ANSI/AWS A5.11-83 (*Specification for Nickel and Nickel Alloy Covered Welding Electrodes*).

- Em metais de solda com alto Ni, o fósforo pode causar o aparecimento de trincas. A presença de ferro no metal de solda aumenta a tolerância ao fósforo, e por causa disto, estes eletrodos são usados em ferros fundidos cinzentos com alto teor de fósforo.

- O coeficiente de expansão das ligas de Ni-Fe é mínimo para valores de 30% Ni e 70% Fe. Quando eletrodos ENiFe-CI ou ENiFe-CI-A são depositados, a composição do metal de solda se aproxima desta composição. Esta baixa expansão permite que estes eletrodos sejam usados em soldas com metal de base espesso.

Quando altamente diluído, como em soldas em um único passe, a dureza do metal de solda com Fe-Ni, é consideravelmente maior do que com os eletrodos de Ni puro. Então, se a usinabilidade for um fator importante, deve-se usar eletrodos ENi-CI. Em soldas multipasses, cada cordão é revenido pelo calor dos passes subsequentes, melhorando a usinabilidade. Valores de dureza no metal de solda são apresentados na tabela 4 [13].

A principal desvantagem das ligas de níquel e ferro é sua alta suscetibilidade às trincas de solidificação. As composições químicas de 25 a 65% de Ni e 25 a 55% de Fe no metal, proporcionam a redução do tamanho de grão da microestrutura e microporosidade proveniente da contração no estado austenítico da matriz. Estes fatores criam condições ótimas para aumentar a resistência às trincas de solidificação do metal de solda para estas quantidades de níquel e ferro. De qualquer modo, um alto grau de grafitização de ligas contendo 35 a 65% de Ni, e a distribuição de inclusões de grafita ao longo dos contornos de grão, levam à perda da ductilidade e à redução da resistência do metal de solda. Portanto, o metal de solda com níquel e ferro deve ser inoculado para obtenção de inclusões de grafita nodulares e assegurar sua distribuição uniforme [37].

Conforme Zhang et alli [38], a adição de alguns elementos de liga, na fabricação de um novo eletrodo ENiFe-CI, podem melhorar a resistência ao trincamento a quente das juntas. Foram determinadas as seguintes quantidades ótimas de cada elemento: Mo=0,13%, W=0,10%, V=0,43%, Si=1,63%, Ce=0,012%.

Tabela 3. Propriedades mecânicas do metal de solda utilizando-se eletrodos ENiFe-CI e ENI-CI [13].

Eletrodo	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
ENi-CI ^a	276	263	3 – 6
ENiFe-CI ^a	397 – 579	296 – 434	6 – 13
ENiFe-CI ^b	449 – 500	310 – 358	8 – 19
ENiFe-CI ^c	544	420 – 462	6 – 10

a. Sem tratamento térmico.

b. Recozido a 898°C por 4 horas, resfriado no forno.

c. Recozido a 845-890°C por 3 horas, resfriado a 690°C por 5 horas, resfriado lentamente dentro do forno até 590°C e depois resfriado ao ar.

Tabela 4. Valores de dureza no metal de solda obtidos com eletrodos ENiFe-CI e ENi-CI [13].

Tipo do metal de solda	ENi-CI	ENiFe-CI
	VH	VH
Cordão com alta diluição	220	364
Cordão com média diluição	182	209
Solda multi-passes*		
Superfície da solda	-	183
Superfície da raiz	-	187

* Junta de topo em V 60°, espessura de 12,7mm e raiz 4,8mm.

- **Eletrodos de níquel e cobre (AWS A5 15-90 ENiCu-A e ENiCu-B):**

Produzem baixa penetração, e portanto, baixa diluição do metal base. Esta característica é uma vantagem, pois a alta diluição pode causar trincas na solda [13].

O metal de solda obtido com este tipo de eletrodo é caracterizado pela alta suscetibilidade às trincas de solidificação [37]. Estes eletrodos foram desenvolvidos para proporcionar a mesma coloração do ferro fundido, diferentes dos eletrodos de níquel, com sua cor esbranquiçada. Mas a composição química dos eletrodos de níquel e níquel-ferro é superior, de modo que os eletrodos de níquel e cobre estão tornando-se obsoletos [39].

- **Eletrodos de níquel, ferro e manganês:**

A adição de manganês nas ligas de ferro e níquel, utilizada na soldagem de ferros fundidos, melhora a fusão com o metal de base, a resistência, a ductilidade e a resistência ao trincamento. Existem eletrodos com aproximadamente 12% Mn, 44% Ni e o mesmo de ferro disponíveis no mercado. São eletrodos patenteados que não estão incluídos nas especificações AWS. Portanto o fornecedor deve orientar sobre as condições de utilização destes eletrodos [13].

d) Eletrodos de baixo hidrogênio:

São eletrodos classificados pela norma ANSI/AWS A5.1-87 como E7015, E7016, E7018, E7028 e E7048, utilizados para a soldagem de aço ao carbono com menores teores de

hidrogênio introduzido no metal de solda. Estes eletrodos têm baixo custo, estão largamente disponíveis e são de fácil operação. A combinação de cor entre o metal de base e o metal de adição é boa. Quando estes eletrodos são usados em ferros fundidos, o metal de solda resultante irá conter 0,8 a 1,5% C. O metal de solda, portanto, será um aço de alto carbono com alta temperabilidade. A alta taxa de resfriamento da solda freqüentemente produz metal de solda duro, sensível a trincas e microestrutura martensítica. Isto pode ser minimizado com preaquecimento e resfriamento lento, ou com recozimento após a soldagem. Estes eletrodos são utilizados na maioria das vezes em reparos de áreas não estruturais e que não necessitam de usinagem [13].

e) Eletrodos de aço inoxidável:

Eletrodos de aço inoxidável não são recomendáveis para soldagem de ferro fundido porque:

- Há precipitação de carbonetos de cromo no contorno de grão resultando em uma microestrutura frágil e propensa a trincas.
- A diferença de resistência à tração entre a solda e o metal de base, pode causar trincas na ZTA.
- Há diferença no coeficiente de expansão de metais dissimilares resultando em tensões de tração elevadas, levando ao trincamento da solda [13].

f) Eletrodos à base de cobre:

São classificados pela norma ANSI/AWS A5.6-84 como ECuSn-A, ECuSn-C, ECuAl-A2 e ECuMnNiAl [34].

O processo de união conseguido com estes eletrodos pode ser considerado como uma brasagem, pois o metal de adição fundido têm ponto de fusão muito menor que o ferro. A energia de soldagem é maior do que na soldagem a chama ou brasagem, embora sejam obtidas altas taxas de deposição com baixa amperagem. Estes depósitos não formam microestruturas duras

com a migração do carbono, podem absorver tensões de contração, e são usináveis. Há diferença entre as cores de metal de base e adição.

Para soldagem de ferro fundido, a limpeza superficial é essencial. Com estes eletrodos os cuidados devem ser maiores ainda [13]. Chanfros largos e uma limpeza profunda nas juntas são necessários para alcançar um máximo de resistência da união. Preaquecimento de 150 a 200°C e resfriamento lento são necessários para melhorar a ZTA. Diferenças entre os coeficientes de expansão entre o metal de adição e o metal base são algumas vezes culpadas pela ruptura da zona de união. Soldas com eletrodos de alumínio-cobre são mais resistentes que com estanho-cobre e são usadas em ferros fundidos de alta resistência [18].

Os eletrodos à base de cobre são empregados principalmente em acabamentos superficiais de ferros fundidos para melhorar a resistência à corrosão e ao desgaste superficial, uniões de ferro fundido com metais de base dissimilares [13] e para aplicação superficial em mancais [18].

2.5 SÍNTESE DAS CONDIÇÕES GERAIS DE SOLDAGEM

2.5.1 Técnicas operatórias

Várias técnicas e cuidados devem ser utilizadas com os materiais de adição descritos acima, para obtenção de uma soldagem com qualidade, tais como [24]:

- Uso de cordões de solda retos, sem oscilações.
- Uso de baixa corrente.
- Quando o preaquecimento não for usado, a temperatura de interpases não deverá exceder 95°C ou, de acordo com Drouart [14] 65°C, de acordo com Rosas [21] 80°C.

- Quando o preaquecimento for utilizado, a temperatura de interpasse não deverá ultrapassar a temperatura de preaquecimento.
- Para minimizar as tensões de soldagem, usar a técnica de *passe-à-ré*, em cordões retos com no máximo 50 a 75 mm de comprimento, ou 30mm de acordo com Strasser [17].
- Evitar mais fusão do metal de base do que o necessário.
- Sempre que possível, depositar duas ou mais camadas para melhorar a usinabilidade.
- Dirigir o arco ao metal fundido em lugar de fazê-lo ao metal de base (*soldagem à direita*) [1].
- Usar o eletrodo de menor diâmetro possível, sobretudo quando soldar sem preaquecimento, a fim de evitar um aquecimento exagerado da peça. O diâmetro mais utilizado é 3,15mm [14].

2.5.2 Energia de soldagem

Os processos com energia de soldagem menor são mais aplicados para a soldagem de ferro fundido. A corrente deverá ser mantida num mínimo para que possa haver fusão completa [13]. A baixa energia de soldagem, limita a extensão da fusão do metal base e, conseqüentemente, diminui a diluição e as zonas frágeis de ferro fundido branco. O propósito da baixa energia de soldagem é produzir colônias de ferro fundido branco descontínuas na zona fundida, diminuindo seus efeitos de fragilidade nos cordões soldados, e também diminuir o tamanho da ZTA [20].

Quando a soldagem não for realizada na posição plana ou horizontal, a corrente deverá ser reduzida cerca de 25% para a posição vertical, e 15% para a posição sobre cabeça [40].

2.5.3 Preaquecimento

Na literatura são mencionadas três técnicas de soldagem dos ferros fundidos: a primeira é chamada processo de soldagem a quente (com alta temperatura de preaquecimento), na qual o metal de base é preaquecido até 500 ou 600°C, antes de soldar com eletrodo de ferro fundido; a

segunda é chamada de soldagem com baixa temperatura de preaquecimento, na qual o metal de base é parcialmente preaquecido a uma temperatura baixa, antes de se soldar com eletrodos com alto teor de níquel ou eletrodos de aço doce; a terceira é chamada de soldagem a frio, em que a soldagem é realizada sem preaquecimento [29].

A soldagem a frio costuma ser realizada em peças de grandes espessuras e formatos complexos [25], onde o preaquecimento se torna operacionalmente difícil de realizar ou controlar [30]. Nesta técnica não se faz pré ou pós-aquecimento e a manutenção da peça “fria” é fundamental, sendo necessário às vezes longos tempos de espera entre os passes. Neste sentido a especificação do procedimento de soldagem deve recomendar, sempre que possível, a utilização de: eletrodos de pequeno diâmetro, baixa corrente de soldagem, arco curto e cordões alternados. Este procedimento propicia a vantagem de uma ZTA estreita, que possui geralmente menos de 0,4 mm de espessura [31]. A finalidade é promover ciclos térmicos bastantes curtos [25], e velocidade de resfriamento bastante elevada [30], de forma a minimizar o tamanho das regiões possivelmente fragilizadas.

O preaquecimento é aplicado principalmente para controlar a microestrutura da área soldada [13]. Com o preaquecimento a ZTA resfria mais lentamente, e, conseqüentemente, produz microestruturas menos duras e frágeis. O preaquecimento oferece as seguintes vantagens:

- Melhora a fusão do metal soldado com a face do chanfro obtendo fusão completa.
- Previne trincas causadas pelas tensões térmicas.
- Reduz as tensões residuais.
- Reduz as distorções.
- Reduz a dureza na ZTA.
- Reduz os gradientes de temperatura quando a soldagem é de metal de base delgado com metal de base espesso.
- Reduz os gradientes de temperatura quando se soldam metais base dissimilares.

O ferro fundido cinzento quando soldado sem preaquecimento, aquece rapidamente acima da temperatura de transformação, absorve carbono e imediatamente resfria com o metal frio que está ao redor (que funciona como uma coquilha), chegando a temperaturas em que a martensita é formada. O efeito do preaquecimento na dureza em soldagem a arco de um ferro fundido cinzento classe 20 com 4,76mm de espessura, usando eletrodo de ferro-níquel em, pode ser verificado na tabela 5 [18].

Tabela 5. Efeito do preaquecimento na dureza numa soldagem a arco com eletrodo de ferro-níquel (ENiFe-CI) de ferro fundido classe 20 [18].

Temperatura de preaquecimento	Cordão (HV)	ZTA (HV)	Metal de base (HV)
-	342-362	426-480	165-169
107°C (225F)	297-362	404-426	165-169
232°C (450F)	305-340	362-404	169
316°C (600F)	185-228	255-322	169-176

A literatura é muito contraditória no que se refere ao preaquecimento utilizado na soldagem dos ferros fundidos. É conveniente citar o que os principais autores recomendam. De acordo com:

- Bushey [12], preaquecendo o ferro fundido em temperaturas acima de 315°C a taxa de resfriamento diminui, até o ponto em que a formação da martensita na ZTA é minimizada, reduzindo então a tendência ao trincamento do material. E a baixa taxa de resfriamento também ajuda a minimizar as tensões residuais.

- Cottrell [20], para ferro fundido cinzento perlítico o preaquecimento é de 300-330°C. Este pode ser aumentado em 100°C, se o fundido for complexo. Esta não é uma regra universal, no entanto o preaquecimento acima de 350°C para soldagem a arco geralmente não é produtivo, devido ao aumento da diluição e formação do ferro fundido branco.
- Gregory [24], as temperaturas de preaquecimento apropriadas são apresentadas na tabela 6. Em fundidos de grande porte, muitas vezes é impraticável a aplicação das altas temperaturas de preaquecimento recomendadas para evitar o aparecimento de trincas. Nestes casos preaquecimentos em temperaturas mais baixas, de 50-100°C, devem ser empregados com profundo martelamento de cada cordão de solda para reduzir as tensões de contração.

Tabela 6. Preaquecimentos típicos utilizados para ferros fundidos [24].

TIPO DO FERRO FUNDIDO		Eletrodo revestido (°C)	MIG (°C)	Soldagem a chama (°C)
Ferrítico	Cinzento	300	300	600
	Nodular	Tamb-150	Tamb-150	600
	Maleável branco	Tamb (200°C, com alto teor de C)	Tamb	600
	Maleável preto	Tamb-150	Tamb-150	600
Perlítico	Cinzento	300-330	300-330	600
	Nodular	200-330	200-330	600
	Maleável	300-330	300-330	600

- Okumura e Taniguchi [29], deve-se realizar preaquecimentos em ferros fundidos cinzentos, segundo a tabela 7.

Tabela 7. Preaquecimento em ferros fundidos cinzentos [29].

Tipo de eletrodo	Temperatura de preaquecimento
ENi-CI	150°C
ENiFe-CI	200°C
ESt	350°C
ECI	100°C

Tomasson [31] produziu peças soldadas de ferro fundido cinzento de alta resistência (310MPa), com o objetivo de conseguir uma soldagem livre de trincas, variando a temperatura de preaquecimento. As soldagens foram realizadas com simples deposição em chapas de 152mm x 152mm x 19mm, com eletrodos de NiFe-CI de 3,2mm de diâmetro, com corrente de 100 a 120A e velocidade de 254 a 305 mm/min, nas temperaturas ambiente, 204°C, 315°C e 427°C. Em todos os casos o metal de solda depositado não apresentou trincas. Na temperatura ambiente encontrou-se muitas microtrincas pequenas e finas na ZTA de cada solda. Estas foram tão finas que só foram reveladas com uma ampliação de 100 vezes. A partir da temperatura de 204°C as trincas desapareceram, mas as zonas próximas ao cordão continuaram muito duras. Com a temperatura de 315°C a dureza diminuiu, mas ainda se manteve em níveis elevados. A partir de 427°C a dureza diminuiu substancialmente. No entanto, houve indicações de aumento de diluição e por esta razão, esta temperatura foi descartada. Estas temperaturas de preaquecimento provavelmente seriam mais baixas, se o metal de base fosse menos resistente e/ou tivesse uma seção menos espessa.

Altos preaquecimentos produzem microestruturas menos frágeis e duras do que baixos preaquecimentos. Com altos preaquecimentos, entretanto, a soldagem é mais difícil. O fundido deve ser isolado para não perder calor muito rápido, e a temperatura de preaquecimento deve ser mantida em toda operação de soldagem. Em fundidos de pequeno e médio porte, a energia de soldagem é usada para ajudar a manter esta temperatura. Em fundidos grandes, os grandes gradientes térmicos poderão causar trincas. A temperatura de preaquecimento deve ser mantida constante até o término da operação de soldagem [18]. A espessura do material é fator fundamental no ciclo térmico, pois quanto maior a quantidade de material, maior o escoamento de calor e maior a taxa de resfriamento [25]. O preaquecimento deverá sempre ser aplicado gradualmente, e o fundido resfriado lentamente, depois da soldagem, para evitar choques térmicos [20]. Quando soldar uma parte delgada com uma espessa, deve-se preaquecer a parte

mais espessa. Isto diminui sua capacidade de absorver calor, reduzindo as tensões térmicas causadas pelo gradiente de temperatura [25]. Uma completa análise do fundido determinará como o preaquecimento deverá ser aplicado mais efetivamente [13].

O preaquecimento requerido varia de acordo com o tipo do ferro fundido, e do processo de soldagem, e é também uma função da estrutura da matriz, projeto do fundido, propriedades mecânicas, e energia de soldagem [20]. Se a composição química do ferro fundido for conhecida, o carbono equivalente pode ser calculado e usado como guia para estimar o preaquecimento, conforme foi descrito no item 2.2.4, figura 15. Para um CE maior, a temperatura será maior. Se o tipo do ferro fundido for conhecido, ou sua classificação, mas não a sua composição química, então a melhor estimativa para a temperatura de preaquecimento será baseada na resistência e na microestrutura. Ferros fundidos com baixa resistência geralmente requerem mais baixas temperaturas do que os de alta resistência. Os tipos maleáveis e nodulares, requerem menor temperatura do que os cinzentos e brancos, bem como as estruturas ferríticas em relação às perlíticas, martensíticas ou tipos com alta liga [13].

Como já foi descrito anteriormente, na soldagem oxiacetilênica de ferros fundidos usam-se altos preaquecimentos. Estas altas temperaturas levam ao resfriamento lento da ZTA depois da soldagem, evitando a formação de martensita. Entretanto quando o ferro fundido é soldado a arco voltaico, altas temperaturas de preaquecimento podem ser indesejáveis pelos seguintes motivos [20]:

- Altas temperaturas de preaquecimento aumentam o tempo total de soldagem, perdendo assim sua vantagem em relação à soldagem oxiacetilênica.
- Altas temperaturas de preaquecimento aumentam a penetração e diluição, podendo resultar num metal de solda com maiores porcentagem de fósforo e enxofre e, portanto, aumentando a tendência ao trincamento nas soldas feitas com eletrodos de níquel.

- Há um aumento do tempo de soldagem em altas temperaturas, fazendo com que a austenita da ZTA tenha mais grafita em solução, resultando numa matriz de alto carbono com maior fragilidade e dureza.
- Alto preaquecimento localizado causa distorções e pode levar ao trincamento do fundido longe da parte aquecida.
- Altas temperaturas de preaquecimento são difíceis de manter em fundidos grandes.

As regras gerais de preaquecimento não são seguidas na técnica conhecida como “*quench welding*”, utilizada para o reparo de ferros fundidos, e que será descrita no item 2.5.11 [20].

2.5.4 Resfriamento

O nível de tensões finais em um fundido soldado é afetado pela taxa de resfriamento. Se o fundido for resfriado rapidamente, ele irá reter tensões residuais, e trincas irão aparecer se o nível destas for muito alto. Para evitar isto, deve ser promovido o resfriamento lento da solda, o que pode ser feito isolando termicamente a peça (com areia ou com manta isolante) ou colocando num forno [13].

Se o fundido não for resfriado lentamente após a soldagem, deve ser aplicado um tratamento térmico pós soldagem [18].

2.5.5 Tratamento térmico pós soldagem

O tratamento térmico pós soldagem tem como objetivo:

- Melhorar a ductilidade da ZTA e do metal de solda.
- Melhorar a usinabilidade da solda e da ZTA.
- Decompor a cementita formada durante a soldagem.
- Transformar a martensita em uma fase menos dura e frágil.

- Aliviar as tensões residuais.

As trincas provenientes de tensões térmicas (devido aos gradientes de temperaturas na peça fundida), podem ser evitadas com o tratamento térmico pós soldagem e taxas de resfriamento abaixo de 55°C/h para partes complexas. A tabela 8 fornece as temperaturas necessárias e as taxas de resfriamento para tratamentos térmicos pós soldagem para ferros fundidos nodulares e cinzentos [12]. O alívio de tensões para procedimento de soldagem a frio é opcional [21], porém este tratamento térmico é indesejável pois aumenta o custo da soldagem e pode reduzir o limite de resistência à tração do metal base [18].

Tabela 8. Temperaturas e taxas de resfriamento necessárias para a realização de tratamento térmico pós soldagem em ferros fundidos nodulares e cinzentos [12].

Tratamento Térmico	Temperatura °C	Tempo de Patamar (por espessura)	Taxa de resfriamento
Ferro fundido nodular			
Alívio de tensões	510-565(a)	1h/pol	(f)
	565-595(b)	1h/pol	(f)
	540-650(c)	1h/pol	(f)
	620-675(d)	1h/pol	(f)
Recozimento de ferritização	900-955	1h + 1h/pol	(g)
Recozimento pleno	870-900	1h/pol	(h)
Recozimento de grafitização	-	-	-
Normalização	-	-	-
Normalização e revenimento	900-940	2h/pol	(i)
Ferro fundido cinzento			
Alívio de tensões	595-650	1h/pol	(f)
Recozimento de ferritização	705-760	1h/pol	(f)
Recozimento pleno	790-900	1h/pol	(f)
Recozimento de grafitização	900-955	1-3h+1h/pol	(f)
Normalização	870-955	1-3h+1h/pol	(j)

(a) sem liga, (b) baixa liga, (c) alta liga, (d) austenítico, (e) mínimo 2h, (f) resfriamento no forno até 315°C em 55°C/h, e ao ar até temperatura ambiente, (g) resfriamento no forno até 690°C, permanecer em 690°C por 5h+1h/pol de espessura, resfriamento no forno até 345°C em 55°C/h e resfriamento ao ar até temperatura ambiente, (h) resfriamento no forno até 345°C em 55°C/h, ao ar até Tamb, (i) resfriamento rápido ao ar até 540-640°C, dentro do forno até 345°C a 55°C/h, e depois ao ar até Tamb, (j) resfriamento ao ar a partir da temperatura de normalização até a Tamb.

2.5.6 Preparação da peça fundida

Para se produzir uma solda de boa qualidade, é necessário fazer uma perfeita limpeza no metal base [13]. Inclusões de areia perto da superfície são muito comuns e prejudiciais, e devem ser removidos por esmerilhamento antes da soldagem [19]. Fundidos que foram expostos a altas temperaturas de trabalho podem estar oxidados. Antes do reparo, todo metal afetado deverá ser removido, bem como o defeito a ser reparado [13]. As peças que ficam sujeitas a graxas, óleos, produtos químicos, etc., irão absorver estes contaminantes em seus poros, que são característicos destes materiais. Aquecer o fundido a temperatura de 370 a 480°C irá remover os óleos e graxas absorvidos [13]. Estes contaminantes irão dificultar a soldagem, pois quando o calor é transmitido para o fundido pelo arco voltaico da soldagem, os contaminantes tornam-se gasosos. A pressão gerada por esses gases, repele a poça de fusão do metal base, causando fusão incompleta e porosidade na base do cordão de solda. Estas discontinuidades reduzem muito a resistência do cordão, o qual geralmente acaba trincando. A baixa taxa de solidificação do níquel, facilita a evolução dos gases formados a partir do enxofre ou de outros contaminantes do metal de base, repelindo assim o depósito da solda. Ao contrário, o eletrodo à base de ferro, tem alta taxa de solidificação, evitando este problema como um selante na superfície antes do preenchimento da junta [19].

2.5.7 Projeto das juntas a serem soldadas

O projeto do chanfro da solda em ferros fundidos influencia muito as propriedades da solda. Este dependerá da espessura e tipo do metal de base, do metal de adição a ser usado e do acesso à superfície a ser soldada [13].

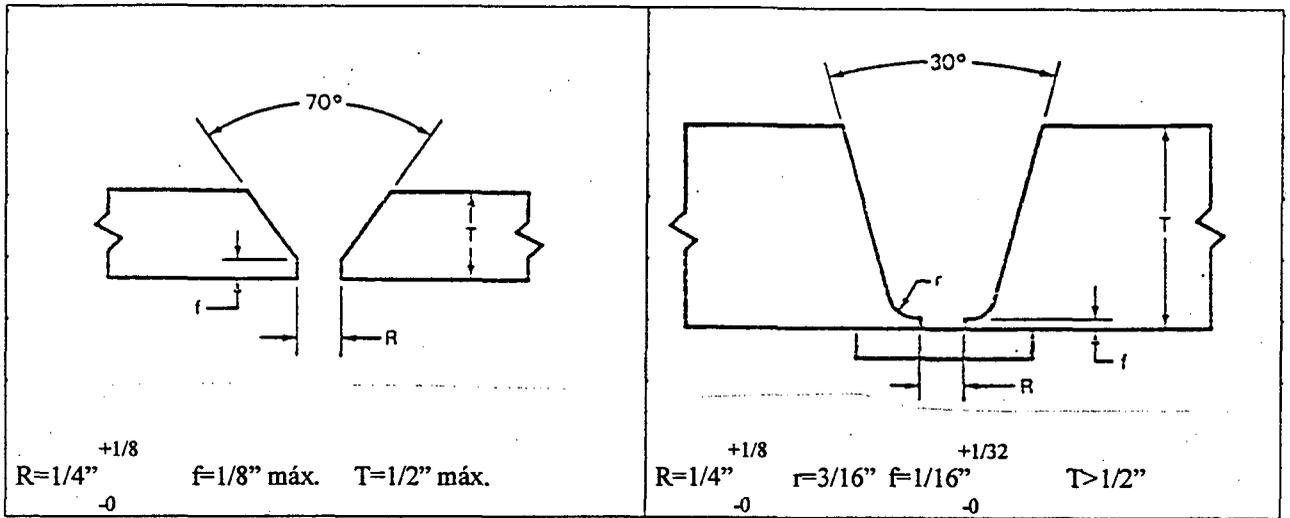
a) Metal de base delgado:

Neste caso utiliza-se chanfros em V ou em U, conforme figuras 17 (A e B). Para reparos superficiais com metal de adição de aço, os chanfros utilizados em aços comuns são aceitáveis. Com metal de adição à base de níquel, os ângulos dos chanfros devem ser aumentados para permitir a manipulação de uma poça de solda pouco fluida. O nariz do chanfro deve ser reduzido pois os eletrodos à base de níquel têm menos penetração do que os eletrodos de aço

b) Metal de base espesso:

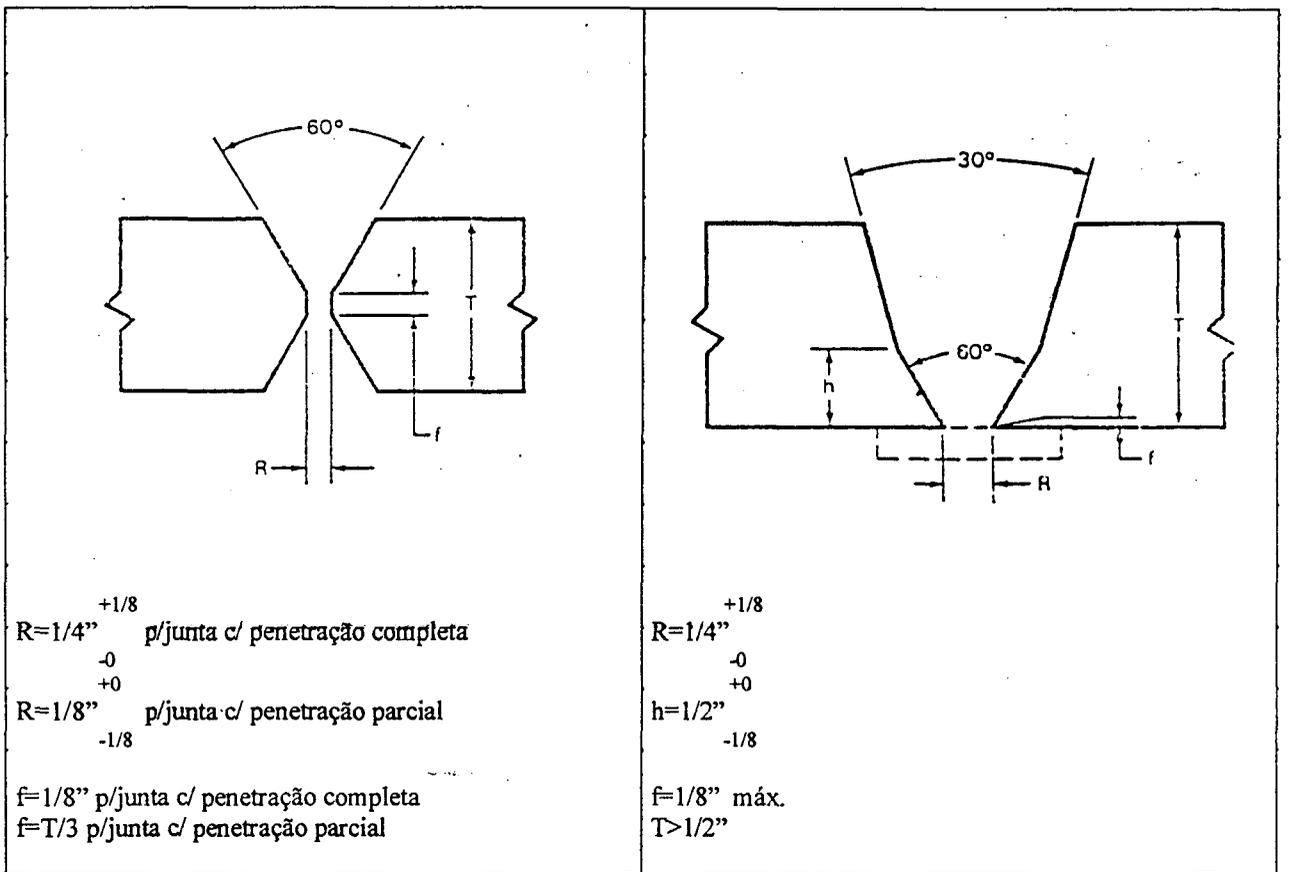
Para espessuras do metal base maiores que 12,7mm (1/2”), deve-se utilizar chanfros que distribuam as tensões induzidas durante a soldagem. Juntas duplas são efetivas nestas aplicações, quando os dois lados desta são acessíveis. Para espessuras até 19mm (3/4”), o chanfro duplo V, figura 17 (C), ou K parcial devem ser utilizados. Para espessuras maiores que 19mm, deve-se utilizar o chanfro duplo U ou duplo J. Quando apenas um dos lados da seção é acessível, pode-se utilizar o chanfro U modificado (misto), figura 17 (D). Isto permite o acesso à raiz da junta e diminui a largura da face soldada, diminuindo a massa do metal de base e as tensões de contração.

Para a soldagem de peças espessas pode ser feito o amanteigamento dos chanfros, como será descrito no item 2.5.10, resultando num mínimo de tensões residuais no fundido de baixa ductilidade [13].



A

B



C

D

Figura 17. Formato da junta para metal de base delgado (A, B) e formato da junta para metal de base espesso (C e D).

ZHANG et alli [41], realizaram testes em chapas de ferro fundido nodular perlítico, com dimensões de 120x70x20mm. As chapas foram usinadas com chanfros em V, duplo V e U com ângulo de 60°, e soldadas com corrente alternada de 120 A e velocidade de soldagem de 2,5mm/s, com eletrodos ENiFe-CI de 3,2mm de diâmetro, com temperatura de interpasses de aproximadamente 600°C. Determinou-se que a junta em duplo V soldada, tem maior resistência à tração, seguidas pelas juntas em V e juntas em U. A junta em U rompeu na zona parcialmente misturada da raiz da solda.

c) Penetração nas juntas:

O grau de penetração necessário na junta depende da resistência relativa entre o metal de solda e o metal de adição, das tensões de serviço, e da espessura da peça a ser soldada. A economia do tempo de soldagem e de material de adição conseguida através de penetração incompleta da junta deve ser cuidadosamente analisada em relação ao tipo de serviço a que o fundido está sujeito.

Peças espessas de ferro fundido cinzento, algumas vezes, são soldadas com penetração parcial das juntas. Por exemplo, a maioria dos metais de solda à base de níquel são mais resistentes que os ferros fundidos cinzentos, de modo que juntas com penetração parcial são aceitáveis. Para seções acima de 12,7mm (1/2") de espessura, é adequado soldar 2/3 da espessura em juntas tipo duplo U. Peças de ferro fundido nodular requerem soldas com penetração total, por apresentarem alta resistência.

Soldas em ferros fundidos que serão expostos a fadiga deverão ter penetração total. O nariz da junta não fundido irá agir como uma trinca, e propagar sob fadiga. Assim também deverão ser as soldas em tubos, pois uma junta com penetração incompleta poderá agir como uma fenda e acelerar a corrosão [13].

d) Técnicas de alteração das juntas:

A resistência e o bom desempenho da solda em ferros fundidos pode ser melhorada com a alteração das superfícies dos chanfros.

- Aberturas de ranhuras na face do chanfro:

As ranhuras são abertas com esmerilhamento das faces, na direção paralela ao cordão depositado, conforme figura 18. Primeiro, as ranhuras são preenchidas (com o processo e metal de adição escolhidos), para depois preencher o resto da junta. Desta maneira a interface da solda torna-se irregular, fazendo com que a trajetória das trincas não seja retilínea, isto é, para propagação da trinca, esta terá que mudar de direção, aumentando a tensão requerida. Com isto a resistência da solda aumenta [13].

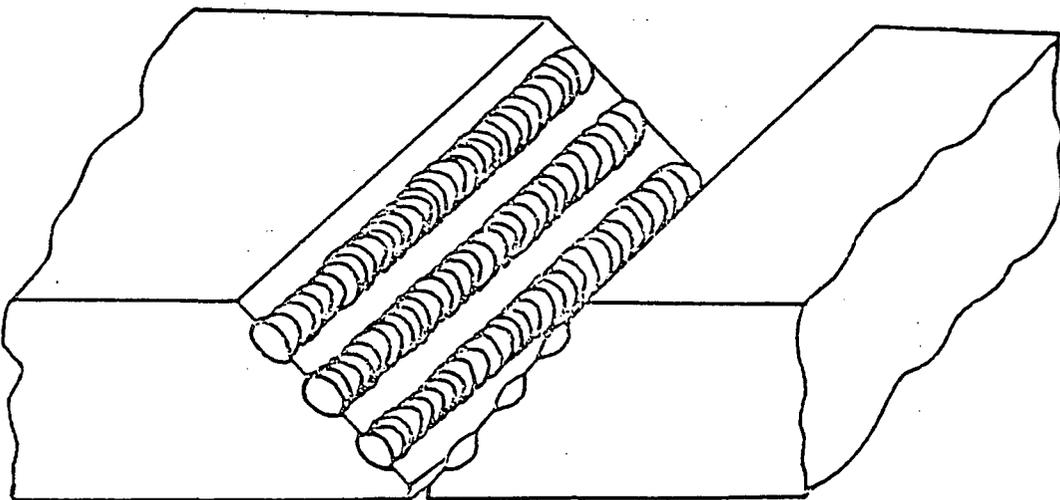


Figura 18. Abertura de ranhuras nas faces dos chanfros [13].

- Colocação de pinos:

A aplicação mecânica de pinos nos chanfros da solda tem mostrado um aumento da qualidade e resistência da junta. Os pinos são rebitados ou rosqueados, dependendo da sua forma, nas faces dos chanfros, conforme a figura 19. O metal dos pinos é escolhido para que este

seja compatível com o metal de adição [12, 13]. O número de pinos multiplicado pelas suas seções circulares deve representar uma seção de 20 a 35% da área da superfície soldada (segundo a resistência que se deseje conseguir) [16], reduzindo a zona de maior concentração de carbono e melhorando a resistência à tração da junta soldada [21]. Pode considerar-se nestas condições, que a resistência à tração da solda, depois de concluída, será igual à dos pinos. O diâmetro destes variará de acordo com a espessura da peça a ser soldada: normalmente oscila entre 5 e 10mm. A profundidade que se deve inserir os pinos estará compreendida entre 1,5 a 2 vezes seu diâmetro, e a parte que ficará acima da peça deve ser de 4 a 7mm, dependendo das condições da junta, e colocando-se o mesmo número de pinos de cada lado, dispostos simultaneamente. Cada pino deve ter um bom ajuste no fundido e soldado, de modo que fiquem perfeitamente unidos o pino, o metal base e o metal de adição. Depois de soldado separadamente cada pino, deve-se cortar suas cabeças e prosseguir a soldagem [16].

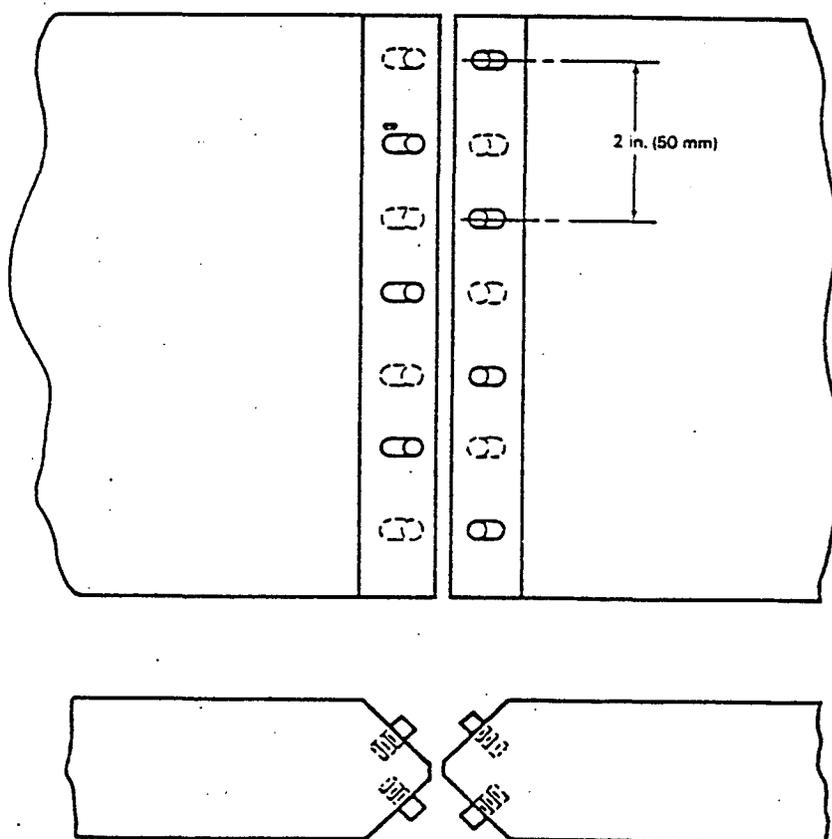


Figura 19. Colocação de pinos para aumentar a resistência da junta soldada [13].

2.5.8 Manipulação dos eletrodos

A diluição pode ser minimizada com a utilização de cordões retos sem oscilações, com o eletrodo quase perpendicular à superfície da peça e o arco direcionado para a poça de fusão. Quando soldar em chanfros, o tecimento pode ser usado para melhorar a fusão das faces do chanfro. A técnica de solda salteada pode ser usada para diminuir distorções em reparos extensos ou peças espessas [13].

Para o reparo de uma porosidade ou de uma inclusão de areia, costuma-se utilizar uma seqüência de soldagem conhecida como *seqüência-em-espiral*. O cordão em formato espiral inicia-se na parte inferior central da cavidade e prossegue por trechos curtos e retos, de cerca de 50mm cada, para evitar o aquecimento e níveis de distorções excessivos da zona de solda. Caso seja necessário haver tecimento para a execução dos passes de solda, sua amplitude de oscilação não deve exceder três vezes o diâmetro do eletrodo [13, 29].

Em defeitos curtos e retos de pequena profundidade, e que podem ser reparados por meio de um ou dois passes de solda, deve-se empregar a técnica de *seqüência corrida* ou então de *passes-a-ré* (ou em retrocesso). Por outro lado, quando o defeito é longo e, portanto, capaz de induzir distorções devido à soldagem, recomenda-se empregar a seqüência simétrica ou a seqüência alternada, (veja a figura 20).

A figura 21 descreve a seqüência de soldagem de reparo em cavidades profundas [29]. Na figura 22 é mostrada a seqüência de enchimento recomendada por Gregory [26] para minimizar as tensões, que consiste em efetuar os passes alternadamente a um e outro lado da junta.

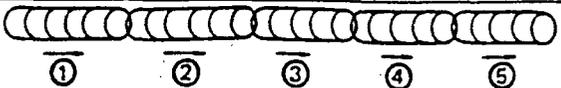
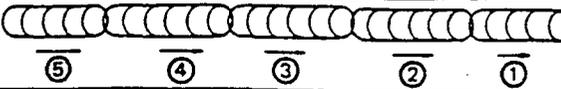
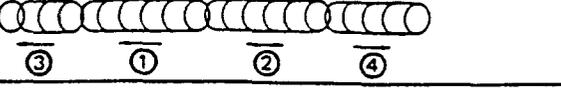
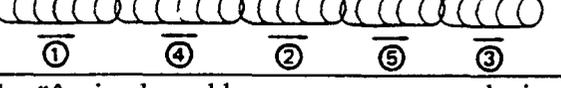
Seqüência corrida		Comprimento recomendado do cordão: inferior a 50mm
Seqüência de passes-à-ré		
Seqüência simétrica		
Seqüência alternada		

Figura 20. Seqüência de soldagem em reparos de juntas rasas (defeitos localizados junto à superfície) [29].

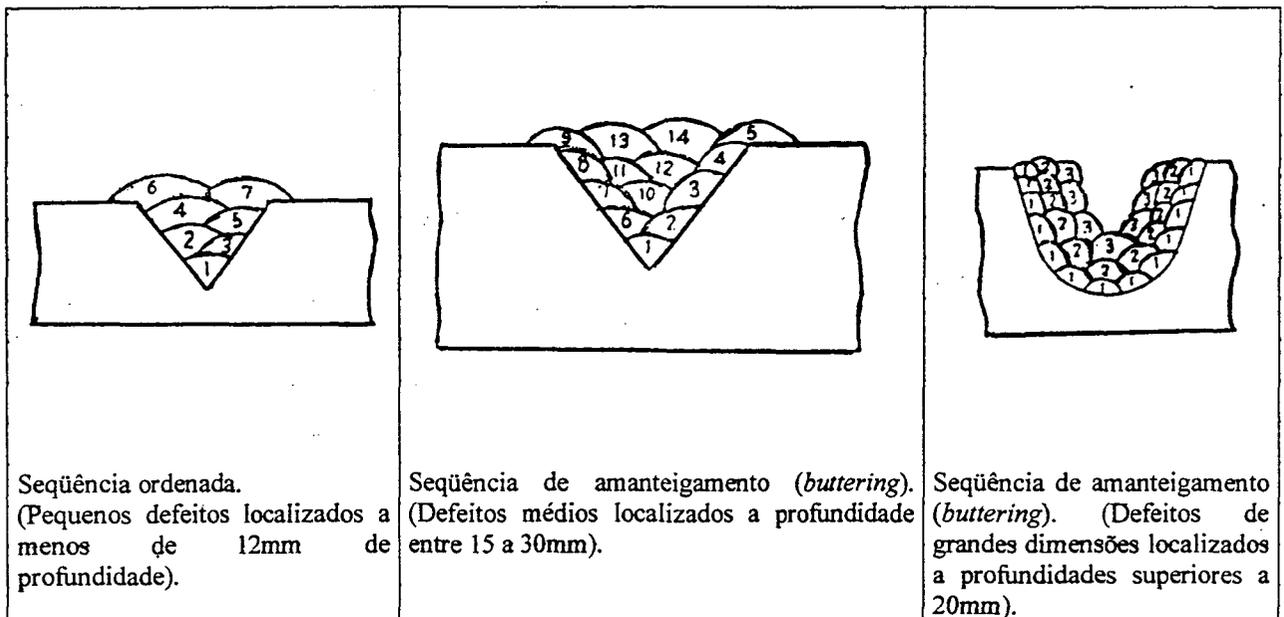


Figura 21. Seqüência de soldagem em reparos profundos [29].

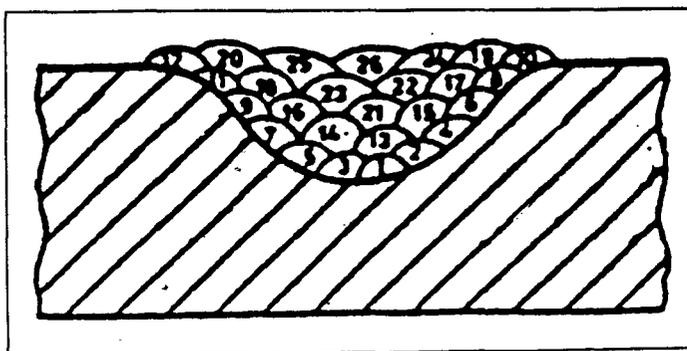


Figura 22. Seqüência de soldagem em chanfros para minimizar as tensões [26].

2.5.9 Martelamento

O trincamento da solda pode ocorrer pela contração do cordão de solda, que cria tensões na ZTA, durante uma transformação de fase (transformação de austenita em martensita mais cementita). Estas tensões são eliminadas pelo martelamento [42], pois ele controla as distorções e reduz os riscos de trincamento, pela alteração da distribuição das tensões na peça soldada. O martelamento quando bem feito pode ser bastante efetivo na redução das distorções. Por exemplo, uma junta em V não martelada e sem restrição, causa razoáveis distorções. A mesma solda, devidamente martelada será completada sem distorções [13]. Obviamente é um procedimento lento e trabalhoso, mas tem produzido bons resultados em soldagens de difícil realização [39].

O martelamento deve ser feito com muitos golpes moderados perpendiculares à superfície do cordão, preferivelmente poucos golpes aplicados com pequena força, em cada cordão depositado. É recomendável o uso de martelo com diâmetro de 13 a 19mm. Durante a operação de martelamento, o metal de solda deve estar ainda rubro, mas nunca abaixo de 540°C [13]. O cordão deve ser resfriado completamente antes da realização do próximo cordão [39].

Para estabelecer as prováveis causas do aparecimento de trincas no pé do cordão (*toe-cracking*), Cookson [42] realizou testes de simples deposição em chapas de ferro fundido branco, utilizando diferentes comprimentos de depósitos, com eletrodos de diâmetro igual a 2,4mm e 3,2mm. Ocorreram trincas em todos os casos, até mesmo em cordões curtos, como mostra a figura 23. Por causa da dificuldade no corte das amostras, um único tipo de trinca foi investigado, a trinca no pé do cordão (*toe cracking*), mediante a remoção do reforço do cordão de solda seguido do teste de líquido penetrante. Depois de realizados outros testes similares, só que realizando o martelamento, não ocorreram trincas, de acordo com a figura 23. Isto indica que o trincamento ocorreu devido a contração do cordão de solda durante as transformações estruturais da ZTA, ou logo após quando a contração do cordão de solda alcançou o valor máximo. Os

testes também mostraram que para obtenção de um metal de solda sem trincas, nestas condições de soldagem, o tempo crítico máximo entre a deposição do cordão e o início do martelamento é de 7s. Existe alta suscetibilidade ao trincamento quando se utiliza eletrodo com diâmetro de 3,2mm, a menos que uma camada de amanteigamento seja realizada com eletrodos com diâmetros de 2,4mm. O eletrodo com diâmetro de 2,4mm oferece bons resultados com depósitos de 10mm de comprimento e 7 segundos no máximo para o início do martelamento. A velocidade manteve-se constante com 15,2 cm/min.

Com martelamento após:	Comprimento do cordão (mm)	Energia de soldagem : 65,6 (kJ/cm) Diâmetro do eletrodo: 2,4 mm	Energia de soldagem : 118 (kJ/cm) Diâmetro do eletrodo: 3,2 mm
13 s	25	#####	
9 s	15	////////////////////	#####
7 s	10	Sem trincas	#####
5 s	4	Sem trincas	Sem trincas
Sem martelamento			
	12	#####	#####
	6	////////////////////	#####
	4	////////////////////	#####

= severas trincas (*toe cracking*)

//////////////////// = pequenas trincas (*toe cracking*)

Figura 23. Influência do martelamento na prevenção de trincas em cordões de soldas depositados em chapas de ferro fundido branco [42].

2.5.10 Amanteigamento

O amanteigamento envolve a preparação da junta pelo depósito de uma ou mais camadas de solda nos chanfros, usando a energia em condições bem controladas. O material de adição empregado deve apresentar boa soldabilidade, para evitar os problemas na zona fundida e ZTA. A seguir, quando necessário, é realizado um de recozimento para remoção dos carbonetos. A solda pode então ser completada com material de adição mais barato, com alta energia de soldagem e sem preaquecimento [20].

O amanteigamento é feito na superfície do chanfro com eletrodos de diâmetros pequenos (2,4 ou 3mm) conforme as figuras 24, 25 e 26. O chanfro pode ser preenchido com o mesmo tipo de eletrodo usado para o amanteigamento, embora um chanfro amanteigado com eletrodo à base de níquel pode ser completado com eletrodo de ferro-níquel, para proporcionar melhor resistência a junta. Por economia, chanfros profundos podem ser amanteigados com uma camada de níquel ou ferro-níquel, e preenchidos com eletrodos de aço ao carbono de revestimento básico [26].

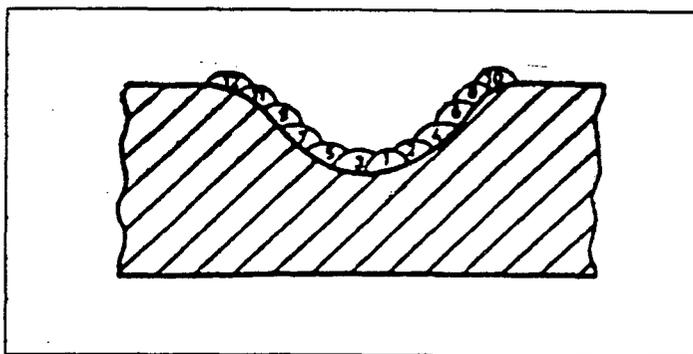


Figura 24. Forma do chanfro depois de removido o defeito e seqüência de depósito na camada de amanteigamento [26].

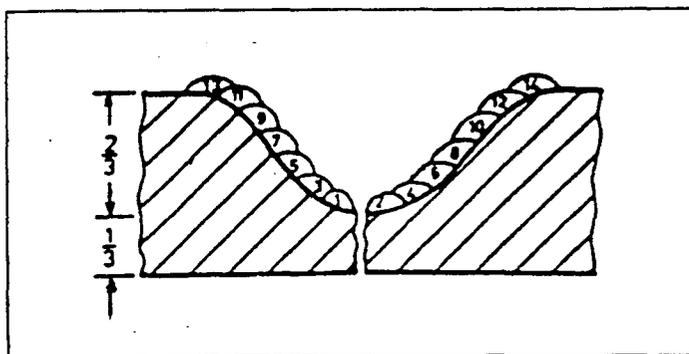


Figura 25. Reparo do fundido trincado em um dos lados, mostrando a camada de amanteigamento [26].

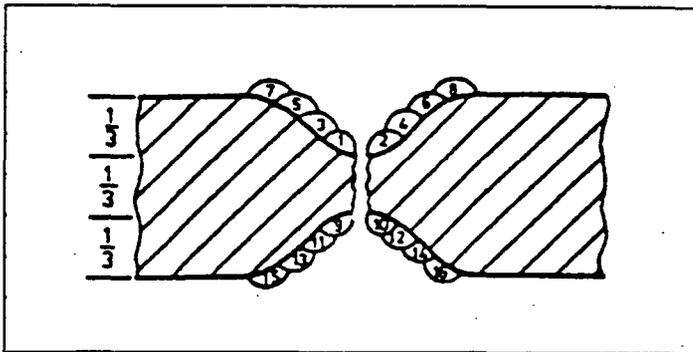


Figura 26. Reparo de um fundido trincado em ambos os lados [26].

2.5.11 Soldagem com resfriamento rápido (*quench welding*)

Neste método de soldagem o cordão é feito sem preaquecimento, com o depósito de uma série de cordões pequenos e retos. Estes são martelados, para aliviar as tensões de contração, e a área soldada é resfriada com um jato de ar ou pano úmido, com o objetivo de limitar o desenvolvimento das tensões e reduzir o tamanho da ZTA [20]. O resfriamento rápido no cordão de solda depois de cada depósito elimina o perigo de trincamento, ocasionado pela alta energia de soldagem [42].

Segundo Cookson [19], a técnica de soldagem com resfriamento rápido (*quench welding*) pode ser dividida em três etapas:

- Etapa A: realiza-se a abertura de ranhuras longitudinais nas faces chanfradas, as quais servem para aliviar as tensões (veja figura 18 na página 57).
- Etapa B: as ranhuras são preenchidas com eletrodos à base de ferro, os quais possuem alta taxa de solidificação, e cujos revestimentos, proporcionam maior retirada de contaminantes do metal de base através da escória. Nesta etapa deve ser utilizada a técnica de *passe-a-ré*, preenchendo as ranhuras com uma só camada, e cada depósito martelado completamente. A técnica de resfriamento rápido não deve ser utilizada neste estágio, e os depósitos devem ser

resfriados naturalmente. Uma vez preenchidas as ranhuras, deve-se utilizar o mesmo eletrodo para preencher o restante da face do chanfro, selando completamente os contaminantes do metal de base, os quais são responsáveis por problemas de união e porosidades.

- Etapa C: é a operação final de união, na qual é utilizado um jato de ar ou pano úmido e pressionado no depósito imediatamente após o desligamento do arco. Quando o jato de ar é utilizado, o matelamento e o resfriamento rápido devem ser realizados simultaneamente.

Muitos especialistas no início ficaram receosos em relação à idéia do resfriamento rápido. Entretanto, se considerarmos um depósito de solda com eletrodo revestido, com 50mm de comprimento em um fundido de 9,5 mm de espessura, quando o arco é interrompido a temperatura na ZTA será no máximo de 110°C e diminuirá rapidamente [19]. O ar comprimido ou um pano úmido é usado para acelerar o resfriamento até a temperatura ambiente. Da mesma maneira os próximos depósitos serão realizados, ou seja, sempre resfriando de 80°C a 110°C até a temperatura ambiente.

A faixa de $M_s - M_f$ dos ferros fundidos depende da sua composição química e elementos de liga. A faixa de temperatura é de 220°C a 90°C, para M_s e M_f respectivamente, para ferros fundidos cinzentos, nodulares e maleáveis, sem elementos de liga. É importante notar que a temperatura M_f nunca encontra-se abaixo de 90°C, e nenhum endurecimento adicional poderá ocorrer com o resfriamento rápido a partir desta temperatura.

Com este processo a principal fonte de trincamento, a grande expansão e contração do metal de base, é eliminada. Porém este processo não deve ser empregado em ferros fundidos brancos, Ni-Hard, os quais já são por natureza sensíveis ao trincamento.

2.6 QUALIFICAÇÃO DA SOLDA

O profundo conhecimento dos ferros fundidos torna-se muito importante para a realização de ensaios não destrutivos. O ensaio de ultra-som não é recomendado, pois o sinal obtido pode ser distorcido pelas lamelas de grafita dos ferros fundidos. A interpretação de radiografias também pode se tornar confusa, e deverá ser realizada por alguém que conheça bem estes materiais. Por isso, os testes para inspeção mais utilizados em ferros fundidos são partículas magnéticas e líquido penetrante [43].

O ensaio de tração é o ensaio mecânico que permite obter os limites de escoamento, resistência à tração, alongamento e estrição do material ensaiado. Normalmente os valores de escoamento do metal depositado por eletrodos revestidos são bem superiores aos do metal de base, assim como os valores de alongamento. É conveniente que os limites de resistência do metal depositado e do metal de base sejam equivalentes; o valor mínimo garantido para um dado eletrodo, deve ser igual ou pouco superior ao valor mínimo especificado para o metal de base. Ao ensaiar juntas soldadas, a localização da ruptura ocorrida no ensaio de tração, permite tirar algumas conclusões importantes:

- A melhor situação será aquela onde algumas juntas rompem na solda e outras fora da solda; é a demonstração de uma boa continuidade metálica.
- Quando todas as rupturas ficam localizadas na solda, isto não desclassifica o eletrodo em teste. Se os valores de resistência à tração obtidos nos ensaios da junta soldada forem superiores ao mínimo especificado para o metal de base da junta, a situação é perfeitamente compatível.
- Quando todas as rupturas ficam localizadas fora da solda, isto pode conduzir a uma tranqüilidade aparente, mas que se tornará perigosa se a solda for muito mais resistente do que o metal de base; a continuidade metálica, integrante da definição de solda, pode ser

muito imperfeita devido à grande diferença de comportamento solda/metal de base por ocasião da aplicação de esforços [44].

A resistência à tração e alongamento de soldas com amanteigamento realizadas em ferros fundidos nodulares com eletrodos de ENiFe-CI, resultam em aproximadamente 66% da resistência do metal de base para ferros fundidos perlíticos, que é equivalente à resistência do metal de base ferríticos, e aproximadamente 33% da ductilidade do metal de base de soldas que sofrem recozimento. A *American Welding Society* cita os seguintes resultados da resistência relativa de juntas soldadas com eletrodos ENiFe: ferro fundido cinzento 91%, ferro fundido maleável de núcleo preto 88% e ferro fundido ferrítico 76% em média da resistência à tração do metal de base. Os resultados dos ferros fundidos maleáveis e nodulares mostram uma redução severa na ductilidade se comparada com o metal de base [45].

CAPÍTULO 3

Metodología experimental

CAPÍTULO 3

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 INTRODUÇÃO

A maior parte do trabalho foi realizada em uma série de corpos de prova com simples deposição de soldagem, utilizando eletrodo revestido, visando correlacionar três tipos de eletrodos, duas temperaturas de soldagem e duas energias de soldagem, com as respectivas microestruturas e características dos cordões obtidos, tais como geometria do cordão, espessura da ZTA, diluição e perfis de dureza. Adicionalmente foram realizados alguns testes em juntas soldadas visando verificar o comportamento da solda.

3.2 INSUMOS

3.2.1 Eletrodos revestidos

Foram utilizados os três tipos mais usados de eletrodos (eletrodos de aço, níquel e ferro-níquel), com 3,25mm de diâmetro. As respectivas composições químicas são descritas na tabela 9.

3.2.2 Material de base

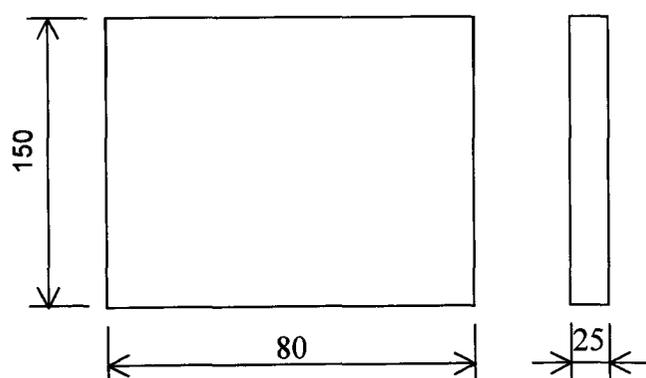
Foi escolhido o ferro fundido cinzento perlítico-ferrítico, tipo FC 250 [46] pois este é de difícil soldabilidade. A escolha da classe FC 250 recaiu no fato de que este material é o mais utilizado na indústria.

As dimensões da chapa foram escolhidas baseadas num software disponível no Labsolda - UFSC. Este permite encontrar as dimensões mínimas da chapa, para que ela se comporte como semi-infinita, em termos de transferência do calor. Baseados neste dados, fundiram-se 36 chapas, na Escola Técnica Tupy, segundo as dimensões da figura 27.

Tabela 9. Composição química dos eletrodos utilizados no trabalho (% em peso).

Composição Química	Eletrodos *		
	AWS A5.15 ENi-CI Eletrodo de níquel (ESSEN SUPER CAST 188)	AWS A5.15 ENiFe-CI Eletrodo de níquel-ferro (ESSEN CAST 55)	AWS A5.15 Est Eletrodo de aço (ESSEN CAST GH)
C	1,00	1,40	0,04
Si	1,10	0,70	0,02
Mn	0,70	0,25	0,50
Fe	2,00	42,7	99,41
Cu	1,80	-	-
Ni	93,4	55,0	-
P	-	-	0,015
S	-	-	0,015

* Eletrodos Lancer Soldas Ltda



* unidades: mm

Figura 27. Dimensões das chapas de ferro fundido utilizadas.

As propriedades das chapas, de acordo com relatório técnico emitido pela Escola Técnica Tupy, são as seguintes: a matriz apresenta 88% de perlita e 12% de ferrita com eutético fosforoso (steadita) em contorno de células eutéticas e inclusões do tipo sulfeto de manganês e titânio. A grafita, segundo a norma ASTM A-247, tem forma I, disposição A e C, tamanhos 4 e 5. Dureza Brinell 187HB, medida conforme a norma DIN 50124 com esfera de diâmetro de 10mm, com carga de 3000kgf/30s, num durômetro Wolpert. Os limites de resistência obtidos no ensaio de tração conforme a norma DIN 50125, são de 264,35 MPa para a amostra 1 e de 274,45 MPa para a amostra 2, medidos numa máquina universal de ensaios Wolpert com alcance de 200kN. A análise química do metal de base segue a tabela 10.

Tabela 10. Composição química do metal de base.

Análise química (%)	
Carbono	3,23
Silício	2,29
Manganês	0,84
Fósforo	0,038
Enxofre	0,021

3.3 SIMPLES DEPOSIÇÃO DE SOLDAGEM

3.3.1 Preparação dos Corpos de Prova

O objetivo da execução dos testes de simples deposição foi o de avaliar a influência dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente) sobre a microestrutura do metal de solda e ZTA. A velocidade de soldagem foi mantida constante através do uso de uma tartaruga na frente da peça a ser soldada, que serviu de guia para o soldador. Os testes de simples deposição de soldagem foram realizados segundo os parâmetros abaixo e a tabela 11.

- diâmetro dos eletrodos: 3,25 mm
- velocidade de soldagem: 15 cm/min
- temperaturas de preaquecimento: T1 = 80°C * e T2 = 190°C **

* A escolha desta temperatura para soldagem a frio, baseou-se em Rosas [21], Gregory [26] e Cookson [19].

** A escolha desta temperatura de preaquecimento, baseou-se na figura 15, em função do carbono equivalente do metal de base, conforme AWS Committee on Welding Cast Iron [13].

Tabela 11. Relação entre os eletrodos utilizados e respectivas corrente/tensão, polaridade e aporte térmico.

Eletrodo	Corrente (A)	Tensão (V)	Polaridade	Aporte Térmico (kJ/cm)
ESt	80	19	CC ⁺	6,1
	100	18		7,2
ENi-CI	80	16	CC ⁻	5,1
	100	15		6,0
ENiFe-CI	80	20	CC ⁺	6,4
	100	22		8,8

Com os eletrodos de níquel, além de se executar a soldagem nas temperaturas 80°C e 190°C, foram elaborados mais dois corpos de prova na temperatura 80°C (com 80A e 100A) e resfriados bruscamente com jatos de ar, técnica utilizada no *quench welding* [19].

As chapas foram esmerilhadas antes da soldagem, para obtenção de uma superfície lisa, livre de sujeiras e inclusões. Para garantir o resfriamento lento após a soldagem, a peça foi protegida com uma manta cerâmica apropriada.

3.3.2 Medição da geometria do cordão de solda

As chapas foram cortadas transversalmente aos cordões de solda, e as amostras preparadas para exames metalográficos, conforme técnica descrita no Metals Handbook [6]. Foi utilizado um

projedor de perfis (Jena 1195, Profil-Projektor 600), com ampliação de dez vezes, para reproduzir a seção transversal de cada amostra, mostrando a zona fundida e a ZTA. De posse destes perfis e uma folha de papel milimetrado, foi possível calcular a área adicionada e fundida, de acordo com a figura 28, obtendo a diluição de cada corpo de prova. Chamamos de diluição o resultado do quociente entre a área fundida e a soma da área fundida e área adicionada. Também foram medidas a alturas de reforço (r) e penetração (p) dos corpos de prova como mostra a figura 28.

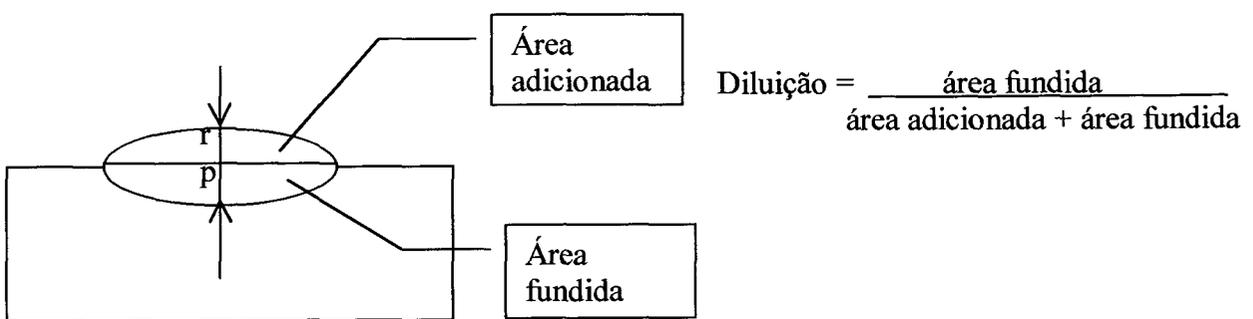


Figura 28. Ilustra a área fundida, a área adicionada, alturas de reforço (r) e a penetração (p) dos corpos de prova.

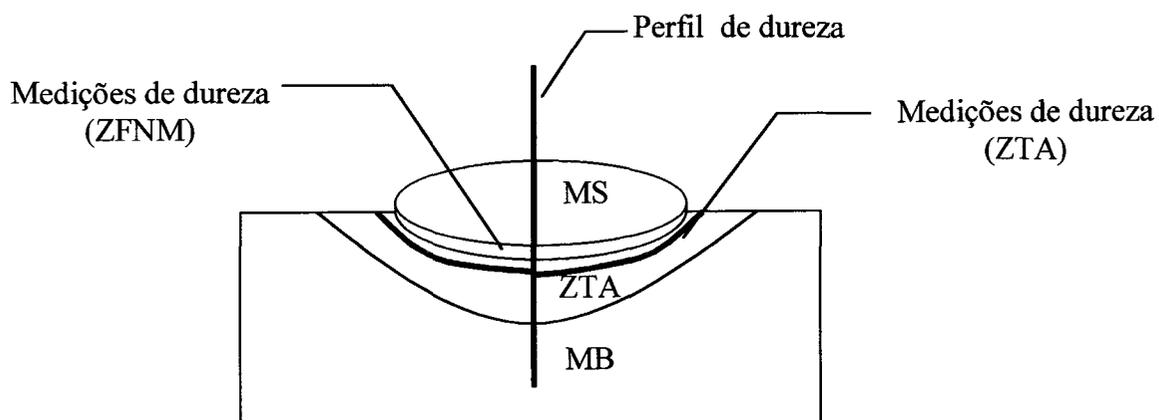
A largura da ZTA de cada corpo de prova foi medida numa tela projetada do próprio microscópio ótico (Neophot-30). Da mesma maneira mediu-se o tamanho da zona fundida não misturada dos corpos de prova obtidos com os eletrodos de aço ESt, pois esta é a área mais crítica da solda, onde há formação de ferro fundido branco, ou seja, a microestrutura mais dura e frágil da solda. Para os eletrodos de Ni e NiFe, esta camada torna-se muito fina e descontínua. Desta forma, torna-se inviável medi-la, sendo possível apenas a sua caracterização microestrutural.

3.3.3 Análise metalográfica

Foram realizados exames metalográficos em todos os corpos de prova obtidos no teste de simples deposição de soldagem, procurando representar as diferenças microestruturais resultantes da variação dos parâmetros de soldagem, descritos no item 3.3.1. Para tanto utilizou-se microscopia eletrônica de varredura-MEV (Philips XL'30), com microsonda acoplada para análise de energia dispersiva de raio-X (EDAX) e microscopia ótica (Neophot-30). Todas as amostras foram atacadas com nital 2%.

3.3.4 Medição de dureza

No levantamento de perfis de dureza utilizou-se o microdurômetro HMV-2000 Shimadzu (500g/15s), para os corpos de prova descritos anteriormente no item 3.3.1. Primeiro obteve-se o perfil de dureza desde o material de base até a extremidade do metal de solda. Para cada corpo de prova procurou-se realizar o maior número possível de medições. Foram realizadas medições ao longo da ZTA, próxima à zona de ligação. Para os eletrodos ESt, também realizou-se medições ao longo da zona fundida não misturada. Foram realizadas sete medições de dureza ao longo de cada região, e calculou-se a média dos três maiores valores para representar a dureza máxima de cada região. A figura 29 ilustra os locais destas medições.



MS – metal de solda

ZTA – zona termicamente afetada

MB – material de base

Figura 29. Ilustra locais de medidas de dureza nos corpos de prova de simples deposição de soldagem.

CAPÍTULO 4

Resultados e discussões

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos, seguindo-se a metodologia experimental descrita no capítulo 3, bem como os gráficos advindos destes resultados, permitindo com isto uma melhor interpretação dos dados.

4.2 SIMPLES DEPOSIÇÃO DE SOLDAGEM

As figuras relacionadas a seguir referem-se à tabela 12, a qual numera cada amostra obtida na simples deposição de soldagem de acordo com parâmetros já relacionados no item 3.3.1, para melhor visualização dos resultados.

Tabela 12. Relação das amostras obtidas por simples deposição, com os parâmetros de soldagem utilizados.

Amostra	Eletrodo	Corrente (A)	Aporte Térmico (kJ/cm)	Temperatura de Preaquecimento (°C)
1	ESt	80	6,1	80
2		100	7,2	
3		80	6,1	190
4		100	7,2	
5	ENi-CI	80	5,1	80
6		100	6,0	
7		80	5,1	190
8		100	6,0	
9		80	5,1	80*
10		100	6,0	
11	ENiFe-CI	80	6,4	80
12		100	8,8	
13		80	6,4	190
14		100	8,8	

*amostras resfriadas bruscamente com jato de ar

Observações:

- Em azul: eletrodos de aço (ESt)
- Em vermelho: eletrodos de níquel (ENi-CI)
- Em verde: eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI)

4.2.1 Microestruturas

Foram realizadas análises metalográficas em todas as amostras classificadas na tabela 12, mas fotografados apenas os corpos de prova obtidos com a corrente de 80 A. O objetivo deste trabalho metalográfico é caracterizar cada região da solda e comparar as diferenças microestruturais obtidas das variações das condições de soldagem (eletrodos, energia de soldagem e temperatura de preaquecimento). Com isto pode-se determinar quais são as condições de soldagem que propiciam melhores microestruturas e conseqüentemente melhores propriedades mecânicas.

Utilizou-se microscopia eletrônica de varredura (MEV) para melhor caracterizar algumas regiões. Na microscopia ótica optou-se por fotografar e analisar as amostras segundo a seqüência de fotografias abaixo, seguindo a nomenclatura da figura 30.

- a) conjunto, ampliação 38x, mostrando todas as regiões
- b) conjunto, ampliação 150x, mostrando com maior ampliação as zona de ligação (ZL)* e ZTA
- c) metal de solda, ampliação 150x
- d) metal de solda, ampliação 1190x
- e) zona de ligação, ampliação 580x
- f) ZTA1, ampliação 1190x, localizada logo abaixo da zona de ligação
- g) ZTA2, ampliação 1190x, localizada acima do metal de base

* Na zona de ligação, para as amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI) e níquel-ferro (ENiFe-CI), temos a área parcialmente fundida intercalando-se com a ZFNM, uma vez que esta torna-se muito fina e descontínua para estes tipos de eletrodos como foi descrito anteriormente. Já para as amostras obtidas com os eletrodos de aço, tem-se uma camada bem definida da ZFNM, e logo abaixo encontra-se a zona parcialmente fundida.

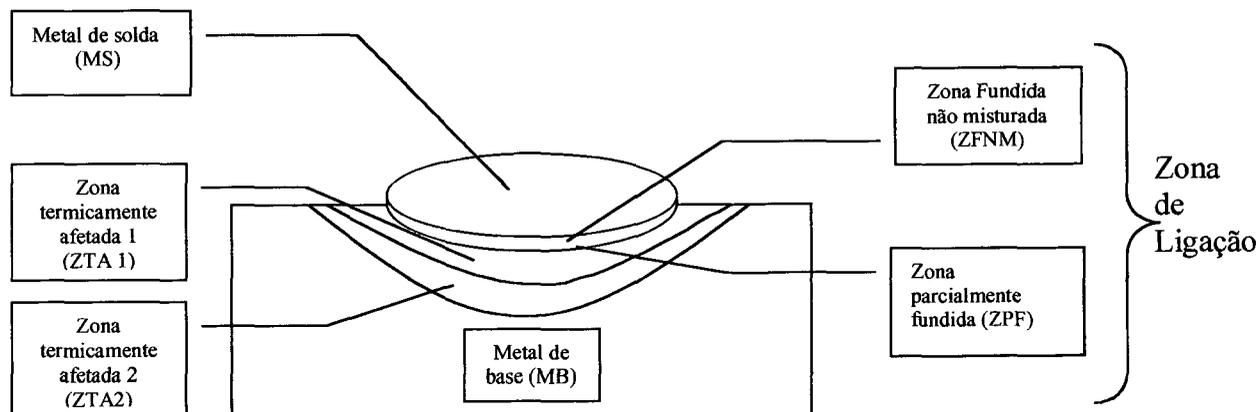


Figura 30. Nomenclatura das micrografias dos cordões de solda com simples deposição.

Amostras obtidas com eletrodo de aço (ESt), com temperaturas de preaquecimento de 80°C e 190°C conforme figuras 31 e 32 respectivamente:

- Conjunto da solda (*fotos a e b*): mostra as regiões do metal de solda, zona de ligação e ZTA. Verifica-se que o metal de solda possui algumas trincas e poros.
- Metal de solda (*fotos c e d*): agulhas grandes de martensita (de alto carbono), em matriz de austenita retida, a qual se deve ao abaixamento da temperatura final de transformação martensítica (Mf) devido o aumento do teor de oriundo da diluição do material de base. Na parte inferior da figura c observam-se regiões de agulhas menores de martensita (próximas à zona de ligação), possivelmente devido a não homogeneização da região.
- Zona fundida não misturada (ZFNМ) (*foto e*): camada de ferro fundido branco (ledeburita, fundo de cementita com glóbulos de austenita que com o resfriamento rápido transformaram-se em martensita). Esta região possui muitos carbonetos e poucos glóbulos. Esta camada caracteriza-se pela fusão e resfriamento rápido do material de base, gerando ferro fundido branco.

- Zona parcialmente fundida (ZPF) (*não fotografada*): no final da camada anterior, antes da ZTA1, há uma região de transição irregular onde existe grafita lamelar ao lado de ferro fundido branco e ilhas de martensita. Conforme o diagrama da figura 16 esta região durante a soldagem, consiste de líquido mais austenita. A presença de grafita indica sua não solubilização total durante a soldagem. O líquido gera ferro fundido branco e a austenita gera martensita.
- Zona termicamente afetada (ZTA): nesta região o material atinge a temperatura de austenitização e resfria rapidamente, não alterando as grafitas do material de base. Observou-se que a ZTA é composta de duas regiões distintas não explicitas na literatura. Tais regiões resultam de diferentes taxas de resfriamento que interceptam as curvas CCT em diferentes posições.

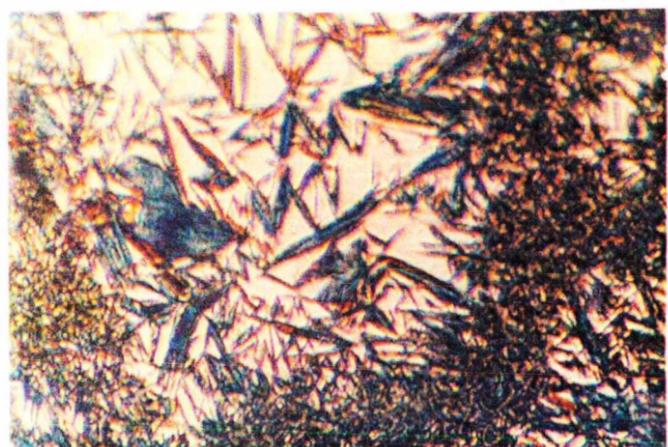
ZTA1 (*foto f*): É composta de martensita, grafita lamelar e regiões de austenita retida com agulhas de martensita no interior. A quantidade de austenita retida é grande, pois nesta região há uma grande dissolução de carbono (devido a alta temperatura atingida) que enriquece a matriz, diminuindo assim a temperatura final de transformação martensítica. Logo abaixo há uma região, a qual não foi fotografada, apenas de martensita e grafita lamelar. A ausência de austenita retida se deve à menor dissolução de carbono devido a menor temperatura de pico. A maioria das trincas acabam nesta camada.

ZTA2 (*foto g*): É composta de grafita lamelar e martensita que se mistura com perlita fina, como resultado do resfriamento mais lento em relação a ZTA1, uma vez que esta região atingiu menor temperatura de pico durante a soldagem.



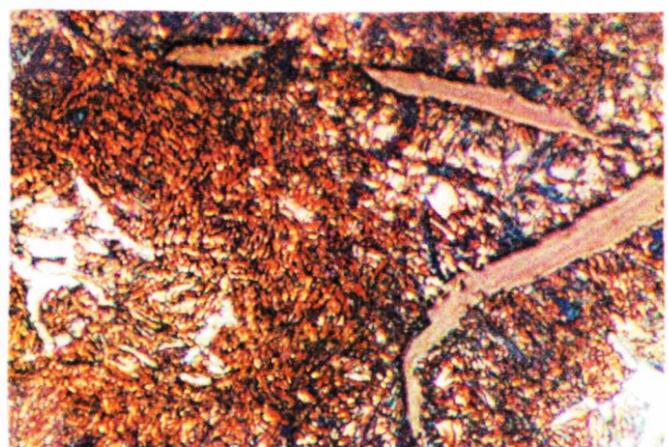
20 μm

e) ZFNM (580x)
Dureza = 630HV



10 μm

f) ZTA1 (1.190x)
Dureza = 593HV



10 μm

g) ZTA2 (1.190x)



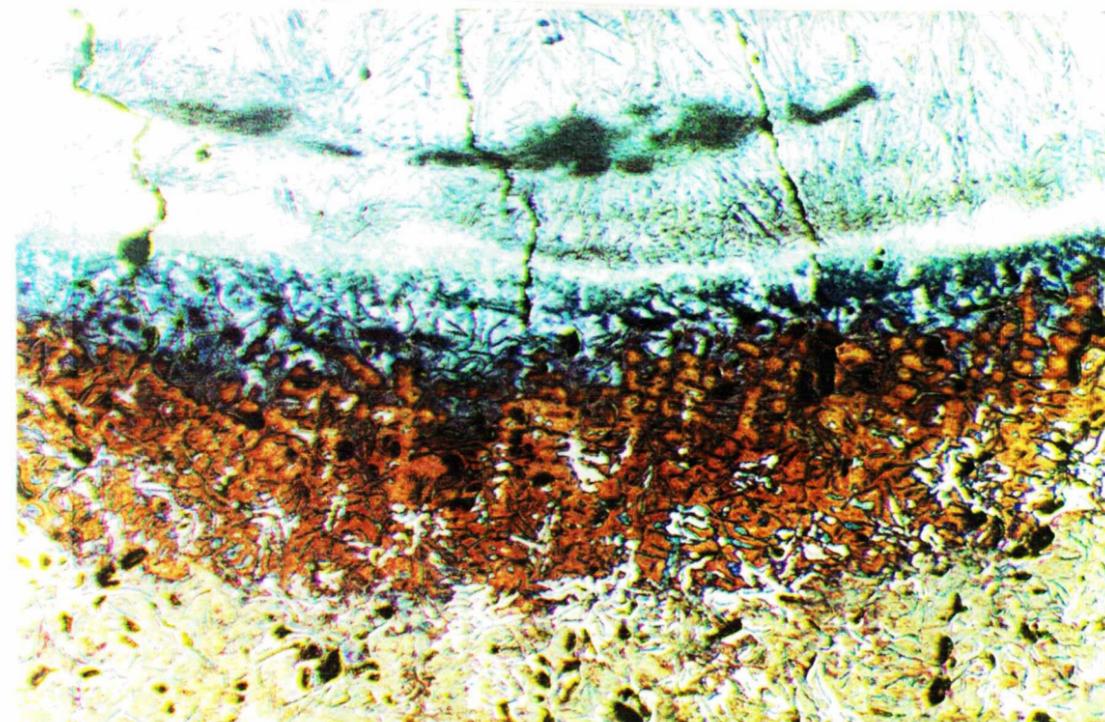
100 μm

c) Metal de solda (150x)



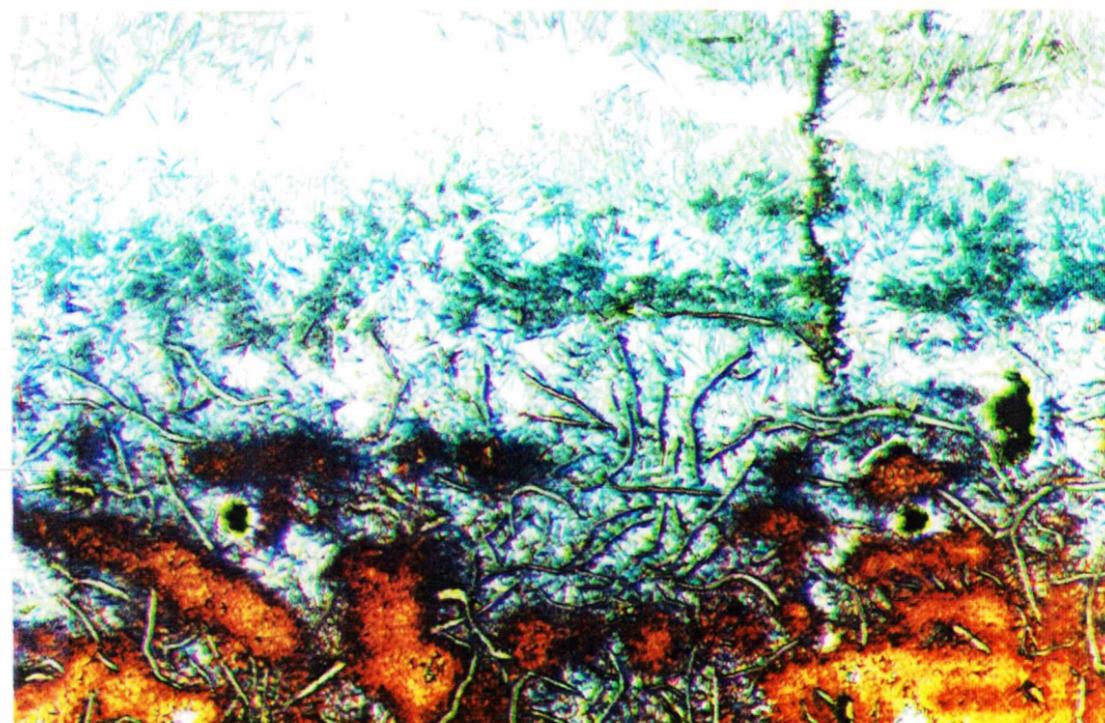
10 μm

d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 392HV



500 μm

a) Conjunto (38x)

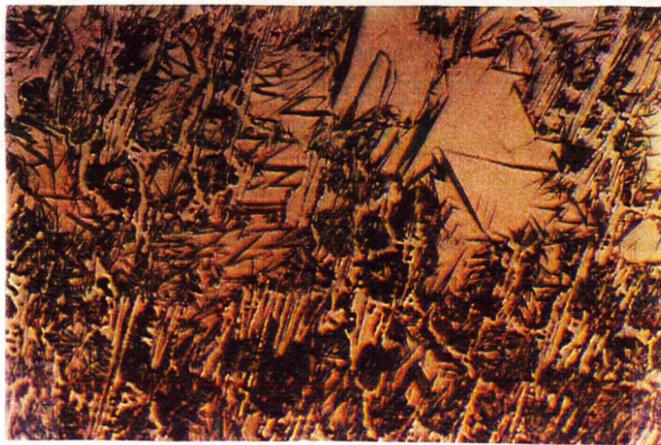


100 μm

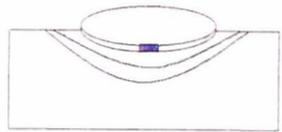
b) Conjunto (150x)

Figura 31. Amostra com Simples Deposição de Soldagem,
obtida com **eletrodo de aço (ESt)**, $I = 80A$, $T_o = 80^{\circ}C$

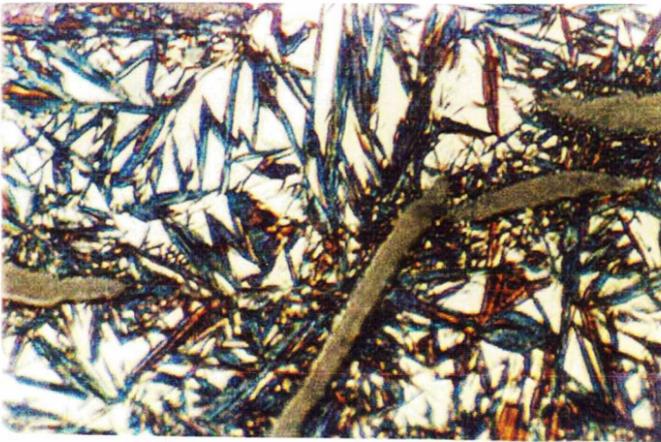
Diluição = 37%



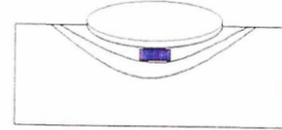
20 μ m



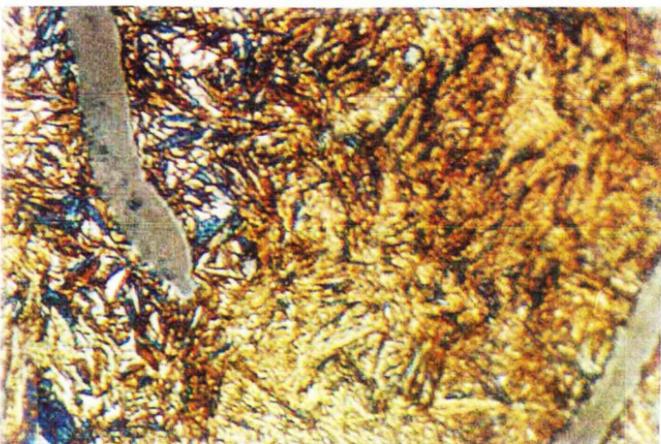
e) ZFNm (580x)
Dureza = 693HV



10 μ m



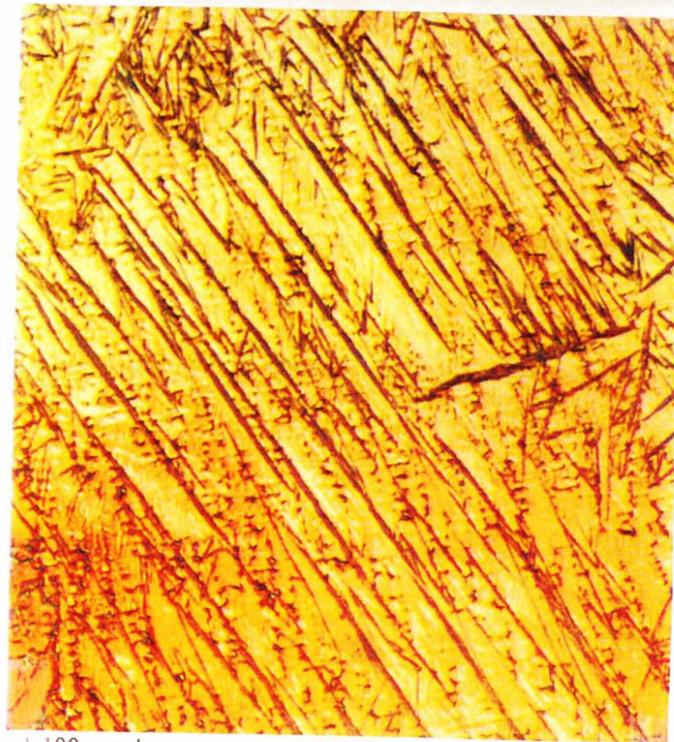
f) ZTA1* (1.190x)
Dureza = 745HV



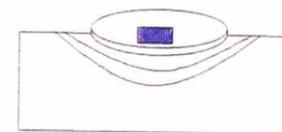
10 μ m



g) ZTA2* (1.190x)



100 μ m



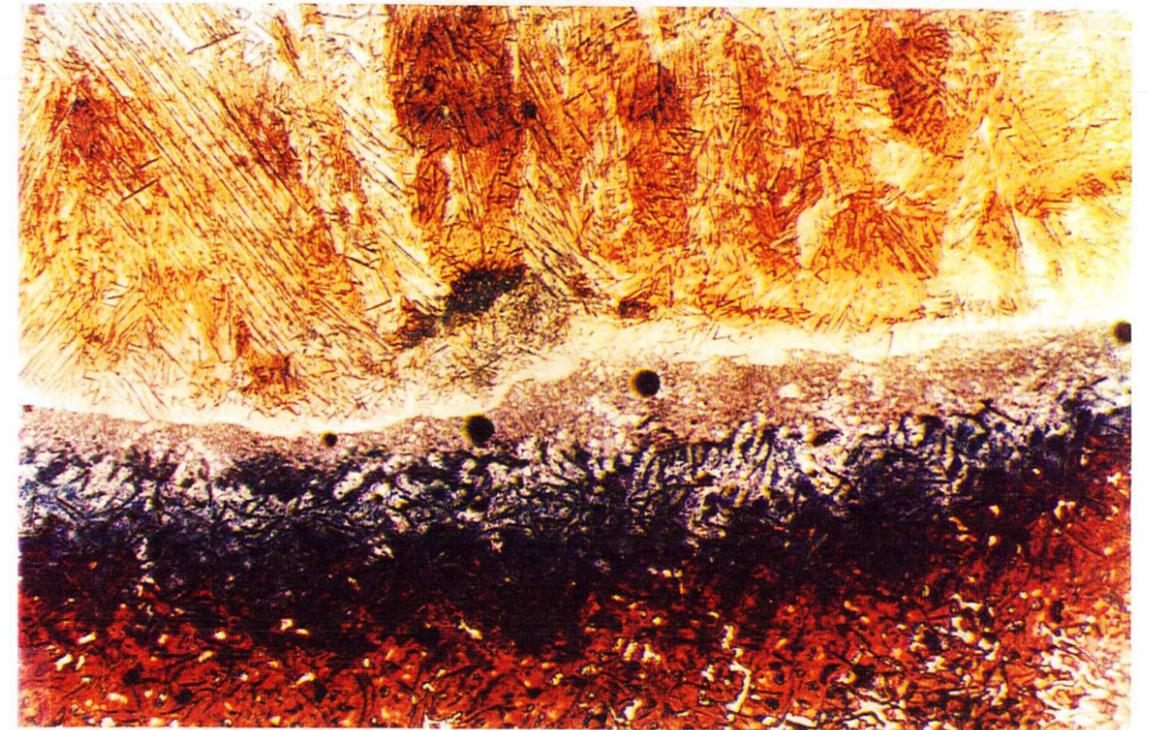
c) Metal de solda* (150x)



10 μ m

d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 442HV

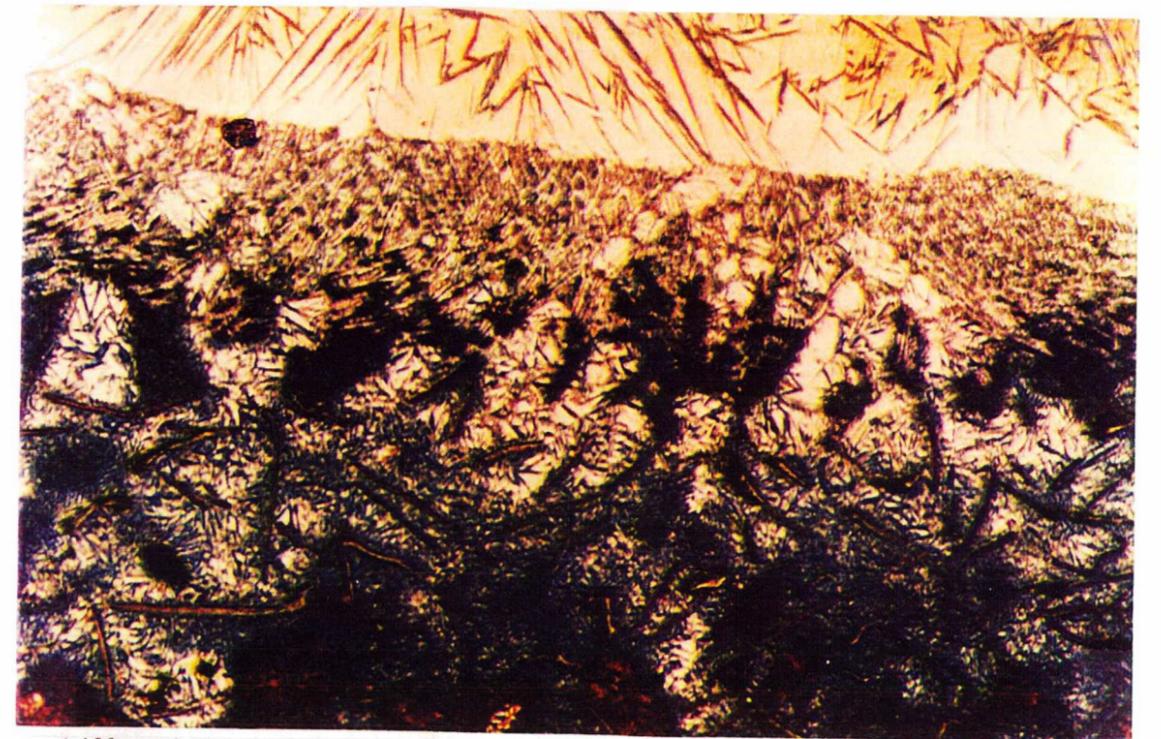
*Regiões caracterizadas com microscopia eletrônica



500 μ m



a) Conjunto (38x)



100 μ m

b) Conjunto (150x)

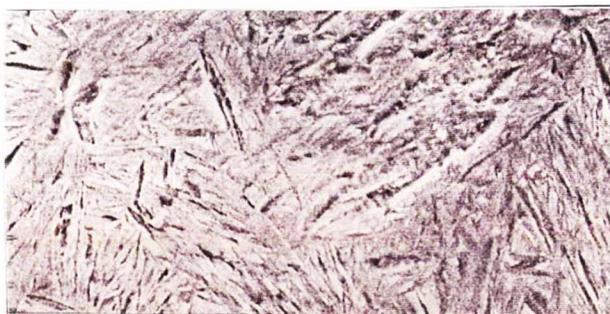
Figura 32. Amostra com Simples Deposição de Soldagem,
obtida com eletrodo de aço (ESt), I=80A, T₀=190°C

Diluição = 41%

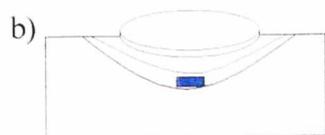
Fotografias referentes a microscopia eletrônica de varredura da amostra com simples deposição de soldagem, obtida com eletrodo de aço (ESt). Condições de soldagem: 80A e 190°C, conforme figura 33.



ampliação: 3.000x
microestrutura da ZTA2: perlita fina



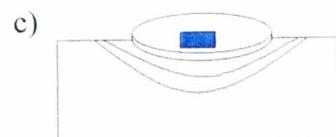
5µm



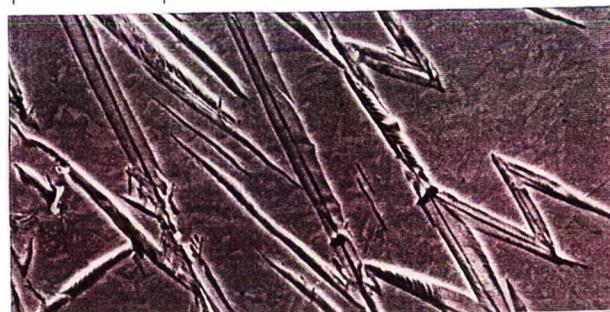
ampliação: 10.000x
microestrutura da ZTA2: perlita fina



2µm



ampliação: 1.000x
microestrutura do MS: agulhas de martensita e matriz de austenita retida



20µm



ampliação: 2.000x
microestrutura do MS: região de austenita retida, agulhas de martensita e carbonetos



10µm

Figura 33. Relação entre figuras esquemáticas do cordão de solda e respectivas fotografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (a,b,c, e d).

Amostras obtidas com eletrodo de níquel (ENi-CI), com temperaturas de preaquecimento de 80°C, 190°C e resfriamento rápido conforme figuras 34, 35 e 36 respectivamente:

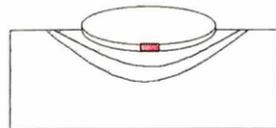
- ❑ Conjunto da solda (*fotos a e b*): mostra as regiões do metal de solda, zona de ligação e ZTA. Verifica-se que o metal de solda possui alguns poros.
- ❑ Metal de solda (*fotos c e d*): matriz de níquel com pequenos nódulos de grafita, estrutura dendrítica e grafita vermicular.
- ❑ Zona fundida (*foto e*): interface do metal de solda com a ZTA1. Não há uma camada contínua de ferro fundido branco (ZFNM), como nas amostras obtidas com eletrodos de aço. Há regiões da ZFNM intercaladas com regiões da ZPF, a qual é chamada apenas de zona de ligação, como foi descrita anteriormente. Nesta camada há então ferro fundido branco intercalado com grafita lamelar ao lado de martensita.
- ❑ Zona termicamente afetada (ZTA): observou-se que a ZTA é composta de duas regiões distintas como descrito anteriormente.

ZTA1 (*foto f*): É composta de martensita, grafita lamelar e regiões de austenita retida com agulhas de martensita no interior. Logo abaixo há uma região, a qual não foi fotografada, apenas de martensita e grafita lamelar.

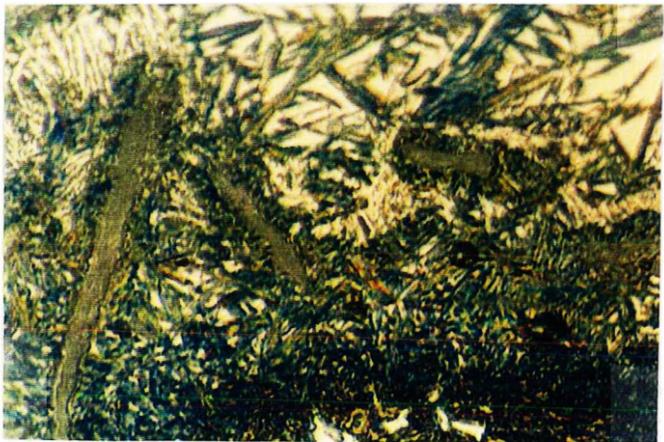
ZTA2 (*foto g*): É composta de grafita lamelar e martensita que se mistura com perlita fina.



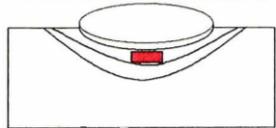
20 μm



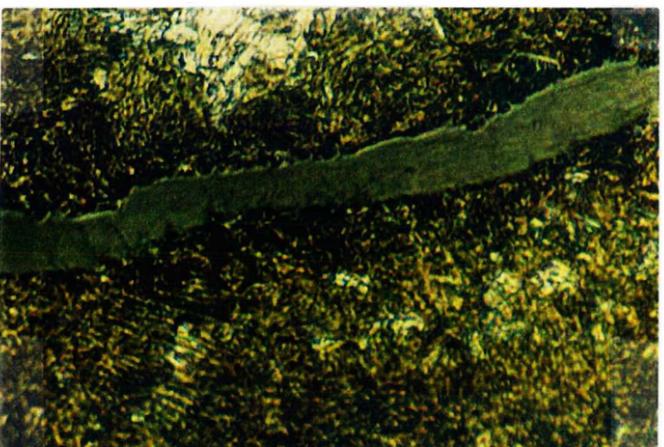
e) ZL (580x)
Dureza = 560HV



10 μm



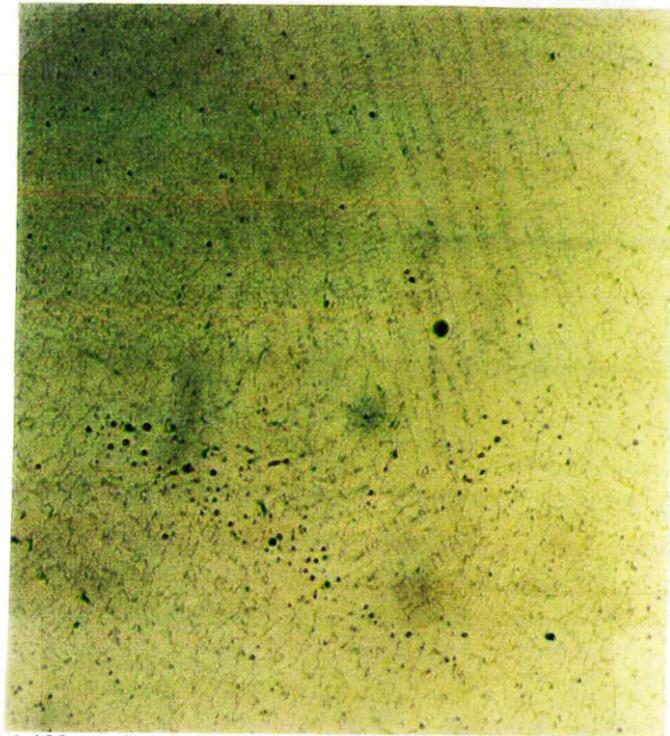
f) ZTA1 (1.190x)
Dureza = 556HV



10 μm

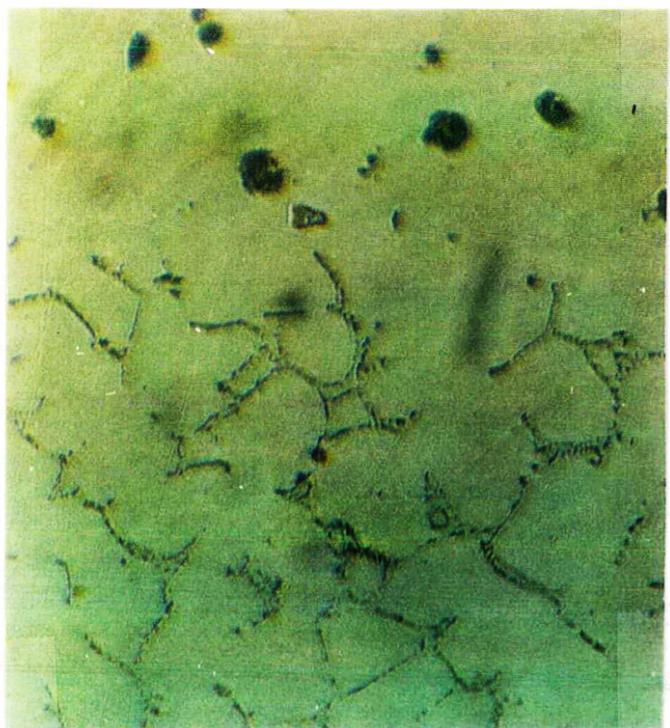
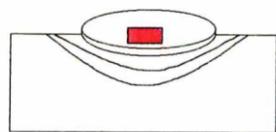


g) ZTA2 (1.190x)



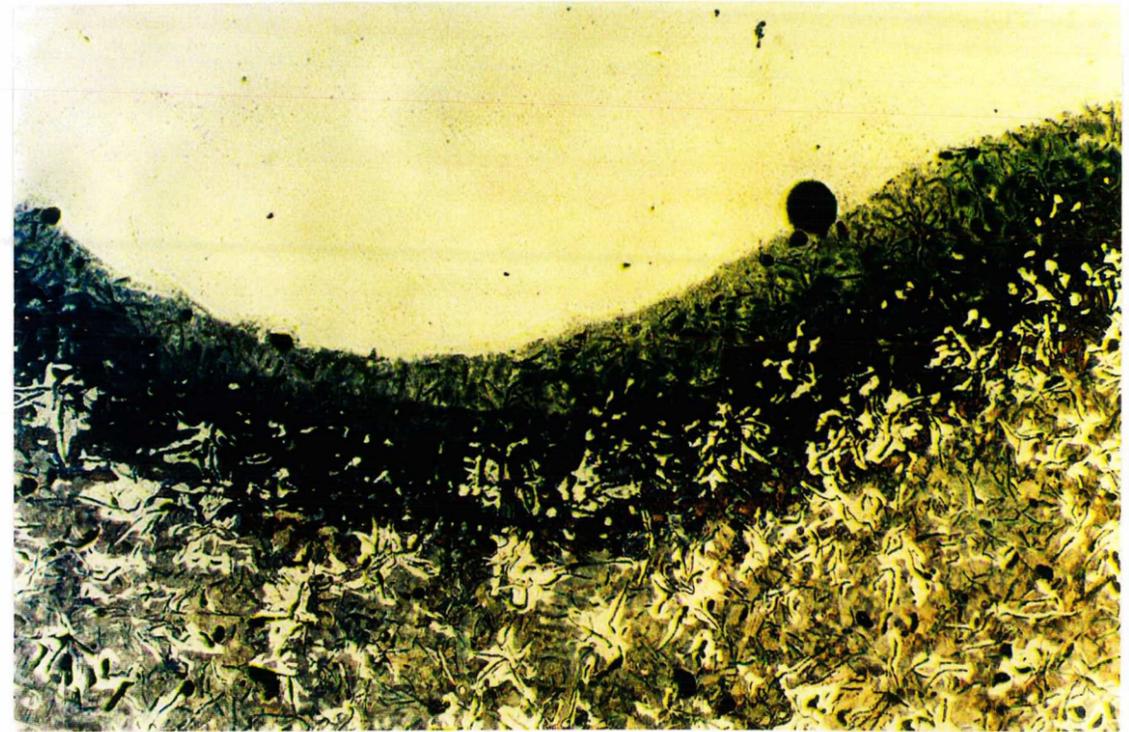
100 μm

c) Metal de solda (150x)



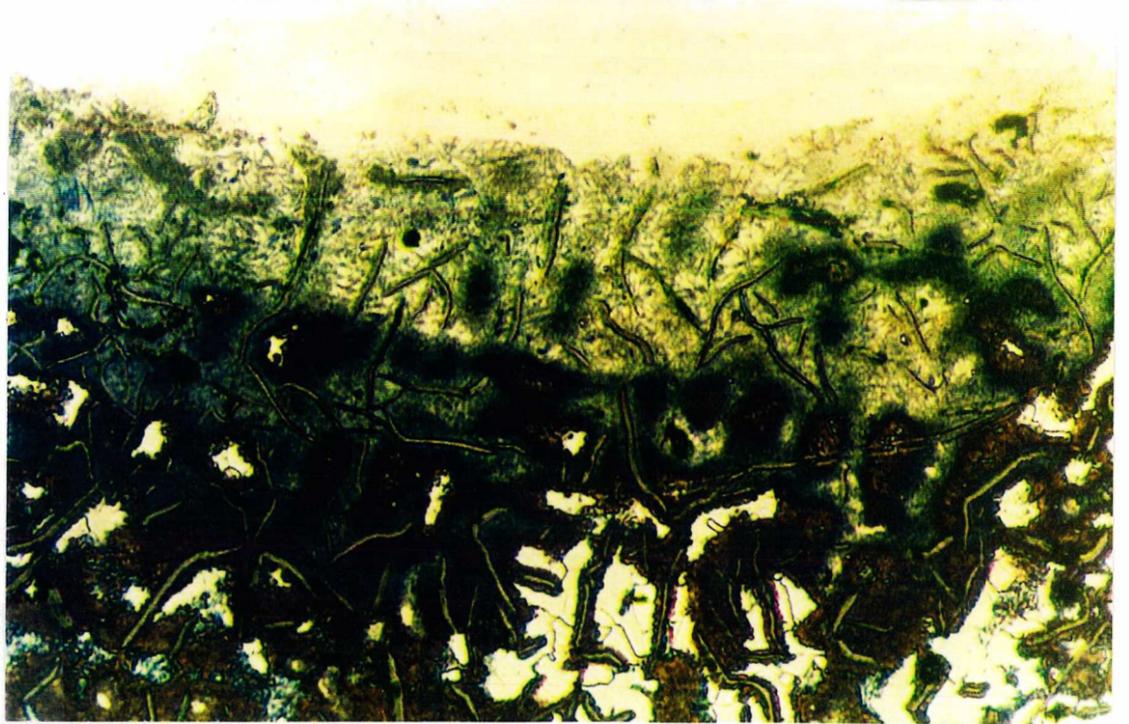
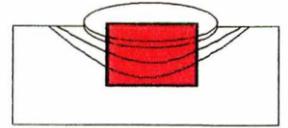
10 μm

d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 190HV



500 μm

a) Conjunto (38x)



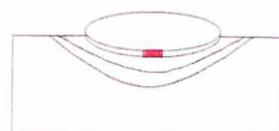
100 μm

b) Conjunto (150x)

Figura 34. Amostra com Simple Deposição de Soldagem, obtida com **eletrodo de níquel (ENi-CI)**, $I = 80\text{A}$, $T_o = 80^\circ\text{C}$

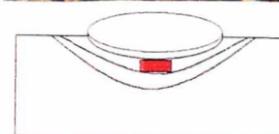
Diluição = 46%





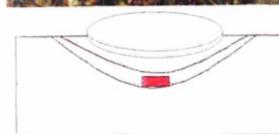
e) ZL* (580x)
Dureza = 576HV

20 μm



f) ZTA1 (1.190x)
Dureza = 694HV

10 μm



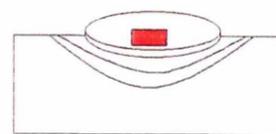
g) ZTA2 (1.190x)

10 μm



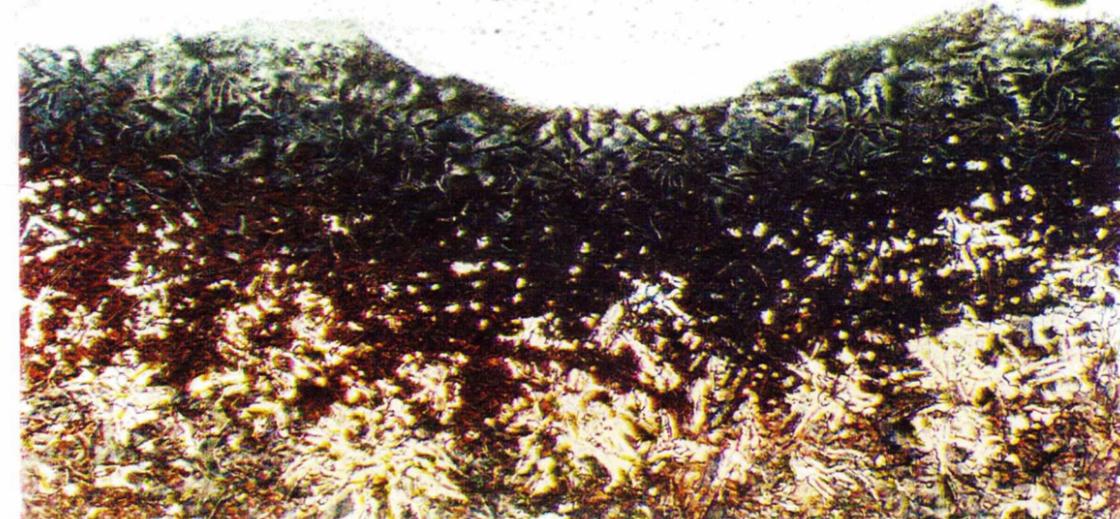
100 μm

c) Metal de solda* (150x)



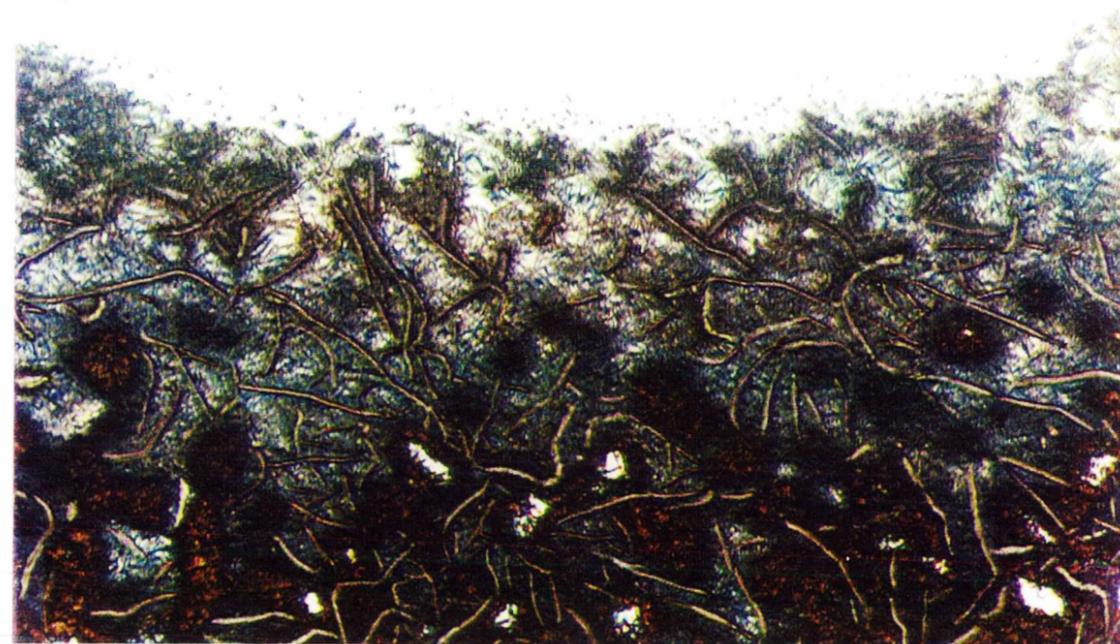
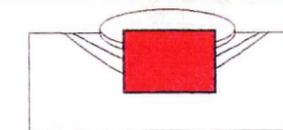
10 μm

d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 185HV



500 μm

a) Conjunto (38x)



100 μm

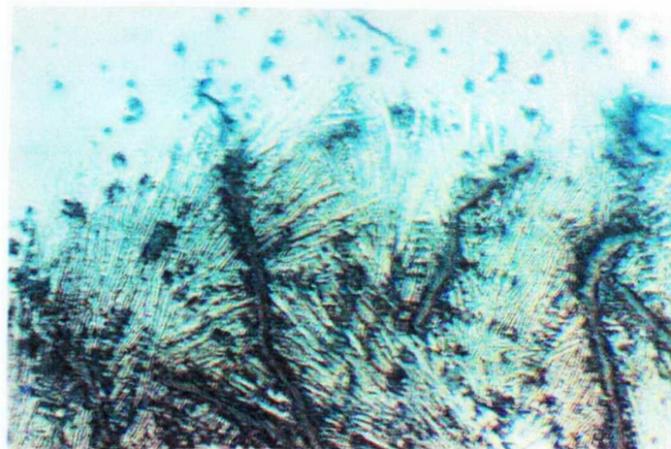
b) Conjunto (150x)

Figura 35. Amostra com Simples Deposição de Soldagem,
obtida com **eletrodo de níquel (ENi-CI)**, $I = 80A$, $T_o = 190^{\circ}C$

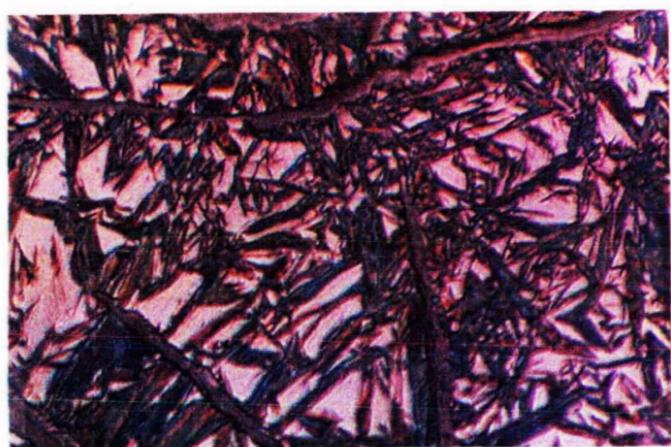
Diluição = 46%



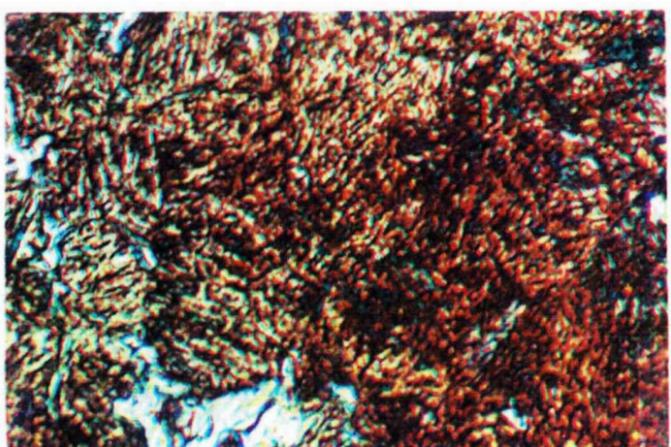
*Regiões caracterizadas com microscopia eletrônica



e) ZL (580x)
Dureza = 764HV



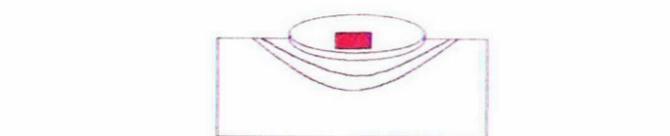
f) ZTA1 (1.190x)
Dureza = 649HV



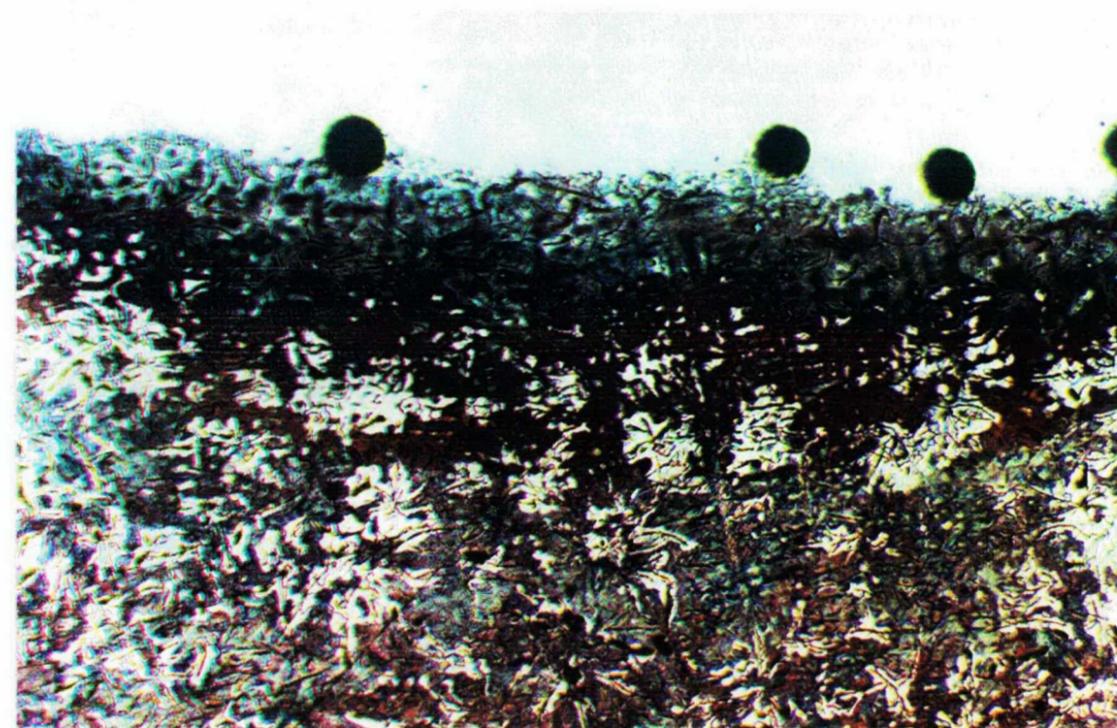
g) ZTA2 (1.190x)



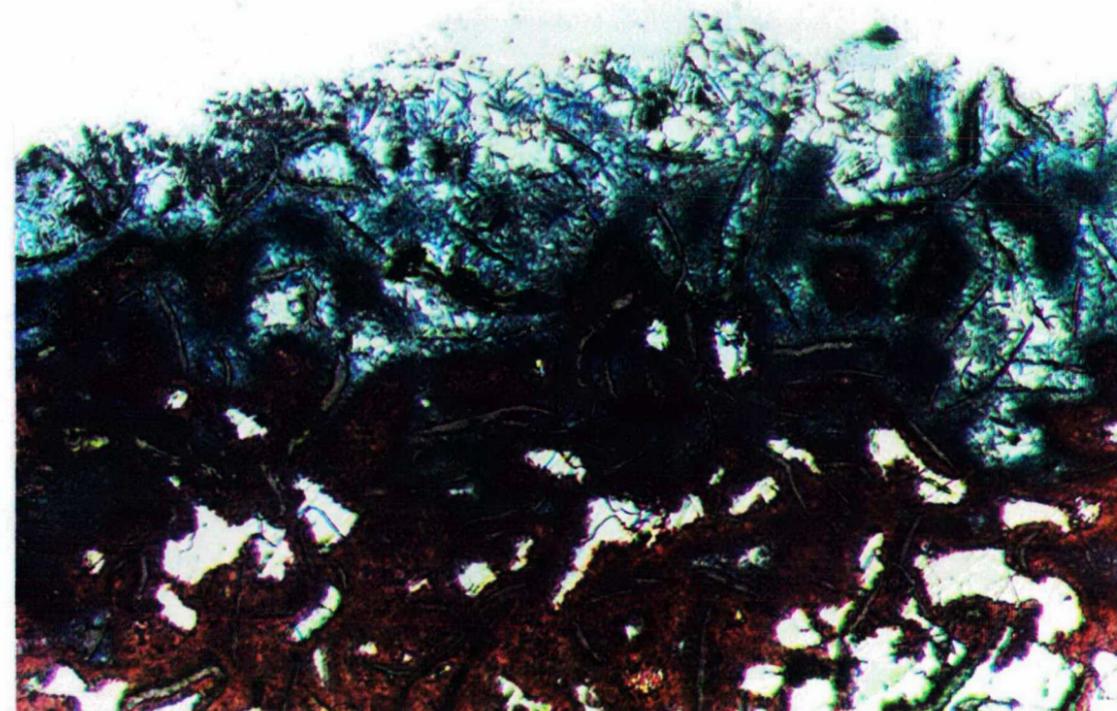
c) Metal de solda (150x)



d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 183HV



a) Conjunto (38x)



b) Conjunto (150x)

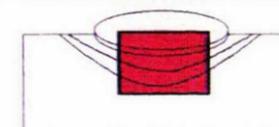
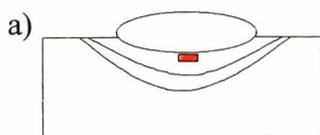


Figura 36. Amostra com Simple Deposição de Soldagem, obtida com eletrodo de níquel (ENi-CI). I = 80A, T₀ = 80°C, resfriada com jato de ar Diluição = 44%

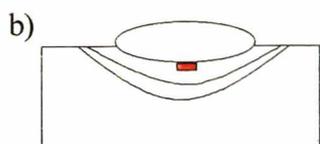
Fotografias referentes a microscopia eletrônica de varredura da amostra com simples deposição de soldagem, obtida com **eletrodo de níquel (ENi-CI)**. Condições de soldagem: 80A e **190°C**, conforme figura 37.



ampliação: 125x
microestrutura da ZL: nódulos de grafita, grafita vermicular e estrutura dendrítica em matriz de níquel



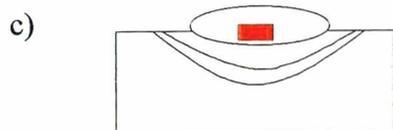
200µm



ampliação: 250x
microestrutura da ZL: nódulos de grafita e grafita vermicular em matriz de níquel, martensita e grafita lamelar



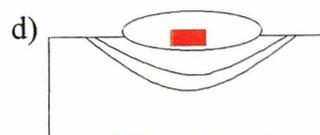
100µm



ampliação: 500x
microestrutura do MS: nódulos de grafita e grafita vermicular em matriz de níquel



50µm



ampliação: 1.000x
microestrutura do MS: nódulos de grafita em matriz de níquel



20µm

Figura 37: Relação entre figuras esquemáticas do cordão de solda e respectivas fotografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (a,b,c, e d).

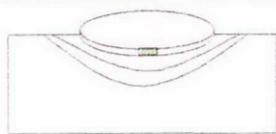
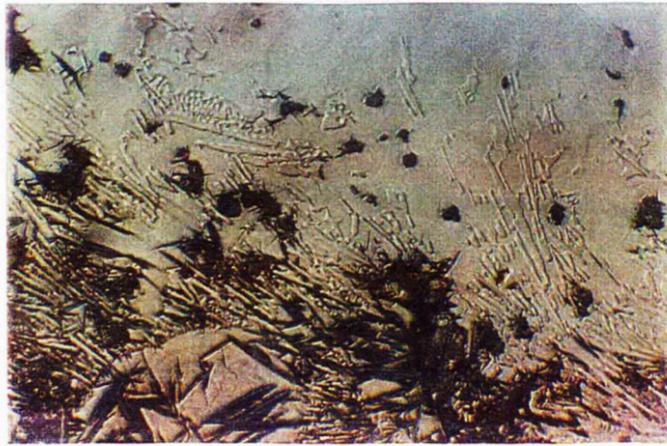
Amostras obtidas com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI), com temperaturas de preaquecimento de 80°C e 190°C conforme figuras 38 e 39 respectivamente:

- ❑ Conjunto da solda (*fotos a e b*): mostra as regiões do metal de solda, zona de ligação e ZTA. Verifica-se que o metal de solda possui alguns poros.
- ❑ Metal de solda (*fotos c e d*): matriz de níquel com pequenos nódulos de grafita, estrutura dendrítica e grafita vermicular.
- ❑ Zona fundida (*foto e*): Nesta camada há ferro fundido branco intercalado com grafita lamelar ao lado de martensita, como descrito anteriormente. Na interface com o metal de solda, há formação de uma camada não contínua de carbonetos de ferro, conforme mostra a análise de energia dispersiva de raio-X (EDAX), figura 40. Esta análise foi realizada com o objetivo da verificação do elemento químico presente nestes carbonetos, os quais apresentaram-se na forma de “espinha de peixe” em matriz austenítica.
- ❑ Zona termicamente afetada (ZTA): observou-se que a ZTA é composta de duas regiões distintas como descrito anteriormente.

ZTA1 (*foto f*): É composta de martensita, grafita lamelar e regiões de austenita retida agulhas de martensita no interior. Logo abaixo há uma região, a qual não foi fotografada, apenas de martensita e grafita lamelar.

ZTA2 (*foto g*): É composta de grafita lamelar e martensita que se mistura com perlita fina, como resultado do resfriamento mais lento em relação a ZTA1.

Como descrito anteriormente, Tomasson [31] afirmou que na temperatura de preaquecimento de 204°C as trincas que surgiam com a soldagem à temperatura ambiente desapareceram. Neste trabalho verificou-se que a temperatura de 80°C já é suficiente para prevenir o aparecimento de trincas na simples deposição de soldagem com eletrodos de níquel-ferro, porém a dureza é muito elevada na zona de ligação e ZTA.



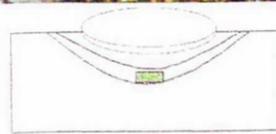
e) ZL (580x)
Dureza = 664HV

20 μ m



f) ZTA1 (1.190x)
Dureza = 678HV

10 μ m



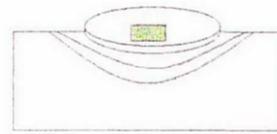
g) ZTA2 (1.190x)

10 μ m



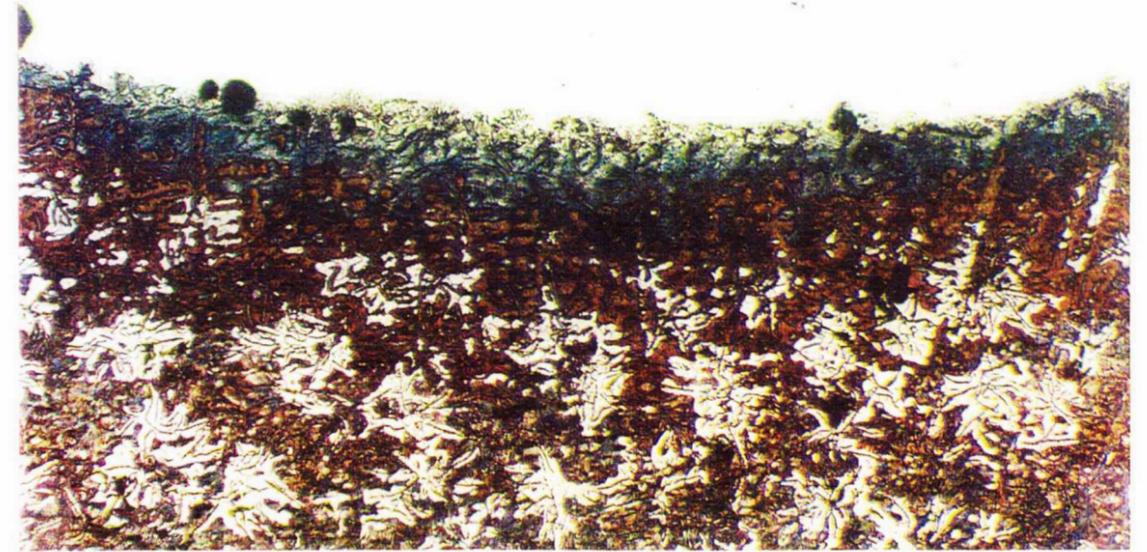
100 μ m

c) Metal de solda (150x)



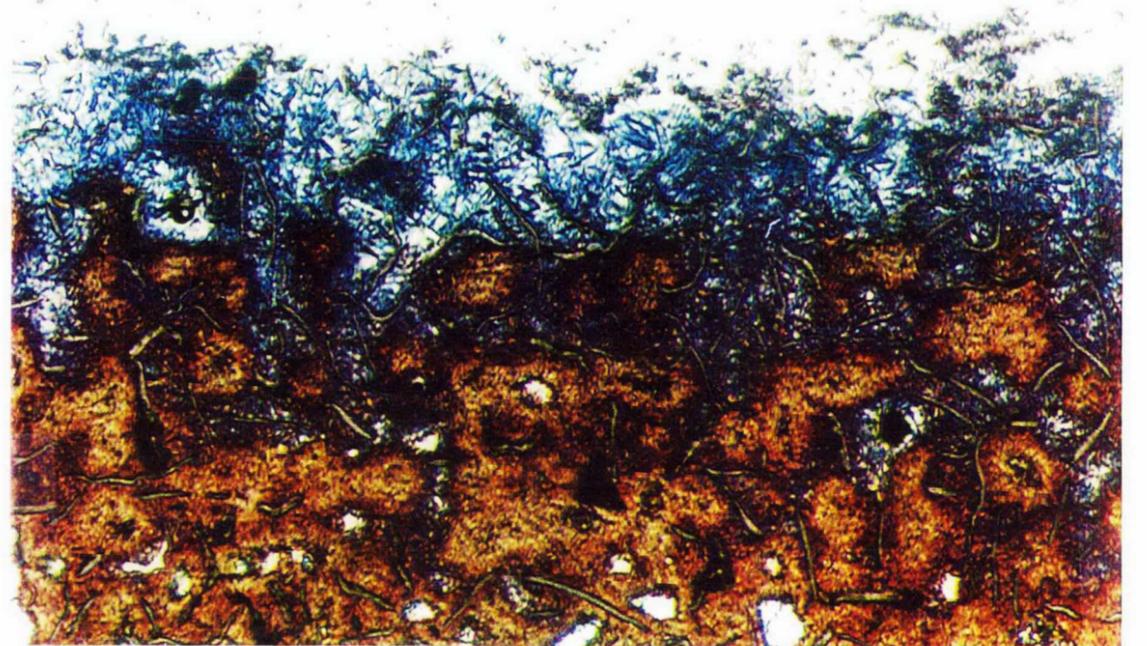
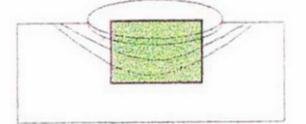
10 μ m

d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 259HV



500 μ m

a) Conjunto (38x)



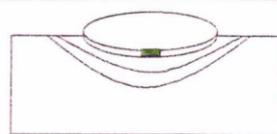
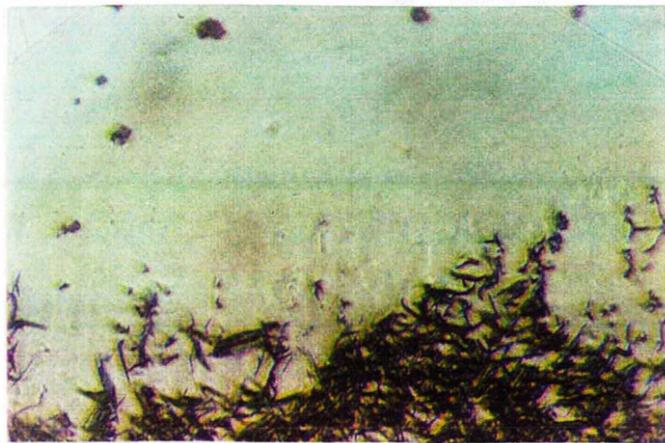
100 μ m

b) Conjunto (150x)

Figura 38. Amostra com Simples Deposição de Soldagem,
obtida com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI), I = 80A, T_o = 80°C

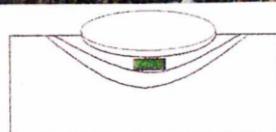
Diluição = 22%





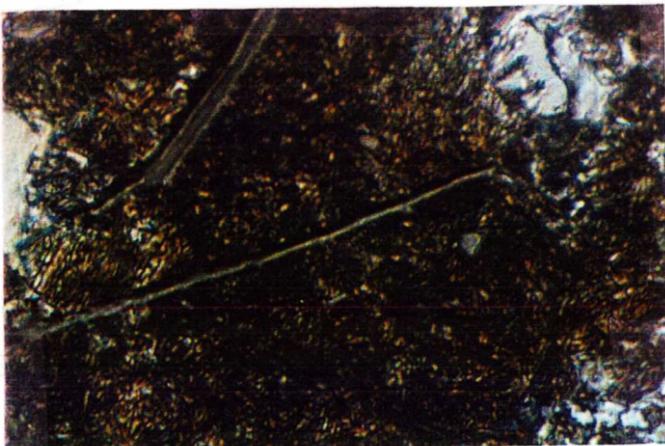
e) ZL (580x)
Dureza = 556HV

20 μm



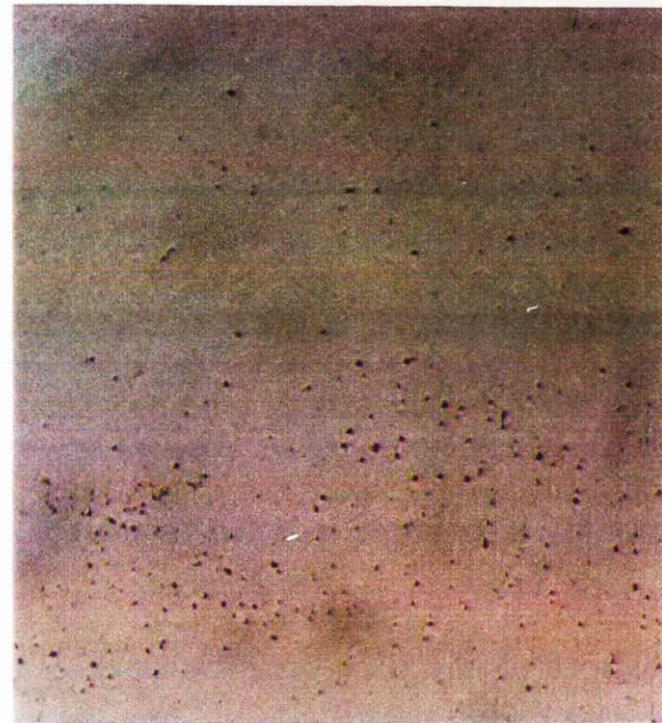
f) ZTA1 (1.190x)
Dureza = 582HV

10 μm



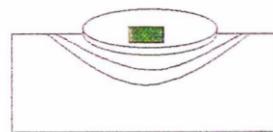
g) ZTA2 (1.190x)

10 μm



100 μm

c) Metal de solda (150x)



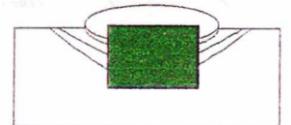
10 μm

d) Metal de solda (1.190x)
Dureza = 269HV



500 μm

a) Conjunto (38x)



100 μm

b) Conjunto (150x)

Figura 39. Amostra com Simples Deposição de Soldagem,
obtida com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI), I = 80A, T_o = 190°C

Diluição = 34%



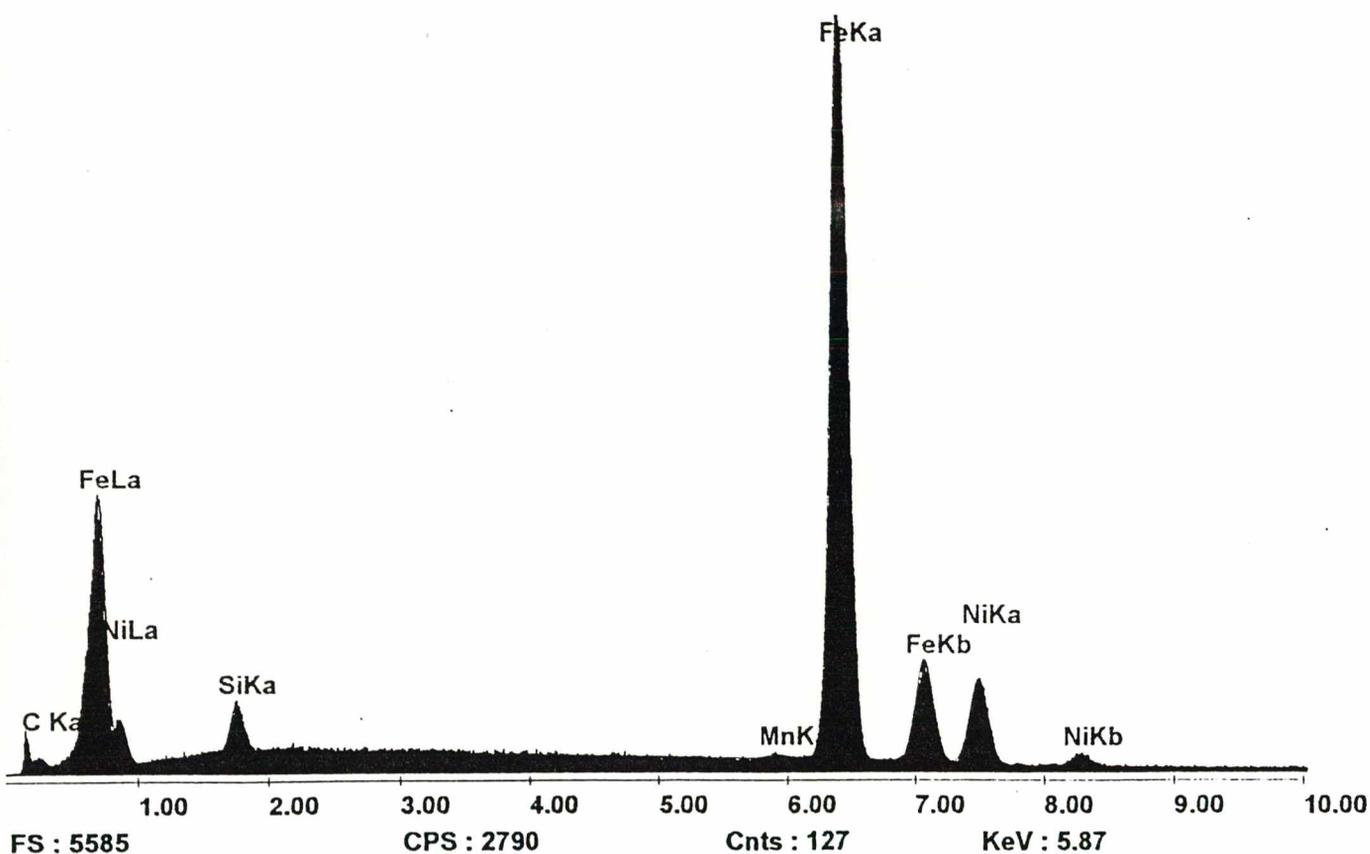


Figura 40. Análise por energia dispersiva de raio-X (EDAX), para obtenção da composição química dos carbonetos do metal de solda, das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).

Com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente), pode-se observar as seguintes variações microestruturais:

□ **Nas amostras obtidas com eletrodo de aço (ESt):**

Nas amostras obtidas com eletrodos de aço sem preaquecimento e corrente de 80A, houve regiões não homogêneas e trincas no metal de solda, as quais estenderam-se até a ZTA1 e grande quantidade de carbonetos na ZFNM. Com o aumento do aporte de calor, a ZFNM tornou-se mais ledeburítica (aumentou a quantidade de glóbulos de martensita e diminuiu a quantidade de carbonetos), e os defeitos foram minimizados principalmente com a elevação da temperatura de preaquecimento.

□ **Nas amostras obtidas com eletrodo de níquel (ENi-CI):**

Aumentando a corrente, com temperatura de preaquecimento de 80°C, aumenta a quantidade de ferro fundido branco. Com a temperatura de 190°C a quantidade de ferro fundido branco não se altera. Aumentando a temperatura de preaquecimento, com a corrente de 80A, aumenta a quantidade ferro fundido branco, porém com a corrente de 100A a quantidade de ferro fundido branco não se altera. Nas amostras resfriadas com jato de ar, não houve alteração microestrutural.

□ **Nas amostras obtidas com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI):**

Aumentando a corrente, com temperaturas de preaquecimento de 80°C e 190°C, aumenta a quantidade de ferro fundido branco. Aumentando a temperatura de preaquecimento, com correntes de 80A e 100A, aumenta a quantidade ferro fundido branco.

- A microestrutura na ZTA foi similar nas amostras obtidas com os três tipos de eletrodos, inclusive nas obtidas com resfriamento rápido; porém com a variação dos parâmetros de soldagem ocorreu uma variação de dureza e/ou espessura desta região conforme será descrito nos itens 4.2.3 e 4.2.4 respectivamente.

4.2.2 Penetração, reforço e diluição

A tabela A1.1 (anexo 1) apresenta os resultados dos cálculos de diluição, baseados na área fundida e área adicionada, e também os valores máximos das alturas de reforço e penetração das amostras conforme classificadas na tabela 12. As comparações destes dados são feitas nas figuras 41, 42 e 43.

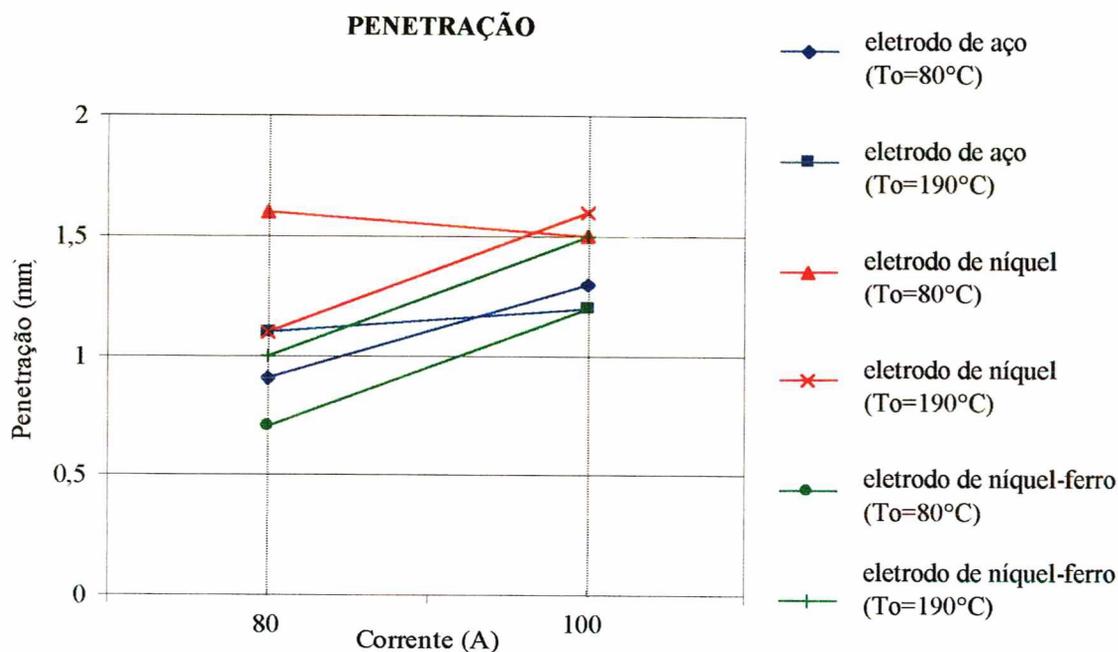


Figura 41. Comparação entre os resultados das profundidades de penetração.

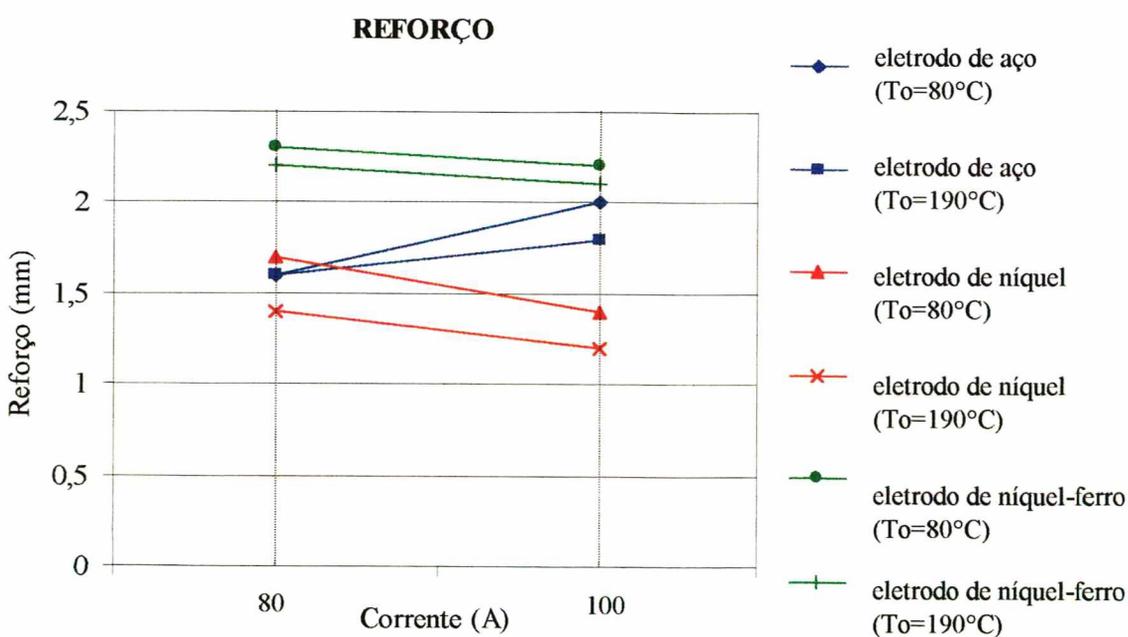


Figura 42. Comparação entre os resultados das alturas do reforço.

Referente ao tipo de eletrodo observou-se que:

- As maiores profundidades de penetração encontram-se nas amostras obtidas com eletrodos de níquel, e as menores nas de níquel-ferro.
- As maiores alturas de reforço encontram-se nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro, e as menores nas de níquel.

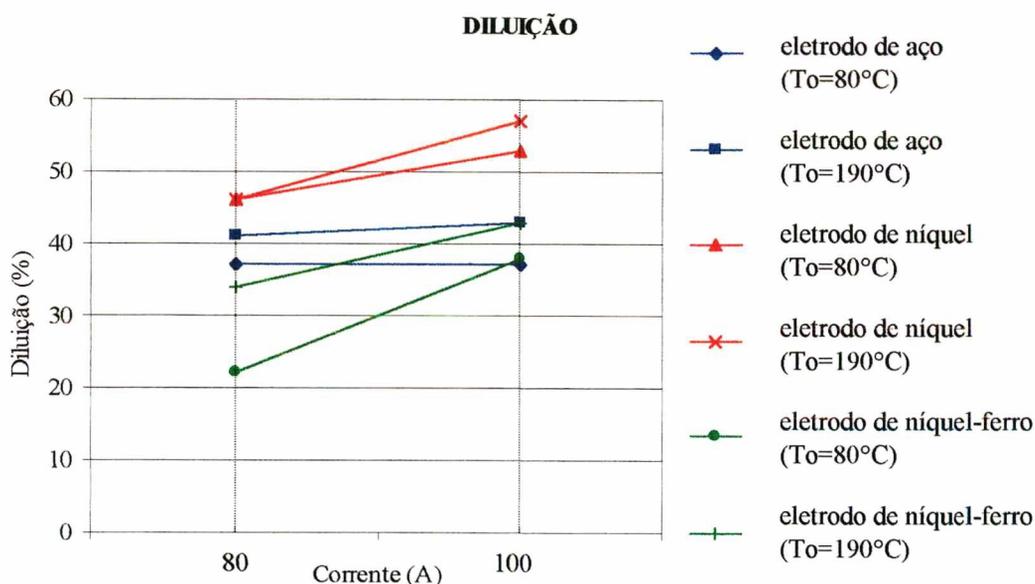


Figura 43. Comparação entre os resultados de diluição.

A partir dos resultados de diluição pôde-se compará-los, em relação à variação dos parâmetros de soldagem (corrente e temperatura de preaquecimento) de cada amostra. Com isto, objetivou-se registrar a influência destes parâmetros de soldagem no aumento da diluição do metal de solda, uma vez que o aumento desta é extremamente prejudicial, como já foi descrito anteriormente no item 2.5.2. As tabelas A1.2, A1.3 e A1.4 (anexo 1) mostram a variação destes valores, das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt), de níquel (ENi-CI) e de níquel-ferro (ENiFe-CI), respectivamente, sendo que estes valores estão representados na figura 44. Adotou-se como significativa uma variação acima de 10%.

VARIACÃO DA DILUIÇÃO

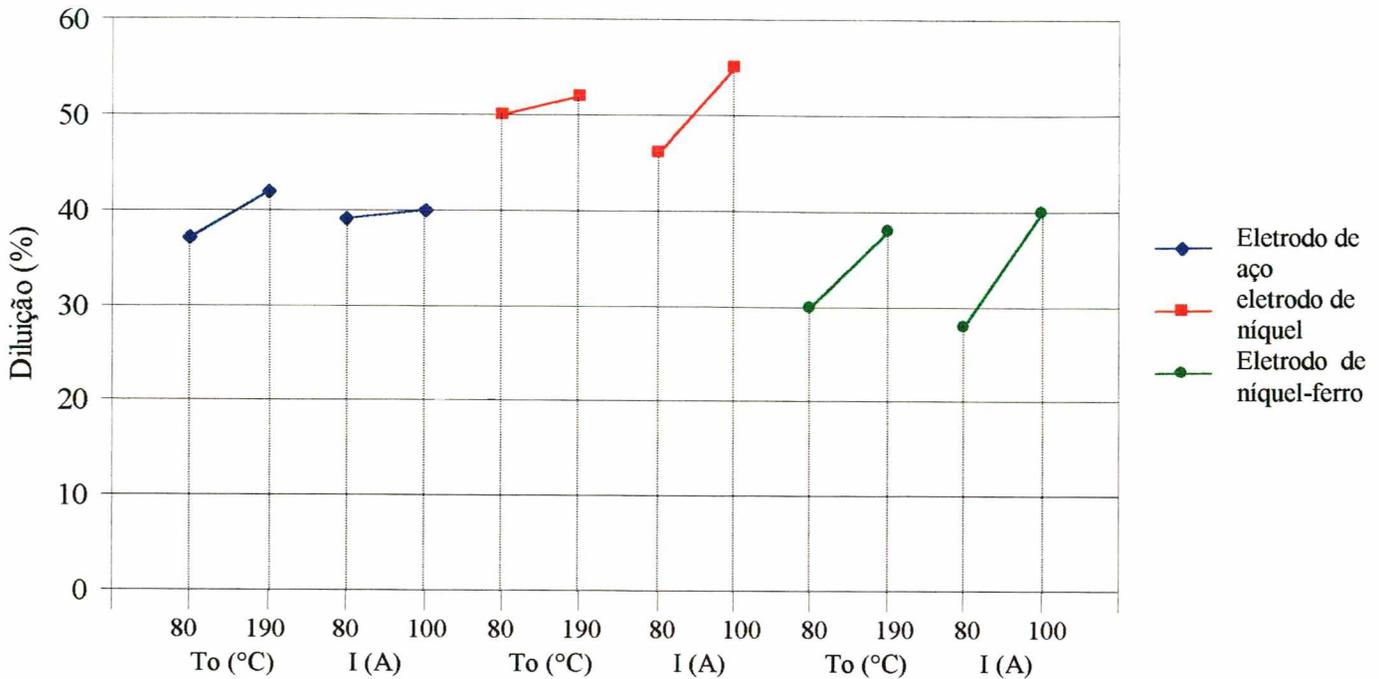


Figura 44. Variação da diluição do metal de solda, obtida com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente).

Conforme descrito anteriormente, a partir dos dados registrados nas tabelas A1.2, A1.3 e A1.4 (anexo 1) e representados na figura 44, pode-se afirmar que:

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt):**

- Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (14%) de diluição do metal de solda.
- Com o aumento da corrente, não há aumento significativo de diluição do metal de solda.

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI):**

- Com o aumento da temperatura de preaquecimento, não há aumento significativo de diluição do metal de solda.
- Com o aumento da corrente, há aumento (20%) de diluição do metal de solda.

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI):**

- a) Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (27%) de diluição do metal de solda.
- b) Com o aumento da corrente, há aumento (43%) de diluição do metal de solda.

O objetivo é minimizar a diluição, pois assim diminui-se as zonas frágeis (de ferro fundido branco). A partir da figura 44, conclui-se que apenas os eletrodos de níquel-ferro, a variação da corrente e temperatura de preaquecimento são relevantes para o aumento da diluição. Os eletrodos de aço, apenas o aumento da temperatura de preaquecimento aumentou a diluição, sendo possível então o aumento da corrente sem aumento da diluição. Com eletrodos de níquel, apenas o aumento da corrente aumentou a diluição, sendo possível então o aumento da temperatura de preaquecimento sem aumento da diluição. Da comparação entre os três tipos de eletrodos, conclui-se que a melhor condição é obtida com eletrodos de níquel-ferro (diluição média de 34%), seguida pelos eletrodos de aço (diluição média de 40%) e a pior com eletrodos de níquel (diluição média de 50%), conforme mostra a tabela A1.5 (anexo1).

4.2.3 Perfis de dureza

As tabelas A2.1, A2.2 e A2.3 (anexo 2) mostram os valores de dureza obtidos ao longo da seção transversal das amostras classificadas conforme tabela 12. As figuras 45, 46 e 47 relacionam os pontos de dureza com as respectivas regiões em que foram obtidos, sendo possível a comparação da dureza de cada região nas diferentes condições de soldagem.

Analisando a figura 45 conclui-se que nas amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt), a dureza média do metal de solda é de 409 HV. Deve-se salientar que ocorreu uma grande dispersão de resultados em torno desta média, pois esta região é composta por regiões de alta dureza (agulhas de martensita) e regiões de baixa dureza (matriz austenítica). O valor da dureza aumenta ao se aproximar da zona de ligação. Nas amostras obtidas sem preaquecimento, houve

um aumento significativo anterior a zona de ligação, devido às zonas não homogeneizadas as quais foram apresentadas anteriormente no item 4.2.1. Nas amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI), a dureza média do metal de solda é de 192HV, menor que o valor anterior e que o valor obtido com as amostras dos eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI) de 271 HV (veja as figuras 46 e 47). Estes valores de dureza são coerentes com a literatura [13].

A dureza na zona termicamente afetada (ZTA) diminui ao se afastar da ZFNM. Isto se deve à obtenção de estruturas menos duras, a partir de resfriamentos mais lentos nestas áreas (devido a menor temperatura de pico atingida), como a perlita fina. Nos três tipos de eletrodos constatou-se uma tendência na formação de um patamar de dureza ao longo da ZTA, ao invés da perda de dureza linear que era esperada. Isto se deve ao fato de que neste patamar há uma transição de uma região, próxima à linha de fusão (temperatura atingida mais elevada), com grande quantidade de austenita retida e martensita de alto carbono, para outra região (temperatura atingida menos elevada) onde há menos austenita retida, porém com martensita de mais baixo carbono.

Cabe aqui salientar a problemática da soldagem dos ferros fundidos no que se refere aos altos níveis de dureza obtidos ao longo da seção transversal da solda. Já num aço AISI 4140, o qual possui alta resistência e boa tenacidade aliado a um baixo custo porém de difícil soldabilidade, pode-se notar que, diferente dos ferros fundidos, a soldagem nestes materiais proporcionou um decréscimo da dureza na zona de ligação e ZTA (devido a presença de austenita retida) utilizando-se um ciclo térmico apropriado, como mostra Bueno [47].

Na figura 48 pode-se comparar os níveis de dureza das soldas em ferro fundido com os níveis de uma solda realizada em um aço AISI 4140 temperado e revenido (chapas de 150x110x25 mm), com dureza inicial em torno de 500HV. A curva representativa do aço, ilustra a média dos valores de dureza obtidos com simples deposição de soldagem com aporte térmico variando de 6,5kJ/cm a 11,5kJ/cm [47]. Sendo que as curvas dos ferros fundidos representam

média dos valores de dureza obtidos com simples deposição de soldagem com aporte térmico variando de 5,1kJ/cm a 8,8kJ/cm. A dureza média do metal de solda da amostra em aço (310 HV) é um pouco superior aos valores obtidos das amostras de ferro fundido com eletrodos de níquel (192 HV) e níquel-ferro (271 HV) porém inferiores às amostras com eletrodos de aço (409 HV). Na zona de ligação o valor máximo de dureza é de 343 HV, muito inferior aos 638 HV das amostras de ferro fundido. Já na ZTA, onde o valor máximo de dureza que é de 496 HV aproxima-se do valor das amostras de ferro fundido de 557HV. A transição de microestruturas entre o metal de solda e a ZTA é aproximadamente de 10mm, muito inferior aos 2mm dos ferros fundidos. Isto pode ser devido a dois fatores; a condutividade térmica do ferro fundido é menor, e o aço em questão mesmo numa temperatura mais baixa (mais distante do metal de solda) ainda se transforma devido ao revenimento sofrido anteriormente. Disto resulta que o prejuízo nas propriedades mecânicas é menor para o aço do que para o ferro fundido.

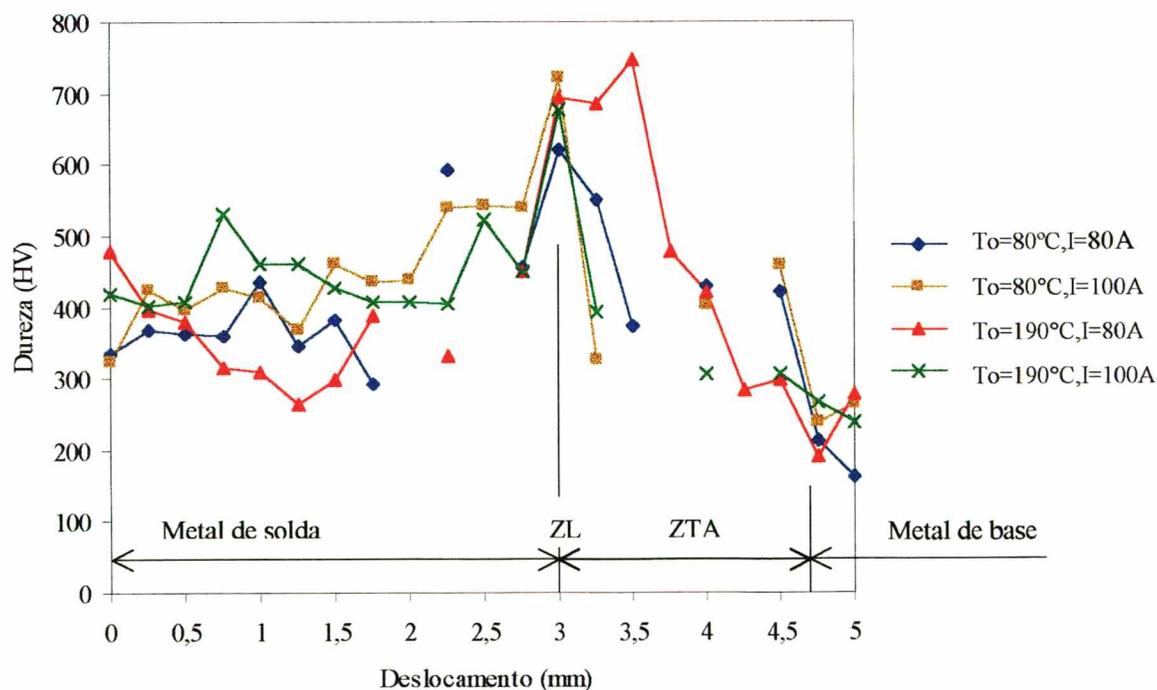


Figura 45. Comparação da dureza de cada região, das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt), nas diferentes condições de soldagem.

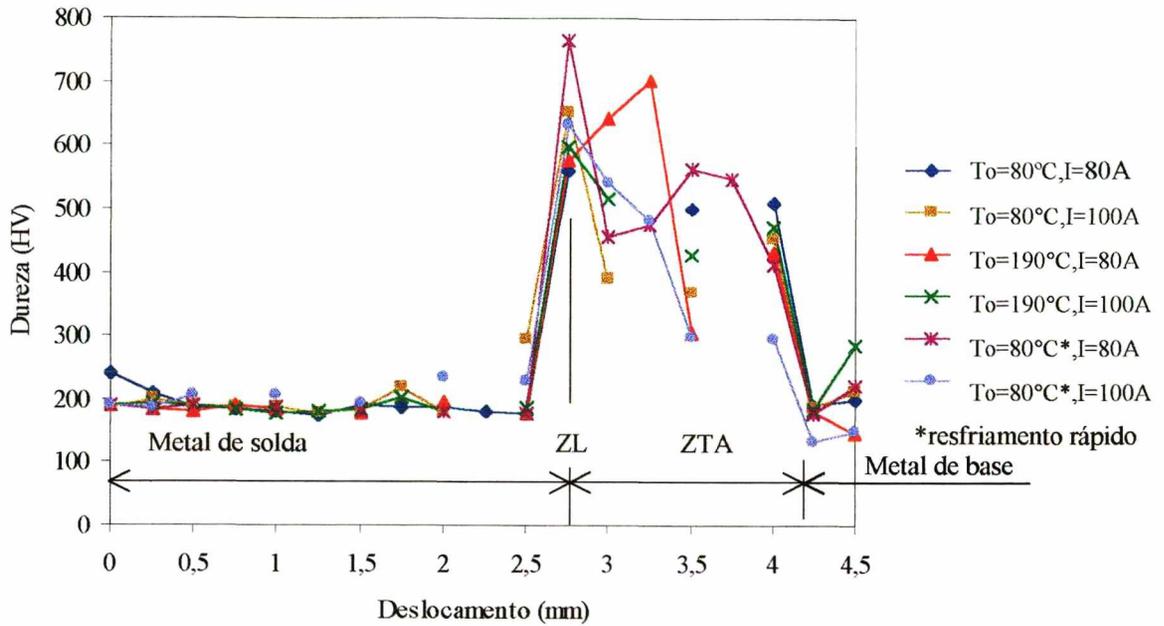


Figura 46. Comparação da dureza de cada região, das amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI), nas diferentes condições de soldagem.

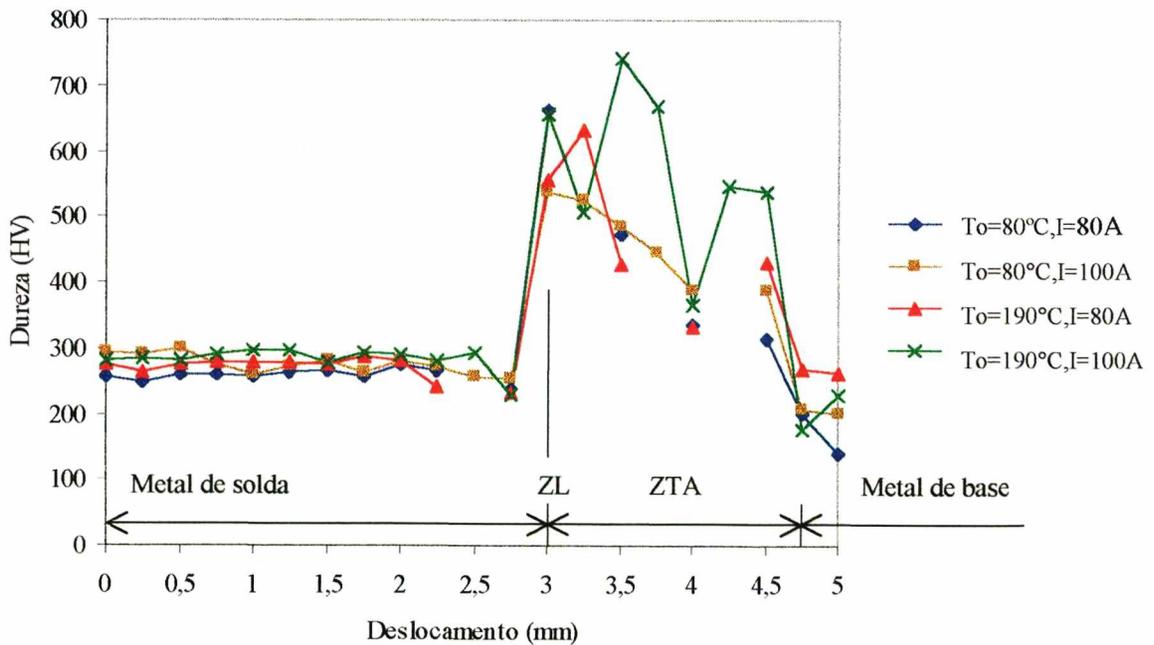


Figura 47. Comparação da dureza de cada região, das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI), nas diferentes condições de soldagem.

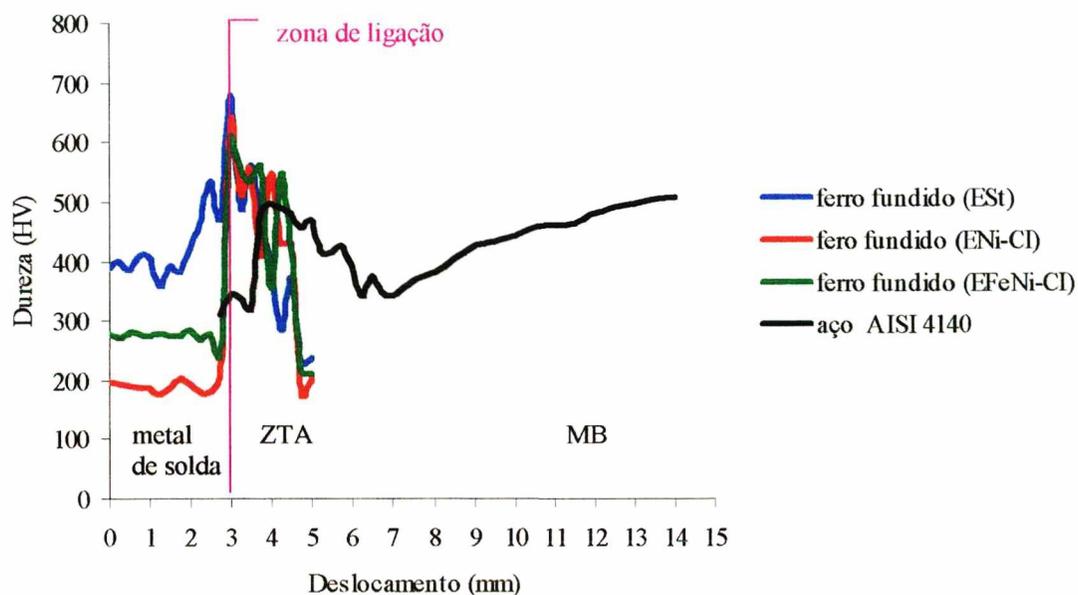


Figura 48 Comparação entre os perfis de dureza obtidos com ferro fundido e aço AISI 4140.

As tabelas A3.1, A3.2 e A3.3 (anexo 3) apresentam os resultados de dureza obtidos na ZTA de cada amostra, e a tabela A3.4 (anexo3) apresenta os da zona fundida não misturada para os eletrodos de aço (ESt), sendo que estes valores estão representados nas figuras 49 e 50, respectivamente. Foram medidos sete pontos de dureza ao longo destas regiões, conforme medições de dureza descritas na figura 29, e selecionados os três maiores valores, cuja média representa a dureza máxima da região. A figura 49 compara a dureza de cada ZTA, a fim de salientar a faixa de valores em que se encontram a dureza da ZTA para cada tipo de eletrodo. Da mesma maneira a figura 50 compara a dureza de cada ZFNM para os eletrodos de aço (ESt).

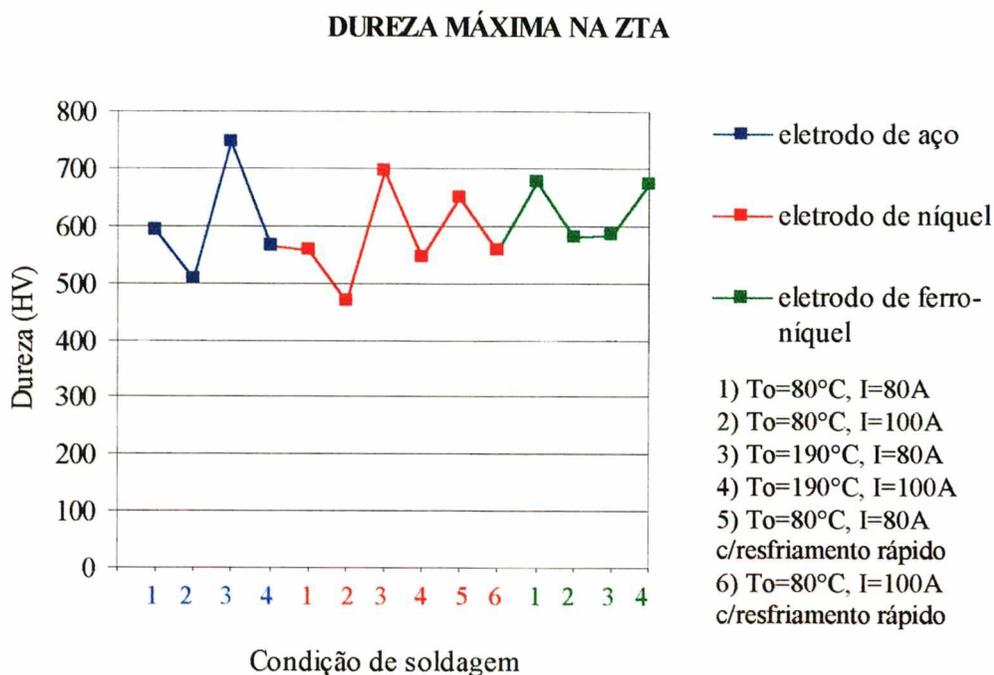


Figura 49. Comparação da dureza máxima da ZTA, próxima à linha de fusão, entre todas as amostras.

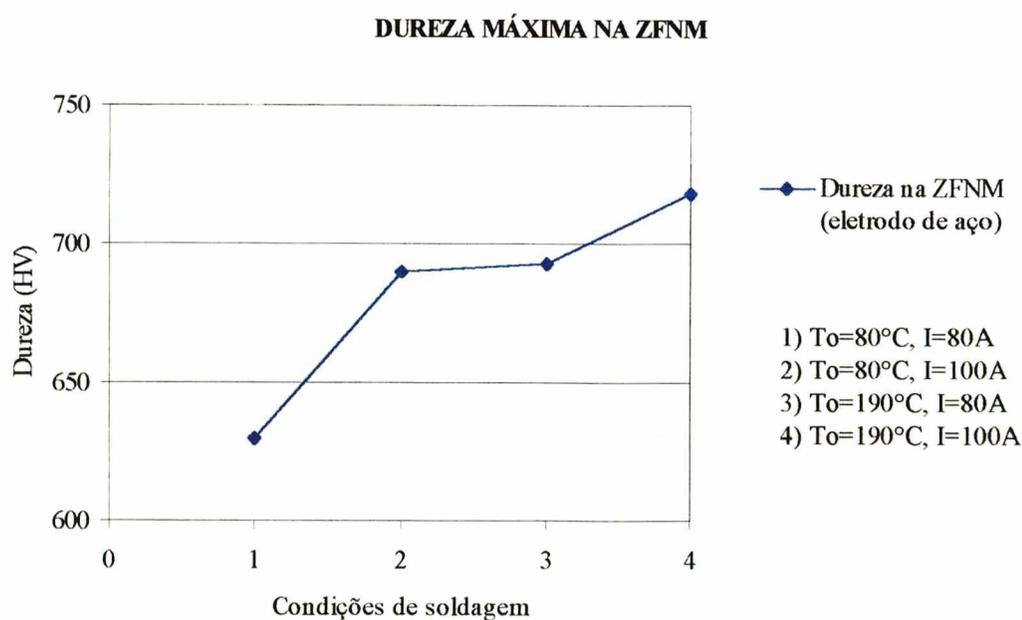


Figura 50. Comparação da dureza máxima da ZFNM entre as amostras com eletrodo de aço.

O maior valor de dureza encontra-se nas amostras obtidas com eletrodos de aço, sendo que a que possui maior dureza na ZTA (745HV), é a amostra 3 (80A, 190°C). Estes valores são seguidos pelas amostras obtidas com eletrodos de níquel, sendo que a que possui maior dureza na ZTA (694 HV), é a amostra 7 (80A, 190°C); seguidas pelas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro, e a que possui maior dureza na ZTA (678HV), é a amostra 11 (80A, 80°C). Entre as amostras obtidas com eletrodos de aço, verificou-se que a dureza média na ZFNM foi de 683HV, sendo que a que possui maior dureza na ZFNM (718HV), é a amostra 4 (100A, 190°C).

A partir destes resultados pôde-se compará-los, em relação à variação dos parâmetros de soldagem (corrente e temperatura de preaquecimento) de cada amostra. Com isto, objetivou-se registrar a influência destes parâmetros de soldagem no aumento da dureza na ZTA e na ZFNM, uma vez que o aumento desta é extremamente prejudicial, como já foi descrito anteriormente. As tabelas A3.5, A3.6 e A3.7 (anexo 3) mostram a variação da dureza na ZTA, das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt), de níquel (ENi-CI) e de níquel-ferro (ENi-Fe-CI), respectivamente. Estes valores estão representados na figura 51. Adotou-se como significativa uma variação acima de 10%. A tabela A3.8 (anexo 3), mostra a variação da dureza na ZFNM das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt). Por mais que esta região tenha se tornado mais ledeburítica com o aumento do aporte de calor, como descrito anteriormente no item 4.2.1, esta região não teve variação significativa (maior que 10%) nos valores de dureza.

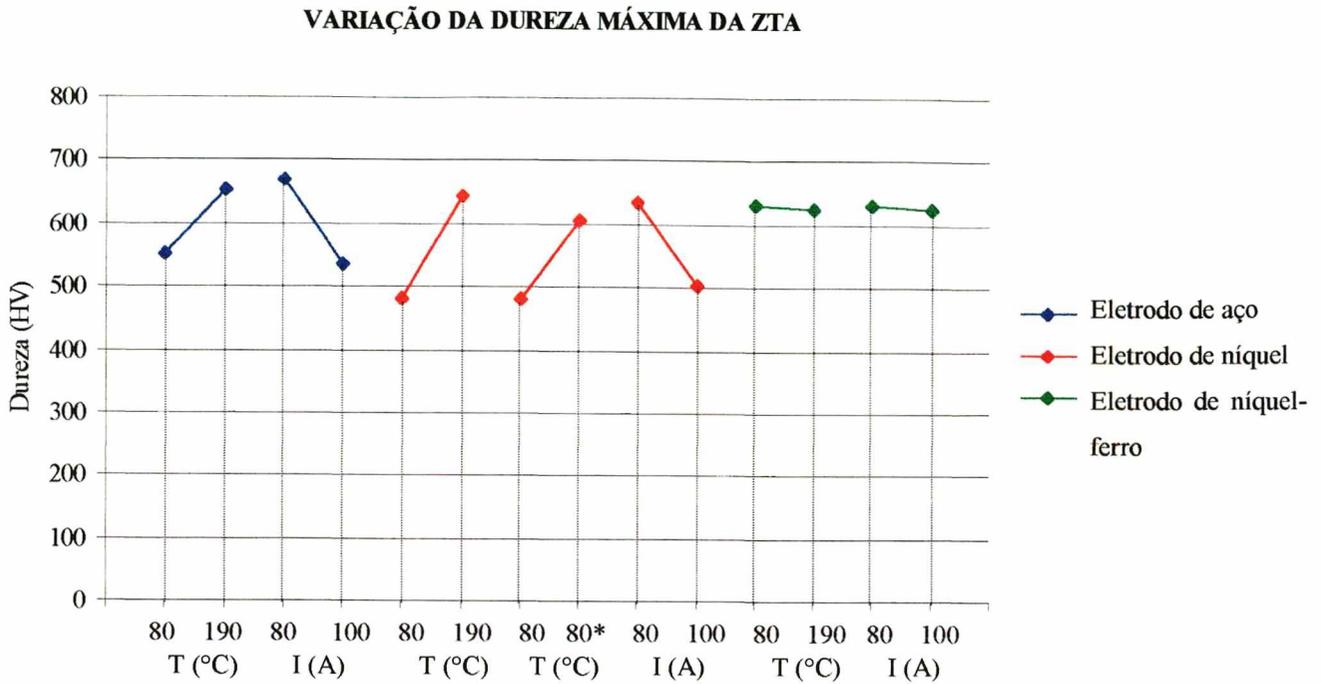


Figura 51. Variação da dureza na ZTA, obtida com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente).

Conforme descrito anteriormente, a partir dos dados registrados nas tabelas A3.5, A3.6, A3.7 e A3.8 (anexo 3) e representados na figura 51, pode-se afirmar que:

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt):**

- Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (19%) de dureza na ZTA.
- Com o aumento da corrente, há diminuição (20%) de dureza na ZTA.
- Com o aumento da temperatura e / ou da corrente, não há variação significativa de dureza na ZFNM.

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI):**

- Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (34%) de dureza na ZTA.
- Com o resfriamento rápido, há aumento (25%) de dureza na ZTA.
- Com o aumento da corrente, há diminuição (21%) de dureza na ZTA.

Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI):

a) Com o aumento da temperatura e / ou da corrente, não há variação significativa de dureza na ZTA.

A melhor condição de soldagem é quando se obtém uma ZTA com a menor dureza possível, para que esta possa absorver as tensões geradas durante as soldagem conforme descrito no item 2.2.5. A partir da figura 51, conclui-se que para as amostras obtidas com eletrodos de aço e níquel, o aumento da temperatura de preaquecimento, ao contrário do que se esperava, aumentou a dureza na ZTA. Provavelmente porque o aumento da temperatura para 190°C não foi suficiente para diminuir a velocidade de resfriamento, não gerando microestruturas menos duras. Segundo Bushey [12], a formação da martensita na ZTA é minimizada apenas quando a temperatura de preaquecimento encontra-se acima de 315°C. O aumento da temperatura resultou numa maior dissolução de carbono na austenita, conseqüentemente a martensita formada é mais dura (alto C). Para estes eletrodos também observou-se que com o aumento da corrente, houve um decréscimo da dureza na ZTA, como era de se esperar, pois o aumento do aporte de calor, favorece a redução da velocidade de resfriamento da junta e conseqüentemente a formação de microestruturas menos duras, conforme descrito no item 2.2.5. Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel com resfriamento rápido, observou-se um acréscimo na dureza na ZTA, pois houve um aumento da velocidade de resfriamento na ZTA. A dureza na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro não foi alterada com o aumento da temperatura de preaquecimento e corrente.

4.2.4 Espessura da Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A tabela A4.1 (anexo 4) apresenta o valor da espessura da ZTA para as amostras classificadas de acordo com a tabela 12. Foi medido a espessura da ZTA para dois corpos de prova de cada amostra. Estes valores estão representados na figura 52.

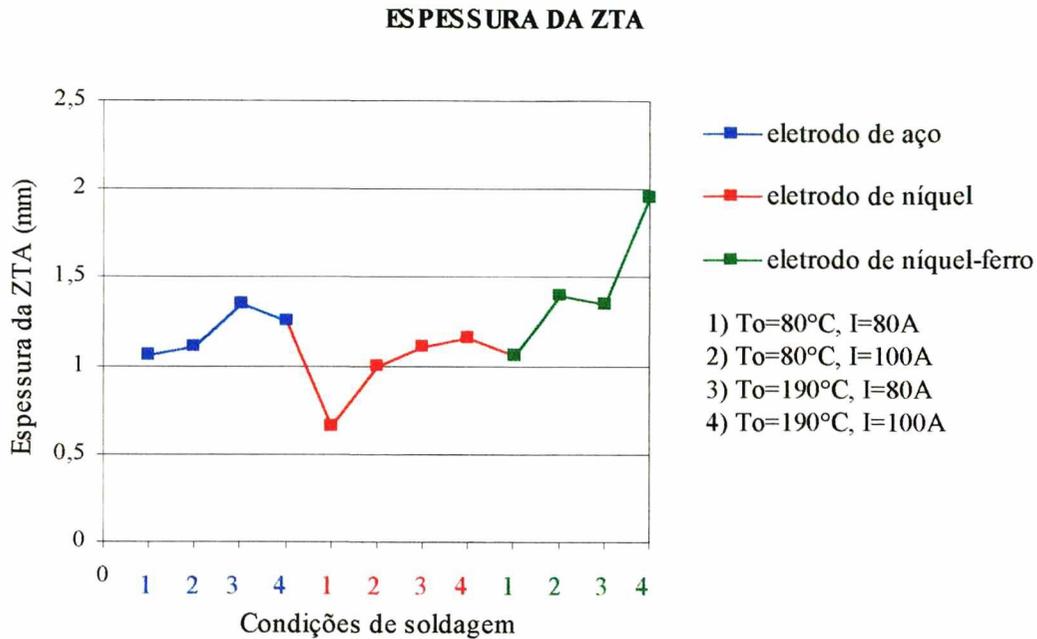


Figura 52. Espessura da ZTA.

Da mesma maneira que o item anterior, a melhor condição de soldagem é aquela que produz uma ZTA com a menor espessura possível conforme descrito no item 2.2.5. A partir da figura 52 observa-se que as amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro possuem a média dos valores de espessura da ZTA (1,44mm) e espessura máxima de 1,95mm; maiores que a média das amostras obtidas com eletrodos de aço (1,19mm) e espessura máxima de 1,35mm; que por sua vez são maiores que a média das amostras obtidas com eletrodos de níquel (0,96mm) e espessura máxima de 1,15mm.

A partir destes resultados pôde-se compará-los em relação à variação dos parâmetros de soldagem (corrente e temperatura de preaquecimento) de cada amostra. Com isto, objetivou-se registrar a influência destes parâmetros de soldagem no aumento da espessura da ZTA, uma vez que o aumento desta é prejudicial, como já foi descrito anteriormente. As tabelas A4.2, A4.3 e A4.4 (anexo 4) mostram a variação destes valores, nas amostras obtidas com eletrodos de aço

(ESt), de níquel (ENi-CI) e de níquel-ferro (ENi-Fe-CI), respectivamente. Estes valores estão representados na figura 53. Adotou-se como significativa uma variação acima de 10%.

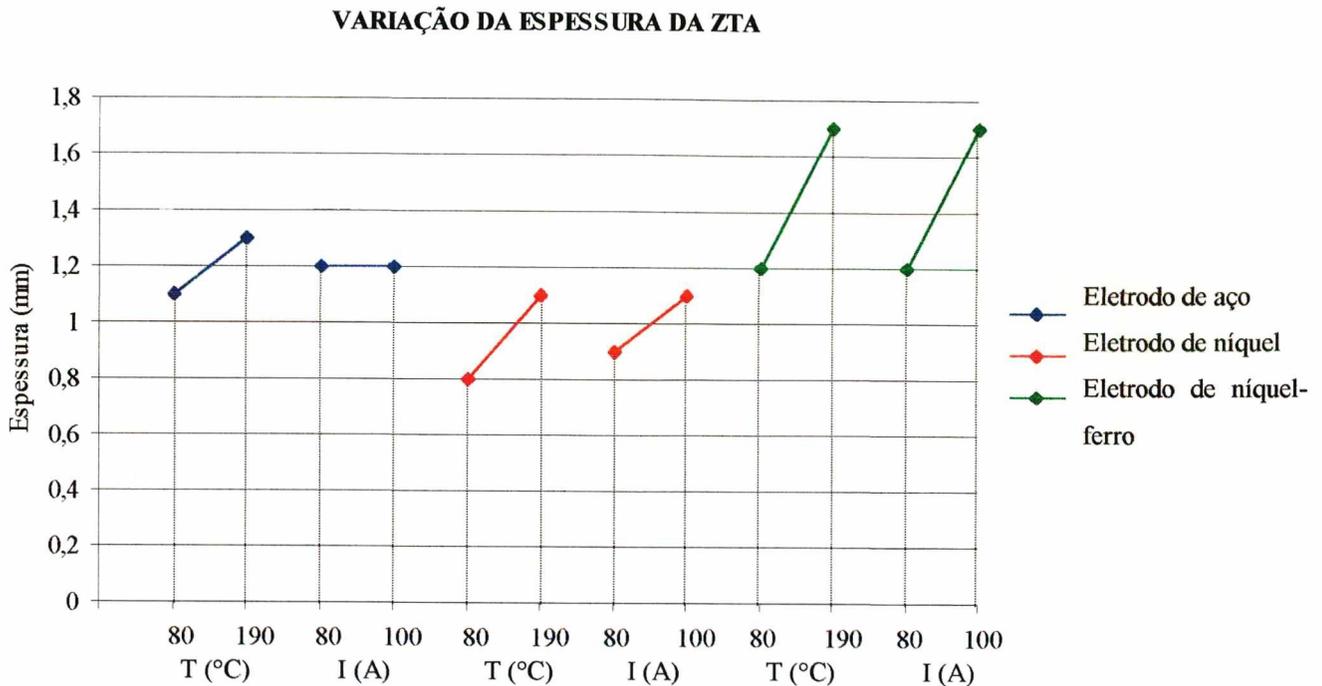


Figura 53. Variação dos valores da espessura da ZTA, obtida com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente).

Conforme descrito anteriormente, a partir dos dados registrados nas tabelas A4.2, A4.3 e A4.4 (anexo 4) e representados na figura 53, pode-se afirmar que:

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt):**

- a) Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (18%) da espessura da ZTA.
- b) Com o aumento da corrente, não há variação da espessura da ZTA.

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI):**

- a) Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (38%) da espessura da ZTA.
- c) Com o aumento da corrente, há aumento (22%) da espessura da ZTA.

- **Para as amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI):**

a) Com o aumento da temperatura de preaquecimento, há aumento (42%) da espessura da ZTA.

b) Com o aumento da corrente, há aumento (42%) da espessura da ZTA.

A partir da figura 53, conclui-se que para todas amostras, o aumento da temperatura de preaquecimento, aumentou a espessura da ZTA. Para as amostras obtidas com eletrodos de aço, com o aumento da corrente não houve variação da espessura da ZTA. Por outro lado, para as amostras obtidas com eletrodos de níquel e com eletrodos de níquel-ferro, o aumento da corrente provocou aumento na espessura da ZTA.

4.2.5 Espessura da Zona Fundida Não Misturada (ZFNM) para os eletrodos de aço (ESt)

Para medir o tamanho da zona fundida não misturada nos depósitos de solda obtidos com eletrodos de aço (ESt), utilizaram-se dois corpos de prova para cada amostra relacionada na tabela 12. O objetivo disto foi aumentar a representatividade dos resultados, pois a espessura desta camada é muito irregular. Foram feitas dez medições ao longo desta camada para cada corpo de prova, medições estas apresentadas na tabela A4.5 (anexo 4). Foram calculadas a frequência e frequência acumulada das medidas obtidas ao longo de intervalos de espessuras previamente estabelecidos, representando assim as medidas mais frequentes de espessura de cada amostra bem como a uniformidade da camada. Estes dados são apresentados a seguir na figura 54.

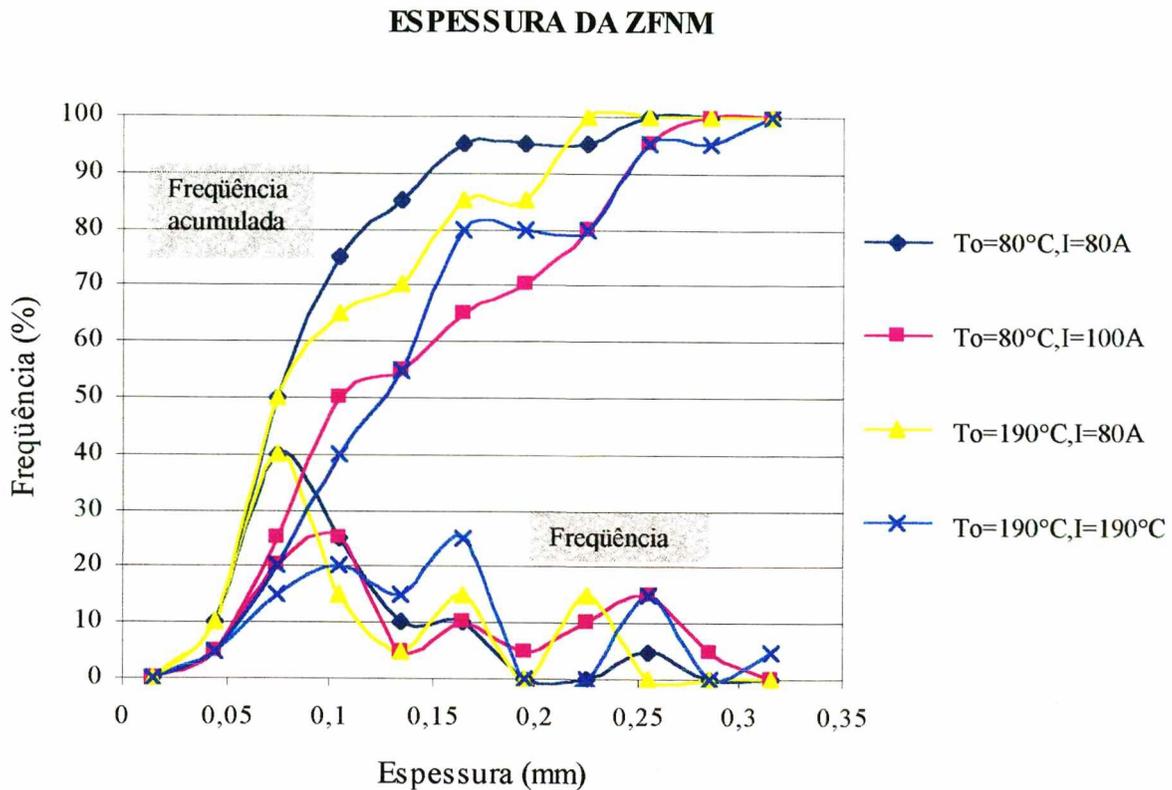


Figura 54. Espessura da zona fundida não misturada (ZFNm) das amostras obtidas com eletrodo de aço (ESt).

A partir da figura 54, pode-se afirmar que:

- A camada mais uniforme é a da amostra 2 ($T_o=80^{\circ}\text{C}, I=100\text{A}$), pois a curva de frequência acumulada desta amostra, ilustra que as medidas se encontram em todos os intervalos adotados.
- A maior porcentagem de medidas encontram-se nos seguintes intervalos:

Para a amostra 1 ($T_o=80^{\circ}\text{C}, I=80\text{A}$): 40% das medidas possuem entre 0,045 a 0,075 mm.

Para a amostra 2 ($T_o=80^{\circ}\text{C}, I=100\text{A}$): 25% das medidas possuem entre 0,075 a 0,105 mm.

Para a amostra 3 ($T_o=190^{\circ}\text{C}, I=80\text{A}$): 40% das medidas possuem entre 0,045 a 0,075 mm.

Para a amostra 4 ($T_o=190^{\circ}\text{C}, I=190^{\circ}\text{C}$): 25% das medidas possuem entre 0,135 a 0,165 mm

Para facilitar a compreensão do leitor, no que se refere à influência da variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente) nas características dos cordões de solda, realizou-se um resumo apresentado na tabela 13.

Tabela 13. Resumo da influência da variação dos parâmetros de soldagem.

Características do cordão de solda	Variação dos parâmetros de soldagem					
	Aumento da temperatura de preaq. Eletrodo			Aumento da corrente Eletrodo		
	aço	níquel	Níquel-ferro	aço	Níquel	níquel-ferro
Diluição	Aumenta	Não varia	Aumenta	Não varia	Aumenta	Aumenta
Dureza ZTA	Aumenta	Aumenta*	Não varia	Diminui	Diminui	Não varia
Dureza ZFNM	Não varia	-	-	Não varia	-	-
Espessura ZTA	Aumenta	Aumenta	Aumenta	Não varia	Aumenta	Aumenta

* Com o resfriamento rápido, também aumenta a dureza na ZTA.

Referente à elevação da temperatura de preaquecimento observou-se que:

- Nas amostras obtidas com eletrodos de aço ocorreu aumento da diluição, dureza e espessura da ZTA, não ocorrendo variação de dureza na ZFNM.
- Nas amostras obtidas com eletrodos de níquel, verificou-se aumento de dureza e espessura na ZTA, sem aumento de diluição. Nas amostras produzidas com resfriamento rápido, também houve aumento de dureza na ZTA.
- Nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro, constatou-se aumento de diluição e espessura na ZTA, não ocorrendo variação de dureza na ZTA.

Referente à elevação da corrente de soldagem observou-se que:

- Nas amostras obtidas com eletrodos de aço, apenas a dureza na ZTA diminuiu, sendo que a diluição, dureza na ZFNM e espessura da ZTA não houve variação.
- Nas amostras obtidas com eletrodos de níquel, ocorreu aumento de diluição e espessura da ZTA, e diminuição da dureza na ZTA.
- Nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro, constatou-se aumento de diluição e espessura na ZTA, não ocorrendo variação de dureza na ZTA.

4.3 JUNTAS SOLDADAS

4.3.1 Preparação dos Corpos de Prova

Utilizaram-se chapas com as mesmas características microestruturais e dimensionais, das quais foram realizadas a etapa de simples deposição de soldagem. Nestas chapas usinaram-se os chanfros, em formato de junta para material espesso [13], conforme a figura 55.

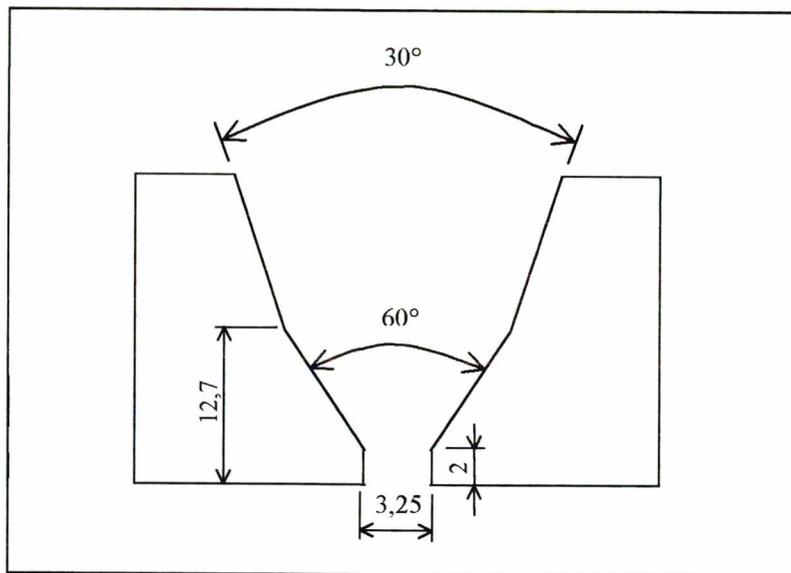


Figura 55. Formato da junta utilizada.

4.3.2 Soldagem das juntas

Foram realizadas várias tentativas de soldagem em juntas, a partir da seleção dos melhores parâmetros de soldagem na etapa de simples deposição. No total foram realizadas cinco tentativas as quais serão descritas a seguir:

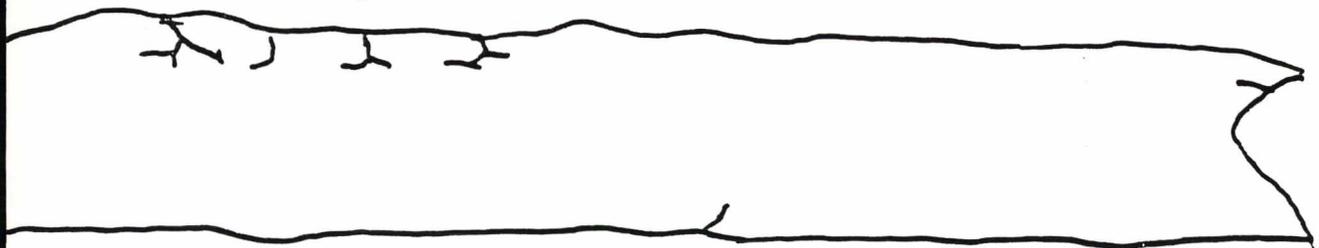
1ª tentativa) Soldagem com eletrodo de aço (ESt):

Os parâmetros selecionados para soldagem com eletrodo de aço (ESt) foram: diâmetro do eletrodo 3,25mm; velocidade de soldagem 15cm/min; temperatura de preaquecimento 190°C,

para evitar o aparecimento de trincas; corrente 100A (CC^+), para obter menor dureza na ZTA; resfriamento com manta cerâmica. A temperatura de preaquecimento de 190°C foi escolhida a partir da microscopia realizada nas amostras com simples deposição pois nestas não apresentaram trincas, diferentes daquelas obtidas com temperatura de preaquecimento de 80°C , como foi mostrado no item 4.2.1. Para esta temperatura de preaquecimento, com a corrente de 100A obteve-se dureza menor na ZTA, por esta razão foi selecionada esta corrente de soldagem. Produziu-se uma junta soldada, com cordões filetados e preenchida conforme figura 22 [13]. A seguir a junta foi cortada, através de eletroerosão, com o objetivo de se obter dois corpos de prova os quais seriam submetidos ao ensaio de tração e realizou-se metalografia na seção transversal da junta.

Por causa dos altos níveis de tensões a junta sofreu distorções dimensionais (empenamento). Realizou-se o ensaio com líquido penetrante, onde pode-se observar: porosidades; várias trincas, tanto na superfície externa do cordão, como na seção transversal da junta, conforme a figura 56.

Vista de topo:



→ Direção de soldagem

Seção transversal:

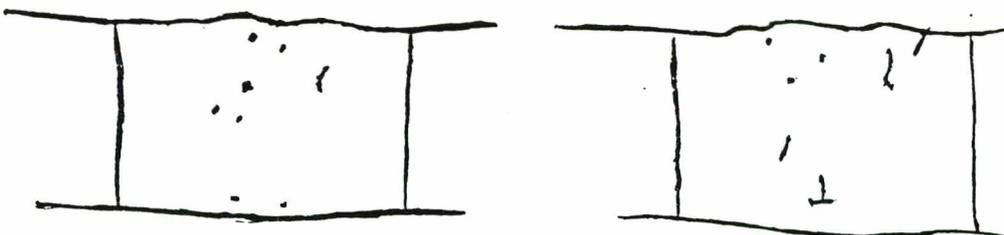
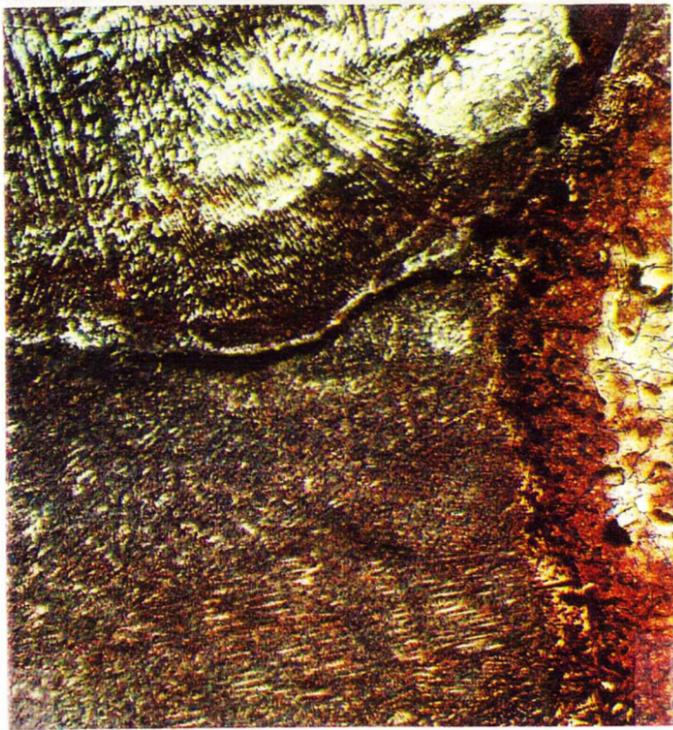


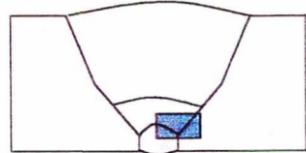
Figura 56. Representação esquemática da soldagem após o ensaio de líquido penetrante.

A micrografia na seção transversal da junta soldada obtida com eletrodo de aço (ESt), apresenta-se na figura 57.

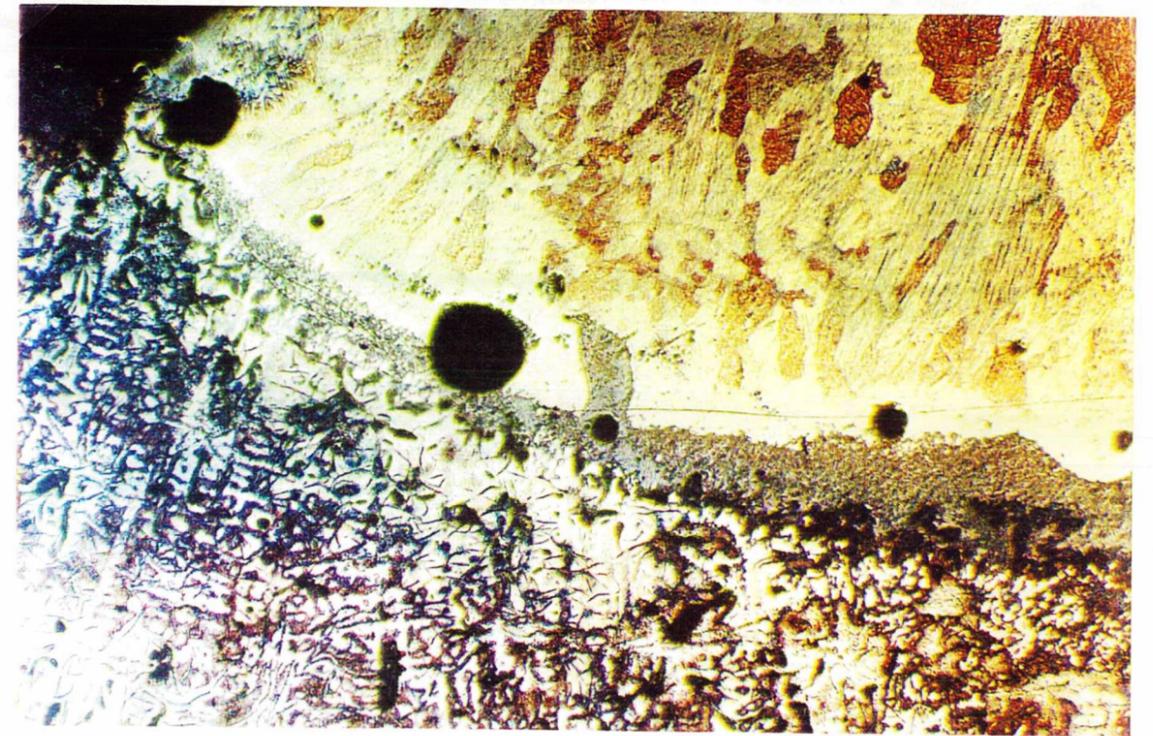
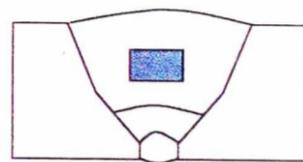
- Conjunto da solda (*foto a*): mostra as regiões do metal de solda, ZL e ZTA. Verifica-se que o metal de solda possui alguns poros.
- Metal de solda (*foto b*): mostra a interface entre os últimos cordões de solda depositados. Região de agulhas grandes de martensita (de alto carbono), em matriz de austenita retida com alguma porosidade.
- Metal de solda (*foto c*): mostra uma região do cordão de solda depositado no meio da junta. Região de agulhas grandes de martensita (de alto carbono), em matriz de austenita retida
- Lateral da junta (*foto d*): mostra o metal de solda com a interface lateral da junta, onde há região de ferro fundido branco seguida de grafita lamelar e martensita.
- Interface com o passe de raiz (*foto e*): mostra uma falta de fusão entre o passe de raiz e o posterior.
- Lateral do passe de raiz (*foto f*): mostra o metal de solda do passe de raiz com a interface lateral da junta, onde há região de ferro fundido branco seguida de grafita lamelar e martensita.



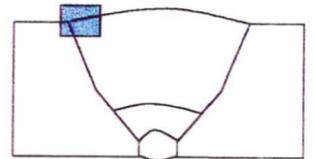
e) Interface com o passe de raiz (38x)



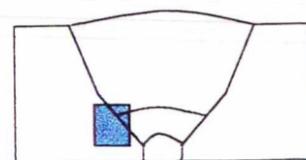
c) Metal de solda (38x)



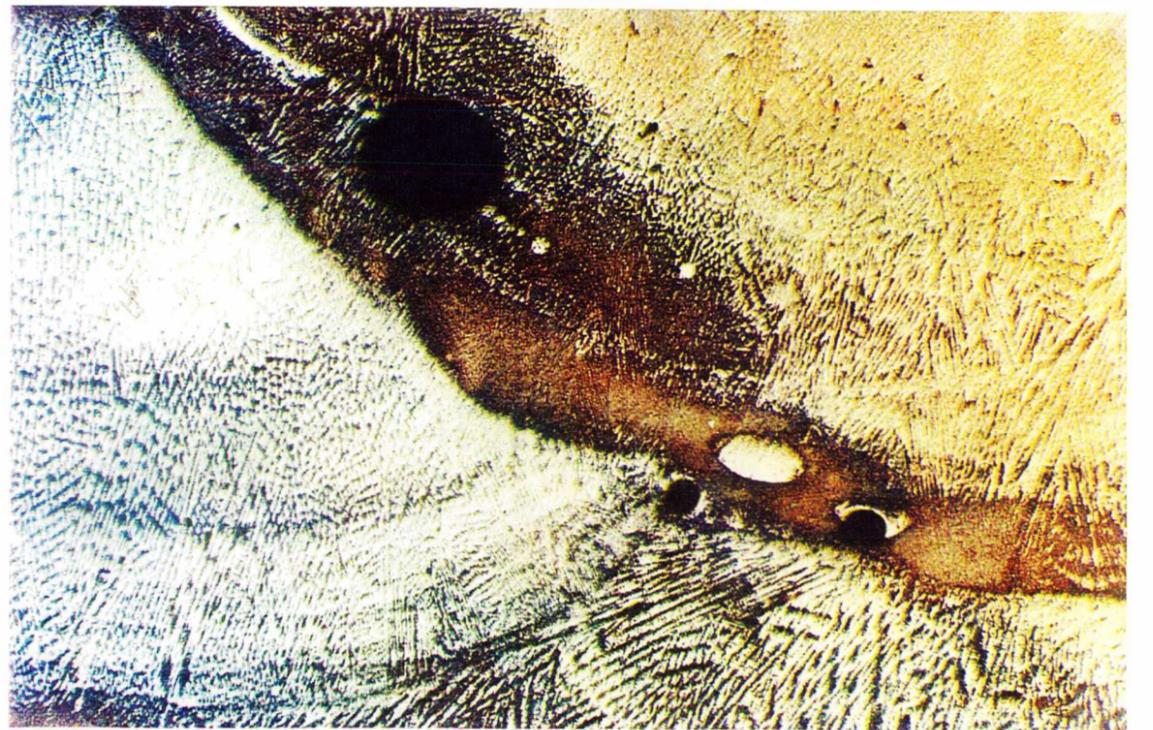
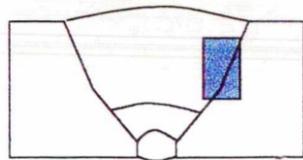
a) Conjunto (38x)



f) Lateral do passe de raiz (38x)



d) Lateral da junta (38x)



b) Metal de solda (38x)

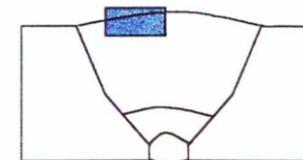


Figura 57. Amostra de junta soldada,

obtida com eletrodo de aço (ESt),

$I=100A$, $T_0=190^{\circ}C$

2ª tentativa) Soldagem com eletrodo de níquel (ENi-CI):

Os parâmetros selecionados para soldagem com eletrodo de níquel (ENi-CI) foram: diâmetro do eletrodo 3,5mm; velocidade de soldagem 15cm/min; temperatura de preaquecimento 80°C; corrente 100A (CC). A temperatura de preaquecimento de 80°C foi escolhida a partir dos valores de dureza da ZTA (menores que para a temperatura de preaquecimento de 190°C) nas amostras com simples deposição; e com esta temperatura seria possível a comparação com a soldagem com resfriamento rápido. Para esta temperatura de preaquecimento, com a corrente de 100A obteve-se dureza menor na ZTA, facilitando também a produtividade da soldagem, por estas razões foi selecionada esta corrente de soldagem. Várias trincas ocorreram já nos primeiros passes, tanto trincas longitudinais como transversais ao cordão. Realizou-se o ensaio com líquido penetrante, onde pode-se observar várias trincas na superfície do cordão, conforme a figura 58.

Vista de topo:

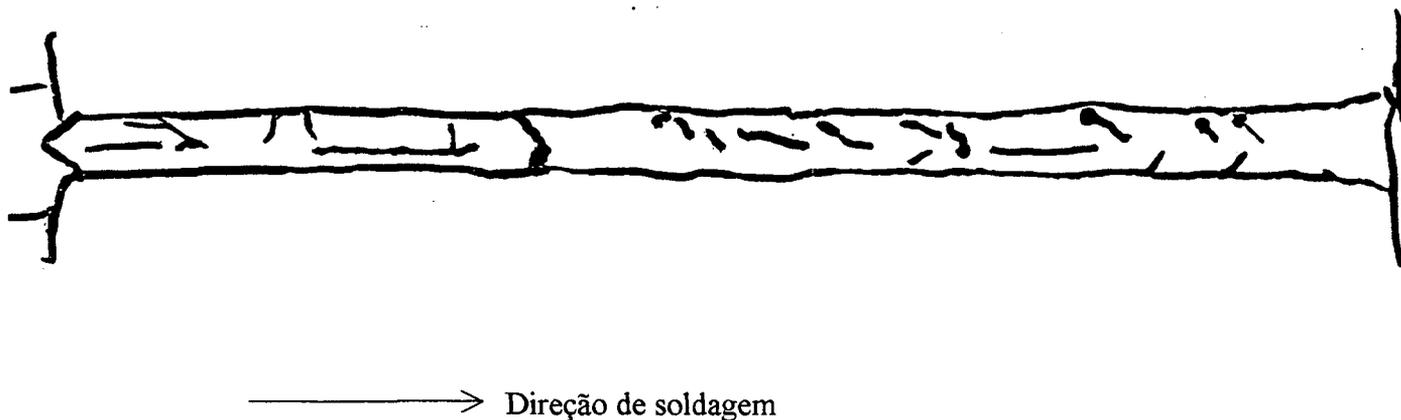


Figura 58. Representação esquemática da solda após o ensaio de líquido penetrante.

3ª tentativa) Soldagem com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI):

Os parâmetros selecionados para soldagem com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI) foram: diâmetro do eletrodo 3,5mm; velocidade de soldagem 15cm/min; temperatura de preaquecimento 80°C; corrente 100A (CC⁺). A temperatura de preaquecimento de 80°C foi escolhida a partir dos valores de dureza da ZTA (praticamente os mesmos que para a temperatura de preaquecimento de 190°C) nas amostras com simples deposição; e com esta temperatura seria possível a comparação com a soldagem com resfriamento rápido. Para esta temperatura de preaquecimento, com a corrente de 100A obteve-se dureza menor na ZTA, facilitando também a produtividade da soldagem, por estas razões foi selecionada esta corrente de soldagem. Realizaram-se duas tentativas de soldagem com estes parâmetros. Na primeira utilizou-se a técnica de amanteigamento conforme figura 25, seguida do ensaio de líquido penetrante (entre passes) e não foram detectadas trincas ou outros problemas metalúrgicos. Porém, ao se prosseguir com o enchimento da junta, observou-se grande porosidade no metal de solda, ocasionada pela queima dos produtos químicos remanescentes de ensaio. Na segunda tentativa eliminou-se o ensaio de líquido penetrante entre passes, realizou-se o amanteigamento e em seguida a tentativa de preenchimento da junta. Logo após os primeiros passes, surgiram trincas as quais foram retiradas por esmerilhamento. Com o prosseguimento da soldagem, surgiu uma trinca longitudinal, em toda a extensão do cordão.

4ª tentativa) Soldagem com eletrodo de níquel (ENi-CI):

Os parâmetros selecionados para soldagem com eletrodo de níquel (ENi-CI) foram: diâmetro do eletrodo 3,5mm; velocidade de soldagem 15cm/min; temperatura de preaquecimento 80°C; corrente 120A (CC⁺). Na tentativa de obtenção de uma junta isenta de trincas, utilizaram-se eletrodos previamente secos, a técnica de amanteigamento e a corrente foi aumentada de 100A para 120A. Porém novamente surgiram trincas transversais e longitudinais ao cordão.

5ª) Soldagem com eletrodo de níquel (ENi-CI):

Em outra tentativa de obtenção de uma junta isenta de trincas, optou-se em trocar o fabricante de eletrodos para Eutectic Brasil. Depois de várias tentativas, os passes foram depositados e martelados ininterruptamente até o preenchimento da junta. Ou seja, a junta foi preenchida com cordões martelados a quente, aparentemente eliminando o aparecimento de trincas longitudinais através do metal de solda.

CAPÍTULO 5

Conclusões

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

- Diferente dos aços, a soldagem dos ferros fundidos produz microestruturas muito mais complexas, pois este material é resultante de dois diagramas de equilíbrio: o estável e o metaestável.
- A zona de transição microestrutural ao longo da região soldada é menor do que a existente nos aços, porém os níveis de dureza são maiores. Isto resulta em piores propriedades mecânicas em sua seção transversal.
- A presença de alto teor de carbono nos ferros fundidos resulta em regiões de carbonetos massivos (oriundos da solidificação) na zona de ligação e martensita com austenita retida na ZTA, com elevados níveis de dureza e fragilidade.
- Apenas nas amostras obtidas com eletrodos de aço encontrou-se uma camada bem definida e contínua de carbonetos massivos na zona de ligação, pois ao contrário do ferro, o níquel não forma carbonetos e tem baixa solubilidade ao carbono.
- A microestrutura do metal de solda obtido com eletrodos de aço é composta por agulhas grandes de martensita (de alto carbono) em matriz de austenita retida. Já com os eletrodos à base de níquel, é composta de pequenos nódulos de grafita em matriz de níquel, resultando então num metal de solda dúctil e usinável.
- Com a variação dos parâmetros de soldagem (temperatura de preaquecimento e corrente) ocorreu uma variação da dureza e/ou da espessura da ZTA. De uma maneira geral, o aumento da energia de soldagem diminuiu a dureza na ZTA, porém aumentou sua espessura; e com o aumento da temperatura de preaquecimento a dureza e a espessura aumentaram.

- A dureza na ZTA aumentou com o aumento da temperatura de preaquecimento (190°C), pois este foi insuficiente para diminuir a formação da martensita, promovendo apenas mais dissolução de carbono na austenita.

Tendo em vista a baixa soldabilidade destes materiais, a soldagem em ferros fundidos só é recomendada em situações extremas, quando não há outra opção, como no reparo de peças de alto custo ou de difícil reposição. Podemos concluir com este trabalho que os melhores parâmetros de soldagem com simples deposição do eletrodo revestido são: com os eletrodos de níquel e níquel-ferro, corrente de soldagem alta (100A) e temperatura de preaquecimento baixa (80°C); e com os eletrodos de aço, a mesma corrente de soldagem porém temperatura de preaquecimento de 190°C para minimizar as trincas no metal de solda. Os eletrodos à base de níquel apresentaram maiores dificuldades na execução das juntas soldadas. Estes depositaram gotas maiores e mais espaçadas no tempo que as dos eletrodos de aço devido à maior viscosidade do metal líquido. Por causa disso, os cordões depositados resultaram muito convexos, (gerando entalhes no pé do cordão) com alto nível de porosidades e em consequência, promovendo a ocorrência de trincas.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Produzir amostras com simples deposição de soldagem com maior variedade de temperaturas de preaquecimento, para uma melhor observação da influencia deste parâmetro nas regiões soldadas.
- Estudar o comportamento da soldagem em ferros fundidos nodulares, sendo que estes possuem maiores tenacidade e soldabilidade em relação aos ferros fundidos cinzentos.
- Alterar o projeto das juntas soldadas, objetivando tanto a melhora do manuseio dos eletrodos à base de níquel, como a verificação do comportamento mecânico das mesmas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ANDRES, C.G., ARDILLA, J.D. Fundamentos sobre la solvabilidad de las fundiciones no aleadas. **Revista Soldadura**, v.13, n.2, p.41-59, Abril-Junho 1983.
2. METALS HANDBOOK . **Properties and Selection: Iron and Steels**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 9th ed., vol 1, Chap. Basic Metallurgy of Cast Iron. p.3-9.
3. CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 6ª edição, 1990. 576p.
4. CALLISTER, W.D. **Materials Science and Engineering: na Introduction**. John Wiley & Sons, Inc., 1997. Chap.12: Metal Alloys. p.355-361.
5. SHARP, H. J. Engineering Materials, Selection and Value Analysis. In: McINTYRE, J.B. **The Selection of Materials for Castings**. New York: American Elsevier Publishing Company Inc., 1966. p.85-160.
6. METALS HANDBOOK . **Metallography, Structures and Phase Diagrams**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 8th ed., vol. 8, Chap. Metallography technique for cast irons. p.86-93.
7. PIESKE, A., CHAVES FILHO, L.M., REIMER, J.F. **Ferros fundidos de alta qualidade**. Joinville: Sociedade Educacional Tupy, 1976. Cap.1: Metalurgia do ferro fundido cinzento. p.3-33.
8. SANTOS, A.B.S., BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S/A-IPT, 1977. Publicação nº1100.
9. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. **NBR-6593**: Morfologia de grafita em ferro fundido. Rio de Janeiro, 1981. 10p.
10. POHL, D. Caracteristiques mécaniques de la fonte-I'effet d'entaille du graphite dans la fonte. **Fonderie**, v.4, n.340, p.461-466, Dec.1974.

11. GEIER, M. **Metallurgic de Fonderic**. Paris: Eyrolles, vol.1, 1976.
12. BUSHEY,R.A. Welding of cast irons. **ASM Handbook (ASM International)**, v.6, p.708-721, 1993.
13. AWS COMMITTEE ON WELDING IRON CASTINGS. **Guide for Welding Iron Castings**. Florida: American Welding Society, 1989. 125p.
14. DROUART, J. Soldagem ao arco do ferro fundido. **Metalurgia-ABM**, v.28, n.177, p.629-635, Agosto 1972.
15. COSTA, S.C. **Influência da concepção de fabricação de eletrodos à base de níquel sobre a soldabilidade do ferro fundido cinzento**. Florianópolis: UFSC, junho-1987. Dissertação (mestrado) - Departamento de engenharia mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
16. CATHOLICO,R.AR. Soldagem de ferro fundido a arco elétrico. **Mundo Mecânico**, v.4, n.51, p.12-17, Outubro 1980.
17. STRASSER,V. **A soldagem moderna**. Rio de Janeiro: Ao Livro Técnico S.A, 1963. Cap.19: O ferro fundido. p.208-221.
18. METALS HANDBOOK . **Welding and Brazing**.. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 8th ed., vol. 6, Chap. Arc Welding of Cast Irons. p.235-244.
19. COOKSON,C. Quench welding process for joining cast iron. **Welding and Metal Fabrication**, ,n.38, p.42-46, Aug.1970.
20. COTTRELL, C.L.M. **Welding Cast Irons**. Cambridge: The Welding Institute, 1985, 22p.
21. ROSAS, E. Soldadura de las fundiciones de hierro. **Boletim Técnico da Conarco**, n.102, p.5-22, 1996.
22. KISER, S.D., IRVING, B. Unraveling the mysteries of welding cast iron. **Welding Journal**, v.72, n.8, p.39-44, Aug. 1993.
23. GREGORY, E.N. Welding cast irons. **The Welding Institute**, n.16, p.145-156, 1977.

24. BROSILOW, R. Welding the cast irons, **Welding Design and Fabrication**, v.63, n.3, p.38-40, March 1990.
25. ZEEMANN, A. Soldagem a frio de ferro fundido nodular. **Metalurgia & Materiais-ABM**, v.49, n.420, p.660-670, Agosto 1993.
26. GREGORY, E.N. Welding the cast irons. **Metal Construction**, v.20, p.63-68, Feb.1988.
27. WELDING HANDBOOK., **Welding Processes-Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldareing**, Miami: American Welding Society, 7th ed., vol. 2.
28. MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem**. Belo Horizonte: ESAB, 1991. Cap.7 Soldagem com Eletrodos Revestidos. p. 85-106.
29. OKUMURA, T. e TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. Cap.4: Soldagem dos principais metais e suas ligas. p.100-115.
30. GRAHAN, E. **Maintenance Welding**, Chap. 8: Cast Iron. p.108-127.
31. THOMASSON, H. The maintainance welding of cast iron. **Canadian Welding and Fabrication**, v. 65, n.4, p.10-14, 1974.
32. AMERICAN WELDING SOCIETY. Miami, **ANSI/AWS A5.15-90**: Specification for Welding Electrodes and Rods for Cast Iron. Miami, 1990. 22p.
33. DEVLETIAN, J.H. Weldability of gray iron using fluxless gray iron electrodes for SMAW. **Welding Journal. Research Supplement**, v.57, n.7, p.183-s-187-s, July 1978.
34. KUMAR, R.L. Welding gray iron with mild steel electrods. **Foundry**, v.96, p.64-66, Jan.1968.
35. KISER, S.D. Production welding of cast irons. **AFS Transations**, v.85, p.37-42, 1977.
36. MORGAN, H.L. Joining of iron castings. **BCJRA Journal**, p.403-425, Sept.1970.
37. GRETSKII, YuYa, BORISOV, A.I. Metallurgical features of arc welding structural cast irons. **Paton Welding Journal**, v.3, n.6, p.412-417, 1991.

-
38. ZHANG, X.Y., ZHOU, Z.F., ZHANG, Y.M, XIE, M.L. A newly developed nickel-iron electrode with superior hot cracking resistance and high-strength properties for welding pearlitic nodular iron. **Welding Journal. Research Supplement**, v.74, n.1, p.16-s-20-s, Jan 1995.
39. McKEOWN, D. Consumables for welding cast iron. **Foundry Trade Journal**, v.164, n.3415, p.480-484, 1990.
40. WELDING HANDBOOK. **Metals and Their Weldability**, Miami: American Welding Society, 7th ed., vol. 4, p.212-229.
41. ZHANG, X.Y., ZHOU, Z.F., ZHANG, Y.M, GUAN, L.Y. Influence of nickel-iron electrode properties and joint shapes on welded joint strength of pearlitic nodular iron. **Welding Journal. Research Supplement**, v.74, n.1, p.16-s-20-s, Jan 1995
42. COOKSON, C. Metal-arc welding of white cast irons. **Metal Construction**, v. 5, n.10, p.370-373, 1993.
43. CULLISON, A. Symposium's aim is understanding iron castings. **Welding Journal**, v.69, n.8, p.70-72, Aug. 1990.
44. CENNI, M.A. **Módulo Processo I-Soldagem com Eletrodos Revestidos**. Associação Brasileira de Soldagem. 92p.
45. AWS-AFS COMMITTEE ON WELDING IRON CASTINGS. **A Test Program on Welding Iron Castings AWS D11.1-65**, Miami: American Welding Society, 1965. 27p.
46. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. **NBR-6589**: Ferro fundido cinzento-especificação. Rio de Janeiro, 1981. 12p.
47. BUENO, E. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem para o aço AISI4140 sem tratamento térmico posterior**. Florianópolis: UFSC, abril-1999. Dissertação (mestrado) - Departamento de engenharia mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.

ANEXO 1

- Diluição, reforço e penetração

Tabela A1.1. Resultados dos cálculos de diluição, alturas de reforço e penetração das amostras.

Amostra n°	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Diluição (%)
1	1,6	0,9	37
2	2	1,3	37
3	1,6	1,1	41
4	1,8	1,2	43
5	1,7	1,6	46
6	1,4	1,5	53
7	1,4	1,1	46
10	1,2	1,5	56
11	2,3	0,7	22
12	2,2	1,2	38
13	2,2	1	34
14	2,1	1,5	43

- Variação dos valores de diluição

Tabela A1.2. Variação dos valores de diluição nas amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

Condições de soldagem		Diluição (%)	Média da diluição (%)	Variação da diluição (%)
To=80°C	I=80A	37	37	+14
	I=100A	37		
To=190°C	I=80A	41	42	
	I=100A	43		
I=80A	To=80°C	37	39	
	To=190°C	41		
I=100A	To=80°C	37	40	+2,6
	To=190°C	43		

Tabela A1.3. Variação dos valores de diluição nas amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI).

Condições de soldagem		Diluição (%)	Média da diluição (%)	Variação da diluição (%)
To=80°C	I=80A	46	50	+4
	I=100A	53		
To=190°C	I=80A	46	52	
	I=100A	57		
I=80A	To=80°C	46	46	+20
	To=190°C	46		
I=100A	To=80°C	53	55	
	To=190°C	57		

Tabela A1.4. Variação dos valores de diluição nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).

Condições de soldagem		Diluição (%)	Média da diluição (%)	Variação da diluição (%)
To=80°C	I=80A	22	30	+27
	I=100A	38		
To=190°C	I=80A	34	38	
	I=100A	43		
I=80A	To=80°C	22	28	+43
	To=190°C	34		
I=100A	To=80°C	38	40	
	To=190°C	43		

Tabela A1.5. Diluição média dos três tipos de eletrodos.

Condições de soldagem		Diluição (%)		
		Eletrodo de aço	Eletrodo de níquel	Eletrodo de níquel-ferro
To=80°C	I=80A	37	46	22
	I=100A	37	53	38
To=190°C	I=80A	41	46	34
	I=100A	43	57	43
Média da diluição (%)		40	50	34

ANEXO 2

- Perfis de dureza

Eletrodos de aço (ESt):

Tabela A2.1. Perfil de dureza, obtido ao longo da seção transversal, das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

Região	Deslocamento Aproximado (mm)	amostra 1	amostra 2	amostra 3	amostra 4
Metal de Solda	0	335	322	478	419
	0.25	367	424	397	401
	0.5	362	395	378	407
	0.75	360	428	313	530
	1	436	414	310	461
	1.25	344	369	265	459
	1.5	381	460	297	428
	1.75	293	434	388	408
	2		439		407
	2.25	591	538	330	403
	2.5		543		523
ZFNM	2.75	454	540	450	448
ZTA	3	619	722	692	677
	3.25	550	325	686	394
	3.5	374		746	
	3.75			477	
	4.00	429	402	420	307
	4.25			283	
Metal de Base	4.50	420	457	297	307
	4.75	214	240	191	267
	5.00	163	263	279	240

Eletrodos de níquel (ENi-CI):

Tabela A2.2. Perfil de dureza, obtido ao longo da seção transversal, das amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI).

Região	Deslocamento Aproximado (mm)	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8	Amostra 9	Amostra 10
Metal de solda	0.00	239	186	189	191	190	189
	0.25	209	200	184	194	183	188
	0.50	187	190	181	191	189	204
	0.75	182	185	189	183		
	1.00	179	188	183	177	187	206
	1.25	175	176		180		
	1.50	189	183	178	184	179	193
	1.75	186	218		201		
	2.00	188	180	195	179	179	235
	2.25	179					
ZL	2.5	176	295	178	185	176	229
	2.75	560	652	576	598	764	632
ZTA	3.00		390	643	514	455	542
	3.25			701		474	480
	3.50	501	367	305	427	562	298
	3.75					548	
	4.00	510	451	430	471	411	295
Metal de base	4.25	190	185	180	183	176	132
	4.50	198	211	147	284	222	150

Eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI):

Tabela A2.3. Perfil de dureza, obtido ao longo da seção transversal, das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).

Região	Deslocamento Aproximado (mm)	amostra 11	amostra 12	amostra 13	amostra 14
Metal de solda	0.00	255	292	276	280
	0.25	247	290	263	283
	0.50	261	299	276	282
	0.75	261	274	277	291
	1.00	257	260	279	297
	1.25	262	272	277	295
	1.50	265	280	275	279
	1.75	256	263	288	293
	2.00	274	282	281	290
	2.25	267	273	240	282
	2.50		257		294
ZL	2.75	239	252	232	228
	3.00	664	538	556	657
ZTA	3.25		526	632	508
	3.50	472	487	427	741
	3.75		446		670
	4.00	336	387	333	366
	4.25				548
Metal de base	4.50	315	387	431	537
	4.75	203	208	270	176
	5.00	140	201	263	228

ANEXO 3

- Dureza máxima na ZTA

Soldagem com eletrodo de aço (ESt):

Tabela A3.1. Dureza máxima na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

amostra	T = 80°C		T = 190°C	
	I = 80A	I = 100A	I = 80A	I = 100A
	1	2	3	4
dureza (HV)	459	421	582	609
	503	395	503	578
	614	378	450	421
	575	559	709	483
	522	541	770	506
	590	411	619	383
	372	398	756	391
média*	593	507	745	564

* média dos três maiores valores

Soldagem com eletrodo de níquel (ENi-CI):

Tabela A3.2. Dureza máxima na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI).

amostra	T = 80°C		T = 190°C		T = 80°C (com resfriamento rápido)	
	I = 80A	I = 100A	I = 80A	I = 100A	I = 80A	I = 100A
	5	6	7	8	9	10
dureza (HV)	410	405	550	548	497	366
	355	404	673	432	521	640
	433	498	533	542	604	497
	488	499	684	531	673	487
	570	367	715	542	416	345
	582	322	682	487	558	530
	515	355	551	475	670	504
média*	556	467	694	544	649	558

* média dos três maiores valores

Soldagem com eletrodo de níquel-ferro (ENiFe-CI):

Tabela A3.3. Dureza máxima na ZTA das amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).

amostra	T = 80°C		T = 190°C	
	I = 80A	I = 100A	I = 80A	I = 100A
	11	12	13	14
dureza (HV)	579	572	469	640
	603	512	480	547
	719	589	608	677
	583	428	598	399
	544	582	465	697
	659	499	539	515
	655	565	461	617
média*	678	581	582	671

* média dos três maiores valores

- Dureza máxima na ZFNM

Soldagem com eletrodo de aço (ESt):

Tabela A3.4. Dureza máxima na ZFNM das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

amostra	T = 80°C		T = 190°C	
	I = 80A	I = 100A	I = 80A	I = 100A
	1	2	3	4
dureza (HV)	665	708	682	632
	606	651	668	552
	620	693	654	597
	591	667	680	553
	484	610	713	657
	537	613	623	714
	544	670	684	783
média*	630	690	693	718

* média dos três maiores valores

- Variação dos valores de dureza

Tabela A3.5. Variação dos valores de dureza na ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

Condições de soldagem		Dureza máxima ZTA (HV)	Média dureza máxima ZTA (HV)	Variação da dureza	
To=80°C	I=80A	593	550	+19%	
	I=100A	507			
To=190°C	I=80A	745	654		
	I=100A	564			
I=80A	To=80°C	593	669		-20%
	To=190°C	745			
I=100A	To=80°C	507	536		
	To=190°C	564			

Tabela A3.6. Variação dos valores de dureza na ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI).

Condições de soldagem		Dureza máxima ZTA (HV)	Média dureza máxima ZTA (HV)	Variação da dureza	
To=80°C	I=80A	556	482	+34%	
	I=100A	407			
To=190°C	I=80A	694	644		
	I=100A	594			
To=80°C*	I=80A	649	604		+25% (To=80°C)
	I=100A	558			
I=80A	To=80°C	556	633	-21%	
	To=190°C	694			
	To=80°C*	649			
I=100A	To=80°C	407	503		
	To=190°C	544			
	To=80°C*	558			

** Amostras resfriadas com jato de ar.

Tabela A3.7. Variação dos valores de dureza na ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).

Condições de soldagem		Dureza máxima ZTA (HV)	Média dureza máxima ZTA (HV)	Variação da dureza
To=80°C	I=80A	678	630	-1%
	I=100A	581		
To=190°C	I=80A	582	626	
	I=100A	671		
I=80A	To=80°C	678	630	-1%
	To=190°C	582		
I=100A	To=80°C	581	626	
	To=190°C	671		

Tabela A3.8. Variação dos valores de dureza na ZFNM, nas amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

Condições de soldagem		Dureza máxima ZFNM (HV)	Média dureza máxima ZFNM (HV)	Variação da dureza
To=80°C	I=80A	630	660	+7%
	I=100A	690		
To=190°C	I=80A	693	706	
	I=100A	718		
I=80A	To=80°C	630	662	+6%
	To=190°C	693		
I=100A	To=80°C	690	704	
	To=190°C	718		

ANEXO 4

- Espessura da ZTA

Tabela A4.1. Espessura da ZTA para todas as amostras.

Temperatura	T = 80°C		T = 190°C	
	I = 80A	I = 100A	I = 80A	I = 100A
Amostra	1	2	3	4
Espessura*(mm)	1,05	1,10	1,35	1,25
Amostra	5	6	7	8
Espessura*(mm)	0,65	1,00	1,10	1,15
Amostra	11	12	13	14
Espessura*(mm)	1,05	1,40	1,35	1,95

*Média da espessura máxima medida em dois corpos de prova.

- Variação da espessura da ZTA

Tabela A4.2. Variação dos valores da espessura da ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

Condições de soldagem		Espessura da ZTA (mm)	Média espessura da ZTA (mm)	Variação da espessura
To=80°C	I=80A	1,05	1,1	+18%
	I=100A	1,10		
To=190°C	I=80A	1,35	1,3	
	I=100A	1,25		
I=80A	To=80°C	1,05	1,2	
	To=190°C	1,35		
I=100A	To=80°C	1,10	1,2	-
	To=190°C	1,25		

Tabela A4.3. Variação dos valores da espessura da ZTA, nas amostras obtidas com eletrodos de níquel (ENi-CI).

Condições de soldagem		Espessura da ZTA (mm)	Média da espessura da ZTA (mm)	Variação da espessura	
To=80°C	I=80A	0,65	0,8	+38%	
	I=100A	1,00			
To=190°C	I=80A	1,10	1,1		
	I=100A	1,15			
I=80A	To=80°C	0,65	0,9		+22%
	To=190°C	1,10			
I=100A	To=80°C	1,00	1,1		
	To=190°C	1,15			

Tabela A4.4. Variação dos valores da espessura da ZTA nas amostras obtidas com eletrodos de níquel-ferro (ENiFe-CI).

Condições de soldagem		Espessura da ZTA (mm)	Média da espessura da ZTA (mm)	Variação da espessura	
To=80°C	I=80A	1,05	1,2	+42%	
	I=100A	1,40			
To=190°C	I=80A	1,35	1,7		
	I=100A	1,95			
I=80A	To=80°C	1,05	1,2		+42%
	To=190°C	1,35			
I=100A	To=80°C	1,40	1,7		
	To=190°C	1,95			

- variação da espessura da ZFNM

Tabela A4.5. Espessura da ZFNM das amostras obtidas com eletrodos de aço (ESt).

Amostra	Espessura da ZFNM (mm)									
1a	0.14	0.07	0.10	0.05	0.07	0.03	0.05	0.02	0.07	0.10
1b	0.05	0.10	0.25	0.10	0.06	0.10	0.12	0.15	0.12	0.07
2a	0.12	0.24	0.25	0.09	0.10	0.07	0.24	0.20	0.10	0.05
2b	0.07	0.10	0.15	0.16	0.10	0.03	0.17	0.20	0.28	0.07
3a	0.07	0.07	0.10	0.05	0.11	0.21	0.02	0.04	0.15	0.05
3b	0.05	0.10	0.05	0.20	0.14	0.07	0.10	0.20	0.15	0.07
4a	0.06	0.11	0.04	0.30	0.10	0.14	0.05	0.25	0.15	0.12
4b	0.11	0.14	0.15	0.09	0.25	0.10	0.05	0.10	0.25	0.15