



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS**

**ESTUDO DA SOLDAGEM DE RECUPERAÇÃO DO FERRO
FUNDIDO VERMICULAR ATRAVÉS DO PROCESSO
OXIACETILÊNICO**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE
SANTA CATARINA PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.**

ANDERSON JUNIOR CANALE

FLORIANÓPOLIS, DEZEMBRO DE 2005.

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

**ESTUDO DA SOLDAGEM DE RECUPERAÇÃO DO FERRO
FUNDIDO VERMICULAR ATRAVÉS DO PROCESSO
OXIACETILÊNICO**

ANDERSON JUNIOR CANALE

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE:
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO METALURGIA FÍSICA E MECÂNICA, E
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

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

Prof. Alexandre Lago, Dr. Rer. Nat.
Coordenador do curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Ana Maria Maliska, Dr.
Presidente

Prof. Carlos Enrique Niño, Dr.

Prof. Wilson Luiz Guessser, Dr.
Co-Orientador

*“A verdadeira sabedoria se expressa
com humildade”*

Autor desconhecido

*À todos que me apoiaram
neste trabalho*

AGRADECIMENTOS

- À Deus e aos meus familiares.
- Ao prof. Pedro A.N. Bernardini, pelo incentivo, apoio e orientação para realização deste trabalho.
- Ao prof. Augusto J.A. Buschinelli, pelo apoio prestado para realização da etapa experimental e avaliação dos resultados.
- Ao prof. Wilson L. Guessier, pela orientação, paciência e por toda confiança e auxílio para realização das etapas teóricas e práticas deste trabalho.
- À Tupy Fundições pela oportunidade da realização deste trabalho.
- Ao LABMAT pelo apoio na avaliação dos corpos de prova.
- Ao setor de engenharia metalúrgica da Tupy Fundições pela colaboração no desenvolvimento experimental deste trabalho.
- Ao Sr. Moacir José Bento e Sra. Luciane Regina Vieira, do laboratório metalúrgico da Tupy Fundições, pela colaboração na preparação dos corpos de prova.
- A Sra. Elizangela Geraldina Fraga, pelo auxílio prestado na busca de literatura para realização deste trabalho.
- Ao Sr. Afonso Haidemann e Sr. José Henrique Bail, pela colaboração para realização dos experimentos.
- Aos meus amigos e a todos que me apoiaram no desenvolvimento deste trabalho.

SUMÁRIO

Lista de tabelas	x
Lista de figuras	xi
Simbologia	xv
Resumo	xvi
<i>Abstract</i>	xvii
CAPÍTULO 1	1
Introdução	2
CAPÍTULO 2	4
Fundamentos teóricos	5
2.1-Ferro fundido vermicular	5
2.1.1- Processo de obtenção do ferro fundido com grafita compacta	8
2.2-Classificação dos ferros fundido	10
2.2.1-Cristalização do carbono durante a solidificação	11
2.2.2-Desenvolvimento da matriz	18
2.3-Soldagem dos ferros fundidos	25
2.3.1- Introdução	25
2.3.2- Dificuldades na soldagem dos ferros fundidos	26
2.3.2.1- Efeito do alto teor de carbono	27
2.3.2.2- Efeito da baixa ductilidade e condutividade térmica	30
2.4- Preaquecimento	31

2.4.1- Ferros fundidos cinzentos	31
2.4.2- Ferros fundidos nodulares	37
2.4.3- Ferros fundidos maleáveis	37
2.5- Pós-aquecimento	38
2.6- Efeito dos elementos na soldagem	40
2.7- Caracterização da região soldada	42
2.7.1- Zona fundida	43
2.7.2- Zona termicamente afetada (ZTA)	45
2.8- Processo de soldagem	47
2.8.1-Introdução	47
2.8.2- Processo de soldagem à arco	47
2.8.2.1- Soldagem com eletrodo revestido	48
2.8.3- Soldagem à chama	48
2.8.3.1-Fundamentos do processo	49
2.9- Consumíveis para soldagem	54
2.9.1- Gases	54
2.9.2- Metal de adição	54
2.9.3- Fluxos	56
CAPÍTULO 3	57
Metodologia experimental	58
3.1-Estratégia experimental	58
3.2-Dimensões dos corpos de prova	60
3.3-Composição química do metal de adição	62
3.4- Ciclo térmico	63

3.5-Outros parâmetros de soldagem	64
3.6- Análise metalográfica	65
3.7- Perfis de dureza	67
CAPÍTULO 4	69
Resultados e discussões	70
4.1- Resultados da etapa 1	70
4.2- Resultado da etapa de desenvolvimento	74
4.2.1- Influência do tipo de metal de adição	74
4.2.1.1- Resultados do metal de adição A	75
4.2.1.2- Resultados do metal de adição B	77
4.2.2- Influência da espessura e numero de passes	79
4.2.2.1- Emprego do metal de adição tipo A	80
4.2.2.2- Emprego do metal de adição tipo B	83
4.2.3- Influência das etapas do ciclo térmico	85
4.2.3.1-Influência da etapa de preaquecimento	85
4.2.3.2- Influência da etapa de aquecimento localizado	93
4.2.3.3- Influência da etapa de aquecimento localizado	100
4.2.3.4- Avaliação da repetibilidade dos resultados	107
4.2.3.5- Perfis de dureza	113
CAPÍTULO 5	116
Conclusões	117
5.1- Conclusões	117
5.2- Sugestões para trabalhos futuros	119

CAPÍTULO 6	120
Bibliografia	121
6.1- Referências bibliográficas	121
ANEXOS	127

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades mecânicas e físicas típicas do CGI	7
Tabela 2. Propriedades mecânicas e físicas típicas dos ferros fundidos	8
Tabela 3. Influência do preaquecimento na dureza de ferro fundido classe ASTM 20.	32
Tabela 4. Níveis típicos de preaquecimento para a soldagem de ferros fundidos em função do processo empregado.	33
Tabela 5. Faixas de temperatura de pós-aquecimento para os ferros fundidos cinzentos e nodulares.	39
Tabela 6. Tipos e características das chamas.	51
Tabela 7. Requisitos de composição química das varetas de ferro fundido.	55
Tabela 8. Variáveis utilizadas em cada experimento.	59
Tabela 9. Composição química dos metais de adição utilizados.	62
Tabela 10. Ciclos térmicos utilizados.	63
Tabela 11. Condições térmicas da chama oxiacetilênica.	64
Tabela A .1. Medições do aporte térmico e velocidade de deposição.	128
Tabela A .2.1. Perfis de dureza dos experimentos corpos de prova F	129
Tabela A .2.2. Perfis de dureza dos experimentos corpos de prova E	129

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Aspecto da grafita compacta em metalografia óptica .	6
Figura 2. Aspecto da grafita compacta após ataque profundo, MEV.	6
Figura 3. Microestruturas dos ferros fundidos	10
Figura 4. Diagramas de equilíbrio ferro-grafita e ferro-cementita	12
Figura 5. Curva de resfriamento detalhada da solidificação de um ferro fundido hipoeutético.	13
Figura 6. Curvas de resfriamento esquemáticas.	14
Figura 7. Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos	16
Figura 8. (a) Exemplo de grafita Chunk, 100X, (b) exemplo de grafita Spiky , atacada com 4% de picral, 100X .	17
Figura 9. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico.	19
Figura 10. Evolução de um ferro fundido cinzento cementítico-perlítico.	21
Figura 11. Evolução de um ferro fundido cinzento totalmente perlítico.	22
Figura 12. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico-perlítico.	23
Figura 13. Diagrama típico de um ferro fundido cinzento.	24
Figura 14. Relação entre a temperatura de preaquecimento e a microdureza da região soldada.	33
Figura 15. Relação entre a temperatura de preaquecimento e a resistência à tração de uma união soldada.	34
Figura 16. Microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda e ZTA para resfriamento rápido, médio e lento.	35

Figura 17. Efeito da taxa de resfriamento da solda na dureza dos cordões com CE 3.8% e 4.2%.	36
Figura 18. Zonas formadas na região da solda.	42
Figura 19. Locais da reação de combustão.	50
Figura 20. Partes da chama e aspecto das regulagens.	51
Figura 21. Temperatura máxima em função da regulagem da chama.	52
Figura 22- Variação da temperatura (a) e da composição química da chama (b) em função da distância a partir da extremidade do arco.	53
Figura 23. Corpos de prova para os testes de simples deposição.	60
Figura 24. Microestruturas do metal base utilizado nos testes de simples deposição.	61
Figura 25. Nomenclatura das micrografias dos corpos de prova de simples deposição.	66
Figura 26. Ilustração da medição de dureza dos corpos de prova.	67
Figura 27. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 0, corpo de prova F (tabela 08).	71
Figura 28. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 0, corpo de prova F (tabela 08).	72
Figura 29. Microestruturas de diferentes regiões do experimento 1, corpo de prova F (tabela 08)	75
Figura 30. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 1, corpo de prova F (tabela 08).	76
Figura 31. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 2, corpo de prova F (tabela 08), metal de adição tipo B	77

Figura 32. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 2, corpo de prova F (tabela 08), metal de adição tipo B.	78
Figura 33. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 3 (tabela 08), corpo de prova E, metal de adição tipo A.	80
Figura 34. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 3 (tabela 08), corpo de prova E, metal de adição tipo A.	82
Figura 35. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 10, corpo de prova F (tabela 08).	86
Figura 36. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 10, corpo de prova F (tabela 08).	87
Figura 37. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 8, corpo de prova E (tabela 08).	89
Figura 38. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 8, corpo de prova E (tabela 08).	91
Figura 39. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 6, corpo de prova F (tabela 08).	93
Figura 40. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 6, corpo de prova F (tabela 08).	94
Figura 41. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 5, corpo de prova E (tabela 08).	96
Figura 42. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 5, corpo de prova E (tabela 08).	98

Figura 43. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 9, corpo de prova F conforme tabela 07.	100
Figura 44. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 9, corpo de prova F, conforme tabela 07.	102
Figura 45. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 7, corpo de prova E (tabela 08).	103
Figura 46. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 7, corpo de prova E (tabela 08).	105
Figura 47. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 11 .	107
Figura 48. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 11 .	109
Figura 49. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 12 .	111
Figura 50. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 12 .	112
Figura 51. Perfis de dureza dos corpos de prova F.	113
Figura 52. Perfis de dureza dos corpos de prova E.	114

SIMBOLOGIA

CGI	–	Compacted graphite iron
TEE	°C	Temperatura do eutético estável
TEM	°C	Temperatura do eutético metaestável
Ms	°C	Temperatura de início da formação da martensita
Mf	°C	Temperatura final da formação da martensita
ZTA	–	Zona termicamente afetada
CE	–	Carbono equivalente
ZFM	–	Zona fundida misturada
ZFNM	–	Zona fundida não misturada
ZPF	–	Zona parcialmente fundida
MB	–	Metal base
CT1	–	Ciclo térmico 1
CT2	–	Ciclo térmico 2
CT3	–	Ciclo térmico 3
CT4	–	Ciclo térmico 4
ZTP	–	Zona de transição entre passes

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo avaliar o comportamento do ferro fundido vermicular frente ao processo de recuperação por soldagem oxiacetilênica, pois a literatura não comenta tal procedimento, bem como avaliar as microestruturas formadas na região da solda e explorar algumas variáveis de processo com o objetivo de minimizar a formação de componentes frágeis e grafita lamelar na região da solda.

Para avaliar o processo de recuperação por soldagem foi elaborado um procedimento experimental, onde em primeiro momento foram realizados testes de simples deposição com ciclo térmico e metais de adição já utilizados para recuperação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares e na seqüência foi avaliado a influência da composição química do metal de adição, espessura e número de passes e influência dos ciclos térmicos.

Os resultados mostraram que o metal adição utilizado para a soldagem do ferro fundido nodular não pode ser utilizado, o número de passes influencia na forma da grafita e o ciclo térmico na formação de componentes frágeis e que o ferro fundido vermicular pode sofrer operações de soldagem de recuperação pelo processo oxiacetilênico resultando em grafita nodular e matriz ferrítica no cordão de solda.

ABSTRACT

This work has for objective to evaluate the behavior of the compacted graphite iron front to the process of recovery for oxiacetilenic welding, there isn't any documentation about this procedure in the literature, as well as evaluating the microstructures formed in the region of the weld and exploring some variable of process with the objective to minimize the formation of fragile components and flake graphite in the region of the weld.

To evaluate the process of recovery for welding an experimental procedure was elaborated, where in first tests of simple deposition with thermal cycle had been carried through and metal of addition already used for recovery of gray and ductile cast irons, in the sequence was evaluated the influence of the chemical composition of the addition metal, thickness and the number of thread and influence of the thermal cycles.

The results had shown that the metal addition used for the welding of the ductile cast iron cannot be used, the number of thread influence in the form of the graphite and the thermal cycle in the formation of fragile components and the compacted graphite iron can suffer operations from welding of recovery for the oxiacetilenic process resulting in nodulus graphite and ferritic matrix in the weld region.

CAPÍTULO 1

Introdução

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

O ferro fundido é um material muito empregado na indústria automotiva, devido ao seu baixo custo, usinabilidade, fundibilidade e a possibilidade de obtenção de um material com boas propriedades mecânicas, através da adição de elementos de liga e ou tratamentos térmicos adequados. Devido a estes fatores os ferros fundidos têm sido utilizados em grande escala, compondo sistemas de freios, suspensão, girabrequins, blocos e cabeçotes de motores.

O ferro fundido vermicular possui uma boa combinação de propriedades, como resistência à tração e condutividade térmica, quando comparado entre os ferros fundidos.

Devido a essa combinação de propriedades, o ferro fundido vermicular é recomendado para aplicações como blocos e cabeçotes para motores, permitindo se obter com estas propriedades motores com menores relações peso/potência e diminuir a emissão de poluentes desses motores devido às novas características de projeto.

O ferro fundido vermicular tem sido rotineiramente produzido nos últimos 25 anos, porém com grande tolerância no que diz respeito à nodularização, pois a janela de processo para obtenção é bastante estreita. Recentemente com o avanço dos sistemas de controle de processo, passou a ser possível obter o ferro fundido vermicular com estreitas especificações de nodularização e microestrutura.

Com o aumento da demanda de peças em ferro fundido vermicular, e a escassez de literatura, passou a ser necessário conhecer o comportamento deste material frente ao processo de soldagem, visando avaliar a aplicabilidade do processo de recuperação por

soldagem, em peças de geometria complexa, como blocos e cabeçotes de motores com pequenos defeitos de fundição, através da utilização de processo oxiacetilênico.

O processo de soldagem dos ferros fundidos de uma maneira geral é mais problemático, quando comparado com os aços, devido à grande porcentagem de carbono, e ao aporte térmico localizado, característico dos processos de soldagem, tendo uma grande tendência à formação de componentes frágeis resultantes do processo.

Sendo assim, o processo de soldagem em ferros fundidos é menos estudado e experimentado; quando comparado com os aços, o que torna a literatura escassa, contraditória e não suficientemente detalhada.

Devido à inexistência de literatura sobre o comportamento do ferro fundido vermicular frente ao processo de soldagem, neste trabalho serão avaliadas as técnicas já empregadas na soldagem de recuperação, utilizando o processo oxiacetilênico, utilizado para o ferro fundido nodular e lamelar e as respectivas variáveis, visando estabelecer um procedimento para a soldagem do ferro fundido vermicular isento de componentes frágeis e grafita lamelar na região soldada.

CAPÍTULO 2

Fundamentos teóricos

CAPÍTULO 2

FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 FERRO FUNDIDO VERMICULAR

Os recentes desenvolvimentos dos motores a diesel permitiram obter desempenhos superiores associados à diminuição das emissões de poluentes e operação mais silenciosa.

De uma maneira geral, esses aperfeiçoamentos baseiam-se em maiores taxas de compressão e maiores temperaturas de trabalho, que sujeitam os blocos de motores a solicitações que poderiam levar a falhas prematuras. No entanto passou a existir a necessidade de se desenvolver um material que suprisse estas necessidades sem alterar de forma significativa os custos de produção e também sem aumentar o tamanho ou peso dos componentes [1,2].

Avaliando a família dos ferros fundidos, o ferro fundido vermicular passou a despertar o interesse para a indústria devido a suas propriedades. O ferro fundido vermicular pode oferecer incrementos de cerca de 75% no limite de resistência, 35% a 40% no módulo de elasticidade, o dobro de resistência à fadiga e boa condutividade térmica comparando com o ferro fundido de grafita lamelar. Desta forma este material pode atender as solicitações de projeto de motores diminuindo a relação peso/potência [3,4].

A figura 1 mostra o aspecto da grafita vermicular (o aspecto em duas dimensões rendeu esta denominação). Alguns autores têm procurado conferir à morfologia de grafita obtida no ferro fundido vermicular uma denominação mais exata, surgindo daí termos

coral, compacta e quase lamelar, os quais são indicados para descrever estruturas interconectadas de grafita que são constatadas por microscopia eletrônica de varredura [5].

O ferro fundido vermicular também é conhecido como CGI (*Compacted Graphite Iron*, da literatura Inglesa). A figura 2 mostra a morfologia compacta, com extremidades arredondadas tornando a nucleação e propagação de trincas mais difícil que no caso dos ferros fundidos com grafita lamelar [1,3]. O ferro fundido vermicular por possuir menor frequência de ramificação da grafita que a lamelar, confere uma condutividade térmica inferior ao ferro fundido com grafita lamelar e superior ao ferro fundido nodular [2,6].

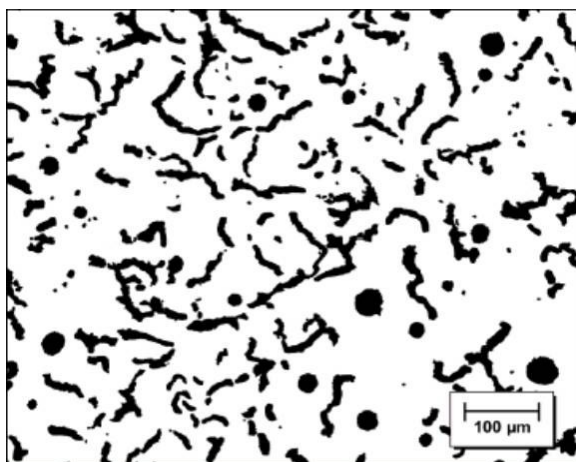


Figura 1. Aspecto da grafita compacta em metalografia óptica [1].

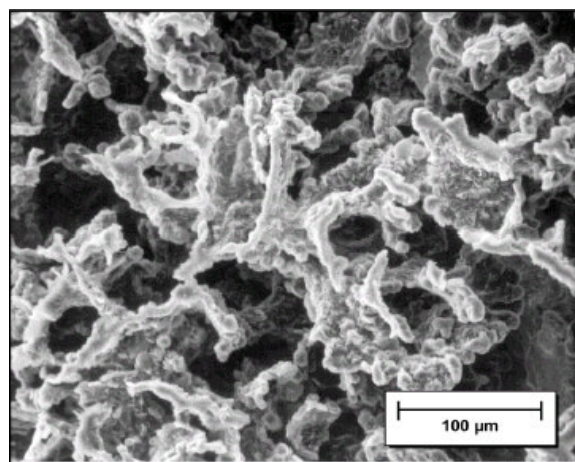


Figura 2. Aspecto da grafita compacta após ataque profundo, MEV [1].

Com as propriedades oferecidas pelo ferro fundido vermicular, mostradas na tabela 1, e tabela 2 (que compara entre os ferros fundidos), foram realizados alguns experimentos que consistiam em redimensionar alguns blocos de motores que eram de ferro fundido cinzento, a diesel e a gasolina, em CGI, nos quais resultaram uma redução de 10% à 26% do peso original [7].

Tabela 1. Propriedades mecânicas e físicas típicas do CGI com 100% e 70% de perlita. (10% nodular) [1].

Propriedade	Temperatura °C	70% perlita	100% perlita
Limite de resistência (MPa)	25	420	450
	100	415	430
	300	375	410
Limite de escoamento (0,2%) (MPa)	25	315	370
	100	295	335
	300	284	320
Módulo de elasticidade (GPa)	25	145	145
	100	140	140
	300	130	130
Alongamento (%)	25	1,5	1
	100	1,5	1
	300	1	1
Limite de fadiga sem entalhe (MPa)	25	195	210
	100	186	190
	300	165	175
Relação fadiga/resistência	25	0,46	0,44
	100	0,45	0,44
	300	0,44	0,43
Condutividade térmica (W/m °C)	25	37	36
	100	37	36
	300	36	35
Coeficiente de expansão térmica (um/m °C)	25	11	11
	100	11,5	11,5
	300	12	12
Coeficiente Poisson	25	0,26	0,26
	100	0,26	0,26
	300	0,27	0,27
Dureza Brinell (BHN)	25	190-225	207-255

Tabela 2. Propriedades mecânicas e físicas típicas dos ferros fundidos [8].

Propriedade	Ferro fundido vermicular	Ferro fundido lamelar	Ferro fundido nodular
Limite de resistência (MPa)	400-580	230-300	600-700
Limite de escoamento 0,2% (MPa)	345-415	115-210	375-482
Modulo de elasticidade MPa x 1000	140-155	105-115	160-170
Dureza HB	215-250	175-230	240-300
Condutividade térmica (W/m*K)	31-42	44-52	25-32

2.1.1 Processo de obtenção do ferro fundido com grafita compacta.

O ferro fundido vermicular sempre contém alguma grafita nodular. Alguns componentes como coletores de escape, podem ser produzidos com grafita até 50% nodular [1].

No caso de blocos e cabeçotes, entretanto, a complexidade geométrica e a necessidade de uma alimentação perfeita (ausência de defeitos de contração), combinada com as severas solicitações térmicas e mecânicas, exigem que a microestrutura contenha no máximo 20% de grafita na forma nodular. A grafita lamelar não é tolerada, já que mesmo quantidades mínimas causam quedas de até 30% na resistência do material [1,3].

A produção seriada de peças em ferro fundido vermicular requer um processo que evite a formação de grafita lamelar e que garanta a otimização da fundibilidade, usinabilidade e condutividade térmica do material, propriedades associadas a baixas quantidades de grafita esferoidal [1].

O primeiro processo desenvolvido para a produção de peças em ferro fundido vermicular utilizava a adição de Ti, em teores entre 0,10% e 0,15%, em combinação com o Mg. Enquanto o Mg impede o crescimento de grafita lamelar, o Ti suprime a morfologia nodular. Entretanto, a formação de inúmeras partículas de TiC, de elevada dureza, torna o

processo inviável para peças intensivas em usinagem, como é o caso de blocos e cabeçotes, embora possa ser utilizado em peças como coletores de escape [1].

Conseqüentemente um novo processo precisaria ser desenvolvido para fabricação de grandes séries de blocos e cabeçotes. O elemento chave no controle do processo de produção do ferro fundido vermicular é a habilidade para medir, de maneira precisa, o comportamento do metal líquido e para responder, antes do vazamento das peças [1].

Recentemente foi desenvolvido um processo (comercialmente chamado de Sintercast) no qual o controle é baseado na análise térmica durante a solidificação da liga após o tratamento inicial com magnésio [1]. Existem ainda outros processos para a obtenção do ferro fundido vermicular conhecidos como Oxicast e Novacast.

Esta análise sintetiza o efeito combinado de todas as variáveis do processo, incluindo as matérias-primas, as práticas de fusão e manutenção do banho, as diferenças de operação e os rendimentos das adições de magnésio. A adição inicial de magnésio é intencionalmente baixa, de maneira que a análise térmica sempre determina a quantidade adicional de tratamento necessária para chegar à formação da grafita compacta, e faz a adição por meio de arame recheado [1, 7].

2.2 CLASSIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS.

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) [9,10]. A figura mostra as microestruturas típicas dos ferros fundidos.

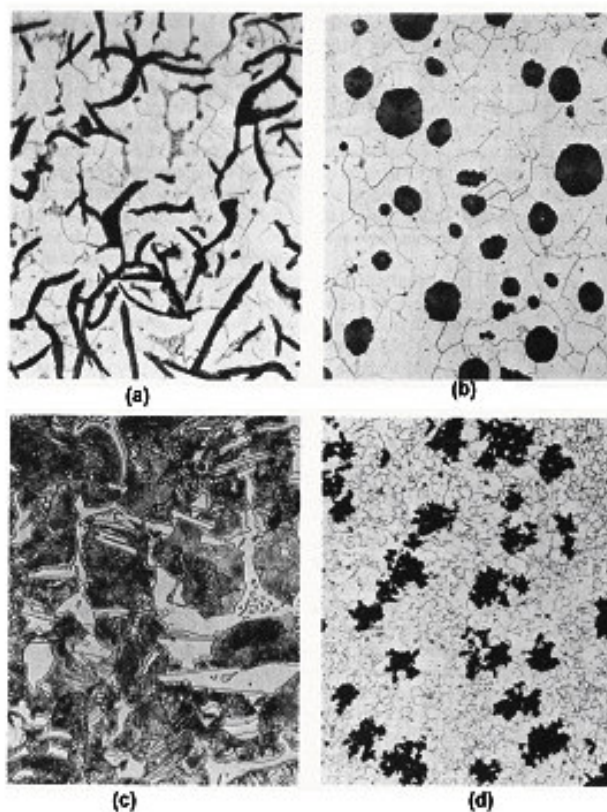


Figura 3 . Microestruturas típicas dos ferros fundidos: (a) ferro fundido cinzento, com grafita lamelar em matriz ferrítica, (b) ferro fundido nodular, em matriz ferrítica, (c) ferro fundido branco, com regiões de cementita (claras) em matriz perlítica, (d) ferro fundido maleável, com grafita em forma de rosetas em matriz ferrítica (obtido através do tratamento térmico) [11].

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 [12].

2.2.1 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 4 [13]. 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 à porcentagem de carbono e silício, pode evoluir durante a etapa de solidificação por um ou outro dos diagramas de equilíbrio mencionados, segundo a sua velocidade de resfriamento em que se efetue o processo (determinado 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 [9].

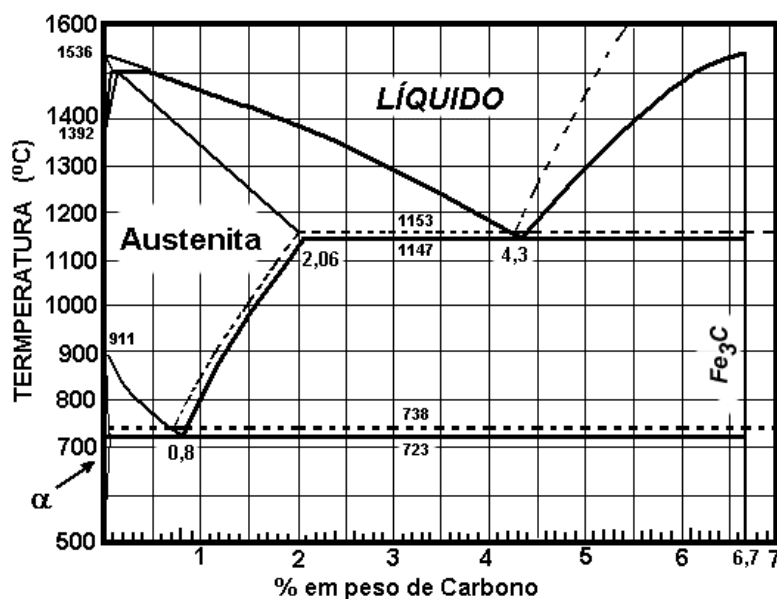


Figura 4. Diagramas de equilíbrio ferro-grafita (linhas tracejadas) e ferro-cementita (linhas contínuas) [13].

A forma de cristalização do carbono depende da temperatura na qual ocorre a nucleação do elíptico (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 5 [14], 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 B 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 [14].

A figura 6 [14] 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 6, 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 de grafita ou de cementita (do ponto de vista termodinâmico, 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 em ferro fundido branco, devido ao surgimento de cementita) e prossegue em temperatura mais elevada (acima de TEM) devido à recalescência, possibilitando que nucleie também 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 [14]

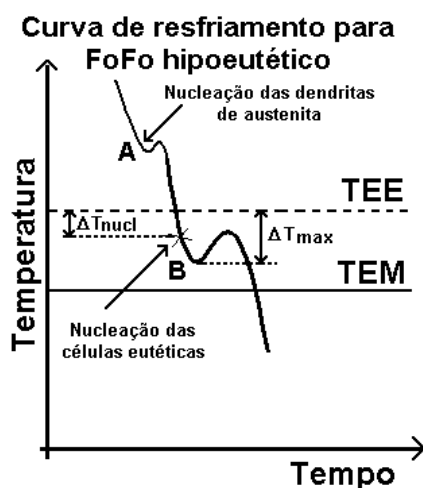


Figura 5. Curva de resfriamento detalhada da solidificação de um ferro fundido hipoeutético [14].

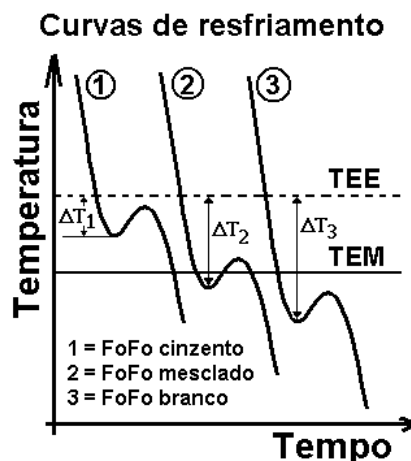


Figura 6. Curvas de resfriamento esquemáticas [14].

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, como: 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 à 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 carbonetantes. 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-75%Si ou Ca-Si, na forma de grânulos de 1 a 5 mm. 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 [14].

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 [14,15].

A morfologia da grafita pode ser alterada mediante tratamentos do banho metálico, isto é, através da adição de agentes nodularizantes (à base de Magnésio ou Cério).

A grafita possui uma estrutura cristalina hexagonal, conforme ilustra a figura 7. 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 lenta que a dos planos piramidais (laterais) resultando na morfologia lamelar, conforme a figura 7a. 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, favorecendo a formação de grafita nodular, dependendo da quantidade Mg, pois a ausência de enxofre dos planos basais favorece uma velocidade de crescimento menos diferenciada entre os distintos planos, resultando na morfologia esferoidal.

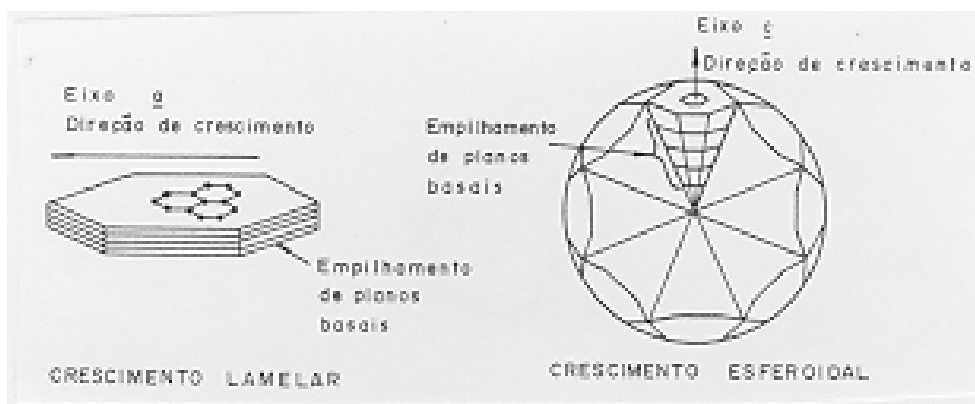


Figura 7. Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos [15].

Oscilações na composição química, podem gerar degeneração na forma da grafita como a grafita Chunk e Spiky.

A grafita Chunk, figura 8 a, pode ser provocada por excesso de adição terras raras associada à pureza do metal líquido juntamente com um elevado carbono equivalente [16].

A grafita Spiky, figura 8 b, é causada pela presença de pequenos teores de chumbo, bismuto e titânio [16]. Ambas as formas de grafita citadas referem-se a formas degeneradas de grafita nodular. No caso da soldagem existe uma particularidade com relação ao magnésio, pois durante o processo de soldagem, por este elemento químico ser bastante volátil, o mesmo pode ser perdido para o ambiente devido à formação da poça de fusão. O teor de magnésio, como foi citado, é um fator decisivo no que diz respeito à morfologia da grafita, oscilações nos teores deste elemento podem favorecer o surgimento de formas degeneradas da grafita.

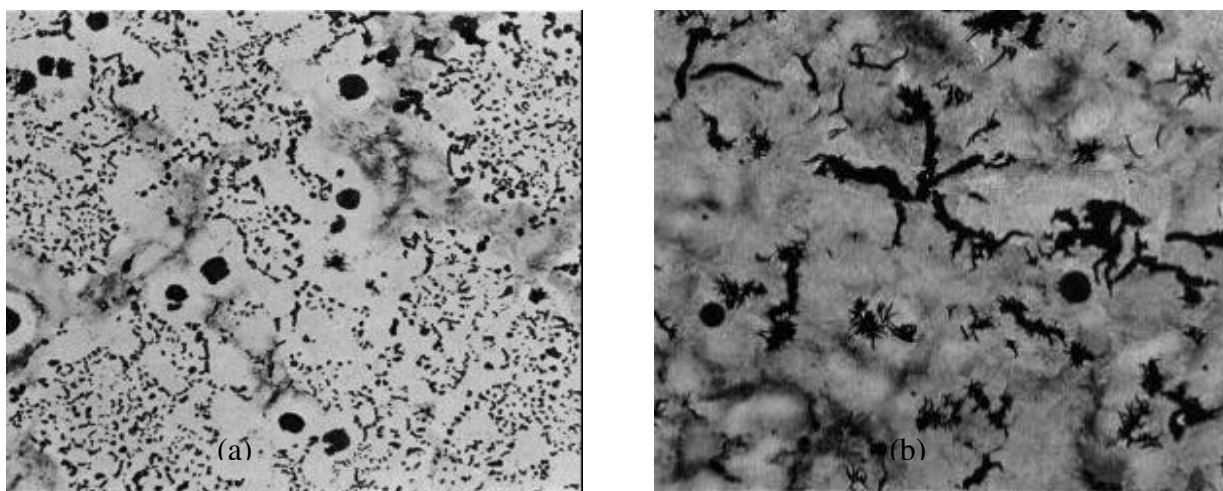


Figura 8. (a) Mostra um exemplo de grafita Chunk, atacada com 4% de picral 100X, (b) mostra um exemplo de grafita Spiky, atacada com 4% de picral, 100X [16].

2.2.2 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 às aquelas obtidas em aços (ferrítica, ferrítica e perlítica, perlítica, martensítica).

A obtenção destas matrizes durante a reação eutetóide é função da velocidade de resfriamento da peça (espessura da secção e extração de calor pelo molde), da quantidade, morfologia e distribuição da grafita e da composição química do material [14]. A matriz assim formada é o substrato onde estão localizadas as estruturas cristalizadas durante a solidificação [9].

Considerando-se os efeitos destas variáveis, a formação de ferrita é facilitada quanto menor for a velocidade de resfriamento da peça, maior a quantidade de grafita na microestrutura, maior a ramificação do esqueleto da grafita lamelar ou mais elevado o número de nódulos, obtido com maiores teores de Si. 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 [14].

Nos ferros fundidos cinzentos, 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 são menores.[17].

Dependendo então de sua evolução durante o resfriamento posterior no estado sólido, os ferros fundidos poderão se dividir em [14]:

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. A estrutura final a temperatura ambiente é de grafita puntiforme ou em rosetas imersas em matriz totalmente ferrítica. As fases presentes são: ferrita e grafita.
- Ferros fundidos nodulares ferríticos: estrutura final apresenta grafita esferoidal imersa em matriz totalmente ferrítica. As fases presentes são: ferrita e grafita. É de difícil obtenção, sendo geralmente substituído por tratamentos de ferritização em altas temperaturas.

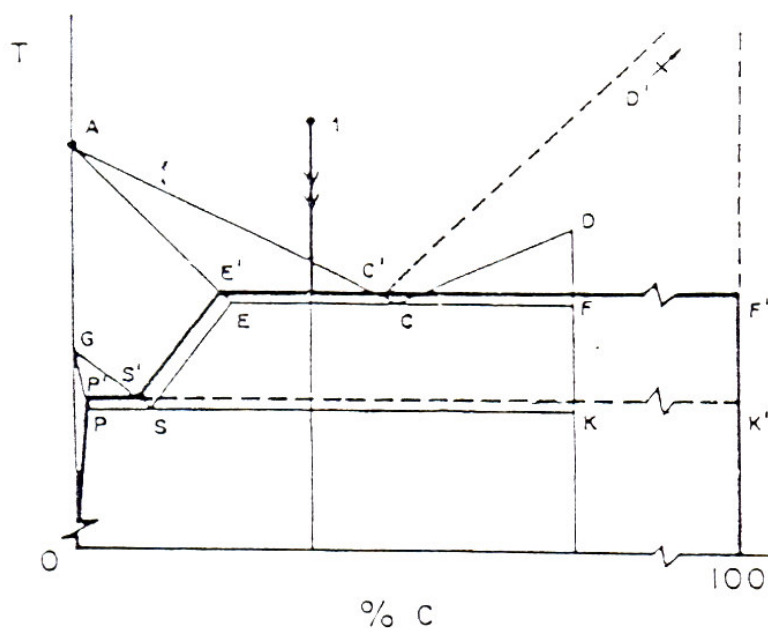


Figura 9. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico [18].

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

b 1) 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 representado 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 apresenta grafita lamelar em matriz de cementita secundária e perlita (similar a um aço hipereutetóide). As fases presentes são: grafita, ferrita e cementita.
- Ferros fundidos nodulares cementítico-perlíticos: mesma estrutura final e fases dos cinzentos, porém a grafita encontra-se na forma nodular.

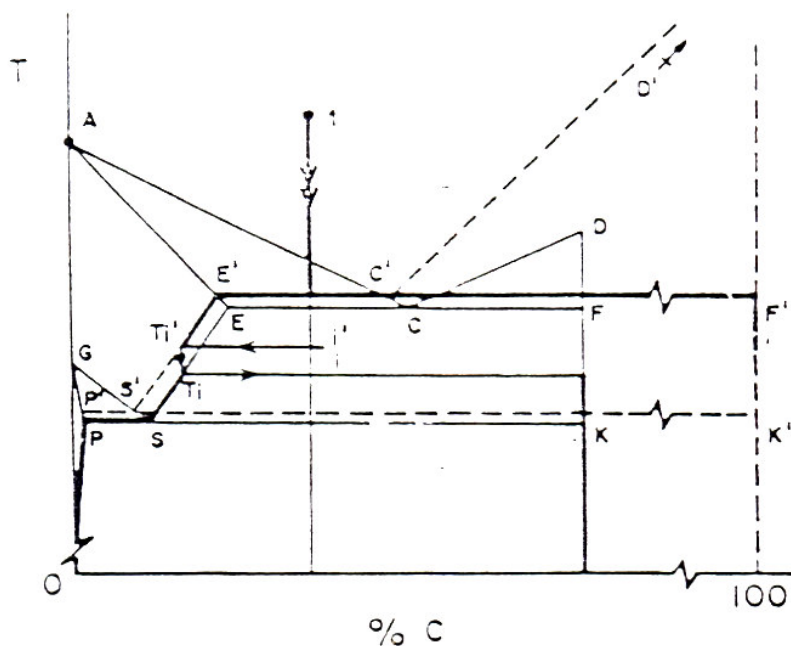


Figura 10. Evolução de um ferro fundido cinzento cementítico-perlítico [18].

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 podem-se obter os tipos de ferros fundidos cinzentos de interesse industrial:

- Ferros fundidos cinzentos perlíticos: estrutura final apresenta 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.

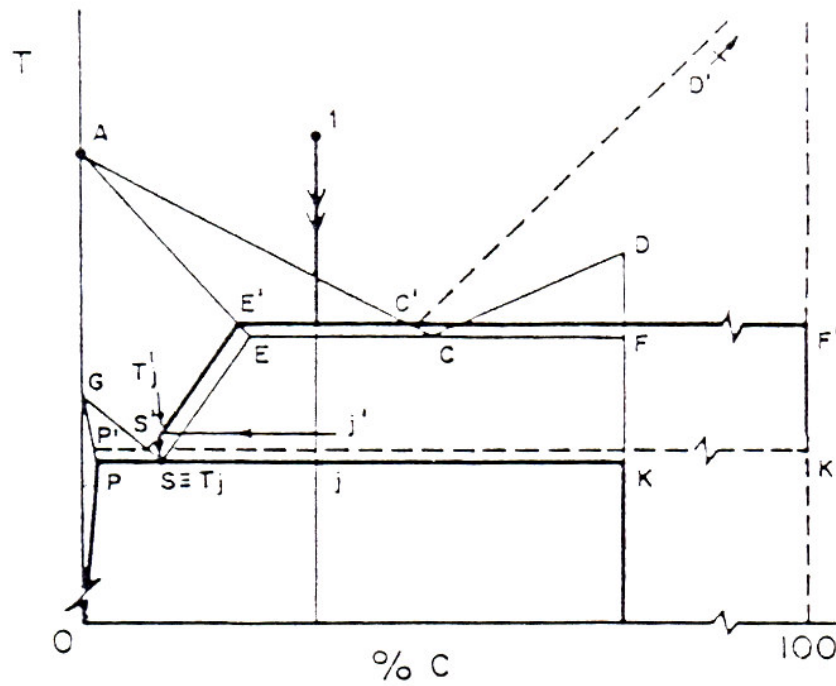


Figura 11. Evolução de um ferro fundido cinzento totalmente perlítico [18].

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:

-Feros fundidos cinzentos ferríticos-perlíticos: a estrutura final apresenta grafita lamelar em matriz de ferrita e perlita (similar a um aço hipoeutetóide). Fases: grafita, ferrita e cementita.

-Feros fundidos nodulares ferríticos-perlíticos: mesma estrutura final e fases dos cinzentos, porém a grafita encontra-se na forma nodular.

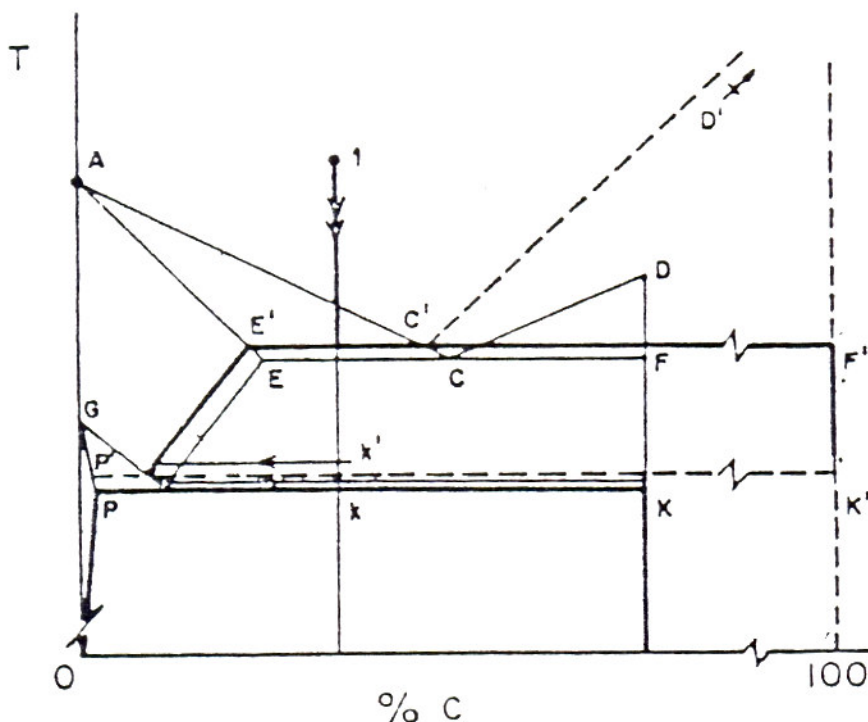


Figura 12. Evolução de um ferro fundido cinzento ferrítico-perlítico [18].

Também é válido ressaltar que como nos aços, o resfriamento sob condições fora do equilíbrio termodinâmico pode gerar matrizes com microestruturas do tipo martensita ou bainita. A figura abaixo ilustra diferentes ciclos de resfriamento e as respectivas microestruturas e durezas resultantes para um ferro fundido com uma determinada composição. Assim, o uso de tratamentos térmicos visando obtenção de matrizes mais apropriadas ao serviço pretendido é uma prática comum nos ferros fundidos [19].

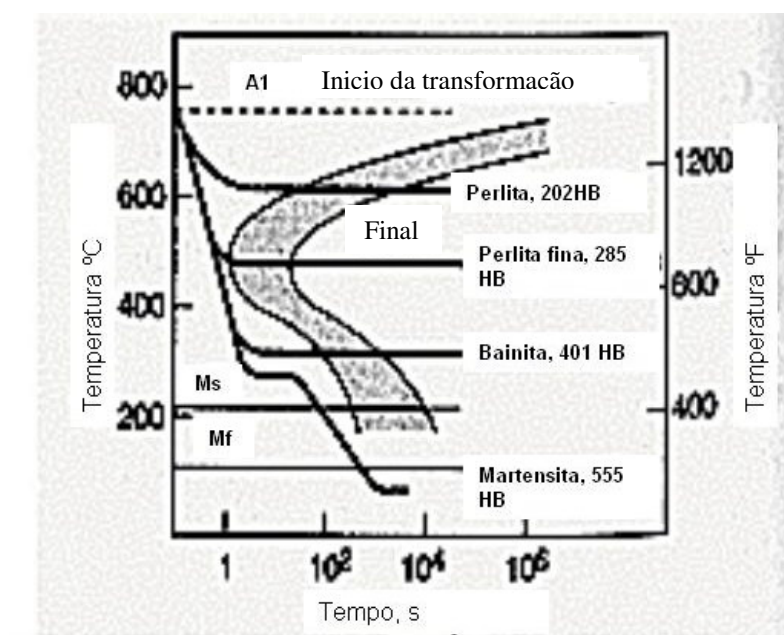


Figura 13. Diagrama típico de um ferro fundido cinzento [19].

2.3 SOLDAGEM DOS FERROS FUNDIDOS.

2.3.1 Introdução.

Os ferros fundidos são materiais que são vastamente utilizados devido as suas propriedades aliadas ao custo, no entanto esses materiais foram durante muito tempo considerados impossíveis de serem soldados, notadamente em aplicações que exigiam altos níveis de segurança e propriedades.

Comparando a soldagem dos ferros fundidos com a dos aços, de fato os ferros fundidos são mais difíceis de serem soldados; muitas propriedades mecânicas e microestruturais podem ser obtidas. As dificuldades no que diz respeito à soldagem existem, mas com o entendimento da natureza do material e suas características, podem ser adotados alguns procedimentos com o objetivo de eliminar e ou contornar essas dificuldades.

A soldagem dos ferros fundidos pode ser aplicada em três diferentes níveis: solda de manutenção, solda de construção e solda de produção. A solda de manutenção se refere ao caso de peças que romperam, ou sofreram desgaste em serviço e que necessitam ser recuperadas até sua substituição; a solda de construção é empregada para se obter peças de grande complexidade, geralmente utilizando-se peças de ferro fundido soldadas a partes de aço.

A utilização da solda de produção é empregada para recuperação de defeitos de fundição, porosidades, trincas e rechupes. Os projetos de peças fundidas são geralmente elaborados evitando ao máximo a necessidade de executar uma operação de soldagem, mas na produção de grandes séries de peças fundidas em algumas situações se faz necessário

recuperar algumas peças que apresentam pequenos defeitos (rechupes, enchimento) devido a oscilações do processo [20,21].

Os ferros fundidos cinzentos e nodulares podem ser soldados de maneira satisfatória, mas baseado na literatura e na aplicação de ferro fundido vermicular existem algumas particularidades, a grafita lamelar não é admitida, por produzir efeito de entalhe na microestrutura. A presença de microestruturas frágeis (martensita, carbonetos e etc...) não são admitidos por comprometerem o desempenho da peça no que diz respeito à usinagem e solicitações mecânicas.

2.3.2 Dificuldades na soldagem dos ferros fundidos.

De uma maneira geral, a dificuldade na soldagem dos ferros fundidos se origina nas seguintes características:

- Alto teor de carbono contido principalmente nas grafitas.
- Baixa ductilidade e condutividade térmica.

2.3.2.1 Efeito do alto teor de carbono.

Os problemas de soldagem dos ferros fundidos referem-se principalmente à formação de estruturas duras e frágeis devido ao elevado teor de carbono e o gradiente térmico.

Avaliando o diagrama Fe-C pode se observar que este sistema apresenta dois eutéticos provenientes da existência de dois equilíbrios: estável e metaestável, conforme foi verificado anteriormente (item 2.2), podendo resultar em eutético estável que é formado por austenita e grafita e o metaestável é constituído por austenita e carbonetos [14].

O carbono está presente principalmente nas grafitas do metal base, quanto mais superfícies de grafita em contato com a austenita, maior é a porcentagem de carbono presente na poça de fusão e maior é a tendência de formação de componente duros e frágeis. Desta forma é preferível ter todo o carbono em forma de grafitas esferoidais não muito pequenas [22].

Desta forma os ferros fundidos cinzentos apresentam maiores dificuldades para serem soldados, pois possuem grande superfície de lamelas de grafita. Neste mesmo sentido também tem influência a estrutura da matriz. A matriz perlítica, rica em carbonetos, contribui para o aumento da porcentagem de carbono na poça de fusão mais do que uma matriz ferrítica, portanto favorece a formação de componentes frágeis, sendo mais prováveis os problemas de trincamento [20,22].

A dissolução do carbono das grafitas durante a soldagem pode provocar, dependendo do ciclo térmico experimentado a formação de carbonetos na zona adjacente à zona fundida, devido ao aquecimento do material base dentro da região entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*, seguido por um rápido resfriamento incapaz de permitir a formação de grafita [22,23].

Também é esperada a formação de martensita na zona afetada pelo calor, devido ao aquecimento do material base dentro da região de formação austenítica, seguido do rápido resfriamento característico dos processos de soldagem. Vale lembrar que a formação de martensita e/ou carbonetos no processo de soldagem não está somente ligado à velocidade de resfriamento, mas também à composição química local, que influi na formação das estruturas citadas.

A formação de carbonetos e martensita na zona fundida e zona afetada pelo calor são extremamente prejudiciais, pois estas estruturas tem como principal característica elevada dureza e fragilidade, o que afeta as propriedades da região e a usinabilidade.

A tendência à formação dessas estruturas está sempre presente quando o ferro fundido é soldado, porém a quantidade de martensita e carbonetos formados dependem da composição química e do ciclo térmico experimentado durante o processo de soldagem. É através da manipulação dessas duas variáveis que se buscam os melhores resultados do processo [24,25].

Com base na avaliação da literatura pode-se verificar que a forma da grafita resultante da região soldada também é importante, pois está diretamente ligada com as propriedades mecânicas e térmicas do material; no caso do ferro fundido com grafita compacta não é permitido a presença de grafita lamelar.

Alguns experimentos mostraram que durante o processo de soldagem, elementos químicos como C, Si e Mg são perdidos por vaporização devido ao intenso calor, cerca de 15% desses elementos são perdidos pelo processo à arco elétrico e 2 até 5% no processo de soldagem à gás. Recomenda-se assim que o metal de adição possua uma composição química para absorver essa perda e favorecer a formação de grafita. Esses elementos perdidos por vaporização podem provocar porosidades no material [26].

A grafita do ferro fundido absorve e retém lubrificantes e outros líquidos. Esses líquidos juntamente com os elementos citados, quando aquecidos à elevadas temperaturas tendem a escapar na forma gasosa, mas uma parte pode ficar retido no metal formando póros na região soldada. Outro fator importante é a oxidação, pois durante o processo o óxido de ferro pode reagir com o carbono favorecendo a formação de porosidades, provocando problemas com propriedades mecânicas e em algumas situações problemas com estanqueidade dependendo da aplicação da peça [22, 27, 28].

Para diminuir o efeito nocivo da grafita no que diz respeito a porosidades e o alto teor de carbono alguns autores sugerem que na região da peça seja feita uma limpeza a base de hidróxido de sódio para remover a grafita da superfície do fundido, porém a técnica de preaquecimento da peça e esmerilhamento da superfície à ser soldada é a técnica mais empregada [27].

As técnicas mais utilizadas para minimizar os problemas devido à formação de componentes frágeis são o preaquecimento e o pós-aquecimento, as quais serão discutidos adiante.

2.3.2.2 Efeito da baixa ductibilidade e condutividade térmica.

A baixa ductibilidade dos ferros fundidos, em especial do ferro fundido cinzento, ou seja, a sua incapacidade para aliviar plasticamente as tensões geradas durante a soldagem, também limitam a soldagem destes materiais, uma vez que as tensões não poderiam ser absorvidas pelo material fora da zona afetada pelo calor [10, 22,29].

Assim os ferros fundidos podem trincar após a soldagem como resultado das tensões desenvolvidas pelo elevado gradiente térmico durante a operação de soldagem, que não podem ser minimizadas por outra forma de alívio. Este problema é mais grave no caso dos ferros fundidos cinzentos, por possuir um elevado coeficiente de expansão térmica, desta maneira as zonas mais frias são solicitadas à tração provocando trincas, sendo que no ferro fundido nodular este problema é menos crítico devido a suas propriedades mecânicas [30,31].

Baseado na avaliação do comportamento dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, pode-se afirmar que no ferro fundido vermicular o problema de trincamento é menos relevante do que o ferro fundido cinzento, devido à forma da grafita.

2.4 PREAQUECIMENTO.

A necessidade de preaquecer as peças depende de seu tamanho e forma geométrica, do grau de distorção aceitável, do tipo de ferro fundido e do metal de deposição. A utilização desta técnica permite reduzir o gradiente térmico formado entre o metal da solda em altas temperaturas e as regiões adjacentes a baixas temperaturas. O preaquecimento pode prevenir a formação de trincas, reduzir tensões residuais e distorções, diminuir as taxas de resfriamento, mas em contrapartida alarga a zona de fusão e a zona termicamente afetada (ZTA) [30,33].

Apesar do preaquecimento a estrutura dos cordões de solda brutos pode conter cementita. Quando se faz necessário, por exemplo usinagem posterior, recomenda-se um recozimento a altas temperaturas seguido de um resfriamento controlado, com o objetivo de diminuir a quantidade de carbonetos. Este recozimento pode ser limitado à solda e às zonas vizinhas em peças de grande porte [22]

2.4.1 Ferros fundidos cinzentos.

O preaquecimento é mais efetivo na soldagem de ferros fundidos cinzentos, pois reduz o gradiente térmico, evitando trincas no resfriamento.

Várias temperaturas de preaquecimento foram estudadas e aplicadas na soldagem dos ferros fundidos, sendo todas acima da temperatura de formação da martensita, M_s (aproximadamente 230°C), para preveni-la na ZTA. Foram propostas três categorias de soldagem: a frio, na temperatura ambiente; média, para temperaturas entre 150 e 400°C ; e à quente para 600 e 650°C [32,33]. Para alguns autores o preaquecimento mínimo para

soldar ferro fundido cinzento seria 370°C, com a temperatura ideal em torno de 427°C [33].

Para peças espessas que dissipam muito calor a faixa de temperatura seria entre 600 e 650°C. Outros autores propõem temperaturas em função do teor de carbono do ferro fundido. Para $C \geq 3\%$, um preaquecimento entre 250 e 400°C seria necessário. A tabela 3 mostra a influência do preaquecimento para o ferro fundido classe ASTM 20 [27].

Tabela 3. Influência do preaquecimento na dureza de ferro fundido classe ASTM 20, soldado com eletrodos AWS ENiFe-CI. [27]

Preaquecimento, °C	Dureza, HB		
	Solda	ZTA	Metal-base
Nenhum	342-362	426-480	165-169
105	297-362	404-426	165-169
230	305-340	362-404	169
315	185-228	255-322	169-176

Quanto ao limite máximo de temperatura, existem controvérsias. De qualquer modo, um valor bastante aceitável para a soldagem dos ferros fundidos cinzentos é um preaquecimento de 315°C, o que eliminaria a formação de martensita, mas sendo dependente do tipo de metal de adição. Para seções muito espessas e peças com geometria complexa esta temperatura seria da ordem de 600 a 650°C [35, 36, 37].

Alguns autores levam em consideração o tipo de ferro fundido e o processo de soldagem para determinar os níveis de temperatura de preaquecimento requeridos, conforme mostra a tabela 4 [38].

Tabela 4. Níveis típicos de preaquecimento para a soldagem de ferros fundidos em função do processo empregado [38].

Matriz	Ferro Fundido	Eletrodo revestido °C	MIG °C	Chama oxiacetilênica °C
Ferrítica	cinzento	300	300	600
	nodular	TA-150	TA-150	600
	maleável	TA-150	TA-150	600
Pelítica	cinzento	300-330	300-330	600
	nodular	200-330	200-330	600
	maleável	300-330	300-330	600

TA-Temperatura ambiente

Para eliminar completamente os carbonetos uma temperatura de preaquecimento acima de 815°C seria necessário, mas em contrapartida produziria distorções e empenamento nas peças [39].

As figuras 14 e 15 mostram a influência da temperatura de preaquecimento na resistência à tração e dureza para um ferro fundido cinzento. Com o aumento da temperatura de preaquecimento, a dureza do metal da solda e da zona afetada termicamente diminui, ocorrendo ao contrário com a resistência à tração [40].

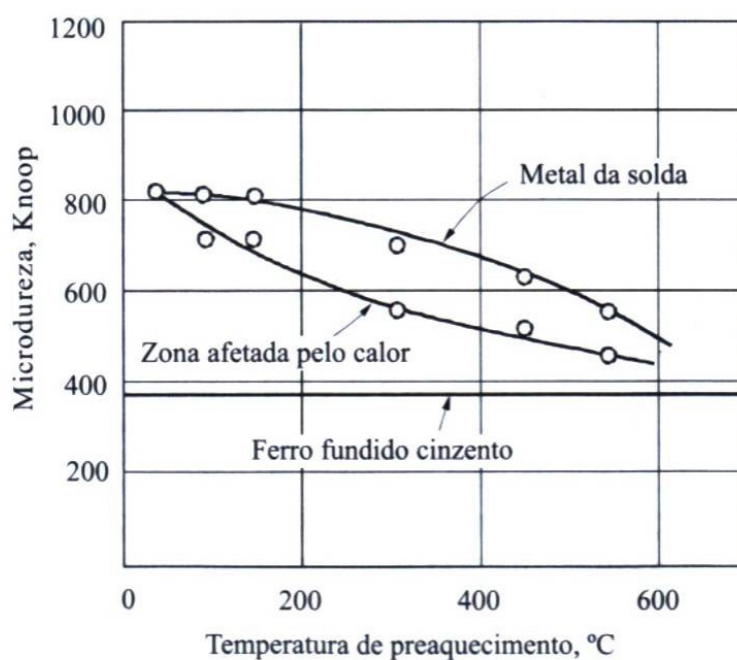


Figura 14. Relação entre a temperatura de preaquecimento e a microdureza da região soldada [40].

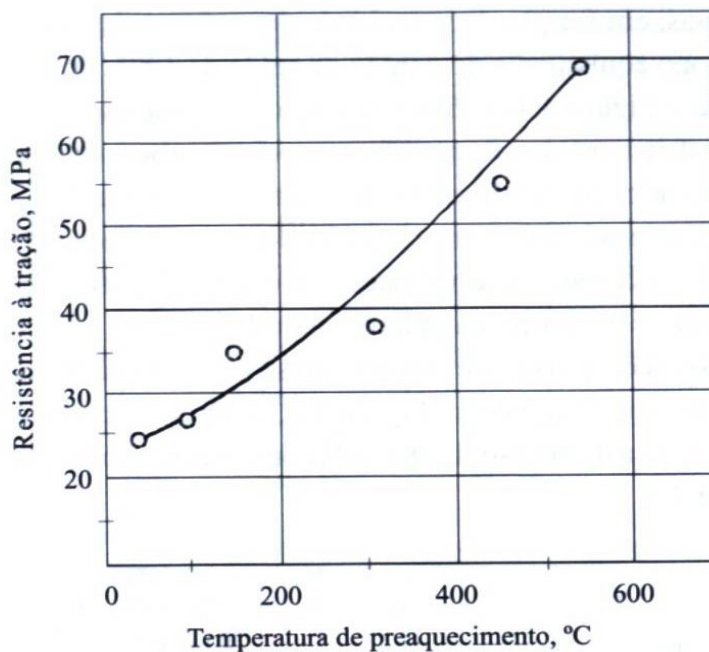


Figura 15. Relação entre a temperatura de preaquecimento e a resistência à tração de uma união soldada [40].

Devlatian analisou a influência da velocidade de resfriamento na dureza da solda em função do teor de carbono equivalente (CE) do cordão. Para tanto, empregou temperaturas de preaquecimento entre 300 e 830°C, bem como a temperatura ambiente. Os cordões de solda foram feitos com arco elétrico, empregando varetas de ferro fundido do tipo ASTM classe 20 sobre placas de ferro fundido ASTM classe 40.

A figura 16 mostra os resultados obtidos de microdureza Vickers, com uma carga de aplicação de 300 gramas, em função da velocidade de resfriamento para um carbono equivalente do cordão de 3.8% [22].

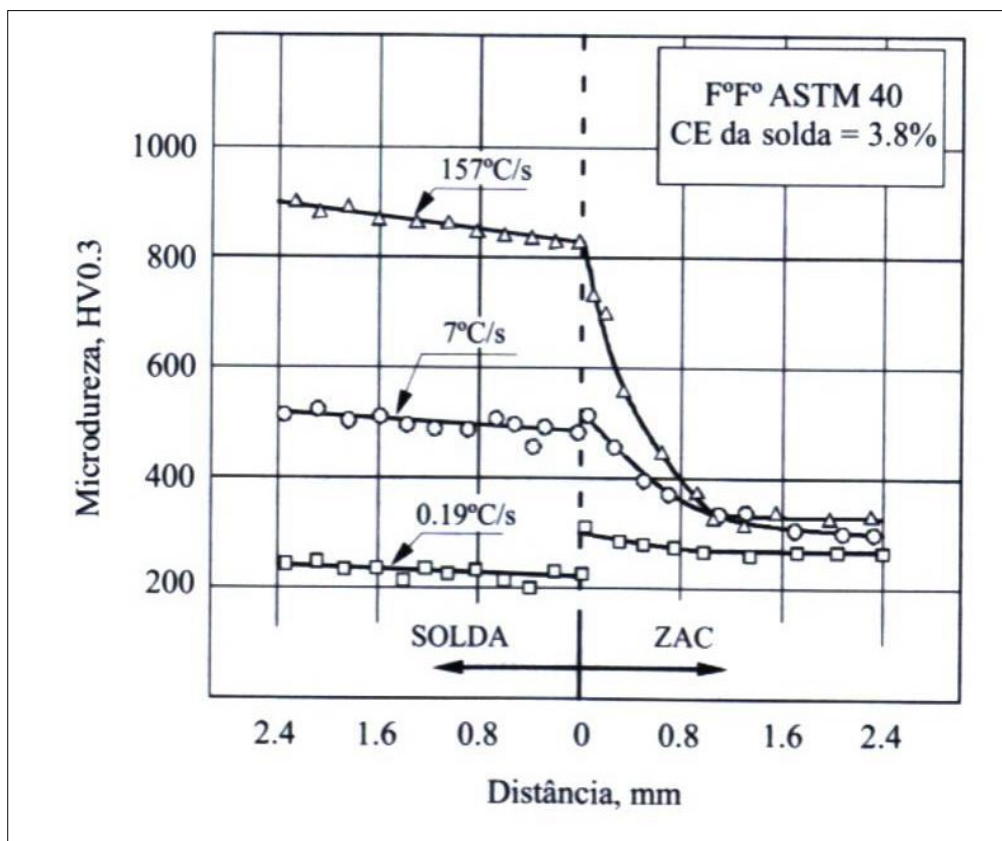


Figura 16. Microdureza ao longo da seção transversal do cordão de solda e ZTA para resfriamento rápido, médio e lento [22].

Analisando a figura 16, verifica-se que com o aumento da taxa de resfriamento a dureza aumenta, pois o carbono precipita-se sob a forma de carbonetos. A figura 17 compara a microdureza e a velocidade de resfriamento de dois ferros fundidos com teores de carbono equivalentes, 3.8 e 4.2% [22].

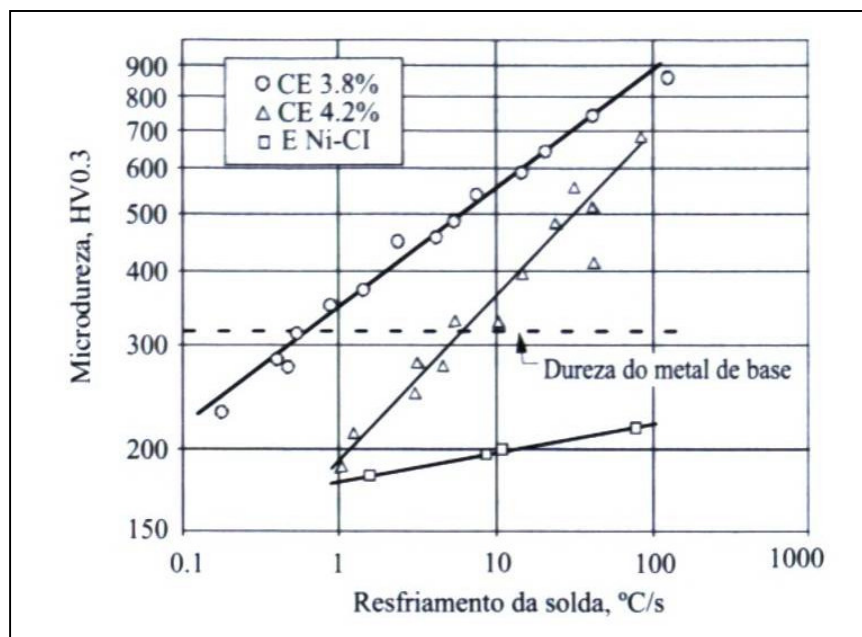


Figura 17. Efeito da taxa de resfriamento da solda na dureza dos cordões com CE 3.8% e 4.2% [22].

Verifica-se que a dureza é menor para um teor maior de carbono, ao contrário do que ocorre nos aços, pois parte do carbono se precipita na forma de grafita. Na mesma figura 17 a dureza é comparada com aquela de uma solda efetuada com eletrodo do tipo AWS ENI-CI [22].

Em ambos os casos, CE 3,8% e CE 4,2%, para velocidades de resfriamento elevadas, as soldas apresentaram trincas. Em taxas de resfriamento baixas, abaixo de 10°C/s para CE 3,8% e abaixo de 36°C/s para CE 4,2%, as soldas ficaram isentas de trincas. Além de um aumento do potencial grafitizante e ferritizante da solda, o CE influi na temperatura de preaquecimento. Com o aumento do teor do CE, a temperatura de preaquecimento pode ser menor para se obter a mesma dureza [22].

2.4.2 Ferros fundidos nodulares.

No caso dos ferros fundidos nodulares, a escolha da temperatura ótima é mais complexa e nem sempre o preaquecimento é benéfico ou necessário. Para situações em que altas tensões térmicas podem ser geradas, a temperatura deve ser baixa, da ordem de 150 a 180°C. Para temperaturas mais altas, acima de 315°C, carbonetos são formados ao longo da linha de fusão, baixando as propriedades mecânicas. No caso de ferros fundidos nodulares ferríticos o preaquecimento não é recomendado [22,41].

2.4.3 Ferros fundidos maleáveis.

A princípio não necessitam de preaquecimento. Os ferros maleáveis de núcleo branco podem ser soldados com arames e eletrodos não-ligados, desde que o teor de carbono seja abaixo de 0,3% (na solda) [21]. Acima deste limite, um preaquecimento de 250 a 400°C se faz necessário. Se o conteúdo de carbono for tão elevado que apesar do preaquecimento formar ledeburita, então é necessário um recozimento de um ou dois estágios após a soldagem. Os ferros maleáveis de núcleo preto exigem basicamente um tratamento térmico de pós-aquecimento apropriado [34].

2.5 PÓS-AQUECIMENTO.

Com um tratamento de pós-soldagem, as estruturas de alta dureza podem ser parcialmente diminuídas, melhorando a ductilidade e a usinabilidade da ZTA. Este fenômeno ocorre pela decomposição da cementita formada durante a soldagem e também pelo revenimento da martensita. Entretanto, não restaura a ductilidade e tenacidade total da ZTA, em razão da formação de uma dispersão fina de grafita secundária que acompanha a decomposição da martensita, resultando em um alongamento menor e reduzindo a tenacidade.

O pós-aquecimento é bastante utilizado em ferros fundidos cinzentos como tratamento térmico convencional para alívio de tensões residuais, feito na temperatura de 600 a 650°C durante 1,5 horas, por 25 mm de espessura [35]. Temperaturas mais altas, por exemplo, 870°C, tornarão completamente ferríticas às estruturas aciculiares da ZTA [39,41]. Para melhores resultados neste aspecto, a solda deverá ser feita com eletrodos de grande diâmetro, normalmente 6 mm, com correntes I(A) 400 a 450, evitando o resfriamento muito rápido e acomodando as tensões resultantes [22].

Para melhorar a ductilidade, deve-se fazer um recozimento ferritizante em forno (nos ferros nodulares), mantendo-o durante três horas a uma temperatura de 850-900°C, resfriar dentro do forno até 690°C, por cinco horas e finalmente resfriar lentamente até a temperatura ambiente [22].

Como regra geral as peças após soldagem ou pós-aquecimento, devem ser resfriadas lentamente, seja em forno ou recobrimdo com material isolante.

No caso de alívio de tensões para os ferros nodulares, uma técnica utilizada é aquecer entre 510-680°C durante 1,5 hora por 25 mm de espessura de seção, dependendo dos elementos de liga [30,38].

A tabela 5 indica as faixas de temperatura de pós-aquecimento recomendadas para ferros fundidos cinzentos e nodulares antes e após tratamento térmico [42,43].

Tabela 5. Faixas de temperatura de pós-aquecimento para os ferros fundidos cinzentos e nodulares [22,42]

	Temperatura °C	Tempo h/25mm	Resfriamento em forno (a)	
			Temperatura °C	Taxa de resfriamento °C/h
Ferro fundido cinzento				
Alívio de tensões	600-650	1,5	316	56
Feritização	700-760	1	316	56
Recozimento completo	790-900	1	316	56
Grafitização	900-950	1,3	316	56
Normalização	870-950	1,3		(b)
Ferro fundido nodular				
Alívio de tensões				
não ligado	510-570	1,5	316	56
baixa liga	570-600	1,5	316	56
alta liga	550-650	1,5	316	56
austenítico	620-680	1,5	316	56
Feritização	900-950	2		(c)
Recozimento completo	870-900	1	343	56
Normalização/revenido	900-950	2 mínimo		(d)

(a) Após resfriamento em forno, resfriar ao ar até temperatura ambiente

(b) Resfriar ao ar da temperatura de recozimento até a temperatura ambiente, ou abaixo de 482 °C seguido de alívio de tensões

(c) Resfriar em forno até 690 °C; manter nesta temperatura até 5h mais 1h para cada 25mm de espessura; resfriar ao forno até 316 °C numa taxa de 56 °C/h; resfriar ao ar até temperatura ambiente.

(d) resfriar ao ar até 540 a 650 °C; resfriar em forno até 340 °C à taxa de 56 °C/h; resfriar a temperatura ambiente

2.6 EFEITO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS NA SOLDAGEM.

Durante a soldagem a composição química da zona fundida evolui numa medida diferente segundo o processo utilizado e o modo operativo executado. Como consequência o comportamento físico ou químico dos elementos ou compostos presentes na zona fundida, considerados em forma individual ou associados intervem durante a permanência no estado líquido, há reação entre o metal fundido e o meio que o cerca, este meio podendo ser gasoso (atmosfera ou gás de proteção) ou líquido (escórias resultantes da fusão dos fluxos e revestimentos) [41,44].

Uma causa física importante na evolução da composição química durante a soldagem é o fenómeno da volatilização. Alguns elementos como C, Si e Mg são considerados voláteis, e podem ser perdidos para o ambiente devido às elevadas temperaturas [26]. No caso da soldagem do ferro fundido vermicular existe uma particularidade, pois a forma da grafita na região soldada também é importante, e o fenómeno da volatilização pode influenciar diretamente; o C e Si são grafitizantes, e perda destes elementos para o ambiente pode afetar a região a solda, podendo favorecer a formação de componentes frágeis.

Com base na literatura podemos afirmar que Mg é decisivo com relação à forma de grafita, a sua perda para o ambiente pode favorecer a formação de grafita lamelar ou degenerações da grafita discutido no item 2.2.1 (a grafita lamelar não é desejada no processo de soldagem do ferro fundido vermicular) ou favorecer a formação de grafita vermicular dependendo a fração perdida ou favorecer a grafita nodular.

Existem alguns elementos químicos que podem provocar trincamento da solda, como enxofre e fósforo. O excesso de enxofre produz trincas transversais ao cordão e a migração de apenas 0,1% em depósitos de solda com alto teor de níquel, provocará fratura

frágil. O enxofre também tende a manter o carbono combinado sob a forma de Fe_3C (cementita), sendo essa uma estrutura dura e frágil [38,45]. O limite para os teores de fósforo está próximo aos 0,6%; quando este limite é ultrapassado, ocorre a formação de grandes quantidades de eutético Fe- Fe_3P (esteadita) nos contornos de grão, que sob tensão poderão gerar trincas intergranulares (provocadas pela contração no resfriamento) [25].

Este eutético possui baixo ponto de fusão e pode causar trincas a quente no cordão ou na ZTA, tornando estas ligas praticamente insoldáveis [45]. O fósforo também provoca porosidade e aumenta a fluidez do metal líquido. O silício favorece a precipitação da grafita durante o período de resfriamento e proporciona uma maior fluidez aos ferros fundidos, por volta de 3%. O manganês quando presente em concentração superior a 0,5%, o mesmo aumenta a tendência de solidificação segundo o sistema ferro-cementita, especialmente quando o teor de silício for baixo. O manganês neutraliza a ação do enxofre, pois forma o sulfeto de manganês. Na presença de Mn teores de enxofre até de 0,12% são toleráveis, somente o ferro fundido nodular deve possuir um teor de enxofre mais baixo [14, 45].

Devem ser observadas as presenças destes elementos no metal de base, e a partir desta avaliação deve-se utilizar um metal de adição com composição química que evite ao máximo a formação de componentes duros e frágeis e grafita lamelar na região soldada.

2.7 CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO SOLDADA.

No processo de fundição, a estrutura resultante da solidificação do ferro fundido é controlada pela composição química da liga, inoculação e taxa de extração de calor, porém, durante o processo de solidificação na soldagem existe uma variação do gradiente térmico ao longo da região aportada termicamente [46]. Como resultado ocorrem transformações metalúrgicas que provocam mudanças de fase, precipitação, etc, e dão origem a diversas zonas na região da solda, que podem ser identificadas através de metalografia, conforme é mostrado esquematicamente na figura 18 [38, 47,48].

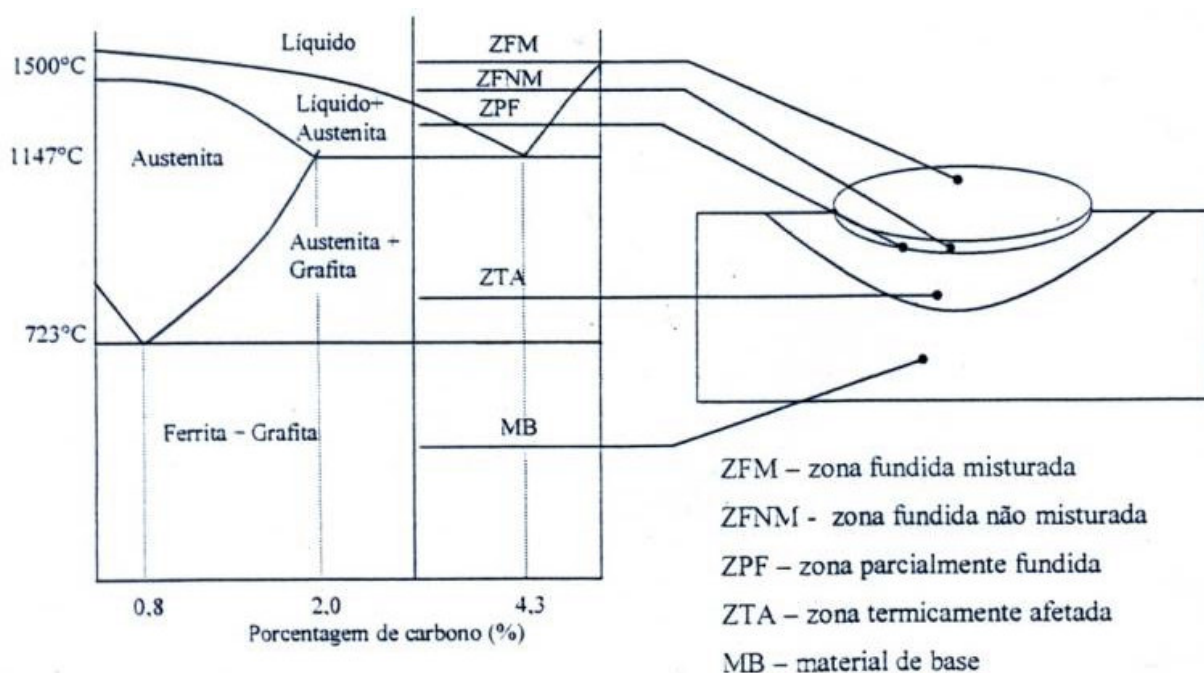


Figura 18. Zonas formadas na região da solda. [47].

O comportamento mecânico da união soldada está associado com as propriedades de cada uma dessas zonas. A natureza e tamanho destas zonas serão determinadas pelo calor gerado durante a soldagem, pela composição química do ferro fundido à ser soldado e pelos consumíveis [49].

2.7.1 Zona fundida.

A estrutura e propriedade da zona fundida dependem da composição química do metal de adição e da quantidade de diluição deste com o metal de base [44]. Existem três áreas distintas na zona fundida:

A1) Zona fundida misturada (ZFM): é o metal de solda, o qual é uma mistura de metal base fundido e metal de adição, causado pela turbulência da poça de fusão. A zona fundida possui uma composição química relativamente uniforme, 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 região soldada [44, 49]. Quando se utilizam eletrodos à base de níquel, a matriz resultante é austenítica com formação de nódulos de grafita [50]. Quando se utilizam eletrodos à base de aço, a matriz consiste em austenita retida com agulhas de martensita [28,51].

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, podendo ocorrer a formação de ferro fundido branco [51,52].

A3) Zona parcialmente fundida(ZPF): é a região do metal de base que fundiu apenas parcialmente. Sua microestrutura é composta de ledeburita, martensita, e grafita não dissolvida.[50, 51, 52].

A formação de carbonetos pode ser um problema naquelas regiões onde a mistura do metal base não aconteceu, 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 [51,52].

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, de interpases e seleção apropriada do metal de adição. O uso de metal de adição de baixo ponto de fusão, como eletrodos à base de níquel irá ajudar a reduzir o pico de temperatura alcançado na zona fundida [50].

Metais de adição com altos teores de níquel e/ou cobre inibem a formação de carbonetos e são altamente grafitizantes [44]. Se a junta soldada for pequena e for usada uma elevada energia de soldagem a temperatura do metal base pode aumentar o suficiente para causar sérios problemas na zona de fusão mesmo que 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, podem ocorrer trincas na linha de fusão mesmo com baixa energia de soldagem. O tratamento de pós-soldagem também pode ser usado para reduzir ou eliminar carbonetos da zona fundida [44].

2.7.2 Zona termicamente afetada (ZTA).

A zona termicamente afetada (ZTA) é uma região do material base próxima ao cordão de solda que é submetida à temperatura acima de austenitização. Como o metal base está submetido a um ciclo térmico heterogêneo durante o processo de soldagem, as temperaturas máximas alcançadas decrescem com a distância ao cordão. Os tempos à elevada temperatura são curtos na soldagem e isso implica que os processos controlados por difusão não se produzem tão facilmente como nos tratamentos térmicos homogêneos convencionais [52,53].

Como resultado deste ciclo térmico, surgem diferentes subzonas dentro da ZTA, correspondentes a distintas transformações metalúrgicas, e cuja presença depende fundamentalmente do tipo de material soldado [22,52].

No caso do ferro fundido, no aquecimento o carbono presente na matriz ou na grafita é colocado em solução na austenita. A quantidade de carbono dissolvido vai depender da temperatura, tempo e principalmente da disponibilidade de carbono na região afetada [21].

Nos ferros fundidos cinzentos perlíticos obtém-se mais facilmente martensita com rápido resfriamento, pois o carbono combinado contido na matriz perlítica é rapidamente dissolvido para formar uma austenita de alto teor de carbono com o aquecimento.

O mesmo não ocorre nos ferríticos, pois quase todo o carbono está na forma de grafita, e o tempo de permanência a altas temperaturas é muito curto para que haja difusão do carbono.

Estruturas como bainita e martensita na ZTA podem causar trincas embaixo do cordão de solda, se estas regiões estiverem sujeitas a tensões de contração, como nos cordões de solda frios (soldagem com multipasses), no resfriamento.[52]

Com a presença da martensita a ZTA terá menor capacidade para absorver as tensões originadas da soldagem. 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 região.

A dureza na ZTA pode ser reduzida com o preaquecimento seguido de um resfriamento lento depois da soldagem. O preaquecimento 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.

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 [10]. A martensita formada no cordão de solda e na ZTA comporta-se da mesma maneira que em aços temperados, e que pode ser transformada em martensita revenida, ou seja, em um produto menos duro e frágil. A soldagem realizada em multipasses pode gerar calor suficiente para revenir a martensita.

Vale lembrar que no caso dos ferros fundidos o principal problema é a formação de carbonetos na região da solda, que pode ser minimizado através de alterações do ciclo térmico e do material de adição [20].

2.8 PROCESSO DE SOLDAGEM.

2.8.1 Introdução.

Os processos de soldagem devem gerar uma quantidade de energia capaz de unir os materiais envolvidos no processo, remover contaminações das superfícies, evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem e propiciar o controle da transformação de fase, para que a solda alcance às propriedades desejadas. Nenhum processo de soldagem é mais eficiente e econômico para todas as aplicações, cada caso deve ser estudado e avaliado no que diz respeito às características finais do produto, capacidade de execução da soldagem aliado ao custo final [46]. Os processos de soldagem mais empregados para os ferros fundidos são o arco voltaico e a soldagem oxiacetilênica (soldagem à chama).

2.8.2 Processo de soldagem a arco.

A soldagem a arco é o processo mais utilizado para construções de estruturas, montagem de peças complexas e manutenção, por possuir grande penetração, altas taxas de deposição e proporcionar boas propriedades da união soldada. Neste processo é utilizado como fonte de calor um arco voltaico que pode alcançar temperaturas próximas aos 5000°C. Essa intensidade e concentração de calor permite o aquecimento e a fusão de somente uma pequena parte da junta soldada. Isso 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 oxiacetilênica. O aquecimento localizado possibilita a soldagem de grandes componentes de máquinas, que

não podem ser pré-aquecidas por inteiro, sendo essa uma vantagem em relação a soldagem à chama [46,53].

2.8.2.1 Soldagem com eletrodo revestido.

A soldagem com eletrodo revestido é definida como um processo de soldagem com arco onde a união é produzida pelo calor do arco criado entre o eletrodo revestido e a peça à soldar. Este processo de soldagem utiliza um eletrodo revestido com uma alma metálica e um revestimento. A proteção da solda é obtida com a decomposição do revestimento do eletrodo e o metal de adição é adicionado com a fusão do eletrodo.

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. Os eletrodos revestidos para a soldagem de ferros fundidos, são classificados pela norma AWS A5.15-90 [46,53].

2.8.3 Soldagem à chama

Abrange os processos que usam a chama produzida pela combustão como fonte de calor, este processo foi observado em 1895, quando se observou que a combustão entre o oxigênio e o acetileno produzia uma chama com temperatura próxima aos 3000°C. Na maioria dos processos de soldagem à chama são utilizados como fonte de energia o oxigênio e um gás combustível armazenado em cilindros, sendo que os mesmos possuem válvulas reguladoras que controlam o escoamento até chegarem ao maçarico onde é realizada a mistura dos gases, desta forma é possível se obter uma chama com diferentes propriedades (reduzora, oxidante ou neutra) [46].

Esse processo é caracterizado por um gradiente de temperatura pouco elevado; o resultado é que após aquecimento bastante lento, a permanência à alta temperatura é relativamente longa e a velocidade de resfriamento pouco elevada. Em consequência a soldagem à gás favorece as modificações sensíveis à temperatura e ao tempo de permanência (precipitações, aumento do grão), enquanto que os fenômenos governados pela velocidade resfriamento (por exemplo a têmpera dos aços) são pouco acentuadas. As zonas modificadas assim são mais extensas do que nos outros processos de soldagem [46,49,54].

Neste processo o metal fundido do chanfro e o metal de adição se misturam na poça de solda, e com o resfriamento se unem e formando uma peça contínua. Este processo apresenta como vantagem baixo custo, portabilidade do equipamento e proporciona facilidade de controle da operação de soldagem (o tamanho e forma do cordão e a viscosidade da poça de solda podem ser controlados, pois o metal de adição é adicionado de forma independente da chama de soldagem). Devido a essas características este processo é bastante atrativo para soldagem de seções finas, tubos de pequenos diâmetros e solda de recuperação de peças [41,46,54].

2.8.3.1 Fundamentos do processo.

A chama oxiacetilênica é o resultado da combustão da mistura oxigênio e acetileno sendo que esta mistura é realizada no maçarico. A combustão ocorre em duas etapas; a combustão primária, onde somente o oxigênio do cilindro participa da reação; a combustão secundária ocorre com a participação do ar atmosférico. Para volumes iguais de acetileno e oxigênio, as reações são as seguintes:

Combustão primária: $C_2H_2 + O_2 \rightarrow 2CO + H_2$

Combustão secundária: $2CO + H_2 + 3/2(O_2 + 4N_2) \rightarrow 2CO_2 + H_2O + 6N_2$

Observando-se as duas equações, percebe-se que na primeira a combustão é parcial, gerando uma atmosfera redutora. A segunda equação completa a combustão, gerando uma atmosfera oxidante com menor temperatura, uma vez que o nitrogênio do ar entra na reação apenas para retirar o calor e essa região da chama apresenta maior seção transversal. As figuras 19 e 20 esquematizam os locais da reação de combustão [46,54].

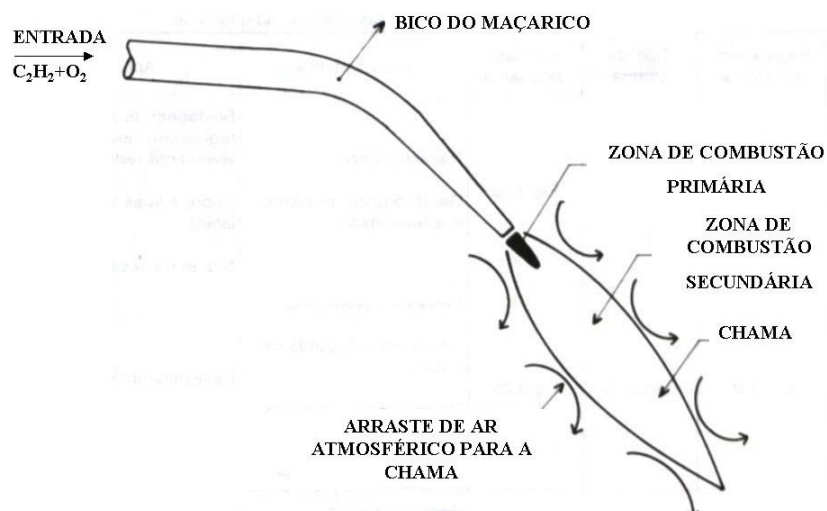


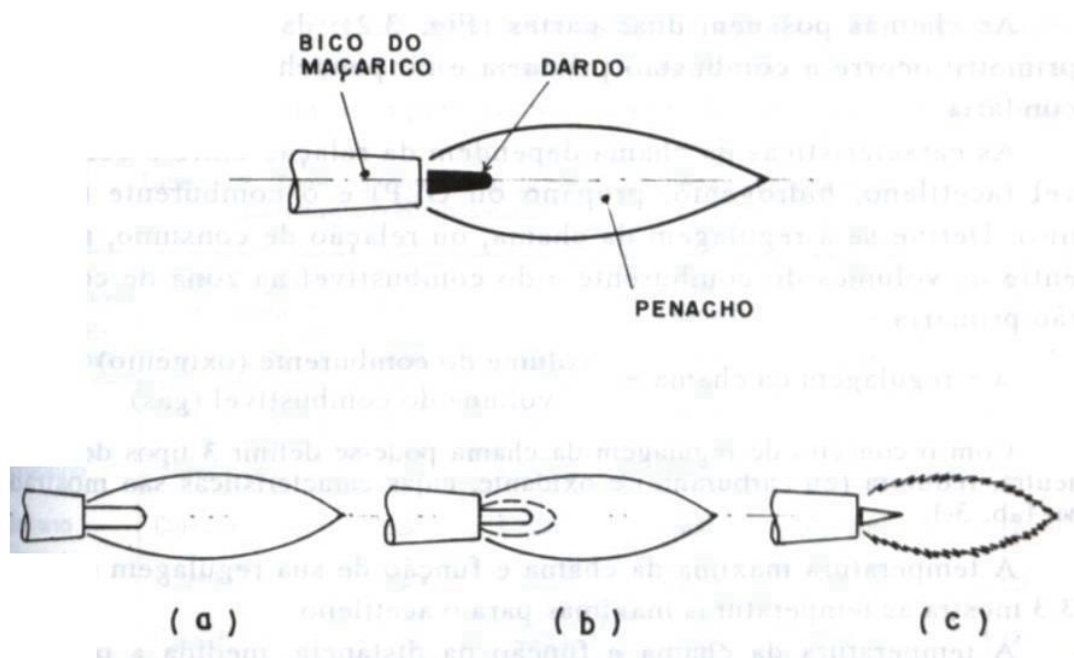
Figura 19. Locais da reação de combustão.[46]

As chamas possuem duas partes: dardo e penacho conforme mostra a figura 19. Na primeira ocorre a combustão primária e no penacho, a combustão secundária. As características da chama dependem da relação entre o combustível e o gás comburente conforme mostra a tabela 6. Pode se definir como regulagem da chama a razão entre os volumes do comburente (oxigênio) e do combustível (acetileno, hidrogênio, etc..) na zona de combustão primária:

$$a = \text{regulagem da chama} = \frac{\text{Volume do comburente (oxigênio)}}{\text{Volume do combustível (gás)}}$$

Tabela 6. Tipos e características das chamas [46].

Regulagem da chama	Tipo da chama	Formato da chama	Características	Aplicação
$1.0 < a < 1.1$	Neutra	Fig 20a	Penacho longo. Dardo branco e brilhante e arredondado.	Soldagem de aços. Cobre e suas ligas (exceto latão), Níquel e ligas
$a < 1.0$	Redutora	Fig 20b	Penacho esverdeado. Véu branco circundando o dardo. Dardo branco, brilhante e arredondado. Chama menos quente	Revestimento duro, ferro fundido, alumínio e chumbo
$a > 1.1$	Oxidante	Fig 20c	Penacho azulado ou avermelhado, mais curto e turbulento. Dardo branco, brilhante, pequeno e pontegudo. Chama mais quente. Ruído característico.	Aços galvanizados. Latão. Bronze.

**Figura 20.** Partes da chama e aspecto das regulagens [46].

Através da variação da quantidade relativa do oxigênio e o acetileno na mistura do maçarico pode se obter diferentes tipos de chama, com diferentes atmosferas e temperaturas.

Com a utilização deste conceito de regulagem de chama é possível se obter os três tipos de chama conforme a descrição da tabela 6. A temperatura máxima da chama é função da regulagem, as temperaturas máximas para o acetileno são mostradas na figura 21.

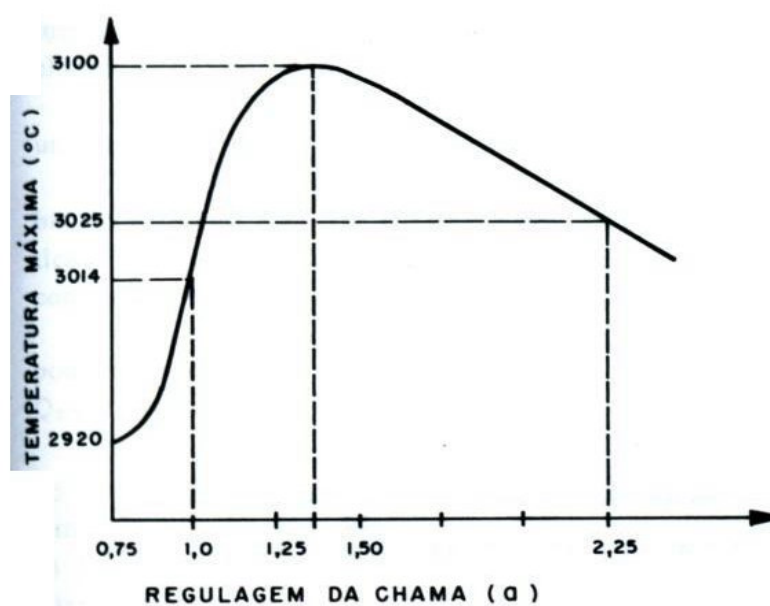


Figura 21. Temperatura máxima em função da regulagem da chama. [46]

A temperatura máxima da chama é função da distância, medida a partir da extremidade do dardo. Existe um ponto onde ela atinge o máximo e depois começa a decrescer. Da mesma maneira, a atmosfera do penacho muda sua composição química, tornando-se mais oxidante à medida que aumenta a distância à partir da extremidade do dardo. Esses efeitos estão mostrados na figura 22.

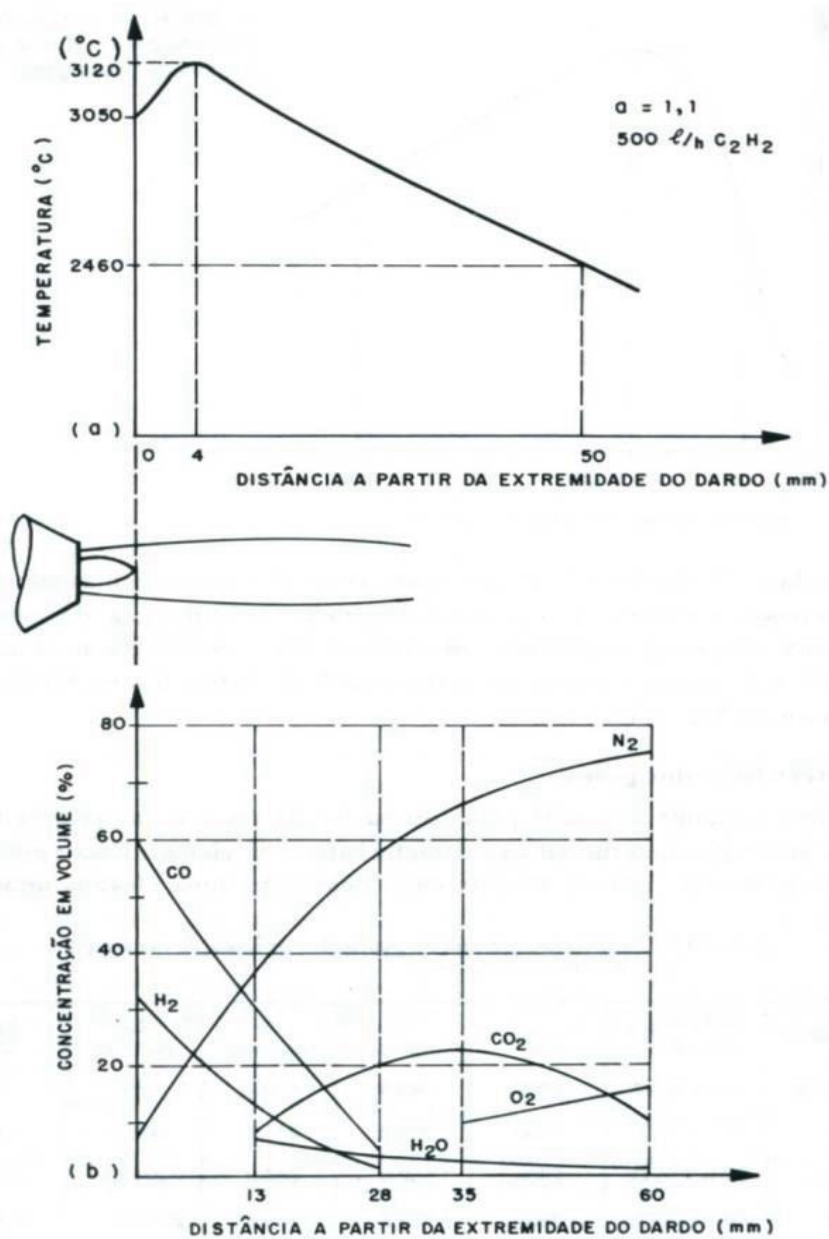


Figura 22- Variação da temperatura (a) e da composição química da chama (b) em função da distância a partir da extremidade do arco [46].

2.9 CONSUMÍVEIS PARA SOLDAGEM.

2.9.1 Gases.

No processo de soldagem à chama os cilindros de acetileno possuem pressão máxima de $1,5 \text{ kgf/cm}^2$, o acetileno está dissolvido em acetona devido à sua instabilidade no estado gasoso. O oxigênio é armazenado com pressões que variam entre 150 à 200 Kgf/cm^2 ; devido ao seu grau de pureza (em relação ao gás atmosférico) o oxigênio acelera muito as reações podendo até torná-las explosivas [41, 54].

2.9.2 Metal de adição.

-Aço-carbono (AWS A 5.2.-80): O critério de classificação de varetas de aço-carbono para a soldagem a gás é baseado somente no limite de resistência do metal de solda nas condições como soldado. O sistema de classificação é feito da seguinte forma:

RGXX

onde: R=vareta; G=gás; XX= limite máximo de resistência do metal de solda na condição como soldado [46].

-Ferro fundido (AWS A 5.15-82): O critério de classificação de varetas para a soldagem oxigás de ferro fundido é feito através de requisitos de composição química do metal de adição. O sistema de classificação é feito com a seguinte metodologia:

R CI-X

onde: R=vareta; CI= ferro fundido; X indicador da faixa de composição química.

Os requisitos de análise química para as varetas de ferro fundido são mostrados na tabela 6. Além das varetas indicadas nessa tabela, podem ser utilizadas para soldar ferro fundido varetas à base de cobre [46].

Tabela 7. Requisitos de composição química das varetas de ferro fundido [46].

Classificação AWS	Composição química em % (a)								
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Mg	Ce
RCI(lamelar)	3,2-3,5	0,60-0,75	2,7-3,0	0,50-0,75	0,1	traços	traços		
RCI-A(lamelar)	3,2-3,5	0,50-0,70	2,0-2,5	0,20-0,40	0,1	1,2-1,6	0,25-0,45		
RCI-B(nodular)	3,2-4,0	0,10-0,40	3,2-3,8	0,05	0,015	0,5		0,04-0,10	0,2

(a) Valores únicos indicam porcentagem máxima

-Cobre e suas ligas (AWS A 5.27-28): O critério de classificação das varetas à base de ligas de cobre para soldagem oxigás, são baseados nos requisitos de composição química.

O sistema de classificação da seguinte maneira:

RBL...-X

onde: R= vareta; B= metal de adição adequado para oxigás ou brasagem; LL= símbolo do principais elementos químicos do metal de adição; X= letra indica o grupo do metal de adição [46].

2.9.3 Fluxos.

Na soldagem oxigás, o fluxo tem a função de remover ou escorificar óxidos de metais, que possuem elevado ponto de fusão, melhorar a fluidez da escória formada e auxiliar sua remoção. Os fluxos são compostos de boratos, fluorboratos, ácido bórico, carbonato de sódio e outros compostos. A composição química do fluxo varia com o tipo de metal base [46,54] .

CAPÍTULO 3

Procedimento Experimental

CAPÍTULO 3

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 ESTRATÉGIA EXPERIMENTAL.

O objetivo geral desta dissertação consiste em desenvolver um procedimento de soldagem de recuperação de ferro fundido vermicular, pois não há literatura documentando tal prática.

A estratégia adotada consistiu em duas etapas. Na primeira adotou-se o procedimento de soldagem (especificamente quanto ao ciclo térmico de pré e pós-aquecimento, item 3.4) já consagrado pelo uso em recuperação de ferro fundido cinzento.

Este procedimento tradicionalmente emprega metal de adição de ferro fundido cinzento, porém, na presente etapa, será utilizado o metal de adição tradicionalmente utilizado para ferro nodular visando averiguar se o cordão resultante atende aos dois quesitos técnicos exigidos na solda (cordão isento de grafita lamelar e isento de carbonetos de solidificação), quando aplicado em material base de ferro fundido vermicular.

Caso o cordão resultante não atenda aos dois quesitos técnicos, será executada a segunda etapa, que consiste em investigar a influência de algumas variáveis do processo de soldagem visando desenvolver um procedimento de soldagem que atenda aos dois quesitos supra citados.

As variáveis do processo de soldagem investigadas são: a) composição química do metal de adição; b) número de passes de soldagem e espessura do material base e c) ciclo térmico de soldagem.

Nas duas etapas se utilizou o mesmo metal base, um ferro fundido vermicular classe 450, perlítico-ferrítico, fundido na Tupy Fundições, utilizando-se o processo Sintercast para obtenção dos corpos de prova.

As variáveis utilizadas nos diversos experimentos, numerados de 0 a 10, estão apresentadas na tabela 08 abaixo. Esta tabela serve para dar ao leitor uma visão de conjunto dos experimentos realizados, sendo que os detalhes de cada variável (tipo de corpo de prova, metal de adição utilizado e ciclo térmico empregado) estão apresentados nos itens a seguir.

Tabela 08. Variáveis utilizadas em cada experimento.

Sequência experimental									
Etapas	Experi-mento	Tipo do corpo de prova	Metal de adição	Classifica-ção do ciclo	Ciclo térmico				
					Pré- aquecimen- to*	Aqueci- men-to local	Pós-aquecimento		
							Etapa 1*	Etapa 2*	Etapa 3*
1	0	F	N	CT1	650°C/1h	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
2	1	F	A		650°C/1h	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
	2	F	B		650°C/1h	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
	3	E	A		650°C/1h	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
	4	E	B		650°C/1h	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
5	5	E	A	CT2	650°C/1h	Não	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
6	6	F	A	CT2	650°C/1h	Não	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
7	7	E	A	CT3	Não	Não	Resfriado ao ar livre		
8	8	E	A	CT4	Não	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min
9	9	F	A	CT3	Não	Não	Resfriado ao ar livre		
10	10	F	A	CT4	Não	Sim	750°C/1h	500°C/40min	300°C/40min

* : valores obtidos nos instrumentos de controle dos fornos

Obs: corpos de prova tipo F foram soldados com 1 passe e tipo E com dois passes sobrepostos.

3.2 DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA.

As dimensões dos corpos de prova foram baseadas em desenho que já é utilizado para qualificação do processo de recuperação por soldagem (norma interna Tupy, a qual representa valores próximos das espessuras mínima e máxima encontradas em blocos de motores). Os corpos de prova foram divididos em dois tipos, com espessuras diferentes, denominados de F (de fino) e E (de espesso), conforme mostra a figura 23 abaixo.

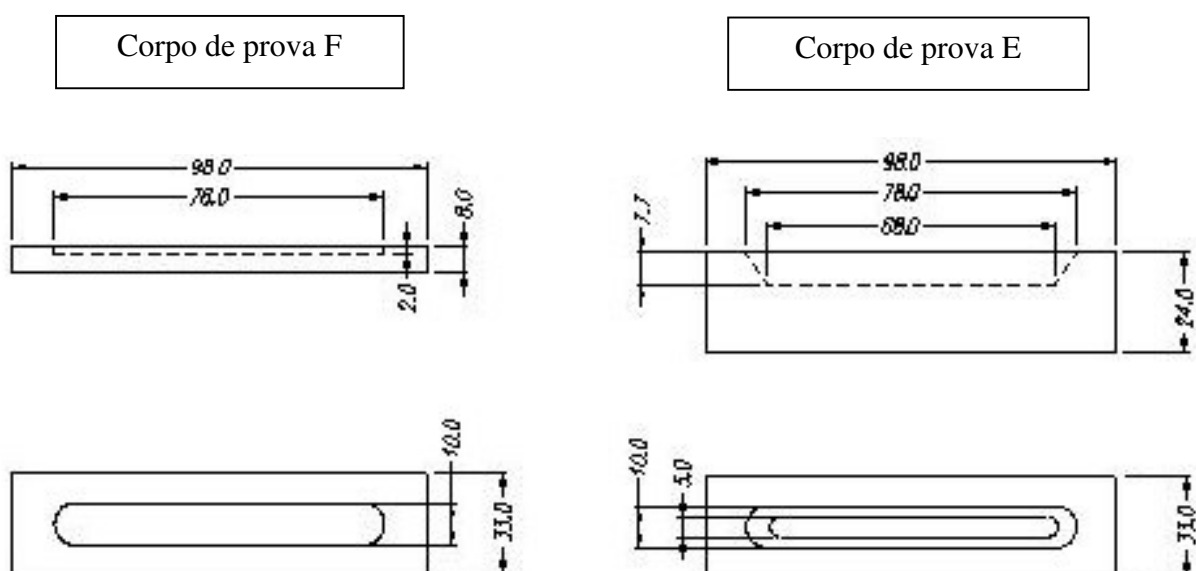
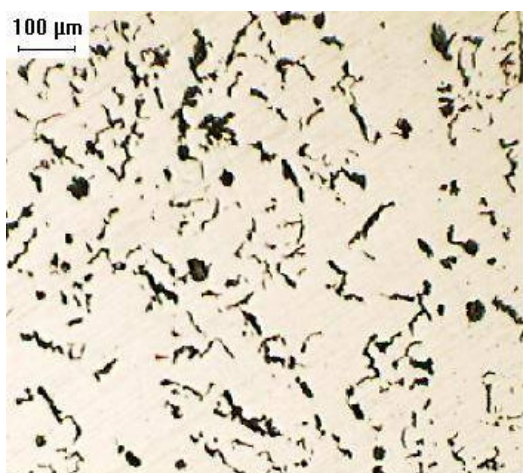
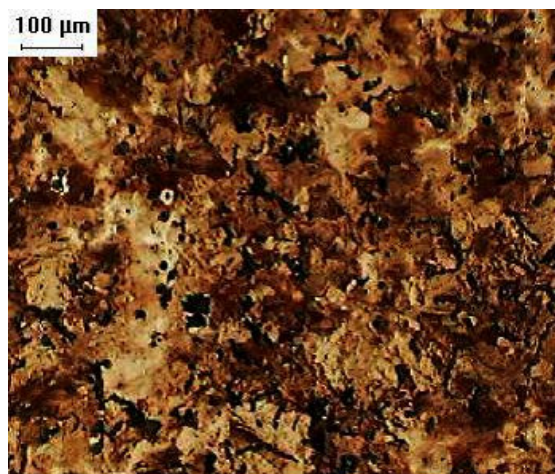


Figura 23. Corpos de prova para os testes de deposição.

Na figura 24, abaixo, mostra a microestrutura do metal base, sem e com ataque químico, mostrando a grafita predominante vermicular e a matriz perlítica.



(a) Região do metal base, predominância de grafita vermicular, 10% nodular, 100X.



(b) Região do metal base, matriz predominante perlítica, 3% nital, 100X.

Figura 24. Microestruturas do metal base utilizado nos testes de simples deposição.

Nos corpos de prova tipo F a soldagem foi realizada em um passe apenas e nos corpos de prova tipo E empregaram-se dois passes sobrepostos (duas camadas) de solda.

3.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE ADIÇÃO.

Foram utilizados três metais de adição de distintas composições químicas, conforme apresentado na tabela 09. O metal de adição N é o metal empregado tradicionalmente para a recuperação o ferro fundido nodular, e possui diferenças nos teores de C, Si e Mn quando comparado com os metais de adição A e B que são formulações novas à serem utilizados no presente trabalho.

Tabela 09. Composição química dos metais de adição utilizados.

Composições químicas dos metais de adição (gravimetria)			
Elemento	Metal de adição N	Metal de adição A	Metal de adição B
	% Peso	% Peso	% Peso
C	3,25	3,36	3,35
Si	4,05	4,97	4,59
P	não controlado	0,036	0,107
S	0,003	0,004	0,007
Mg	0,043	0,038	0,047
Cr	0,013	0,022	0,022
Cu	não controlado	0,301	0,326
Mn	0,42	0,159	0,173

Os metais de adição A e B, partiram de uma mesma composição química e diferem apenas no elemento nodularizante utilizado, ambos possuem maiores teores de C e Si que o metal N. No metal de adição A foi utilizado o nodularizante conhecido comercialmente como FeSiMg, e no B foi utilizando o comercialmente conhecido como Mg9C3. A principal diferença entre os nodularizantes é que Mg9C3, possui terras raras em sua composição, elementos esses que podem favorecer a formação de carbonetos, desta forma estará sendo possível avaliar a “sensibilidade” deste material à formação de componentes frágeis na solda.

3.4 CICLOS TÉRMICOS.

O ciclo térmico empregado para recuperação de ferro fundido vermicular é também utilizado na primeira etapa (item 3.1) consiste em pré-aquecer o corpo de prova à 650 °C por 1 hora, retirar do forno, aquecer localmente com a chama do maçarico, executar o depósito e retornar o corpo de prova soldado para um forno sendo mantido por 1 h à 750°C, 40 min à 500 °C e finalmente 40 min à 300 °C com posterior resfriamento ao ar. Este ciclo é identificado pelo código CT1 na tabela 10 abaixo.

Tabela 10. Ciclos térmicos utilizados.

Classificação do ciclo	Ciclo térmico				
	Pré-aquecimento*	Aquecimento local	Pós-aquecimento		
			Etapa 1*	Etapa 2*	Etapa 3*
CT1	650 °C/1h	Sim	750 °C/1h	500 °C/40min	300 °C/40min
CT2	650 °C/1h	Não	750 °C/1h	500 °C/40min	300 °C/40min
CT3	Não	Não	Resfriado ao ar livre		
CT4	Não	Sim	750 °C/1h	500 °C/40min	300 °C/40min

* : valores obtidos a partir dos controles dos fornos

Os demais ciclos térmicos são variações em relação ao ciclo CT1 e estão apresentadas na tabela 10 acima. No ciclo CT2 não se realizou o aquecimento local, no ciclo CT3 não houve aquecimento algum e no ciclo CT4 não houve pré-aquecimento.

3.5 OUTROS PARÂMETROS DE SOLDAGEM.

Os experimentos foram realizados em uma linha industrial de recuperação de peças, na Tupy Fundições e os controles das variáveis de processo foram baseados em painéis de controle da linha e em alguns equipamentos auxiliares.

-Fluxo: em todos os testes de deposição (corpos de prova tipo F e E) foi utilizado o fluxo FF-1, produzido conforme norma técnica Tupy PS-E-003, revisão 02, maio 2002. Sendo que o fluxo foi adicionado juntamente com a vareta.

-Aporte térmico: devido à dificuldades na medição da vazão dos gases o aporte térmico foi controlado baseado em valores tabelados encontrados na literatura, conforme mostra tabela 11 abaixo, onde o mesmo correlaciona uma unidade de energia em função de uma unidade de tempo (KJ/s) para cada tipo de bico utilizado.

Tabela 11. Condições térmicas da chama oxiacetilênica [36].

Número do bico	Diâmetro do orifício (mm)	Vazão de acetileno (l/h)	Comprimento do dardo (mm)	Energia de soldagem (kJ/s)	Eficiência da chama (n)
1	1,0	150	9	1,59	0,72
2	1,3	250	10	2,51	0,68
3	1,6	400	11	3,01	0,51
4	2,0	600	12	3,85	0,44
5	2,5	1000	14	5,31	0,36
6	3,0	1700	15	7,32	0,29
7	3,5	2600	17	9,40	0,25

Energia de soldagem (J/s)= 14,7.vazão de acetileno (l/h). n

Todo experimento foi realizado utilizando o bico 5 com chama neutra

-Velocidade de deposição: os corpos de prova foram pesados antes e depois da soldagem, estabelecendo uma relação das velocidades de deposição em função do tempo (g/s).

- **Temperatura:** o controle de temperatura foi realizado utilizando a instrumentação dos fornos de preaquecimento e pós-aquecimento e também através de pirômetro infravermelho (Pirômetro Rayteck 200-2000°C).
- **Tempo:** todos os testes de simples deposição foram cronometrados para a obtenção de alguns parâmetros de soldagem em função do tempo (Cronômetro Van Hart).

3.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA.

Foram realizados exames metalográficos em todos os corpos de prova obtidos no teste de simples deposição de soldagem, procurando as diferenças microestruturais entre os corpos de prova, que foram submetidos às condições experimentais descritas.

Com o objetivo de observar principalmente a presença de componentes frágeis e grafita lamelar, será feita a comparação visual, seguindo os padrões da norma ASTM-A 247. Para isso foi utilizado microscopia ótica (Neophot-30, Nikon Opitchot), sendo que todas as amostras foram atacadas com nital 2% e 3%. Para facilitar o entendimento dos resultados se classificou as regiões seguindo a nomenclatura da figura 25 (a) e (b).

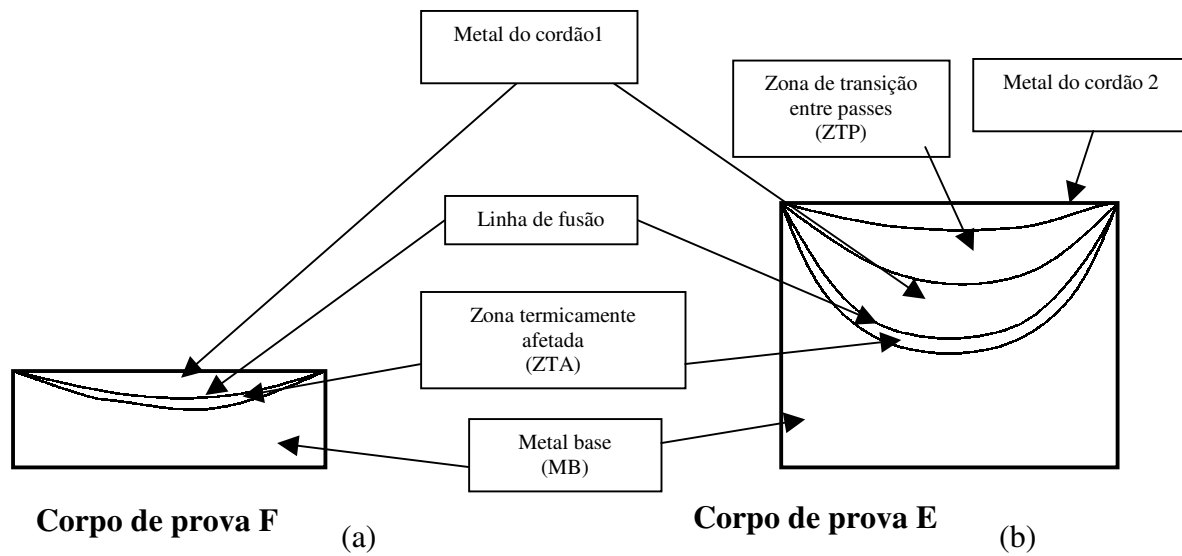


Figura 25. Nomenclatura das micrografias dos corpos de prova.

3.7 PERFIS DE DUREZA.

Para se realizar a medição do perfil de dureza foi utilizado o microdurômetro HMV-2000 Shimadzu, observando-se o perfil de dureza desde o metal de adição até o metal base, realizando-se uma impressão de dureza cada 1mm. A figura 26 mostra esquemática a medição do perfil de dureza.

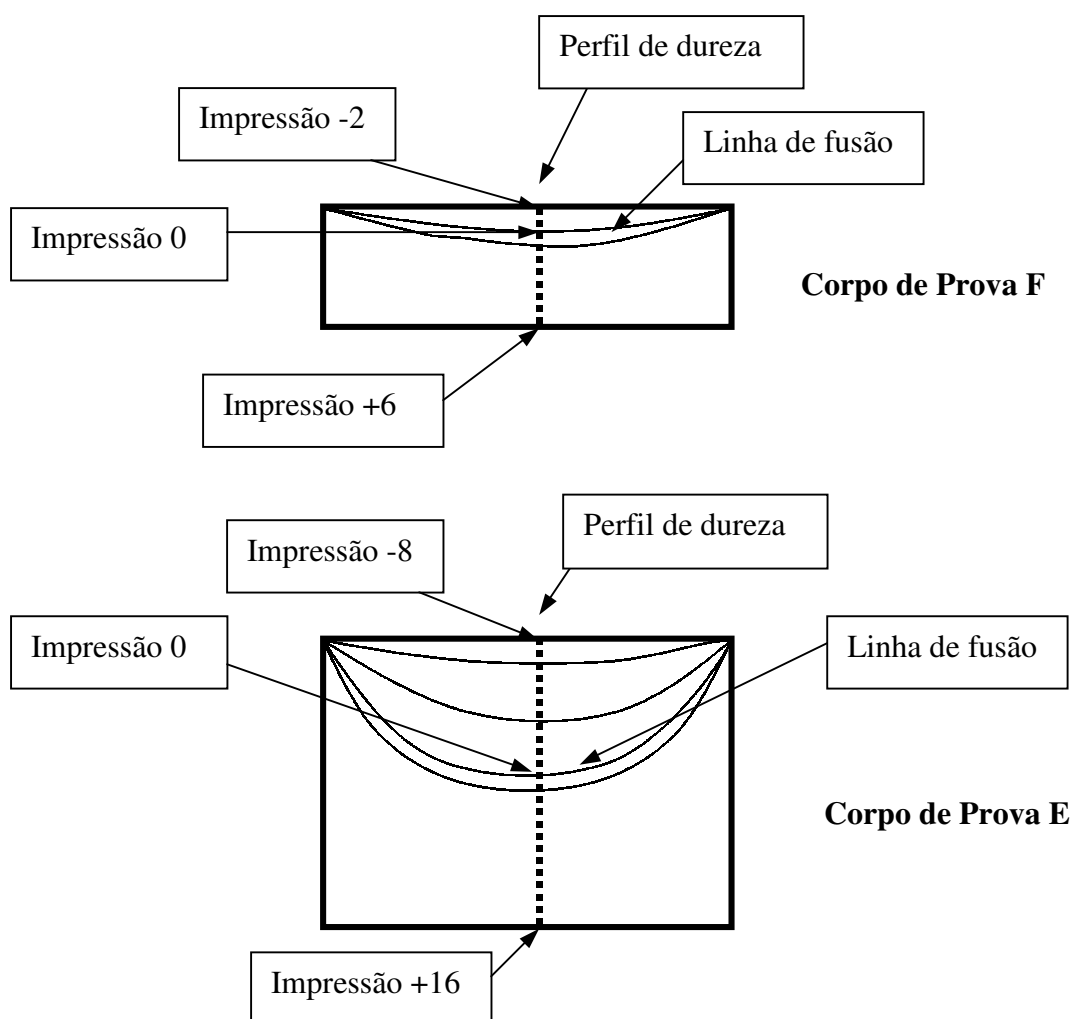


Figura 26. Ilustração da medição de dureza dos corpos de prova.

Partindo deste procedimento experimental, serão controlados e avaliados todos os corpos de prova, controle baseado nas variáveis de processo e avaliação baseada nas metalografia e perfis de dureza, onde os corpos de prova mais significativos serão fotografados e apresentados na seqüência. Desta forma encerra-se o capítulo 03 deste trabalho.

CAPÍTULO 4

Resultados e discussões

CAPÍTULO 4

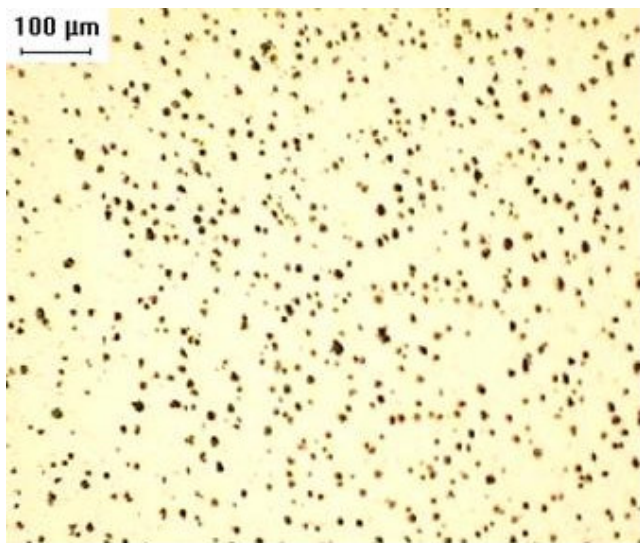
RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 RESULTADOS DA ETAPA 1.

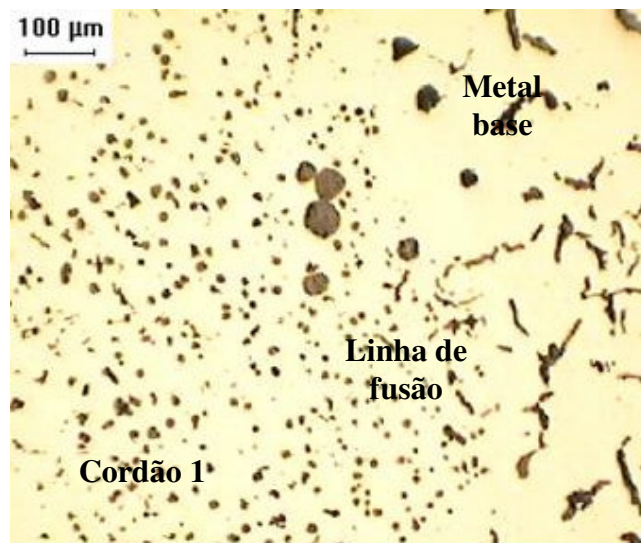
Esta etapa é o experimento 0, da tabela 08 e consiste em se depositar um único cordão (metal de adição tipo N, tabela 9, utilizado para recuperação de ferro fundido nodular) sobre um corpo de prova fino (tipo F, figura 23), com ciclo térmico tradicionalmente aplicado para recuperação de ferro fundido cinzento (CT1, tabela 10) sobre um metal base de ferro fundido vermicular.

Nesta etapa procurou-se avaliar se a microestrutura da solda obtida atendia aos quesitos de: 1) ausência de grafita lamelar e 2) ausência de carbonetos de solidificação.

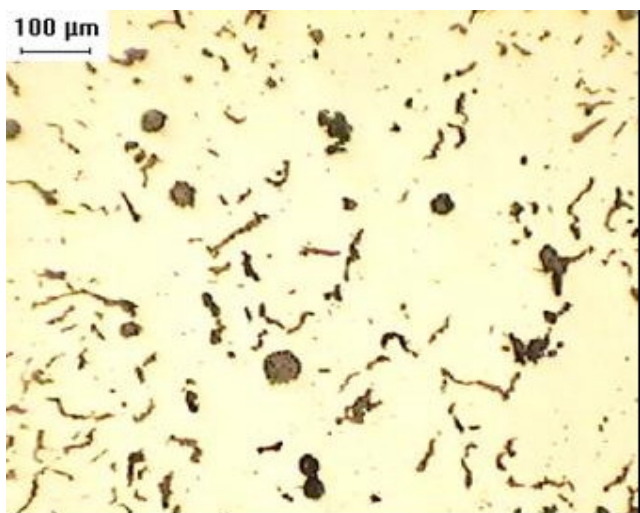
As regiões analisadas metalograficamente estão esquematizadas na figura 25 do procedimento (item 3.6) e os resultados estão apresentados na figura 27 (sem ataque químico, para evidenciar o tipo de grafita presente) e na figura 28 (com ataque químico, para revelar a presença ou não de carbonetos de solidificação).



(a) Região do cordão, presença de grafita nodular, nodularização de 100 %, 100X.



(b) Região do cordão 1, linha de fusão e o metal base, grafita predominante nodular no cordão, 100X.



(c) Região do metal base, presença de grafita vermicular e nodular, nodularização de 14%, 100X

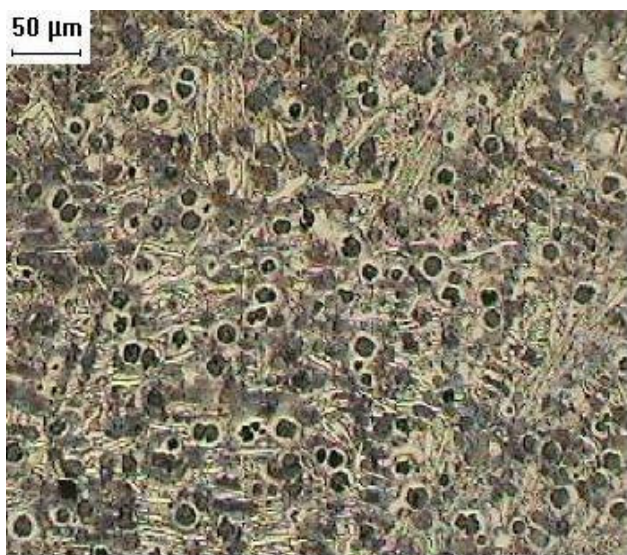
Figura 27. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 0, corpo de prova F (tabela 08).

A figura 27.a mostra a região do cordão de solda, onde se observa a presença de grafita nodular, o que atende a um dos critérios de qualidade exigidos na solda.

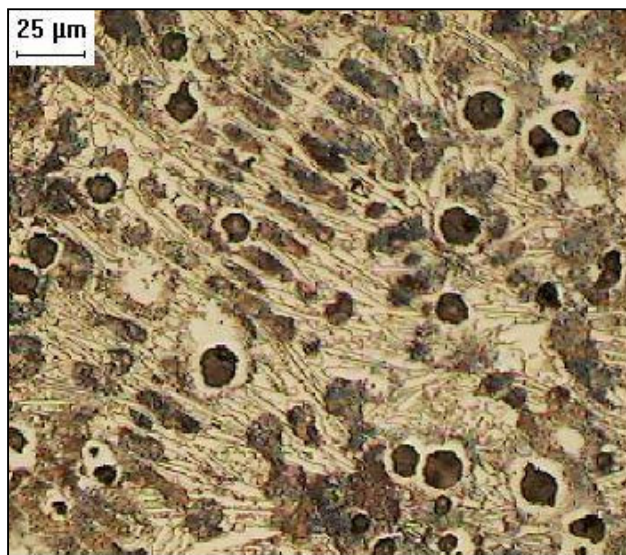
A figura 27.b ilustra a região de transição entre o metal base e o metal de solda, onde se constata a presença de grafita nodular e vermicular.

A figura 27.c apresenta o metal base, constituído de grafita vermicular e 14 % de grafita nodular.

As figuras 28.a e 28.b ilustram as mesmas regiões da figura 27, porém com ataque metalográfico



(a) Região do cordão, presença de 18% de carbonetos, matriz 70% perlítica, ataque nital 3%, 200X.



(b) Maior ampliação (região do cordão) evidenciando presença de carbonetos, ataque nital 3%, 400X.

Figura 28. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 0, corpo de prova F (tabela 08)

A figura 28a ilustra a presença de carbonetos na região do cordão (fração volumétrica de 18%) e estes são vistos com maior ampliação na figura 28b. A presença destes carbonetos não atende as exigências de qualidade e caracteriza que o procedimento de soldagem adotado não é adequado.

É oportuno resgatar o fato que o procedimento empregado nesta etapa de estudo preliminar é o mesmo procedimento utilizado no processo (consagrado) de recuperação do ferro fundido cinzento. A única alteração introduzida foi o emprego de metal de adição para ferro fundido nodular (ao invés do metal de adição para ferro fundido cinzento) visando à obtenção de grafita nodular na região do cordão (ao invés da obtenção de grafita lamelar).

Na legenda da figura 28.a informa-se que a fração volumétrica de carbonetos no cordão é de 18 %.

No processo de recuperação de peças em ferro fundido nodular não é obtido níveis tão elevados e carbonetos no cordão (até 2 a 4% aceitável, dependendo da aplicação da peça) como os obtidos na presente etapa, isto é, quando foi utilizado o ferro fundido vermicular como metal base (18 % de carbonetos, figura 28.a).

Uma possível explicação para a formação desta maior quantidade de carbonetos em cordão cujo metal base é vermicular é a maior condutividade térmica do vermicular, que no caso é superior ao ferro fundido nodular. Desta forma a extração de calor é maior no vermicular, favorecendo a formação de maior fração volumétrica de carbonetos na solidificação (item 2.2.1).

Os resultados desta etapa preliminar (figura 28.a) mostraram que não se pode empregar o metal de adição utilizado no ferro fundido nodular para a soldagem de recuperação do ferro fundido vermicular, pois resulta em formação de carbonetos de solidificação no cordão, o que encerra a primeira etapa experimental deste trabalho e atende ao primeiro objetivo apresentado no item 3.1 .

4.2 RESULTADOS DA ETAPA DE DESENVOLVIMENTO.

Uma vez que a etapa anterior mostrou que não é possível se empregar os procedimentos atualmente disponíveis (ciclos térmicos consagrados e metal de adição de ferro nodular), devido à formação de carbonetos no cordão de solda passou-se a desenvolver novos procedimentos (etapa 2, tabela 08), variando-se: a) a composição do metal de adição, b) número de passes e espessura do metal base e c) parâmetros do ciclo térmico (etapas do pré e pós-aquecimento).

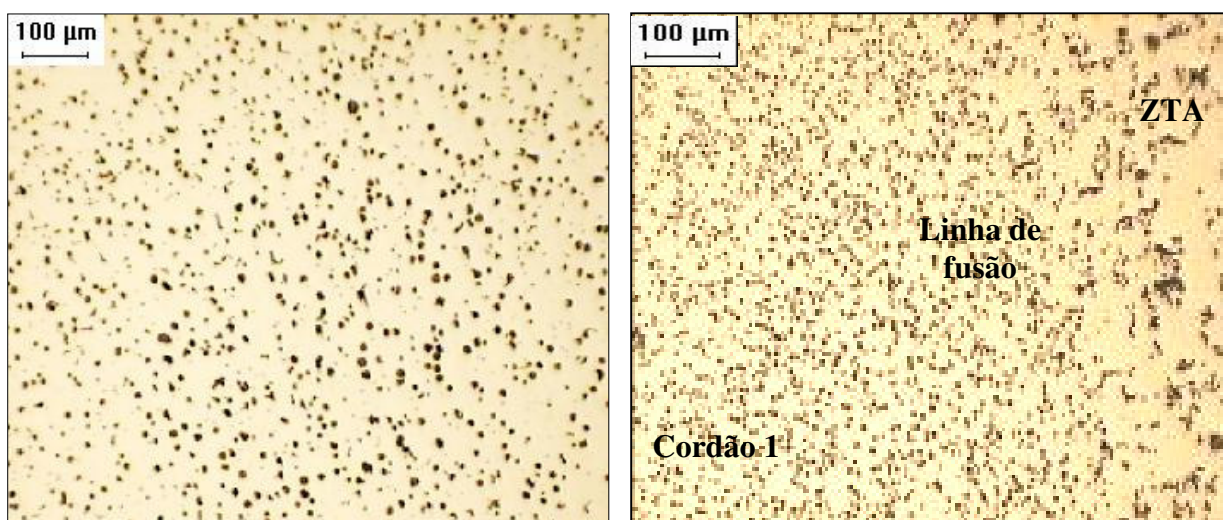
Aqui também visou-se caracterizar se o cordão de solda apresentava grafita nodular e ausência de carbonetos de solidificação. Os resultados são apresentados nos itens a seguir.

4.2.1 Influência do tipo de metal de adição.

Nesta etapa (experimentos 1 e 2 da tabela 08) também se empregou o mesmo ciclo térmico anterior (experimento 0 da tabela 08), realizando-se simples deposição em corpos de prova fino (tipo F, figura 23), porém com os metais de adição tipo A e tipo B (tabela 09), de teores de C e Si mais elevados que o da etapa anterior (tipo N, tabela 09) e menores teores de Mn, que favorece à formação de carbonetos. As regiões analisadas metalograficamente estão esquematizadas na figura 25 do procedimento (item 3.6) e os resultados estão apresentados na figura 29 (sem ataque químico, para evidenciar o tipo de grafita presente) e na figura 30 (com ataque químico, para revelar a presença ou não de carbonetos de solidificação.)

4.2.1.1 Resultados do metal de adição A

As micrografias resultantes do emprego de metal de adição tipo A (experimento 1 da tabela 8) são apresentadas abaixo.



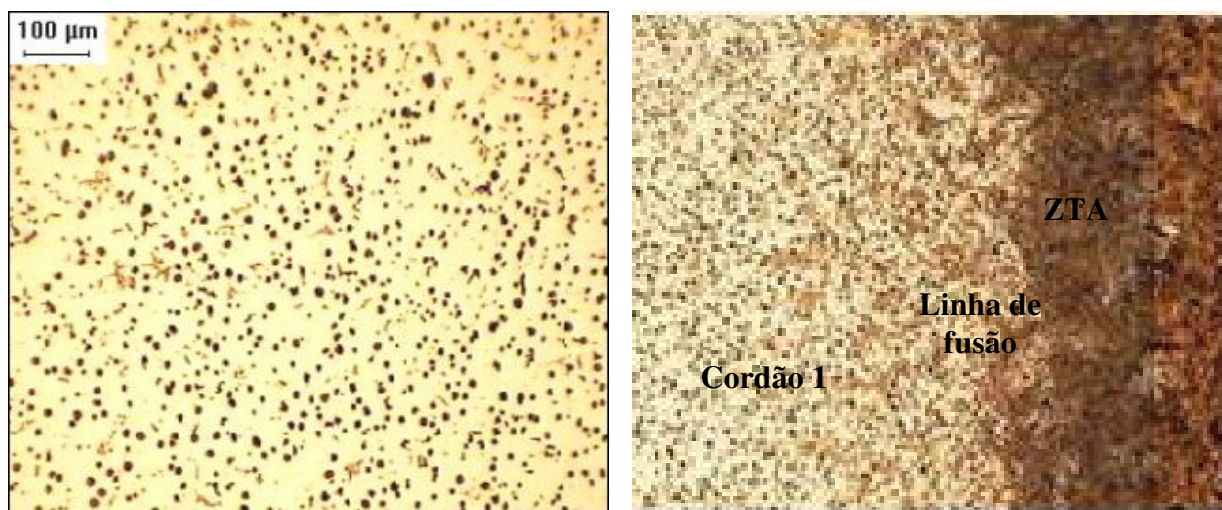
(a) Região do cordão 1, sem ataque, 100% grafita nodular, 100X.

(b) Região abrangendo cordão 1, linha de fusão e ZTA, sem ataque, 100X, grafita nodular no cordão.

Figura 29. Microestruturas de diferentes regiões do experimento 1, corpo de prova F (tabela 08).

Na figura 29.a e 29.b se constata que o emprego do metal de adição tipo A resultou em cordão com ausência de grafita lamelar, atendendo a um dos quesitos exigidos na solda.

Na seqüência segue as micrografias com ataque químico para investigar quanto à presença de carbonetos.



(a) Região do cordão 1 (mesma da figura 29a, porém com ataque 3% nital), 100X, matriz predominante ferrítica com traços de perlita .

(b) Região abrangendo cordão 1, linha de fusão e ZTA (mesma da figura 29b, porém com ataque 3% nital), 100X, matriz predominante ferrítica no cordão e perlítica no metal base .

Figura 30. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 1, corpo de prova F (tabela 07).

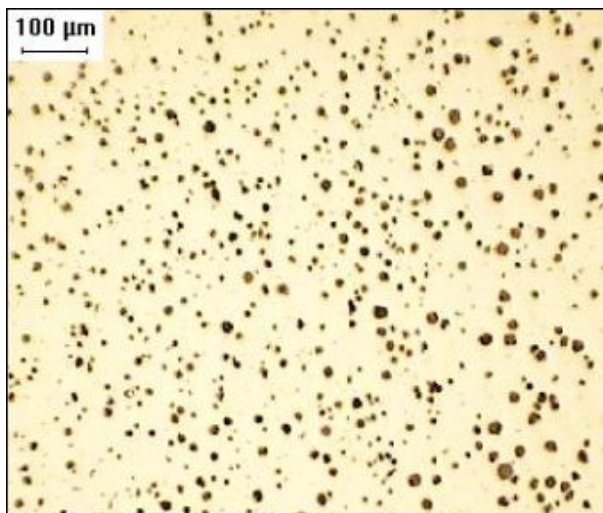
A figura 30.a ilustra que o cordão não apresentou carbonetos de solidificação, o que atende ao segundo quesito de processo. A matriz predominante na região do cordão de solda é ferrítica, o que não desqualifica o processo. Na figura 30.b pode ser observada a transição entre a matriz ferrítica do cordão com a matriz perlítica do metal de base.

O metal de adição possui maior teor de C e Si, conforme tabela 9, que o metal tipo N (utilizado na etapa anterior e que havia resultado na presença de carbonetos de solidificação). A ausência de carbonetos quando empregado metal de adição tipo A pode ser atribuída ao maior teor de C e Si, que são elementos grafitizantes (inibem a formação de carbonetos de solidificação), e menor teor de Mn que é um elemento que favorece a formação de carbonetos (itens 2.2.1 e 2.6).

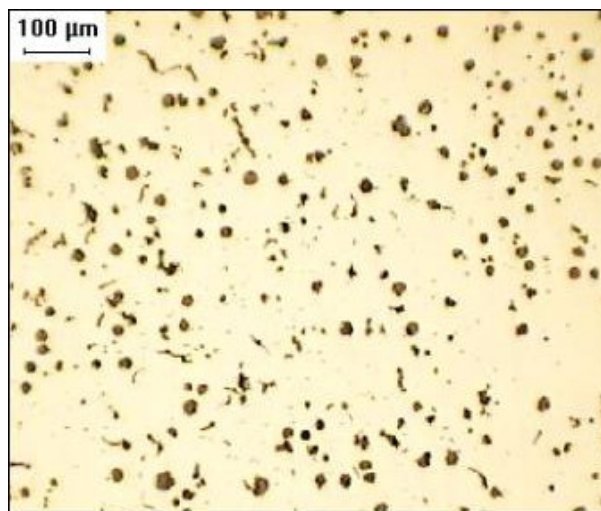
Portanto, o emprego do metal de adição tipo A resultou em cordão que atende a ambos os quesitos de processo.

4.2.1.2 Resultados do metal de adição tipo B.

As micrografias resultantes do emprego de metal de adição tipo B (experimento 2 da tabela 8) são apresentadas abaixo.



(a) Região do cordão 1, sem ataque, 100X, grafita nodular.

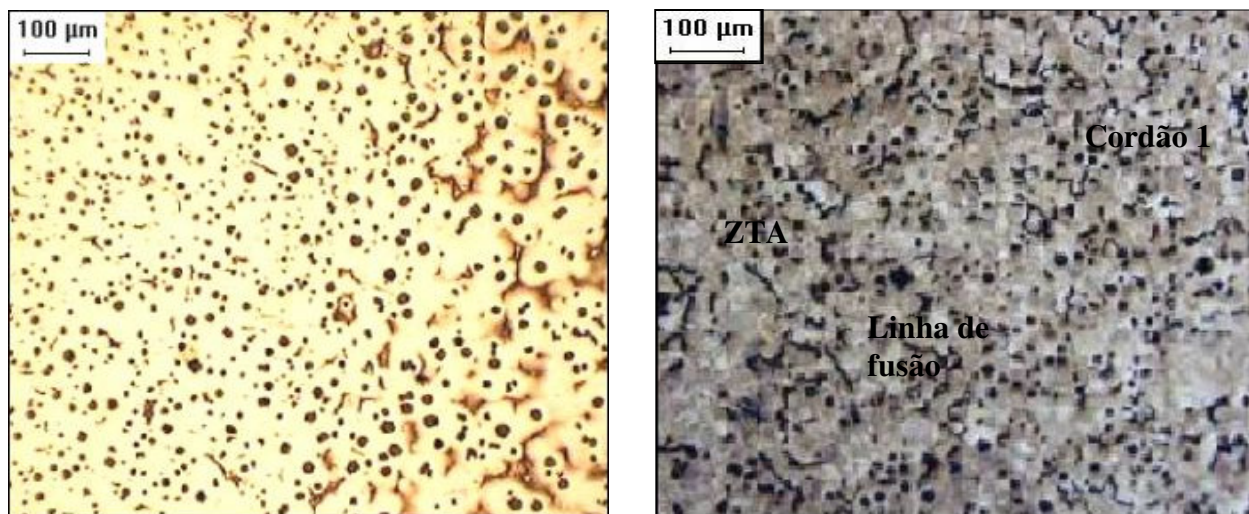


(b) Região próxima a linha de fusão, sem ataque, 100X, grafita predominante nodular.

Figura 31. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 2, corpo de prova F (tabela 08), metal de adição tipo B.

Na figura 31.a e 31.b se constata que o emprego do metal de adição tipo B resultou em cordão com ausência de grafita lamelar, atendendo a um dos quesitos exigidos na solda.

Na seqüência segue as micrografias com ataque químico.



(a) Região do cordão 1, ataque nital 3%, 100X, matriz ferrítica com traços de perlita.

(b) Região da linha de fusão e a ZTA, ataque nital 2%, matriz predominante ferrítica no cordão e perlítica no metal base, 100X.

Figura 32. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 2, corpo de prova F (tabela 08), metal de adição tipo B.

A figura 32.a e 32.b ilustra que o cordão não apresentou carbonetos de solidificação, o que atende ao segundo quesito de processo. Portanto, o emprego do metal de adição tipo B resultou em cordão que atende a ambos os quesitos de processo. Comparando os resultados obtidos com os metais de adição tipo A e tipo B, ambos não apresentaram a formação de grafita lamelar e carbonetos (itens 2.2.1 e 2.2.2).

Nas duas situações (metal A e metal B) foi obtido na região do cordão uma matriz predominante ferrítica, diferente do metal base que é predominantemente perlítico (item 2.2.2), sendo que esta característica não desqualifica o processo conforme foi citado anteriormente. Esse comportamento é atribuído a dois fatores, composição química que contém alto teor de Si em ambos metais de adição e ao gradiente térmico estabelecido,

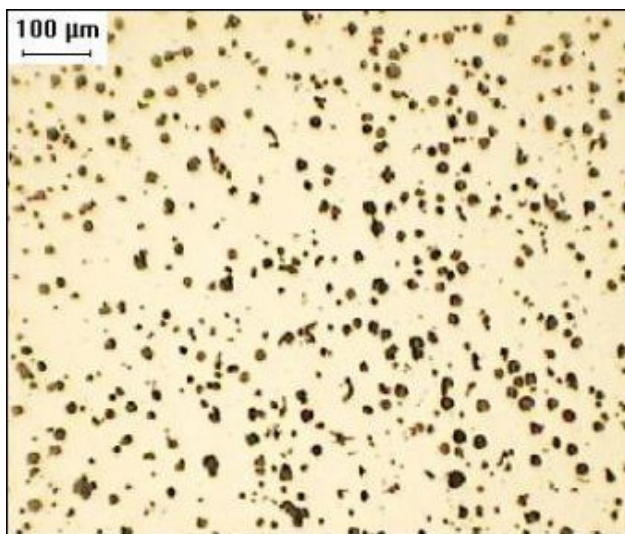
desfavorecendo a solidificação segundo o sistema metaestável atendendo aos quesitos do processo (itens 2.2.1 e 2.2.2).

4.2.2 Influência da espessura e número de passes.

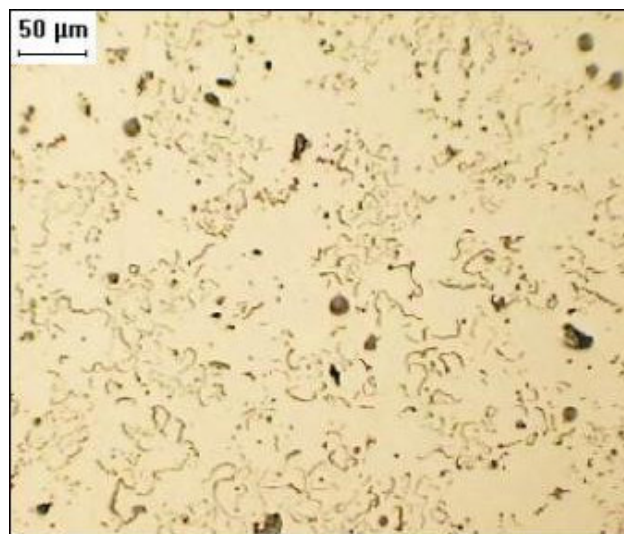
A influência da espessura e número de passes foi avaliada mediante confronto dos experimentos 3 e 1 (ambos com metal de adição A) e mediante confronto dos experimentos 4 e 2 (ambos com metal de adição B). Conforme apresentado na tabela 8, os experimentos 1 e 3 dizem respeito ao emprego de metal de adição tipo A em corpos de prova F (Fino, passe único de solda) e E (Espesso, dois passes de solda), enquanto os experimentos 2 e 4 se referem ao metal de adição tipo B e corpos de prova tamanho F e E respectivamente. Manteve-se, nestes experimentos, o mesmo ciclo térmico utilizado anteriormente (CT1, experimento 0). Os resultados obtidos são apresentados a seguir.

4.2.2.1 Emprego de metal de adição tipo A.

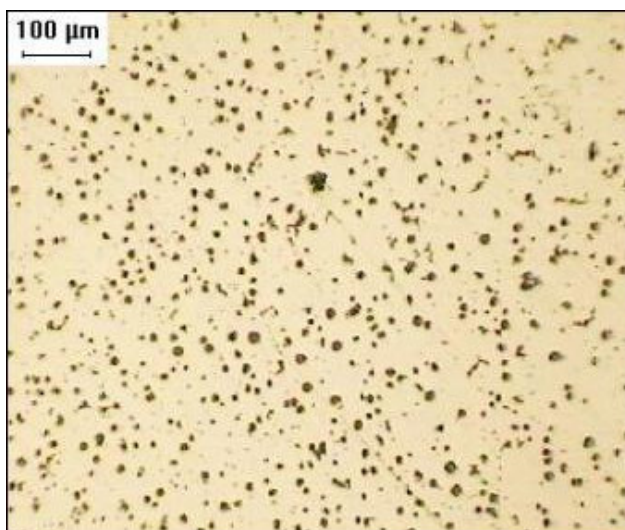
A figura 33 ilustra a microestrutura (sem ataque) resultante do emprego de metal de adição tipo A (tabela 09) em corpo de prova E (figura 22.b), relativos ao experimento 3 (tabela 08).



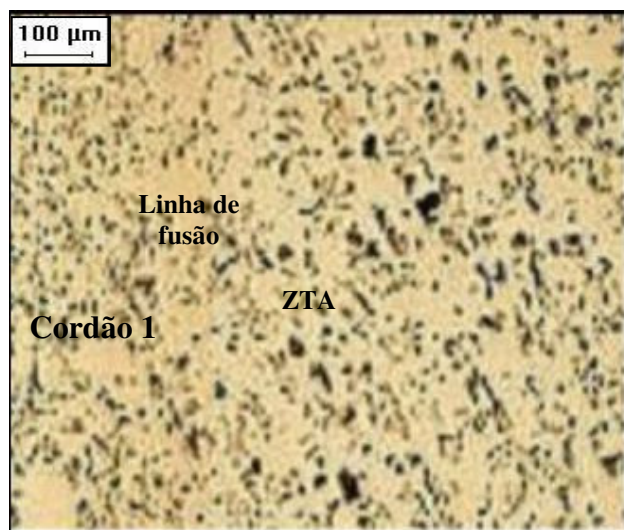
(a) Região do cordão de solda 1, sem ataque, presença de grafita nodular 100%, 100X.



(b) Região da ZTP, sem ataque, 200X, presença de grafita Chunk.



(c) Região do cordão de segundo passe (cordão 2), sem ataque, presença de grafita nodular, 100% no cordão, 100X.

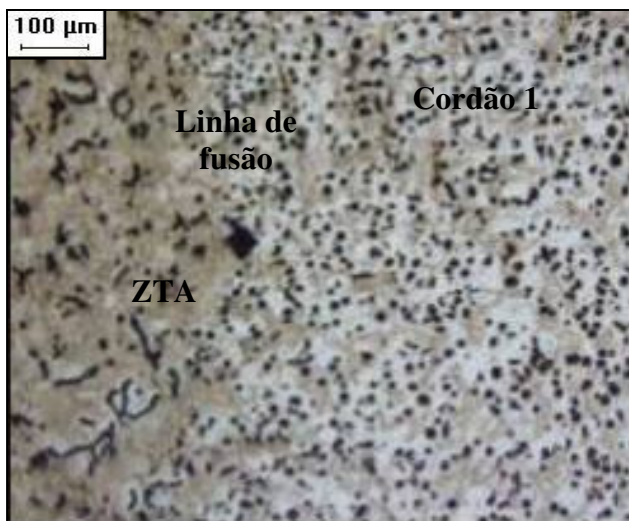


(d) Região da linha de fusão e ZTA sem ataque, 100X.

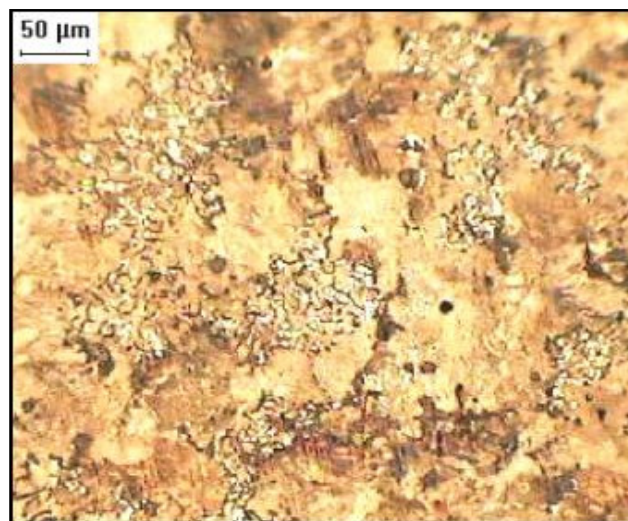
Figura 33. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 3 (tabela 08), corpo de prova E, metal de adição tipo A.

A figura 33.a, c e d, ilustram que tanto a região do cordão do primeiro passe quanto do segundo passe resultou em ausência de grafita lamelar. Todavia, na região entre os passes, figura 33.b, houve presença de grafita tipo "Chunk" , sendo esta uma forma degenerada da grafita nodular, possivelmente causada pela perda de Mg para o ambiente na refusão do metal do cordão de solda do primeiro passe (item 2.2.1), formando a zona de transição entre passes (ZTP).

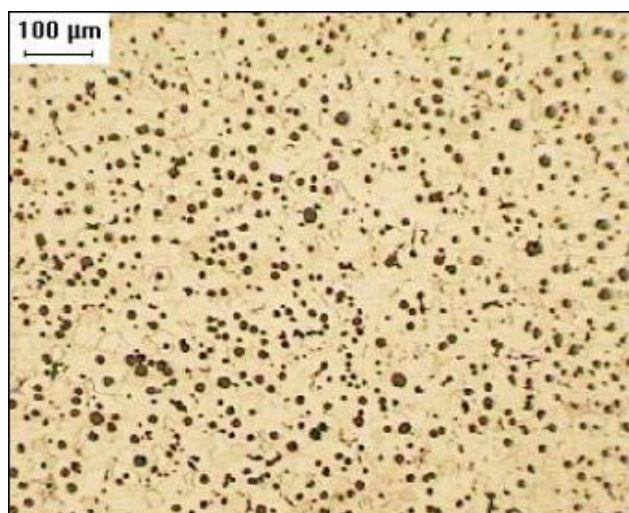
A presença deste tipo de grafita não desqualifica o processo, pois o quesito técnico exige apenas a não formação de grafita lamelar. Na seqüência segue as micrografias com ataque químico.



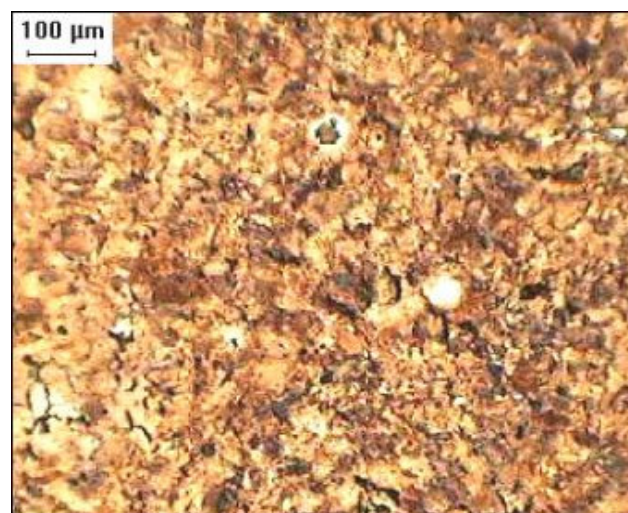
(a) Região do cordão 1, linha de fusão e ZTA, matriz predominante ferrítica no cordão com ataque, nital 2%, 100X.



(b) Região da ZTP, com ataque, nital 3%, matriz predominante ferrítica, 200X.



(c) Região do cordão 2, com ataque, nital 3%, matriz ferrítica, 100X.



(d) Região do metal base, ataque nital 3%, 100X, matriz predominante perlítica

Figura 34. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 3 (tabela 08), corpo de prova E, metal de adição tipo A.

Na figura 34, pode ser observado que tanto na região do cordão 1 e do cordão 2 a matriz resultante foi predominante ferrítica, conforme foi observado nos experimentos anteriores e não houve a formação de carbonetos, atendendo ao quesito de processo.

Confrontando-se o tipo de grafita resultante na região do cordão em corpos de prova tipo F (item 4.2.1.1) com o tipo E (item atual), constata-se que ao se passar de um para dois passes o único efeito foi o de resultar em grafita Chunk na região entre os passes, mas tal ocorrência não desqualifica o procedimento adotado (item 2.2.1).

4.2.2.2 Emprego de metal de adição tipo B.

Também foram observadas as microestruturas do corpo de prova do experimento 4 (tabela 08) que empregou metal de adição tipo B em corpo de prova E.

Os resultados metalográficos foram iguais aos apresentados no item 4.2.2.1, isto é, surgiu grafita tipo Chunk na região entre passes (região de refusão do primeiro cordão depositado, ZTP), e não surgiram carbonetos de solidificação. Não se apresentou no presente trabalho as micrografias relativas a este experimento, pois as mesmas são similares àquelas das figuras 33 e 34.

Dando continuidade à investigação citada no item 4.2.2, pode se concluir que a espessura não teve influência na formação de carbonetos, mas o número de passes influenciou na forma da grafita na região entre o cordão de solda 1 e 2, surgindo uma região que foi chamada de zona de transição entre passes (ZTP citada na figura 25.b).

Esta foi uma característica típica encontrada em corpos de prova soldados em dois passes, o que não desqualifica o processo, pois não se trata da formação de grafita lamelar, mas sim em uma degeneração da grafita nodular causada perda de Mg devido a refusão. A formação de carbonetos não foi constatada (item 2.2.1) em nenhum dos corpos

de prova utilizados no experimento (1 à 4). Desta forma encerra-se a investigação no que diz respeito ao metal de adição, número de passes e espessura do corpo de prova.

Adicionalmente registra-se que os dois metais de adição (A e B) resultaram nas mesmas características do cordão, não havendo diferença entre ambos quando do emprego de 2 passes ou de 1 passe.

Por razões econômicas (menor custo da matéria prima para fabricar o metal de adição A) foi optado por utilizar o metal de adição A para os demais experimentos (5 à 10 conforme tabela 08).

4.2.3 Influência das etapas do ciclo térmico.

Nos itens anteriores se constatou que de qualquer um dos dois metais de adição (A ou B), tanto em corpos finos como espessos (F ou E), resultam em cordões que atendem aos quesitos microestruturais desejados, quando do emprego do ciclo térmico CT1.

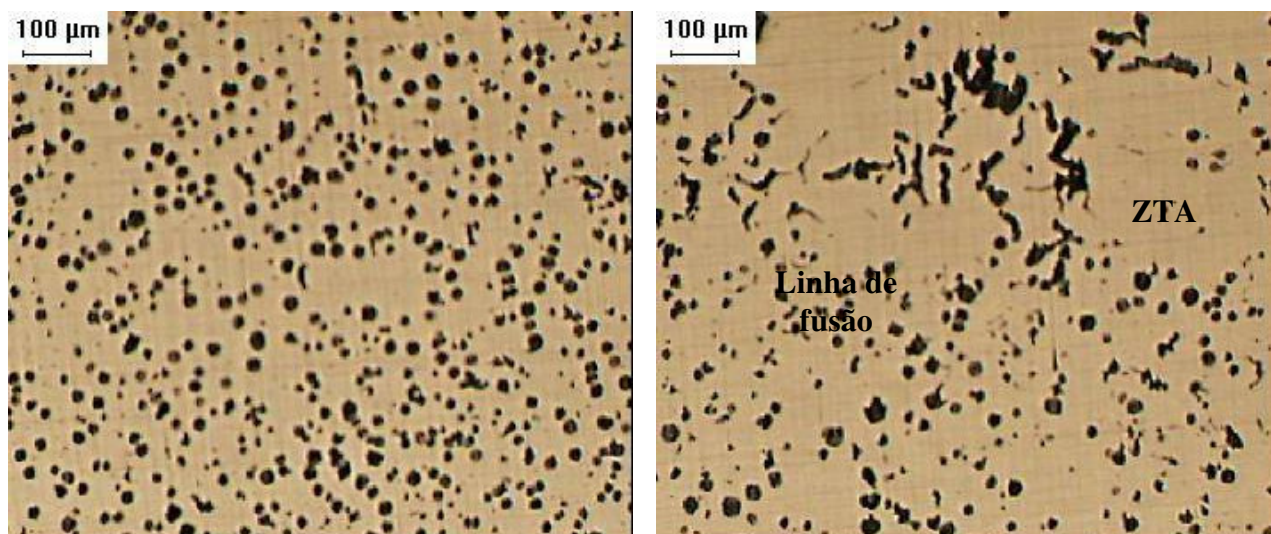
Este ciclo se constitui de etapas de preaquecimento, aquecimento localizado e pós-aquecimento. Visando conhecer em mais detalhes o efeito destas etapas sobre a microestrutura do cordão resultante, se realizaram os experimentos apresentados nos próximos itens.

4.2.3.1 Influência da etapa de pré-aquecimento.

Os experimentos 08 e 10, tabela 08, foram realizados sem preaquecimento (ciclo CT4) e servem de comparação, respectivamente, com os experimentos 3 e 1 que empregaram preaquecimento.

a) Resultado para corpo de prova fino

Os resultados para o emprego de corpo de prova F, com único passe (experimento 10) estão ilustrados nas figuras abaixo.



(a) Região do cordão 1, grafita 95 % nodular, sem ataque, 100X.

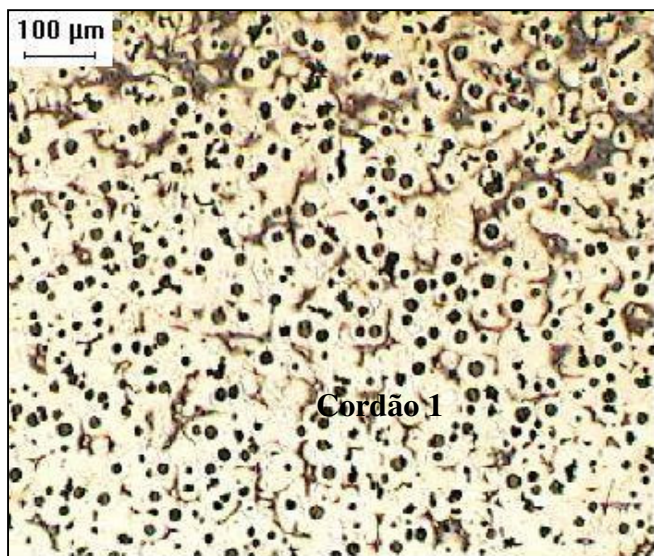
(b) Região da linha de fusão e ZTA, sem ataque, grafita nodular 95% nodular no cordão 1 e vermicular na ZTA, 100X.

Figura 35. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 10, corpo de prova F (tabela 08).

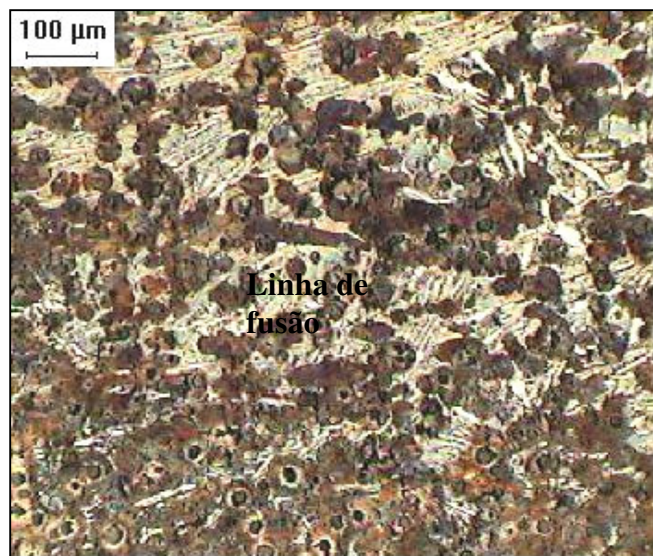
A figura 35.a ilustra que o cordão 1 apresentou grafita 95% nodular e 5% vermicular e a figura 35.b ilustra que a linha de fusão apresentou grafita nodular, enquanto a ZTA apresentou grafita vermicular.

Tais resultados são similares àqueles das figuras 29.a e 29.b (item 4.2.1, onde se empregou preaquecimento), donde se constata que a ausência de preaquecimento não altera o tipo de grafita formada em corpos de prova finos (tipo F).

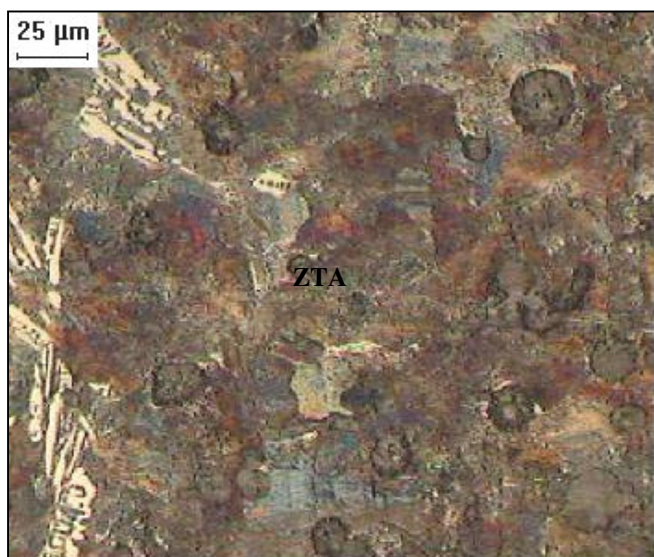
Na seqüência são apresentados os resultados do experimento 10 com ataque.



(a) Região do cordão 1, matriz predominante ferrítica, transição para perlítica no metal base, com ataque nital , 100X.



(b) Região da linha de fusão, matriz perlítica, com 20% de carbonetos acompanhando a linha de fusão, com ataque nital 3%, 100X.



(c) Região da ZTA, presença de perlita fina, com ataque nital 3%, 400X.

Figura 36. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 10, corpo de prova F (tabela 08).

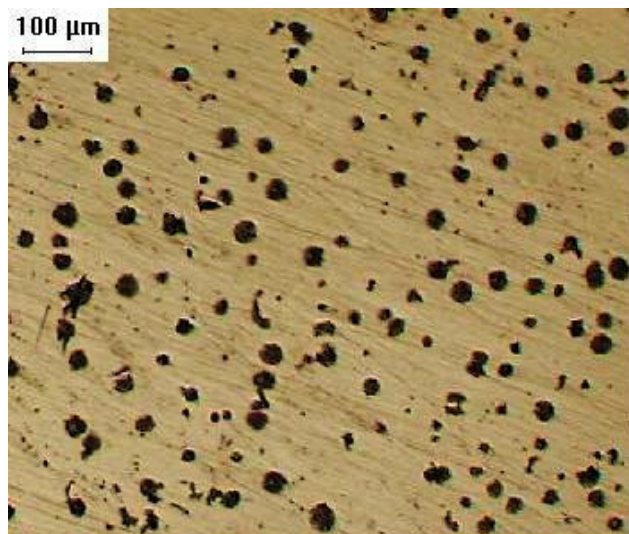
Na figura 36.a se observa que a matriz do cordão é predominantemente ferrítica, resultado análogo ao da figura 30.b (item 4.2.1.1).

Na figura 36.b constata-se a presença de matriz perlítica com 20% de carbonetos acompanhando a linha de fusão. Confrontando-se com a figura 30.b, constata-se que a ausência de preaquecimento resulta na formação de perlita e de 20 % de carbonetos na linha de fusão em corpos de prova finos. A presença de tais carbonetos desqualifica o procedimento do ciclo CT4 em corpos de prova finos.

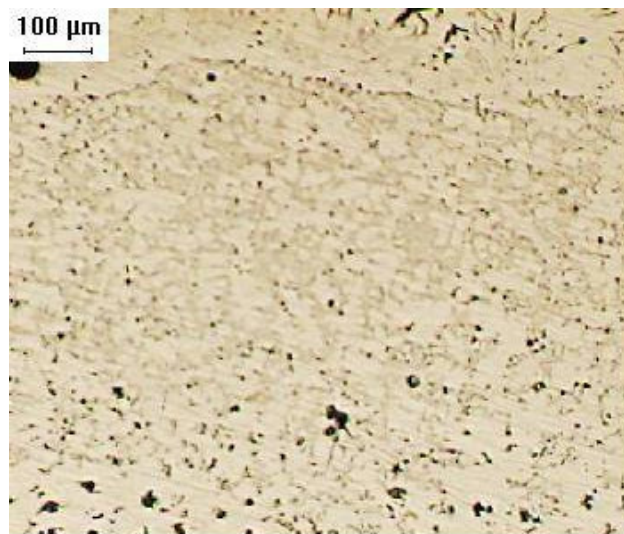
Em resumo, os resultados indicam que, em corpos de prova finos, a ausência de preaquecimento resulta em mesmo tipo de grafita (predominantemente nodular) no cordão, porém com preaquecimento obtém-se maior fração de grafita nodular em relação a vermicular atribuído a volatilização do Mg pela poça de fusão, pois para manter o metal fluido o bico de solda deve ser mantido mais tempo em um mesmo ponto (item 2.2.1). Quanto a matriz do cordão, o preaquecimento possibilita maior predominância de ferrita na matriz do que quando da ausência de preaquecimento (item 2.2.2). Todavia, a ausência de preaquecimento resulta na formação de carbonetos próximos a linha de fusão, devido ao gradiente térmico (item 2.2), o que desqualifica o procedimento do ciclo CT4 em corpos de prova finos.

b) Resultado para corpo de prova espesso

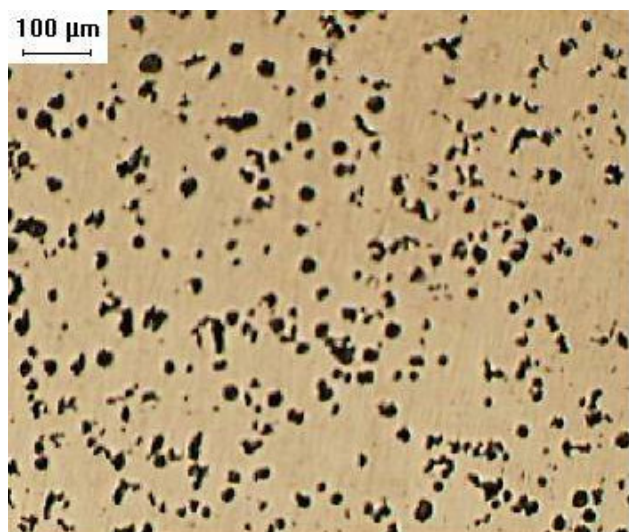
Na seqüência são apresentados os resultados relativos ao emprego de corpos de prova espessos sem preaquecimento (experimento 08) visando comparação com resultados em corpos de prova espessos com preaquecimento (experimento 3, item 4.2.2.1).



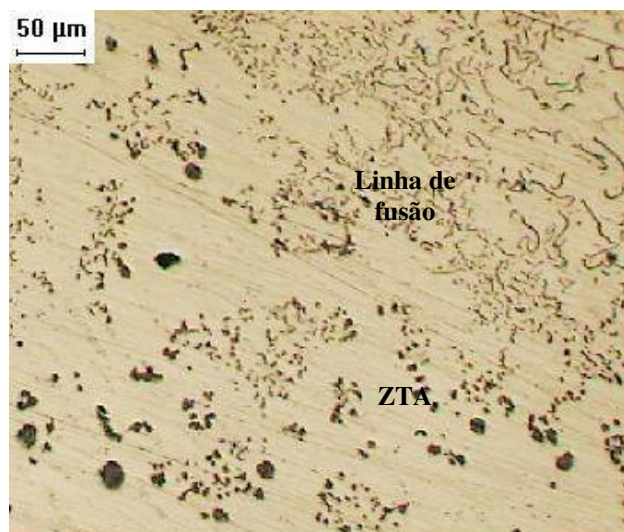
(a) Região do cordão 2, sem ataque, grafita 95% nodular, 100X.



(b) Região da ZTP, presença de grafita Chunk, sem ataque 200X.



(c) Região do cordão 1, grafita 70 % nodular sem ataque, 100X.



(d) Região da linha da linha de fusão e ZTA, presença de grafita Chunk na linha de fusão, sem ataque, 100X

Figura 37. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 08, corpo de prova E (tabela 08).

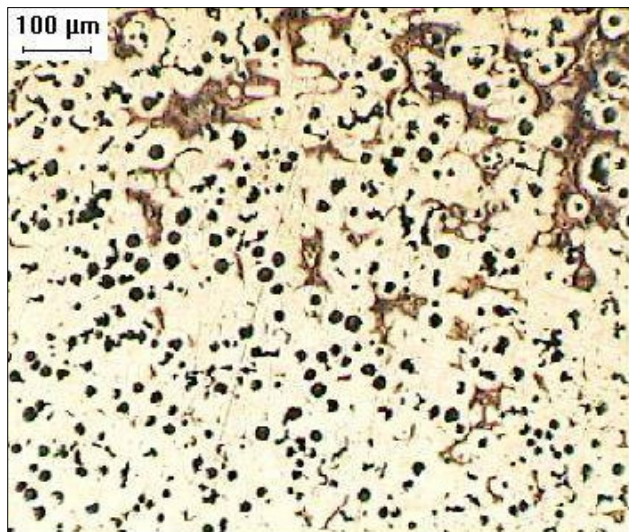
A figura 37.a ilustra que a grafita do cordão 2 é 95 % nodular e 5% vermicular enquanto na figura 33.c (item 4.2.2.1) obteve-se grafita 100 % nodular quando do emprego de preaquecimento.

A figura 37.b ilustra obtenção de grafita tipo Chunk (item 2.2.1) na ZTP (fig 22.b), resultado similar ao obtido na figura.33.b.

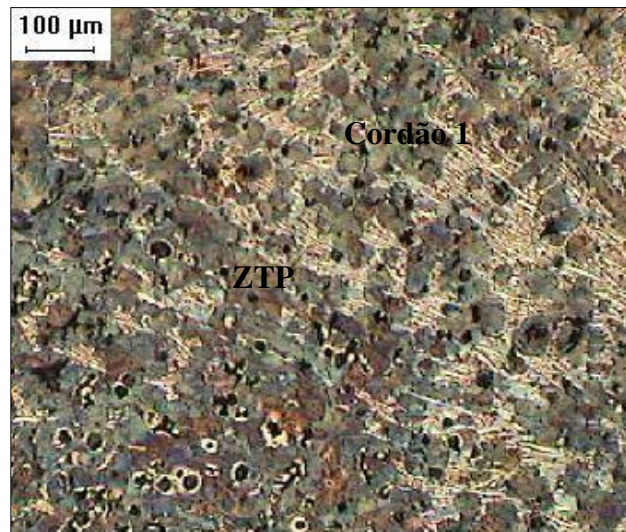
O cordão 1 (fig.37.c) apresentou grafita 70% nodular e 30% vermicular, enquanto no cordão 1 resultante com preaquecimento (fig.33.a) obtivera-se 100 % grafita nodular.

A figura 37.d ilustra a presença de grafita Chunk na linha de fusão enquanto não houve tal grafita na linha de fusão quando se usou preaquecimento (fig.33.d).

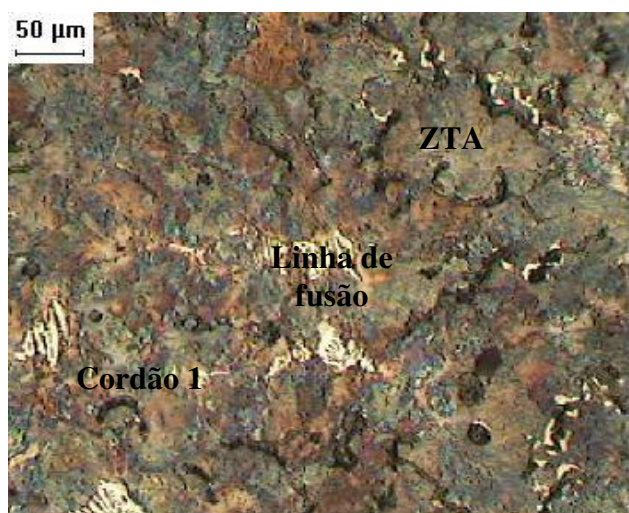
Na seqüência são observados as microestruturas com ataque do experimento 08.



(a) Região do cordão 2, matriz ferrítica na superfície e perlítica próximo a ZTP, com ataque nital 3%, 100X.



(b) Região da ZTP e cordão 1, presença de 20% de carbonetos e matriz perlítica, com ataque nital 3%, 100X



(c) Região do cordão 1 e linha fusão, 10% de carbonetos na linha de fusão e perlita fina na ZTA, com ataque nital 3%, 200X.

Figura 38. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 08, corpo de prova E (tabela 08).

A figura 38.a ilustra que a matriz do cordão 2 é ferrítica próxima à superfície e perlítica próxima a ZTP. No caso de haver o preaquecimento (fig.34.c) a matriz obtida foi totalmente ferrítica.

A fig.38.b ilustra presença de 20% de carbonetos na ZTP e cordão 1. E na figura 34.b pode ser observada a matriz predominantemente ferrítica.

Em resumo, a ausência de preaquecimento (item 2.4) em corpos de prova espessos (dois passes de solda) resulta em menor teor de grafita nodular tanto no cordão 2 quanto no cordão 1 e também resulta em grafita tipo Chunk (item 2.2.1) na ZTP (tal como ocorria quando do preaquecimento).

Este comportamento no que diz respeito à formação de menor teor de grafita nodular e a formação de grafita Chunk é atribuído à volatilização principalmente do Mg, que influencia diretamente na forma da grafita. Devido ao corpo de prova não ter sofrido o preaquecimento, o bico de solda fica mais tempo localizado em um ponto, para manter a fluidez da poça de fusão, a temperatura atingida na poça de fusão é maior favorecendo a volatilização.

Quanto a matriz, a ausência de preaquecimento resulta em segundo cordão com maior tendência à formação de perlita e em formação de carbonetos tanto na ZTP quanto no primeiro cordão, carbonetos estes que não eram formados quando do emprego de preaquecimento. Portanto, a ausência de preaquecimento inviabiliza o procedimento por formar carbonetos na ZTP e no cordão 1 em corpos de prova espessos, pois o gradiente térmico favorece a solidificação segundo o sistema metaestável (itens 2.2.1 e 2.2.2).

Finalmente, os resultados indicaram que o preaquecimento é uma etapa necessária para se evitar a formação de carbonetos, tanto em corpos de prova finos quanto espessos.

4.2.3.2 Influência da etapa de aquecimento localizado.

Os experimentos 6 e 5, tabela 08, foram realizados sem a etapa de aquecimento localizado (ciclo CT2) e também servem de comparação, respectivamente, com os experimentos 3 e 1 (itens 4.2.2.1 e 4.2.1.1) que empregaram aquecimento localizado.

a) Resultado para corpo de prova fino

Os resultados para o emprego de corpo de prova fino com único passe (experimento 6) estão ilustrados nas figuras abaixo.

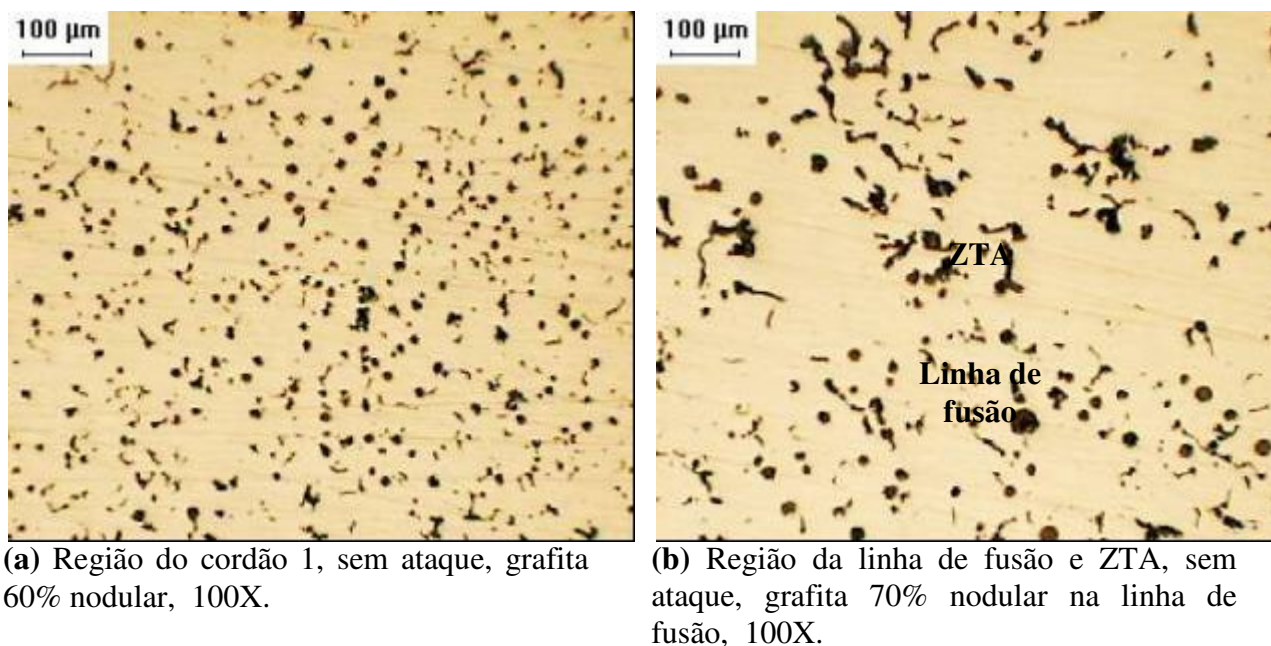
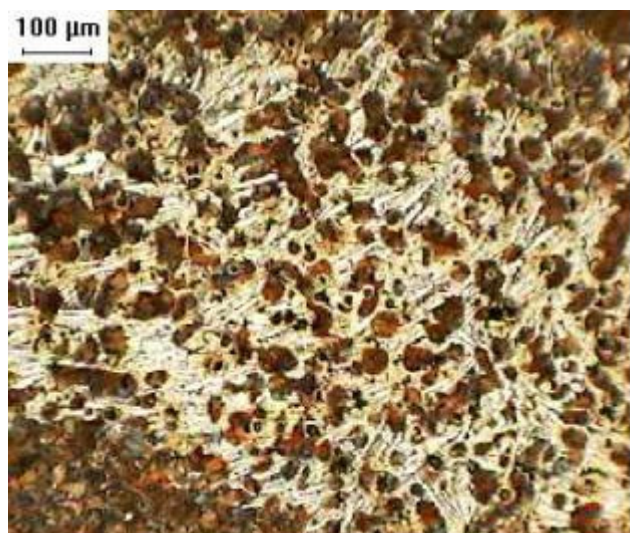


Figura 39. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 6, corpo de prova F (tabela 08).

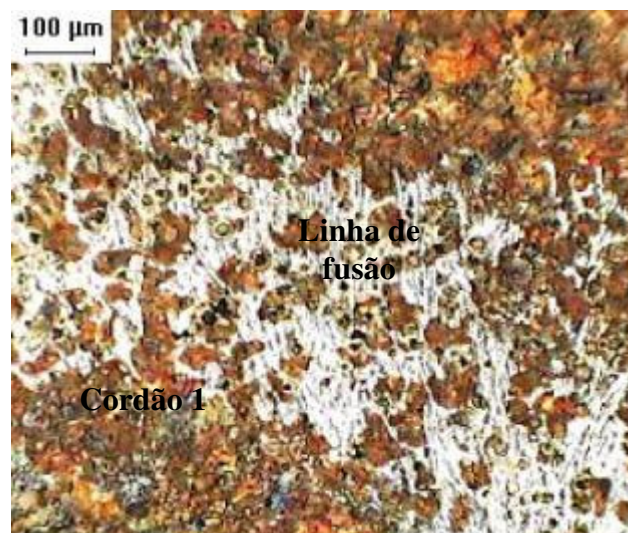
A figura 39.a ilustra que o cordão 1 apresentou grafita 60% nodular e 40% vermicular, enquanto que na figura 29.a mostra a grafita 100% nodular.

A figura 39.b ilustra que a linha de fusão apresentou grafita nodular 70% e 30% vermicular, na figura 29.b mostra a grafita 100% nodular.

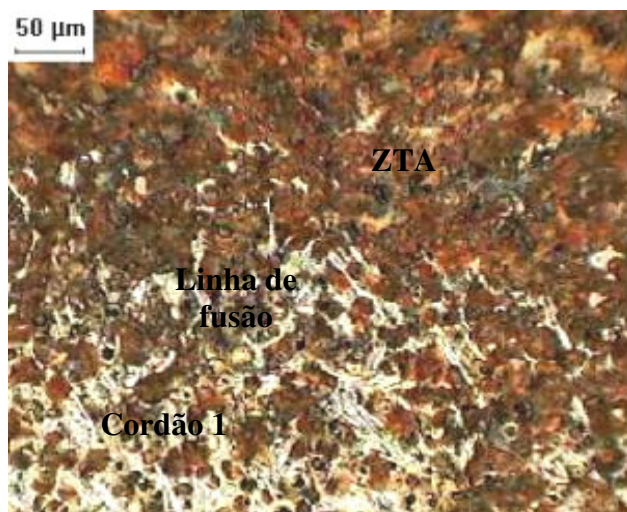
Os resultados indicam que a ausência de aquecimento localizado resulta em maior fração de grafita vermicular no cordão em corpos de prova finos. Na seqüência são apresentados os resultados do experimento 6, com ataque.



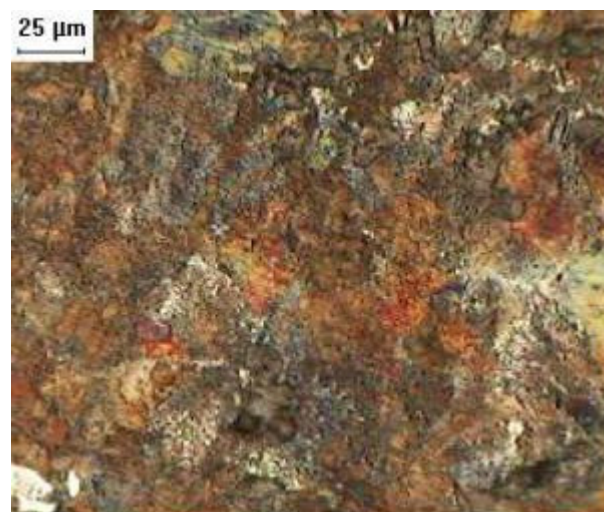
(a) Região do cordão 1, matriz perlítica, 30% de carbonetos, com ataque nital 3%, 100X.



(b) Região do cordão 1 e linha de fusão, matriz perlítica no cordão, 30% de carbonetos seguindo a linha de fusão, com ataque nital 3%, 100X.



(c) Região da linha de fusão e da ZTA, matriz perlítica, 30% de carbonetos seguindo a linha de fusão, com ataque nital 3%, 200X



(d) Região da ZTA, matriz perlítica, presença de perlita fina, com ataque nital 3%, 400X.

Figura 40. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 6, corpo de prova F (tabela 08).

A figura 40.a ilustra a região do cordão 1, na qual mostra matriz perlítica com 30% de carbonetos, na figura 30.a (com aquecimento localizado) observa-se uma matriz predominante ferrítica sem a presença de carbonetos.

A figura 40.b e c mostram a presença de uma matriz perlítica com 30% de carbonetos acompanhando a linha de fusão, enquanto que na figura 30.b observa-se uma matriz predominante ferrítica no cordão e perlítica na ZTA. A figura 40.d mostra a presença de perlita fina na ZTA, na figura 30.b observa-se uma matriz perlítica sem a presença de perlita fina.

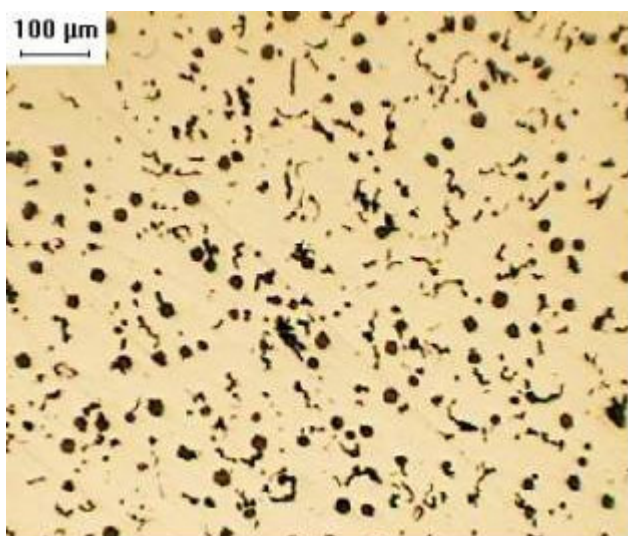
Comparando os resultados mostrados através das figura 39 e 40, com os resultados das figura 29 e 30 (item 4.2.1.1), verifica-se o a ausência do aquecimento localizado provoca a formação de grafita vermicular no cordão, atribuída à volatilização do Mg (itens 2.2.1 e 2.6) , à qual não desqualifica o processo.

Quando é avaliada a matriz, observa-se uma matriz perlítica no cordão com a presença de 30% de carbonetos na região do cordão acompanhando a linha de fusão e a presença de perlita fina na ZTA (item 2.2.2).

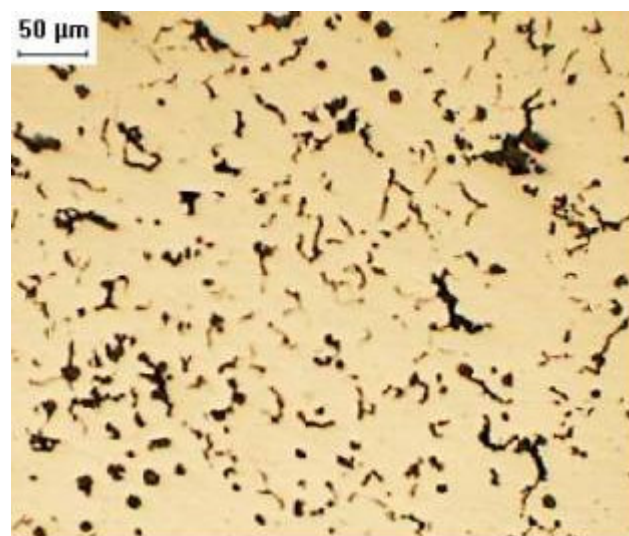
Resumidamente constata-se que a ausência do aquecimento localizado resulta em um cordão com 30% de carbonetos, em corpo de prova fino (F), atribuído ao gradiente térmico estabelecido e desqualificando o processo, conforme descrito anteriormente.

b) Resultado para corpo de prova espesso

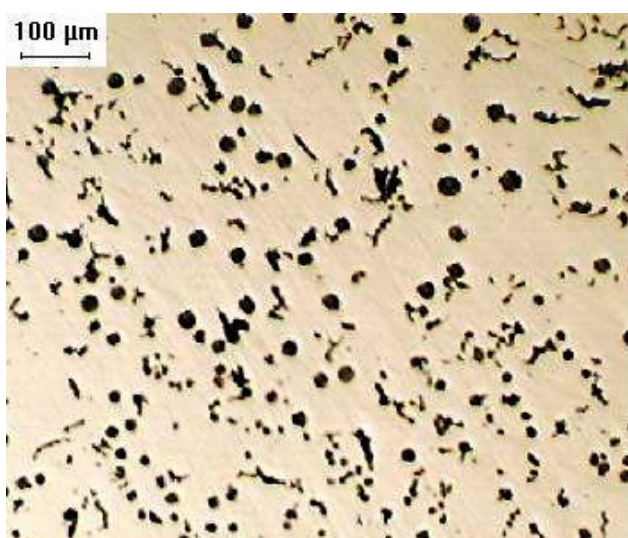
Na seqüência são apresentados os resultados do experimento 5 (corpo de prova E, ciclo térmico CT 2).



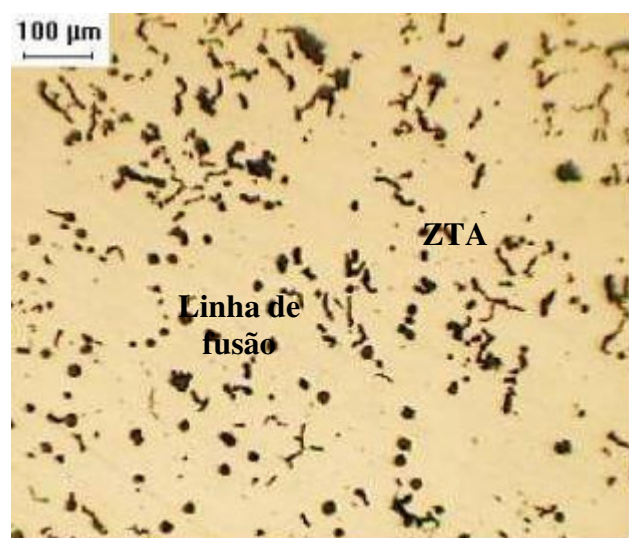
(a) Região do cordão 2, sem ataque, , grafita nodular 60%, 100X.



(b) Região ZTP, sem ataque, grafita vermicular 60%, 200X.



(c) Região do cordão 1, sem ataque , grafita nodular 50%, 100X.



(d) Região da linha de fusão e da ZTA, sem ataque, grafita nodular 50% no cordão, 100X.

Figura 41. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 5, corpo de prova E (tabela 08).

A figura 41.a ilustra a região do cordão 2, com a presença de 60% de grafita nodular e 40% de grafita vermicular, enquanto na figura 33.c (com aquecimento localizado) observa-se grafita 100% nodular.

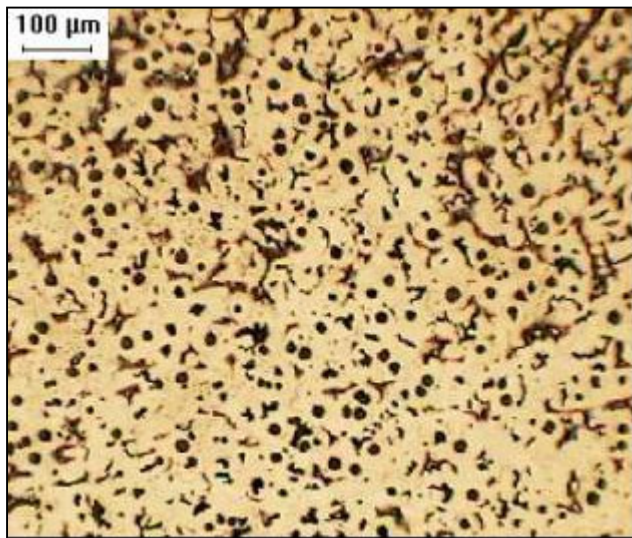
A figura 41.b mostra região de transição entre passes (ZTP) com 60% de grafita vermicular e 40% de nodular, diferente do observado na figura 33.b, a qual mostra a formação de grafita Chunk nesta região.

A figura 41.c mostra a região do cordão 1, com 50% de grafita nodular e 50% de grafita vermicular enquanto na figura 33.a (com aquecimento localizado) a grafita obtida era 100% nodular.

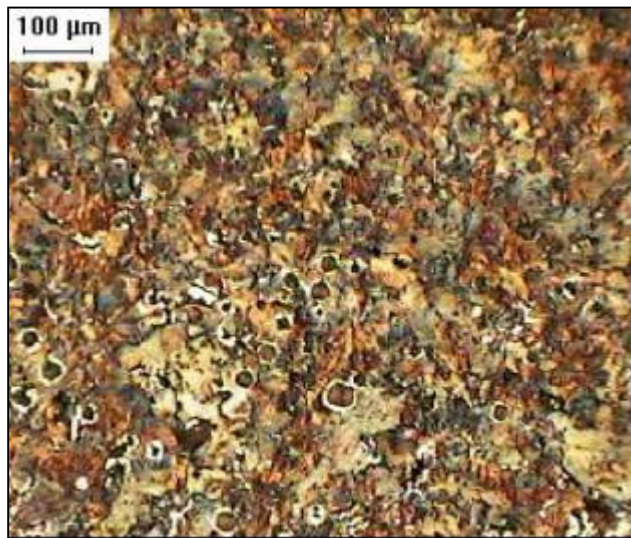
A figura 41.d mostra a grafita 50% nodular e 50% vermicular no cordão 1 e grafita vermicular, predominante na região da ZTA enquanto na figura 33.d, observa-se grafita 100% nodular na a região do cordão e grafita vermicular predominante na ZTA.

Portanto, tais resultados indicam que a ausência de aquecimento localizado em corpos de prova espessos resultam em menores quantidades de grafita nodular (maior de vermicular), em ambos os cordões, quando comparado com a presença de aquecimento localizado . Além disso constatou-se ausência de grafita tipo Chunk na ZTP quando da ausência de aquecimento localizado (item 2.2.1). Todavia, os resultados quanto à forma da grafita obtida com ausência de aquecimento localizado não desqualificam o processo (para corpos de prova grossos), pois em nenhum caso houve formação de grafita lamelar.

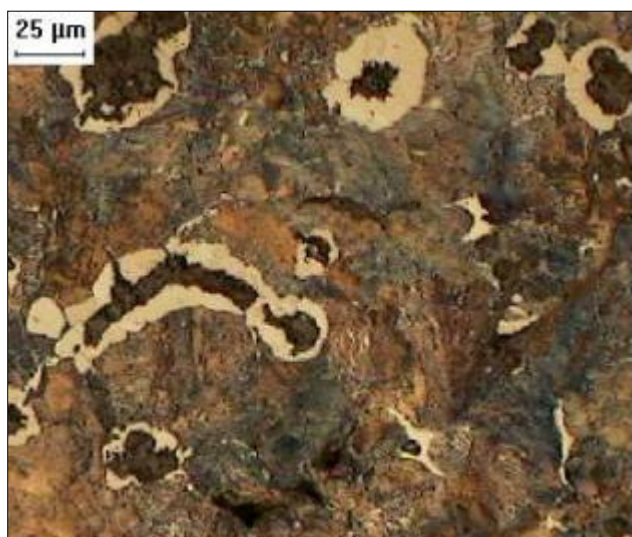
Na seqüência são mostrados microestruturas com ataque do experimento 5.



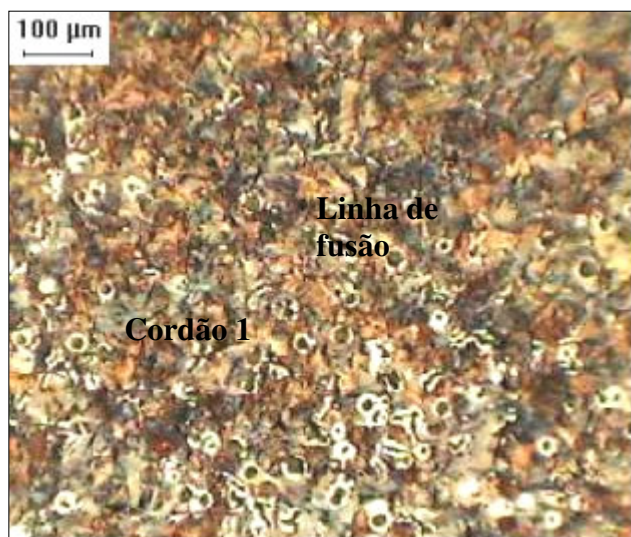
(a) Região do cordão 2, com ataque, matriz predominante ferrítica, com ataque nital 3%, 100X.



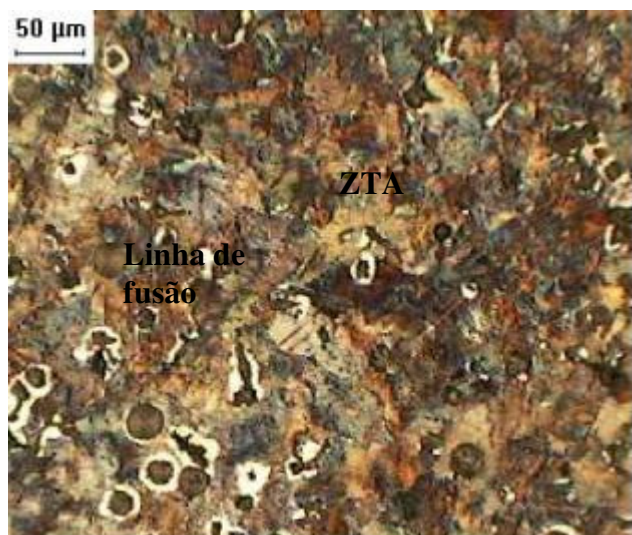
(b) Região da ZTP, matriz predominante perlítica, com ataque nital 3% 100X.



(c) Região da ZTP, presença de perlita fina, com ataque nital 3% 400X.



(d) Região do cordão 1 e linha de fusão, matriz perlítica, com ataque nital 3%, 100X.



(e) Região da linha de fusão e ZTA, matriz perlítica, presença de perlita fina, com ataque nital 3%, 200X

Figura 42. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 5, corpo de prova E (tabela 08).

A figura 42.a mostra a matriz predominante ferrítica, com traços de perlita, do cordão 2 enquanto a figura 34.c (com aquecimento localizado) mostra que na mesma região obteve-se uma matriz 100% ferrítica. A figura 42.b e 42.c mostra a ZTP com matriz perlítica e grafita nodular enquanto na figura 34.b foi observada a matriz predominante ferrítica.

A figura 42.d e 42.e ilustram as regiões do cordão 1 e a linha de fusão e ZTA, com matriz predominante perlítica sendo que na figura 34.d também foi observada a matriz perlítica.

Em resumo, quanto à matriz, a ausência de aquecimento localizado em corpos espessos (experimento 5) resultou em maior tendência de obter perlita do que ferrita na matriz dos cordões na ZTP, variação explicável devido à variação do gradiente térmico estabelecido (item 2.2.2).

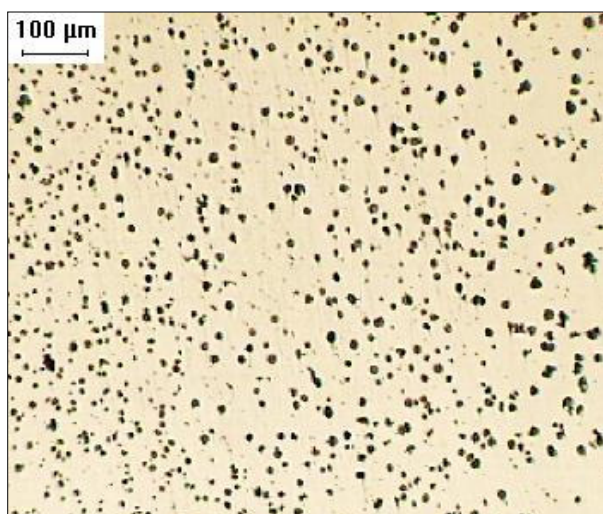
Finalmente, constata-se que a ausência de aquecimento localizado em corpos de prova espessos não gera grafita lamelar ou carbonetos, e portanto, não desqualifica o procedimento, para corpos de prova E.

4.2.3.3 Ausência do ciclo térmico.

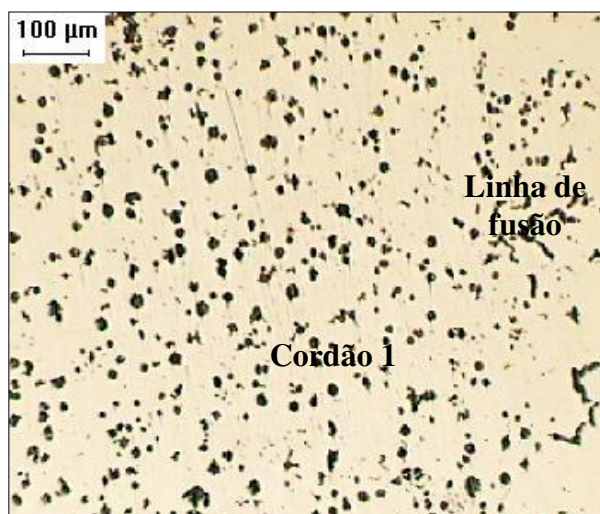
Os experimentos 7 e 9, conforme tabela 08, foram realizados sem preaquecimento, sem o aquecimento localizado e sem o pós-aquecimento (ciclo CT3), e também serão comparados com os resultados dos experimento 1 e 3 (4.2.1.1 e 4.2.2.1) onde se empregou o ciclo térmico completo.

a) Resultado para corpo de prova fino.

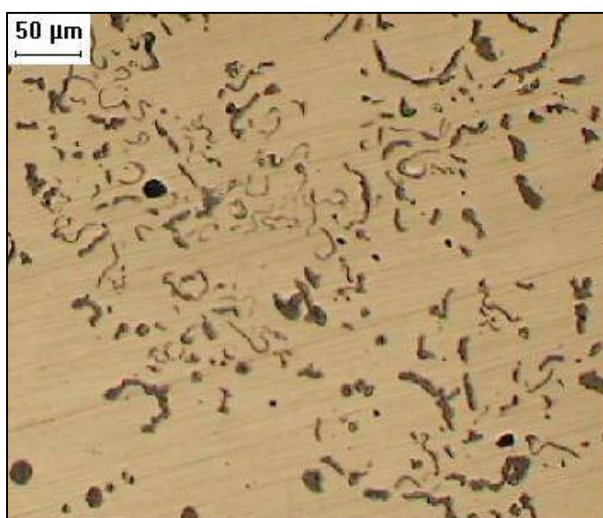
Na seqüência são mostradas as microestruturas do experimento 9 sem ataque.



(a) Região do cordão 1, sem ataque, grafita 90% nodular, 100X.



(b) Região do primeiro cordão e da linha de fusão, sem ataque, grafita nodular no cordão, 100X.



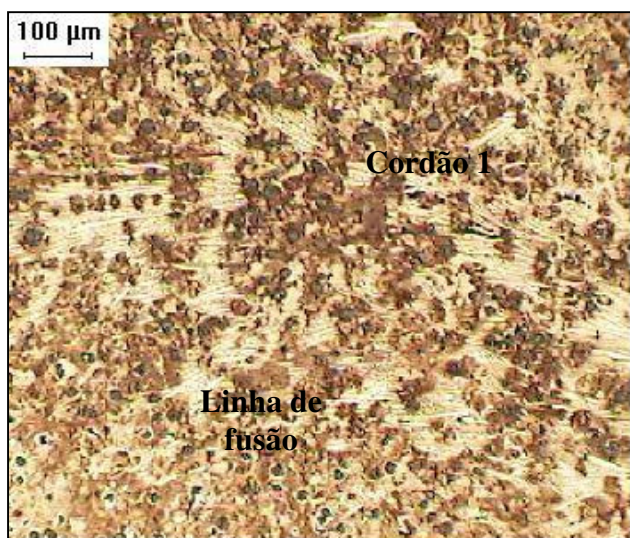
(c) Região da linha de fusão sem ataque, presença de grafita Chunk, 200X..

Figura 43. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 9, corpo de prova F conforme tabela 08.

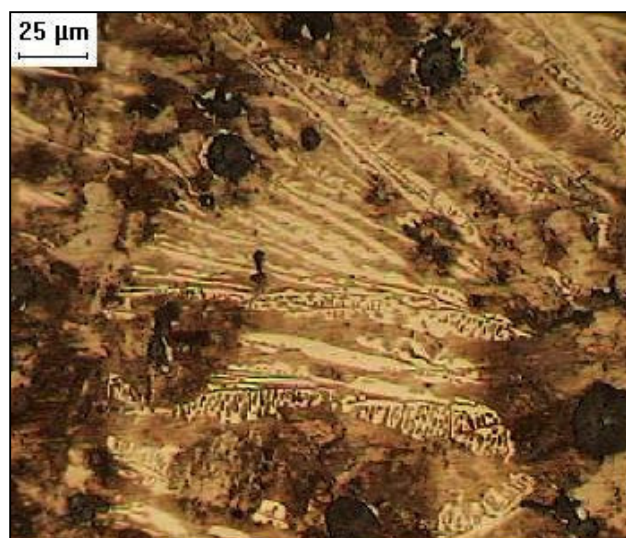
A figura 43.a, ilustra a região do cordão 1 com grafita 90% nodular e 10% vermicular, na figura 29.a mostra a grafita 100% nodular. As figuras 43.b e 43.c mostram a grafita predominante nodular no cordão e a presença de grafita Chunk na linha de fusão.

Na figura 29.b observa-se grafita nodular no cordão e vermicular na ZTA.

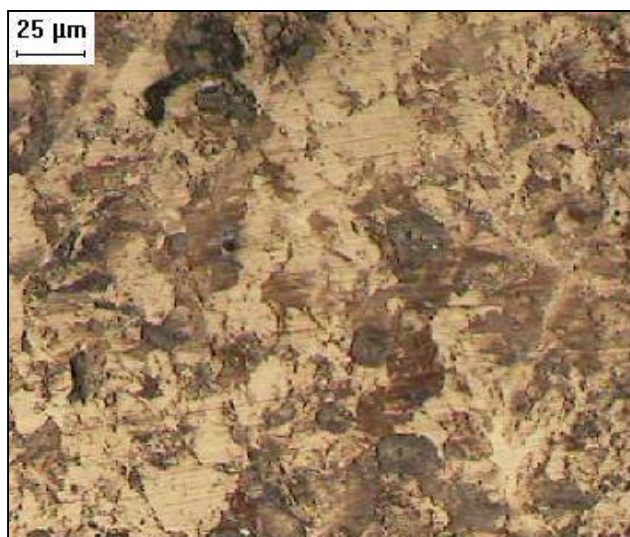
Comparando os resultados com o experimento 1, verifica-se que no experimento 9, na linha de fusão houve a formação de grafita Chunk na linha de fusão e a formação de 10% de grafita vermicular no cordão (item 2.2.1), tais diferenças não desqualificam o processo, no que diz respeito à forma de grafita. Na seqüência são apresentadas as microestruturas do experimento 9 com ataque.



(a) Região do cordão 1 e linha de fusão, com ataque nital 3%, matriz predominante perlítica, 20% de carbonetos na linha de fusão,, 100X.



(b) Região da linha de fusão, 20 % de carbonetos, com ataque nital 3%, presença de perlita fina, 400X.



(c) Região da ZTA, com ataque nital 3%, presença de perlita fina, 400X.

Figura 44. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 9, corpo de prova F, conforme tabela 08.

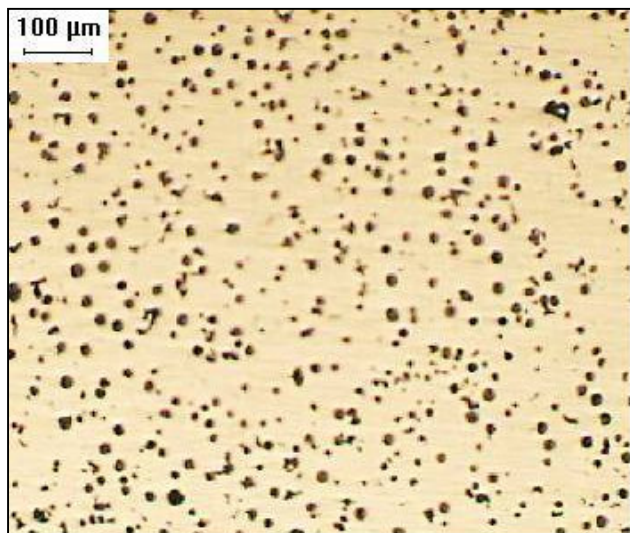
A figura 44.a ilustra a região do cordão 1, matriz predominante perlítica com a presença de 20% de carbonetos acompanhando a linha de fusão, na figura 30.a observa-se uma matriz predominante ferrítica com ausência de carbonetos.

A figura 44.b mostra região da linha fusão, com presença de 20% de carbonetos e perlita fina. A figura 44.c mostra a região da ZTA com presença de perlita fina, na figura 30.b observa-se uma matriz ferrítica no cordão e perlítica na ZTA (item 2.2.2), não havendo a formação de carbonetos.

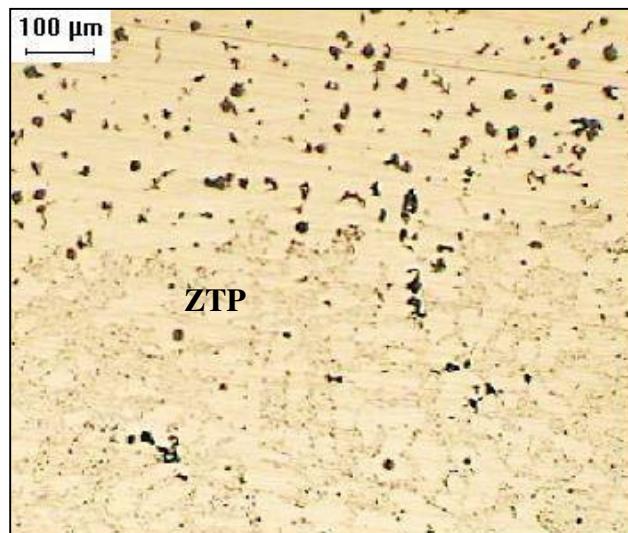
De uma maneira geral pode ser observado, em corpo de prova F, que o ciclo térmico CT3 provocou a formação de 20% de carbonetos no cordão acompanhando a linha de fusão desqualificando o processo, pois o gradiente térmico proporcionou a solidificação seguindo o diagrama metaestável (item 2.2.1).

b) Resultado para corpo de prova espesso.

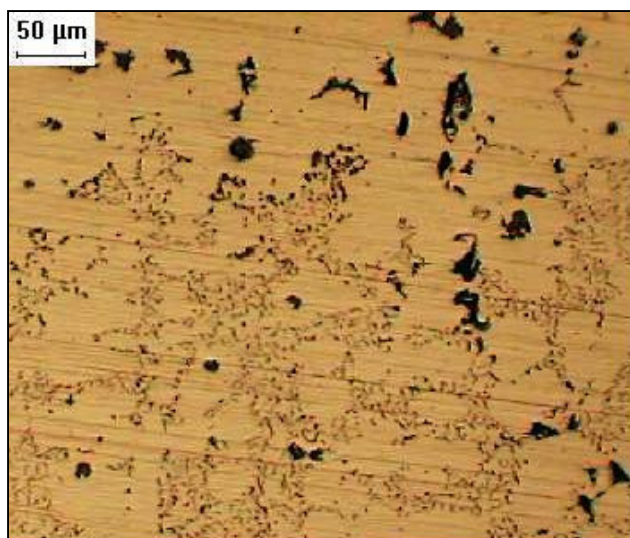
Na seqüência são apresentadas as metalografias referente ao experimento 7.



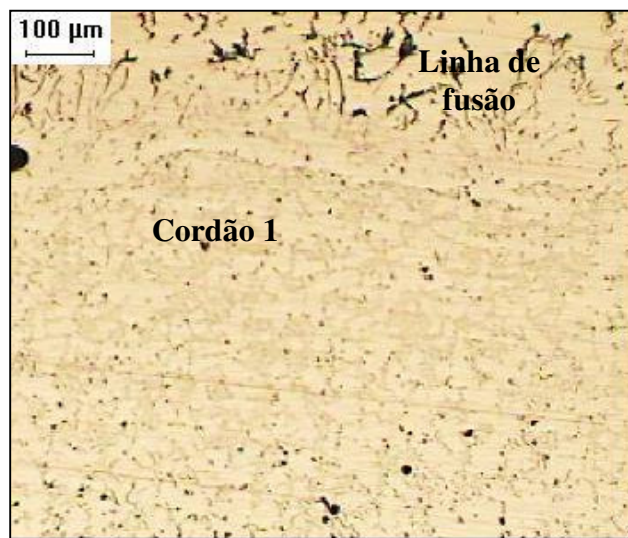
(a) Região do cordão 2, grafita 95% nodular, sem ataque, 100X.



(b) Região da ZTP, grafita Chunk, sem ataque, 100X.



(c) Região da ZTP, grafita Chunk, sem ataque, 200X.



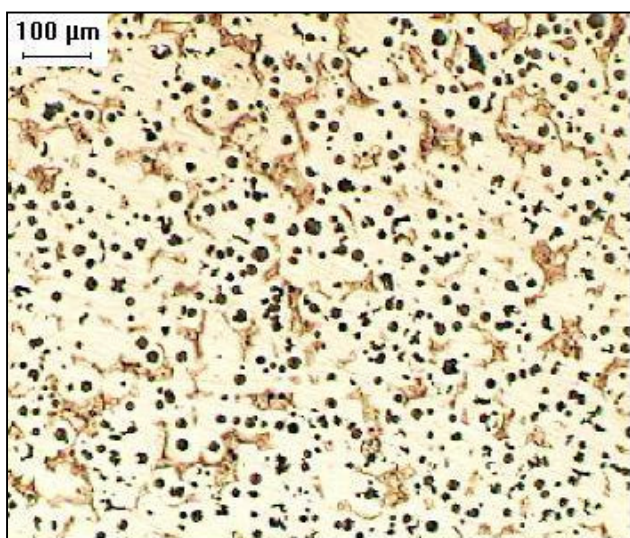
(d) Região do cordão 1 e linha de fusão, apresentando grafita Chunk e grafita lamelar na linha de fusão, sem ataque, 100X.

Figura 45. Microestruturas sem ataque de diferentes regiões do experimento 7, corpo de prova E (tabela 08).

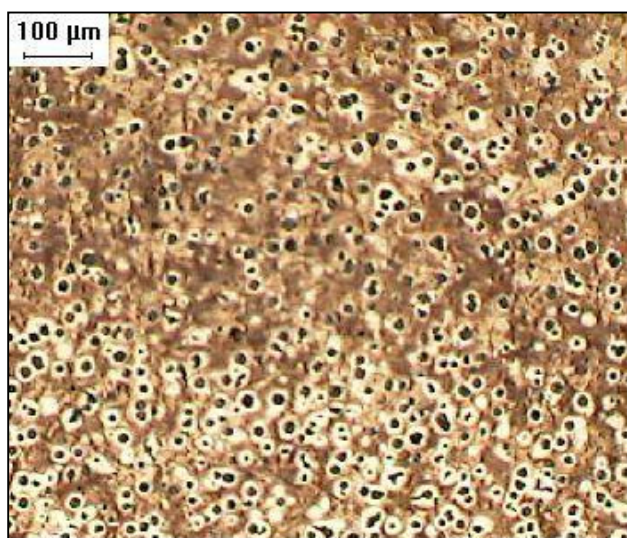
A figura 45.a ilustra a região do cordão 2, 95% de grafita nodular e 5% vermicular, na figura 33.a é observado a formação de 100% grafita nodular. As figuras 45.b e 45.c ilustra a ZTP, com a presença de grafita Chunk, que também é observada na figura 33.b.

A figura 45.d mostra a região do cordão 1 e linha de fusão, mostrando a formação de grafita Chunk no cordão 1 e a presença de grafita lamelar na linha de fusão, sendo que nas figuras 33.c e 33.d, foi observada a presença de grafita nodular no cordão e na linha de fusão.

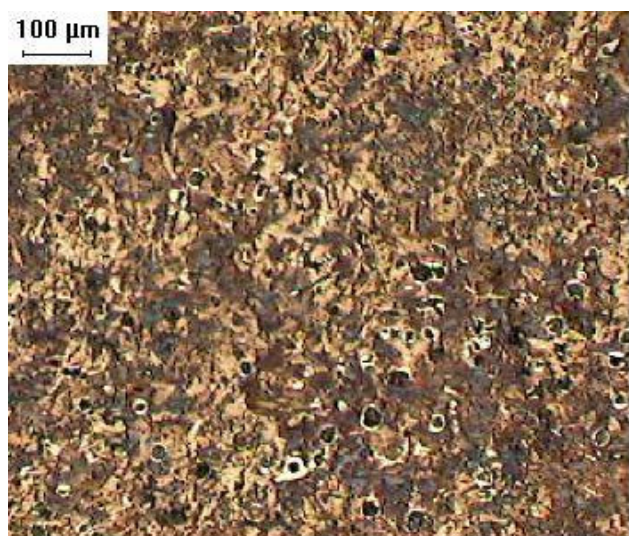
De uma maneira geral pode ser observado que no experimento 7, ocorre a formação de grafita Chunk também na região do primeiro cordão, e a formação de grafita lamelar na linha de fusão, o que desqualifica o processo (item 2.2.1). Na seqüência são apresentados os resultados do experimento 7 com ataque.



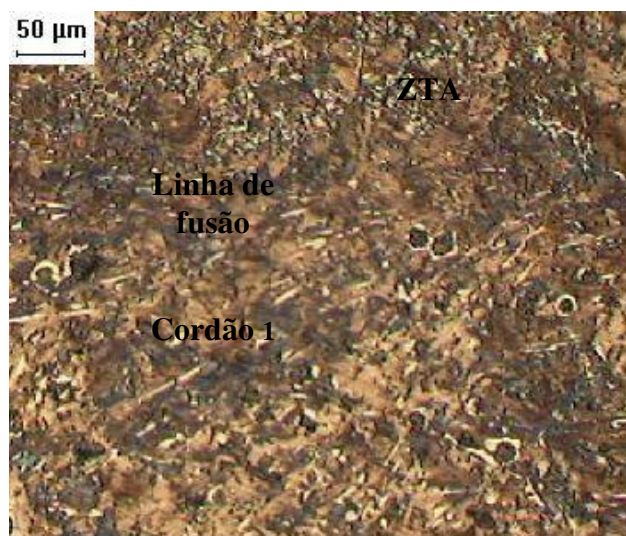
(a) Região do cordão 2, matriz 60% ferrítica ,com ataque nital 3%, 100X.



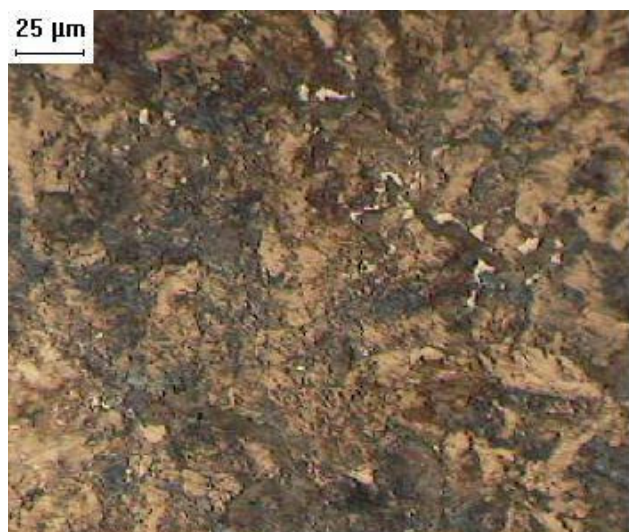
(b) Região do cordão 2 próximo a ZTP, matriz perlítica ,com ataque nital 3%, 100X.



(c) Região do cordão 1, matriz perlítica, com ataque nital 3%, 100X



(d) Região do cordão 1, matriz perlítica, 4% de carbonetos próximo a linha de fusão, com ataque nital 3%, 200X.



(e) Região da ZTA, presença de perlita fina, com ataque nital 3%, 400X.

Figura 46. Microestruturas com ataque de diferentes regiões do experimento 7, corpo de prova E (tabela 08).

Através da avaliação das figuras 46.a e 46.b, pode se verificar que na superfície do cordão a matriz é predominante ferrítica, migrando para a matriz predominante perlítica nas proximidades da ZTP, na figura 34.a observa-se uma matriz predominante ferrítica.

As figuras 46.c e 46.d, ilustram a região do cordão 1, mostrando uma matriz perlítica com 4% de carbonetos acompanhando a linha de fusão, na figura 34.a é observado um matriz ferrítica sem a presença de carbonetos.

A figura 46.e, mostra a região da ZTA, com a presença de perlita fina, na figura 34.d é observado um matriz perlítica.

Avaliando o comportamento do experimento 7, pode-se observar que existe uma formação de 4% de carbonetos acompanhando a linha de fusão e também a formação de grafita lamelar na linha de fusão em corpo de prova E (itens 2.2.1 e 2.2.2), desqualificando o processo.

De forma resumida pode se observar que a não realização das etapas de preaquecimento, aquecimento localizado e pós-aquecimento, favorecem a formação de carbonetos em corpo de prova F e E, com maior formação em F devido a menor espessura e maior taxa de transferência de calor e o surgimento de grafita lamelar na linha de fusão do corpo de prova E, desqualificando o processo. Variações essas que podem ser explicadas pelo efeito combinado do gradiente térmico e a volatilização de elementos químicos na poça de fusão.

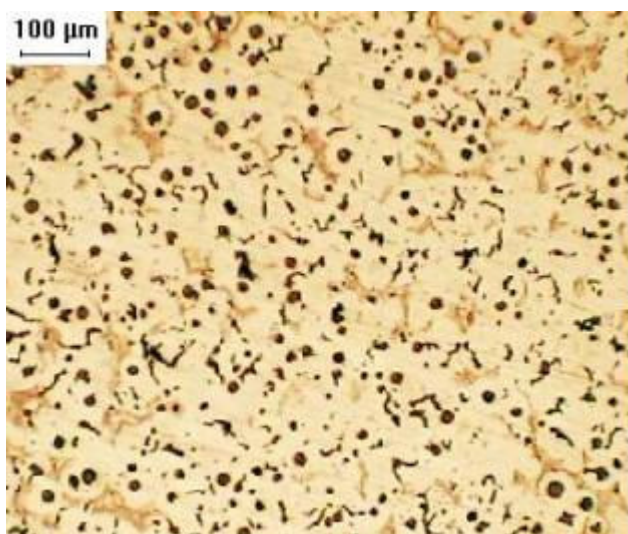
4.2.3.4 Avaliação da repetibilidade dos resultados.

Baseado nas observações do item 4.2.3, pode se verificar que os melhores resultados são obtidos quando os corpos de prova são submetidos ao ciclo térmico CT1 (tabela 9).

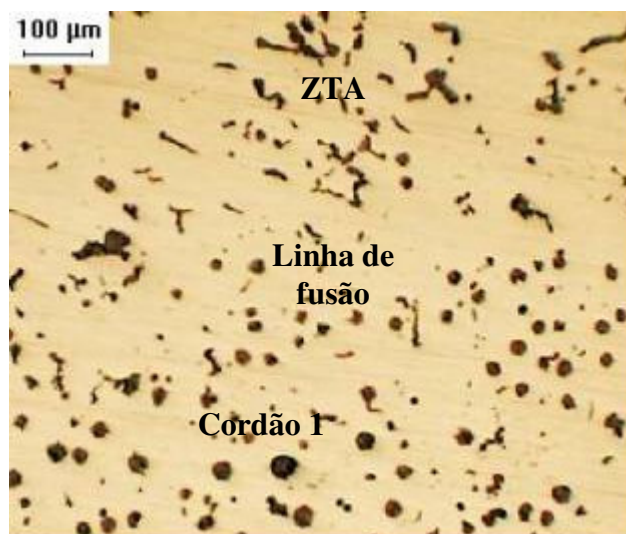
Visando verificar a repetição dos resultados, foram realizados mais dois experimentos, chamados de experimento 11 (corpo de prova F) e experimento 12 (corpo de prova E), submetendo-os ao ciclo térmico CT1 (os experimentos 11 e 12 não constam na tabela 08).

a) Resultado para corpo de prova fino.

Os resultados metalográficos referente ao experimento 11 são apresentados nas figuras abaixo.



(a) Região do cordão 1, sem ataque, grafita 85% nodular, 100X.

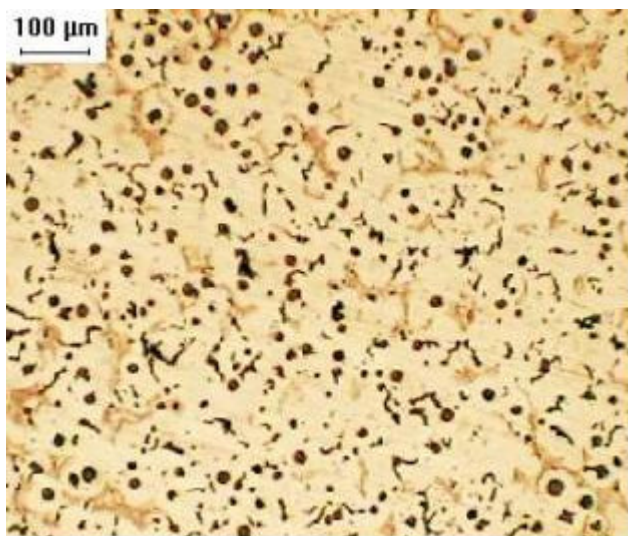


(b) Região do cordão 1, linha de fusão e ZTA, sem ataque, 100X.

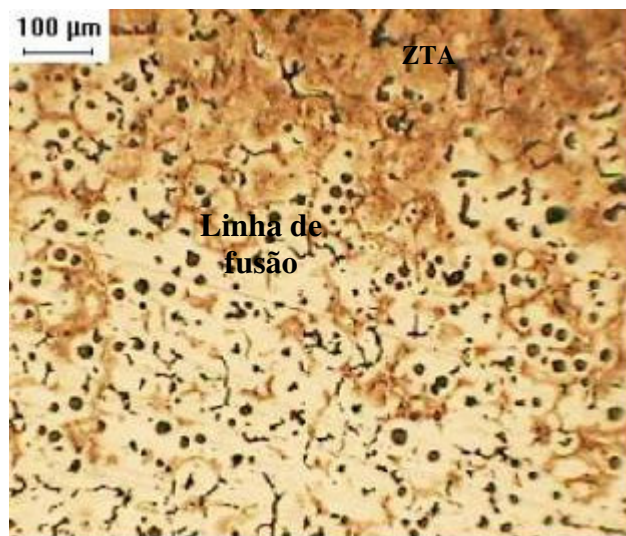
Figura 47. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 11.

Através da figura 47 pode ser observado o aspecto da grafita do experimento 11, pode se observar a predominância da grafita nodular na região do cordão, uma diferença observada em relação aos experimentos anteriores (item 4.2.1.1) no que diz respeito à grafita é que neste experimento foi observada a presença de grafita vermicular no cordão que até então não tinha sido observada. Tal fato pode ser explicado, esta formação por uma perda de Mg para o ambiente maior que nas etapas anteriores, favorecendo a formação de grafita vermicular, fato possível, principalmente por não se tratar de um processo totalmente automatizado (itens 2.2.1 e 2.2.2).

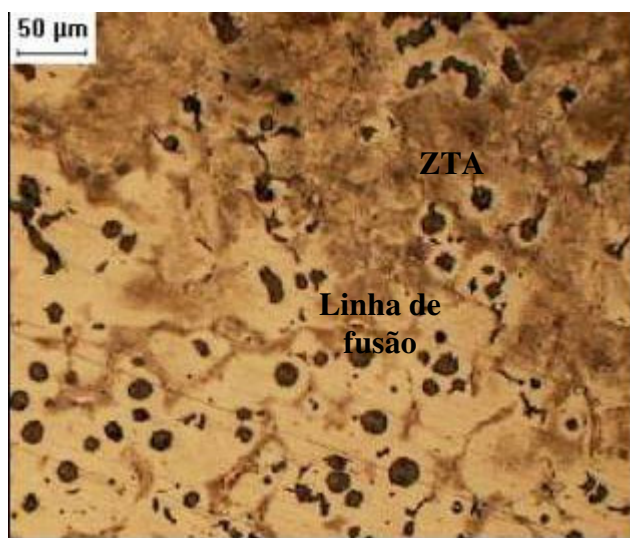
Na seqüência serão apresentadas as microestruturas do experimento 11 com ataque.



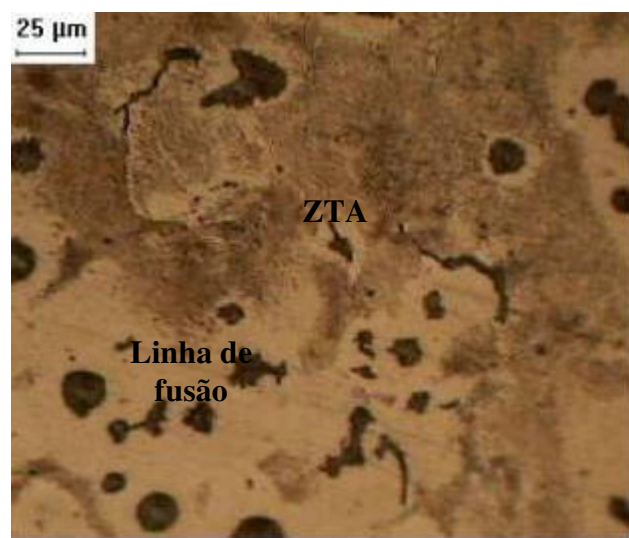
(a) Região do cordão 1, com ataque, nital 3%, matriz predominante ferrítica 90%, 100X.



(b) Região da linha de fusão e ZTA, com ataque, nital 3%, matriz predominante ferrítica no cordão e perlítica no metal base, 100X.



(c) Região da linha de fusão e ZTA, com ataque, nital 3%, matriz predominante ferrítica no cordão e perlítica no metal base, ausência de carbonetos, 200X.



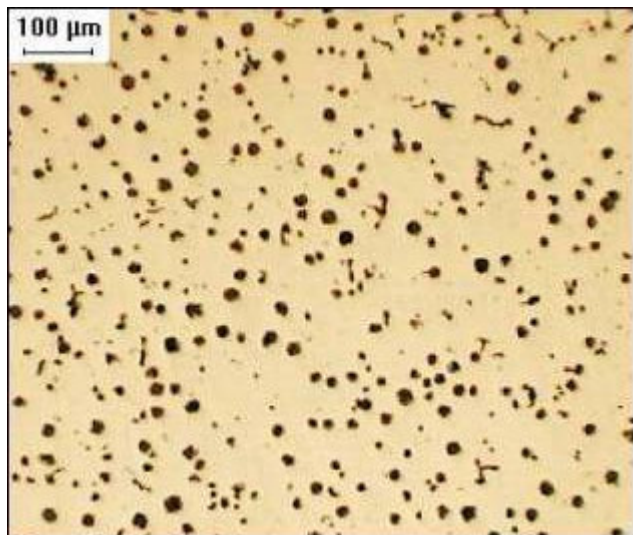
(d) Região da linha de fusão e ZTA, com ataque, nital 3%, matriz predominante ferrítica no cordão e perlítica no metal base, ausência de carbonetos, 400X.

Figura 48. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 11.

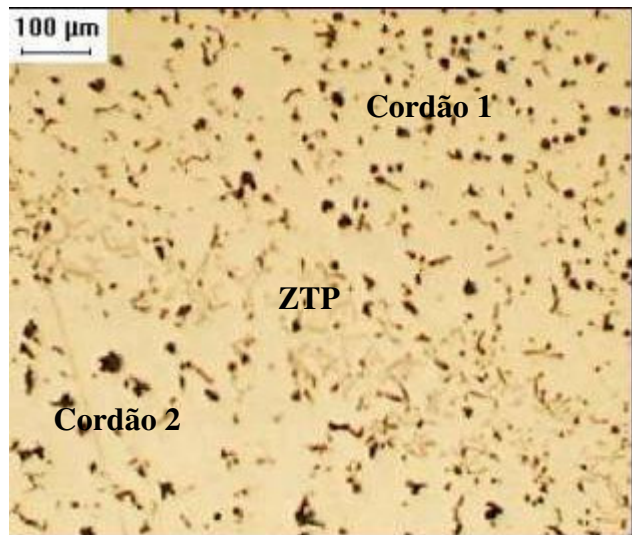
Comparando os resultados do experimento 11 (corpo de prova F) com os resultados obtidos no item 4.2.1.1, podemos concluir que os resultados foram repetidos, pois os aspectos mais relevantes que são a não presença de grafita lamelar e componentes frágeis foram novamente observadas. O único fato novo observado foi surgimento de grafita vermicular no cordão, que é atribuída a uma variação de processo, que favoreceu a formação de grafita vermicular.

b) Resultado para corpo de prova espesso.

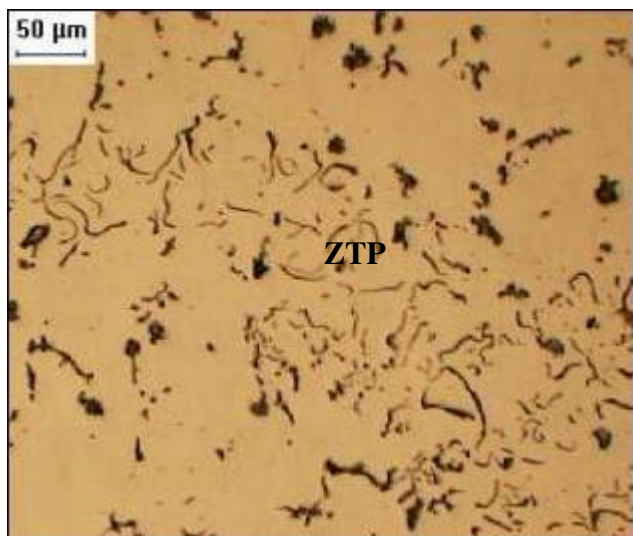
Na seqüência são apresentados os resultados do experimento 12.



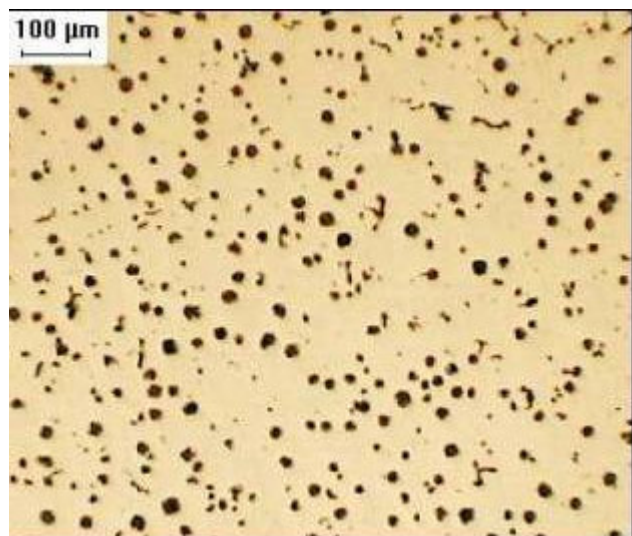
(a) Região do cordão 2, sem ataque, grafita 90% nodular ,100X.



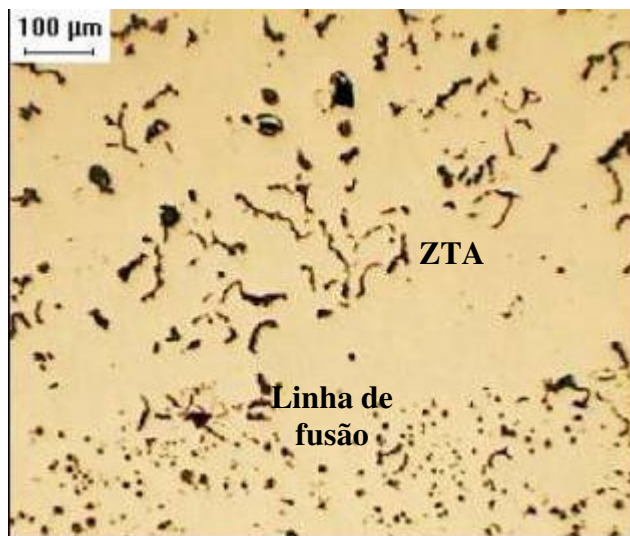
(b) Região de transição entre passes, sem ataque, presença de grafita Chunk,100X



(c) Região de transição entre passes, sem ataque, presença de grafita Chunk, 200X



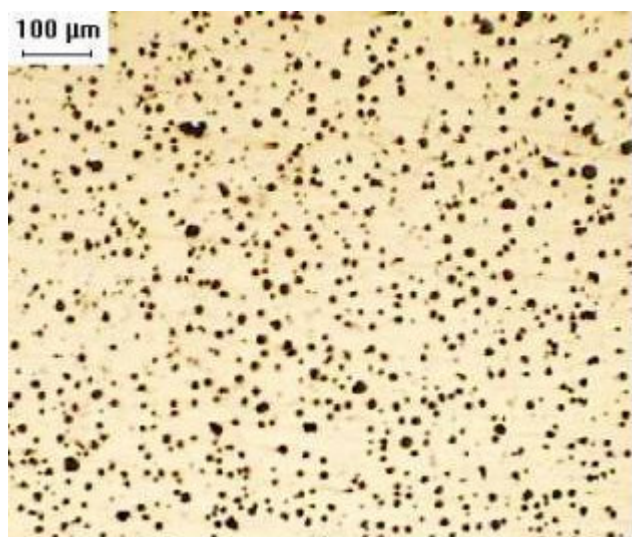
(d) Região do cordão 1, grafita nodular 95%, sem ataque, 100X.



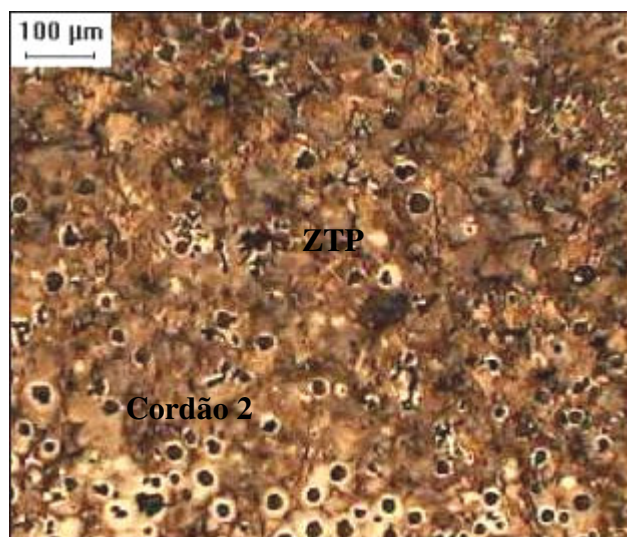
(e) Região da linha de fusão e ZTA, sem ataque, 100X.

Figura 49. Microestruturas (sem ataque químico) de diferentes regiões do experimento 12.

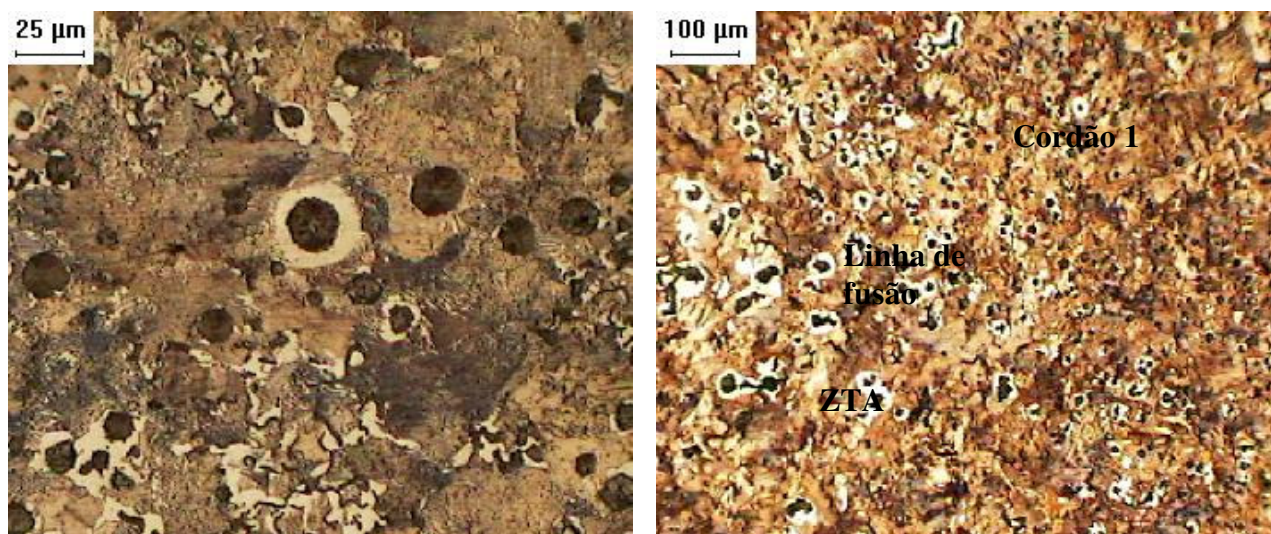
No experimento 12 foi observado a repetição dos resultados, comparando os demais experimentos do item 4.2.2.1, a grafita nos dois cordões foi predominante nodular e o surgimento da ZTP, com grafita Chunk também foi observado. Na seqüência serão apresentadas as microestruturas do experimento 12 com ataque.



(a) Região do cordão 2, com ataque, nital 3%, matriz ferrítica, 100X.



(b) Região da ZTP, matriz predominante perlítica com ataque, nital 3%, 100X.



(c) Região da ZTP, matriz perlítica, presença de grafita Chunk, com ataque nital 3%, 400X.

(d) Região do cordão 1, linha de fusão e ZTA, matriz predominante perlítica com ataque nital 3%, 100X.

Figura 50. Microestruturas (com ataque químico) de diferentes regiões do experimento 12.

As metalografias do experimento 12 (corpo de prova E) mostram resultados semelhantes comparando com o item 4.2.2.1, foi observado a predominância da matriz perlítica no cordão 1, atribuído ao gradiente térmico nesta região, favorecendo a formação de perlita. De uma maneira geral pode ser observado que no cordão 2 a matriz é ferrítica e na medida que observamos em direção ao metal base a matriz sofre uma transição para perlítica (item 2.2.2).

Através da observação das microestruturas podemos concluir que os resultados dos experimento 11 e 12 foram repetidos e as pequenas variações observadas não são relevantes, pois as mesmas não desqualificam o processo. Foi observado a formação de grafita predominante nodular na região do cordão 1 e 2 e a formação de grafita Chunk no experimento 12 que foi soldado em dois passes, mantendo a formação da ZTP. Desta

forma podemos concluir a avaliação da repetição dos resultados, desta forma podemos admitir que o processo pode ser aplicado em escala industrial, pois os resultados são repetidos.

4.2.3.5 Perfis de dureza.

Seguindo a investigação referente aos ciclos térmicos, também foram realizados os perfis de dureza, visando confrontar os resultados obtidos através das metalografias. Os perfis de dureza foram realizados conforme descrito no item 3.7 (tomando como ponto zero a linha de fusão). Os resultados dos perfis de dureza foram divididos em dois grupos em função das espessuras dos corpos de prova. Na seqüência serão apresentados o resultados dos corpos de prova tipo F, nestes corpos de prova foi evidenciado com maior freqüência a formação de carbonetos.

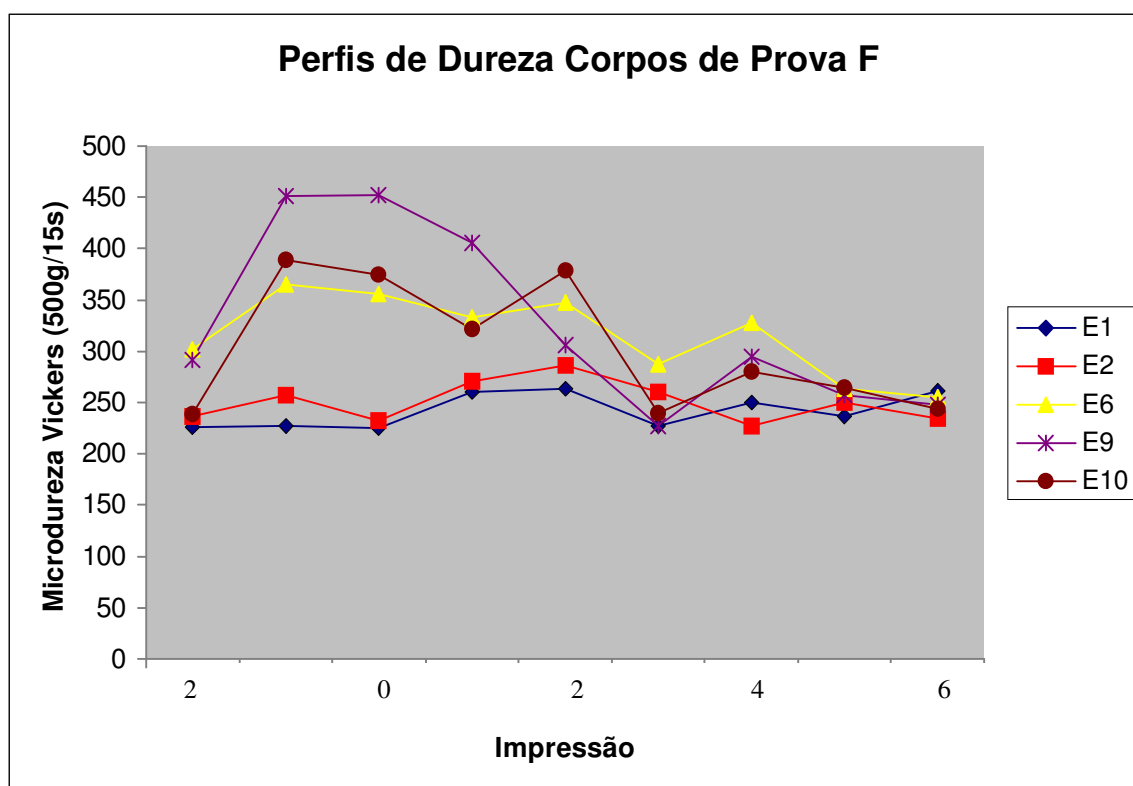


Figura 51. Perfis de dureza dos corpos de prova F.

Os valores dos perfis de dureza mostrados acima traduzem o que já foi visto nas metalografias, os experimento submetidos à CT1 (experimento 1 e 2) são os que apresentam menores valores nos perfis de dureza, por apresentar matriz predominante ferrítica na região do cordão de solda, consequência da condição do processo.

Podem também ser observado que na medida que o ciclo térmico sofre alterações, saindo da condição CT1, são obtidos valores mais elevados de dureza devido à formação de regiões com carbonetos e perlita fina (item 2.2.2), conforme observado nas análises metalográficas anteriores. Desta maneira fica claro que a condição mais estável de processo é a condição CT1.

Nos perfis de dureza dos corpos de prova E foi observado, de uma maneira geral, um aumento nos valores dos perfis de dureza conforme foi sendo alterado o ciclo térmico, porém com menores dispersões, quando comparadas com os corpos de prova F.

A figura 52, abaixo mostra os perfis de dureza dos corpos de prova E.

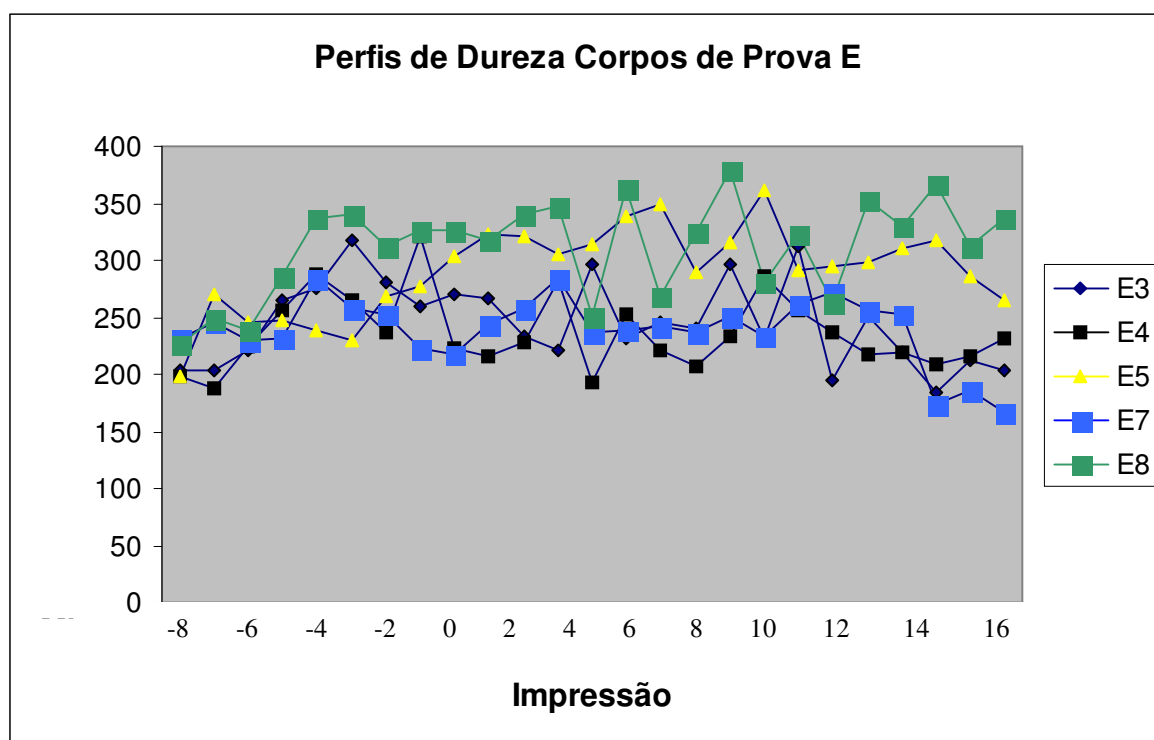


Figura 52. Perfis de dureza dos corpos de prova E.

Através das avaliações microestruturais e dos perfis de dureza pode se concluir que o preaquecimento previne a formação de carbonetos junto à linha de fusão, principalmente em corpo de prova F, e em corpos de prova E provoca um aumento na porcentagem de grafita vermicular na região do cordão. O aquecimento localizado também influencia na formação de carbonetos na linha de fusão em corpos de prova F, e a sua ausência favorece a formação de grafita vermicular na região do cordão em corpos de prova F e E.

O pós-aquecimento não mostrou ter grande influência na forma da grafita e microestrutura dos corpos de prova F. Foi observado que o pós-aquecimento auxilia na dissolução de carbonetos na região do primeiro cordão, em corpo de prova E sendo que foi observado a presença de 4% de carbonetos no experimento 10, o qual não foi submetido ao pós-aquecimento.

Finalmente observando todos os resultados das metalografias e perfis de dureza pode-se concluir que a condição mais indicada para soldagem de recuperação de ferro fundido vermicular é o emprego do ciclo térmico CT1, por estabelecer a melhor condição de gradiente térmico aliado à composição química. Desta forma se encerra o capítulo 04 deste trabalho.

CAPÍTULO 5

Conclusões

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

5.1 CONCLUSÕES

- A soldagem de recuperação do ferro fundido vermicular não pode ser realizada empregando o metal de adição utilizado na soldagem de ferro fundido nodular, pois o mesmo resulta na formação e carbonetos na região do cordão desqualificando o processo.
- A formação de carbonetos foi atribuída à composição química do metal de adição utilizado, combinado com a taxa de transferência de calor proporcionado pelo ferro fundido vermicular.
- Os metais de adição A e B, possuem elevado teor de carbono (3%) e silício (4,7%), o que desfavorece a formação de carbonetos.
- O ferro fundido vermicular pode ser soldado utilizando o metal de adição A e B. Foi optado pela utilização do metal de adição A, por utilizar matéria prima mais abundante.
- Uma característica observada no processo, quando utilizado corpo de prova E, em dois passes, foi à formação de grafita Chunk, sendo esta uma degeneração da grafita que é provocada devido a refusão entre o primeiro e o segundo passe, provocando a perda de magnésio para o ambiente por volatilização, formando uma zona de transição entre passes (ZTP) conforme descrito no Capítulo 04, característica essa que não desqualifica o processo.

- O ciclo térmico que apresentou melhores resultados foi o ciclo térmico CT1, obtendo uma grafita predominante nodular na região do cordão e matriz predominante ferrítica, por consequência também apresentou as menores dispersões de resultados referente ao perfil de dureza.
- As etapas do processo que foram investigadas (CT2, CT3 e CT4), preaquecimento, aquecimento localizado e pós-aquecimento, influenciaram principalmente nos resultados referentes a corpos de prova F, sendo este tipo de corpo de prova mais sensível às oscilações no que diz respeito ao gradiente térmico.
- As variações dos ciclos térmicos influenciaram na forma da grafita e na quantidade de formada.
- A ausência do preaquecimento e o aquecimento localizado formaram uma região de carbonetos acompanhando a linha de fusão em corpos de prova F. Em corpos de prova E, também foram observadas algumas alterações na matriz, formando matriz perlítica e a presença de perlita fina, mas não a formação de martensita e carbonetos, com exceção do corpo de prova submetido a CT3 (formou 4% de carbonetos).
- Foi observado uma pequena porcentagem de carbonetos, quando submetido a CT3, mostrando que o pós-aquecimento favorece a dissolução de porcentagens pequenas de carbonetos na região do cordão. Tais variações foram atribuídas ao gradiente térmico que foi realizado o experimento.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar teste de simples deposição nos corpos de prova para avaliar diluição do metal de adição.
- Fazer estudo das propriedades físicas e mecânicas da região da solda.
- Explorar temperaturas menores de pré e pós-aquecimento para realização da soldagem.
- Estudar a sensibilidade à formação de componentes frágeis através de teores limites de Si, Mg e Mn, no metal de adição.
- Testar o comportamento dos metais de adição utilizados neste trabalho na soldagem de recuperação do ferro fundido nodular.

CAPÍTULO 6

Bibliografía

CAPÍTULO 6

BIBLIOGRAFIA

6.1 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. GUESSER, Wilson. **Ferro fundido com grafita compacta.** Revista Metalurgia & Materiais, Julho 2002 .
2. GUESSER, Wilson. **Compacted graphite iron, a new material for diesel engine cylinder blocks.** Brazilian MRS meeting, 2003.
3. GUESSER, Wilson. **Production experience with compacted graphite iron automotive components.** AFS Transactions 01-071.
4. HUGHES, C.H. **Compacted graphite irons: high-quality engineering materials in cast iron family.** SAE Earthmoving Industry Conference, April 1984.
5. SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza. **Ferro fundido vermicular: obtenção, microestruturas e propriedades mecânicas.** São Paulo: IPT,[19-].
6. POWEL, Willian. CGI: **The little cast iron that could.** Engineered cast solutions. September 2002.
7. DAWSON, S. **Compacted graphite iron: New opportunities for engine design.** Sintercast S.A.
8. DAWSON, S. **The mechanical and physical properties of compacted of graphite iron.** SAE Detroit, 1998.
9. ANDRES, C.G., ARDILLA, J.D. **Fundamentos sobre la solvabilidad de las fundicion no aleadas.** Revista Soldadura, v.13, n.2, p41-59, Abril-Junho 1983.

10. CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 6ª edição, 1990. 576p.
11. CALLISTER, W.D. **Materials Science and Engineering: an Introduction**. John Wiley & Sons, Inc., 1997. Chap. 12: Metal Alloys. P.355-361.
12. SHARP, H.J. **Engineering Materials, Selection and Value Analysis**. In McINTYRE, J.B. *The Selection of Materials for Casting*. New York: American Elsevier Publishing Company Inc., 1966. p. 85-160.
13. METALS HANDBOOK. **Metallography, Structures and Phase Diagrams**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 8ª ed., vol 8, Chap. Metallography technique for cast irons. p. 86-93.
14. 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.
15. SANTOS, A.B.S., BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: Institutos de Pesquisas Tecnológicas do estado de São Paulo S/A-IPT, 1977. Publicação nº 1100.
16. BCIRA. **Abnormal graphite forms in cast irons**. Bcira Broadsheet 138-2., 1979.
17. POHL, D. **Caracteristiques mécaniques de la fonte-l'effet d' entaille du graphite dans la fonte**. Fonderie, v.4, n. 340, p.461-466, Dec. 1974.
18. GEIER, M. **Metallurgic de Fonderic**. Paris: Eyrolles, vol.1, 1976.
19. METALS HANDBOOK. **Heat Treating**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, vol 4, Chap. **Heat Treating of Cast Irons** . p. 665-697, 1991.

20. ZEEMANN, Annelise. **Soldagem a frio de ferro fundido nodular.** Metalurgia & Materiais-ABM, Agosto 1993.
21. FENILLI, R. & GUESSER, W.L. **Soldagem de ferros maleáveis, aspectos técnicos e aplicações.** 1 Simpósio Estadual de Técnicos Mecânicos. Dezembro 1984.
22. PARIS, A.A. F. **Tecnologia da soldagem de ferros fundidos.** Santa Maria: UFSM, 2003.
23. KISER, S. D., IRVING, B. **Unraveling the mysteries of welding cast irons.** Welding Journal . August 1993.
24. KISER, S.D. **Production welding of cast irons.** AFS Transactions, v. 85, p. 37-42, 1977.
25. COOKSON, C. **Quench welding process for joining cast iron.** Welding and Metal Fabrication, n. 38, p. 42-46, Aug. 1970.
26. DATTA, G.L. **Metallurgical Considerations in Fusion Welding of Cast Irons.** Indian Foundry Journal, Apr 1978.
27. WELDING HANDBOOK, **Welding Process-Arc and Gas welding and Cutting, Brazing, and Soldaring,** Miami: American Welding Society, 7. p. 235-241.
28. STRASSER, V. **A soldagem moderna.** Rio de Janeiro: Ao Livro Técnico S. A, 1963. Cap 19: O ferro fundido. P.208-221.
29. MORGAN, H.L. **Joining of Iron Casting .** BCIRA Journal, p. 403-424, Sept. 1970.
30. BOWEN, M. **The Welding of Ductile Irons.** The British Foundryman, p. 303-312, Jul. 1984.

31. DEVLETIAN, J.H. **Weldability of gray iron using fluxless gray iron electrodes for SMAW.** Welding Journal. Research Suppl. p . 183-188, Jul. 1978.
32. IVANOV, V. G.; LEVCHENKOV, et al. **The technological effectiveness of methods of welding cast iron.** Welding Production, v. 23, n. 11, p 1-3, 1976.
33. KLIMEK, J.; A.V. **Gray cast iron welding.** Weld. J., v. 56, n. 3, p. 29-33, 1973.
34. CIATEF Comission 7.2. **Welding of malleable cast iron.** AFS International Gas Metal Journal, n. 9, p. 10-21, 1982.
35. PEASE, G.R. **The welding of ductile iron.** Weld Journal., v.39, n.1, p. 1-9, 1960.
36. KOTECHI, D. J.; BRATON, N. R.; LOPER JR., C. R. **Preheat effects on gas metal-arc welded ductile cast iron.** Weld. J., v. 48, n. 4, 161s-166s, 1969.
37. HOGABOOM. A.G. **Welding of gray cast iron.** Weld Journal. V. 56, n. 2, p. 17-21, 1977.
38. GREGORY, E.N.; JONES, S.B. **Welding cast irons.** In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WOLDING, 1977, Cambridge. Proceedings, Cambridge, England: TWI, 1977. p. 23-28.
39. KOTECHI, D. J.; BRATON, N. R.; LOPER JR., C. R. **Preheat effects on gas metal-arc welded ductile cast iron.** Weld. J., v. 48, n. 4, 161s-166s, 1969.
40. MAYER, C.A. **Welding keep castings in service.** Weld. Desing & Fabr., n. 12, p. 58-61, 1982.

41. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Materials and application**: part 2.8. ed., v.5, Miami: AWS, 1998. 621p.
42. FLANNERY, J.W. **Welding ductile iron-Part One**. Weld. Engineer, v. 53, n. 11, p. 57-61, 1968.
43. FLANNERY, J.W. **Welding ductile iron-Part Two**. Weld. Engineer, v. 53, n.12, p. 50-63, 1982.
44. COTRELL, C. L. M. **Welding cast iron**. Cambridge: The Welding Institute, 1985, 22p.
45. CATHOLICO, R. AR. **Soldagem do ferro fundido a arco elétrico**. Mundo Mecânico, v. 4, n. 51, p. 12-17, Outubro 1980.
46. WAINER, Emilio (Cord). **Soldagem : Processos e Metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 2000.
47. BROSILOW, Rosalie. **Welding the cast irons**. Welding Design & Fabrication, March 90.
48. GREGORY, E.N. **Welding cast irons**. The Welding Institute, n.16, p.145-156, 1977.
49. BUSHEY, R. A. **Welding of cast irons**. ASM Handbook, v.6, p. 708-721,1993.
50. 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.
51. AWS COMMITTEE ON WELDING IRON CASTINGS. **Guide for Welding Iron Castings**. Florida: American Welding Society, 1989. 125p.

52. BOND, D. **Correlação entre microestrutura e variáveis de soldagem em ferro fundido cinzento** . Florianópolis: UFSC, maio – 1999. Dissertação (mestrado) – Departamento de engenharia mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
53. 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 .
54. _____ . **Welding and Brazing**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 8th ed. , vol. 6, Chap. Gas Welding. p. 565-592.

ANEXOS

ANEXO 1

- Parâmetros de soldagem.

Tabela A .1. Medições do aporte térmico e velocidade de deposição.

Experimento	Corpo de prova	Metal de adição	Ciclo térmico	Aporte térmico (KJ)	Vel.deposição (g/s)
0	F	N	CT1	715,3	0,1022
1	F	A	CT1	530	0,1613
2	F	B	CT1	503,5	0,1622
3	E	A	CT1	1945,1	0,0981
4	E	B	CT1	1505,2	0,1131
5	E	A	CT2	1112,64	0,1332
6	F	A	CT2	647,82	0,0562
7	E	A	CT3	1888,56	0,1709
8	E	A	CT4	1046,76	0,1910
9	F	A	CT3	592,92	0,0931
10	F	A	CT4	446,52	0,2010
11	F	A	CT1	578,79	0,0934
12	E	A	CT1	1163,88	0,2014

ANEXO 2

- Perfis de dureza

Tabela A .2.1. Perfis de dureza dos experimentos corpos de prova F

Dureza (Microdureza Vickers, 500g/15s), corpos de prova F									
Experimento	Impressão								
	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6
0	353	386	373	347	310	296	310	264	239
1	226	227	225	260	263	227	250	236	261
2	236	257	232	271	286	260	227	250	234
6	302	365	347	333	348	287	328	263	255
9	291	451	452	406	306	227	295	257	248
10	239	385	375	322	379	249	280	265	244
11	239	283	275	285	276	240	283	262	243

Tabela A .2.2. Perfis de dureza dos experimentos corpos de prova E

Dureza (Microdureza Vickers, 500g/15s), corpos de prova E																									
Experimento	Impressão																								
	-8	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
3	204	204	221	265	275	318	281	260	270	267	233	221	296	231	245	241	296	232	312	195	251	220	185	213	204
4	198	187	224	257	287	265	236	321	222	216	228	282	193	253	221	207	233	286	256	237	217	220	208	215	231
5	199	271	245	247	239	229	220	278	303	290	321	306	314	339	349	290	315	362	291	294	299	310	317	286	265
7	227	249	239	286	337	340	373	327	326	317	341	347	251	363	268	325	379	281	323	264	352	330	367	313	336
8	231	242	290	396	375	379	395	365	295	330	362	249	344	329	299	293	334	288	314	285	252	267	315	249	182
12	288	245	229	301	284	258	289	266	218	243	258	284	236	251	264	297	324	269	332	302	318	297	174	186	166

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)