

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

Henrique Manuel Fattori Miranda Amaral

**SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS,
NODULARES E BAINÍTICOS**

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

TESE DE MESTRADO

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

TESE DE MESTRADO
Curso 1985 - 89

HENRIQUE. M. FATTORI M. AMARAL

DEMGI-FEUP



Soldadura dos ferros fundidos cinzentos , nodulares e
baíniticos

Supervisor :
ANTÓNIO AUGUSTO FERNANDES

JUNHO 1989

Esta tese é apresentada como parte dos requisitos exigidos
para a obtenção do grau de Mestre em Materiais e Processos
de Fabrico .

621(043)/AMAL/SOL

02/AMA

FEUP	
DEP ENG MEC	
379	25/10/89
	1906
BIBLIOTECA	

UNIVERSIDADE DO PORTO	
Faculdade de Engenharia	
BIBLIOTECAM	
N.º	41035
CDU	621(043)
Data	08/07/1989

AGRADECIMENTOS

Ao Professor António Augusto Fernandes pela supervisão interessada , constante e incansável .

Ao Professor Barbedo de Magalhães pela ajuda prestada na obtenção dos materiais utilizados no presente trabalho.

A todos os colegas do Departamento de Mecânica e , muito em particular , aos do Gabinete de Materiais e Processos Tecnológicos, por toda a colaboração dada ao longo deste trabalho.

Aos Engenheiros Carlos de Sousa e António Magalhães pela ajuda na realização dos ensaios mecânicos .

Aos Engenheiros Miguel Figueiredo e Moleirinho Fernandes pela ajuda prestada no trabalho de pesquisa bibliográfica e de metalografia .

À menina Aida e ao Sr. Franco pelos trabalhos dactilográficos e fotográficos que efectuaram .

Ao pessoal das oficinas da FEUP pelos trabalhos de maquinagem.

A toda a família que me foi aturando e , em particular, à Maria Paula .

E , muito especialmente , aos Engenheiros Centeno Amaro e Elmano Almeida e aos soldadores Srs. José Carlos , Casal e Pita , da firma Sepsa , devido a toda a colaboração prestada .

Este trabalho foi efectuado no âmbito do projecto de investigação CDI-FEVACO , o qual envolveu o Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade do Porto , a

empresa de metalomecânica FELINO e o LNETI . Foi sua entidade financiadora o Ministério da Indústria e Energia e o seu responsável técnico-científico o Professor António Barbedo de Magalhães .

SUMARIO

O presente trabalho teve como objectivo primordial estudar os diferentes materiais de adição para a soldadura de ferros fundidos pelo processo de soldadura manual com eléctrodos revestidos . Como se sabe , a ligação soldada deste metal reveste-se de várias dificuldades , devido ao seu elevado teor de carbono . Assim , a formação de estruturas duras na zona afectada pelo calor (ZAC) e metal depositado , e posterior fissuração , é um facto muito usual, o qual poderá apenas ser evitado pela utilização de procedimentos de soldadura perfeitamente controlados , incluindo a realização de pré-aquecimentos e tratamentos térmicos pós soldadura , a temperaturas , por vezes , bastante elevadas .

Foram usados , como materiais base , o ferro fundido cinzento (DIN GG20) , nodular (DIN GGG42) e nodular bainítico , este último obtido directamente por vazamento em coquilha . Foi também ensaiada a soldadura do ferro nodular ao aço macio (DIN St37.2) . As soldaduras foram executadas com quatro tipos de eléctrodos revestidos : eléctrodos de aço macio (AWS E 7018 e E St) , de aço inoxidável (AWS E 312-16) , de níquel (AWS E Ni-C1) e de níquel-ferro (AWS E NiFe-C1) .

Os materiais base foram analisados , em termos de estrutura e propriedades mecânicas (para permitir a comparação com as propriedades da soldadura) .

Os resultados foram avaliados pela realização dos seguintes ensaios : líquidos penetrantes e ensaios radiográficos para análise dos defeitos presentes nos cordões de soldadura ; estudo metalográfico das

transformações metalúrgicas na ZAC e no metal depositado ; caracterização da resistência mecânica da junta através de ensaios de dureza e de tracção em provetes retirados das chapas soldadas .

Finalmente foi feita a análise dos ciclos térmicos das soldaduras .

Concluiu-se que as soldaduras dos ferros fundidos cinzento e nodular ferrítico apresentam propriedades mecânicas adequadas . Em particular a tensão de rotura da junta é semelhante à dos materiais base . O mesmo já não se passa no caso das soldaduras dos ferros fundidos nodulares bainíticos .

Os eléctrodos de aço macio e inoxidável não são aconselháveis para a soldadura dos ferros fundidos , a menos que se trate de pequenas reparações em peças não sujeitas a esforços .

INDICE

AGRADECIMENTOS	I
SUMÁRIO	III
SIMBOLOS E ABREVIATURAS MAIS UTILIZADAS	X
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. OS FERROS FUNDIDOS	4
2.1.1. INTRODUÇÃO	4
2.1.2. FERRO FUNDIDO CINZENTO	6
2.1.3. FERRO FUNDIDO NODULAR	8
2.2. SOLDABILIDADE DOS FERROS FUNDIDOS	13
2.2.1. SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	13
2.2.2. SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES	21
2.2.3. PROBLEMAS NA SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS	34
2.2.4. METALURGIA DA SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO	35
2.2.5. ESTRUTURAS NA JUNTA DE SOLDADURA	42
2.2.6. EFEITOS DO PRE-AQUECIMENTO E TRATAMENTOS TERMICOS APOS SOLDADURA	51
2.2.6.1. PRE-AQUECIMENTO	51
2.2.6.2. TRATAMENTO TERMICO DE RECOZIDO SUBCRITICO	57
2.2.6.3. TRATAMENTO TERMICO DE RECOZIDO TOTAL	62
2.2.6.4. GRAFITE SECUNDARIA	67
2.2.7. CICLOS TERMICOS E SEU CONTROLE	72

2.3. PROCESSOS DE SOLDADURA E SUA APLICAÇÃO NOS FERROS FUNDIDOS	80
2.3.1. INTRODUÇÃO	80
2.3.2. BRASAGEM	80
2.3.3. SOLDADURA POR PROJECCÃO DE LIGAS MICRO-PULVERIZADAS	80
2.3.4. SOLDADURA POR ARCO ELECTRICO MANUAL COM ELECTRODOS REVESTIDOS	84
2.3.5. SOLDADURA COM PROTECÇÃO GASOSA	86
2.3.6. SOLDADURA OXIACETILENICA	87
2.4. MATERIAIS DE ADIÇÃO DISPONIVEIS PARA SOLDADURA MANUAL	89
2.4.1. SELECÇÃO DOS MATERIAIS DE ADIÇÃO	89
2.4.2. ELÉCTRODOS DE FERRO FUNDIDO	91
2.4.3. ELÉCTRODOS DE AÇO MACIO	96
2.4.4. ELÉCTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL	100
2.4.5. ELÉCTRODOS À BASE DE NIQUEL	102
2.4.5.1. ELÉCTRODOS DE NIQUEL	105
2.4.5.2. ELÉCTRODOS DE NIQUEL-FERRO	107
2.4.5.3. ELÉCTRODOS DE NIQUEL-COBRE	117
2.4.5.4. ELÉCTRODOS DE NIQUEL-FERRO-MANGANÊS	118
2.4.5. ELÉCTRODOS À BASE DE COBRE	118
2.4.6.1. ELÉCTRODOS DE BRONZE	118
2.4.6.2. ELÉCTRODOS DE BRONZE AO ALUMINIO	120
2.5. RECOMENDAÇÕES GERAIS PARA A SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO	122
2.5.1. FABRICO DE PEÇAS SOLDADAS EM FERRO FUNDIDO	122

2.5.2.	REPARAÇÃO DE PEÇAS EM FERRO FUNDIDO	122
2.5.3.	USO DE CHAPAS PARA AS REPARAÇÕES	130
3.	TRABALHO EXPERIMENTAL	132
3.1.	EXECUÇÃO DOS ENSAIOS DE SOLDADURA	132
3.1.1.	MATERIAIS DE ADIÇÃO	132
3.1.1.1.	ELÉCTRODOS DE AÇO MACIO (AWS E 7018)	132
3.1.1.2.	ELÉCTRODOS DE AÇO MACIO (AWS E St)	132
3.1.1.3.	ELÉCTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL (AWS E 312-16)	133
3.1.1.4.	ELÉCTRODOS DE NIQUEL (AWS E Ni-C1)	134
3.1.1.5.	ELÉCTRODOS DE NIQUEL-FERRO (AWS E Ni-Fe-C1)	134
3.1.1.6.	DADOS GERAIS	135
3.1.2.	MATERIAIS BASE	136
3.1.2.1.	FERRO FUNDIDO CINZENTO (DIN 1691 GG 20)	136
3.1.2.2.	FERRO FUNDIDO NODULAR (DIN 1693 GG 42)	141
3.1.2.2.1.	MATERIAL NO ESTADO FORNECIDO	141
3.1.2.2.2.	MATERIAL NO ESTADO FERRITIZADO	145
3.1.2.3.	FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO	148
3.1.2.4.	AÇO MACIO (DIN 17100 St 37.2)	151
3.1.2.5.	RESUMO DAS PROPRIEDADES DOS MATERIAIS BASE E DE ADIÇÃO	151
3.1.3.	PROCEDIMENTO DAS SOLDADURAS	154
3.2.	ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS	160
3.2.1.	OBSERVAÇÃO VISUAL DAS CHAPAS	160
3.2.2.	ENSAIO DE LIQUIDOS PENETRANTES	160

3.2.3.	ENSAIOS RADIOGRAFICOS	165
3.3.	ESTUDO METALOGRÁFICO DOS CORDÕES DE SOLDADURA	169
3.3.1.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	169
3.3.2.	OBSERVAÇÃO NO MICROSCÓPIO ÓPTICO	171
3.3.2.1.	AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO NODULAR	171
3.3.2.2.	AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO NODULAR A AÇO MACIO	185
3.3.2.3.	AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO CINZENTO	190
3.3.2.4.	AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO	197
3.3.2.5.	ANÁLISE DOS RESULTADOS	203
3.3.3.	LARGURA DA ZAC E LINHA DE CARBONETOS	206
3.4.	CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS SOLDADURAS	211
3.4.1.	ENSAIOS DE DUREZA	211
3.4.1.1.	DUREZAS AO LONGO DO CORDÃO DE SOLDADURA	211
3.4.1.2.	DUREZA MÁXIMA NA ZAC	229
3.4.2.	ENSAIOS DE TRACÇÃO	231
3.5.	ANÁLISE DOS CICLOS TERMICOS DAS SOLDADURAS	234
3.5.1.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	234
3.5.2.	ANÁLISE DOS RESULTADOS	235
4.	CONCLUSÕES	247
5.	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	249

BIBLIOGRAFIA

251

ANEXO 1

ANEXO 2

ANEXO 3

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS MAIS UTILIZADAS

A, Amp	-	Ampère
AC ₁	-	Temperatura de transformação, no aquecimento
AC ₃	-	Temperatura de transformação, no aquecimento
AWS	-	American Welding Society
C	-	Carbono
CDI-FEVACO	-	Projecto de Investigação sobre Ferros Fundidos Nodulares Vazados em Coquilha, subsidiado pelo Ministério da Indústria e com participação do DEMec, Felino e LNETI
CE	-	Carbono equivalente
CINFU	-	Centro de Formação Profissional da Indústria da Fundição
Cr	-	Crómio
Cu	-	Cobre
DEMec	-	Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade do Porto
DIN	-	Deutsche Industrie Normen
E	-	Energia Térmica específica de um processo de soldadura
E Ni ou ENi-C1	-	Designação AWS dos eléctrodos de níquel para a soldadura do ferro fundido
E NiFe ou ENiFe-C1	-	Designação AWS dos eléctrodos de níquel para a soldadura do ferro fundido
E St	-	Designação AWS dos eléctrodos de aço macio para a soldadura dos ferros fundidos
E 312-16	-	Designação AWS dos eléctrodos de aço inoxidável austenítico-ferrítico
E 7018	-	Designação AWS de eléctrodos de aço macio com revestimento básico
Fe	-	Ferro
FELINO	-	Empresa de Fundição e Construções Mecânicas
HV	-	Dureza Vickers
ISO	-	International Standard Organization
Kj/mm	-	Kilojoule por milímetro

LNETH	- Laboratório Nacional de Engenharia e Tecnologia Industrial
MAG	- Metal Active Gas. Processo de soldadura com protecção gasosa
Mg	- Magnésio
MIG	- Metal Inert Gas. Processo de soldadura com protecção por gás inerte
mm	- milímetros
Mn	- Manganês
Mo	- Molibdénio
Ms	- Temperatura de início de formação da martensite
Ni	- Níquel
P	- Fósforo
s	- segundo
S	- Enxofre
SEPSA	- Empresa de Construção Mecânica
Si	- Silício
TC	- Diagrama de transformação da austenite em arrefecimento contínuo
Te	- Temperatura do ponto eutético no diagrama de equilíbrio Fe-C (~ 1147°C no diagrama metaestável e 1153°C no estável)
TI	- Diagrama de transformação da austenite em estágio isotérmico
V	- Volt
ZAC	- Zona afectada pelo calor
°C	- Temperatura em graus Celsius.

1 . INTRODUÇÃO

1 - INTRODUÇÃO

Apesar das dificuldades que a revestem , podem ser realizadas soldaduras satisfatórias em ferros fundidos , nomeadamente nos ferros cinzentos e nodulares . A tensão de rotura da ligação é normalmente inferior à do metal base , e a zona afectada pelo calor (ZAC) mais dura e frágil do que aquele . Outro problema que surge é a dificuldade em obter-se uma boa reproducibilidade de resultados. No entanto , a soldadura é possível e pode ser feita por meio de vários processos de soldadura .

São os seguintes os três maiores campos de aplicação da soldadura em ferros fundidos : [1] [2] [3]

- 1) Reparação de defeitos de fundição .
- 2) Reparação de peças danificadas ou desgastadas em serviço .
- 3) Fabrico de conjuntos por soldadura .

1) Reparação de defeitos de fundição .

Este é o campo onde a soldadura dos ferros fundidos tem maior aplicação . Podem ser reparados pequenos defeitos , tais como porosidades, inclusões de areia , rechupes . Milhares de toneladas de blocos de motores , saídos da fundição , são reparados anualmente pelos processos de soldadura por arco eléctrico e oxiacetilénica . A brasagem poderá ser usada quando não houver problemas de diferença de cor entre o metal base e o depositado .

Os defeitos de fundição descobertos durante a maquinagem, ou provocados por esta , também podem ser reparados . Estas reparações são normalmente executadas pelo

processo de soldadura manual com eléctrodos revestidos , usando eléctrodos de níquel-ferro . Este material de adição permite a obtenção de soldaduras mais dúcteis , relativamente aos outros eléctrodos disponíveis , e com boa compatibilidade de cor .

A soldadura por arco eléctrico é mais rápida do que a oxiacetilénica e a distorção é menor . Apesar da temperatura desenvolvida ser superior no primeiro processo , a energia térmica é inferior , porque a velocidade de soldadura é maior e a área afectada menor . Por esta razão a ZAC é mais estreita na soldadura por arco eléctrico .

2) Reparação de peças danificadas ou desgastadas em serviço .

As peças que , em serviço , tenham fissurado ou partido, podem ser muitas vezes reparadas pela soldadura a arco eléctrico . As superfícies que sofreram desgaste , em peças de fundição , podem também ser recuperadas , existindo metais de adição resistentes à abrasão e à corrosão .

As condições em que por vezes é necessário fazer a soldadura de recuperação de peças podem não permitir um procedimento adequado. Peças que tenham estado em serviço durante muito tempo , necessitam de cuidados especiais quanto à remoção de óleos e de outros produtos estranhos . A preparação de bordos pode envolver a abertura de uma fenda . Para ser feito o pré-aquecimento pode ser necessária a construção de um forno à volta da peça , ou então pode recorrer-se ao pré-aquecimento localizado , tudo dependendo da forma , dimensões e utilização da peça .

O processo mais aconselhável poderá ser o manual com eléctrodos de níquel-ferro .

3) Fabrico de conjuntos por soldadura .

O fabrico por soldadura pode apresentar várias vantagens relativamente a outros processos . Daí que se façam conjuntos pela união de peças em ferro fundido a outras no mesmo metal ou em outros , ferrosos ou não . Para maior rapidez e reproducibilidade de resultados , um processo com protecção gasosa , como o MIG , é o melhor .

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2 - REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 - OS FERROS FUNDIDOS

2.1.1 - INTRODUÇÃO

Ferro fundido é um termo comum a uma série de ligas ferrosas que normalmente contêm mais de 2% de carbono e 1 a 3% de silício , bem como fósforo e enxofre . Os ferros fundidos ligados podem também conter um ou mais elementos deliberadamente adicionados para proporcionar certas propriedades tais como resistência , dureza, temperabilidade ou resistência à corrosão . Elementos de liga vulgares são o crómio , o cobre , o molibdénio e o níquel . [4]

De uma forma geral os ferros fundidos possuem um ponto de fusão inferior ao dos aços , têm grande fluidez quando no estado líquido e sofrem pequena contracção durante a solidificação e durante o arrefecimento no estado sólido . A tenacidade e a ductilidade dos ferros fundidos são menores do que a dos aços , pelo que estas propriedades limitam as suas aplicações .

As propriedades mecânicas de um ferro fundido dependem do seu tipo de microestrutura bem como da sua forma e distribuição . Um dos constituintes com efeito relevante é a grafite . A quantidade , tamanho e forma das suas partículas afectam a resistência e ductilidade do ferro fundido , de modo que estes podem ser classificados pelas características que a grafite apresenta numa secção polida de uma amostra de ferro fundido .

A microestrutura da matriz que rodeia a grafite também influencia as propriedades mecânicas . Ela é basicamente a

de um aço , e pode ser ferrítica , perlítica , bainítica , martensítica ou austenítica . A matriz de um ferro fundido é função da composição química deste , velocidade de arrefecimento e tratamentos térmicos.

Os ferros fundidos contêm um teor de carbono superior ao dos aços com elevada percentagem desse elemento . Têm também elevados teores de silício , o qual influencia a precipitação de carbono sob a forma de grafite. No ferro fundido existe uma coexistência entre o diagrama metastável ferro-carbono (cementite) e o estável (grafite) . Esta dualidade de formação do carbono (cementite-grafite) produz uma matriz com microestrutura e propriedades de um aço . Por outro lado a grafite distribui-se na matriz sob diversas formas geométricas, como lamelas e nódulos . O tamanho, forma e distribuição da grafite são mencionados nas especificações pois afectam tanto as propriedades mecânicas como as propriedades físicas de um ferro fundido .

A estrutura da matriz e o tipo de grafite num ferro fundido são conseguidos através de um balanço da sua composição química, grau de inoculação , velocidade de solidificação e controle da velocidade de arrefecimento . As velocidades de solidificação e de arrefecimento são afectadas pela espessura das peças e pela velocidade de extracção de calor para a moldação . Os ferros fundidos podem ser tratados térmicamente para se obterem propriedades não conseguidas após-vazamento . Assim o recozido, a têmpera e o revenido usam-se para se ter a microestrutura desejada na matriz .

2.1.2 - FERRO FUNDIDO CINZENTO

É uma liga de ferro-carbono-silício que contém grafite sob a forma de lamelas como se vê na figura 1 . É denominado de cinzento devido à cor da sua superfície de fractura .

A resistência à tracção , dureza e microestrutura de um ferro fundido cinzento são influenciadas por vários factores incluindo a composição química , forma das peças , características da moldação e velocidade de arrefecimento durante e após a solidificação .

O cobre , o crómio , o molibdénio e o níquel são frequentemente adicionados para controlar a estrutura da matriz e a formação da grafite. Também podem aumentar a resistência à corrosão em certos meios .

As peças fundidas podem ser tratadas térmicamente para se obterem as propriedades mecânicas desejadas . O ferro fundido cinzento pode ser temperado e terá de ser posteriormente revenido para aumentar a sua tenacidade e baixar a dureza .

O ferro fundido cinzento possui , no entanto , falta de tenacidade e ductilidade devido à forma lamelar da grafite . Uma vez que esta não tem virtualmente resistência , as lamelas criam numerosos entalhes internos numa matriz que é de aço . A fractura pode-se iniciar facilmente nesses locais de concentração de tensões e progredir rapidamente sem deformação plástica .

O ferro fundido contém mais impurezas do que o aço , nomeadamente fósforo e enxofre , com teores que podem atingir os 0.15% no ferro fundido cinzento , para melhorar a



Fig. 1 - Forma da grafite nos ferros fundidos cinzentos. Sem ataque (x 250) [4].

colabilidade , a dureza e a resistência ao desgaste . [3]
[5]

Na tabela 1 podem ver-se as propriedades mecânicas para os ferros fundidos cinzentos , segundo a norma DIN 1691 .
[6]

2.2.3 - FERRO FUNDIDO NODULAR

O ferro nodular é similar ao cinzento no que respeita ao teor de carbono e silício. No entanto , difere na forma geométrica que a grafite toma , pois esta precipita sob a forma de nódulos , como se vê na figura 2. A presença destes nódulos é benéfica em termos da diminuição do efeito de entalhe provocado pelas lamelas de grafite. Este facto proporciona maior resistência , ductilidade e tenacidade do ferro nodular relativamente ao cinzento de composição idêntica .

A nodularização da grafite é conseguida pela introdução de magnésio ou cério num banho fundido contendo baixo teor de enxofre, de preferência inferior a 0.02% . Este é conseguido pela adição de óxido de cálcio , carboneto de cálcio ou carbonato de sódio no banho.

A adição de magnésio é feita em ligas deste elemento com o níquel , ferro , silício e cálcio . E necessário um teor residual de magnésio da ordem dos 0.035% para se produzir uma nodularização efectiva . Se ele se perder da zona de fusão de um ferro nodular durante a sua soldadura a forma da grafite será modificada . Um processo e um procedimento de soldadura que minimizem a energia térmica e o tempo no estado de fusão minimizarão a degradação da grafite .

TABELA 1 - Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos
segundo a norma DIN 1691 [6].

TIPO	RESISTENCIA A TRAÇÃO (Kg/mm ²)	DIAMETRO DO PROVETE (mm)
GG-10	≥ 10	20
GG-15	≥ 15	20
GG-20	≥ 20	20
GG-25	≥ 25	20
GG-30	≥ 30	20
GG-35	≥ 35	20
GG-40	≥ 40	20

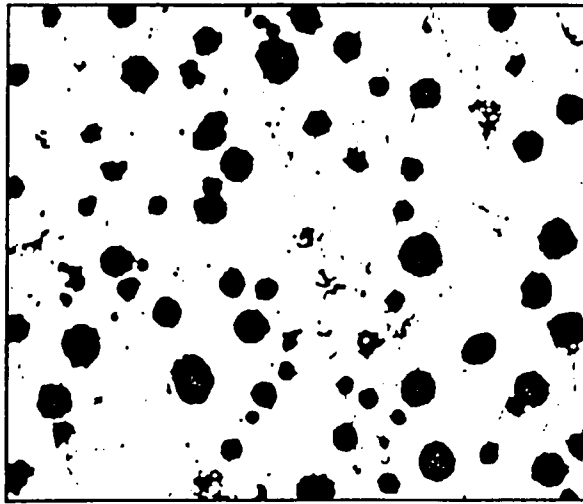


Fig. 2 - Forma da grafite nos ferros fundidos nodulares. Sem ataque (x 100) [4].

Os ferros fundidos nodulares contêm teores inferiores de fósforo e enxofre relativamente aos cinzentos , pois estes elementos contrariam a formação de grafite nodular . Este factor é importante na soldabilidade destes materiais , pois a fissuração é menos provável . [5]

A tabela 2 mostra as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares , segundo a norma DIN 1693 . [7]

TABELA 2 - Propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares segundo a norma DIN 1693 [7].

TIPO	RESISTENCIA A TRACÇÃO (Kg/mm2)	ALONGAMENTO (%)	ESTRUTURA
GGG - 45	≥ 45	5	PREDOMINANTEMENTE FERRITICA
GGG - 38	≥ 38	17	PREDOMINANTEMENTE FERRITICA
GGG - 42	≥ 42	12	PREDOMINANTEMENTE FERRITICA
GGG - 50	≥ 50	7	FERRITICO-PERLITICA
GGG - 60	≥ 60	2	FERRITICO-PERLITICA
GGG - 70	≥ 70	2	PREDOMINANTEMENTE PERLITICA

2.2 - SOLDABILIDADE DOS FERROS FUNDIDOS

2.2.1 - SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS

As propriedades da soldadura dependerão , em larga medida , da composição e estrutura do metal na interface , ou seja , do metal depositado e , principalmente , da zona afectada pelo calor (ZAC) . [8]

Durante a soldadura geram-se gradientes térmicos, devido ao calor localizado, entre o metal base e a zona de metal depositado . Esse facto produz elevadas expansões e tensões de contracção na junta . Se a soldadura for feita com um eléctrodo de aço, como este material contrai mais do que o ferro fundido devem-se tomar precauções de modo a evitar a fissuração na solidificação .

Na soldadura com eléctrodo de aço o banho de fusão absorve carbono do ferro fundido, devido à diluição . Na ZAC o carbono da grafite entra em solução na austenite , desde que seja atingida uma temperatura suficiente . Devido à elevada velocidade de arrefecimento posterior à soldadura vai-se formar na ZAC e metal depositado uma estrutura composta por cementite e martensite frágil, muito dura e pouco maquinável .

Quando é necessário que o depósito seja maquinável devem fazer-se pré-aquecimentos . Assim a velocidade de arrefecimento é reduzida e evitam-se os problemas de têmpera e fissuração, dependendo da temperatura de pré-aquecimento usada .

Devem ser depositados cordões de soldadura pequenos para compensar as diferenças do coeficiente de contracção aço/ferro fundido , quando se empregam eléctrodos de aço macio .

Uma redução posterior de dureza pode ser obtida se for executado um tratamento térmico pós-soldadura a uma temperatura de 650°C (recozido de amaciamento) , decompondo a cementite em grafite e ferrite . No entanto a resistência do metal vai diminuir bastante , o que também é devido ao aparecimento de grafite secundária .

Na figura 3 podem observar-se os tipos de juntas que podem ser usadas na soldadura de duas peças em ferro fundido cinzento , dependendo da espessura dessas peças .

A soldadura com eléctrodos de ferro fundido é relativamente difícil , uma vez que a inoculação é pouco prática . Seria necessária a obtenção de velocidades de arrefecimento lentas e um metal depositado com Carbono Equivalente (CE) semelhante à composição do ponto eutético , de modo a assegurar um potencial grafitizante elevado . [9]

Na figura 4 mostra-se a relação entre a temperatura de pré-aquecimento e a velocidade de arrefecimento da soldadura. Verifica-se assim que estes dois parâmetros variam na razão inversa um do outro . A figura 5 assinala a grande diminuição de dureza que se verifica no metal depositado e na ZAC quando a velocidade de arrefecimento diminui . Quando esta é da ordem dos $157^{\circ}\text{C} / \text{segundo}$ (não houve pré-aquecimento) , a microdureza no metal depositado atinge os 900HV . Se a velocidade diminuir para $7^{\circ}\text{C} / \text{segundo}$ e $0.19^{\circ}\text{C} / \text{segundo}$ então a microdureza baixa para os 500 e

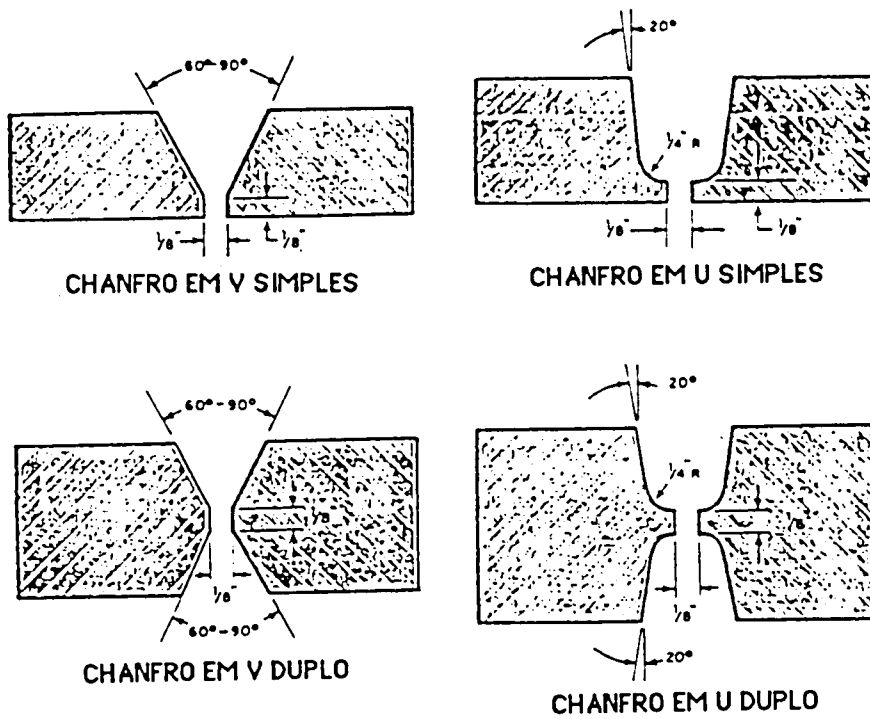


Fig. 3 - Tipos de juntas que podem ser usadas na ligação de duas peças de ferro fundido [8].

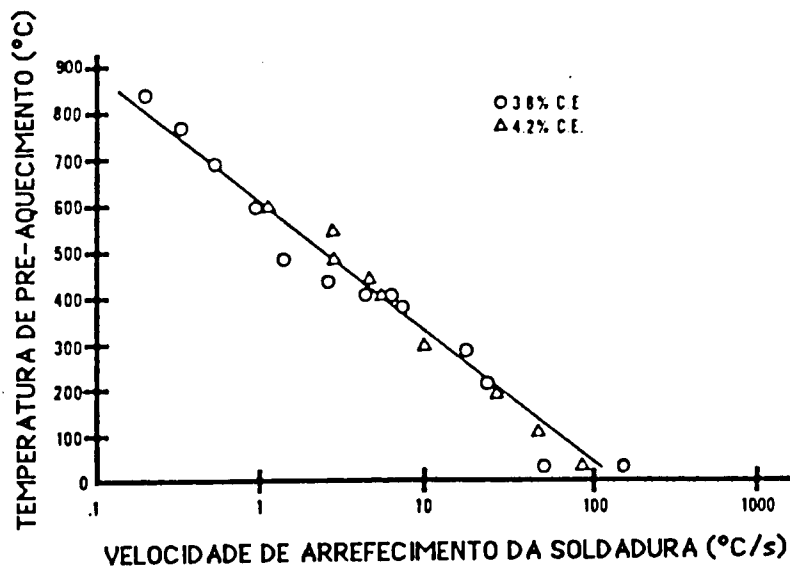


Fig. 4 - Efeito da temperatura de pré-aquecimento na velocidade de arrefecimento da soldadura de ferros fundidos cinzentos, com um único passe, quando se mantem constante a energia térmica, o comprimento da soldadura e a geometria da junta [9].

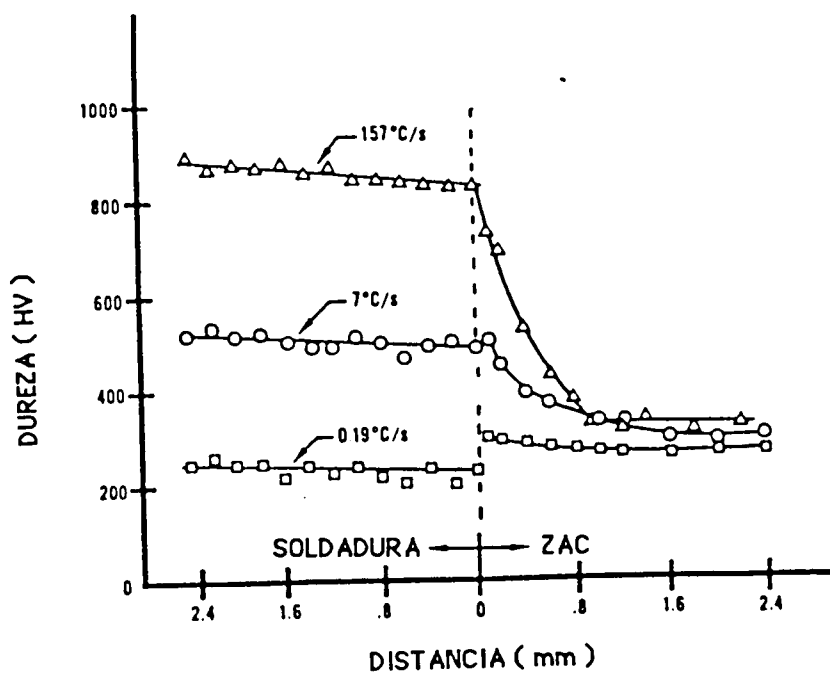


Fig. 5 - Microdurezas no metal depositado e ZAC para diferentes velocidades de arrefecimento. O metal depositado contém 3.8% de carbono equivalente e o metal base é o ferro fundido cinzento, classe ASTM 40 [9].

250HV , correspondendo a pré-aquecimentos de respectivamente 400 e 800°C . Refira-se que este último valor é demasiado elevado para ser praticável . [9]

O aumento do teor de carbono e silício do metal depositado , ou seja , do CE , resulta em menores durezas no metal depositado e ZAC (para a mesma velocidade de arrefecimento) , devido a uma maior grafitização , como se verifica na figura 5 .

O número e tamanho das lamelas de grafite aumenta com o CE e com a diminuição da velocidade de arrefecimento (ver a figura 6) .

Pode-se concluir que quanto maior for a temperatura de pré-aquecimento maior será o grau de grafitização e ferritização do metal depositado e da ZAC , o que torna estas zonas mais macias e dúcteis .

O calor do arco de soldadura forma um banho líquido que consiste numa mistura metal de adição/metal base e leva uma faixa estreita de metal base à zona austenítica provocando a rápida dissolução da grafite . [10]

A região austenítica enriquece-se em carbono e o arrefecimento rápido , devido à massa de metal base , transforma a austenite rica em carbono em martensite , com carbonetos eutéticos na interface onde se formaram zonas ricas em carbono .

A zona de carbonetos pode ser contínua ou descontínua . O tratamento térmico necessário para transformar esta ZAC , alterando a sua estrutura , é pouco prático ou impraticável em peças de média ou grande dimensão .

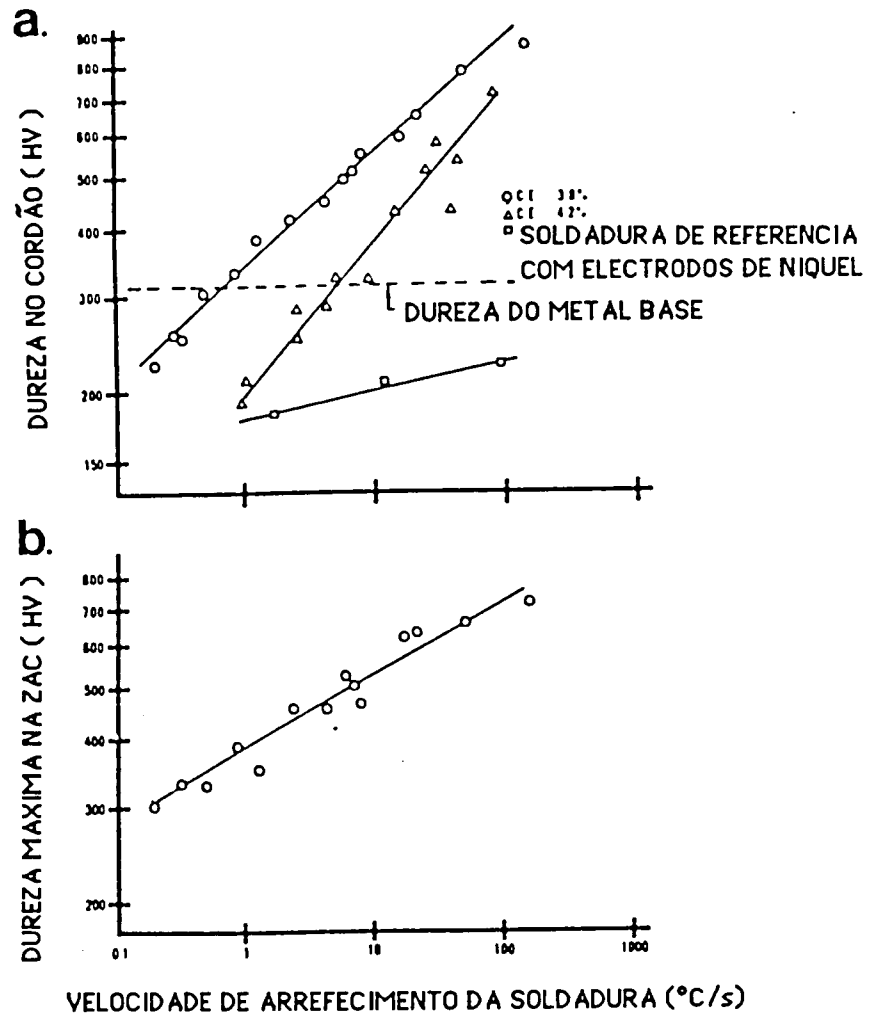


Fig. 6 - Efeito do arrefecimento do metal depositado na a) variação da dureza do metal depositado para composições de 3.8% e 4.2% de carbono equivalente e b) na dureza máxima da ZAC dos ferros fundidos cinzentos [9].

A extensão da ZAC depende da energia térmica e da técnica de soldadura usada . Se for possível obter uma diluição mínima então a percentagem de constituintes duros diminui , aparecendo apenas carbonetos dispersos na interface , pelo que a energia térmica do processo deve ser a menor possível . [10]

A profundidade de têmpera obtida , a qual condiciona a largura da ZAC , depende da estrutura do ferro fundido antes da soldadura . A presença de perlite eleva ligeiramente as durezas , devido ao aumento do teor de carbono em solução .

Os eléctrodos de níquel para soldadura manual proporcionam um método efectivo para a soldadura de ferros fundidos . Os problemas que se verificam localizam-se , geralmente , na ZAC , aquecida a uma temperatura correspondente à zona austenítica , em que o carbono se vai dissolver na matriz . Este facto vai aumentar a temperabilidade e , mesmo que o soldador não o deseje , a ZAC vai sofrer um tratamento térmico. [11]

Isto significa que a chave para uma soldadura com êxito de um ferro fundido reside no controle da velocidade de arrefecimento da ZAC e metal depositado .

É na ZAC que a peça vai sofrer rotura . Isto deve-se ao facto da dissipação de calor para o metal base ser muito rápida , por condução na massa , havendo um efeito de têmpera o qual , por sua vez , fragiliza muito o material base .

Muitos factores estão envolvidos no controle da velocidade de arrefecimento : [11]

i) Massa do metal base : Quanto maior for a massa , maior será a velocidade de arrefecimento , isto para uma mesma energia térmica . Demonstra-se que , mantendo todos os outros factores constantes , a velocidade arrefecimento de uma soldadura executada numa placa com 25mm de espessura é dez vezes superior à executada numa placa com 6mm .

ii) Temperatura da peça : É importante na medida em que quanto menor for o diferencial de temperatura peça/soldadura menor será a velocidade de arrefecimento . Um pré-aquecimento das peças a 200°C provoca uma velocidade de arrefecimento duas vezes menor do que a obtida soldando as peças à temperatura ambiente de 20°C .

iii) Energia térmica : Em geral , quanto menor for mais estreita será a ZAC , mas maior será o seu grau de têmpera e a probabilidade de fissuração . Isto é devido ao facto de quanto menor for o calor que houver que dissipar , mais rapidamente isso será feito . A energia térmica pode ser avaliada pela expressão

$$E = \eta * \frac{I * V}{v} * 10^{-3} \quad (\text{KJ/mm})$$

I - Amps
V - Volts
v - mm/s
 η - Eficiência Térmica

iv) Qualidade do metal base : Quanto maior for a resistência do ferro fundido maior será o teor de carbono presente sob a forma de carbonetos . Nestes casos o ferro fundido tem uma estrutura essencialmente perlítica e não ferrítica . Uma vez que os carbonetos se dissolvem mais

fácilmente do que a grafite então , quanto maior for a resistência do ferro fundido , maior será a sua temperabilidade e menor a sua soldabilidade . Não havendo dados sobre o ferro fundido a soldar então deverá partir-se do princípio que se trata de um grau perlítico e efectuar a soldadura como se tratasse do caso mais crítico .

É normal na soldadura por arco do ferro fundido manter a energia térmica baixa de modo a evitar tensões de contracção excessivas . Esta é uma boa prática só que não devemos esquecer que isso provoca velocidades de arrefecimento maiores . Ou seja, se quisermos manter a energia térmica baixa devemos reduzir o diferencial de temperatura peça/soldadura recorrendo a maiores pré-aquecimentos . Numa soldadura de um ferro fundido de elevada resistência ($\sigma_r = 30\text{Kg/mm}^2$) com baixa energia térmica do arco é essencial um pré-aquecimento mínimo de 300°C para evitar microfissuras na ZAC enquanto que se se desejar ter um depósito totalmente maquinável essa temperatura deve subir para valores superiores a 400°C .

2.2.2 - SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES

O Ferro Fundido é normalmente considerado um material de difícil soldadura e as dificuldades são grandes especialmente com o ferro nodular . Durante a solidificação da zona de soldadura que fundiu , uma parte do carbono tende a dar origem a grafite lamelar enquanto outra parte se combina com o material base dando origem a carbonetos.[12]

Aparece também martensite em zonas que foram aquecidas acima da temperatura crítica A_3 , ou seja , dentro do domínio austenítico .

Tanto a formação dos carbonetos como da martensite está associada ao arrefecimento rápido após soldadura e essas estruturas contribuem para a elevada dureza e fragilidade da ZAC e zona de fusão .

Quando se atingem temperaturas elevadas no metal base , durante a soldadura , os nódulos de grafite começam a dissolver-se na austenite, produzindo um gradiente de carbono desde os nódulos até à austenite . Isto provoca um gradiente de produtos de transformação , incluindo a martensite , nesta região . Como se dá a fusão parcial do metal base , esse líquido tem tendência a originar ferro branco , quando da solidificação , contendo carbonetos massivos . O teor destes e de martensite depende da temperatura máxima atingida no ciclo térmico . [13]

Uma das razões pela qual se torna mais difícil soldar o ferro fundido nodular relativamente ao cinzento são as maiores propriedades mecânicas que aquele apresenta . Assim, os componentes fabricados com ferro nodular estão muitas vezes sujeitos a cargas , não sendo de admitir fragilidades numa junta soldada deste material . Pelo contrário , devido a oferecer propriedades mecânicas mais baixas (resistência e ductilidade , o ferro fundido cinzento apresenta menores exigências quanto à resistência da junta , pois o material em si aguenta cargas menores e é relativamente frágil .

Apesar das propriedades obtidas ao nível do metal depositado serem elevadas , na soldadura do ferro nodular com arco eléctrico manual , a formação de um filme de carbonetos na linha de fusão da soldadura (interface metal base / metal depositado) e o aparecimento de martensite na ZAC , como referido anteriormente, dão origem a problemas ao

nível da maquinabilidade , ainda que o próprio depósito possa ser facilmente trabalhado . Por outro lado as juntas obtidas por soldadura manual são pouco resistentes ao choque ou a esforços dinâmicos . [14]

A extensão das mudanças estruturais ao longo de uma soldadura está relacionada com o gradiente da temperatura presente nas fundições durante a soldadura , como já referido anteriormente.

A estrutura final da junta pode ser caracterizada por diferenças assinaláveis , dependentes das velocidades de arrefecimento . O material na ZAC muda de uma estrutura perlítico-ferrítica com nódulos de grafite , antes da soldadura , para uma estrutura quase completamente austenítica , quando a peça é aquecida pelo calor do arco . Depois , durante o arrefecimento , usualmente rápido , a austenite transforma-se numa estrutura perlítica mais fina do que a anterior . A ferrite desaparece quase por completo ou transforma-se em martensite e bainite em zonas onde a velocidade de arrefecimento foi mais elevada . [12]

Na zona de fusão a estrutura depende do metal de adição usado . No caso de serem varetas de ferro fundido , então aparecem facilmente estruturas com cementite ; o arrefecimento rápido impede a ledeburite e a cementite de se decomporem (uma percentagem elevada de Si e velocidades de arrefecimento mais baixas ajudam a diminuir este problema) . Parte do carbono forma grafite lamelar mesmo que a composição do material de adição seja a de ferro nodular .

Quando se usam eléctrodos à base de níquel , formam-se estruturas martensíticas na zona de transição . Uma estrutura extremamente dura e frágil pode aparecer se a

percentagem de níquel for superior a 50% . O teor de carbono que dá origem a grafite é pequeno , uma vez que ele apenas provém do material base e aquela aparece sob a forma lamelar, reduzindo as propriedades mecânicas .

O controle da microestrutura na ZAC é um dos problemas mais significativos a ter em conta quando se pretendem obter soldaduras em ferro fundido com propriedades similares às do metal base. Devido às velocidades de arrefecimento elevadas, estão presentes estruturas duras indesejáveis nas soldaduras executadas com o processo de arco eléctrico manual . Aparecem misturas de martensite, austenite , cementite primária e eutética , envolvendo nódulos de grafite parcialmente dissolvidos . A extensão desta zona temperada varia, mas usualmente é da ordem dos 0.75 a 2.5mm. A dureza após soldadura situa-se entre os 300 e 700 HV , ainda que as zonas com dureza superior a 450 HV constituam uma pequena percentagem do total . [14]

Um tratamento térmico após soldadura , a temperaturas da ordem dos 550 - 650°C , permitirá a transformação dessas estruturas duras noutras mais macias .

A dureza máxima atingida na ZAC parece ser relativamente pouco influenciada pela matriz original do ferro fundido, ferrítica ou perlítica . No entanto , a extensão total da ZAC é maior no caso de um ferro fundido perlítico .

A quantidade de líquido formado durante o aquecimento é provavelmente equivalente em qualquer dos casos , mas a matriz perlítica converte-se mais facilmente numa austenite rica em carbono , logo numa fonte mais propícia à formação de martensite . É durante a transformação austenite-martensite que o aparecimento da fissuração é mais provável,

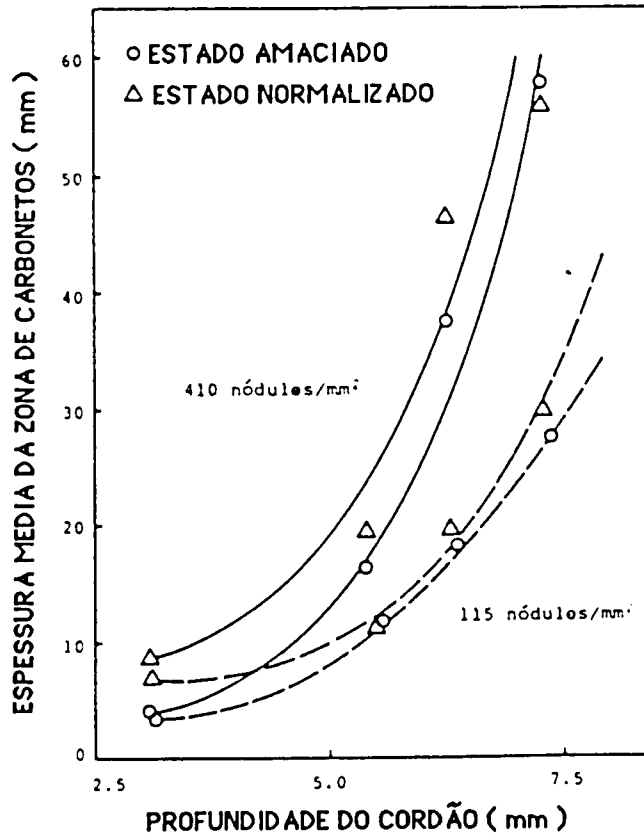
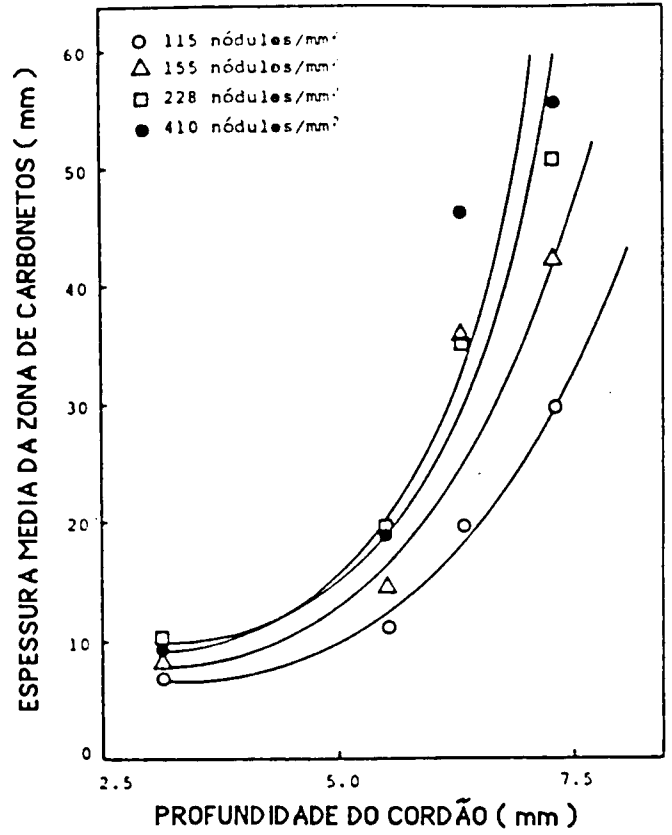
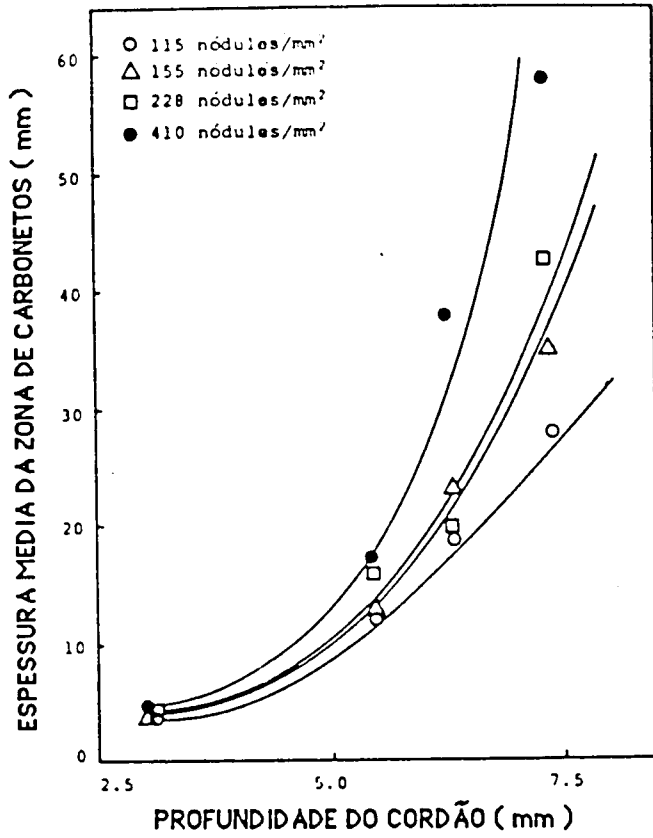
sendo a matriz perlítica a mais susceptível a esse fenómeno.
[14]

Devem ser tomados cuidados quanto a possíveis defeitos de fundição que as peças tenham . Areas mal alimentadas ou porosas podem conduzir a dificuldades . Se a peça fundida não for metalúrgicamente sã a soldadura será de fraca qualidade .

A difusão do carbono dos nódulos de grafite para a austenite aumenta com o aumento da temperatura e é rapidamente acelerada quando a fusão começa . Deste modo forma-se a austenite rica em carbono e um líquido com um elevado teor desse elemento na zona da linha de fusão.[13]

Uma nodularidade elevada do metal base acelera o enriquecimento da austenite e liquido em carbono , devido à maior superficie total da interface grafite/austenite e distâncias de difusão menores entre os nódulos . Assim , uma nodularidade elevada leva a que a austenite e o liquido se saturem com carbono mais rapidamente, produzindo um teor mais elevado de martensite e carbonetos em bandas mais finas durante o arrefecimento , como se pode ver nas figuras 7 , 8 e 9 . Uma quantidade elevada de carbonetos aumenta a fragilidade da junta .

Aparece um maior teor de carbonetos em juntas de grande secção, as quais necessitam de uma energia térmica superior para a soldadura . A zona de fusão parcial permanece a altas temperaturas durante maiores períodos de tempo , permitindo uma difusão de carbono mais extensa para o liquido e austenite . Este facto faz aumentar a largura da ZAC e promove a formação de carbonetos massivos no arrefecimento , como se demonstra nas figuras 7 e 9 . Logo, juntas de maior



secção deveriam ter menor resistência ao impacto. No entanto, as menores velocidades de arrefecimento associadas a altas energias térmicas minimizam a formação de martensite. Uma vez que as juntas de pequena secção apresentam uma banda contínua de martensite , devido às baixas energias térmicas necessárias , os valores de impacto são muito baixos . A martensite provoca um efeito fragilizante maior do que os carbonetos massivos, pelo que as juntas com menor secção apresentam maior fragilidade .
[13]

As peças sujeitas a um tratamento de normalização antes da soldadura (austenitização a 900°C e arrefecimento ao ar - matriz perlítica) possuem valores de resistência ao impacto inferiores às que sofrem um amaciamento (austenitização a 900°C e arrefecimento no forno - matriz ferrítica) . Uma parte desse efeito deve-se ao material base em si , pois os ferros fundidos perlíticos têm menor resistência ao impacto do que os ferríticos . Por outro lado, a austenite formada pela dissolução da perlite contém um teor de carbono superior à que se forma da ferrite. Consequentemente , verifica-se a existência de um gradiente de carbono mais importante na austenite que rodeia os nódulos . Uma situação similar existe quando o metal base funde . Devido ao menor teor de carbono na austenite e no líquido , será menor a quantidade de martensite e carbonetos nas peças amaciadas (ferríticas) , como se pode observar na figura 9, e a resistência ao impacto será superior . [9]

Em conclusão , a resistência ao impacto de soldaduras em ferro fundido nodular depende da quantidade e distribuição de martensite e da quantidade de carbonetos na ZAC e linha de fusão . Em particular, bandas estreitas e contínuas de carbonetos reduzem essa resistência . A martensite torna-se

um problema quando a zona de carbonetos é pequena e descontínua .

O tamanho das soldaduras modifica o tipo de constituinte indesejável - carbonetos massivos para juntas grandes e martensite para as pequenas, tendo estas as menores resistências ao impacto . No entanto , podem ser obtidos melhores resultados diminuindo o teor de carbonetos do que diminuindo o teor de martensite , uma vez que esta pode ser eliminada por um tratamento térmico após soldadura a temperatura inferior à necessária para eliminar os carbonetos . Por outro lado a martensite revenida é menos prejudicial do que a grafite secundária .

Grande quantidade de perlite e elevada nodularidade favorecem a formação de martensite e carbonetos , e reduzem a resistência ao impacto .

O controle da microestrutura é benéfico na concepção de peças fundidas que tenham que ser soldadas . As áreas a soldar devem ser arrefecidas lentamente durante a solidificação da fundição para proporcionar uma baixa nodularidade . Uma inoculação excessiva é prejudicial . As peças devem ser amaciadas (ferritizadas) antes da soldadura . A energia térmica na soldadura deve ser baixa de modo a assegurar que os carbonetos sejam descontínuos , e a junta deve ser revenida para eliminar a grande redução na resistência ao impacto devida à martensite .

Para serem conseguidas soldaduras satisfatórias em ferro fundido nodular deve ser prestada atenção aos seguintes pontos : [15]

- 1) Grau e composição do material base.

2) Selecção do material de adição.

3) Controle do ciclo térmico - antes, durante e após a soldadura.

1) GRAU E COMPOSIÇÃO DO MATERIAL BASE

As matrizes ferríticas são geralmente consideradas como as mais convenientes do ponto de vista da soldabilidade. É aquela que mais se aproxima da estrutura de um aço macio e envolve menos problemas devido a têmpera na ZAC do que um ferro nodular perlítico. Isto é devido ao facto do elemento com maior influência na temperatura de início de formação da martensite (Ms) ser o carbono. A fórmula de Nehrenberg para o cálculo de Ms no ferro nodular é a seguinte :

$$Ms(^{\circ}C) = 500^{\circ}C - 300(\%C) - 33(\%Mn) - 22(\%Cr) - 17(\%Ni) - 11(\%Si) - 11(\%Mo)$$

onde os elementos representam percentagens presentes na matriz.

O teor de carbono da matriz ferrítica é muito baixo e , com cargas para vazamento de boa qualidade e pureza os teores de crómio e manganês podem ser mantidos a níveis baixos .

A temperatura Ms de um ferro nodular ferrítico é superior à de um perlítico. Isto é vantajoso na medida em que a mudança de volume associada à transformação martensítica é superior para temperaturas Ms baixas. Também a dureza da martensite é proporcional ao teor de carbono da austenite que a originou - o que de novo favorece os ferríticos .

A influência do teor de silício é também importante quando se pensa no metal base . Ele é um forte grafitizante, com tendência a aumentar a temperatura eutética austenite/grafite , e a baixar a temperatura eutética austenite/cementite . De modo que , para evitar a formação de carbonetos (ou para os tornar menos estáveis a alta temperatura) o teor de silício do ferro nodular deve ser tão elevado quanto a especificação o permite .

Ainda que o ferro nodular ferrítico apresente menos problemas de soldadura , podem ser conseguidas juntas satisfatórias em materiais perlíticos .

Em geral, quanto maior for a percentagem de manganês e de níquel (e , conseqüentemente, a temperabilidade) , maiores serão as dificuldades na soldadura e maior a necessidade de pré-aquecimento . Por exemplo , um ferro nodular contendo 0.90 Mn e 1.5 Ni necessitará de maiores cuidados na soldadura do que um com 0.25 Mn e 0.70 Ni . A maior temperabilidade do primeiro criará maiores dificuldades de maquinagem na ZAC , após a soldadura .[16]

É também importante o controle do teor de fósforo , se se pretende evitar a fissuração . Um teor máximo de 0.10% parece ser satisfatório quando se usa um material de adição à base de Ni-Fe . Um teor de 0.05% proporciona , no entanto, uma mais fácil soldadura e torna-se necessário quando se solda com eléctrodos de aço macio .

Uma composição como a indicada abaixo deverá proporcionar uma boa combinação de propriedades mecânicas e de soldabilidade para um ferro fundido nodular :

3.50 %C ; 2.40 %Si ; 0.25 %Mn ; 0.70 %Ni ;
<0.05 %P ; 0.06% Mg

Para que o metal base tenha a maior soldabilidade possível ele deve encontrar-se no estado amaciado (ferritizado) . O recozido de ferritização assegura uma maior segurança do ponto de vista da fissuração e maquinabilidade da ZAC , pelo menos em juntas sem tratamentos térmicos pós-soldadura .

A taxa de difusão do carbono na austenite às temperaturas atingidas na linha de fusão e na ZAC é elevada. A dissolução dos nódulos de grafite e consequente difusão de carbono na austenite ocorre continuamente na soldadura de qualquer tipo de ferro nodular . [15]

2) SELECÇÃO DO MATERIAL DE ADIÇÃO

Os eléctrodos de aço são de fácil obtenção e relativamente baratos . No entanto , a soldadura de ferros fundidos nodulares com este material de adição não é em geral bem sucedida devido à rápida absorção de carbono do metal base resultando em têmpera e fissuração .

Os materiais de adição mais aconselháveis são aqueles capazes de absorver o carbono e reterem-no sob formas não prejudiciais do ponto de vista das propriedades da junta . Por esta razão os eléctrodos de níquel e níquel-ferro são os mais usados . O carboneto de níquel (Ni_3C) é muito menos estável do que o do ferro (Fe_3C - cementite) e , durante a solidificação, o carbono tende a separar-se sob a forma de grafite .

3) CONTROLE DO CICLO TÉRMICO

Para se obterem boas propriedades na junta , é necessário controlar quer a energia térmica quer a velocidade de arrefecimento .

O pré-aquecimento é normalmente aconselhável pelas seguintes razões : [15]

- 1) Evitar a fissuração a frio .
- 2) Reduzir a dureza na ZAC .
- 3) Reduzir as tensões residuais .
- 4) Reduzir a distorção .

O pré-aquecimento ajuda a minimizar o aparecimento de produtos de transformação duros . Mesmo feito a temperaturas baixas (200°C) evita ou reduz a formação de martensite . No entanto , pré-aquecimentos moderados geralmente aumentam a dimensão da linha de fusão e , logo , a quantidade de carbonetos massivos . [13]

Pode ser pré-aquecida toda a peça ou apenas a vizinhança da junta . Qualquer tipo de forno pode ser usado , desde que os chanfros não sejam contaminados por fuligem ou fumos durante o ciclo de aquecimento . Pode também ser usado um maçarico oxi-acetilénico e neste caso as peças devem ser envolvidas em mantas de amianto as quais permitirão a uniformização da temperatura na peça. [15]

Quando é feito o pré-aquecimento local deve ser tomado um cuidado extremo nos estágios iniciais de aplicação do calor à peça de modo a evitar a fissuração devida ao choque térmico .

O controle correcto da temperatura é também muito importante e pode ser feito através dos pirómetros dos fornos , por termopares de contacto ou por lápis térmico .

Os ferros fundidos perlíticos devem ser pré-aquecidos até 320-350°C enquanto que os ferríticos o podem ser até apenas 100-200°C .

Nalguns casos , para eliminar problemas de carbonetos na ZAC , é colocado um depósito a eléctrodo nos chanfros e as peças serão então recozidas para decompor os carbonetos que surgiram . Só então as peças serão soldadas sem que haja mais fusão do ferro nodular de base .

A soldadura por fusão , devido ao seu carácter localizado , produz tensões de origem térmica na zona de soldadura . O metal base tem de ser capaz de se deformar plásticamente para acomodar essas tensões ou , então , provavelmente haverá fissuração . Os ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica absorvem mais facilmente as tensões do que os ferros fundidos cinzentos . [4]

Para minimizar a formação de carbonetos e de martensite, na linha de fusão e na ZAC , de modo a diminuir a susceptibilidade à fissuração , é conveniente que as partículas de grafite apresentem uma relação superfície / volume pequena . Quanto menor for a superfície de grafite em contacto com a matriz austenítica menor será a quantidade de carbono na matriz à temperatura ambiente . As lamelas de grafite no ferro fundido cinzento apresentam grande tendência para a dissolução na austenite devido à sua grande superfície . [4]

2.2.3 - PROBLEMAS NA SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS

Os problemas que provocam o insucesso das soldaduras em peças de ferro fundido são enunciados a seguir : [10]

Depósitos de aço macio : Temperam quando depositados no ferro fundido devido à absorção de carbono do metal base e o consequente efeito de têmpera . São sensíveis à fissuração e desenvolvem propriedades mecânicas muito elevadas no metal depositado .

Geração de calor na peça : A menos que se observem pausas longas entre passes ou cordões , desenvolvem-se gradientes térmicos nas peças. Este facto provoca expansões e contracções desiguais o que não é tolerável em secções muito rígidas ou peças finas . Como o ferro fundido cinzento tem baixa ductilidade , as tensões geradas não podem ser relaxadas por distorção .

Metais de adição susceptíveis à fissuração : Não são indicados para a soldadura do ferro fundido os materiais de adição que formam depósitos contendo filmes intergranulares com baixo ponto de fusão, quando existe rigidez acentuada na zona da junta , o que é muito frequente no caso de peças maciças .

Técnica de soldadura incorrecta : É preferível depositar passes corridos e não balanceados . As crateras devem ser tapadas quer no começo quer no final dos cordões . Linhas paralelas de início e final dos cordões devem ser evitadas . A remoção de escória deve ser judiciosamente feita de modo a evitar inclusões .

Depósitos com volume elevado : Criam tensões de contracção elevadas no cordão, as quais devem ser removidas por martelagem , grenalhagem ou por outras técnicas como a deposição de cordões perpendiculares com materiais mais dúcteis .

Dureza e largura da ZAC : Fazendo rasgos na junta e ZAC, usando técnicas com baixa energia térmica , resolve-se praticamente o problema . No entanto a geometria e espaçamento dos chanfros é de vital importância e varia com cada reparação .

2.2.4 - METALURGIA DA SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO

O ferro fundido cinzento é um material intrínsecamente frágil e muitas vezes não consegue suportar as tensões de contração geradas durante o arrefecimento de um cordão de soldadura . A sua falta de ductilidade é causada pelas lamelas de grafite e quanto maior for a dimensão destas lamelas maior será a sua fragilidade e pior a soldabilidade.
[5]

A soldabilidade é também grandemente afectada pelas estruturas duras e frágeis que se formam na ZAC , constituídas por martensite e cementite . Os ferros fundidos cinzentos , lamelares , são mais susceptíveis de formarem carbonetos do que os nodulares . Estes são, sob este aspecto, mais facilmente soldáveis , em particular se a sua matriz tiver altos teores de ferrite , pois assim a formação de martensite é restringida . A dureza na ZAC poderá ser reduzida através de um pré-aquecimento e de um arrefecimento lento após a soldadura (ver a tabela 3) .

TABELA 3 - Temperaturas de pré-aquecimento recomendadas para diferentes processos de soldadura do ferro fundido [5].

MATERIAL	ESTRUTURA	SOLDADURA MANUAL (°C)	MIG (°C)	OXI-ACETILENICA (°C)	LIGAS MICRO- -PULVERIZADAS (°C)
FERRO FUNDIDO CINZENTO	FERRITICA	300	300	600	300
	PERLITICA	300 - 330	300 - 330	600	350
FERRO FUNDIDO NODULAR	FERRITICA	≤150	≤150	600	200
	PERLITICA	200 - 330	200 - 330	600	300
FERRO FUNDIDO MALEAVEL	FERRITICA COM CORAÇÃO BRANCO	≤200	≤200	600	200
	FERRITICA COM CORAÇÃO NEGRO	≤150	≤150	600	200
	PERLITICA	300 - 330	300 - 330	600	300

Em peças de grandes dimensões é por vezes impossível a aplicação das grandes temperaturas de pré-aquecimento recomendadas para evitar a fissuração . Nestes casos o uso de pré-aquecimentos da ordem dos 50-100°C e a martelagem de cada cordão ajudam a reduzir as tensões de contracção .[5]

A ZAC de uma soldadura em ferro nodular apresenta , mesmo na ausência de material de adição , três regiões de interesse : a primeira e mais afastada da junta , é a zona aquecida acima da temperatura eutectóide mas abaixo da eutética . A segunda é uma zona estreita que atingiu a temperatura eutética . A terceira é uma zona que está compreendida na anterior e é aquela onde houve fusão , por aquecimento acima do ponto eutético . [17]

Como já foi frisado , os maiores problemas que se encontram na soldadura são devidos à formação de uma faixa de carbonetos duros e frágeis na linha de fusão e de martensite na ZAC imediatamente adjacente àquela .

A formação de martensite é muito comum mas pode ser parcialmente eliminada por : [17]

- 1) Pré-aquecimento , para diminuir a velocidade de arrefecimento .
- 2) Tratamento após soldadura , para fazer o seu revenido.

Para diminuir a extensão da zona temperada podem ser modificados os parâmetros de soldadura , aumentando a velocidade de soldadura ou diminuindo a intensidade da corrente . Desse modo reduzir-se-à a energia térmica fornecida à peça .

A formação de carbonetos , contudo , é um problema de mais difícil solução . Esta estrutura resulta da rápida difusão do carbono dos nódulos de grafite para a matriz , originando um abaixamento do ponto de fusão desta e provocando o começo da liquefação à volta de cada nódulo . Esse líquido vai solidificar sob a forma de ferro branco devido às elevadas velocidades de arrefecimento da soldadura.

O pré-aquecimento não resolve este problema , uma vez que para ser obtida uma velocidade de arrefecimento suficientemente baixa para se dar a grafitização a sua temperatura devia ser próxima da de fusão . Tal ciclo está fora de questão devido aos elevados custos que acarretaria .

O tratamento térmico após soldadura apresenta inconvenientes devido à formação de grafite secundária a partir dos carbonetos , em nódulos pequenos , o que vai conduzir a uma diminuição da ductilidade .

Relativamente à figura 10 , analisemos o mecanismo pelo qual se processa a fusão . Consideremos um nódulo de grafite rodeado por uma matriz ferrítica submetido a um aquecimento e um arrefecimento rápidos devido à passagem de um arco . Após a passagem deste , o nódulo e a matriz foram aquecidas muito rapidamente , até uma certa temperatura . Esta temperatura , o tempo necessário para a atingir e a velocidade de aquecimento são determinadas (para uma dada energia térmica do arco e espessura do material base) pela distância entre o nódulo em questão e o ponto de passagem do arco . Quando esta distância aumenta a temperatura máxima atingida e a velocidade de aquecimento diminuem enquanto o tempo necessário para atingir essa temperatura aumenta .

[17]

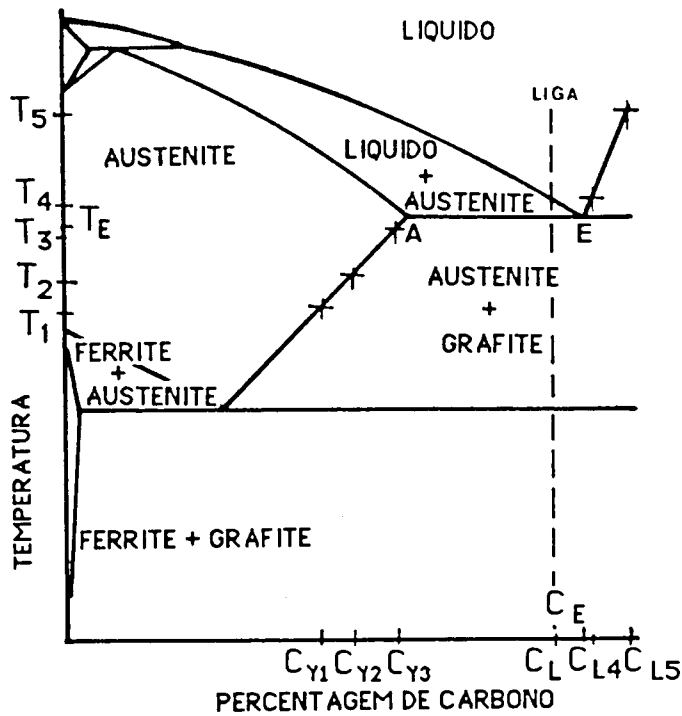


Fig. 10 - Diagrama de equilíbrio das ligas ferro-carbono [17].

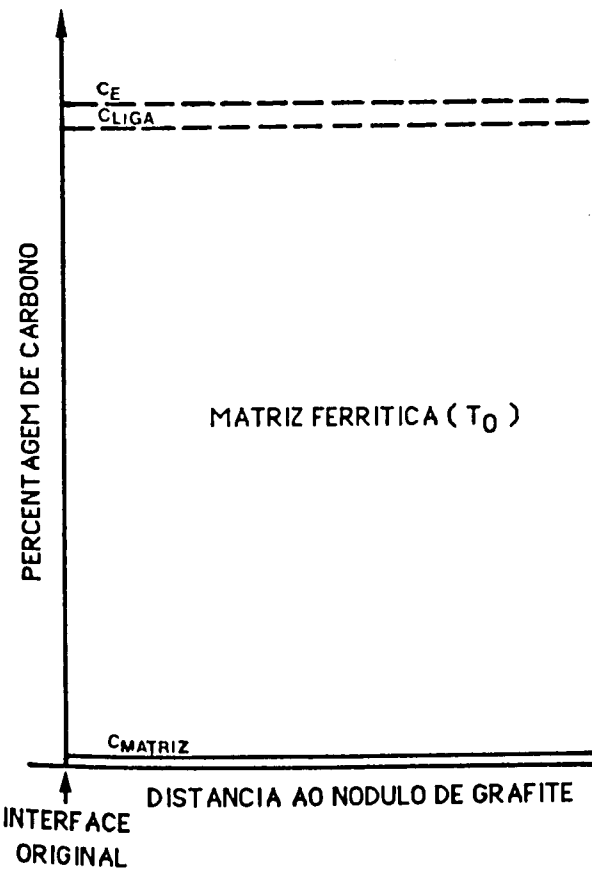


Fig. 11 - Gradiente de carbono idealizado, à volta de cada nódulo, antes do aquecimento [17].

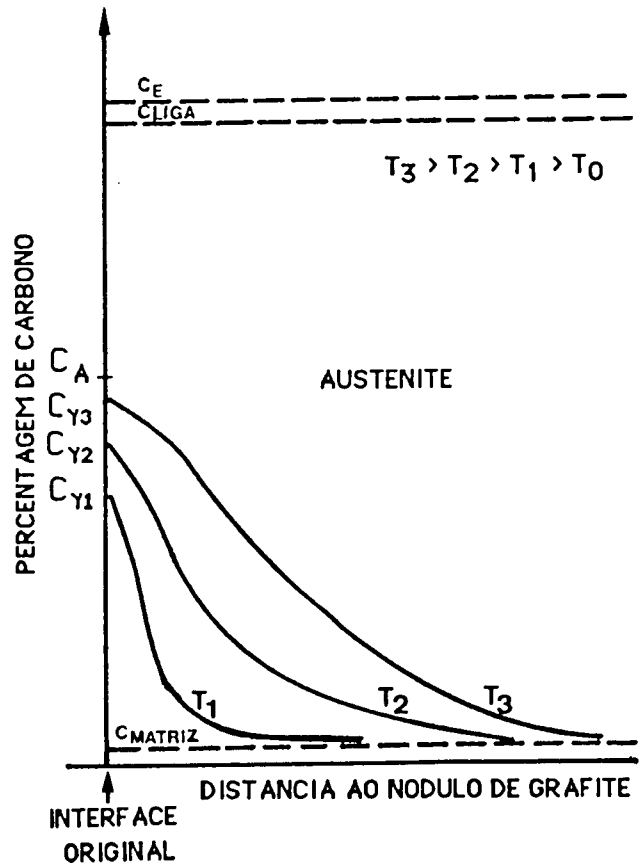


Fig. 12 - Gradientes de carbono na matriz, à volta dos nódulos, quando da austenitização [17].

Antes de ser aquecida , a área em consideração tem um gradiente de carbono tal como o mostrado na figura 11 . Quando do aquecimento e passagem pelo zona austenítica esse gradiente passa a ser tal como o representado na figura 12 . A austenite na interface do nódulo fica saturada com carbono quando este difunde dos nódulos , aumentando a velocidade de difusão com o aumento da temperatura , como é bem conhecido.

Quando a temperatura é tal que o teor de carbono na interface atinge o ponto A da figura 10 forma-se líquido com a composição do ponto E . Podemos dizer que no líquido não existe um gradiente de carbono , devido à rápida difusão deste .

Ao atingir a temperatura T_4 o teor de carbono no líquido saturado aumenta para CL_4 (considerando a interface do nódulo saturada com um teor de carbono superior ao do ponto eutético) enquanto o teor de carbono da austenite corresponde a C_4 . Deste modo a interface líquida afasta-se do nódulo até atingir um ponto R (ver a figura 13) onde o teor de carbono atingiu CL_4 , por difusão . A interface do nódulo afasta-se em sentido contrário (correspondendo a uma diminuição do tamanho do nódulo de grafite). Quando a temperatura aumenta para T_5 a interface líquida move-se até ao ponto S (figura 13) . [17]

Na figura 14 mostra-se o gradiente de carbono quando a interface líquida de um nódulo atingir a dos nódulos vizinhos . O teor de carbono do líquido atingirá então um valor constante devido à rápida difusão que se verifica às temperaturas em questão .

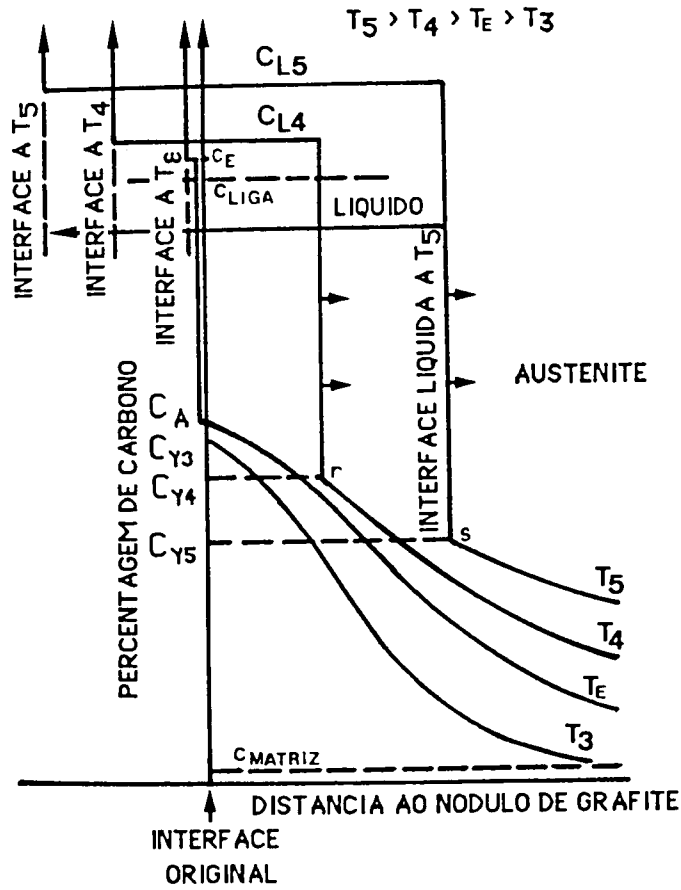


Fig. 13 - Gradientes de carbono à volta de cada nódulo depois da fusão se iniciar mas antes de esta se completar [17].

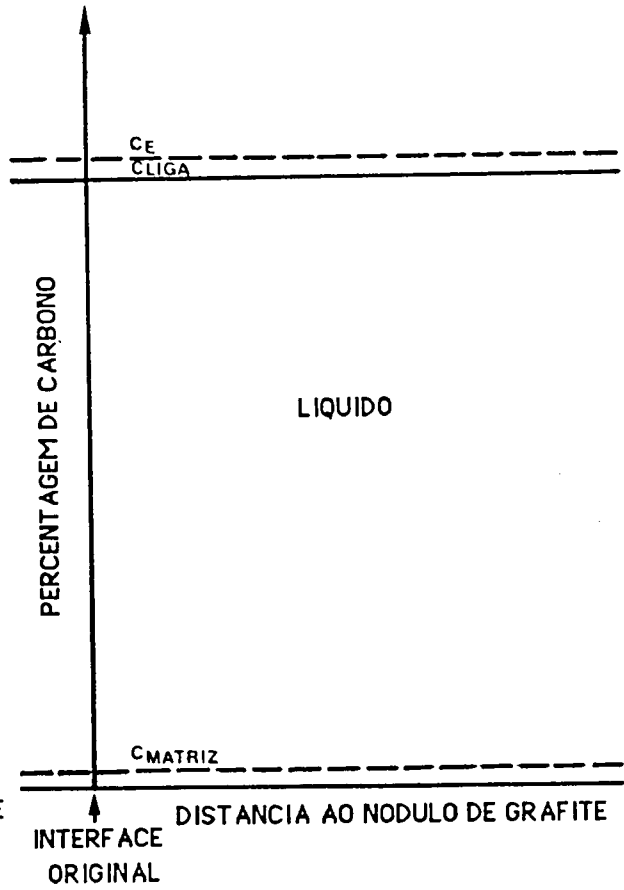


Fig. 14 - Gradiente de carbono na matriz após a dissolução total do nódulo [17].

2.2.5 - ESTRUTURAS NA JUNTA DE SOLDADURA

As dificuldades da soldadura do ferro fundido nodular são devidas principalmente ao seu elevado teor de carbono , o qual provoca a formação de martensite e cementite . Esta última aparece na linha de fusão e também na zona de fusão parcial do metal base , onde envolve os nódulos de grafite . A martensite aparece sobretudo na ZAC , mas pode também estar presente na zona de carbonetos . A microestrutura do depósito depende essencialmente do metal de adição usado .
[18]

Na ZAC podem aparecer agulhas isoladas de martensite rodeadas por carbonetos devida à diluição parcial do metal base que fundiu durante a soldadura e solidificou sob a forma de ferro branco devido ao seu alto teor de carbono e velocidade de arrefecimento . Apesar da zona de carbonetos ser dominada pela cementite nela podem ser encontrados pequenos nódulos de grafite .

Com um pré-aquecimento a 200°C aparece na ZAC uma estrutura quase completamente martensítica com pouca perlite, continuando a existir a linha de carbonetos .

No caso de um passe de raiz sobre o qual foi depositado outro passe , a ZAC perto da linha de fusão é agora totalmente perlítica e as zonas mais afastadas daquela consistem em bainite e ferrite , com pequena percentagem de martensite . A estrutura da matriz na ZAC e na zona de carbonetos no passe de raiz é assim diferente devido à soldadura do segundo cordão . Este provoca um aquecimento secundário e permite a transformação da austenite em bainite e perlite , desde que a temperatura não desça abaixo

da Ms entre os dois passes , de forma a evitar a transformação martensítica da austenite . [18]

Se o valor do pré-aquecimento aumentar para 300°C aumenta a quantidade de perlite no passe de raiz e , após o segundo passe , a estrutura será quase exclusivamente perlítica .

Na ausência de pré-aquecimento a temperatura entre passes baixará da Ms antes de ser dado o segundo cordão , com o conseqüente aparecimento de martensite .

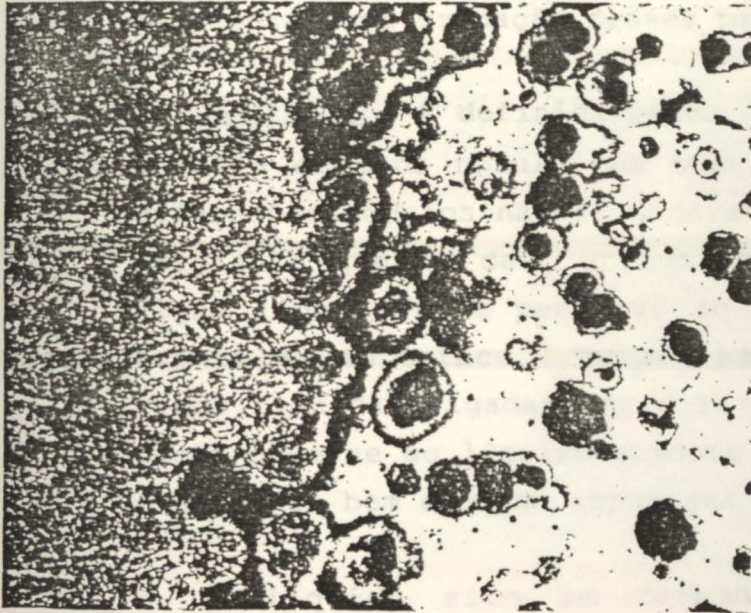
Daqui se conclui que o maior risco de formação da martensite será no último cordão de soldadura . Se se pretender evitar este fenómeno então deve-se seleccionar uma sequência de soldadura tal que o último cordão não seja depositado sobre o metal base . De outro modo a ZAC será mais susceptível de formar martensite . E também evidente que a temperatura de pré-aquecimento deve ser superior à temperatura Ms do material e que a peça deve ser mantida acima desta durante todo o trabalho . [18]

Na figura 15 aparecem as estruturas típicas da soldadura de um ferro fundido nodular , na ZAC e metal depositado . [17]

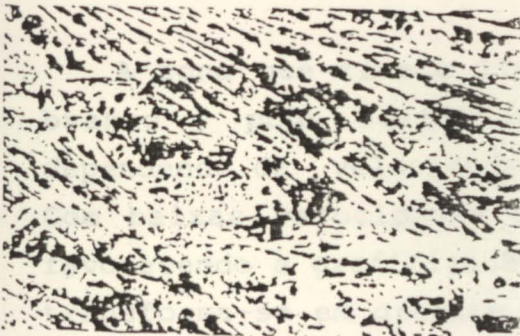
Região 1 : Parte do metal não afectado . Nódulos de grafite em matriz ferrítica .

Região 2 : Corresponde à zona onde a temperatura não atingiu a eutética (T_e) , ou seja , onde não houve formação de líquido . O gradiente de carbono à volta dos nódulos foi , deste modo , similar ao apresentado na figura 12 . Nesta zona a estrutura apresenta-se com nódulos de

grafite envolvidos por uma série de produtos de transformação da austenite. Como esta tinha um teor de carbono entre o de saturação e o valor da matriz ferrítica é



(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 15 - Estruturas na ZAC e metal depositado de uma soldadura em ferro fundido nodular. a) Fotomicrografia de uma soldadura com um só passe por arco eléctrico. A esquerda está a região 4 e à direita a 2. (x100). b) Fotomicrografia da região 4. Estrutura com carbonetos e ledeburite (x500). c) Fotomicrografia da região 3. Grafite nodular, martensite, carbonetos e ledeburite, martensite, perlite e ferrite (x500). d) Fotomicrografia da região 2. Grafite nodular, martensite, perlite e ferrite (x500) [17].

grafite envolvidos por uma série de produtos de transformação da austenite . Como esta tinha um teor de carbono entre o de saturação e o valor da matriz ferrítica é de esperar uma gradação desses produtos .

Região 3 : É definida pelos locais onde apareceu líquido à volta de cada nódulo mas onde as interfaces líquidas dos diferentes nódulos não se tocaram . A figura 13 representa o gradiente que se deve encontrar nesta região. Note-se que algum líquido pode penetrar ao longo das juntas de grão à frente da interface líquida. Na figura 16 mostram-se duas áreas líquidas ligadas entre si por uma rede líquida . Este facto deve-se ao ligeiro aumento do teor de carbono presente nas juntas bem como de impurezas .

O líquido rico em carbono que rodeia os nódulos solidifica como cementite e ledeburite enquanto a austenite à volta do líquido origina martensite .

A zona que tivera líquido , que se transforma em ferro branco , pode ferritizar parcialmente na solidificação dependendo da velocidade de arrefecimento e da composição . Com baixas velocidades de arrefecimento e uma composição favorecendo a grafitização , a cementite à volta dos nódulos transforma-se em grafite - a qual se deposita nos nódulos - e um anel de ferrite , como se vê na figura 17 . Aparecem assim , do nódulo para fora, as seguintes estruturas : nódulo de grafite , anel de ferrite , cementite e ledeburite, martensite e perlite estendendo-se para a ferrite da matriz . [17]

Na figura 18 a velocidade de arrefecimento foi superior e a estrutura passa a ser : nódulo de grafite , martensite , cementite, ledeburite e martensite . A falta do anel de



Fig. 16 - Rede de carbonetos que se estende à frente da interface líquida (x500) [17].

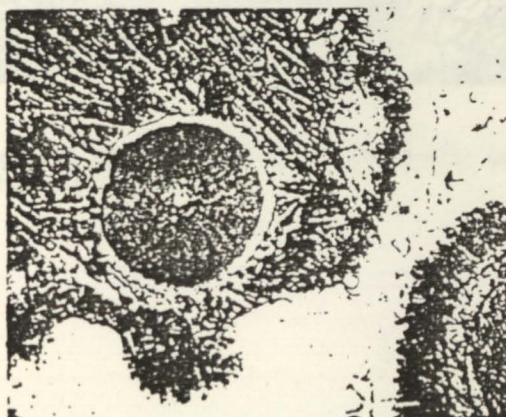


Fig. 17 - Estrutura para velocidade de arrefecimento lenta. À volta do nódulo de grafite distingue-se um anel de ferrite (x500) [17].

ferrite à volta do nódulo de grafite e se evita o facto desta zona não atingir um teor de carbono suficientemente baixo, por migração de carbono para o nódulo, que permita o aparecimento de ferrite.

Nesta zona as durezas rondam os 800 HV para as de cementite e ledeburite e 500 HV nas áreas de martensite.

Região 1: Nesta zona verifica-se a fusão completa, isto é, as ligas se fundem completamente. A figura 18 mostra a estrutura desta zona, cuja composição química é semelhante à da composição do hipocentelo, com durezas de 800 a 1000 HV.



Região 2: Nesta zona verifica-se a fusão do metal, com a realidade da zona de fusão e uma zona de solidificação, o que explica a estrutura observada.

Fig. 18 - Estrutura da região 3, com grafite nodular, martensite, carbonetos misturados com ledeburite e martensite [17].

ferrite à volta do nódulo deve-se ao facto dessa zona não atingir um teor de carbono suficientemente baixo , por migração deste para o nódulo , que permita o aparecimento de ferrite .

Nesta zona as durezas rondam os 800 HV para as de cementite e ledeburite e 500 HV nas áreas de martensite .

Região 4 : Nesta zona verificou-se a fusão completa , isto é , as interfaces líquidas dos vários nódulos tocaram-se . A figura 14 representa o gradiente de carbono nesta zona , cuja estrutura (figura 15b) , dependendo da composição do metal base , pode ser de ferro branco hipo ou hipereutético . Nesta zona a dureza pode atingir os 800 a 1000 HV .

Região 5 : Zona de metal depositado ; quando se dá a fusão do metal base durante a soldadura aparecem na realidade duas zonas de fusão distintas (zonas 4 e 5) e uma zona de fusão parcial (zona 3) . Este facto pode-se explicar do seguinte modo :

Quando o material de adição toca na superfície da chapa, pontos desta atingem temperaturas superiores às de fusão . Esta pode ocorrer imediatamente ou não . Os pontos afastados da superfície encontram-se nesse momento a aquecer e as interfaces líquidas começam a formar-se à volta de cada nódulo e a estenderem-se na matriz . Como o calor está a ser extraído rapidamente do metal depositado a zona adjacente a este solidifica antes que os pontos mais afastados tenham atingido uma temperatura suficientemente elevada e durante o tempo suficiente para as interfaces líquidas se juntarem . Deste modo a região 4 não se encontra completamente líquida enquanto a 5 está a arrefecer .[17]

A zona 4 é provavelmente a mais crítica em termos de resistência da junta uma vez que é uma zona de carbonetos contínua, muito dura e frágil. Na zona 3 , ainda que existam carbonetos , eles não são contínuos excepto quando são usadas elevadas temperaturas de pré-aquecimento e se forma uma rede de carbonetos intergranular . Os efeitos da martensite podem ser eliminados por um tratamento pós soldadura enquanto que este não tem efeitos sobre os carbonetos .

Os pré-aquecimentos acima de 300°C provocam modificações nas estruturas das regiões 2 e 3 . Assim : [17]

Região 2 - A austenite dá origem a perlite fina e não a martensite .

Região 3 - Tendência pronunciada para a penetração do líquido nas juntas de grão . Uma vez que esse líquido origina carbonetos no arrefecimento ele torna-se prejudicial . Na figura 19 vê-se a rede de carbonetos , a qual dificulta a maquinagem das peças .

Quando se dá um tratamento pós soldadura (900°C durante 30min; arrefecimento no forno ; 690°C durante 4 horas ; arrefecimento ao ar) observam-se as seguintes modificações nas regiões 2 , 3 e 4 : [17]

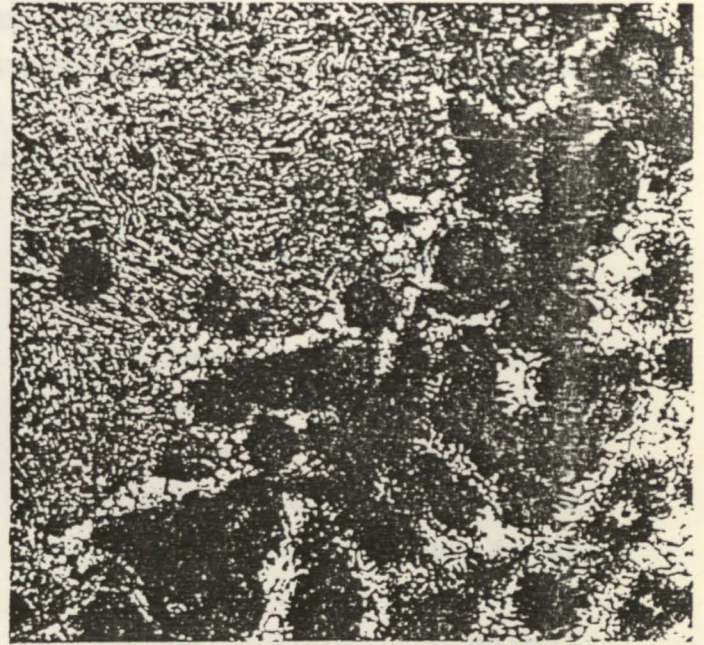
Região 2 : A maior parte do carbono presente nos produtos de transformação da austenite precipita nos nódulos. No entanto , aparecem também pequenos nódulos de grafite secundária .

Região 3 : Esta zona aparece semelhante à 2 excepto que a grafitação se dá à volta dos nódulos, correspondendo aos anéis onde se encontrava o líquido.

Região 4 : Dá-se a grafitação em vários locais. Os nódulos de grafite secundária que aparecem têm baixa ductilidade e, como tal, o tratamento pós-soldadura pouco favorece as propriedades da junta.



a)



b)

Fig. 19 - Efeitos do pré-aquecimento. a) Rede de carbonetos devida a um elevado pré-aquecimento (x500). b) Rede de carbonetos e perlite, martensite e bainite à volta dos nódulos, provocados por um elevado pré-aquecimento (x100) [17].

Região 3 : Esta zona aparece semelhante à 2 excepto que a grafitização se dá à volta dos nódulos , correspondendo aos anéis onde se encontrava o líquido .

Região 4 : Dá-se a grafitização em vários locais . Os nódulos de grafite secundária que aparecem têm baixa ductilidade e , como tal , o tratamento pós-soldadura pouco favorece as propriedades da junta .

2.2.6 - EFEITOS DO PRE-AQUECIMENTO E TRATAMENTOS TERMICOS APOS SOLDADURA

2.2.6.1 - PRE-AQUECIMENTO

A formação da ZAC dura e frágil , na soldadura de um ferro fundido , pode provocar a fissuração no arrefecimento ou em serviço. O uso de baixas energias térmicas limita a largura da ZAC mas continua a formar-se uma banda de carbonetos na linha de fusão. A dureza da ZAC pode ser limitada pelo uso do pré-aquecimento seguido por um arrefecimento lento após soldadura . O pré-aquecimento reduz a velocidade de arrefecimento do metal depositado e da ZAC o que diminui a quantidade de martensite , logo , a dureza dessas zonas . [4]

A formação e a morfologia dos carbonetos presentes na linha de fusão são afectadas pela energia térmica da soldadura . A martensite que aparece na ZAC é devida a pré-aquecimentos insuficientes . Os tratamentos térmicos pós soldadura baixam a dureza da ZAC mas não conseguem restaurar totalmente a ductilidade e tenacidade originais , devido à formação de uma fina dispersão de grafite secundária que acompanha a decomposição da martensite . [19]

O controle do pré-aquecimento , para evitar a formação de martensite , é também essencial para evitar os problemas associados com a grafitização secundária . Desde que as temperaturas de pré-aquecimento , entrepases e do tratamento após soldadura sejam superiores à temperatura M_s do ferro fundido , a formação de martensite é evitada .

O ferro fundido em geral e , em particular , o nodular , apresenta problemas característicos de soldabilidade , devido a ser um material com uma microestrutura fortemente heterogênea , constituída por grafite esferoidal numa matriz ferrítica , perlítica ou bainítica .

As dificuldades de soldadura são maiores no ferro fundido nodular relativamente ao cinzento devido à necessidade de se obterem tenacidades e ductilidades na ZAC comparáveis com as do metal base . O teor de carbono do material , associado às elevadas velocidades de aquecimento e arrefecimento da soldadura provocam a formação de uma miríade de microestruturas na ZAC .

A fraca soldabilidade do ferro fundido nodular pode ser atribuída a dois factores : formação de martensite na ZAC e aparecimento de uma estrutura de carbonetos , dura e frágil, na linha de fusão . [17] [20]

Vários investigadores têm estudado a zona de fusão das soldaduras de ferro fundido nodular e conseguido propriedades aceitáveis através do controle da composição do metal de adição [21] , ou usando técnicas de soldadura especiais . [22]

A velocidade de solidificação e , por consequência , a quantidade e morfologia dos carbonetos , é controlada pela

energia térmica [20] , a menos que sejam usados pré-aquecimentos acima dos 430°C . [17]

Tanto a energia térmica como o pré-aquecimento influenciam as velocidades de arrefecimento , como se vê na figura 20 .

A largura da ZAC de uma soldadura em ferro fundido depende da estrutura original da matriz , da energia térmica do processo e do grau de pré-aquecimento . O teor de carbono elevado de uma matriz perlítica ou das zonas perlíticas , provoca uma mais rápida transformação em austenite . Por outro lado , o baixo teor de carbono da ferrite retarda o aparecimento da austenite . Para as mesmas condições de soldadura , então, a ZAC de uma matriz perlítica será mais larga do que a obtida com uma matriz ferrítica.

E também evidente que a linha de fusão ou a zona de fusão parcial é uma região muito importante da ZAC , devido não só ao largo intervalo de solidificação do ferro fundido como também à elevada segregação de impurezas que tem lugar. Essa estrutura muito heterogênea torna muito complicados de resolver os problemas metalúrgicos associados à formação e morfologia da linha de fusão , de modo a ser conseguida uma soldabilidade aceitável .

Os carbonetos formam-se , geralmente , em duas zonas na linha de fusão : [19]

1 - Na periferia dos nódulos de grafite onde o carbono difunde para a matriz diminuindo as temperaturas de sólidos e líquidos do material .

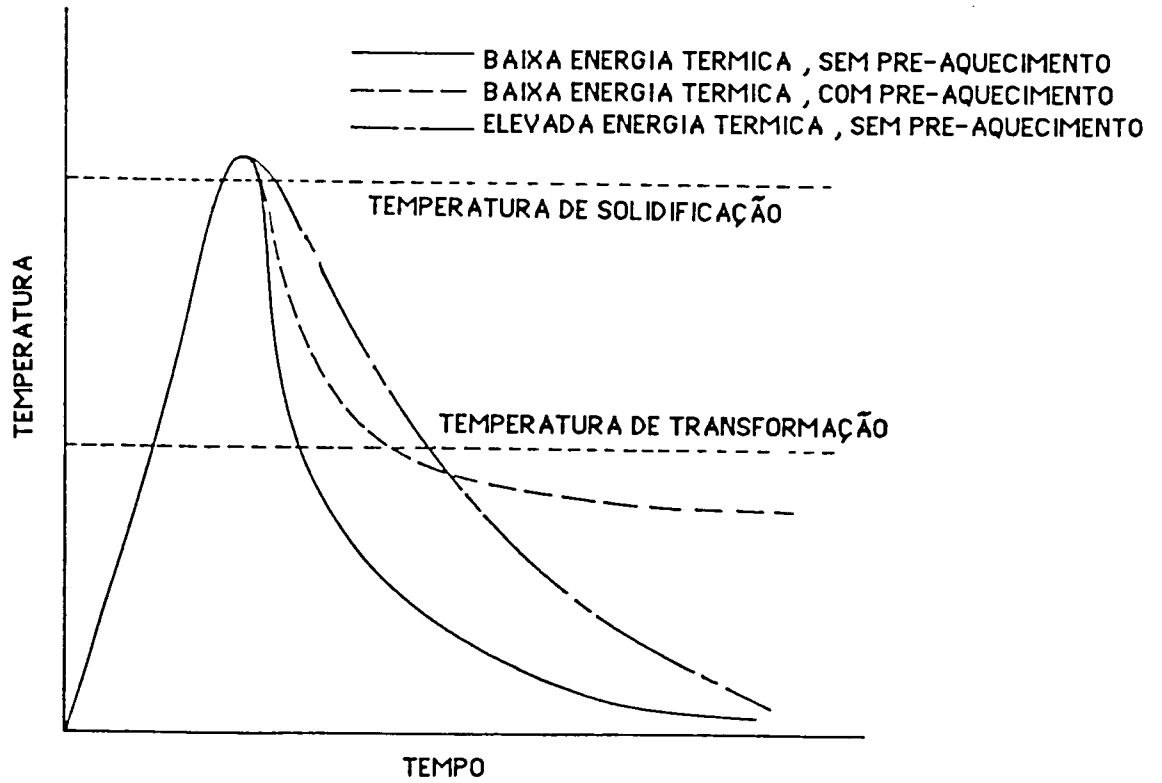


Fig. 20 - Representação esquemática do efeito da energia térmica e da temperatura de pré-aquecimento nas velocidades de solidificação e de transformação [19].

2 - Nas zonas entrecélulas da estrutura , entre os nódulos , onde ocorre a segregação de elementos e onde a solidificação termina .

O arrefecimento rápido destas zonas líquidas provoca a formação do carboneto eutético metaestável . No entanto , as elevadas durezas que aparecem na ZAC (devidas aos carbonetos e ou à martensite) , provocando dificuldades de maquinagem , não são as únicas propriedades mecânicas negativas . A tenacidade e ductilidade são também reduzidas nos locais da linha de fusão onde aparece uma rede contínua de carbonetos . [23] Com elevadas energias térmicas forma-se uma ZAC e linha de fusão bastante largas, mas esta última aparece descontinuamente , o que provoca descontinuidades dos carbonetos .

A continuidade e dimensão dos carbonetos são também afectadas pelo nível de pré-aquecimento (para temperaturas superiores a 430°C) , velocidade de soldadura e composição do metal base .

O pré-aquecimento tem um efeito pouco significativo nas velocidades de arrefecimento quando houve fusão do material e , mesmo que o uso de elevadas energias térmicas alargue a ZAC , a velocidade de arrefecimento é pouco afectada . Por outro lado , a solidificação das zonas líquidas dá-se por transferência de calor em três dimensões , o que aumenta a velocidade de arrefecimento , comparativamente com a extracção de calor em duas dimensões da zona de soldadura .

A formação de martensite na ZAC tem a ver não só com temperaturas de pré-aquecimento inadequadas [20] como também com a não manutenção dessa temperatura entrepases durante um tempo suficiente para assegurar o aparecimento de

estruturas mais macias. A fissuração , por exemplo , pode ser evitada usando um pré-aquecimento adequado . [22]

A temperatura mínima de pré-aquecimento necessária para evitar a formação de martensite depende da espessura das peças bem como da energia térmica do processo . Para o caso de grandes secções o pré-aquecimento deve ter valores acima da temperatura M_s do material , ou seja , por volta dos 200°C . Pré-aquecimentos inferiores são aceitáveis quando se usam energias térmicas elevadas ou quando a espessura é pequena , desde que a temperatura da ZAC não baixe da temperatura M_s durante a soldadura . Foi também sugerido que temperaturas de pré-aquecimento muito elevadas , acima dos 500°C , provocam a formação de uma rede contínua de carbonetos na linha de fusão . [24]

A experiência na soldadura do ferro fundido nodular perlítico indica que é desejável um pré-aquecimento da ordem dos 200 a 250°C , não sendo tão necessário no caso dos ferríticos . Uma vez que o ferro fundido nodular é relativamente dúctil , muitas vezes é suficiente o pré-aquecimento local , o que não acontece no caso dos ferros fundidos cinzentos . [25]

Devido a diferenças de expansão entre zonas diferentes no caso de peças complexas , durante o pré-aquecimento , ou no caso de peças de grandes dimensões , sujeitas a pré-aquecimento localizado, pode dar-se a fissuração . Para a evitar o pré-aquecimento localizado deve ser gradual , enquanto que o pré-aquecimento de grandes peças deve ser feito de uma maneira uniforme . [4]

A manutenção do pré-aquecimento é particularmente importante quando se soldam ferros fundidos ligados , onde

os tempos de transformação bainítica , às temperaturas de pré-aquecimento recomendadas , são particularmente longos . Este facto está ilustrado na figura 21 , onde são apresentadas as microestruturas na linha de fusão de duas soldaduras de ferro fundido nodular , executadas com os mesmos parâmetros . Na peça arrefecida rapidamente aparece martensite na ZAC (figura 21a) .

Os diagramas de transformação contínua de dois ferros fundidos nodulares , um ligado e outro não ligado , ilustram esse comportamento (ver a figura 22) . Devido à boa temperabilidade do ferro nodular , especialmente no caso de ele ser ligado , a transformação bainítica é retardada , logo o pré-aquecimento deve ser mantido durante algum tempo após o fim da soldadura para evitar a transformação martensítica .

Deve notar-se que o ciclo de arrefecimento da ZAC não corresponde exactamente às condições de arrefecimento de um diagrama de transformação contínua (TC) ou isotérmica (TI) . No entanto , os dados fornecidos pelo diagrama TC podem ser usados como uma aproximação dos tempos de transformação na ZAC de uma soldadura .

O evitar a formação de martensite é também essencial para eliminar o aparecimento de grafite secundária na ZAC de soldaduras multipasses ou tratadas termicamente .

2.2.6.2 - TRATAMENTO TERMICO DE RECOZIDO SUBCRITICO

O ciclo do tratamento térmico do recozido subcrítico pode ser visto na figura 23 .

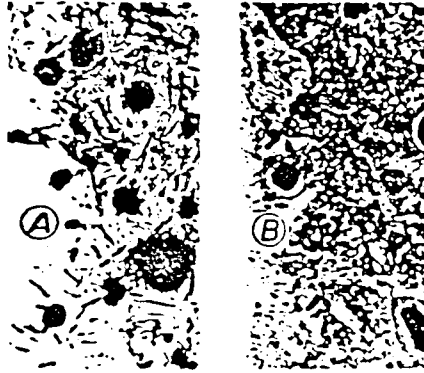


Fig. 21 - Estruturas presentes na zona de fusão parcial. a) Têmpera após a soldadura. b) Arrefecimento lento após a soldadura [19].

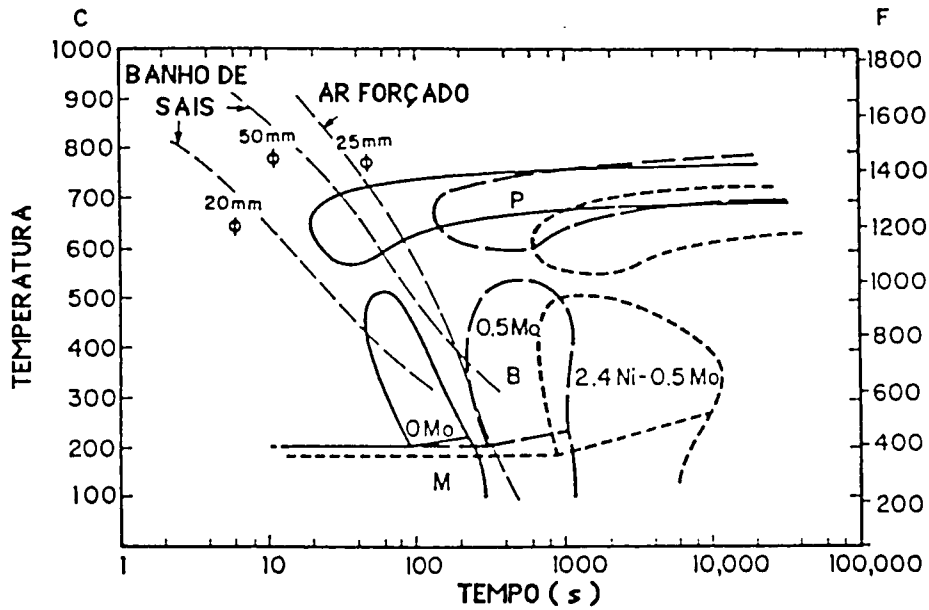


Fig. 22 - Diagrama de transformação contínua para um ferro fundido nodular com 3-3.5%C, 2.5%Si, 0.3%Mn e diferentes teores de Mo e Ni. [26].

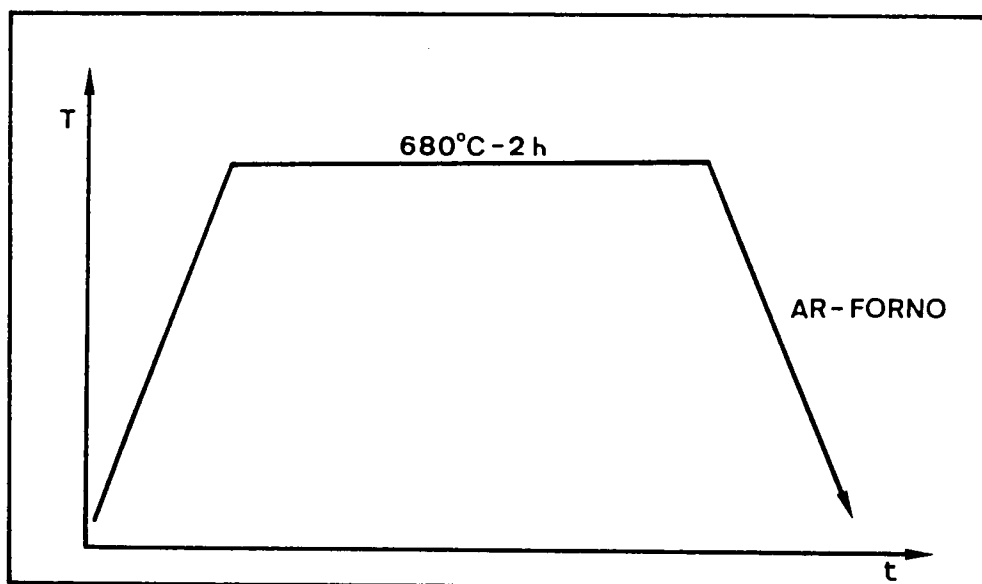


Fig. 23 - Ciclo do tratamento térmico de recozido subcrítico.

O recozido subcrítico pode ser usado com sucesso para reduzir a dureza máxima da ZAC de uma soldadura em ferro fundido , de 650/700 HV para os 400/500 HV . Estruturalmente haverá ferritização da martensite , perlite e bainite na ZAC e grafitização parcial dos carbonetos na linha de fusão . No entanto , continuarão a existir quantidades apreciáveis destes , o que contribui para a manutenção de elevadas durezas e baixa ductilidade e tenacidade . [19]

Se existir uma rede contínua de carbonetos na linha de fusão , após soldadura , então a decomposição de parte dessa rede devido ao tratamento provocará a formação de cadeias de grafite de recozido (temper carbon) . Este fenómeno é bastante prejudicial para as propriedades mecânicas da ZAC .

Por outro lado , a decomposição da martensite em ferrite e numa fina distribuição de grafite secundária [24] também prejudica as propriedades mecânicas . A decomposição da bainite ou perlite origina igualmente ferrite e grafite secundária . Esta vai provocar uma redução apreciável da resistência e tenacidade da junta .[27]

A formação de grafite secundária a partir da martensite, na ZAC , pode ser observada na figura 24 . Trata-se de duas soldaduras executadas com os mesmos parâmetros mas com diferentes velocidades de arrefecimento . As estruturas correspondentes , antes do recozido são as da figura 21 . [19]

Nas duas vistas observa-se a existência na linha de fusão de cadeias de grafite de recozido , originadas pela decomposição de carbonetos . Observa-se a existência de grafite secundária apenas na amostra que tinha martensite , ou seja , na figura 24a .

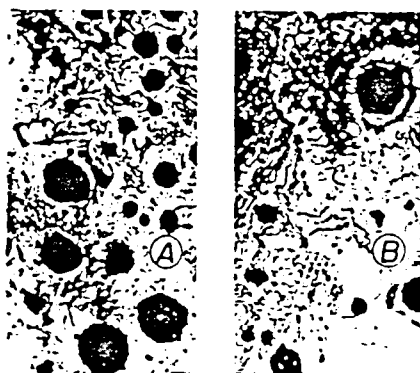


Fig. 24 - Estruturas na zona de fusão parcial após recozido subcrítico. a) Têmpera após a soldadura. b) Arrefecimento lento após a soldadura [19].

Por meio de um recozido subcrítico (700°C - 4 horas) , aparecerá num segundo cordão de soldadura grafite secundária na ZAC, em pequenas partículas . Na linha de fusão não haverá decomposição total dos carbonetos . No passe de raiz, onde não existia martensite nem na ZAC nem na linha de fusão, antes do tratamento , não se forma grafite secundária na ZAC . Na zona de carbonetos aparece pouca grafite mas em partículas de maior dimensão . [18]

2.2.6.3 - TRATAMENTO TERMICO DE RECOZIDO TOTAL

O ciclo correspondente a este tratamento pode ser visto na figura 25 .

Este tratamento térmico é normalmente usado para amaciar a ZAC. Isto é feito para assegurar a maquinabilidade e restaurar a tenacidade e ductilidade da junta . Enquanto que a dureza e a resistência do metal base são totalmente recuperadas , após o recozido , a tenacidade e a ductilidade não o são , como se vê na tabela 4 . Os carbonetos que existiam na linha de fusão , antes do revenido , vão originar grafite , enquanto que a martensite, bainite e perlite da ZAC dão lugar a ferrite . O recozido total provoca grafitização completa na linha de fusão , ao contrário do recozido subcrítico onde continua a existir uma percentagem elevada de carbonetos após o tratamento . [19]

No caso da aplicação de um recozido total (900°C / 2 horas - arrefecimento no forno - 700°C / 4 a 5 horas - arrefecimento no forno) toda a cementite será grafitizada e aparece uma matriz ferrítica quer na ZAC quer na linha de fusão . Apenas onde na ZAC existia martensite é que aparece grafite secundária . Uma matriz martensítica na linha de

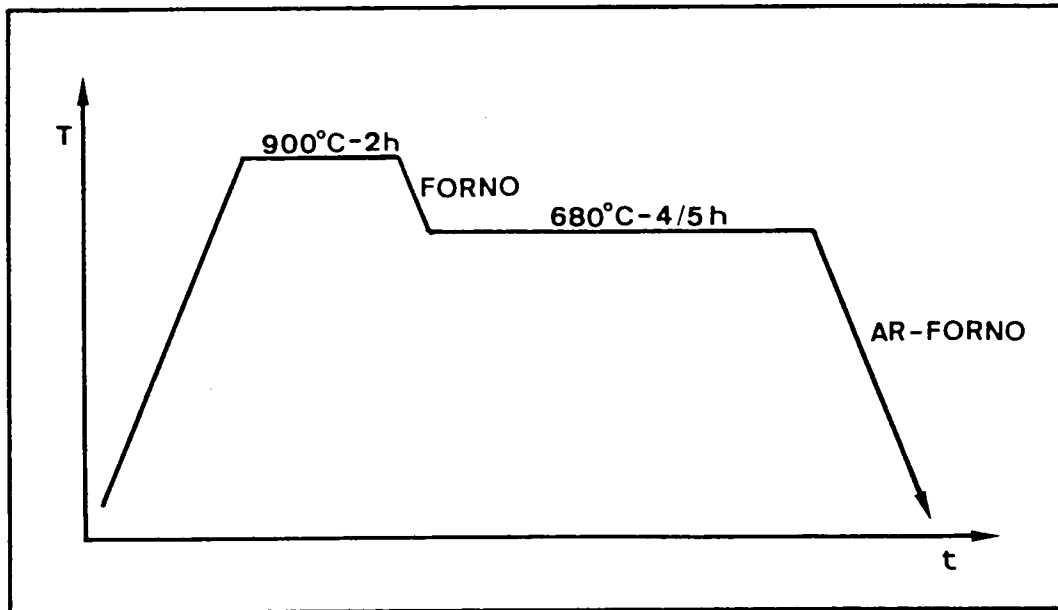


Fig. 25 - Ciclo do tratamento térmico de recozido total.

TABELA 4 - Propriedades mecânicas de juntas soldadas topo-a-topo em ferro fundido nodular ferrítico e perlítico com electrodos de níquel [28].

ESTRUTURA	ESTADO	ALONGAMENTO (%)	DUREZA MAX. NA ZAC (HV)	RESILIENCIA (J) a)
FERRITICO	METAL BASE	12 - 20	-	135 - 144
	APOS SOLDADURA	1 - 9	650 - 700	19 - 27
	RECOZIDO SUBCRITICO	5 - 14	400 - 430	38 - 49
	RECOZIDO TOTAL	6 - 12	160 - 180	41 - 49
PERLITICO	METAL BASE	3 - 5	-	14 - 16
	APOS SOLDADURA	1 - 3	650 - 700	16 - 20

a) Energia absorvida no ensaio Charpy .

fusão propiciará uma nucleação mais abundante de grafite do que no caso de uma matriz perlítica ou bainítica . Este fenómeno provoca uma morfologia desfavorável da grafite , com partículas mais pequenas e agrupadas em cadeias .[18]

A morfologia inicial dos carbonetos na linha de fusão e a estrutura da ZAC vão determinar , respectivamente , a morfologia da grafite de recozido , formada a partir da decomposição dos carbonetos , e a formação de grafite secundária . Para o caso do recozido total , a não possibilidade de se restaurar completamente a tenacidade e a ductilidade originais podem ser atribuídas aos seguintes factores : [19]

1 - Formação da grafite de recozido na linha de fusão , sob a forma de cadeias , devido a uma morfologia inicial dos carbonetos inadequada (rede contínua de carbonetos) .

2 - Formação de uma distribuição fina de grafite secundária na ZAC , devido à decomposição da martensite . Esta resultou do uso de temperaturas de pré-aquecimento inadequadas ou da sua não manutenção entre passes .

O aparecimento da grafite de recozido não pode ser evitado , mas o seu efeito detrimental em termos de ductilidade e tenacidade pode ser minimizado controlando a morfologia inicial dos carbonetos pelo controle da velocidade de arrefecimento na solidificação . A grafite secundária pode ser eliminada e as propriedades após recozido total melhoradas evitando a formação de martensite na ZAC.

Como se vê na figura 26a , a decomposição da martensite existente na ZAC provoca o aparecimento de uma fina

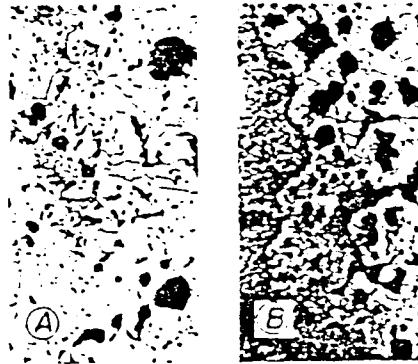


Fig. 26 - Estruturas na zona de fusão parcial após recozido total. a) Têmpera após a soldadura. b) Arrefecimento lento após a soldadura [19].

distribuição de grafite na ZAC. A decomposição da perlite ou bainite (figura 26b) origina o crescimento de grafite secundária na matriz e à volta dos nódulos . Refira-se que a grafite secundária terá uma distribuição mais fina quanto maior for a velocidade de arrefecimento após soldadura , devido ao aumento do número de pontos de nucleação da grafite .

2.2.6.4 - GRAFITE SECUNDARIA

A análise do mecanismo de formação da grafite secundária e do seu efeito nas propriedades mecânicas do ferro fundido levam a concluir que interessa evitar a formação de martensite na ZAC .[19]

Na figura 27 vê-se grafite secundária formada pela decomposição de martensite , após recozido a 680°C durante 2 horas . Saliente-se que a grafite secundária aparece apenas da decomposição da martensite e não da perlite ou bainite . Este fenómeno deve-se à fácil nucleação de grafite secundária no início do tratamento e subsequente crescimento sobre os nódulos originais ou sobre os seus núcleos . [29]

A grafite secundária provoca baixas acentuadas do alongamento em ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica, o qual pode passar de 22% para os 10% .

Na figura 28 observam-se os efeitos da grafite secundária na resiliência , medida pelo ensaio Charpy , de um ferro fundido nodular ferrítico . Vê-se claramente como a formação de grafite secundária baixa consideravelmente o patamar superior de energia . No entanto , a temperatura de transição baixa e o patamar inferior sobe ligeiramente .

Este comportamento pode ser explicado pela análise das superfícies de fractura nas figuras 29 (ferro fundido nodular ferrítico) e 30 (ferro fundido ferrítico com grafite secundária).

Na figura 29, a estrutura a alta temperatura (90°C) sofreu deformação plástica da matriz, o que levou a uma maior quantidade de grafite secundária.

Na figura 30, a estrutura de grafite secundária na matriz ferrítica, com uma maior quantidade de grafite secundária, com uma maior quantidade de grafite secundária, com uma maior quantidade de grafite secundária.

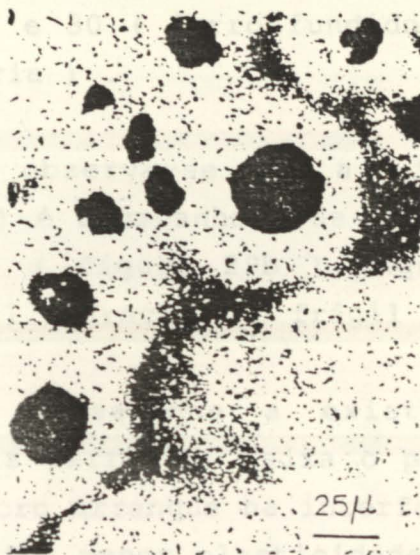


Fig. 27 - Estrutura de um ferro fundido nodular ferrítico com grafite secundária [19].

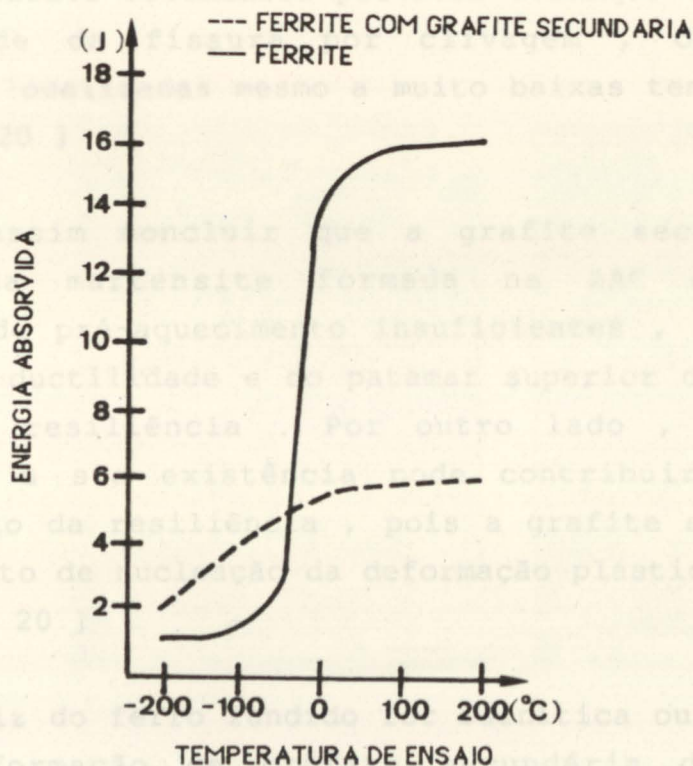


Fig. 28 - Valores de resiliência a várias temperaturas de um ferro fundido nodular ferrítico com e sem grafite secundária [19].

Este comportamento pode ser explicado pela análise das superfícies de fractura nas figuras 29 (ferro fundido nodular ferrítico) e 30 (ferro fundido nodular ferrítico com grafite secundária) .

Na figura 29 observa-se que a fractura a alta temperatura (90°C) é acompanhada de apreciável deformação plástica da matriz (figura 29b) enquanto que a baixa temperatura (-60°C) a fractura é frágil .

Na figura 30 vê-se que a existência de grafite secundária na matriz ferrítica baixa o patamar superior de energia devido a micro arranque na interface ferrite/grafite secundária , com muito menor plasticidade e mais localizada do que acontecia nas amostras de matriz ferrítica sem grafite secundária . A diminuição da temperatura de transição e a subida do patamar inferior de energia devem-se ao facto da grafite secundária provocar arranque localizado na extremidade da fissura por clivagem , originando plasticidades localizadas mesmo a muito baixas temperaturas de ensaio . [20]

Podemos assim concluir que a grafite secundária , resultante da martensite formada na ZAC devido a temperaturas de pré-aquecimento insuficientes , provoca a diminuição da ductilidade e do patamar superior de energia no ensaio de resiliência . Por outro lado , a baixas temperaturas, a sua existência pode contribuir para um ligeiro aumento da resiliência , pois a grafite secundária servirá de ponto de nucleação da deformação plástica durante a fractura . [20]

Se a matriz do ferro fundido for bainítica ou perlítica não haverá formação de grafite secundária durante o

tratamento térmico [29] . Neste caso a grafite precipitará sobre os nódulos originais de grafite resultando uma matriz ferrítica . [19]

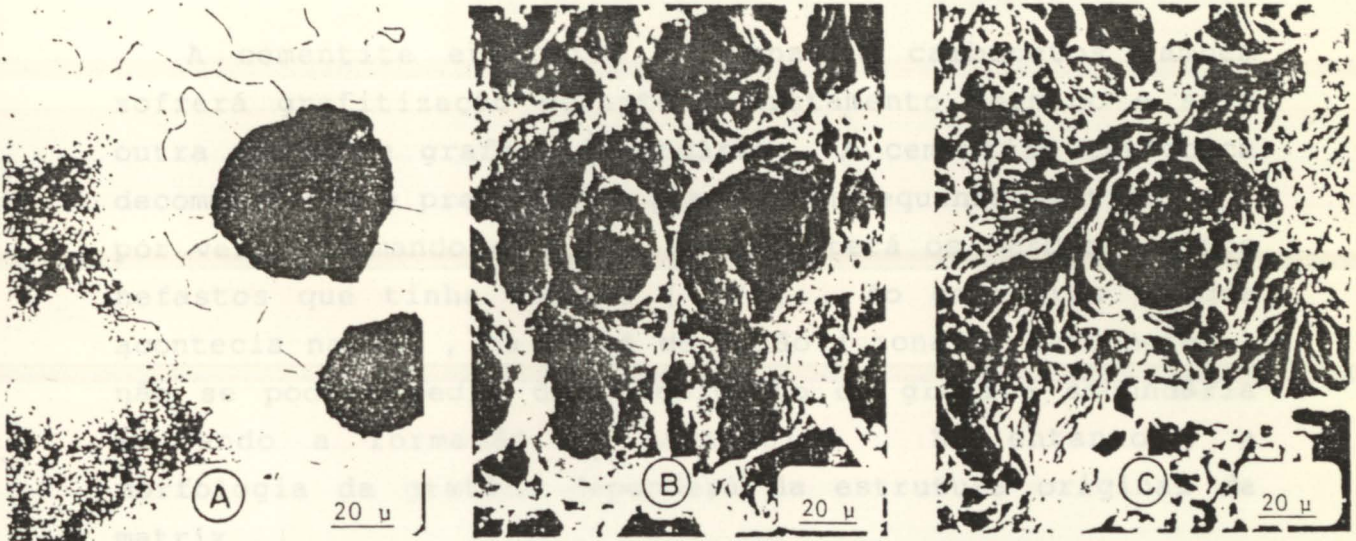


Fig. 29 - Microestrutura e superfície de fractura características de um ferro fundido nodular ferrítico. a) Microestrutura. b) Fractura a 93°C. c) Fractura a -57°C [19].

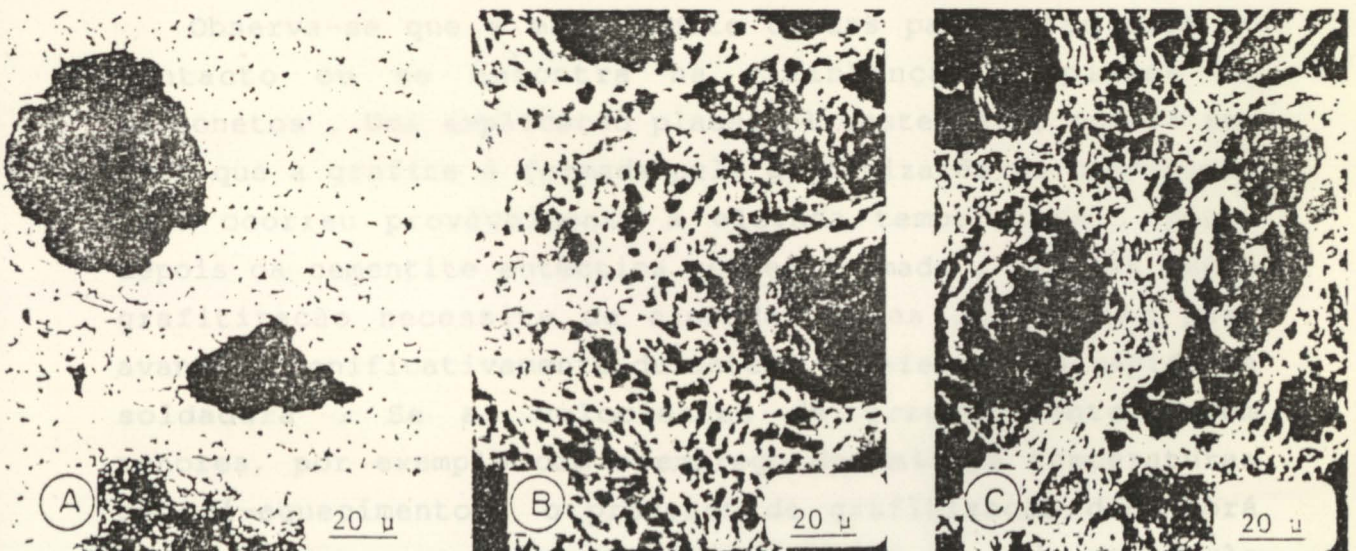


Fig. 30 - Microestrutura e superfície de fractura características de um ferro fundido nodular ferrítico com grafite secundária. a) Microestrutura. b) Fractura a 93°C. c) Fractura a -57°C [19].

tratamento térmico [29] . Neste caso a grafite precipitará sobre os nódulos originais de grafite resultando uma matriz ferrítica . [19]

A cementite eutética na zona de carbonetos também sofrerá grafitização durante o tratamento térmico e será outra fonte de grafite secundária . A cementite eutética decompor-se-á e precipitará grafite em pequenas partículas , por vezes formando cadeias , a qual terá os mesmos efeitos nefastos que tinha na ZAC [17] . Ao contrário do que acontecia na ZAC , na linha de fusão (zona de carbonetos) não se pode impedir o aparecimento de grafite secundária evitando a formação de martensite . No entanto , a morfologia da grafite dependerá da estrutura original da matriz .

A quantidade de partículas de grafite na linha de fusão aumenta com o aumento da temperatura de pré-aquecimento e com o aumento da energia térmica . [20]

Observa-se que a maior parte dessas partículas está em contacto ou se encontra na vizinhança de placas de carbonetos . Uma explicação plausível deste facto poderá ser a de que a grafite é formada pela grafitização da cementite. Esta ocorreu provavelmente a elevada temperatura , pouco depois da cementite eutética se ter formado , uma vez que a grafitização necessita de elevadas taxas de difusão para avançar significativamente durante o arrefecimento rápido da soldadura . Se as velocidades de arrefecimento forem menores, por exemplo com o emprego de maiores temperaturas de pré-aquecimento , o processo de grafitização decomporá quase toda a cementite existente à volta de cada partícula de grafite , as quais estariam em contacto com menor quantidade de placas de cementite . Isto parece indicar que

toda a grafite presente na linha de fusão após a soldadura com pré-aquecimento moderado ($\approx 200^{\circ}\text{C}$) formou-se por grafitização da cementite , o que leva a pensar que será impossível impedir a formação de cementite eutética na soldadura por arco eléctrico do ferro fundido , a menos que sejam usadas temperaturas de pré-aquecimento próximas da de fusão do material base . [17]

2.2.7 - CICLOS TERMICOS E SEU CONTROLE

Na fundição a solidificação do ferro fundido é controlada através da composição química do material , pela inoculação que influencia a nucleação e por factores físicos tais como a temperatura de vazamento e o material da moldação . Os meios de controle da solidificação durante a soldadura são mais limitados devido à rapidez e localização restrita dos ciclos de aquecimento e arrefecimento . Mesmo usando temperaturas de pré-aquecimento muito elevadas e escolhendo correctamente o material de adição , a formação de cementite é muito difícil de evitar se houver fusão do material base . [30]

Por isso , as técnicas de soldadura do ferro fundido por arco eléctrico fazem uso de baixas energias térmicas com o objectivo de limitar a fusão e diluição do metal base , bem como com o de se obter uma zona de carbonetos descontínua na linha de fusão . Uma alternativa para a solução deste problema está em evitar a fusão do metal base usando a brasagem ou a soldadura por projecção de ligas micropulverizadas .

O controle dos ciclos térmicos das soldaduras é um meio eficiente de assegurar a produção de juntas com boa qualidade e um factor de essencial importância na soldadura

de aços ligados e dos ferros fundidos . Nestes dão-se importantes alterações estruturais devido ao aquecimento a altas temperaturas seguido de um arrefecimento rápido.[31]

Os problemas de soldabilidade do ferro fundido devem-se ao seu alto teor em carbono , à susceptibilidade para a formação de cementite e ledeburite em condições não de equilíbrio , à transformação martensítica da matriz durante o arrefecimento e à baixa ductilidade do metal base , sobretudo na presença de placas de grafite , carbonetos livres , ledeburite e martensite .

Devido a esses factores , o risco de fissuração do ferro fundido numa operação de soldadura é muito grande . Esse risco aumenta com a redução da temperatura inicial da peça . A diminuição da espessura das peças enfraquece a remoção do calor e aumenta a largura da zona aquecida a altas temperaturas , logo da ZAC , a qual contém ferro branco e estruturas de têmpera , cuja presença facilita a formação de fissuras na junta sob o efeito de tensões ainda que sejam apenas as originadas pelo ciclo térmico .

A soldadura por arco do ferro fundido , sem pré-aquecimento , implica a selecção correcta do metal de adição e a redução da energia térmica aplicada na soldadura , especialmente no caso de peças finas .

O problema da redução da zona aquecida a elevadas temperaturas pode ser solucionado pela diminuição da energia térmica . Na soldadura por arco eléctrico manual do ferro fundido o nível de aquecimento das peças depende sobretudo da sua espessura . A energia térmica do arco , neste caso , tem valores da ordem dos 3 KJ/mm . A largura da zona aquecida a temperaturas superiores a 800°C é independente da

espessura das peças apenas para energias térmicas inferiores a 0.8 KJ/mm . Estes valores são obtidos com o processo de soldadura MIG , semi-automático , chanfro com pequena abertura e fio de baixo diâmetro . [31]

O nível da energia térmica e o gradiente de temperaturas na zona do cordão podem ser usados para avaliar a natureza das variações de temperatura durante a soldadura . Mantendo todos os outros parâmetros constantes , a redução da energia térmica e o aumento da taxa de extracção de calor aumentam a severidade dos gradientes de temperatura e dos ciclos térmicos na zona da soldadura .

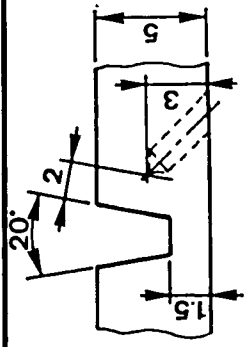
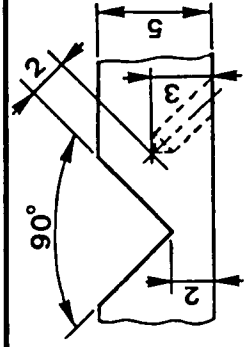
Na figura 31 observam-se os registos de vários ciclos térmicos, segundo a tabela 5 . Essas curvas podem ser divididas em dois grupos , 1-3 e 4-6 , segundo a variação da temperatura com o tempo.

As curvas do primeiro grupo correspondem ao processo de soldadura caracterizado pelo aquecimento da ZAC a mais altas temperaturas e com maior velocidade (500-600°C/s) e por uma elevada velocidade de arrefecimento até cerca de 300-400°C . São soldaduras executadas com baixas energias térmicas e preparações estreitas . O segundo grupo de curvas mostram um aumento gradual da temperatura na ZAC e um arrefecimento mais lento . [31]

O diâmetro do fio e o tipo de soldadura (manual ou semi-automática) parecem afectar menos o ciclo térmico do que a secção recta da junta , mesmo que as áreas sejam iguais no caso da preparação estreita ou em simples V .

O pré-aquecimento também não influencia a natureza do ciclo térmico , como se vê da comparação das curvas 1 e 2 da

TABELA 5 - Condições de realização de soldaduras para o registo dos ciclos térmicos [31] .

CHANFRO	TECNICA DE SOLDADURA	Im (Amp)	Vm (Volt)	v (cm/s)	Q (KJ/cm)
	SOLDADURA AUTOMATICA FIO DE NIQUEL-FERRO , 1.2 mm SEM PRE-AQUECIMENTO	140	16.5	0.25	7.36
	SOLDADURA AUTOMATICA FIO DE NIQUEL-FERRO , 1.2 mm PRE-AQUECIMENTO A 200°C	130	17.0	0.20	7.65
	SOLDADURA AUTOMATICA FIO DE COBRE-NIQUEL , 1.2 mm SEM PRE-AQUECIMENTO	105	23.0	0.25	7.73
	SOLDADURA AUTOMATICA FIO DE NIQUEL-FERRO , 1.2 mm SEM PRE-AQUECIMENTO	160	18.0	0.12	18.0
	SOLDADURA MANUAL ELECTRODOS DE NIQUEL , 3mm SEM PRE-AQUECIMENTO	90	20.0	0.05	28.5
	SOLDADURA MANUAL ELECTRODOS DE NIQUEL , 2mm SEM PRE-AQUECIMENTO	60	20.0	0.03	32.0

NOTA : EM QUALQUER UM DOS CASOS O ELECTRODO FOI LIGADO AO POLO NEGATIVO

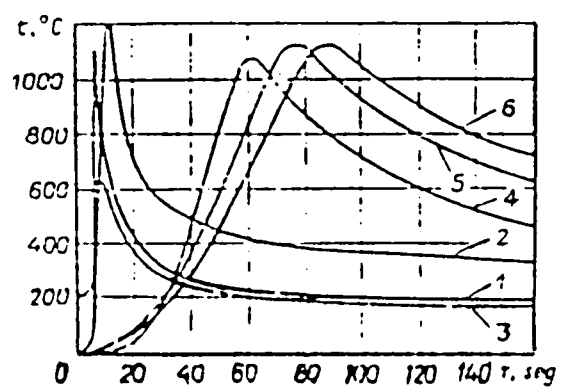


Fig. 31 - Ciclos térmicos correspondentes às soldaduras indicadas na Tabela 5 [31].

figura 31 , mas afecta grandemente as condições de arrefecimento na ZAC . Um pré-aquecimento a 200°C reduz significativamente a velocidade de arrefecimento na ZAC . A razão entre a velocidade de arrefecimento da soldadura na ZAC sem e com pré-aquecimento aumenta com o diminuir da temperatura e atinge valores de 3 a 5 para a gama mais baixa de temperaturas em que a austenite é estável ($\approx 500^{\circ}\text{C}$) .
[31]

Logo , um pré-aquecimento a 200°C , mesmo que não impeça a formação de carbonetos e ledeburite na linha de fusão , é sem dúvida útil na medida em que reduz os produtos de transformação não de equilíbrio da austenite e o nível de tensões residuais .

Com base nos ciclos térmicos é também possível a determinação da dependência do tempo durante o qual a zona de soldadura se mantém austenítica , e da dissolução da grafite , relativamente aos parâmetros de soldadura .

O período durante o qual o material se encontra a temperaturas abaixo da linha de sólidos depende pouco das condições de soldadura (ver a figura 32a) . Deve-se também levar em conta o período de tempo em que o material se mantém a temperaturas de austenitização baixas , quer durante o aquecimento quer durante o arrefecimento da soldadura . Como se vê na figura 32b , a dependência do tempo relativamente à energia térmica , a temperaturas abaixo dos 1100°C, é pronunciada .

Para energias térmicas da ordem dos 2.5-3 KJ/mm , as quais correspondem à soldadura manual com eléctrodos de níquel , o tempo durante o qual a ZAC permanece a temperaturas austeníticas aumenta bastante relativamente aos

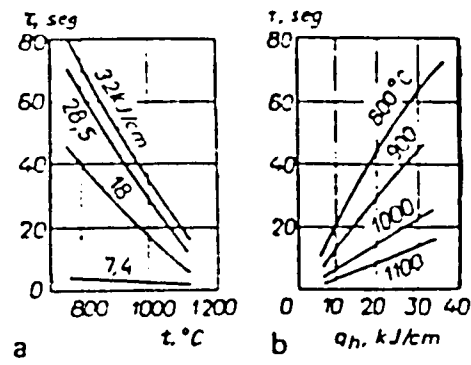


Fig. 32 - Dependência do tempo a que a zona da soldadura se encontra a altas temperaturas relativamente a: a) Temperatura à qual a zona é aquecida., com diferentes energias térmicas b) Energia térmica, após soldadura atingindo diferentes temperaturas [31].

processos semi-automáticos com energias térmicas da ordem dos 0.8 KJ/mm . Por esta razão , a extensão dos processos de difusão e as mudanças estruturais na zona da soldadura aumentam com o aumento da energia térmica .

O tempo durante o qual a ZAC se mantém a temperaturas austeníticas e a temperaturas às quais se dá a dissolução da grafite , aumenta bastante com o aumento da energia térmica.

2.3 - PROCESSOS DE SOLDADURA E SUA APLICAÇÃO NOS FERROS FUNDIDOS

2.3.1 - INTRODUÇÃO

Uma breve revisão dos processos de soldadura e de materiais de adição para a ligação de ferros fundidos é dada na tabela 6 .

2.3.2 - BRASAGEM

A brasagem é um processo que não envolve fusão das partes a ligar e onde é usada uma vareta de latão .

O metal base deve ser pré-aquecido localmente ou na totalidade a 400°C e a zona da junta revestida com fluxo . O local de início da soldadura será então aquecido , com um maçarico , a aproximadamente 850°C . A vareta de adição é aquecida com a chama , mergulhada em fluxo , e colocada na peça quente . Nesse momento a vareta deve derreter e molhar a superfície da peça . O metal de adição continuará a ser adicionado até ser completamente preenchido o chanfro.[30]

A brasagem permite obter um depósito maquinável . A temperatura de serviço das peças não deve exceder os 250°C , devido à perda de resistência da junta acima desse valor .

2.3.3 - SOLDADURA POR PROJECCÃO DE LIGAS MICRO-PULVERIZADAS

A soldadura por projecção de ligas micro-pulverizadas é um processo com baixa energia térmica usando vários materiais de adição sob a forma de pós , contidos num

TABELA 6 - Características principais dos processos de soldadura e materiais de adição utilizados no ferro fundido [5] .

PROCESSO DE SOLDADURA	PENETRAÇÃO E DILUIÇÃO	SEMELHANÇA DE COR CORDÃO /METAL BASE	EFICIENCIA DA JUNTA(%)	MAQUINABILIDADE DA SOLDADURA E ZAC	METAL DE ADIÇÃO
OXIACETILENICA	BAIXA	BOA	100	BOA	FF CINZENTO FF NODULAR
BRASAGEM	NULA	FRACA	≤100 (BAIXA RESIS- TENCIA ACIMA DE 300°C)	BOA	LATÃO
MANUAL COM ELECTRODOS	MEDIA	FRACA (EXCEPTO COM MONEL)	≤100	FRACA	NIQUEL NIQUEL-FERRO
MIG	BAIXA/ /MEDIA	FRACA	≤100	FRACA	NIQUEL NIQUEL-FERRO BRONZE AO AL
PROJEÇÃO DE LIGAS MICRO-PULVERIZADAS	NULA	FRACA	≤100	BOA	NIQUEL NIQUEL-CROMIO

recipiente montado numa tocha oxiacetilénica especial . O pó é introduzido no fluxo de oxigénio através de uma válvula, de modo que atravessa a chama antes de chocar com a superfície da peça . Aqui o pó liga-se com o material base . [30] A superfície da peça deve encontrar-se completamente limpa de óleos , massas , tintas e não deve apresentar defeitos .

Na figura 33 vê-se um esquema da tocha utilizada .

Existem várias ligas comercializadas , a maior parte das quais baseadas em níquel com adições de ferro , crómio e cobalto , o que produz depósitos com várias durezas , estruturas e resistência ao desgaste . [5] A presença de silício e boro na liga baixa o seu ponto de fusão e faz o efeito de fluxo , melhorando a molhagem do metal base.[30]

Tal como acontece com a brasagem , também neste processo não existe fusão do metal base , de modo que não aparecem carbonetos na ligação . Desde que a velocidade de arrefecimento da soldadura seja controlada obtem-se uma ZAC macia . [30] Pode também ser feito um tratamento térmico após soldadura .

As vantagens deste processo estão nas baixas temperaturas de pré-aquecimento necessárias , na ausência de carbonetos e consequente maquinabilidade do depósito , no custo baixo do equipamento e na não necessidade de fluxo . Por outro lado , é um processo lento , a ductilidade do depósito é baixa e o preço das ligas elevado . [15]

A vantagem deste processo relativamente à brasagem reside no facto de existirem ligas de adição que permitem

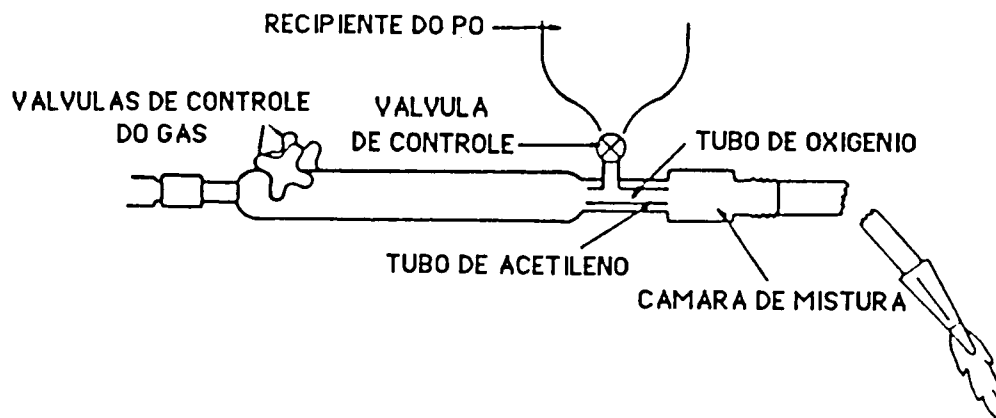


Fig. 33 - Tocha para a soldadura por projecção de ligas micro-pulverizadas [15].

que as peças soldadas trabalhem a temperaturas superiores a 250°C , sem perda de resistência da junta .

Uma técnica interessante consiste no emprego deste processo para revestir os chanfros da junta , de forma a obter-se uma ZAC macia . Em seguida será feito o enchimento com um processo mais rápido , como , por exemplo , o manual com eléctrodos revestidos . [5]

2.3.4 - SOLDADURA POR ARCO ELECTRICO MANUAL COM ELECTRODOS REVESTIDOS

O processo de soldadura manual com eléctrodos é provavelmente aquele que é mais usado quer na soldadura de ferros fundidos quer na de outros materiais . Não só se solda o ferro fundido entre si, mas também este é ligado a peças em aço . [15]

E talvez o processo mais versátil devido a permitir a soldadura em todas as posições , nem sempre ser necessário pré-aquecimento e poder haver compatibilidade de cõr entre o metal base e o de adição. [32]

O processo em si é simples e , devido a este facto e ao seu largo uso na soldadura de aços , a execução de soldaduras em ferro fundido é por vezes encarada com falta de cuidados .

Devem ser usados preferencialmente eléctrodos de 55%Ni-Fe os quais possuem revestimentos formulados para proporcionar um arco não muito penetrante . A baixa energia térmica que estes eléctrodos proporcionam diminui a extensão da zona temperada e frágil na ZAC. [15]

Os graus austeníticos de ferro nodular estão sujeitos a fissuração na ZAC quando soldados por este processo , pelo que ele não é aconselhável . Pode , no entanto , ser utilizado um eléctrodo de 20% Ni-Fe-Mg , o qual diminui o risco de fissuração .

As maiores desvantagens do processo manual residem no facto de ele envolver uma elevada energia térmica . O aparecimento de uma banda de carbonetos é característica , qualquer que seja o material de adição . Estas regiões de carbonetos estão invariavelmente associadas a zonas de martensite e bainite . A extensão das zonas referidas é minimizada pelo uso da menor energia térmica compatível com a fusão adequada do metal e pela deposição de passes curtos.
[15]

A resistência à tracção de juntas topo a topo em ferro nodular perlítico usando um eléctrodo de Ni-Fe é de aproximadamente 60% da do metal base (66% após tratamento térmico a 910°C) e de 82% para o caso de ferro nodular ferrítico. Em ambos os casos a ductilidade é de apenas 3% da do metal base . Apesar de se conseguirem obter resistências aproximadas das do ferro nodular na junta, a presença de carbonetos e produtos de transformação duros é indesejável em componentes sujeitos ao choque ou a solicitações dinâmicas . [15]

O processo manual com eléctrodos é mais rápido e garante maiores penetrações do que os processos com protecção gasosa. A diluição que se verifica do metal base com o de adição implica que este deve ser escolhido de forma a tolerar um aumento , por vezes significativo , do teor de carbono . Dependendo do tipo de eléctrodos e da intensidade da corrente a diluição pode atingir os 30% . Por exemplo ,

se for utilizado um eléctrodo de aço macio o teor de carbono do depósito pode atingir 1% e , devido à rápida velocidade de arrefecimento , aparece martensite . Devido à sua fragilidade e às tensões de contracção aparece quase inevitavelmente a fissuração . [30]

2.3.5 - SOLDADURA COM PROTECÇÃO GASOSA

Os processos com protecção gasosa , como o MIG , proporcionam menor penetração que o manual desde que sejam usadas as variantes com baixa energia térmica como o arco pulsado e a transferência por curto-circuito . Essa baixa energia térmica restringe a quantidade de cémentite formada na ZAC aumentando ligeiramente a resistência à fissuração . No entanto , a transferência spray tem também proporcionado bons resultados em processos de soldadura MIG automáticos , os quais permitem uma melhor reproducibilidade de resultados na produção em série . [5]

O processo de soldadura MIG , com transferência por curto-circuito (MAG) , usa energias térmicas mais baixas do que os processos convencionais de soldadura . O argon é o gás de protecção e são utilizadas baixas intensidades e voltagens (160 Amp. e 20 Volts , por exemplo) . A transferência do metal é feita por grandes gotas , com uma tensão de funcionamento baixa , em vez do vulgar spray de gotículas com maior energia térmica . A redução desta , a elevada razão entre a taxa de deposição e a energia térmica e o uso de materiais de adição à base de níquel , produzem menores quantidades de carbonetos na linha de fusão , e descontínuos , e ZAC's mais macias do que as obtidas pelos outros processos convencionais de soldadura por arco eléctrico . [33]

Como a diluição com o metal base é relativamente pequena, quando se usam fios à base de níquel , os carbonetos formam-se praticamente apenas à volta da grafite . [15]

2.3.6 - SOLDADURA OXIACETILENICA

Neste processo de soldadura o metal base é fundido com a ajuda de um maçarico oxiacetilénico e é depositada uma vareta de adição , por meio da chama . No banho de fusão deve ser depositado um fluxo . [15]

Este processo produz muito baixa penetração e diluição e para se fundir a superfície da peça em ferro fundido com a chama oxiacetilénica é normal pré-aquecê-la a 600-650°C . Apesar desta elevada energia provocar uma ZAC mais larga , a baixa velocidade de arrefecimento após soldadura faz aparecer apenas estruturas macias nessa zona , sem o risco de formação de martensite . [30]

O sucesso das soldaduras depende do pré-aquecimento e da aplicação do fluxo . Usando varetas de ferro fundido é possível obter na ligação resistência e ductilidade semelhantes à do metal base .

Os materiais de adição disponíveis incluem varetas de ferro fundido nodular , com elevados teores de carbono e silício que promovem a grafitização no metal depositado . Deste modo a maquinabilidade é melhorada . Para os ferros fundidos mais resistentes existem materiais de adição contendo elementos de liga como o níquel e o molibdénio .

Apesar das vantagens deste processo , ele é muito lento pelo que desaconselhável para grandes produções . Por outro lado

a sua elevada energia térmica pode provocar grandes deformações . O seu principal uso será na reparação de peças complexas .

2.4 - MATERIAIS DE ADIÇÃO DISPONÍVEIS PARA A SOLDADURA MANUAL

2.4.1 - SELECÇÃO DOS MATERIAIS DE ADIÇÃO

Vários tipos de eléctrodos encontram-se disponíveis no mercado para a soldadura do ferro fundido . Os trabalhos de investigação com esses materiais de adição têm demonstrado que os eléctrodos de níquel-ferro são aqueles que proporcionam os melhores resultados relativamente à resistência à fissuração . [10]

Na tabela 7 apresenta-se a classificação dos eléctrodos para a soldadura manual de ferros fundidos segundo a AWS (American Welding Society) , atendendo à sua composição química . [5]

Vários factores devem ser considerados quando da escolha do material de adição para a soldadura de um ferro fundido , como é indicado a seguir : [30]

- 1 - Custo .
- 2 - Resistências metal base / metal de adição equivalentes .
- 3 - Tolerância à diluição pelo metal base .
- 4 - Maquinabilidade .
- 5 - Tolerância a elevadas velocidades de arrefecimento .
- 6 - Boa soldabilidade para baixas energias térmicas .
- 7 - Equivalência de cores metal base / metal depositado.
- 8 - Ductilidade suficiente para absorver as tensões geradas pela soldadura .

TABELA 7 - Composição dos electrodos revestidos disponíveis para a soldadura do ferro fundido , segundo as normas A5.6-76 e AWS A5.15-82 [5] .

TIPO DE ELECTRODOS	CLASSIFICAÇÃO AWS	COMPOSIÇÃO QUIMICA (%)									
		CARBONO	SILICIO	MANGANES	FOSFORO	ENXOFRE	FERRO	NIQUEL	COBRE	CHUMBO	ALUMINIO
AÇO MACIO (AWS A5.15-82)	E St	0.15	0.03	0.60	0.04	0.04	RESTO	--	--	--	--
NIQUEL E LIGAS (AWS A5.15-82)	E Ni-C1	2.0	4.0	1.0	--	0.03	8.0	≥85.00	2.5	--	1.0
	E Ni-C1-A	2.0	4.0	1.0	--	0.03	8.0	≥85.00	2.5	--	1.0-3.0
	E NiFe-C1	2.0	4.0	1.0	--	0.03	RESTO	45-60.0	2.5	--	--
	E NiFe-C1-A	2.0	4.0	1.0	--	0.03	RESTO	45-60.0	2.5	--	1.0-3.0
	E NiCu-A	0.35-0.55	0.75	2.3	--	2.25	3.0-6.0	50.0-60.0	35.0-45.0	--	--
	E NiCu-B	0.35-0.55	0.75	2.3	--	0.025	3.0-6.0	50.0-70.0	25.0-35.0	--	--
COBRE E LIGAS (AWS A5.6-84)	E CuSn-A	--	--	--	0.05-0.35	--	0.25	--	RESTO	4.0-6.0	0.01
	E CuSn-C	--	--	--	0.05-0.35	--	0.25	--	RESTO	7.0-9.0	0.01
	E CuAl-A2	--	1.5	--	--	--	0.5-5.0	--	RESTO	--	6.5-9.0

A composição e propriedades mecânicas do metal de adição são factores muito importantes a ter em conta . Quando um cordão é depositado existe fusão do metal base com o de adição , mesmo que este pertença a um passe anterior . À mudança de composição do metal de adição , devido a esse fenómeno de fusão , chama-se diluição . [4]

A diluição pode ser minimizada pelo emprego da menor energia térmica possível . Os elevados teores de carbono , silício , fósforo e enxofre existentes nos ferros fundidos têm influência nefasta nas propriedades e qualidade dos cordões de soldadura .

As propriedades mecânicas do metal de adição a empregar na soldadura condicionam o sucesso desta . Assim , se a sua resistência for baixa , as tensões geradas no metal base , no arrefecimento , vão ser baixas , o que diminui o risco de fissuração . Durante o serviço , um cordão dúctil é capaz de absorver tensões . São os eléctrodos de níquel ou ligas de níquel os mais eficazes a esse respeito . Podem também os seus depósitos ser maquinados . A sua grande desvantagem encontra-se no preço .

2.4.2 - ELECTRODOS DE FERRO FUNDIDO

- ISO Fe C-1 ; AWS E C-1

Estes eléctrodos possuem uma alma de ferro fundido à qual foi aplicada um revestimento . O metal depositado é bastante fluído e forma uma pequena camada de escória facilmente removível . O depósito é maquinável , com uma dureza de cerca 170 a 220 HV . As peças a serem soldadas devem possuir um chanfro em V , com abertura de 60 a 90° e com um pequeno talão para permitir o alinhamento das peças e impedir que haja perfuração durante a soldadura . [34]

O pré-aquecimento deve ser feito a temperaturas entre os 250 e 760°C, dependendo do tamanho da peça e da maquinabilidade desejada. Em soldadura multipasses deve-se ter o cuidado de evitar que os cordões já depositados arrefeçam excessivamente .

Podem ser usados para o fabrico e reparação de peças em ferro fundido cinzento e para trabalhos especiais, como a reparação de lingoteiras . As altas temperaturas de pré-aquecimento necessárias , acima dos 550°C , restringem muito o seu uso .

Existe um eléctrodo especial para a reparação de defeitos em peças vazadas em ferro fundido com alto teor de silício , usados para o fabrico de bombas , válvulas e tubos resistentes a ácidos . A sua composição apresenta 15% de silício e 0.8% de carbono e , devido à fragilidade quer do metal base quer do metal de adição é necessário um pré-aquecimento de 700°C e um tratamento térmico pós-soldadura , à mesma temperatura , durante pelo menos uma hora.[5]

A adição de inoculantes ao depósito pode reduzir a quantidade de ferro branco na linha de fusão , apesar da sua influência sobre a formação da martensite ser pequena.[33]

Em soldadura multipasses os sucessivos cordões servem para reverter a martensite presente nos anteriores .

A composição dos inoculantes pode ser a dada na tabela 8. Serão aplicados sob a forma de pó , peneirado por uma rede de malha fina e depositado sobre os chanfros antes da soldadura , ou então sob a forma de líquido , misturando o

TABELA 8 - Composições de inoculantes para adicionar a depósitos de
electrodos de ferro fundido [33] .

TIPO DO INOCULANTE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)								
	Fe	Si	Mn	Ca	Al	Mg	Ce	La	C
Si-Ca-A1	--	85.57	--	1.22	1.62	--	--	--	--
Si-Ca-A1	2.0	63.88	--	29.12	0.64	--	--	--	--
Ca-Mn-Si	--	55.22	18.6	13.88	0.67	--	--	--	--
Mg-FeSi	RESTO	44.00	--	--	--	5.25	0.27	--	--
La-Ce-Si	--	34.00	--	--	--	--	10.00	23.00	0.20

TABELA 9 - Propriedades mecânicas de juntas soldadas com
electrodos de ferro fundido com vários teores de
Mg [12] .

ESTADO	σ_r (N/mm ²)		ALONGAMENTO (%)	
	APOS SOLDADURA	NORMALIZADO	APOS SOLDADURA	NORMALIZADO
ELECTRODO COM 0.04% DE Mg	294	284	1	0.4
ELECTRODO COM 0.10% DE Mg	353	333	1	0.3
METAL BASE	588	882	5	5

inoculante em pó com álcool e pintando os chanfros com este produto .

O uso de inoculantes permite a obtenção das mesmas propriedades mecânicas com o emprego de menores energias térmicas na soldadura .

Podem ser usadas para a soldadura manual varetas de composição aproximada do ferro nodular de base , com percentagens de magnésio entre 0.04 e 0.010% . No entanto, os resultados são fracos , quer do ponto de vista estrutural quer do das propriedades mecânicas , com ductilidades muito baixas (0.3 a 1% , contra 5% do material base) , como se vê na tabela 9 . [12]

A estrutura será formada por grafite lamelar no metal depositado , mas também cementite e ledeburite .

Verifica-se que a concentração de magnésio no metal depositado é muito baixa (0.005% contra 0.03% no ferro nodular de base), devido à sua oxidação e evaporação , consequência da alta temperatura do banho ; então , não tem lugar a nodularização devido à insuficiente concentração do elemento nodularizante .

O efeito de oxidação pode ser eliminado fazendo a soldadura em atmosfera inerte . No entanto , a evaporação apenas pode ser contornada substituindo o Mg por outro elemento nodularizante menos volátil como o cério ou outra Terra Rara . Deste modo pode ser conseguida a separação do carbono apenas sob a forma de grafite esferoidal . [12]

O ponto de ebulição das Terras Raras é muito superior ao do magnésio (3425°C para o cério , 3457°C para o lantânio e

3512°C para o praseodimium , em comparação com os 1090°C do Mg) , ao passo que têm um ponto de fusão abaixo dos 1000°C. Apesar de se poderem produzir algumas perdas por oxidação , uma nodularização efectiva pode ser conseguida utilizando esses elementos .

O teor de silício no material de adição deve ser 30% superior ao do metal base de modo a compensar perdas por oxidação e para que a sua percentagem no metal depositado seja idêntica à do metal base.

O silício , uma vez que aumenta a fluidez do material de adição , facilita a deposição . Por outro lado , promove a precipitação do carbono em grafite , durante a solidificação. No entanto , um teor demasiado elevado deste elemento diminui a resistência do material .

O níquel deve também estar presente num nível suficientemente alto de forma a aumentar a ductilidade da soldadura , diminuindo desse modo a possibilidade de formação de fissuras . O seu teor não deve no entanto ser demasiado elevado , para evitar a formação de uma estrutura frágil como a (Fe Ni) C₃ .

Assim , uma composição possível para varetas de ferro fundido é a seguinte :

C = 3 a 3.2% ; Si = 3.3 a 3.5% ; Ni = 4.9 a 5.1% ;
Mn = 0.3 a 0.4% ; Terras Raras = 0.4 a 0.8% S = 0.01% ;
P = 0.04% [12]

Podem ser obtidas soldaduras com boas propriedades mecânicas , estáticas e dinâmicas , muito perto das do metal base , usando varetas com a composição indicada . Os

alongamentos rondam os 2-3.5% comparados com 5% do ferro nodular base .

Consegue-se uma boa nodularização , fina e uniforme . As durezas atingem os 350HV no depósito , comparadas com cerca de 250 do metal base . Se for efectuado um recozido das peças a dureza torna-se uniforme e com cerca de 290/300HV .

A substituição de níquel por cobre permite a obtenção de melhores propriedades mecânicas com uma ligeira redução da ductilidade .

Devem ser tomados cuidados quanto à preparação das superfícies com remoção total de materiais estranhos como óleos , massas , óxidos , tintas e areias .

As juntas topo a topo em V podem ter ângulos de abertura entre 40 e 90°, pois as propriedades mecânicas e a facilidade de operação não são alteradas .

O pré-aquecimento completo das peças não é necessário . O executado na junta é suficiente , com um maçarico , e a baixas temperaturas (300°C). O aquecimento a 600°C será necessário apenas se as peças tiverem uma distribuição de massa irregular , onde possam ocorrer tensões perigosas .

Para eliminar carbonetos e tensões residuais é geralmente necessário um tratamento térmico após soldadura .

2.4.3 - ELECTRODOS DE AÇO MACIO

- ISO Fe C-2

A alma deste eléctrodo é de aço macio , mas o depósito apresenta também carbono e silício provenientes do

revestimento . Em geral o teor de carbono do depósito é menor e o de silício maior do que os depositados por um eléctrodo de ferro fundido (ISO Fe C-1) , de modo que o metal depositado tem elevada tendência para solidificar sob a forma de ferro fundido cinzento . Deve ser aplicado um pré-aquecimento pois a velocidade de arrefecimento após soldadura não deve ser elevada . [34]

O banho de fusão é menos fluido e a resistência da junta superior do que o obtido com um eléctrodo de ferro fundido . O depósito é maquinável .

Tal como os eléctrodos de ferro fundido , também estes se aplicam ao fabrico e reparação de peças em ferro fundido cinzento .

- ISO Fe ; AWS E St

Este eléctrodo revestido pode ser usado em todas as posições e deposita um cordão não maquinável . A formação de uma zona muito dura na linha de fusão e a possibilidade de fissuração , devido à diferença de coeficientes de contracção entre o eléctrodo de aço e o ferro fundido , tornam aconselhável o uso de pernos , os quais ligarão o metal depositado ao metal base não afectado pelo calor , como se vê na figura 34 . [34]

O pré-aquecimento é aconselhável .

Este eléctrodo deve trabalhar com baixas intensidades de corrente , de forma a minimizar a diluição e fissuração na ZAC . É aconselhável dar passes curtos seguidos de martelagem .

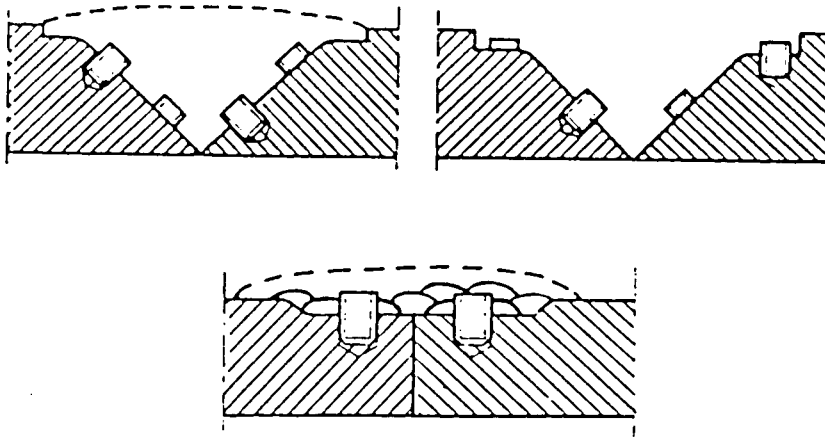


Fig. 34 - Uso de pernos para melhorar a ligação na soldadura de ferros fundidos [35].

Devido às propriedades mecânicas desfavoráveis que se obtêm , o seu uso é limitado à reparação de fissuras e pequenos poros e ainda , de uma forma limitada , na reparação de peças que não necessitem de maquinagem.

Os eléctrodos de aço macio possuem baixa penetração e o metal depositado pode conter cerca de 0.5% de carbono devido à diluição do ferro fundido com o metal de adição . É necessário o pré-aquecimento das peças a soldar , o qual pode atingir os 500° C . [5]

Com um passe único a fissuração pode não aparecer mas mantem-se a tendência para uma estrutura martensítica com rede dispersa de carbonetos , na ZAC e no metal depositado , com todos os inconvenientes citados atrás . [10]

O uso destes eléctrodos levanta muitas dificuldades . Os riscos de fissuração ou a formação de depósitos muito duros (500HV de dureza em soldaduras com um único passe) tornam o seu uso muito arriscado . As tensões residuais instaladas após soldadura atingem valores muito elevados . Logo , é muito difícil a obtenção de soldaduras sem fissuras e com maquinabilidade aceitável com estes eléctrodos , a menos que sejam usadas temperaturas de pré-aquecimento e entrepasses muito elevadas . [15]

Para se obterem resultados aceitáveis deve-se atender às seguintes condições : [16]

- As peças de fundição devem ter teores baixos em manganês e níquel (máximo 0.30-0.35 Mn e 0.70Ni) . O teor de fósforo deve ser inferior a 0.05% .

- As peças devem estar recozidas (ferritizadas) antes da soldadura .

Nestas condições a soldadura é possível com algum sucesso , desde que seja feito um pré-aquecimento mínimo de 300°C .

O campo de aplicação dos eléctrodos de aço é muito mais limitado do que os de Ni-Fe na soldadura de ferro fundido nodular e, mesmo sob condições ideais , pode aparecer fissuração .

Quando se pretende utilizar este tipo de eléctrodos devem ser executados ensaios prévios com vista a determinar se a composição química , tratamentos térmicos e a qualidade da soldadura dão resultados aceitáveis para o uso a que as peças são destinadas .

Note-se que os eléctrodos de aço permitem uma melhor ligação do ferro fundido ao aço do que ao ferro fundido entre si .

De uma forma geral , os eléctrodos de aço macio , do tipo AWS E7018 ou E St , são usados principalmente para a reparação de pequenos defeitos superficiais em peças de fundição , onde é aconselhável a semelhança de cor e a maquinabilidade não é importante . A diluição aumenta o teor de carbono do metal depositado e a sua dureza . Assim , o procedimento de soldadura deve ser estabelecido de modo a minimizar a diluição e a velocidade de arrefecimento . [4]

2.4.4 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL

- AWS 308 , 309 , 312 e 312/16

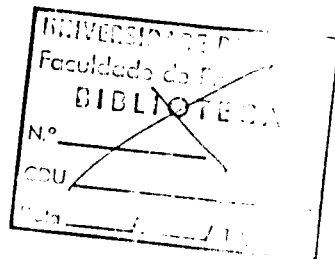
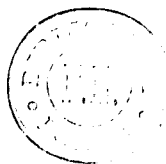
Para soldaduras de reparação em ferros fundidos nodulares quer ferríticos quer perlíticos , podem ser usados os eléctrodos inox do tipo 308, 309 e 312, em casos onde surjam problemas de união na interface metal base / metal depositado . No entanto , sob condições de grande rigidez da junta , surge um efeito muito pronunciado de fissuração na ZAC . Pensa-se que este fenómeno seja devido à precipitação de carbono nas juntas entre a ferrite e a austenite. Por outro lado, a elevada resistência destes eléctrodos, superior à dos ferros nodulares ferríticos e perlíticos, também contribui para a fissuração na ZAC . [36]

A introdução de crómio feita por estes eléctrodos ainda aumenta mais a tendência para a fissuração , pois a percentagem de produtos de transformação é aumentada bem como os carbonetos do tipo FeCr_3C .

São por vezes usados quando surgem problemas de ligação metal depositado / metal base . A percentagem de soldaduras feitas com sucesso com este material de adição é baixa , e envolvem normalmente a deposição de pequena quantidade de material . [10]

Nalguns casos pode ser feita a soldadura , com sucesso , usando eléctrodos austeníticos , onde o grau de fixação de material base seja reduzido ou quando o material depositado for comprimido pelo material base . [10]

Um eléctrodo do tipo AWS E 312/16 (29 Cr-9 Ni) tem boa resistência à fissuração devido à presença de elevada percentagem de ferrite δ intergranular , promovendo locais preferenciais para a precipitação de impurezas e elementos que fundiram no metal base .



No entanto , pode ser observada uma tendência para a fissuração no metal depositado , devido possivelmente à excessiva precipitação de carbono na interface ferrite/austenite . A fissuração na ZAC é acentuada quando a rigidez da junta for alta .

A fissuração na ZAC revela os problemas causados pelo uso de eléctrodos austeníticos : as suas elevadas propriedades mecânicas provocam uma ZAC frágil e muito susceptível de ser afectada por tensões que aí surjam . O limite de elasticidade dos eléctrodos inox austeníticos excede o dos ferros fundidos de menor resistência. [10]

2.4.5 - ELECTRODOS A BASE DE NIQUEL

As soldaduras executadas com estes eléctrodos podem ser maquinadas , dependendo a dureza do metal depositado da percentagem de diluição com o material base . Assim , diluições elevadas originam durezas da ordem dos 350 HV . O uso de passes curtos ou de soldadura com multipasses , onde a diluição é reduzida pelo emprego de intensidades de corrente baixas , e dirigindo o arco para os passes anteriores , originam durezas entre 175 a 200 HV . [34]

Estes eléctrodos têm um arco estável com transferência de metal globular . A penetração é baixa devido ao eléctrodo constituir , quando da utilização de corrente contínua , o pólo negativo . A escória enquanto líquida é bastante fluída e forma-se em pequena quantidade . A sua remoção , após solidificação , é fácil . A cor do depósito é muito semelhante à do ferro fundido , sobretudo no caso dos eléctrodos de níquel-ferro e níquel-cobre .

A escolha entre os vários tipos de eléctrodos à base de níquel dependerá da semelhança de cor metal depositado / metal base , propriedades mecânicas obtidas (embora as diferenças sejam pequenas) e do respectivo preço .

Podem ser usados para a soldadura ou reparação de peças em ferro fundido cinzento ou nodular e para a soldadura do ferro fundido a outros materiais ferrosos e não ferrosos .

Os eléctrodos com mais de 90% de níquel e os 60Ni-40Fe são aqueles que se mostram mais satisfatórios para a soldadura de ferros fundidos, devido às suas boas propriedades mecânicas e à possibilidade de precipitarem o carbono absorvido do metal base sob a forma de grafite .
[10]

Pode existir uma certa falta de resistência num depósito em que a microestrutura predominante é constituída por agregados de grafite . É preferível uma estrutura formada por esferóides de grafite e carbonetos .

Os eléctrodos com alto teor de níquel , ainda que mais dúcteis, têm tendência para a fissuração durante a soldadura quando a junta for rígida . No entanto , para depósitos grandes , o eléctrodo de Ni-Fe , mais resistente , provoca tensões de tracção na ZAC e fissuração .

A diluição do níquel no ferro fundido , como acontece na linha de fusão , aumenta a temperabilidade deste para teores de níquel acima dos 5-10% . Aparecerá uma estrutura completamente austenítica quando a concentração de níquel variar entre 30 e 60% , com aumento da grafitização . [37]

Por outro lado , a adição de cobre ao eléctrodo ou fio , para teores acima dos 10% , provoca a precipitação de carbonetos na linha de fusão . Esta estrutura dura é difícil de maquinar . Acima dos 10% aparecem também precipitados de cobre .

Apesar disso , o cobre tem bons efeitos quando na presença de níquel . Assim , com teores de cobre até aos 40% e até 20% de níquel observa-se precipitação de grafite no metal depositado .

Uma vez que a estrutura austenítica é favorável em termos de propriedades da soldadura e que são indesejáveis os carbonetos , os teores de níquel devem ser superiores a 30% e os de cobre inferiores a 20% , na linha de fusão . Com estas percentagens as durezas são inferiores a 450 HV , o que poderá ser considerado um valor limite de dureza para a maquinagem .

Com adições de cobre na ordem dos 10% o coeficiente de expansão térmica do metal depositado será semelhante ao do metal base .

Assim , a adição de pequenas percentagens de cobre aos eléctrodos de níquel reduz o custo destes , melhora a expansibilidade térmica e não afecta as propriedades mecânicas .

A soldadura dos ferros fundidos que usa eléctrodos à base de níquel é chamada de soldadura a frio . O depósito de níquel é dúctil e maquinável , mesmo que não seja feito pré-aquecimento . Este é o método mais divulgado para a soldadura dos ferros fundidos. [3]

O depósito de níquel é capaz de dissolver grandes quantidades de carbono e ferro do metal base sem se tornar duro e frágil , mesmo sob condições de arrefecimento rápido. Além disso , o seu coeficiente de expansão térmica é semelhante ao do ferro fundido , o que permite reduzir as tensões provocadas pela soldadura .

O princípio que preside à soldadura a frio é a redução dos constituintes duros e a diminuição da largura da linha de fusão . O pré-aquecimento não evita a formação de cementite mas reduz a dureza da ZAC , o que melhora a maquinabilidade . O pré-aquecimento é útil para diminuir as diferenças de extracção de calor quando da soldadura de espessuras diferentes , além de reduzir a possibilidade de fissuração no cordão e na ZAC . [4]

Em soldaduras multipasses o calor dos vários cordões servirá para amaciar a ZAC e os passes anteriores .

2.4.5.1 - ELECTRODOS DE NIQUEL

- ISO Ni ; AWS E NiCl

Podem ser obtidas soldaduras satisfatórias com estes eléctrodos em peças de pequenas ou médias dimensões , onde as tensões geradas pela operação de soldadura não sejam muito severas ou onde a percentagem de Fósforo não seja elevada . [34]

Os eléctrodos com base em materiais não-ferrosos ultrapassam o problema da absorção de carbono do ferro fundido pelo material de adição , pois o carbono precipita sob a forma de grafite . Obtem-se um depósito duro e maquinável . [5]

O níquel pode provocar fissuração na solidificação devido à absorção de fósforo e enxofre do material base para o depositado , desde que esses elementos estejam presentes em teores significativos .

Estes eléctrodos são usados para a soldadura de ferros fundidos cinzentos e nodulares .

Os eléctrodos do tipo ENi-C1 são bem conhecidos por produzirem soldaduras com propriedades mecânicas satisfatórias quando usados na soldadura de ferros fundidos, quer cinzentos quer nodulares . O seu conteúdo de níquel fornece a resistência e a ductilidade necessárias , enquanto que o revestimento fornece o carbono necessário à formação de grafite no metal depositado . Devido à baixa solubilidade do carbono no níquel no estado sólido , o seu excesso precipita , de modo que a estrutura do depósito pode ser definida como uma solução sólida contendo nódulos e agregados de grafite. Apesar destes agregados conduzirem a uma certa fragilidade da estrutura sob tensão, é possível obter, através da modificação do revestimento , grafite esferoidal e carbonetos . [36]

O elevado teor de níquel destes eléctrodos fornece a necessária resistência e ductilidade ao depósito . O seu alto teor de carbono , introduzido através do revestimento , serve para diminuir as tensões de contracção na junta . Uma vez que o carbono tem baixa solubilidade no níquel , no estado sólido , o excesso de carbono presente no depósito líquido precipita sob a forma de grafite durante a solidificação . A grafite aumenta o volume do depósito logo diminui o valor da contracção e as tensões resultantes desta. [38]

2.4.5.2 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

- ISO NiFe ; AWS E NiFe-C1

São aconselháveis para peças contendo um teor de fósforo superior a 0.020% . Devido à maior resistência e ductilidade que se obtém com o depósito de níquel-ferro , as soldaduras em peças de grandes dimensões ou rigidez , bem como nos ferros fundidos de elevada resistência , apresentam propriedades satisfatórias .[34]

São mais baratos do que os de níquel e o depósito é menos susceptível à fissuração na solidificação causada pelo fósforo e enxofre .

Proporcionam maior dureza e resistência ao metal depositado do que os de níquel puro , mas pior maquinabilidade . Um pré-aquecimento a 150-300°C melhora esta última . [5]

Podem ser usados para a soldadura de ferros fundidos cinzentos e nodulares , com bons resultados .

Os eléctrodos classificados segundo a especificação AWS A5.15-69, sub-grupo de eléctrodos à base de níquel , em particular os tipos ENi-C1 , são bem conhecidos por produzirem soldaduras com propriedades mecânicas satisfatórias quando usados na soldadura de ferros fundidos, quer cinzentos quer nodulares . O conteúdo de níquel que eles possuem fornece a resistência e a ductilidade necessárias , enquanto que o revestimento fornece o carbono necessário à formação de grafite no metal depositado . Devido à baixa solubilidade do carbono no níquel no estado sólido , o seu excesso precipita, de modo que a estrutura do depósito pode ser definida como uma solução sólida contendo

nódulos e agregados de grafite . Apesar destes agregados conduzirem a uma certa fragilidade da estrutura sob tensão, é possível obter, através da modificação do revestimento , grafite esferoidal e carbonetos . [16]

A estrutura de uma soldadura em ferro nodular com eléctrodo de níquel-ferro contem grafite numa matriz austenítica , apresentando também alguma cementite . Um tratamento de amaciamento pós-soldadura provoca uma posterior precipitação de grafite e a decomposição da cementite .

Na linha de fusão aparecem carbonetos , sob a forma de películas , e na ZAC a quantidade de martensite é elevada . Em soldadura multipasses o calor de um passe posterior exerce um efeito de recozido sobre uma parte do anterior , de revenido sobre a martensite presente na ZAC e pode servir também , dependendo da temperatura , para decompor alguma da cementite primária em ferrite e pequenos esferóides de grafite .

Após um recozido de amaciamento da junta a ZAC apresentará uma matriz ferrítica com alguma grafite em pequenos nódulos , os quais diminuem a ductilidade da soldadura .

Uma boa soldadura com este tipo de eléctrodos impõe uma preparação cuidada dos chanfros . Em peças novas a pele deve ser removida , quer na junta quer nas zonas adjacentes , bem como todos os materiais estranhos . Isto pode ser feito por maquinagem , rebarbagem ou grenalhagem , assegurando-se que o perigo de contaminação seja baixo . [16]

As peças que já estiveram em serviço e necessitam de reparação podem estar sujas com óleos ou massas , pelo que devem ser desengorduradas com um solvente, algumas vezes em conjunto com limpeza por jacto de vapor . Nalguns casos a penetração do óleo pode ser tal que seja necessário uma passagem com maçarico para aquecer as peças a 400°C de modo a decompor massas , óleo e retirar matérias voláteis .

Deve ser feito um pré-aquecimento local (ou total, no caso de peças pequenas) a 250°C . No caso do ferro fundido nodular ferrítico de baixa liga, a soldadura poderá ser feita sem pré-aquecimento . Quando aumentar o teor de liga (logo a temperabilidade) ou a rigidez da junta , maior será a necessidade de pré-aquecimento . De qualquer forma , o pré-aquecimento nunca é prejudicial e é uma boa precaução para evitar a fissuração . A quantidade de metal a depositar e as condições de serviço da peça devem também ser consideradas quanto ao uso e nível do pré-aquecimento .

Deve ser usada a mínima amperagem possível compatível com a obtenção de um depósito satisfatório , de modo a minimizar a energia térmica , como exemplificado na tabela 10 . Nesse sentido , quando se utilizar corrente contínua , o eléctrodo deve ser ligado ao pólo negativo da fonte de corrente , de modo a diminuir a quantidade de calor gerada na peça . [15]

O primeiro passe é o mais importante e não deve ter escória nem defeitos . É aconselhável , se possível , a esmerilagem deste depósito para remover regiões defeituosas, antes de se prosseguir a soldadura . A escória deve ser picada e removida completamente de cada cordão .

TABELA 10 - Amperagens aconselhadas na soldadura com
electrodos de níquel-ferro [15] .

DIAMETRO DO ELECTRODO	INTENSIDADE (Amp)	
	CORRENTE CONTINUA	CORRENTE ALTERNADA
3 mm	80 - 100	90 - 110
4 mm	100 - 120	120 - 140
5 mm	120 - 150	130 - 160

A martelagem de cada cordão pode ser feita , de modo a reduzir o nível de tensões na junta .

Recomenda-se que sejam depositados cordões curtos e com passe corrido . Cada cordão deve arrefecer antes de ser depositado outro. O arco deverá ser escorvado sobre um cordão anterior e não sobre o material base.

Quando se completar a soldadura , as peças deverão arrefecer lentamente por meio de um isolamento . De preferência , e se as dimensões o permitirem , a peça será transferida para um forno a 300°C e aí arrefecerá .

Onde a ductilidade é importante, nos graus ferríticos , é importante colocar as peças após soldadura no forno de modo a transformar os carbonetos formados .

Pode ser empregue uma técnica de enchimento , sobretudo quando não existem disponibilidades de fornos . Ela consiste na deposição de um cordão nos chanfros , o qual será recozido com um maçarico para eliminar os carbonetos desse primeiro passe . Os seguintes já não serão efectuados sobre o metal base pelo que o perigo de formação de carbonetos será menor .

As propriedades mecânicas e a ductilidade obtidas nas soldaduras com eléctrodos de níquel-ferro são boas , mesmo sem tratamentos térmicos após soldadura . É evidente que o efeito deste é pronunciado , sobretudo sobre a ductilidade . Um recozido após soldadura em ferro nodular perlítico , a 690°C , fornece valores de ductilidade semelhantes aos conseguidos em ferros ferríticos sem tratamento após soldadura . [16]

A dureza do depósito de níquel-ferro em ferro nodular , ferrítico é da ordem dos 160 HV , na ausência de diluição com o metal base . Se esta acontecer a dureza sobe para valores de 200-230 HV . Em soldaduras com um único passe a dureza pode ser mantida em valores de 180-200 HV usando velocidades de deposição baixas . [16]

Deve notar-se que a largura da ZAC é menor nas soldaduras feitas em ferro nodular ferrítico do que no perlítico (1.6 contra 2.5 mm) e , no caso de ser feito um recozido pós-soldadura , essa largura diminui bastante (0.04 mm) .

Em geral a maquinabilidade dos depósitos não oferece problema excepto onde existir uma elevada diluição . Ela é sobretudo condicionada pelo estado da ZAC e linha de fusão , onde existem carbonetos e martensite , ainda que numa largura muito pequena ($\leq 2.5-2.7$ mm) . Como é evidente , quanto maior a temperabilidade do ferro fundido e a velocidade de arrefecimento da soldadura maiores serão os efeitos adversos sobre a maquinabilidade. Em soldaduras com vários passes poderá ser conseguido algum melhoramento nessas zonas devido ao efeito de revenido dos vários passes sobre os anteriores . [16]

A maquinabilidade dos ferros nodulares ferríticos é a melhor . Usando um pré-aquecimento de 300°C e com passes corridos podem ainda assim ser obtidas melhorias . No caso de ser feito um recozido total (900°C / 30 min. - Arrefecimento no forno - 690°C / 4 horas - Arrefecimento no forno) após soldadura , não parece haver diferenças sobre a maquinabilidade entre soldaduras em ferros nodulares ferríticos ou perlíticos , com ou sem pré-aquecimento .

Um tratamento térmico após soldadura a 690°C aumenta consideravelmente a maquinabilidade da junta . Em certos casos um aquecimento com maçarico durante 10 a 15 minutos a 540°C é suficiente para se obter uma maquinabilidade adequada.

Quando se pretende maquinabilidade total deve ser feito um recozido total após a soldadura , como indicado anteriormente . As ferramentas com pastilhas de carboneto de tungsténio são preferíveis às de aço rápido para as operações de maquinagem.[16]

Na figura 35 pode observar-se a evolução de durezas do metal depositado para o de base numa soldadura executada com um eléctrodo de níquel-ferro , para o caso de um ferro fundido nodular ferrítico e outro perlítico .

Uma soldadura com eléctrodo de níquel-ferro num ferro fundido nodular perlítico conduz a uma dureza de cerca de 420HV na ZAC , sem pré-aquecimento como se pode ver na figura . Quando este é feito com uma temperatura de 300°C , a dureza baixa para um valor mais aceitável . [36]

Para que o nível de porosidades na soldadura seja mínimo os eléctrodos devem ser estufados durante pelo menos uma hora a 250 °C. Podem ser então imediatamente usados ou conservados num forno a 120 °C até serem necessários .[25]

Sempre que possível as peças serão posicionadas de forma a que a soldadura seja executada na posição ao baixo . No caso de cordões longos ou de várias reparações na mesma peça a soldadura deve ser feita alternadamente de modo a haver melhor distribuição do calor e minimizar a deformação .

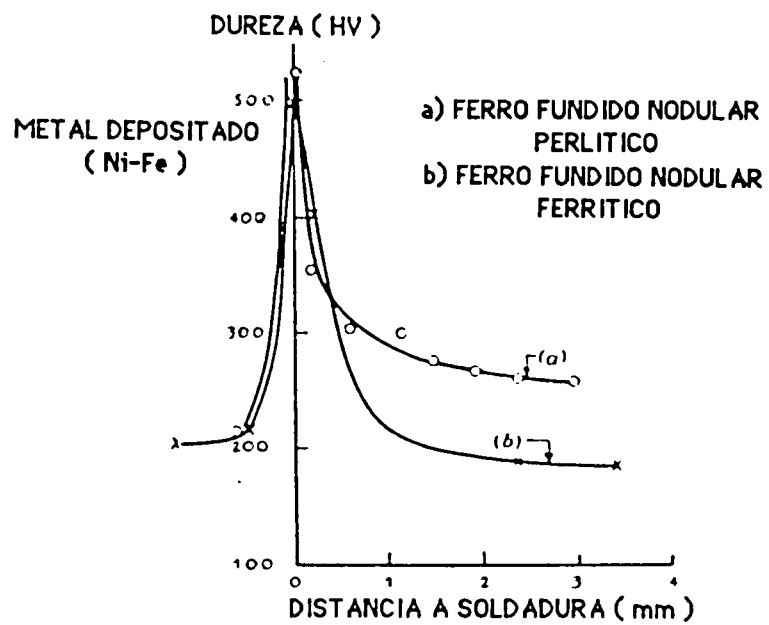


Fig. 35 - Durezas ao longo da junta numa soldadura realizada com eléctrodos de níquel-ferro [25].

A remoção de escória não apresenta problemas , e pode ser feita com escova de aço ou um escopro . E essencial que ela seja completamente removida antes de ser dado um novo cordão . [25]

Nas tabelas 11 e 12 são apresentados valores típicos para as propriedades da soldadura manual do ferro fundido entre si ou ao aço com eléctrodos de níquel-ferro . [15]

Estes eléctrodos são os mais aconselháveis para a soldadura do ferro fundido ao aço . A resistência da junta é normalmente superior à do aço , sendo de esperar alguma fragilidade na ZAC do ferro fundido . A tenacidade da junta é suficiente para aplicações que não envolvam choques ou fadiga . [25]

Reproduzem-se a seguir as instruções de utilização de um eléctrodo de níquel-ferro , retiradas do catálogo de um fornecedor: [39]

" Normalmente é usado sem pré-aquecimento , no entanto , nos casos em que este seja exequível , o seu emprego ajuda a reduzir as tensões internas e residuais e impede o aparecimento de zonas duras na zona afectada pelo calor , as quais , muitas vezes , dificultam a maquinagem , quando necessária .

Recomenda-se a observação dos seguintes cuidados :

- Conservar a peça fria de modo a poder manter a mão próxima da zona da soldadura .
- Evitar oscilações laterais do eléctrodo (o cordão não deve ter mais que quatro vezes o diâmetro do eléctrodo) .
- Executar cordões curtos (nunca mais de 50 mm) .

TABELA 11 - Propriedades mecânicas de juntas topo-a-topo , em ferros fundidos nodulares
ferríticos e perlíticos , soldadas com eléctrodos de níquel-ferro [15] .

ESTRUTURA	ESTADO	PROPRIEDADES MECANICAS					
		$\bar{\sigma}_{0.2} \text{ (N/mm)}^2$	$\bar{\sigma}_r \text{ (N/mm)}^2$	ALONGAMENTO (%)	RESILIENCIA (J)	DUREZA NO DEPOSITO (HV)	DUREZA MAX. NA ZAC (HV)
FERRITICA	METAL BASE	235 - 314	376 - 470	12 - 20	136 - 148	--	--
	APOS SOLDADURA	282 - 408	361 - 486	1 - 9	19 - 27	205 - 250	650 - 700
	RECOZIDO DE DISTENSÃO	251 - 408	376 - 502	5 - 14	38 - 52	185 - 235	400 - 430
	RECOZIDO TOTAL	282 - 361	423 - 470	6 - 12	41 - 49	175 - 185	160 - 180
PERLITICA	METAL BASE	470 - 612	580 - 737	3 - 5	14 - 16	--	--
	APOS SOLDADURA	470 - 533	470 - 580	1 - 3	16 - 20	190 - 225	650 - 700
	RECOZIDO DE DISTENSÃO	470 - 502	439 - 517	1 - 3	14 - 16	175 - 205	420 - 500
	RECOZIDO TOTAL	345 - 376	408 - 455	6 - 12	49 - 54	175 - 180	180 - 190

RECOZIDO DE DISTENSÃO - ESTAGIO A 600/650°C

RECOZIDO TOTAL - 2/4 h. a 900°C ; 8/16 h. a 700°C ; ARREFECIMENTO NO FORNO

TABELA 12 - Propriedades mecânicas de juntas topo-
-a-topo , ligando ferro fundido nodular
a aço macio , soldadas com eléctrodos de
níquel-ferro [15] .

ESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO	PROPRIEDADES MECANICAS		
	$\bar{\sigma}_{0.2} \text{ (N/mm)}^2$	$\bar{\sigma}_r \text{ (N/mm)}^2$	ALONGAMENTO (%)
FERRITICA	267 - 298	425 - 475	4.5 - 17.5
PERLITICA	268 - 345	442 - 486	5 - 13.5

PLACAS DE 25 mm DE ESPESSURA , COM CHANFRO EM DUPLO V , COM
ANGULO DE 75° . PLACAS PERLITICAS PRE-AQUECIDAS A 200°C .



- Martelar muito bem a soldadura imediatamente a seguir à execução de cada cordão . Martelar com pancadas moderadas e tendo em atenção que a martelagem minimiza as distorções e reduz as tensões de origem térmica .

- O arrefecimento deve ser lento , protegendo a peça com mantas de amianto ou cobrindo-a com cinza , areia ou pó de carvão."

2.4.5.3 - ELECTRODOS DE NIQUEL-COBRE

- ISO NiCu-1 ; AWS E NiCu-A
- ISO NiCu-2 ; AWS E NiCu-B

Têm o mesmo uso que os eléctrodos de níquel e níquel-ferro . Apresentam vantagens ao nível da combinação da cor do depósito com a do metal base , energia térmica do arco ligeiramente menor e menor sensibilidade às impurezas presentes no ferro fundido . São , no entanto , inferiores aos outros tipos de eléctrodos de níquel no que respeita à ductilidade e resistência à fissuração do depósito . [34]

Os eléctrodos de níquel-cobre são usados para a ligação e reparação de peças em ferro fundido cinzento e nodular e para a soldadura de ferros fundidos a outros materiais ferrosos e não ferrosos .

Depositam um cordão com resistência intermédia entre o formado pelos eléctrodos de níquel e os de níquel-ferro . A cor do depósito é semelhante à do ferro fundido , além de ser maquinável . No entanto , têm grande tendência para provocar a fissuração devido à diluição com o metal base . [5]

São normalmente designados por Monel .

2.4.5.4 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO-MANGANES

Estes eléctrodos são um desenvolvimento recente nos quais parte do níquel é substituído por manganês (com um teor de cerca de 11%) . O metal depositado é mais resistente do que o obtido com os eléctrodos de níquel-ferro e obtêm-se boas propriedades na soldadura de ferros fundidos modulares perlíticos . [5]

2.4.6 - ELECTRODOS A BASE DE COBRE

Os eléctrodos de bronze ao estanho (cobre-estanho) e bronze ao alumínio (cobre-alumínio) produzem um depósito com boa resistência à fissuração e maquinável , mas com cor diferente do ferro fundido . [5]

Não são tanto usados quanto os eléctrodos à base de níquel .

2.4.6.1 - ELECTRODOS DE BRONZE

- ISO CuSn-1 ; AWS E CuSn-A
- ISO CuSn-2 ; AWS E CuSn-C

O grupo de eléctrodos de bronze (ligas de cobre e estanho) , permitem a obtenção de depósitos com propriedades mecânicas razoáveis : ductilidades da ordem dos 25% e durezas entre 70 e 140 HV . O depósito mantém a sua tenacidade a temperaturas negativas e é não magnético . A temperatura de fusão situa-se entre os 900 e 1050°C . A baixa energia térmica necessária para a soldadura com estes eléctrodos diminui a sensibilidade à fissuração , devido ao facto de se formar uma menor quantidade de estruturas duras na linha de fusão . [34]

O uso destes eléctrodos para a soldadura do ferro fundido não é muito recomendável , pois criam dificuldades na maquinagem dos depósitos . Apesar da dureza deste não exceder os 140 HV pode haver o destacamento de partículas de ferro fundido .

A diferença entre os tipos CuSn-1 e CuSn-2 reside apenas na percentagem de estanho , sendo esta mais elevada no caso do último destes eléctrodos , o que confere maior dureza e resistência ao depósito .

Quando do uso destes eléctrodos é aconselhável abrirem-se nas peças chanfros largos , fazer a limpeza completa de humidade , massas , óleo e sujidade , pré-aquecer a 150-200°C , usar a mínima intensidade compatível com uma boa fusão do eléctrodo e dar passes corridos à máxima velocidade possível , de forma a minimizar a diluição .

Após a soldadura as peças devem arrefecer lentamente para serem obtidas as melhores propriedades . Uma vez que o depósito acomoda facilmente as tensões de contracção geradas, o nível de tensões residuais é baixo e a possibilidade de fissuração diminui .

O depósito apresenta cor de bronze .

Este tipo de eléctrodos podem ser usados para a soldadura e reparação de ferros fundidos cinzentos onde o perigo de fissuração, devido a elevadas energias térmicas , seja maior .

Verificam-se três problemas na soldadura de ferros fundidos com estes materiais : [10]

- a) Fissuração no metal depositado .
- b) Ligação com pouca resistência .
- c) Fissuração no metal base devido à penetração do cobre nas juntas de grão .

2.4.6.2 - ELECTRODOS DE BRONZE AO ALUMINIO

- ISO CuAl ; AWS E CuAl-A2

O que foi dito para os eléctrodos de bronze aplica-se também aos de bronze ao alumínio . No entanto , a resistência do depósito é praticamente dupla da obtida com os eléctrodos de bronze , ainda que a ductilidade se mantenha relativamente elevada . O depósito é tenaz a temperaturas negativas , tem resistência à fluência até cerca de 250°C e é não magnético . Tem cor dourada-amarelada.[34]

O seu campo de aplicação é idêntico ao dos eléctrodos de bronze , mas são melhores para a soldadura dos ferros fundidos mais resistentes .

É um material de adição efectivo nalguns casos , especialmente em operações de revestimento (cladding) do ferro fundido para aumentar a sua resistência à corrosão. No entanto, a absorção de ferro e carbono do metal base provou ser prejudicial em juntas rígidas , sobretudo quando se usam elevadas intensidades nos primeiros passes para ultrapassar problemas de adesão devidos à formação de nódulos com AL:C:Fe . [10]

No entanto , as elevadas resistências e baixas ductilidades obtidas nos depósitos de bronze ao alumínio

tratáveis termicamente tornam-nos em materiais de segunda escolha para a soldadura de ferros fundidos .

Apesar de poderem ser usados com algum sucesso para a soldadura de ferro fundido nodular o seu uso principal é para a execução de revestimentos e não para a união de peças.

A técnica para a utilização destes eléctrodos implica o uso de preparações adequadas , pré-aquecimento , velocidades de arrefecimento lentas e uma velocidade de soldadura elevada . No entanto o seu manuseamento torna-se muito difícil . A necessidade de obtenção de uma fusão adequada e a consequente formação de nódulos de $Al:C:Fe$, com grandes dimensões , afectam muito os valores da ductilidade . Estes atingem apenas os 5% , após soldadura , o que torna estes eléctrodos uma fraca escolha para a execução de juntas com boa resistência em ferros nodulares . [41]

2.5 - RECOMENDAÇÕES GERAIS PARA A SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO

2.5.1 - FABRICO DE PEÇAS SOLDADAS EM FERRO FUNDIDO

Para a soldadura do ferro fundido entre si ou ao aço são preferíveis os processos por arco eléctrico ao oxiacetilénico devido à sua maior velocidade e menor necessidade de pré-aquecimento . Se estiver em causa a construção de uma grande série de componentes deve ser adoptado um processo com protecção gasosa , mecanizado , devido a uma melhor reproducibilidade de resultados . [5]

A selecção do tipo mais aconselhado de ferro fundido atendendo à sua soldabilidade e custo total dos materiais , incluindo os consumíveis e custos de fabrico , é um ponto muito importante a ter em conta .

2.5.2 - REPARAÇÃO DE PEÇAS EM FERRO FUNDIDO

Podem ser feitas reparações com êxito usando a soldadura oxiacetilénica ou a brasagem . Os eléctrodos revestidos para soldadura manual oferecem a maior variedade de composições para o metal depositado , devido à possibilidade de se introduzirem elementos de liga através do revestimento . Para os ferros fundidos cinzentos o processo manual é a melhor escolha , devido à baixa energia térmica deste processo relativamente à soldadura oxiacetilénica . No caso da soldadura em posição também o processo manual representa a melhor opção . No caso de haver várias peças semelhantes a soldar , e desde que a sua forma o permita , deve escolher-se um processo automático como o MIG . [3] A soldadura por

projectação de ligas micro-pulverizadas é útil para a reparação de pequenos defeitos ou para a reconstrução de áreas desgastadas . Este processo pode também ser usado para o revestimento dos chanfros a soldar, com vista à obtenção de uma ZAC macia . O enchimento será feito com um processo mais rápido , como o manual com eléctrodos revestidos .

É este , aliás , o processo mais usado para operações de reparação em ferros fundidos . Deve-se ter atenção a que o ferro fundido cinzento é muito susceptível à fissuração devida à restrição da contracção do metal depositado . Para tentar evitar a fissuração deve-se seguir um procedimento como o indicado a seguir: [5]

i) Remover a área defeituosa por meio de rebarbagem ou usando um eléctrodo para chanfrar . Os métodos mecânicos são, no entanto, preferíveis aos por arco eléctrico . Se estes forem usados as peças devem ser primeiro pré-aquecidas localmente a 300°C e , depois da abertura do defeito , deve ser feita uma rebarbagem suave de modo a alisar as superfícies .

O chanfro a abrir deve ter uma forma semelhante ao da figura 36, com os cantos arredondados .

A soldadura de componentes exige muitas vezes a preparação cuidada dos chanfros , envolvendo maquinagem . A junta deve ser desenhada de modo a haver espaço suficiente para manipular o eléctrodo ou fio e para que exista fusão entre o metal base e o de adição . O ângulo de abertura da junta deve situar-se entre os 60 e 90° , com 2 milímetros de talão , para uma preparação em V , e de 20 a 30° para uma preparação em U . Para minimizar a distorção e as tensões é aconselhável uma preparação em duplo V , com as mesmas

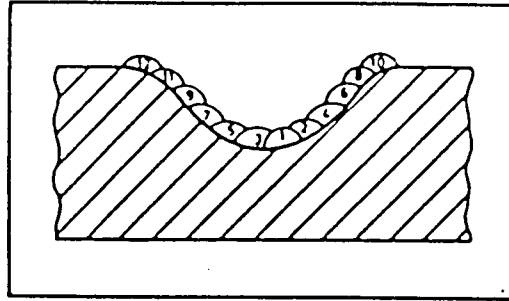


Fig. 36 - Forma do chanfro após a remoção do defeito e deposição dos passes de revestimento [5].

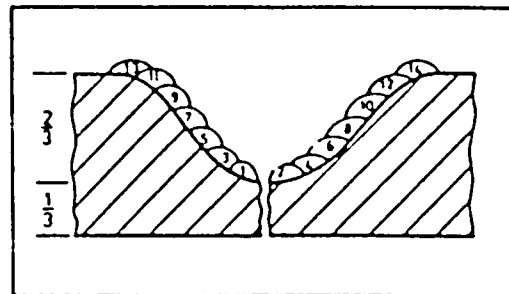


Fig. 37 - Reparação de uma peça fissurada de um só lado. O revestimento não deve tapar a fenda [5].

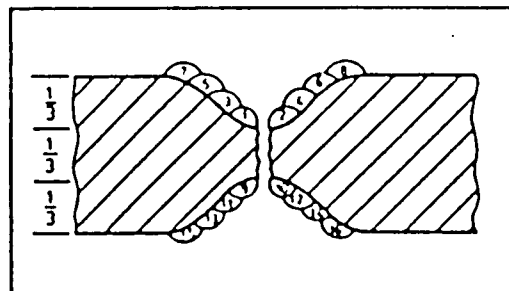


Fig. 38 - Reparação de uma peça fissurada pelos dois lados [5].

dimensões e para espessuras superiores a 10 milímetros . A superfície da peça deve ser rebarbada até pelo menos 10 milímetros além da junta . [25] [32]

Todas as arestas vivas devem ser removidas para que não surjam pontos de elevada diluição na soldadura .

A profundidade do chanfro depende da finalidade da reparação : se esta se destina apenas a esconder o defeito uma pequena abertura é suficiente . No entanto , se uma fissura se propagar a toda a espessura da peça então dois terços dessa espessura devem ser removidos . Isto é válido no caso da reparação ser feita em um ou em ambos os lados da peça (ver as figuras 37 e 38) . [5]

A abertura do defeito deve começar numa parte sã da peça a alguns milímetros de distância daquele . Deste modo tenta-se evitar a propagação do defeito e a necessidade de se abrirem furos nas suas extremidades .

Se existir óleo nas peças ele deve ser removido , ou através da aplicação de parafina e aquecimento localizado com um maçarico a 450°C ou apenas usando este último . Deste modo o óleo pode ser queimado . O aquecimento poderá ter de ser mantido até cerca de 15 minutos devendo em seguida o local ser limpo enérgicamente com uma escova de arame . [5]

As peças a reparar que tenham muitas horas de serviço devem ser limpas com um jacto de vapor e com um solvente . Aquelas que trabalharam a altas temperaturas e ficaram queimadas não devem ser soldadas , tal como as peças muito oxidadas . [3]

O aparecimento de porosidades numa junta que fora previamente limpa indica a existência de hidrogénio em excesso no metal base . Este pode ser eliminado aquecendo a peça ao rubro durante alguns minutos . Nos casos em que este procedimento não seja possível então deposita-se um cordão , rebarbam-se as zonas porosas e repete-se o processo até se obter uma soldadura satisfatória.[32]

Antes da execução de uma reparação a área defeituosa deve ser inspecionada com líquidos penetrantes , para determinar a dimensão de fissuras que possam não ser visíveis a olho nu .

ii) O pré-aquecimento deve ser feito às temperaturas indicadas na tabela 2 . Tal como referido atrás , as peças que não possam ser aquecidas a altas temperaturas devido à sua dimensão ou à proximidade de outro equipamento que possa ser danificado , devem-no ser até 50-100°C . [5]

Ainda que alguns eléctrodos dele não necessitem , o pré-aquecimento tem alguns benefícios , tais como a prevenção da formação de estruturas duras na ZAC e eliminação de bolsas de gás no metal base . [32]

A menos que a peça seja muito grande , a prática usual é de a aquecer totalmente , a temperaturas de 250 a 320°C , cobrindo-a em seguida de modo a apenas ficar à vista a zona a soldar . O aquecimento localizado é uma técnica com interesse para diminuir as tensões em certas zonas . Pode também servir para expandir zonas sob tensão devido à aplicação do calor pela fonte de soldadura e para colocar a soldadura em compressão após o seu arrefecimento . [32]

Os ferros fundidos de matriz ferrítica , com espessura até 15 milímetros , podem ser soldados sem pré-aquecimento . A técnica de soldadura e têmpera (quench welding) também não usa pré-aquecimento . Neste método são depositados uma série de cordões em cada chanfro , os quais são martelados ou grenalhados para aliviar as tensões de contracção. A junta é então arrefecida com um jacto de ar ou um pano húmido com o objectivo de limitar a formação de tensões e a dimensão da ZAC . [30]

iii) Fazer o revestimento dos chanfros com um eléctrodo de pequeno diâmetro (2.4 ou 3 mm) , como se vê na figura 36 . No entanto , se existir uma fissura , ela não deve ser tapada (vêr as figuras 37 e 38) . Em juntas de comprimento superior a 50 milímetros , depositar cordões de 50 mm espaçados de outro tanto . A remoção da escória e a martelagem do cordão devem ser feitas com este ainda quente. [5]

O revestimento deve ser feito com um processo de baixa energia térmica . A superfície revestida tem melhor soldabilidade que o metal base e este fica assim protegido do choque térmico provocado pelo processo usado para completar a soldadura . [30] Após o revestimento as peças poderão ser recozidas para eliminar os carbonetos da ZAC .

A soldadura deve ser executada com a mínima intensidade de corrente compatível com um arco estável e uma deposição regular do eléctrodo . A intensidade poderá ser aumentada se a velocidade de soldadura também o for . Nas peças pré-aquecidas a corrente pode ser ligeiramente diminuída . Isto significa que a diluição do metal base e a dimensão da ZAC são minimizadas . Geralmente o procedimento emprega passes corridos . No entanto pode haver um pequeno balanceamento ,

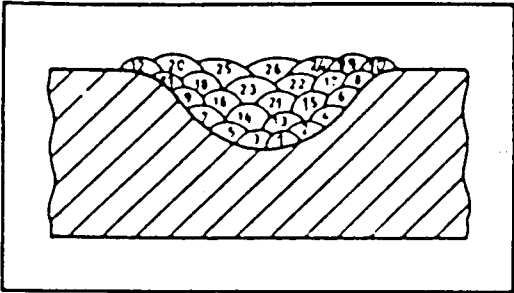


Fig. 39 - Sequência de soldadura do enchimento [5].

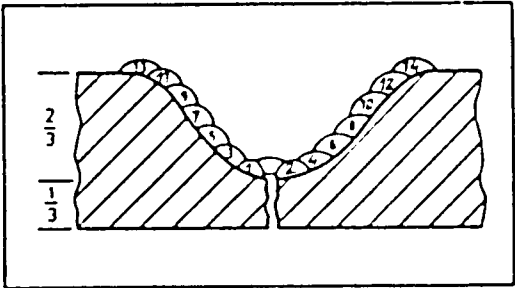


Fig. 40 - União dos revestimentos aplicados de ambos os lados da fenda [5].

desde que inferior ao dobro do diâmetro do eléctrodo . Em peças finas o comprimento dos cordões deve ser inferior a 25 milímetros , de modo a diminuir a energia térmica e as tensões . [3] [32]

Verificar a temperatura do primeiro cordão e , quando ela for idêntica à do pré-aquecimento , depositar material nos espaços que faltam para completar o primeiro passe .

Voltar a verificar a temperatura antes de executar o segundo passe , no qual se deve proceder como indicado nas figuras 36 , 37 e 38 . Deve-se continuar com este procedimento até se revestir toda a superfície com um depósito de 2 a 3 milímetros de espessura.[5]

Se o revestimento apresentar porosidades em excesso ele deve ser removido e o processo iniciado de novo .

O eléctrodo a usar deve ser de um material com elevada ductilidade e baixa resistência , ou seja , níquel , Monel e níquel-ferro , por ordem de preferência .

iv) Encher o chanfro com o mesmo tipo de eléctrodo usado para o revestimento . No entanto , podem ser usados eléctrodos de níquel-ferro para completar a soldadura , ainda que se tenham usado os de níquel para o revestimento , de modo a obter-se uma resistência mais elevada . [5]

Se se pretender diminuir o custo total da soldadura então o enchimento poderá ser feito com eléctrodos básicos de aço macio , após o revestimento com eléctrodos de níquel ou níquel-ferro .

O enchimento deverá ser feito usando eléctrodos de 3 ou 4 mm de diâmetro . A sequência poderá ser a indicada na figura 39 . Em peças fissuradas a fenda deverá ser tapada por um cordão que não contacte com o material base mas apenas com o revestimento (ver a figura 40) .

Os passes de enchimento poderão ser contínuos , no entanto a temperatura não deverá subir mais de 25°C acima da de pré-aquecimento .

v) Quando a peça arrefecer rebarba-se o excesso de metal depositado e faz-se a inspecção por meio de líquidos penetrantes , tomando particular atenção aos bordos daquele.

Um procedimento indicado como sendo o que melhores resultados apresenta através do ensaio de implante , que mede a resistência à torção das soldaduras , é o seguinte : usar eléctrodos E NiCrFe2 (0.1% C , 1.0-3.5% Mn , 12% Fe , 62% Ni , 13-17% Cr , 0.5-3.0% de Cb e Mo) , pré-aquecer e fazer tratamento térmico após soldadura a 370°C . [41]

2.5.3 - USO DE CHAPAS PARA AS REPARAÇÕES

As peças que possuam fissuras multidireccionais ou ramificadas, ou às quais falte parte da parede , podem ser reparadas cortando o local defeituoso e aí soldando uma chapa de aço . Este método poderá ser usado , por exemplo , para a reparação de blocos de motores . [5]

A soldadura será feita de um ou ambos os lados , dependendo da espessura da parede e da acessibilidade . Para evitar a fissuração devem ser seguidas as recomendações quanto ao pré-aquecimento e revestimento dadas

anteriormente. O procedimento deverá também incluir as seguintes instruções : [5]

i) Cortar um buraco na peça com bordos arredondados ou rebarbar os bordos de um furo já existente , para remover as arestas .

ii) Revestir os chanfros na peça e na chapa de aço com um ou dois depósitos de eléctrodo de níquel , níquel-ferro ou Monel .

A preparação dos chanfros da peça e da chapa poderá ser em V simples ou V duplo em função da espessura e da acessibilidade .

E possível a soldadura da placa de aço à peça de ferro fundido sem que esta seja revestida . No entanto , a maneabilidade de alguns eléctrodos é maior ao serem depositados sobre um material semelhante .

Deve ser dada atenção à posição de soldadura , pois os eléctrodos para ferro fundido têm comportamento diferente quando da soldadura em posição . Por isso , devem sempre ser feitos ensaios para avaliar a capacidade de cada eléctrodo. Este factor é importante , por exemplo , na soldadura de tubos .

3. TRABALHO EXPERIMENTAL

3 - TRABALHO EXPERIMENTAL

3.1 - EXECUÇÃO DOS ENSAIOS DE SOLDADURA

3.1.1 - MATERIAIS DE ADIÇÃO

Como foi referido na introdução , foram empregues vários tipos de eléctrodos revestidos para executar as soldaduras . De seguida referem-se quais as suas principais características , segundo dados dos fornecedores .

3.1.1.1 - ELECTRODOS DE AÇO MACIO (AWS E 7018)

Trata-se de um eléctrodo básico , de aplicação geral , para aços sem liga e de baixa liga . O depósito apresenta a seguinte composição química e propriedades mecânicas :

$\%C = 0.1$; $\%Si = 0.5$; $\%Mn = 0.9$; $\%Fe = \text{restante}$

$\sigma_{0.2} = 410 - 450 \text{ N/mm}^2$

$\sigma_r = 510 - 550 \text{ N/mm}^2$

$\epsilon (l_0 = 5d) = 30\%$

É aconselhável utilizar corrente contínua , com o eléctrodo ligado ao pólo positivo , sendo indicada uma gama de intensidade de corrente entre 110 e 150 ampéres , para o diâmetro usado (3.25 mm), e tensão do arco de aproximadamente 23 volts .

3.1.1.2 - ELECTRODOS DE AÇO MACIO (AWS E St)

Eléctrodo básico , indicado como aconselhável para a soldadura a frio de ferros fundidos de difícil

soldabilidade. O depósito apresenta a seguinte composição química e propriedades mecânicas :

%C = 0.15 ; %Si = 0.03 ; %Mn = 0.60 ; %P = 0.04 ;

%S = 0.04 ; %Fe = restante

$\sigma_r > 350 \text{ N/mm}^2$

Dureza $\approx 320 \text{ HB}$

É aconselhada a corrente contínua , com eléctrodo positivo , ou alternada . Para o diâmetro usado (3.25 mm), a gama de intensidades de corrente aconselhada é de 85 a 100 ampères .

3.1.1.3 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL (AWS E 312-16)

Eléctrodo inoxidável austenítico-ferrítico , indicado como tendo excelente soldabilidade e grande resistência à fissuração na soldadura de materiais de difícil soldabilidade . O depósito apresenta a seguinte composição química e propriedades mecânicas :

%C < 0.10 ; %Cr = 29 ; %Ni = 9 ; %Fe = restante

$\sigma_{0.2} > 500 \text{ N/mm}^2$

$\sigma_r > 750 \text{ N/mm}^2$

$\epsilon (l_0 = 5d) > 20\%$

Dureza $\approx 220 \text{ HB}$

É aconselhada a corrente contínua , com eléctrodo positivo , ou alternada . Para o diâmetro usado (3.25 mm), a intensidade de corrente indicada situa-se entre 70 e 100 ampères .

3.1.1.4 - ELECTRODOS DE NIQUEL (AWS E Ni-C1)

Eléctrodo destinado à soldadura e enchimentos a frio do ferro fundido cinzento , referido como sendo especial para o ferro fundido já muito usado , tendo excelente soldabilidade e com depósito de coloração idêntica à do metal base , pelo que é aconselhado para a correcção de defeitos de fundição .

A composição química do depósito é formada por 98% de Ni, além de Fe , Cu e Mn . As propriedades mecânicas do depósito são as seguintes :

$$\begin{aligned} \sigma_r &> 450 \text{ N/mm}^2 \\ \epsilon (l_0 = 5d) &> 18\% \\ \text{Dureza} &< 175 \text{ HB} \end{aligned}$$

É aconselhada a corrente contínua , com eléctrodo negativo , ou a alternada . Para o diâmetro de 3.25 mm a intensidade da corrente deve estar compreendida entre 90 e 110 ampéres .

3.1.1.5 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO (AWS E NiFe-C1)

Eléctrodo para a soldadura a frio do ferro fundido e também para a soldadura deste ao aço não ligado . O seu depósito apresenta a seguinte composição química e propriedades mecânicas :

$$\% \text{Ni} = 60 ; \% \text{Fe} = 40$$

$$\begin{aligned} \sigma_r &> 400 \text{ N/mm}^2 \\ \text{Dureza} &= 180 \text{ HB} \end{aligned}$$

É aconselhada a corrente contínua , com eléctrodo negativo , ou alternada . A gama de intensidades de corrente aconselhável situa-se entre 100 e 130 ampères .

3.1.1.6 - DADOS GERAIS

Foram utilizados , em qualquer dos casos , eléctrodos com 3.25 mm de diâmetro e 450 mm de comprimento . O uso de baixos diâmetros permite o emprego de menores intensidades de corrente na soldadura, o que diminui a energia térmica , factor essencial na soldadura dos ferros fundidos .

A título de curiosidade , refiram-se os preços por quilograma dos quatro últimos tipos de eléctrodos citados , diâmetro de 3.25 mm :

AWS E St ----- 1400 \$/Kg

AWS E 312-16 -- 2900 \$/Kg

AWS E Ni-C1 --- 5890 \$/Kg

AWS E NiFe-C1 - 5890 \$/Kg

(valores de Outubro de 1987 , sem IVA)

Como se verifica , o elevado preço dos eléctrodos de níquel poderá constituir um obstáculo importante na execução de componentes em ferro fundido por meio da soldadura , devido ao acréscimo de custos que eles implicam , independentemente das dificuldades de soldadura . No caso de uma reparação esse factor poderá já não ser primordial , atendendo ao custo de uma peça nova.

3.1.2 - MATERIAIS BASE

Foram quatro os tipos de ferro fundido utilizados como material base :

- Ferro fundido cinzento , DIN 1691 GG20 , com estrutura predominantemente perlítica .

- Ferro fundido nodular , DIN 1693 GGG42 , com estrutura ferrítico-perlítica .

- Ferro fundido nodular , com estrutura ferrítica , obtida por tratamento térmico do material anterior .

- Ferro fundido nodular bainítico , obtido por vazamento em coquilha .

(As designações DIN são as indicadas pelo fornecedor)

Enquanto que os ferros fundidos cinzento e nodular foram obtidos por fundição em areia , executada na empresa Felino, o ferro nodular bainítico foi vazado em coquilha metálica , e sofreu, após solidificação , um tratamento térmico de têmpera bainítica em banho de sais . O seu fabrico foi feito no CINFU .

Foi também utilizado o aço macio , qualidade DIN 17100 St37.2 , para ser soldado ao ferro fundido nodular ferrítico-perlítico .

Em seguida estudam-se as características de cada um dos materiais base .

3.1.2.1 - FERRO FUNDIDO CINZENTO (DIN 1691 GG20)

A composição química deste material indicada pelo fornecedor , é a seguinte :

%C = 3.6 ; %Si = 2.7 ; %Mn = 0.4 ; %S = 0.033 ;

%P = 0.03

Partindo da composição química e utilizando a fórmula para o cálculo do carbono equivalente , CE , pode-se saber se o ferro fundido é hipo , hiper ou eutético .

$$CE = \%C + 0.31 * (\%Si + \%P)$$

$$CE = 4.45 \%$$

Uma vez que o ponto eutético corresponde muito aproximadamente a CE = 4.23 , então este ferro fundido será hipereutético .

A estrutura típica de um ferro fundido cinzento hipereutético , segundo o diagrama de equilíbrio estável Fe-C , será constituída por grafite primária , a qual tende a formar lâminas extensas e grossas , dado que se desenvolve no seio de um líquido , lâminas essas que muitas vezes se desenvolvem radialmente a partir dum centro . Aparece também grafite eutética lamelar , grafite secundária pontiforme , perlite e ferrite . As quantidades destas duas fases dependem da composição química do ferro fundido , velocidade de arrefecimento e tratamento térmico .

Da observação ao microscópio óptico de uma amostra , após polimento em lixa e feltro com diamante , verificou-se o seguinte :

- Antes de ser feito o ataque químico , observou-se a existência de zonas com lamelas de grafite eutética do tipo A , sem orientação preferencial aparente (ver a figura 41) , e zonas com lamelas de grafite eutética do tipo D (figura 42) . A grafite do tipo D , grafite interdendrítica de



Fig. 41 - Lamelas de grafite eutética do tipo A, no ferro fundido cinzento. Sem ataque. (X112)

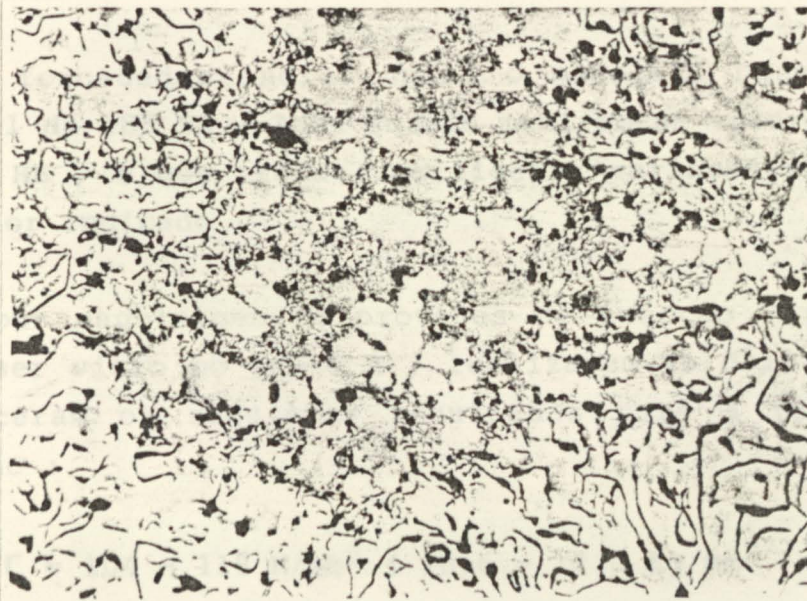


Fig. 42 - Lamelas de grafite eutética do tipo D, no ferro fundido cinzento. Sem ataque. (X112)

sobrefusão , dispõe-se em lamelas muito pequenas fazendo aparecer os cristais de solidificação primária (dendrites) e o seu aparecimento neste caso poder-se-à dever à pequena espessura das chapas e à elevada velocidade de arrefecimento associada . Este tipo de grafite está normalmente rodeado por ferrite [42] . Da não observação de lamelas de grafite primária pode concluir-se que este ferro fundido não será hipereutético ; no entanto , a sua falta pode ser devida ao facto de que sendo a grafite primária menos densa que o ferro ela sobrenade o banho e , após a solidificação , se deposite na superfície e possa ser facilmente retirada .

- Após o ataque químico da superfície da amostra com Nital a 2% (2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico) , observou-se que o material tem uma estrutura essencialmente perlítica , com pequena quantidade de ferrite junto das lamelas de grafite do tipo A e zonas ferríticas rodeando a grafite do tipo D (ver as figuras 43 e 44) .

O fornecedor indicou para o material base uma dureza Brinell de 185 HB . Após ensaio mediram-se valores entre 160 e 190 HB , o que traduz uma ligeira variação relativamente ao valor indicado .

Após maquinagem de provetes de tracção , cujo desenho pode ser visto no anexo 1 , realizaram-se dois ensaios que forneceram os seguintes resultados para a resistência à tracção :

$$\bar{\sigma}_T = 104 - 118 \text{ N/mm}^2 \text{ (} 10.6 - 12.0 \text{ Kg/mm}^2 \text{)}$$

Por consulta da tabela 1 constata-se que este ferro fundido deveria pertencer à classe GG15. No entanto , atendendo a que não foi possível maquinar os provetes tal



Fig. 43 - Estrutura do ferro fundido cinzento, com perlite e ferrite (zonas claras junto das lamelas de grafite). Nital a 2%. (X225)



Fig. 44 - Perlite lamelar no ferro fundido cinzento. Nital a 2%. (X600)

como prescrito pela norma (provetes cilíndricos de 20 mm de diâmetro) , devido às dimensões das chapas , mantemos a designação indicada pelo fornecedor .

O ensaio dilatométrico deste material , representado na figura 45a , permitiu determinar a temperatura final de grafitização , A_{c1} e a temperatura de começo de austenitização , A_{c3} .

$A_{c1} = 778\text{ }^{\circ}\text{C}$

$A_{c3} = 822\text{ }^{\circ}\text{C}$

3.1.2.2 - FERRO FUNDIDO NODULAR (DIN 1693 GGG42)

3.1.2.2.1 - MATERIAL NO ESTADO FORNECIDO

A composição química do material , indicada pelo fornecedor , é a seguinte :

$\%C = 3.5$; $\%Si = 3.1$; $\%Mn = 0.1$; $\%S = 0.01$;

$\%P = 0.04$; $\%Mg\text{ residual} = 0.035$

A análise laboratorial feita no DeMec indicou valores diferentes :

$\%C = 3.1$; $\%Si = 3.4$ a 3.5 ; $\%Mn = 0.4$ a 0.5 ;

$S = 0.1$; $\%P = 0.1$

No primeiro caso $CE = 4.48\%$ enquanto no segundo $CE = 4.2\%$. Temos então um ferro fundido nodular eutético ou ligeiramente hipereutético .

Segundo a norma DIN 1693 [7] o ferro fundido nodular GGG42 possui uma estrutura predominantemente ferrítica .

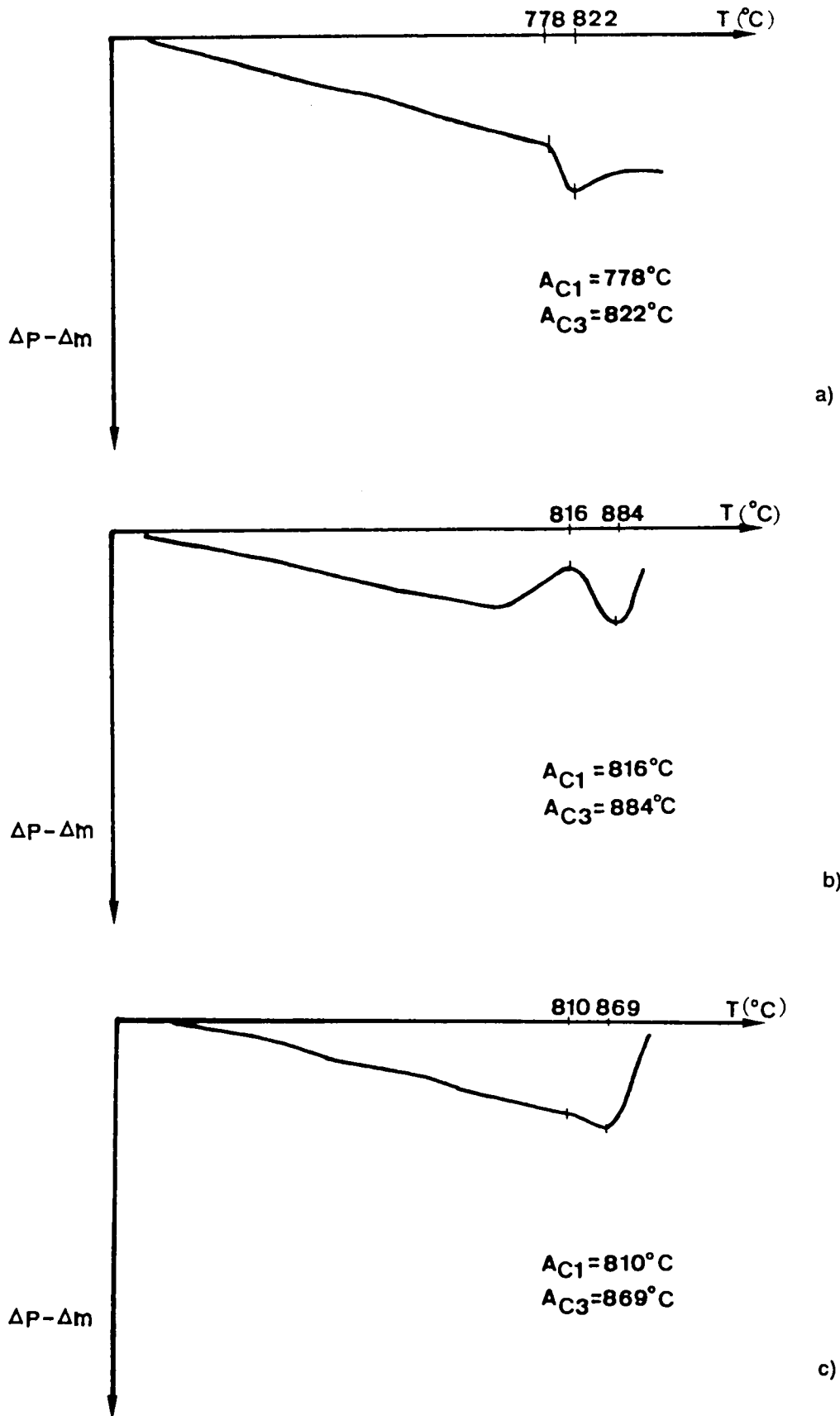


Fig. 45 - Ensaios dilatométricos: a) do ferro fundido cinzento, b) ferro fundido nodular ferrítico e c) ferro fundido nodular ferrítico-perlítico.

Após polimento de uma amostra , em lixa e feltro com diamante , foi feita a observação da superfície no microscópio óptico .

- Antes do ataque químico , confirmou-se que a forma da grafite era nodular (ver a figura 46) .

- A contagem da nodularidade determinou valores entre 179 e 244 nódulos / mm² , o que não é um valor muito alto , logo favorável em termos de soldadura por diminuir a largura da linha de carbonetos (ver as figuras 7 , 8 e 9) .

- Após ataque químico com Nital a 2% verificou-se que a estrutura é constituída por ferrite e perlite , do tipo olhos de boi (anéis de ferrite rodeando os nódulos de grafite , e perlite) , como se vê na figura 47 .

O fornecedor indicou para este material uma dureza de 180 HB , valor apenas ligeiramente superior ao por nós obtido : 164 a 175 HB. No entanto , ensaios efectuados em amostras diferentes forneceram durezas superiores , entre 224 e 229 HB . Confirmou-se que as placas de onde se retiraram essas amostras eram provenientes de outro vazamento e apresentavam uma quantidade de perlite ligeiramente superior .

O ensaio de tracção forneceu os seguintes valores :

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_r &= 535 - 601 \text{ N/mm}^2 \text{ (} 54.6 - 61.3 \text{ Kg/mm}^2 \text{)} \\ \epsilon (l_0 = 5.65\sqrt{A}) &= 4 - 9 \text{ \%}\end{aligned}$$

Os valores indicados atrás fariam o material corresponder , de acordo com a norma DIN , à classe GGG50 e não à GGG42 , como indicado pelo fornecedor (ver a tabela

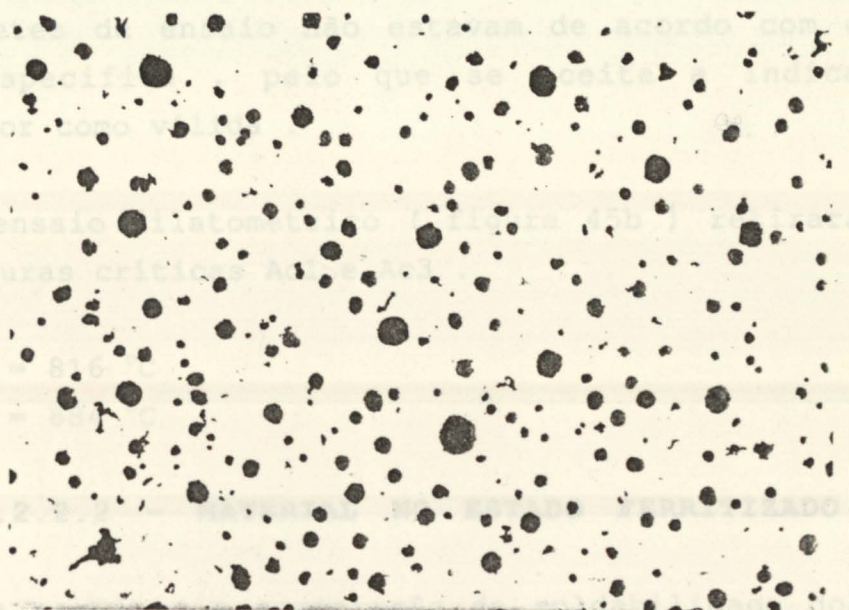


Fig. 46 - Nódulos de grafite no ferro fundido nodular. Sem ataque. (X112)

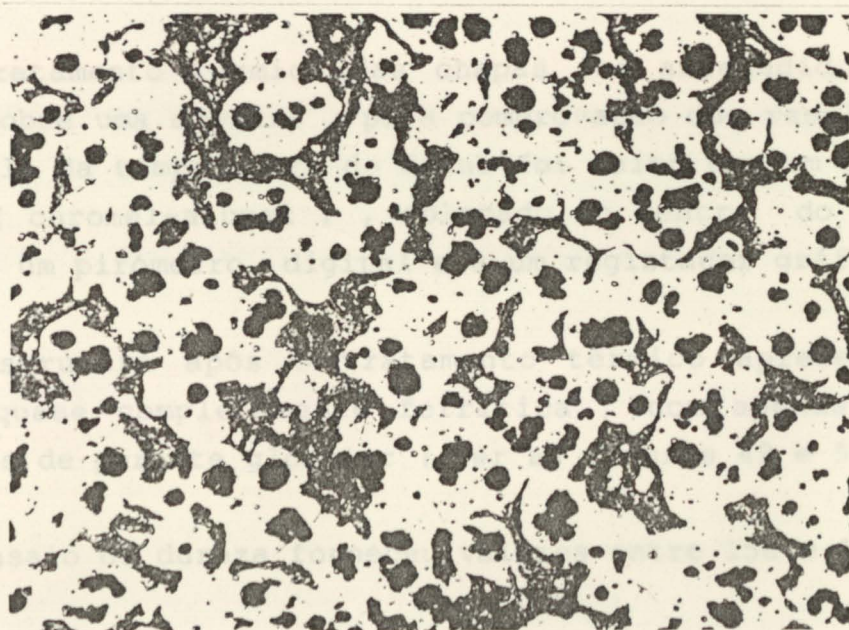


Fig. 47 - Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico. Zonas de ferrite (a branco); perlite (cinzento) e nódulos de grafite (a negro). Nital a 2%. (X112)

2). Mas , tal como ficou dito para o ferro fundido cinzento, os provetes de ensaio não estavam de acordo com o que a norma especifica , pelo que se aceita a indicação do fornecedor como válida .

Do ensaio dilatométrico (figura 45b) retiraram-se as temperaturas críticas Ac1 e Ac3 .

Ac1 = 816 °C

Ac3 = 884 °C

3.1.2.2.2 - MATERIAL NO ESTADO FERRITIZADO

Para permitir a comparação da soldabilidade dos ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica relativamente aos ferrítico-perlíticos , algumas das chapas destinadas à soldadura foram submetidas a um recozido de ferritização , cujo ciclo está representado na figura 48 .

O tratamento térmico das chapas foi antecedido por um ensaio sobre uma amostra , para comprovação dos resultados . O controle da temperatura do forno foi feito com um termopar tipo K (chromel-alumel) , colocado no centro do forno e ligado a um pirómetro digital e a um registador gráfico .

A estrutura após o tratamento térmico apresenta uma matriz quase completamente ferrítica , com apenas alguns vestígios de perlite globular (ver as figuras 49 e 50) .

O ensaio de dureza forneceu valores entre 158 e 161 HB .

Do ensaio de tracção obtiveram-se os seguintes valores :

$$\sigma_r = 343 - 346 \text{ N/mm}^2 \text{ (} 35 - 35.3 \text{ Kg/mm}^2 \text{)}$$

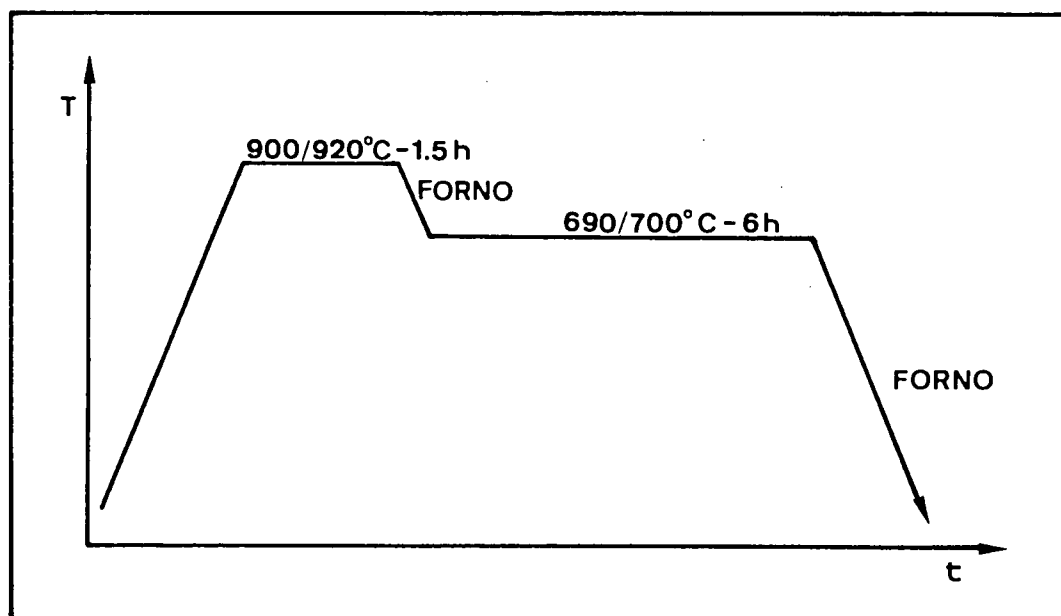


Fig. 48 - Ciclo do tratamento térmico de ferritização do ferro fundido nodular.

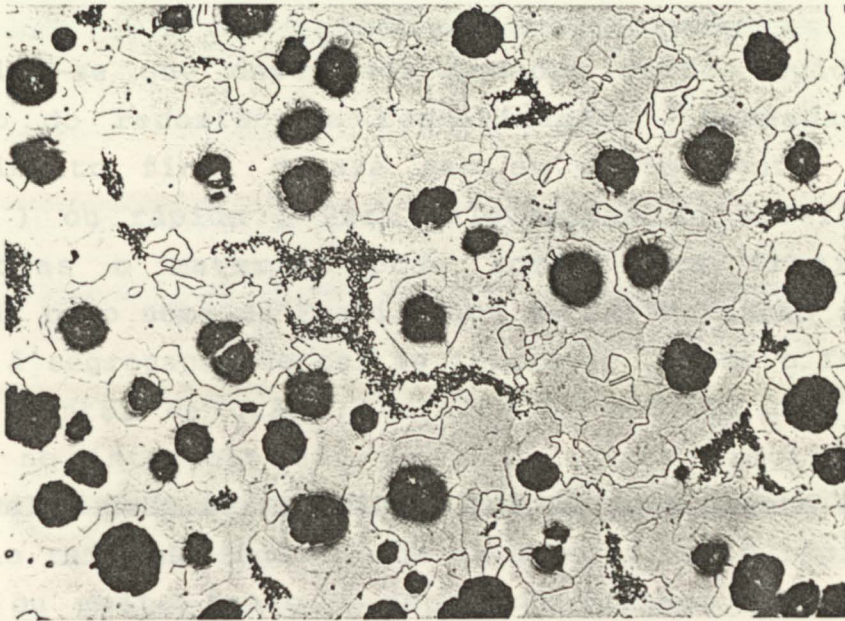


Fig. 49 - Ferro fundido nodular após o tratamento de ferritização. Observam-se vestígios de perlite na matriz ferrítica. Nital a 2%. (X225)

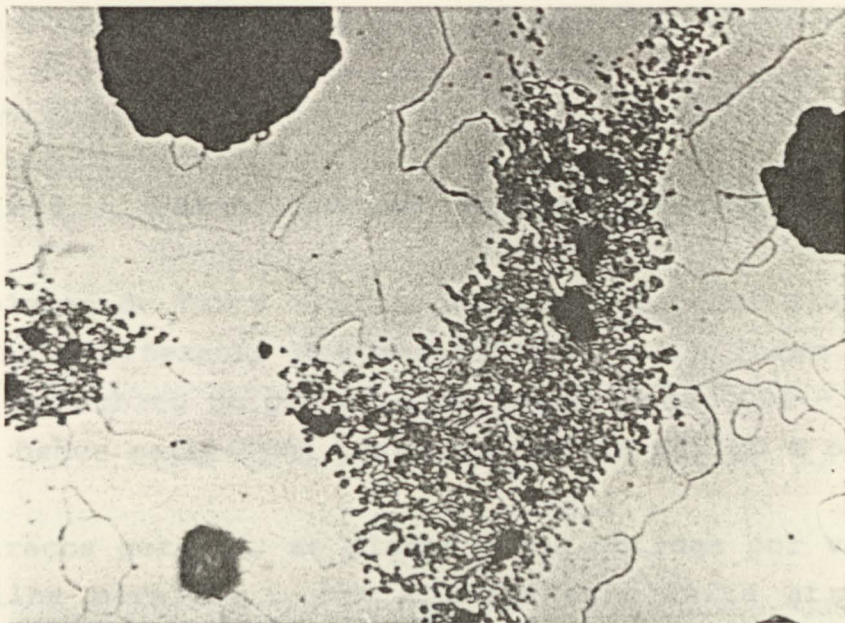


Fig. 50 - Ferro fundido nodular após o tratamento de ferritização. Perlite globular na matriz. Nital a 2%. (X900)

$$\epsilon (l_0 = 5.65\sqrt{A}) = 15\%$$

Refira-se que devem ser tomados certos cuidados na execução do recozido de ferritização . Nomeadamente o arrefecimento final deverá ser ou muito lento (forno fechado) ou rápido . Para velocidades de arrefecimento intermédias o material pode sofrer uma fragilização conhecida pelo nome de Fragilidade da Galvanização , a qual se deve à segregação de certas impurezas , como o fósforo , para as juntas de grão , durante um estágio com duração crítica no intervalo 300 - 600°C . Esta fragilização é reversível e pode ser eliminada por um aquecimento acima do intervalo referido seguido de um arrefecimento rápido (em água) ou muito lento (em forno fechado) , até uma temperatura abaixo dos 300°C . [43]

A partir do ensaio dilatométrico determinou-se a temperatura crítica Ac1 e Ac3 (figura 45c) .

$$Ac1 = 810 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$Ac3 = 869 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

3.1.2.3 - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

As placas de ferro fundido nodular bainítico tiveram uma proveniência diferente das anteriores , pois foram vazadas no CINFU no âmbito do projecto de investigação CDI - FEVACO, em que o DeMec participou juntamente com a FELINO e o LNETI.

Em traços gerais , as placas foram obtidas por vazamento em coquilha metálica , com a inoculação feita através do jacto de metal líquido ao ser vazado . Após solidificação do metal na coquilha as placas são retiradas , arrefecem até cerca de 860 - 870 °C e são colocadas num forno com banho de

sais à temperatura desejada . No nosso caso essa temperatura era de 375 °C e o estágio foi de 120 minutos , tempo suficiente para que a estrutura seja quase completamente bainítica , com a excepção de alguma austenite residual .

Foi-nos fornecida a seguinte composição para as placas a soldar :

%C = 3.44 a 3.50 ; %Si = 2.26 a 2.46 ;

%Mn = 0.47 a 0.53 ; % P = 0.01 ; %S = 0.008 a 0.011 ;

%Mg residual = 0.067 a 0.087

As diferenças assinaladas devem-se ao facto das placas terem sido obtidas quer de colheres diferentes , quer de cargas diferentes do forno .

Infelizmente não foi possível obter os dados sobre as propriedades mecânicas do material (tensão de rotura e alongamento) . Foram indicados os seguintes valores típicos dessas propriedades , para materiais obtidos nas condições acima descritas:

$$\sigma_r = 800 - 1000 \text{ N/mm}^2 \text{ (} 82 - 98 \text{ Kg/mm}^2 \text{)}$$

$$\epsilon = 2 - 6\%$$

O ensaio de dureza Vickers forneceu valores de 286 e 362 HV5 . Esta diferença de valores deve-se ao facto das amostras serem provenientes de diferentes cargas do forno e de diferenças ao nível do tratamento térmico .

Da observação ao microscópio da estrutura verificou-se que a grafite era nodular e a matriz quase completamente bainítica (ver as figuras 51 e 52) . A presença de austenite residual foi detectada no microscópio óptico através da



Fig. 51 - Ferro fundido nodular bainítico. Matriz bainítica. Nital a 2%. (X600)

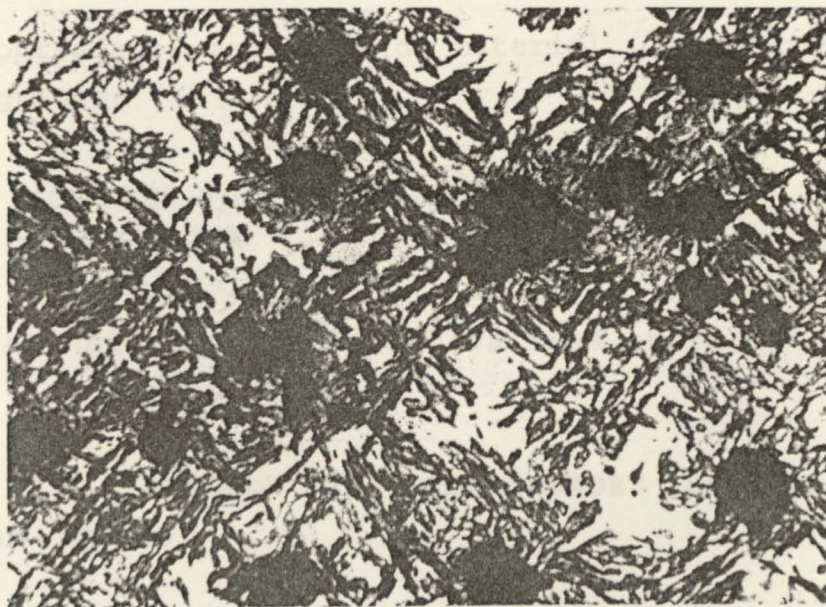


Fig. 52 - Ferro fundido nodular bainítico. Matriz bainítica com possíveis vestígios de austenite residual (a branco). Nital a 2%. (X1200)

iluminação em campo escuro e por contraste interferencial (ver a figura 53) .

3.1.2.4 - AÇO MACIO (DIN 17100 St37.2)

As placas deste material foram cortadas de uma chapa com a espessura de 12 mm . A sua composição química , segundo a norma DIN 17100 , é a seguinte :

$$\%C \leq 0.17 ; \quad \%P \leq 0.050 ; \quad \%S \leq 0.050 ; \quad \%N \leq 0.009$$

Esta composição indica que se trata de um aço hipereutectóide , de matriz ferrítica com pequena percentagem de perlite intergranular . Foi esta estrutura que se observou ao microscópio , após polimento e ataque químico , como se vê na figura 54 . É também evidente a laminagem que o material sofreu devido ao alongamento dos grãos de ferrite .

As propriedades mecânicas do material , segundo a norma, são as seguintes :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= 340 - 470 \text{ N/mm}^2 \quad (35 - 48 \text{ Kg/mm}^2) \\ \epsilon (l_0 = 5d) &\geq 26\% \end{aligned}$$

O ensaio de dureza forneceu valores entre 114.2 e 132 HV5 .

3.1.2.5 - RESUMO DAS PROPRIEDADES DOS MATERIAIS BASE E DE ADIÇÃO

Na tabela 13 são indicadas as principais propriedades dos materiais base e de adição , enumeradas atrás .

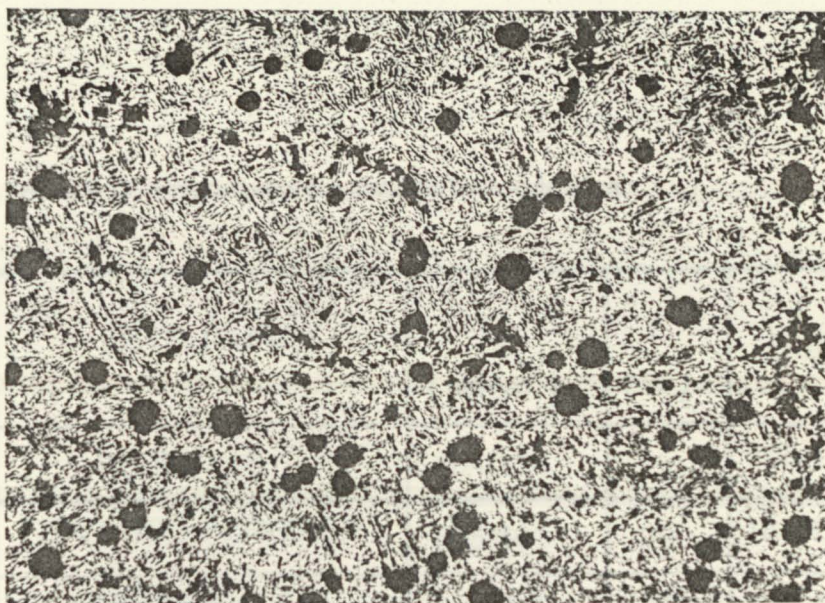


Fig. 53 - Ferro fundido nodular bainítico. Zonas de austenite residual na matriz (a negro, entre a bainite). Nital a 2%, observação em campo escuro. (X350)

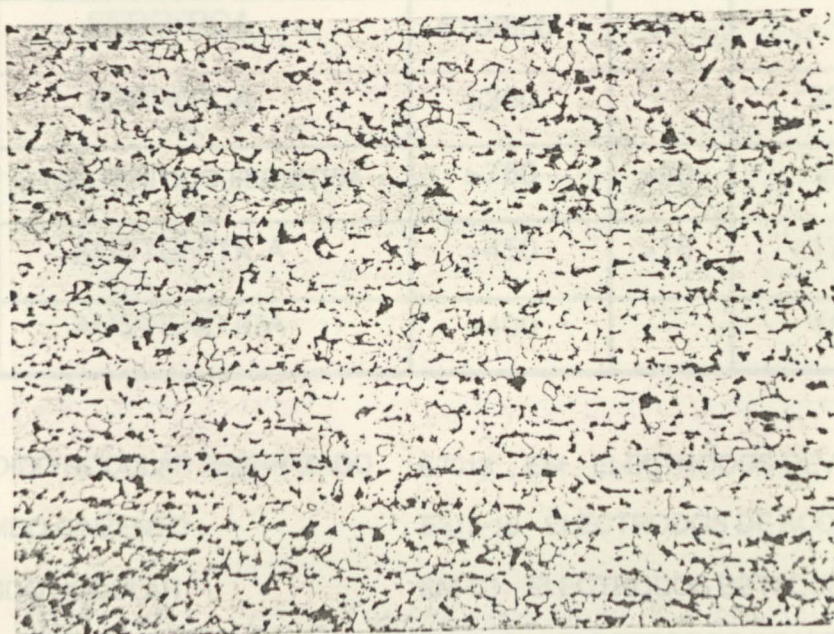


Fig. 54 - Aço macio St 37.2. Estrutura ferrítica com alguma perlite (bandas escuras, parcialmente orientadas devido à operação de laminagem). Nital a 2%. (X 75)

TABELA 13 - Propriedades dos materiais base e de adição.

MATERIAL	ESTRUTURA	σ_r (N/mm ²)	ϵ (%)	DUREZA
FFC	PERLITICA	104/118	--	160/190 HB
FFN	FERRITICO-PERLITICA	535/601	4/9	164/175 HB
FFNF	FERRITICA	343/346	15	158/161 HB
FFNB	BAINITICA	800/1000	2/6	286/362 HV5
AÇO	FERRITICA	340/470	≥26	114.2/132HV5
E7018	FERRITICA	510/550	30	--
Est	FERRITICA	>350	--	320 HB
E312-16	AUSTENITICO-FERRITICA	>750	>20	220 HB
ENi-C1	AUSTENITICA	>450	>18	<175 HB
ENiFe-C1	AUSTENITICA	>400	--	180 HB

LEGENDA :

FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO	E7018 , Est - ELECTRODOS DE AÇO MACIO
FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO	E312-16 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL
FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR	ENi-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL
FFNB - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO	ENiFe-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

3.1.3 - PROCEDIMENTO DAS SOLDADURAS

As soldaduras foram executadas na empresa Sepsa , de Leça do Balio , por soldadores qualificados para a soldadura manual com eléctrodos revestidos .

As dimensões das placas são as indicadas na figura 55 , com a excepção das placas de ferro fundido nodular bainítico, indicadas na figura 56 . Devido à sua maior espessura foi-lhes feito um chanfro em X e não V .

O furo cego que se vê na figura 55 foi utilizado para a introdução de um cilindro de ferro fundido , a que foi soldado um termopar do tipo K (chromel-alumel) e serviu para o registo dos ciclos térmicos das soldaduras .

Antes de se efectuar a operação de soldadura , a superfície dos chanfros foi rebarbada para serem retiradas todas as impurezas que aí existissem . Em seguida foi feita a preparação da junta , colocando as chapas topo a topo , com um afastamento de 2 mm , e fixando-as através da colocação de tacos de aço nas suas extremidades , como se pode ver na figura 57 . Estes tacos , além de servirem para fixar as chapas uma à outra , foram também usadas para fazer o escorvamento do arco . Na figura é visível a colocação dos termopares já referidos , para o registo dos ciclos térmicos .

Nos casos em que foi aplicado pré-aquecimento , este foi executado com um maçarico oxi-acetilénico . Para a soldadura foram utilizadas diversas máquinas , consoante as disponibilidades na fábrica , do tipo transformador-rectificador . O tipo e intensidade de corrente foram os aconselhados pelo fabricante de eléctrodos , sendo esta

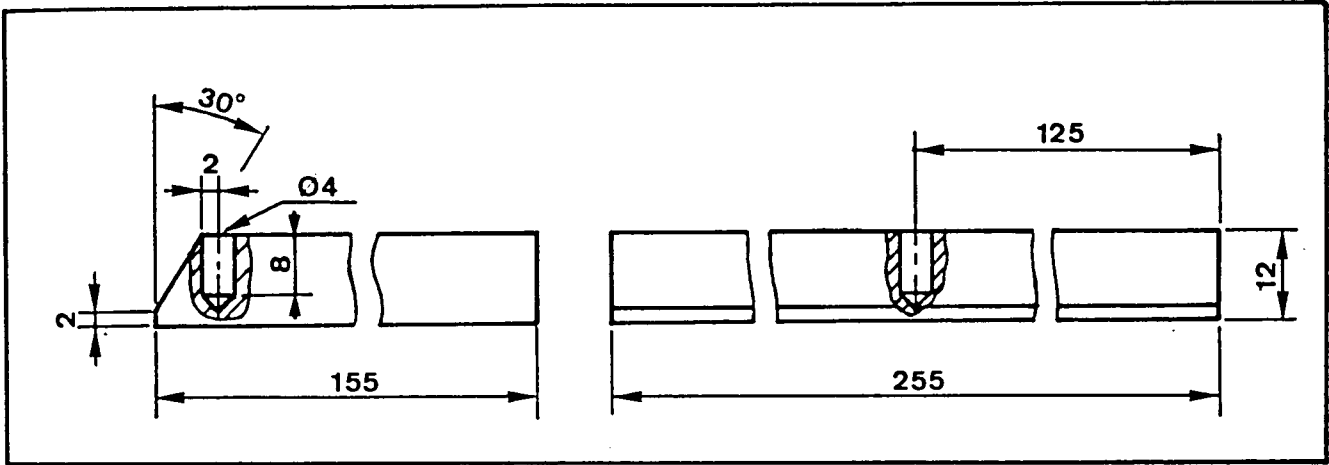


Fig. 55 - Dimensões das chapas para a soldadura, com o respectivo chanfro.

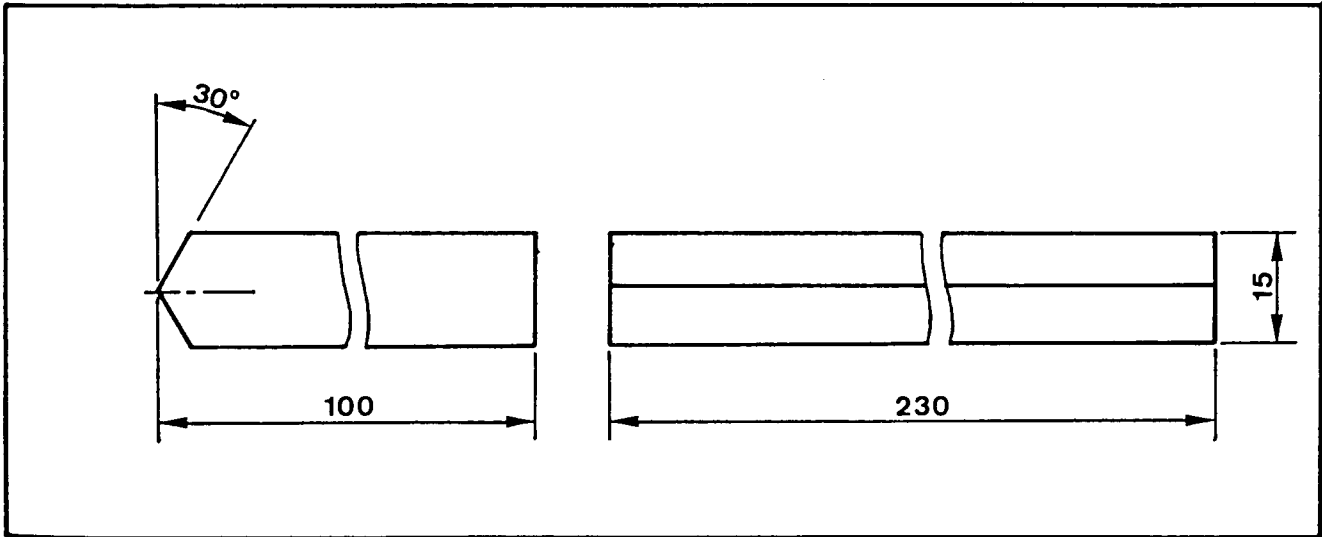


Fig. 56 - Dimensões das chapas de ferro fundido nodular bainítico, com o respectivo chanfro.

regulada para o valor mínimo compatível com uma fácil deposição do metal .

A remoção da escória foi feita com uma picadora e escova de aço, tendo a retoma , no caso das preparações em V , sido aberta com uma rebarbadora . Após soldadura as chapas foram envolvidas com lã-de-vidro , por forma a diminuir a velocidade de arrefecimento .

A técnica de soldadura recorreu a passes corridos , de comprimento limitado a cerca de 100 mm . Devido às condições de trabalho disponíveis as chapas não foram rigidamente fixadas de ambos os lados , (ver a figura 57) bem como não foi possível manter o pré-aquecimento entre passes , pois o maçarico era do tipo fixo . Os eléctrodos foram estufados , num forno próprio , durante um mínimo de duas horas a 150 °C, para ser removida a humidade do revestimento .

Refira-se que o revestimento dos eléctrodos de níquel e de níquel-ferro derreteu por uma secção oblíqua relativamente ao eixo da alma , e não perpendicular , como seria normal . Esta anomalia poder-se-à dever a uma excentricidade exagerada do revestimento em relação à alma. Por outro lado , os soldadores queixaram-se de que os eléctrodos referidos acima eram de difícil manuseamento , nomeadamente por a deposição do metal ser difícil quando as chapas haviam sido pré-aquecidas e devido à libertação de muitos fumos .

Na tabela 14 são apresentadas as condições de execução de cada soldadura . Nos ensaios número 17 e 18 o procedimento foi modificado , tendo sido dados os passes de revestimento nos bordos das chapas antes da junta ser preparada e não depois , como até ai tinha sido feito .

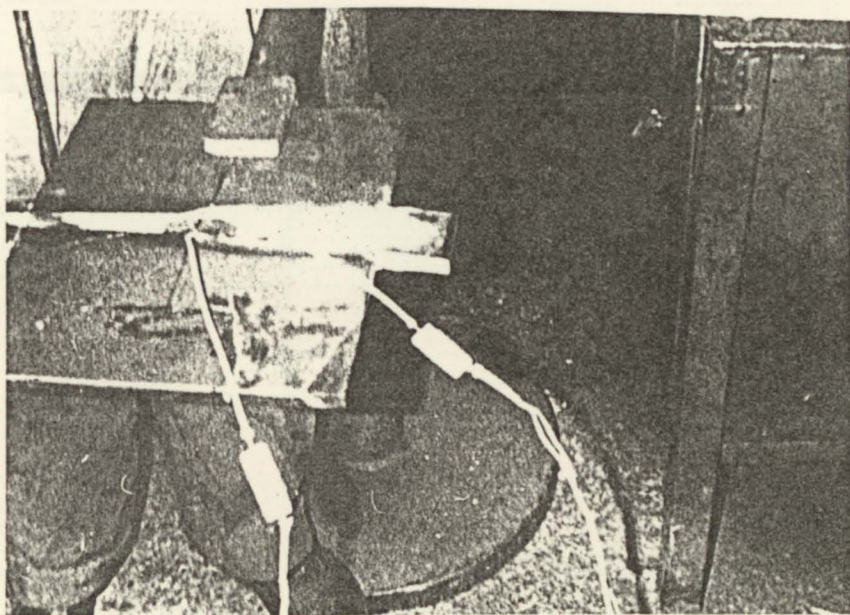


Fig. 57 - Montagem e fixação das placas de ferro fundido para a soldadura. É também visível a localização dos termopares para registo dos ciclos térmicos.

TABELA 14 - Parâmetros de soldadura dos diferentes ensaios .

SOLDADURA Nº	MATERIAL BASE	MATERIAL DE ADIÇÃO	TEMP. PRE-AQUE.(°C)	CORRENTE	INTENSIDADE (Amp.)	VEL.SOLD. (mm/s)	EN. TERMICA (KJ/mm)	OBSERVAÇÕES
0	FFNF	E7018	300	CC+	120	--	--	--
1	FFNF	ESi	300	CC+	80	0.64	2.5	--
2	FFNF	ENiFe-C1	260	CC-	100-120	0.75	3.1	--
3	FFNF	ENiFe-C1	--	CC-	100-140	1.3	1.9	ESTUFAGEM CURTA
4	FFNF	ENi-C1	--	CC-	100-125	1.1	2.4	ESTUFAGEM CURTA
5	FFNF	E312-16	350	CC+	100	2.5	0.8	--
6	FFC	ENi-C1	--	CC-	120	3.0	0.9	ELECTRODOS NÃO ESTUFADOS
7	FFC	ENiFe-C1	--	CC-	130	0.8	3.2	ELECTRODOS NÃO ESTUFADOS
8	FFC	E312-16	360	CC+	120	2.1	1.2	-
9	FFC	ESi	430	CC+	100	1.1	1.9	-
10	FFC	ENiFe-C1	270	CC-	120	0.95	2.6	-
11	FFN	ENi-C1	--	CC-	120-160	1.0	2.4	-
12	FFN	ENiFe-C1	--	CC-	120-160	1.8	1.9	-
13	FFC	ENi-C1	--	CC-	120-130	2.6	1.0	-
14	FFC	ENiFe-C1	--	CC-	120-140	1.8	1.5	-
15	FFN + AÇO	ENi-C1	--	CC-	120	4.2	0.6	-
16	FFN + AÇO	ENiFe-C1	--	CC-	80	3.0	0.5	-
17	FFC	ENi-C1	--	--	--	--	--	NÃO CONCLUÍDA
18	FFC	ENiFe-C1	--	CC-	110	--	--	PERDIDA
19	FFNB	ENiFe-C1	--	CC-	100	--	--	-
20	FFNB	ENiFe-C1	350	CC-	120	--	--	-

LEGENDA :

FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO

FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO

FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR

FFNB - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

E7018 , ESi - ELECTRODOS DE AÇO MACIO

E312-16 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL

ENi-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL

ENiFe-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

CC+ - CORRENTE CONTINUA , ELECTRODO POSITIVO

CC- - CORRENTE CONTINUA , ELECTRODO NEGATIVO

Infelizmente não foi possível avaliar completamente as consequências de tal alteração , pois a soldadura 17 não foi acabada por falta de eléctrodos e a 18 perdeu-se na fábrica , após ter sido radiografada . Para o cálculo da energia térmica específica foi considerado o valor de 0.9 como sendo igual ao rendimento térmico do processo de soldadura , de acordo com a bibliografia . [44]

A tensão de funcionamento foi avaliada medindo o comprimento do cordão de soldadura e determinando a energia térmica do arco para o diâmetro do eléctrodo utilizado .

3.2 - ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

3.2.1 - OBSERVAÇÃO VISUAL DAS CHAPAS

Depois do seu arrefecimento após soldadura , as chapas foram submetidas a um controle visual para se detectarem defeitos superficiais . Observou-se que os ensaios número 0, 1 , 5 , 8 e 9 apresentavam fissuras : longitudinais na ZAC, transversais no metal depositado e ZAC . Como seria de esperar , os depósitos com eléctrodos de aço macio e inox , correspondentes aos ensaios acima referidos , fissuraram facilmente . A fissuração aparece por vezes em grande extensão , apesar do pré-aquecimento elevado a que as chapas foram sujeitas .

Nas figuras 58 a 62 podem ver-se exemplos das fissuras mencionadas .

3.2.2 - ENSAIO DE LIQUIDOS PENETRANTES

As chapas que não apresentaram defeitos no exame visual foram sujeitas a um ensaio de líquidos penetrantes . Após a sua limpeza com tricloroetileno , fez-se a aplicação do líquido penetrante , sob a forma de spray . Vinte minutos depois , e seguindo as instruções do fabricante , foi removido o excesso de líquido , com água . Finalmente aplicou-se o revelador , também em spray . As fissuras aparecem então a vermelho .

Foram detectadas fissuras nas soldaduras número 12 , 14 e 15 . A chapa 12 apresentava inúmeras fissuras transversais no cordão , sobretudo na retoma (figuras 63 e 64) , e a número 14 fissuras longitudinais na ZAC em mais de metade do

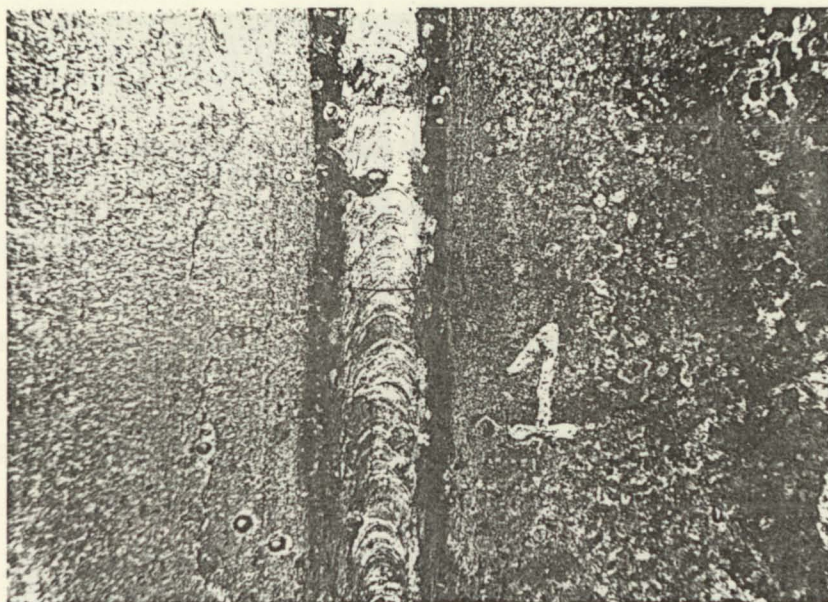


Fig. 58 - Fissura transversal no metal depositado na soldadura 1 (ferro fundido nodular ferrítico soldado com eléctrodos de aço macio E St).

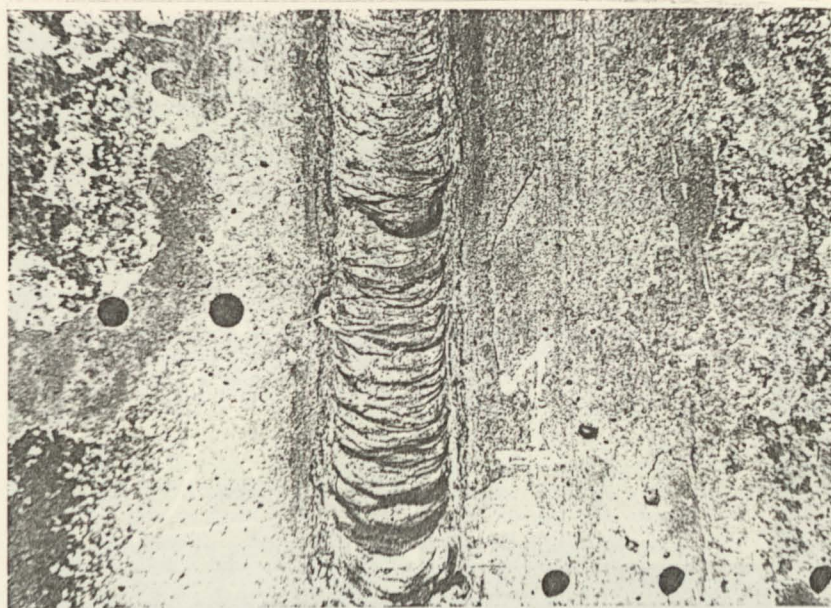


Fig. 59 - Fissura transversal no metal depositado na soldadura 1, no lado oposto do cordão daquela mostrada na figura 58. A fissura poderá ter sido originada pelo furo para o registo térmico.

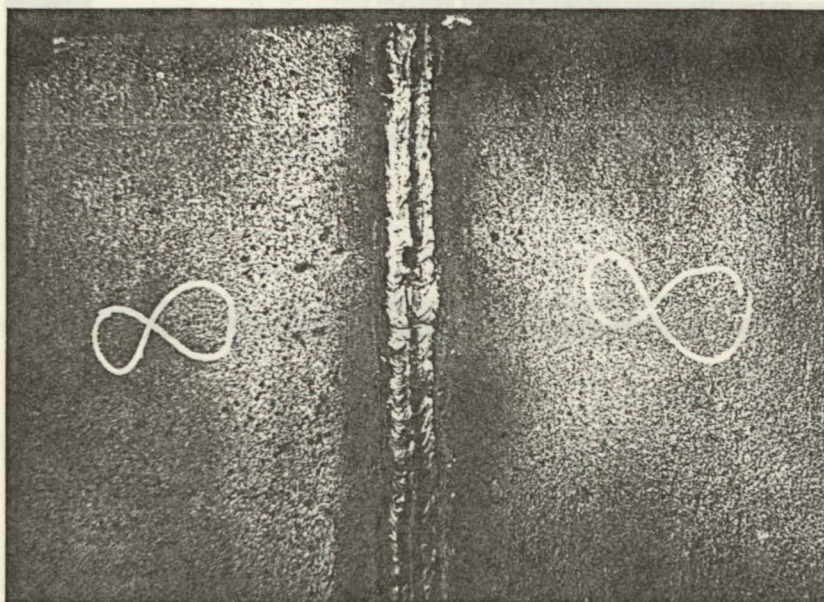


Fig. 60 - Fissura transversal no metal depositado da soldadura 8 (ferro fundido cinzento soldado com eléctrodos de aço inox).

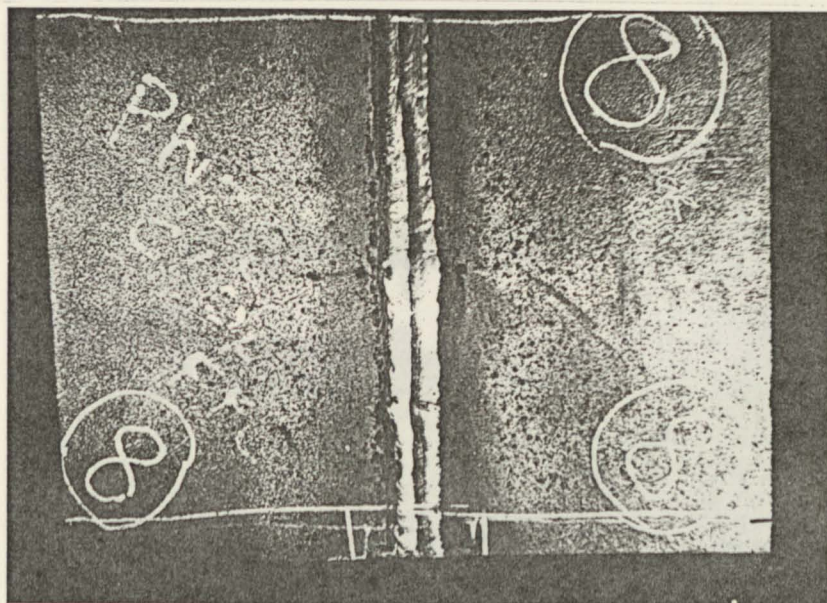


Fig. 61 - Fissura longitudinal na ZAC da soldadura 8 (ferro fundido cinzento soldado com eléctrodos de aço inox).

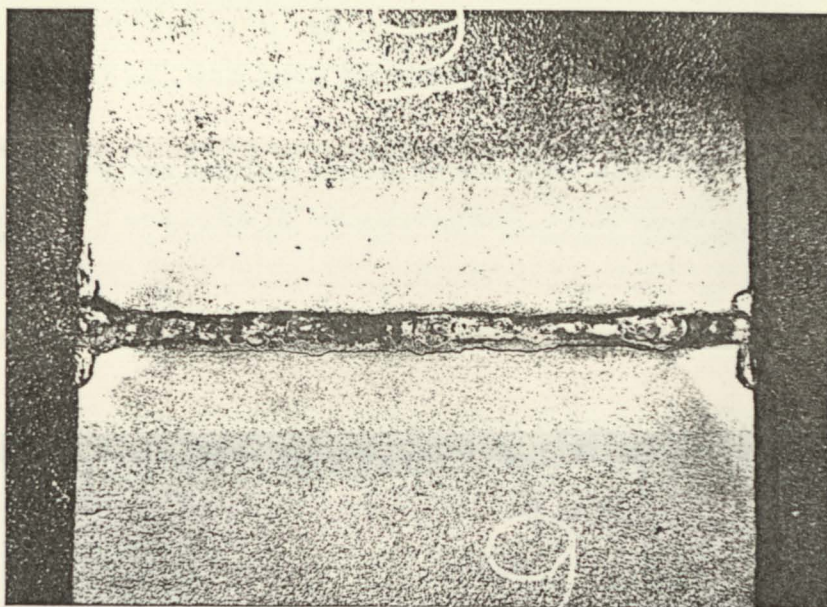


Fig. 62 - Fissura longitudinal na ZAC da soldadura 9 (ferro fundido cinzento soldado com eléctrodos de aço macio E St).

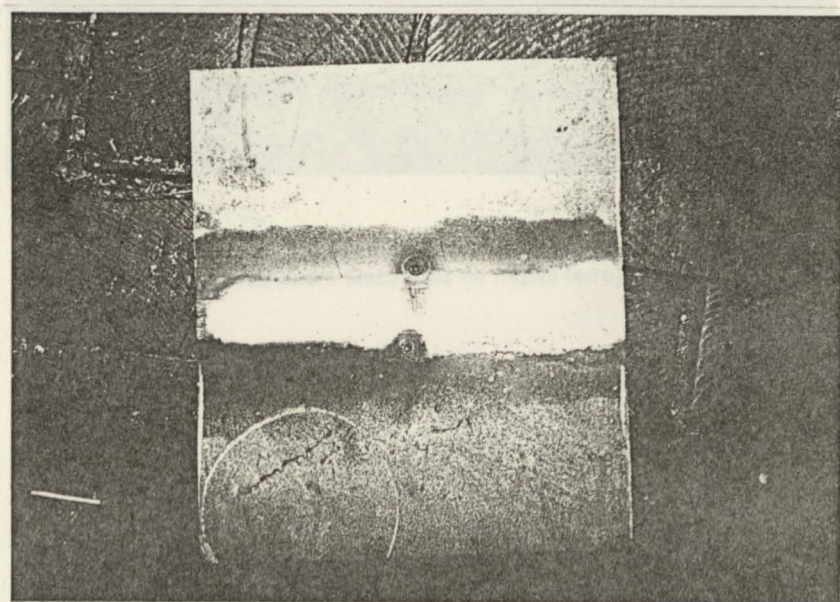


Fig. 63 - Fissura transversal no metal depositado e longitudinal na ZAC da soldadura 12 (ferro fundido nodular ferrítico-perlítico soldado com eléctrodos de níquel-ferro).

comprimento da chapa (figura 65) . Os materiais base devem ter grande influência na origem destas fissuras , uma vez que a chapa 12 era de ferro fundido cinzento e a 14 de nodular ferrítico-perlítico . Enquanto o teor elevado de impurezas do primeiro , juntamente com a sua estrutura perlítica , facilita a fissuração , no segundo caso será a facilidade com que surgirão estruturas duras na ZAC , devido ao carbono já existente na matriz.

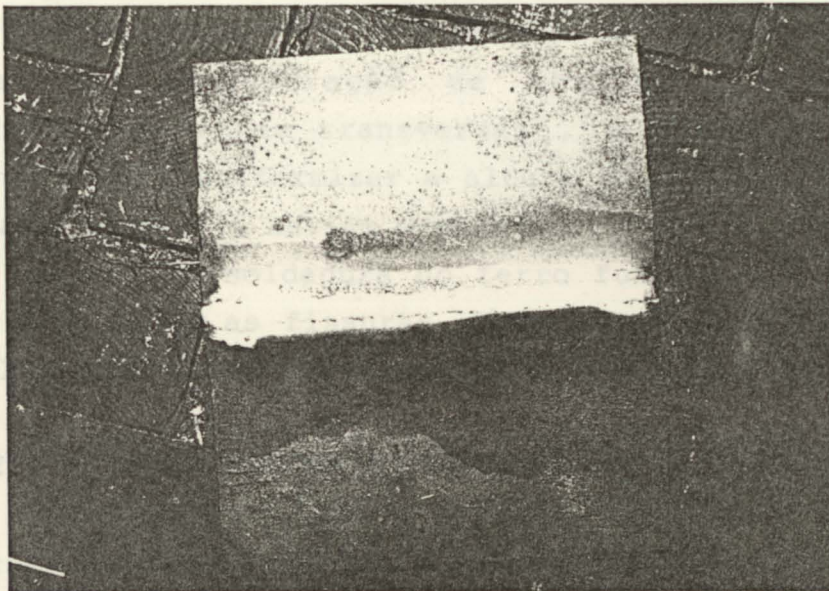


Fig. 64 - Fissuras transversais no passe de retoma da soldadura 12 (ferro fundido nodular ferrítico-perlítico soldado com eléctrodos de níquel-ferro).

comprimento da chapa (figura 65) . Os materiais base devem ter grande influência na origem destas fissuras , uma vez que a chapa 12 era de ferro fundido cinzento e a 14 de nodular ferrítico-perlítico . Enquanto o teor elevado de impurezas do primeiro , juntamente com a sua estrutura perlítica , facilita a fissuração , no segundo caso será a facilidade com que surgirão estruturas duras na ZAC , devido ao carbono já existente na matriz.

A origem das fissuras da soldadura 15 (figura 66) deve associar-se ao furo para introdução do termopar , o qual provoca uma concentração de tensões e facilita o aparecimento da fenda transversal , e à deposição de um passe curto para uniformizar a altura do cordão , quando os passes anteriores já haviam arrefecido. Note-se que o ensaio 15 diz respeito à soldadura do ferro fundido nodular com o aço macio e todas as fissuras surgiram do lado do primeiro material , como seria previsível .

3.2.3 - ENSAIOS RADIOGRAFICOS

Para se detectarem os defeitos internos , as chapas foram radiografadas , com excepção das número 0 , 9 (por apresentar fissuras muito extensas que a inutilizavam) e 20 (por falta de disponibilidade na fábrica) . A soldadura 17, como já foi referido , não chegou a ser executada .

Na tabela 15 estão descritos os defeitos observados nas radiografias . Esta tabela , juntamente com os dados dos ensaios visuais e de líquidos penetrantes , permite fazer algumas observações :

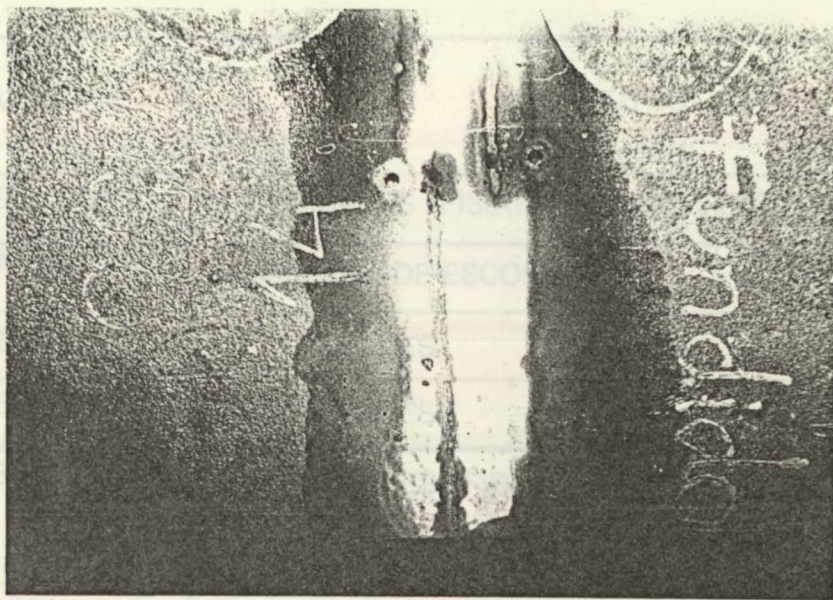


Fig. 65 - Fissuras longitudinais na ZAC da soldadura 14 (ferro fundido cinzento soldado com eléctrodos de níquel-ferro).

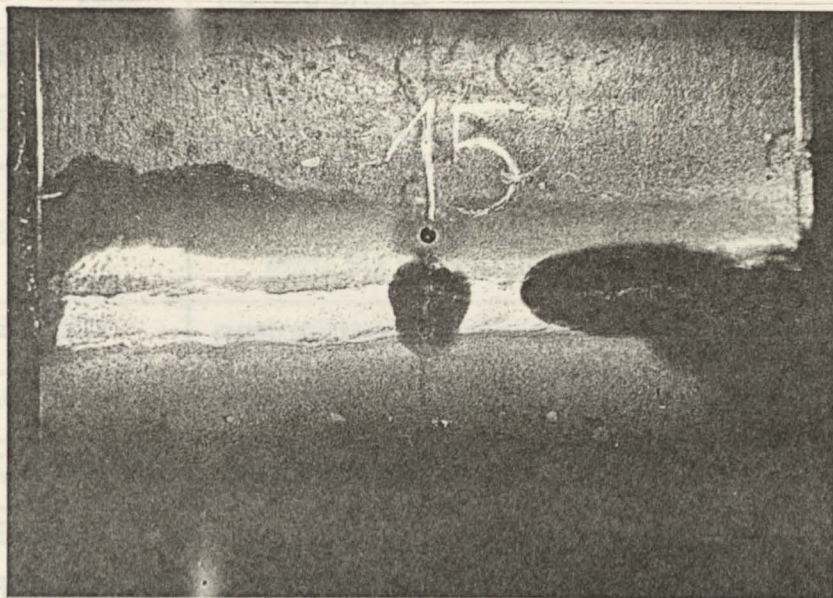


Fig. 66 - Fissura transversal e longitudinal no metal depositado da soldadura 15 (Aço macio e ferro fundido nodular ferrítico-perlítico soldados com eléctrodos de níquel).

TABELA 15 - Resultados dos ensaios radiográficos .

SOLDADURA Nº	DEFEITOS
1- FFNF ; Est ; 300°C	POROSIDADES ; FISSURAS TRANSVERSAIS NO CORDÃO
2- FFNF;ENiFeC1; 260°C	INCLUSÕES DE ESCORIA
3- FFNF ; ENiFeC1	POROSIDADES
4- FFNF ; ENiC1	POROSIDADES
5- FFNF ; E312-16 ; 350°C	POROSIDADES ; FISSURAS TRANSVERSAIS E LONGITUDINAIS NO CORDÃO
6- FFC ; ENiC1	POROSIDADES ; PEQUENA FISSURA TRANSVERSAL
7- FFC ; ENiFeC1	POROSIDADES
8- FFC ; E312-16 ; 360°C	POROSIDADES ; FISSURAS TRANSVERSAIS NO CORDÃO
10- FFC ; ENiFeC1 ; 270°C	POROSIDADES
11- FFN ; ENiC1	POROSIDADES ; INCLUSÕES DE ESCORIA
12- FFN ; ENiFeC1	FISSURAS TRANSVERSAIS NO CORDÃO
13- FFC ; ENiC1	POROSIDADES ; INCLUSÕES DE ESCORIA FISSURA LONGITUDINAL
14- FFC ; ENiFeC1	POROSIDADES ; FISSURA LONGITUDINAL
15- FFN+AÇO; ENiC1	FISSURA LONGITUDINAL E TRANSVERSAL
16-FFN+AÇO;ENiFeC1	POROSIDADES
18- FFC ; ENiFeC1	POROSIDADES ; FISSURA LONGITUDINAL
19- FFB ; ENiFeC1 ; 350°C	POROSIDADES ; FISSURA LONGITUDINAL

LEGENDA : FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO
FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO
FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR
FFNB - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

ESi - ELECTRODOS DE AÇO MACIO
E312-16 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL
ENi-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL
ENiFe-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

- Os ferros fundidos cinzento e nodular ferrítico-perlítico parecem apresentar menor soldabilidade do que o nodular ferrítico .

- O ferro fundido com matriz bainítica apresenta grandes problemas na soldadura , mesmo utilizando elevadas temperaturas de pré-aquecimento .

- Os materiais de adição ferrosos (aço macio e aço inoxidável) são aqueles que mais facilmente originam a fissuração .

3.3 - ESTUDO METALOGRAFICO DOS CORDÕES DE SOLDADURA

3.3.1 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a observação ao microscópio das estruturas presentes na ZAC e metal depositado de cada ensaio , bem como para a medição de durezas ao longo da junta , foram retirados dois provetes dos bordos de cada chapa , como indicado na figura 67 . Um deles seria destinado ao exame metalográfico enquanto o outro seria para medição de durezas.

Esses provetes foram maquinados no limador e rectificadora , de modo a se assegurar o paralelismo das faces transversais ao cordão . O polimento foi feito em máquina de polir automática , Struers DPU4 e Pedemax 2 , passando-se sucessivamente pela lixa (granulometria 80 , 180 , 320 e 800) e por feltro com diamante (6 μ m e 1 μ m) .

A observação ao microscópio das diferentes amostras foi feita sem e com ataque químico . O reagente utilizado neste caso foi o Nital a 2% (2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico) , escolhido porque põe em evidência a maioria das estruturas que podiam estar presentes , como a perlite , bainite e martensite , além de revelar as juntas de grão da ferrite.

Foram usados dois microscópios ópticos para a observação e registo fotográfico , do tipo Olympus PME e Zeiss Axiophot.

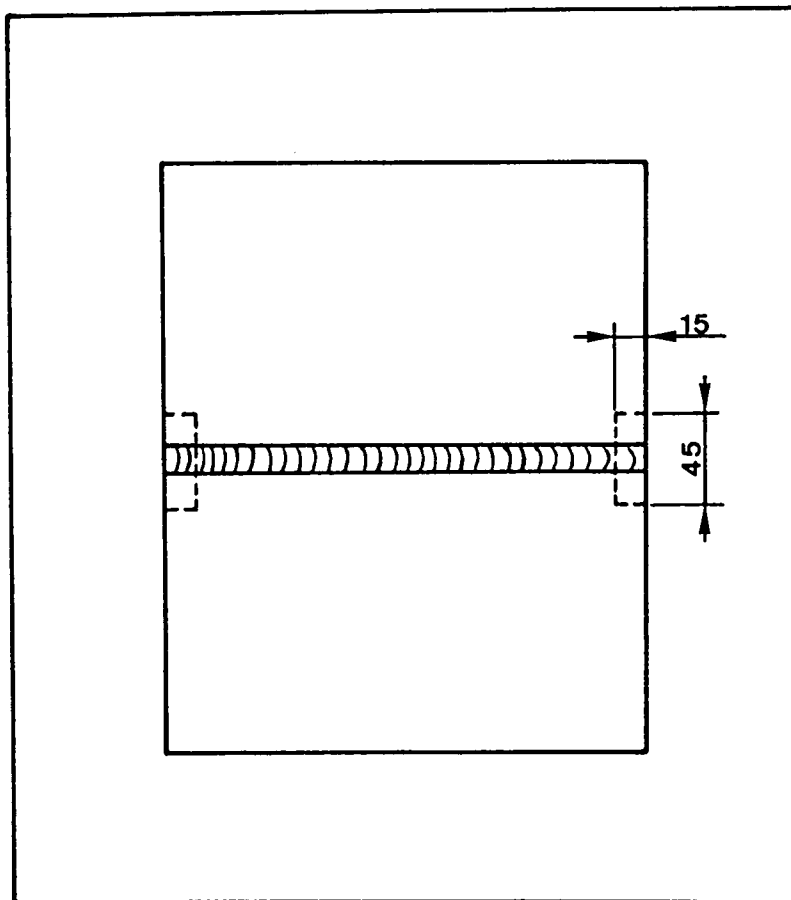


Fig. 67 - Indicação das zonas das soldaduras de onde foram cortadas as amostras para medição de durezas e metalografia. As dimensões das amostras são condicionadas pelos furos do porta-amostras da máquina de polimento.

3.3.2 - OBSERVAÇÃO NO MICROSCOPIO OPTICO

3.3.2.1 - AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO NODULAR

Na ZAC da amostra soldada com o eléctrodo de aço macio E 7018 (ensaio 0) , na zona mais afastada da linha de fusão, observa-se o aparecimento de grande quantidade de perlite , devido à dissolução dos nódulos de grafite(figura 68) . Na linha de fusão aparece uma faixa contínua de carbonetos (figuras 69 , 70 , 71 e 72) . Nesta zona mediram-se microdurezas com valores superiores a 1000 HV . Nalgumas zonas da ZAC aparece também martensite , apesar do pré-aquecimento . Na figura 73 vê-se um aspecto geral da ZAC, linha de fusão e zona de metal depositado . Nesta última zona aparece grande quantidade de estruturas duras - martensite e bainite (figura 74) . Foram medidas aqui microdurezas de cerca de 600 HV , o que indica a presença dessas estruturas . A absorção de carbono do metal base , associada às elevadas velocidades de arrefecimento , são responsáveis por esse facto . No primeiro passe o depósito apresenta perlite e vestígios de martensite , enquanto que nos seguintes aparece bainite e martensite . No passe de retoma, além de perlite e vestígios escassos de martensite , aparece cementite intergranular . A dissipação do pré-aquecimento provocou esta evolução negativa de estruturas .

A amostra soldada com o eléctrodo de aço macio ESt (ensaio 1) apresenta também grande quantidade de ledeburite e cementite na linha de fusão (figura 75) , mas sem martensite na ZAC , graças ao pré-aquecimento . Apenas no passe de retoma esta estrutura aparece , devido ao facto do pré-aquecimento já não se fazer sentir. Observa-se cementite intergranular na ZAC , entre a perlite (figura

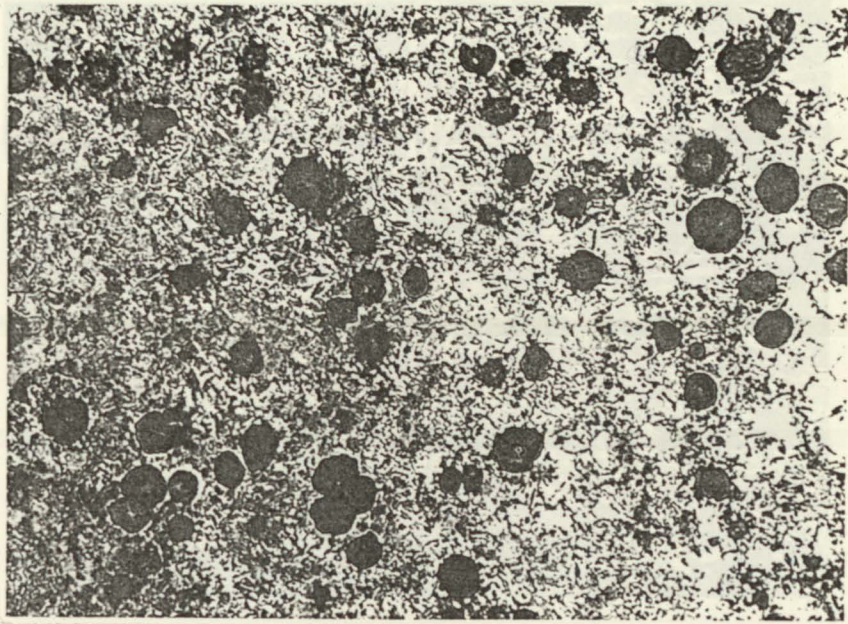


Fig. 68 - ZAC da soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. É visível o aparecimento de grande quantidade de perlite. Nital a 2%. (X 225)

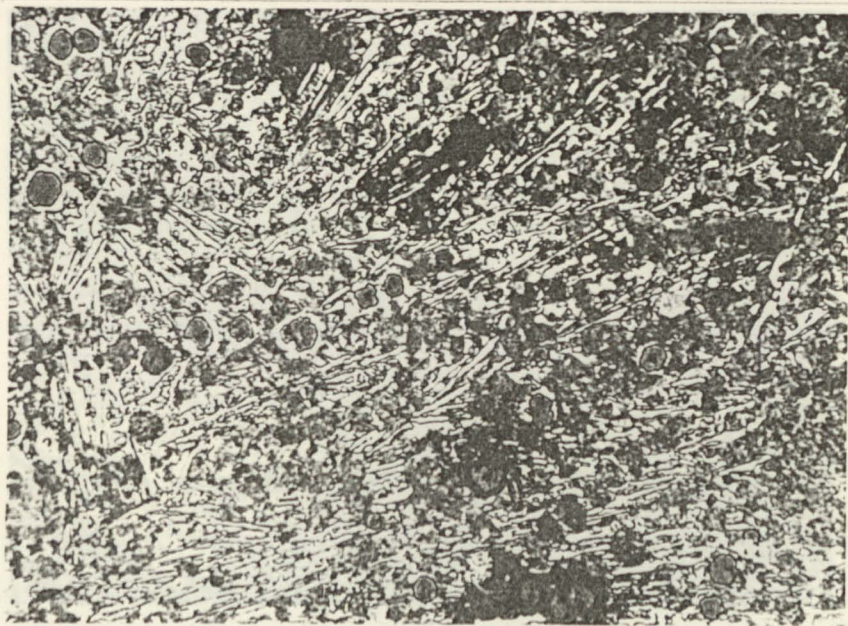


Fig. 69 - Linha de fusão da soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Carbonetos e perlite, além de alguns nódulos de grafite de pequena dimensão. Nital a 2%. (X 450)



Fig. 70 - Linha de fusão da soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Carbonetos, ledeburite e perlite. Repare-se na pequena dimensão dos nódulos de grafite na zona dos carbonetos relativamente aos da zona perlítica à esquerda. Nital a 2%. (X 900)

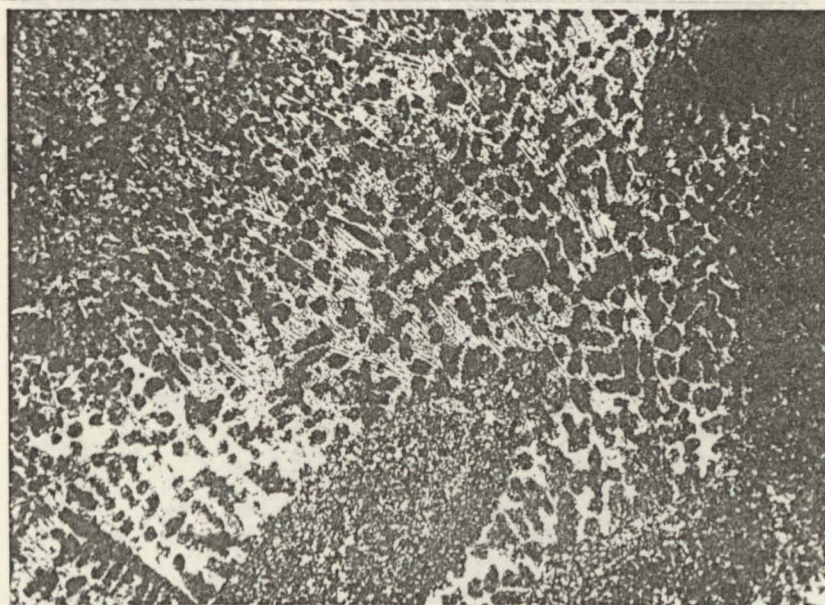


Fig. 71 - Linha de fusão da soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Linha de carbonetos contínua. Nital a 2%. (X 225)

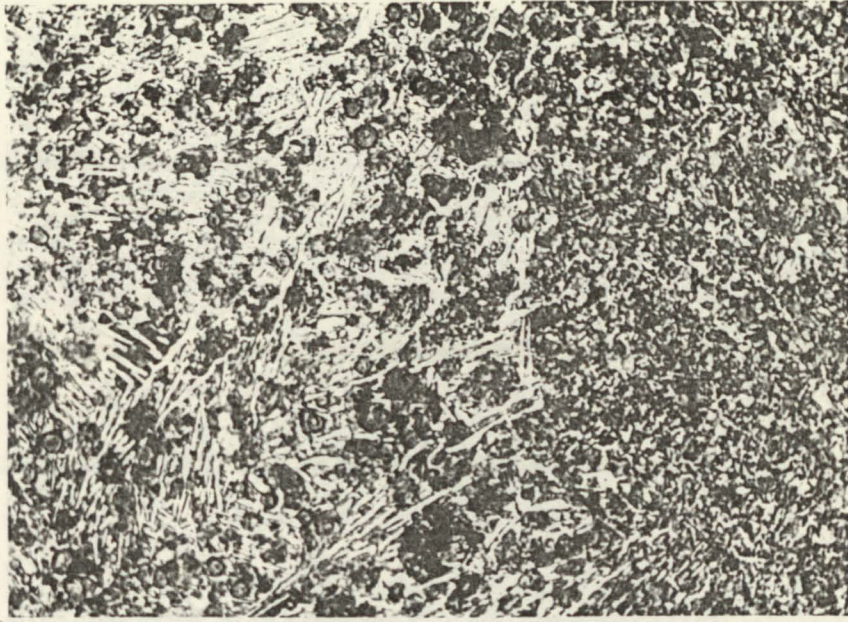


Fig. 72 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Linha de carbonetos, à esquerda e metal depositado, formado por perlite, à direita. Nital a 2%. (X 450)

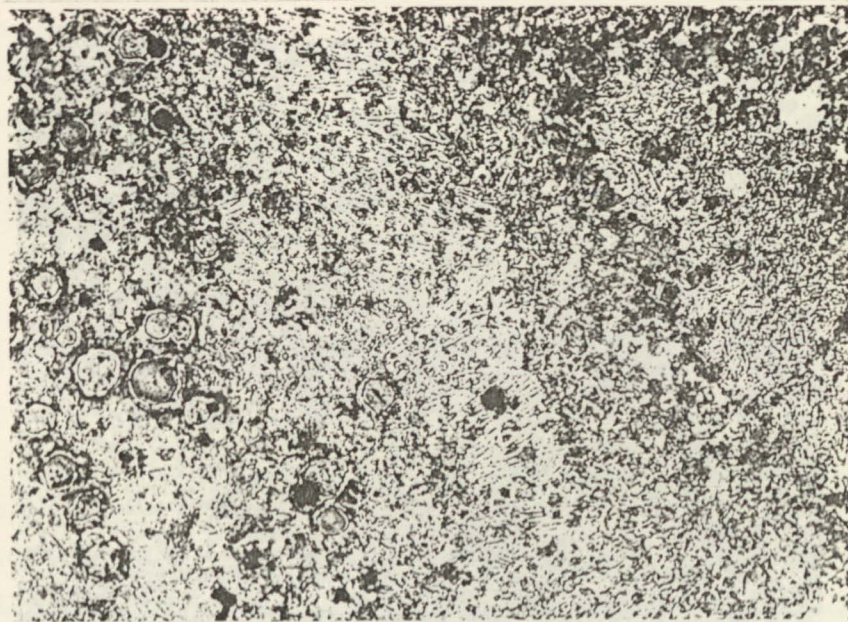


Fig. 73 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Da esquerda para a direita aparece a ZAC, com perlite e ferrite rodeando os nódulos de grafite, a linha de carbonetos e a zona de metal depositado, com perlite e bainite. Nital a 2%. (X 225)

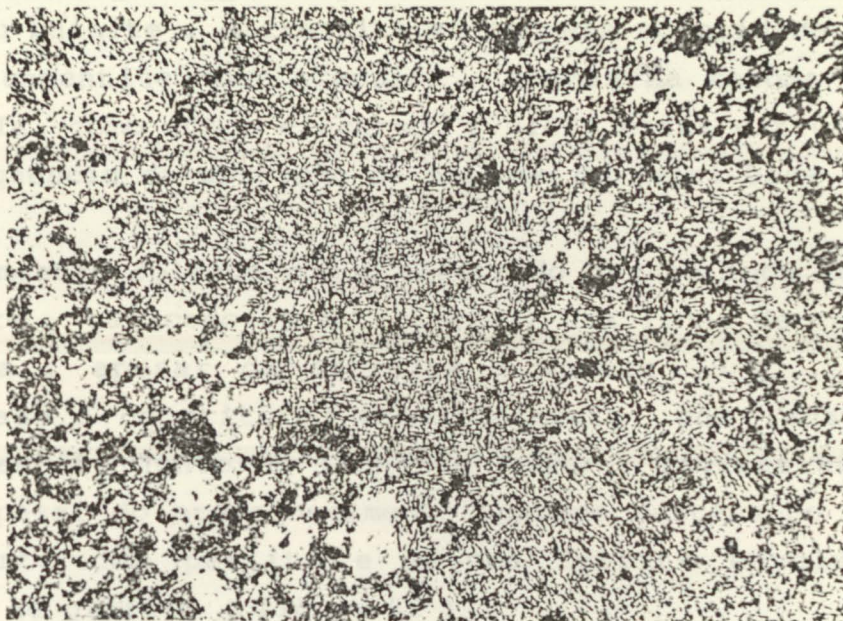


Fig. 74 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Zona de metal depositado contendo perlite e bainite. Nital a 2%. (X 225)



Fig. 75 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio E 7018 e pré-aquecimento. Linha de fusão com carbonetos e ledeburite. Nital a 2%. (X 300)

76). O metal depositado é constituído por perlite muito fina ou bainite , martensite em pequena quantidade (figura 77) e cementite intergranular , apenas na retoma (figura 78) . Tal como com o eléctrodo E7018 , estas estruturas são a consequência da absorção de carbono do metal base .

A amostra soldada com o eléctrodo de aço inox (ensaio 5) apresenta , tal como as anteriores , uma linha de carbonetos contínua , apesar de estreita (figura 79) . O metal depositado é constituído essencialmente por austenite , com cementite junto da linha de fusão (figuras 80a e b e 81) . Apesar do pré-aquecimento aparece martensite na ZAC , juntamente com perlite e alguma ferrite envolvendo os nódulos de grafite (figura 82) .

Nas soldaduras com eléctrodos de níquel-ferro (ensaios 2 e 3) o metal depositado é formado por uma matriz austenítica no seio da qual existe grande quantidade grafite (figura 83) . O metal base começa por ser essencialmente ferrítico mas , junto da ZAC , a quantidade de perlite aumenta significativamente (figura 84) . A ZAC das duas amostras é idêntica , sendo constituída por perlite na sua maioria, mas com largura superior na amostra que sofreu pré-aquecimento , ou seja , no ensaio 2 (ver.3.3.3) . Na linha de fusão aparece martensite , mesmo na amostra com pré-aquecimento , (figuras 85 e 86) e carbonetos , em pequena quantidade e descontinuamente (figuras 87 e 88) . Esses carbonetos estendem-se para o interior da ZAC , intergranularmente, (figura 89) e também para o metal depositado (figura 90) . Na ZAC do passe de retoma aparece martensite em grande quantidade , devido à dissipação do pré-aquecimento .



Fig. 76 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio ESt e pré-aquecimento. ZAC com perlite e cementite intergranular. Nital a 2%. (X 600)



Fig. 77 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio ESt e pré-aquecimento. Martensite no metal depositado, entre perlite. Nital a 2%. (X 1800)



Fig. 78 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço macio ESt e pré-aquecimento. Passe de retoma, com perlite e linhas de cementite. Nital a 2%. (X 300)

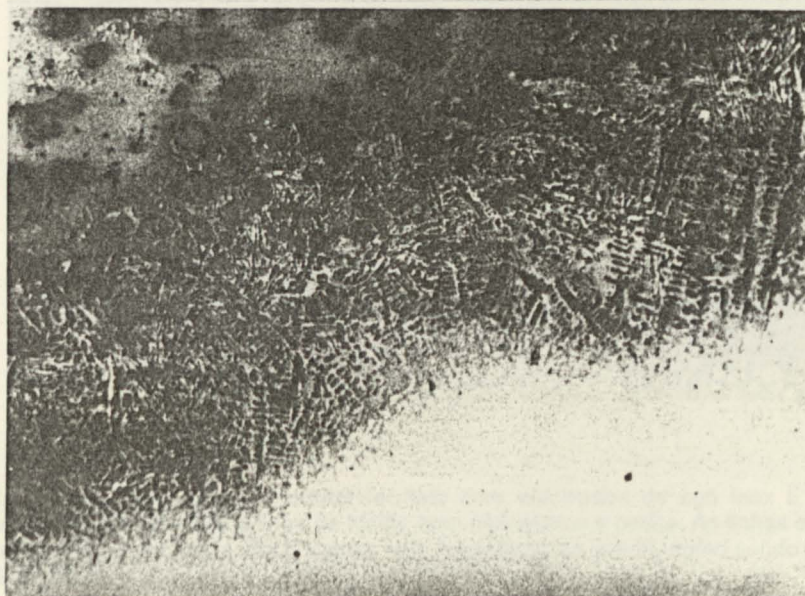
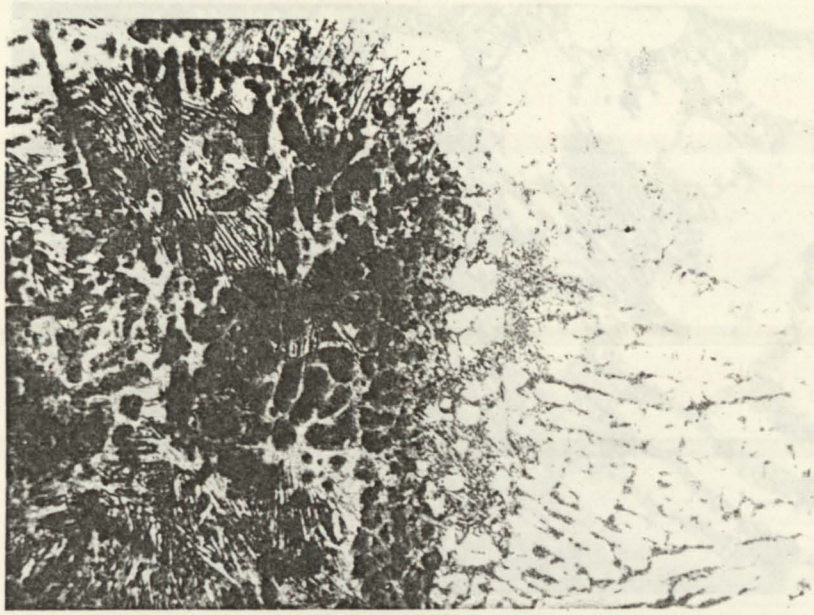
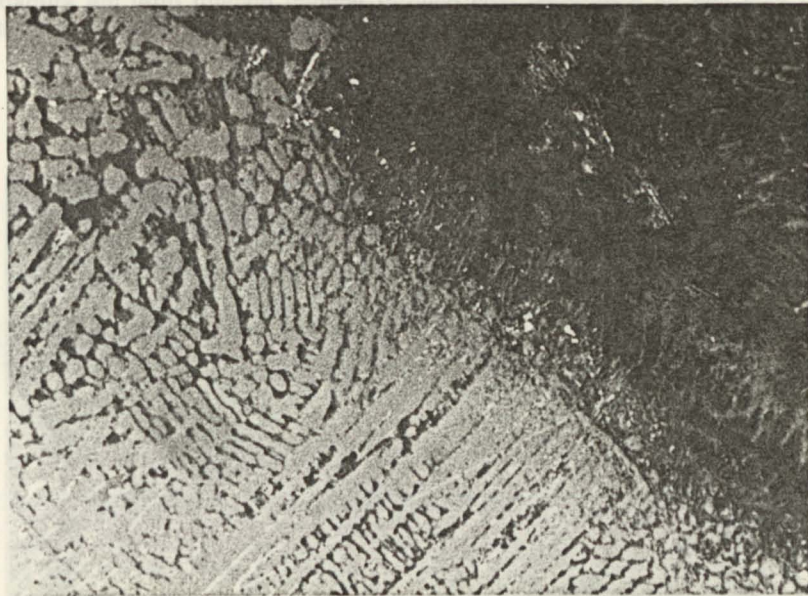


Fig. 79 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. Na zona superior aparece a ZAC, com perlite e nódulos de grafite, na intermédia a linha de carbonetos, contínua, e, em baixo, a zona de metal depositado, austenítica. Nital a 2%. (X 112)



a)



b)

Fig. 80 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. Em a) vê-se a linha de fusão, com carbonetos e perlite. As linhas cinzentas dentro do metal depositado foram identificadas, com luz polarizada, em b), como sendo cementite. Nital a 2%. (X 300)

Fig. 82 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. À esquerda aparece o ZAC, formado por perlite e com lamela à volta dos nódulos de grafite. Na parte direita vê-se a linha de fusão, com cementite e ledeburite. Alguns da cementite penetra intergranularmente no ZAC. Nital a 2%. (X 150)

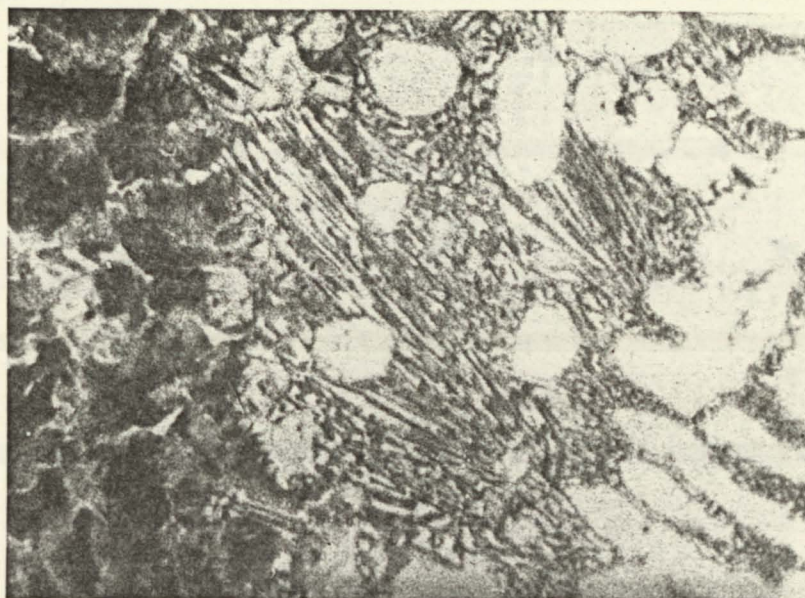


Fig. 81 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. Cementite no metal depositado, junto da linha de fusão. Nital a 2%. (X 1200)

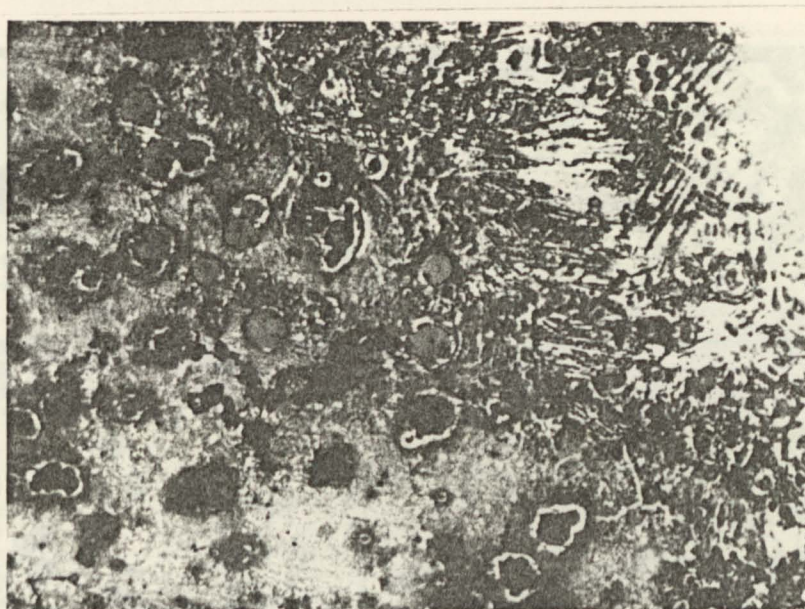


Fig. 82 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. À esquerda aparece a ZAC, formada por perlite e com ferrite à volta dos nódulos de grafite. Na parte direita vê-se a linha de fusão, com cementite e ledeburite. Alguma da cementite penetra intergranularmente na ZAC. Nital a 2%. (X 150)

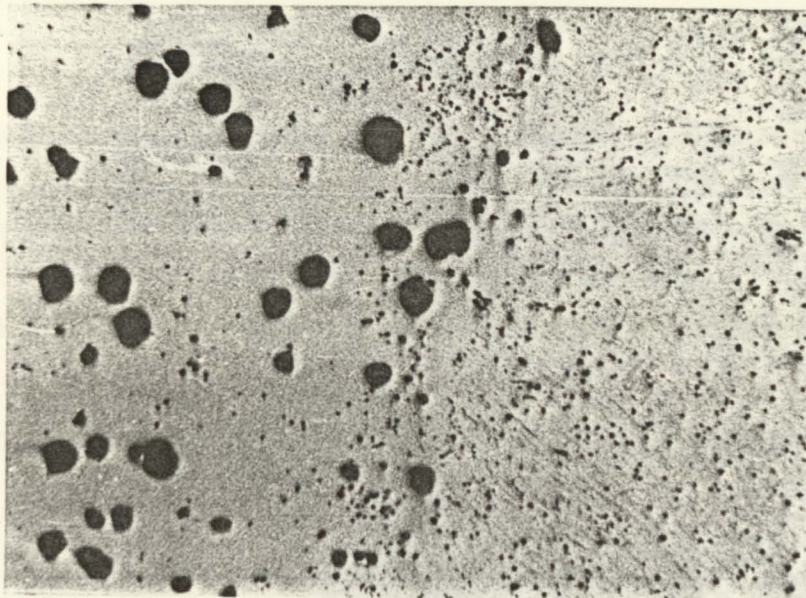


Fig. 83 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. À esquerda veêm-se os nódulos de grafite do metal base e, à direita, e muito mais pequenos, os do metal depositado. Sem ataque. (X 150)

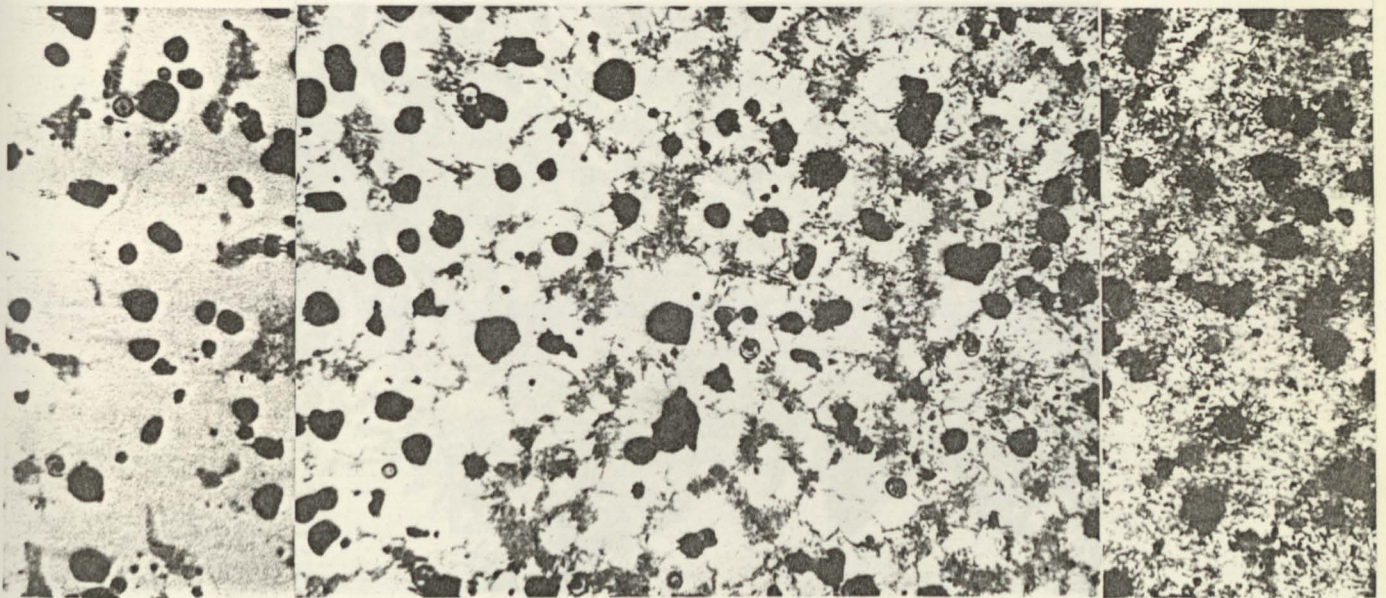


Fig. 84 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. Da esquerda para a direita é visível o aumento do teor de perlite, à medida que a linha de fusão se aproxima. Nital a 2%. (X 150)



Fig. 85 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. Martensite na ZAC. Nital a 2%. (X 600)



Fig. 86 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento. Apesar deste, aparece martensite na ZAC. Nital a 2%. (X 680)



Fig. 87 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. Linha de carbonetos e ZAC com perlite e ferrite à volta dos nódulos de grafite. Nital a 2%. (X 300)

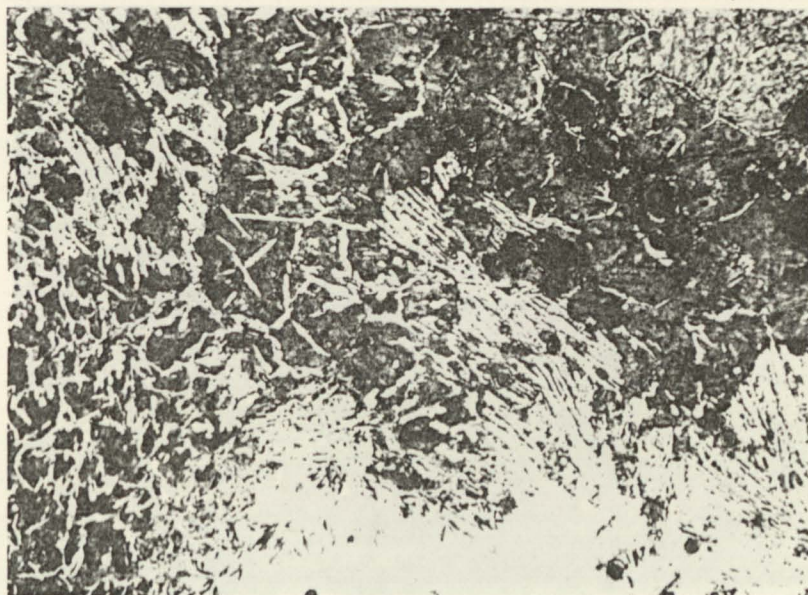


Fig. 88 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. Linha de carbonetos descontínua e ZAC com cementite intergranular. Nital a 2%. (X 300)



Fig. 89 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. Observa-se a progressão dos carbonetos na ZAC, intergranularmente. Nital a 2%. (X 600)

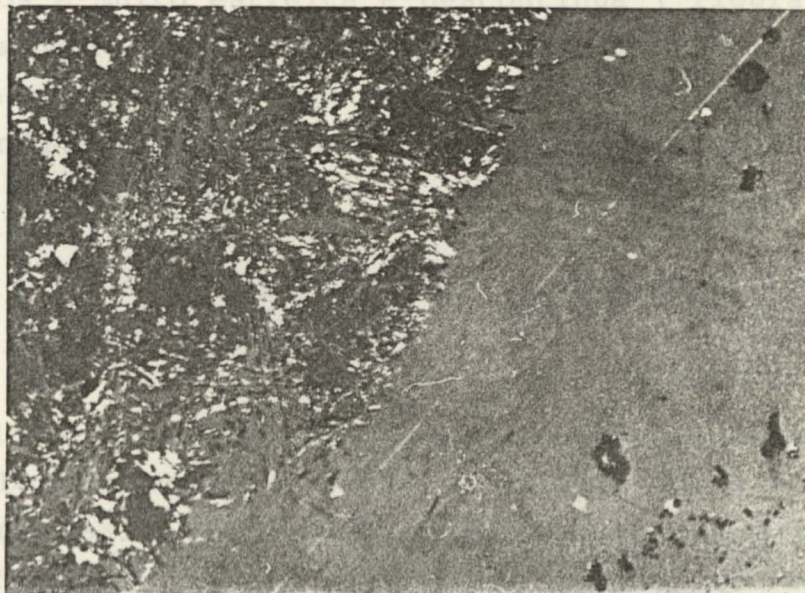


Fig. 90 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro. Com luz polarizada foi possível ver carbonetos na zona de metal depositado, junto da linha de fusão (a cinzento escuro, no centro da figura). Nital a 2%. (X 600)

Na amostra soldada com eléctrodos de níquel (ensaio 4) o metal depositado tem características semelhantes às das soldaduras com eléctrodos de ferro-níquel , mas as partículas de grafite são maiores . A linha de carbonetos é estreita e descontínua (figura 91) . A ZAC é constituída , sucessivamente , por : martensite (figura 92) , perlite e ferrite (rodeando os nódulos de grafite), e , por último , perlite , a qual desaparece à medida que nos aproximamos do metal base não afectado (figura 93) .

Nas amostras retiradas das soldaduras em ferro fundido nodular ferrítico-perlítico , soldadas com eléctrodos de níquel (ensaio 11) e de níquel-ferro (ensaio 12) , ambas sem pré-aquecimento , não se verificaram grandes modificações relativamente às do ferro nodular ferrítico . Assim , em qualquer uma das duas amostras houve grafitização abundante no metal depositado (figura 94) , ligeiramente superior na amostra soldada com níquel . A linha de carbonetos é muito estreita e descontínua (figura 95) . A ZAC da amostra 11 é formada por perlite , com martensite apenas no passe de retoma . Na amostra 12 a martensite é mais abundante , quer no passe superior (figura 96) quer na retoma (figura 97) .

3.3.2.2 - AMOSTRAS DAS SOLDADURAS DE FERRO FUNDIDO NODULAR A AÇO MACIO

Do lado da soldadura em que o material base é o aço macio ambas as amostras , quer a soldada com eléctrodos de níquel (ensaio 15) quer a soldada com eléctrodos de níquel-ferro (ensaio 16) , apresentam as mesmas transformações na ZAC . Começa por haver uma globulização dos grãos de ferrite (figura 98) , em seguida aparece

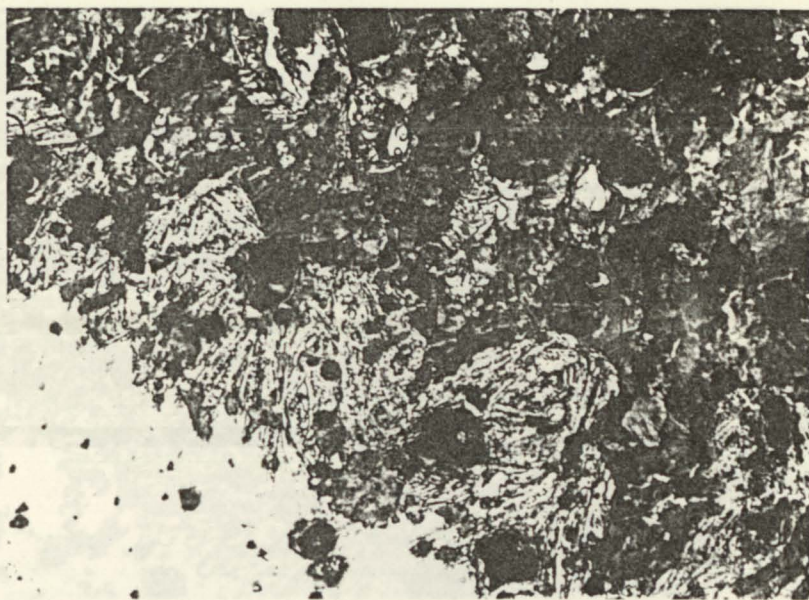


Fig. 91 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel. Linha de carbonetos e ZAC com perlite. Nital a 2%. (X 300)



Fig. 92 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel. Martensite na ZAC. Nital a 2%. (X 1800)

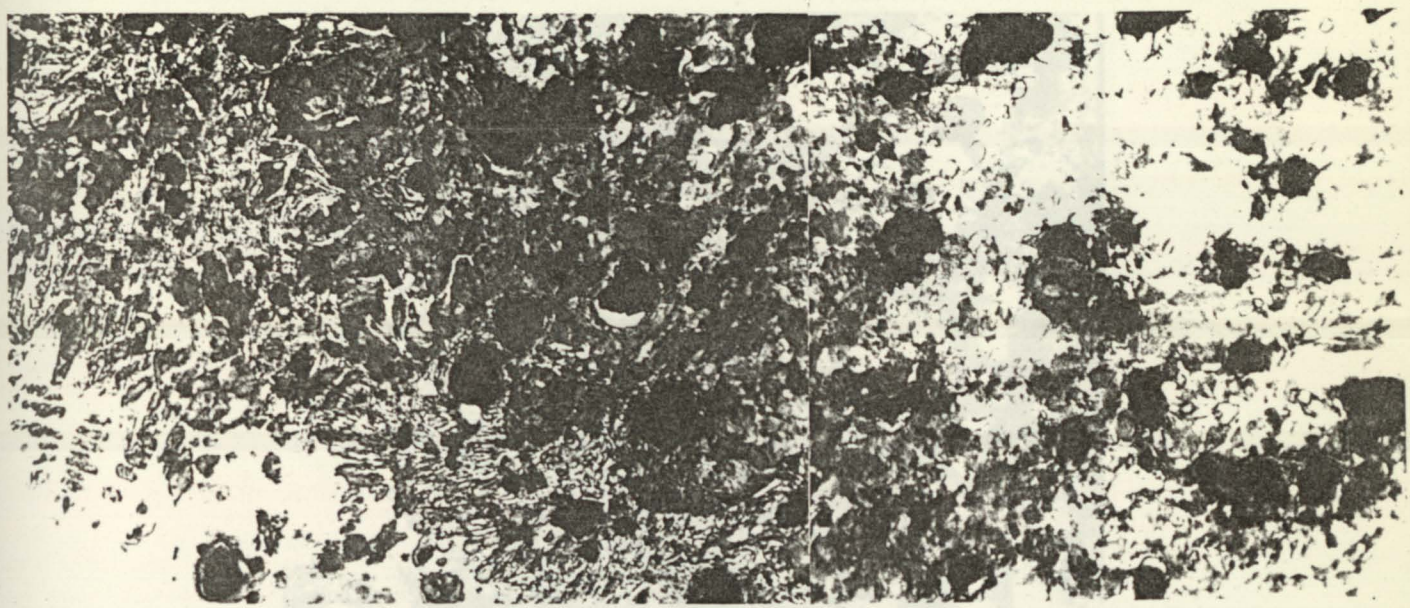


Fig. 93 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel. Da esquerda para a direita aparece a linha de carbonetos e a ZAC, primeiro com grande quantidade de perlite e, à direita, com maiores teores de ferrite. Nital a 2%. (X 300)

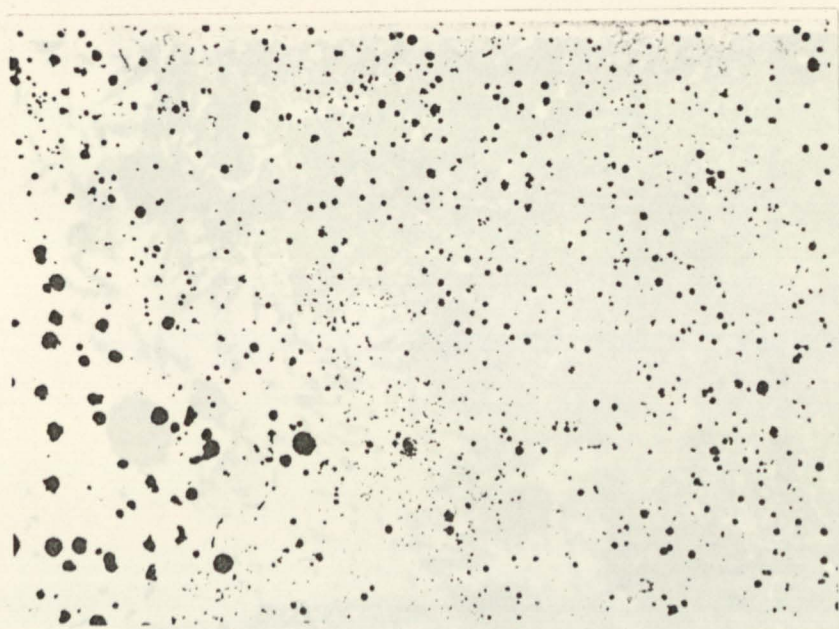


Fig. 94 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico-perlítico com eléctrodos de níquel. Metal depositado com grande quantidade de partículas de grafite. No canto inferior esquerdo aparecem os nódulos do metal base. Sem ataque. (X 112)

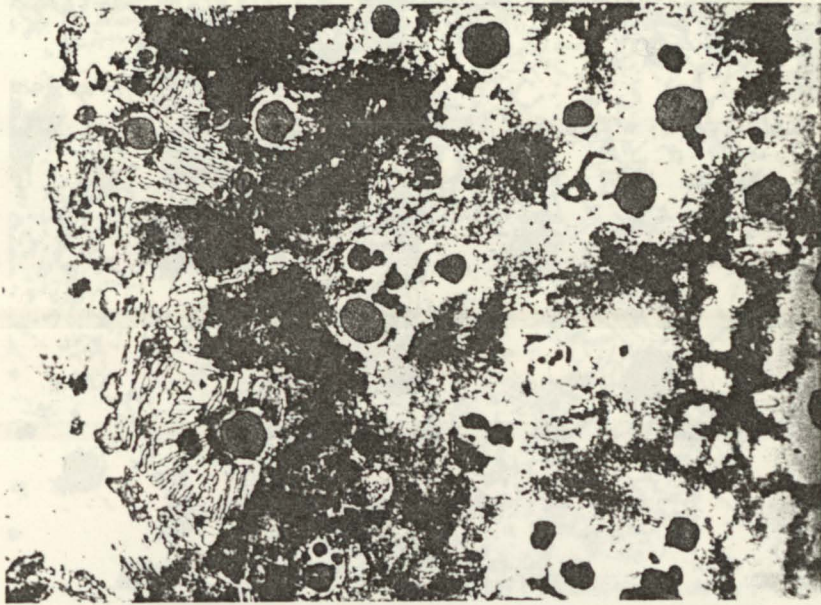


Fig. 95 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico-perlítico com eléctrodos de níquel. Da esquerda para a direita vê-se a linha de carbonetos, descontínua, a ZAC, com perlite e ferrite à volta dos nódulos de grafite e o metal base, com ferrite e perlite. Nital a 2%. (X 300)

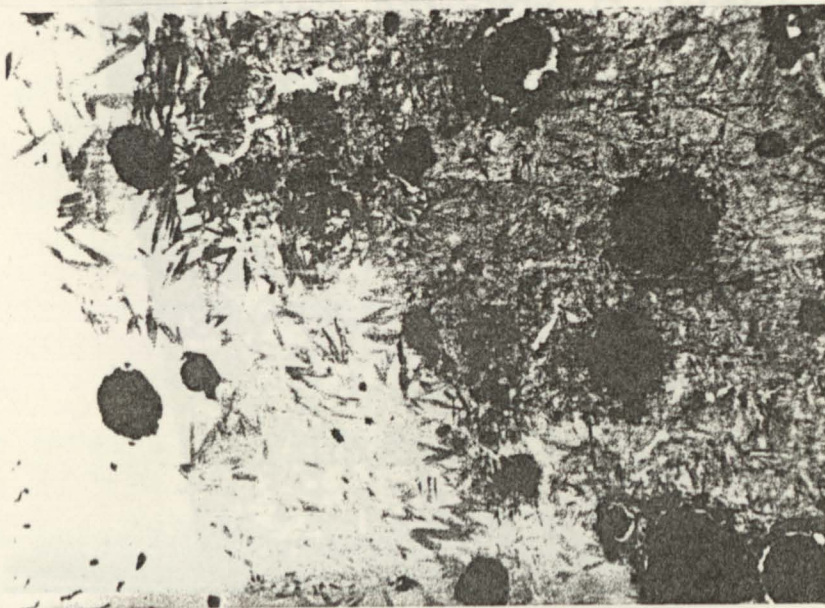


Fig. 96 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico-perlítico com eléctrodos de níquel-ferro. Martensite na ZAC do último passe de soldadura. Nital a 2%. (X 600)

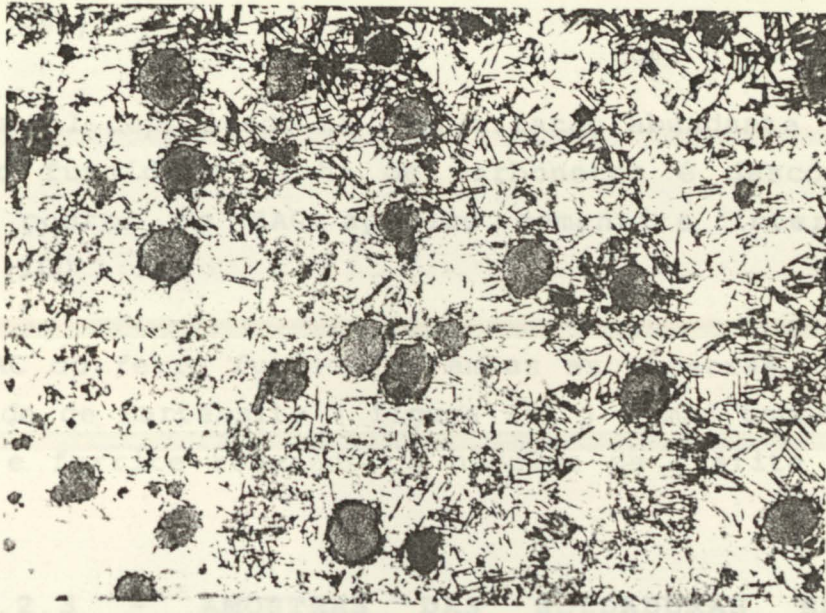


Fig. 97 - Soldadura em ferro fundido nodular ferrítico-perlítico com eléctrodos de níquel-ferro. Martensite na ZAC do passe de retoma. Nital a 2%. (X 300)



Fig. 98 - Soldadura de ferro fundido nodular ferrítico-perlítico ao aço macio com eléctrodos de níquel-ferro. ZAC do aço macio. Globulização da ferrite e perlite junto da linha de fusão. Nital a 2%. (X 600)

ferrite acicular e , junto da linha de fusão , perlite (figura 99) .

No metal depositado há grafitização abundante . No lado do ferro fundido a linha de carbonetos é descontínua e nalguns pontos da ZAC aparece cementite intergranular (figura 100) .

A ZAC do ferro fundido de ambas as amostras tem grande quantidade de martensite (figura 101) , mas também alguma perlite e ferrite rodeando os nódulos de grafite (figura 102) .

3.3.2.3 - AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO CINZENTO

A observação da amostra soldada com eléctrodo de aço macio ESt (ensaio 9) , revelou que o metal depositado contem perlite (figura 103) e , no passe de retoma , grande quantidade de cementite entre os grãos de perlite (figuras 104a e b) . Não se detectou martensite . A linha de carbonetos é contínua e há cementite que se estende intergranularmente para o metal depositado (figura 105) . A ZAC é formada por perlite .

A amostra soldada com o eléctrodo de aço inox (ensaio 8) possui um cordão austenítico , sem grafite , e a ZAC é bastante larga . A linha de carbonetos é contínua , de ambos os lados da junta , e é formada por ledeburite e cementite (figura 106) , enquanto que a ZAC contem perlite fina e muito pequena quantidade de martensite (figura 107) , devido ao elevado pré-aquecimento (360°C) . No passe de retoma , como consequência da dissipação daquele , aparece então alguma martensite (figura 108) .

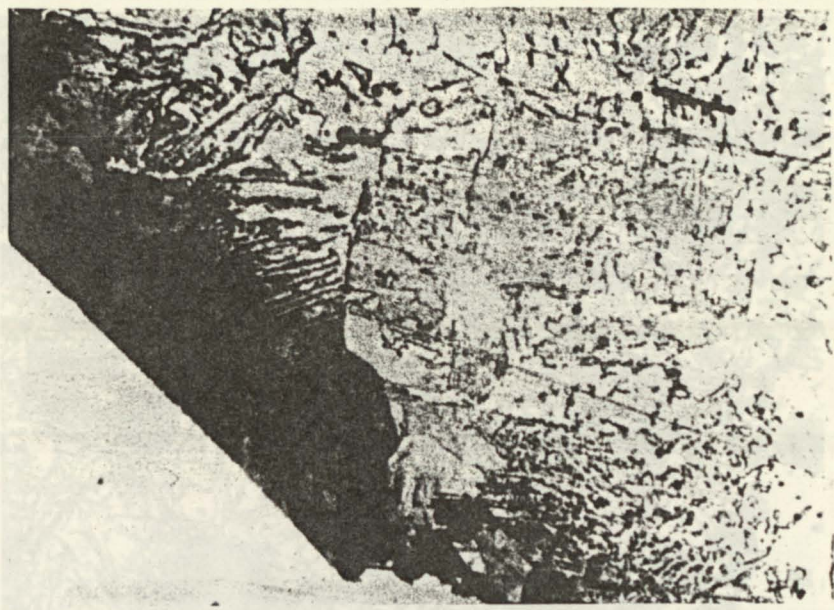


Fig. 99 - Soldadura do ferro fundido nodular ferrítico-perlítico ao aço macio com eléctrodos de níquel. ZAC do aço macio junto da linha de fusão, com ferrite acicular e perlite. Nital a 2%. (X 1200)

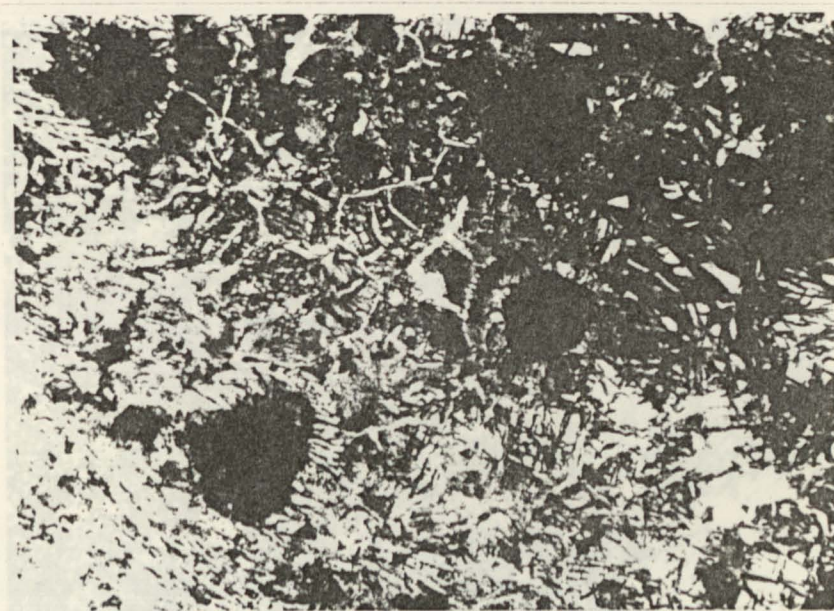


Fig. 100 - Soldadura do ferro fundido nodular ferrítico-perlítico ao aço macio com eléctrodos de níquel. Linha de carbonetos, cementite intergranular na ZAC e martensite. Nital a 2%. (X 600)

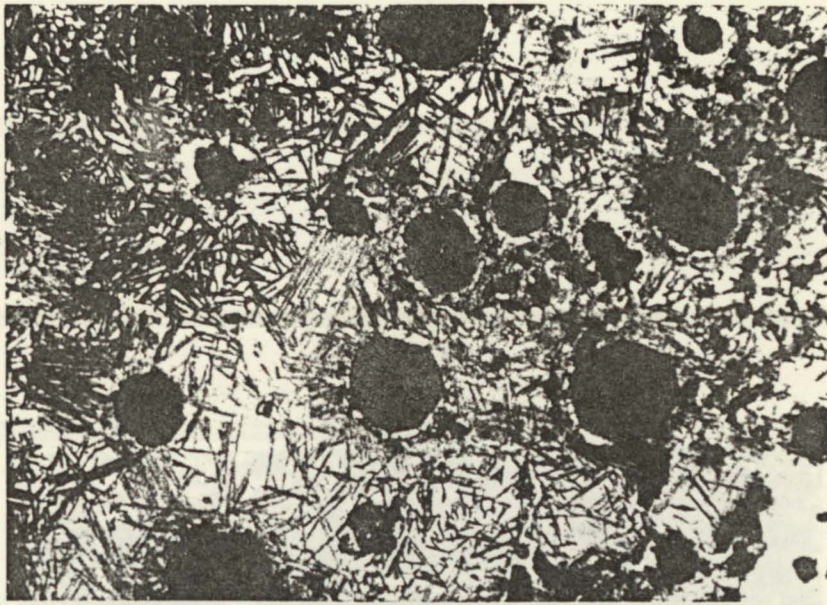


Fig. 101 - Soldadura do ferro fundido nodular ferrítico-perlítico ao aço macio com eléctrodos de níquel-ferro. Martensite na ZAC. Nital a 2%. (X 600)

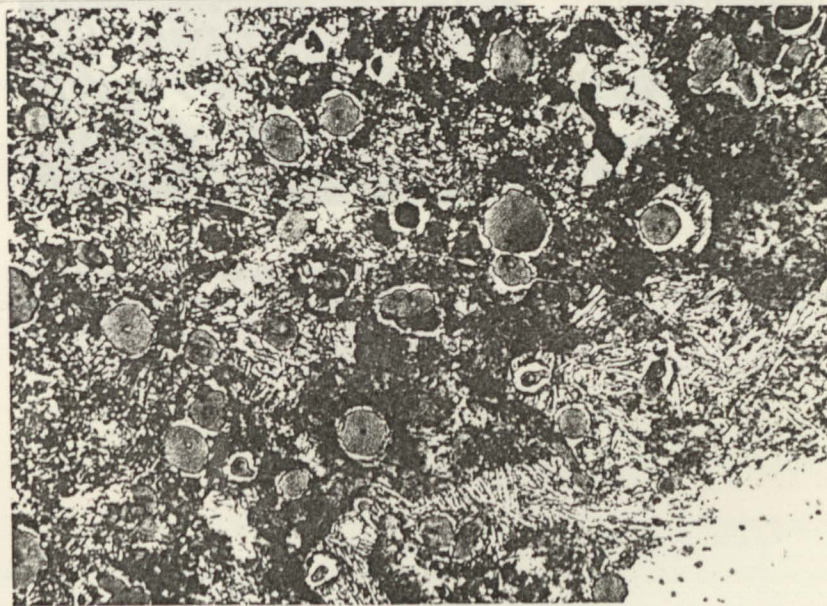
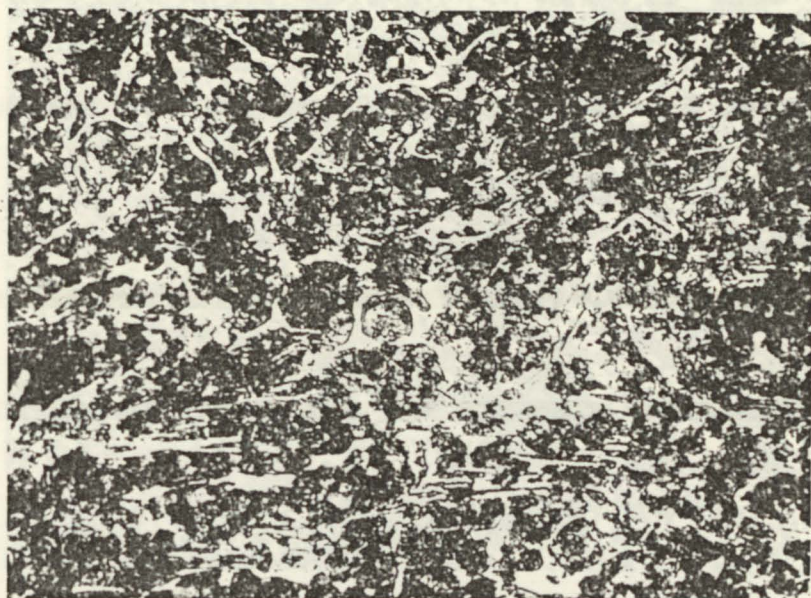


Fig. 102 - Soldadura do ferro fundido nodular ferrítico-perlítico ao aço macio com eléctrodos de níquel-ferro. ZAC com perlite à volta dos nódulos de grafite. No canto inferior direito aparece a linha de carbonetos. Nital a 2%. (X 300)



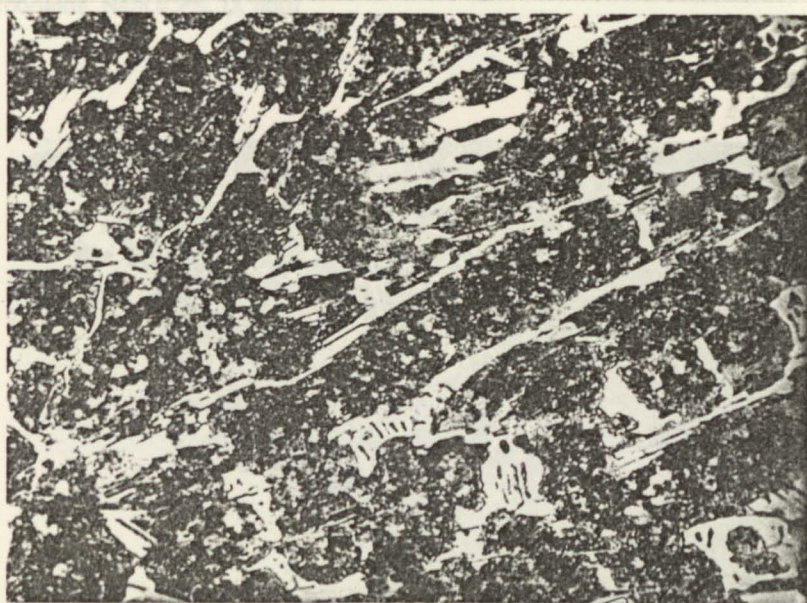
Fig. 103 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço macio ESt e pré-aquecimento. Metal depositado com perlite: no centro da figura são visíveis as lamelas desta estrutura. Nital a 2%. (X 1800)

Fig. 104 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço macio ESt e pré-aquecimento. Tanto em a) como em b) vê-se grande quantidade de carbonilo dentro a perlite, no metal depositado do passe de retorno. Nital a 2%. (X 800)



a)

Fig. 105 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço macio EST e pré-aquecimento. A esquerda vê-se a zona da raiz, entre a parte do ZAC e, à direita, a linha de cordão.



b)

Fig. 104 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço macio EST e pré-aquecimento. Tanto em a) como em b) vê-se grande quantidade de cementite entre a perlite, no metal depositado do passe de retoma. Nital a 2%. (X 600)

Fig. 106 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. Linha de carbonetos. Nital a 2%. (X 300)

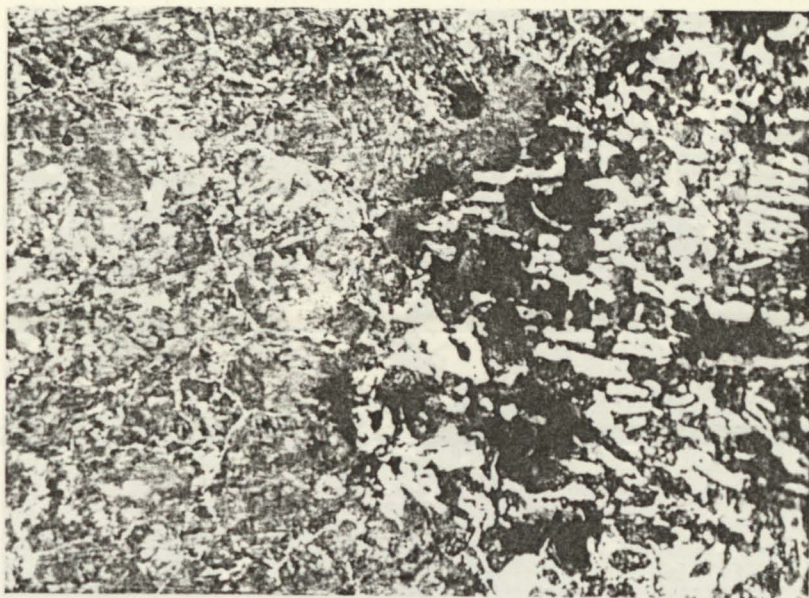


Fig. 105 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço macio ESt e pré-aquecimento. À esquerda vê-se cementite intergranular entre a perlite da ZAC e, à direita, a linha de carbonetos. Nital a 2%. (X 600)

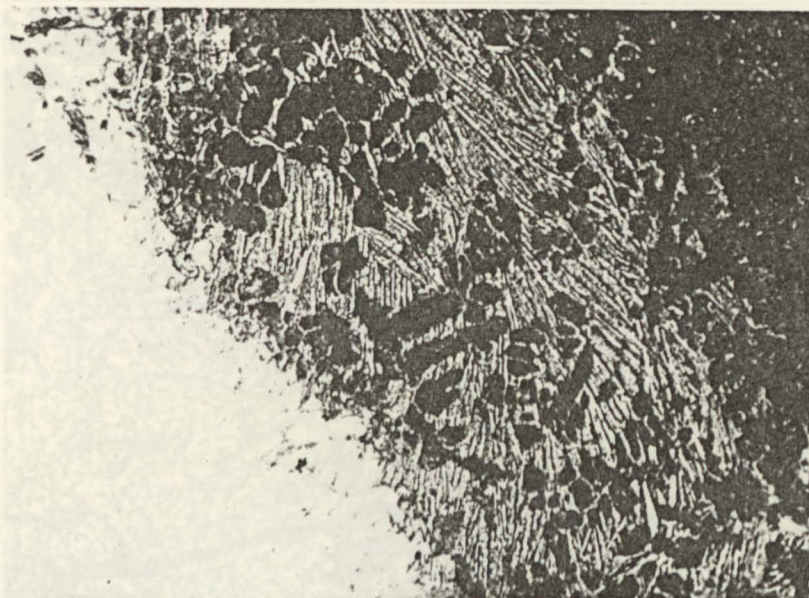


Fig. 106 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. Linha de carbonetos. Nital a 2%. (X 300)



Fig. 107 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. ZAC com perlite e alguma martensite (ao centro). Nital a 2%. (X 1800)

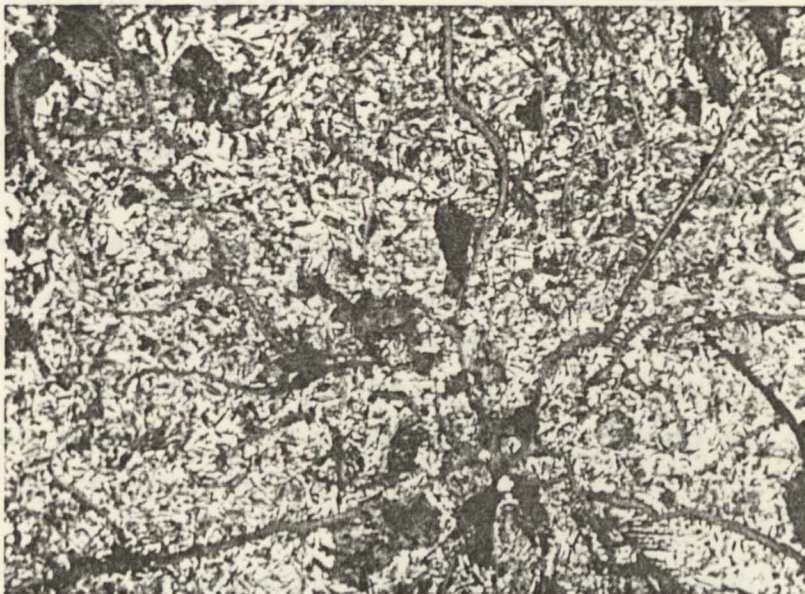


Fig. 108 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de aço inox E 312-16 e pré-aquecimento. Martensite na ZAC do passe de retoma. Nital a 2%. (X 600)

Nas soldaduras com eléctrodos de níquel e de níquel-ferro observa-se uma elevada grafitização no metal depositado (figura 109) ,tal como acontecia nos materiais anteriores . Na amostra soldada com eléctrodos de níquel (ensaio 6) a ZAC é formada por perlite e martensite , sendo a linha de fusão descontínua e contendo cementite e ledeburite (figuras 110a e b) . Na amostra soldada com eléctrodos de níquel-ferro (ensaio 7) aparece também martensite na ZAC (figuras 111a e b) . Neste caso praticamente não aparecem carbonetos na linha de fusão (figura 112) . Com eléctrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento (ensaio 10) a martensite aparece essencialmente na retoma (figura 113) , devido à não manutenção daquele , os carbonetos são escassos (figura 114) .

3.3.2.4 - AMOSTRAS DAS SOLDADURAS EM FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

Devido ao facto de este material base ser mais temperável do que os anteriores , pois possui um teor superior de manganês , e pela existência de uma matriz com maior percentagem de carbono , (por causa da estrutura bainítica e da existência de austenite residual) , deveremos esperar para os ensaios realizados com este material zonas afectadas pelo calor largas e possuindo estruturas duras , como a martensite , mesmo no caso de se realizar o pré-aquecimento .

De facto , na amostra soldada com eléctrodos de níquel-ferro e sem pré-aquecimento (ensaio 19) , verifica-se que a ZAC é muito larga e é constituída , no sentido do cordão , pelas seguintes fases : material base não afectado ,

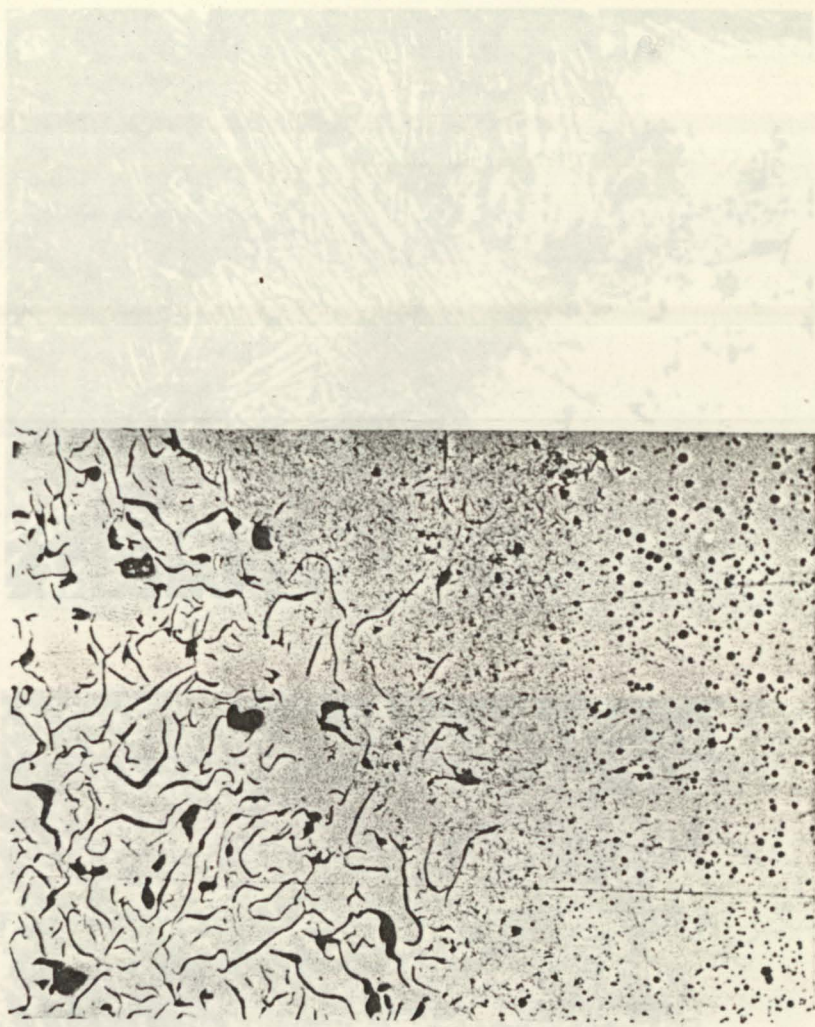
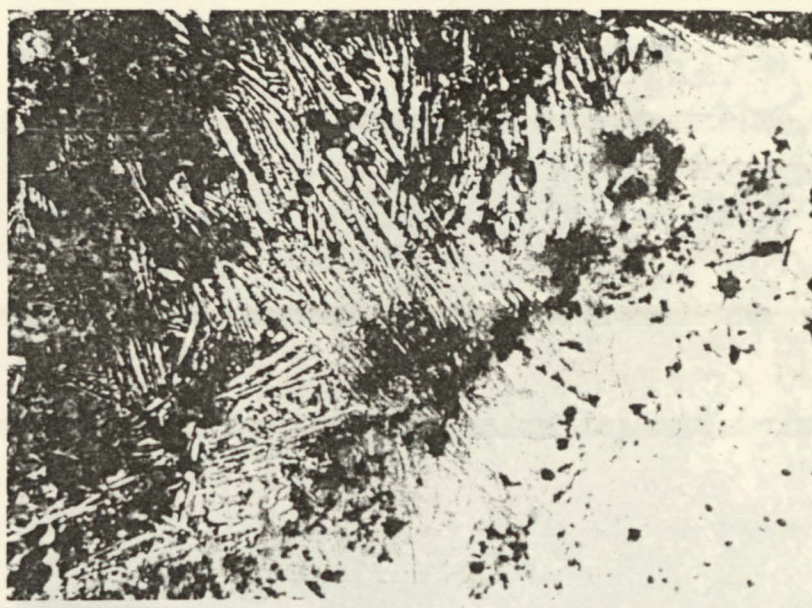


Fig. 109 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel-ferro. Na zona da esquerda vêem-se as lamelas de grafite do metal base e, à direita, as partículas de grafite do metal depositado. Sem ataque. (X 112)

Fig. 110 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel. Tanto em a) como em b) é visível a existência de cementita e ledeburita na linha de fusão. Níquel a 2%. (X 800)



a)



b)

Fig. 110 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel. Tanto em a) como em b) é visível a existência de cementite e ledeburite na linha de fusão. Nital a 2%. (X 600)



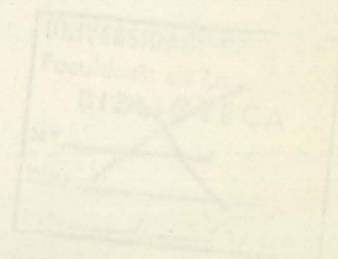
a)



b)

Fig. 111 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel-ferro. Na parte da direita de a) e em b) vê-se martensite na ZAC. Nital a 2%. (X 600 - a) (X 1200 -b)

Fig. 112 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento. Martensita na ZAC do peço de retorno. Nital a 2%. (X 300)



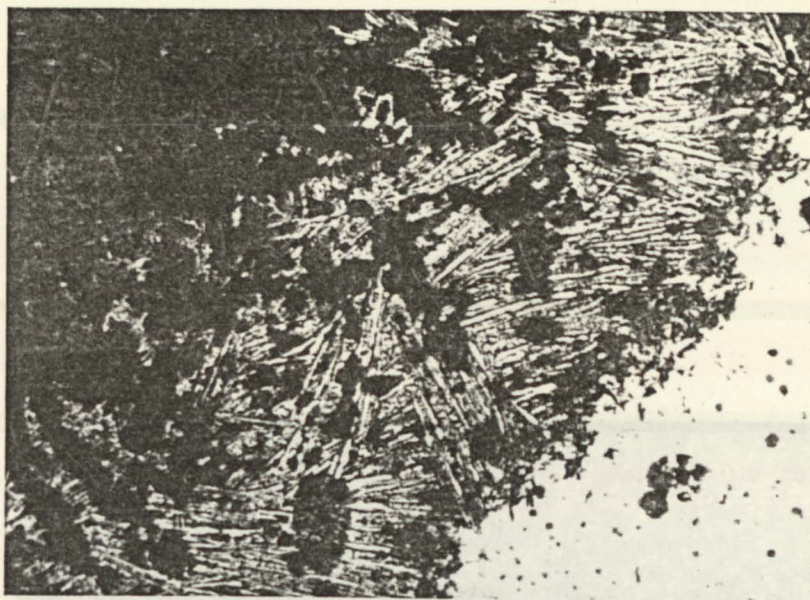
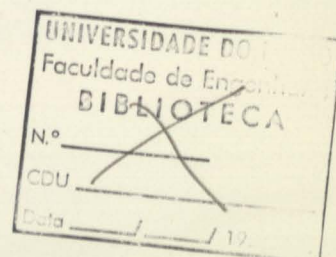


Fig. 112 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel-ferro. Carbonetos na linha de fusão. Nital a 2%. (X 600)



Fig. 113 - Soldadura do ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento. Martensite na ZAC do passe de retoma. Nital a 2%. (X 300)



martensite massiva (teor de carbono inferior a 0.6%) e martensite em placas (com um teor de carbono superior) e carbonetos (figuras 115 e 116) . A linha de carbonetos é praticamente continua .

Na amostra soldada com electrodos de níquel-ferro e sujeita a pré-aquecimento (350°C - ensaio 20.) , a estrutura da ZAC é semelhante à anterior . O pré-aquecimento não teve um efeito acentuado , continuando a existir grande quantidade de martensita 21, 22 e 23 e ainda a linha de carbonetos .



Fig. 114 - Soldadura do ferro fundido cinzento com electrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento. Linha de carbonetos. Nital a 2%. (X 300)

linha de carbonetos é também continua . Na ZAC aparece perlite e alguma martensite , com ferrite à volta dos nódulos de grafite . O depósito é austenítico .

Nas soldaduras com electrodos à base de níquel o depósito também é austenítico , mas com pequenos nódulos de grafite . A linha de carbonetos é descontinua e a ZAC contém essencialmente perlite .

martensite massiva (teor de carbono inferior a 0.6%) e martensite em placas (com um teor de carbono superior) e carbonetos (figuras 115 e 116) . A linha de carbonetos é praticamente contínua .

Na amostra soldada com eléctrodos de níquel-ferro e sujeita a pré-aquecimento (350°C - ensaio 20) , a estrutura da ZAC é semelhante à anterior . O pré-aquecimento não teve um efeito acentuado , continuando a existir grande quantidade de martensite na ZAC e sendo a linha de carbonetos praticamente contínua (figuras 117a e b) .

Nas duas amostras havia grande quantidade de grafite no metal depositado .

3.3.2.5 - ANÁLISE DOS RESULTADOS

Os depósitos efectuados com eléctrodos de aço macio são formados por estruturas duras (martensite , bainite e perlite) , e na ZAC elas também aparecem , mesmo com elevadas temperaturas de pré-aquecimento . A linha de carbonetos é contínua .

No caso da soldadura com eléctrodos de aço inoxidável a linha de carbonetos é também contínua . Na ZAC aparece perlite e alguma martensite , com ferrite à volta dos nódulos de grafite . O depósito é austenítico .

Nas soldaduras com eléctrodos à base de níquel o depósito também é austenítico , mas com pequenos nódulos de grafite . A linha de carbonetos é descontínua e a ZAC contem essencialmente perlite .

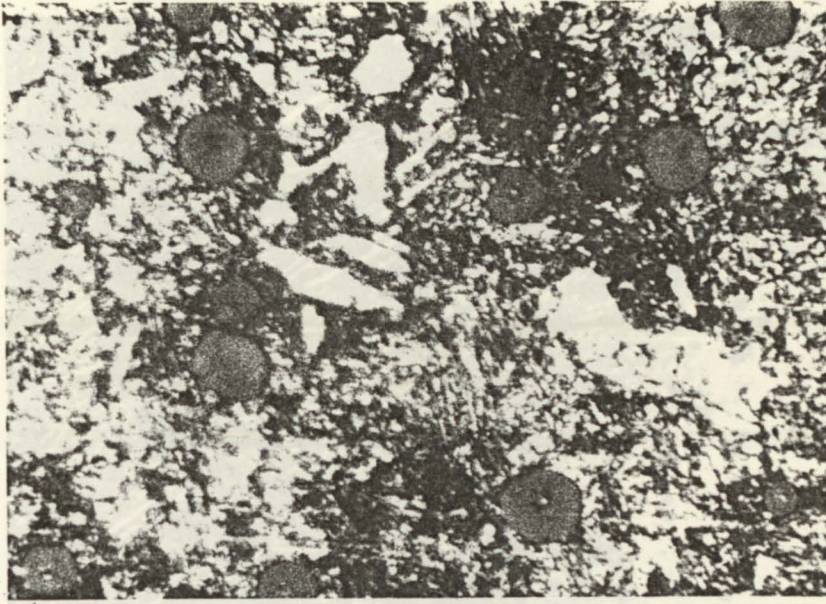
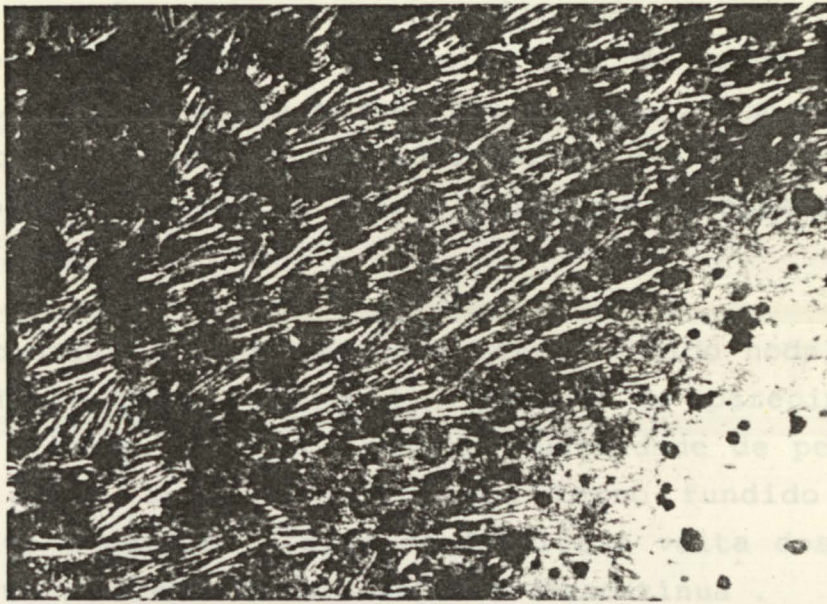


Fig. 115 - Soldadura do ferro fundido nodular bainítico com electrodos de níquel-ferro. Martensite e carbonetos (placas claras) na ZAC. Nital a 2%. (X 1200)



Fig. 116 - Soldadura do ferro fundido nodular bainítico com electrodos de níquel-ferro. Linha de carbonetos, e ZAC com martensite. Nital a 2%. (X 600)



a)



b)

Fig. 117 - Soldadura do ferro fundido nodular bainítico com eléctrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento. Linha de carbonetos, em a), e martensite com carbonetos, na ZAC, em b). Nital a 2%. (X600 - a) (X 1200 - b)

As soldaduras do ferro fundido nodular bainítico possuem um gradiente de produtos de transformação na ZAC , que vão de martensite em placas , com alto teor de carbono , junto da linha de fusão , até martensite massiva , com menor teor de carbono . O uso de pré-aquecimento não parece afectar esta evolução estrutural , pelo menos até à temperatura que foi utilizada .

A soldadura do aço macio ao ferro fundido nodular , com eléctrodos à base de níquel , promove o aparecimento de ferrite acicular e de uma pequena quantidade de perlite na ZAC do aço . No caso da ZAC do ferro fundido aparece martensite e perlite , além de ferrite à volta dos nódulos de grafite .A linha de carbonetos é descontínua .

Pode-se dizer que , de uma forma geral , o pré-aquecimento reduz a quantidade de martensite na ZAC .

3.3.3 - LARGURA DA ZAC E LINHA DE CARBONETOS

Nas amostras polidas e atacadas fez-se a medição da largura da ZAC e da linha de carbonetos , recorrendo para isso ao nónio instalado no porta-amostras do microscópio óptico . Os valores apresentados na tabela 16 resultam da média de várias medições , no mínimo de seis , feitas sobre cada amostra .

Segundo [24] , o aumento da temperatura de pré-aquecimento , além de minimizar a formação de martensite , por diminuir a velocidade de arrefecimento da soldadura , reduz a largura da parte da ZAC que contem carbonetos e martensite com alto teor de carbono (zona de fusão parcial). Nesta zona o metal base junto dos nódulos de grafite fundiu , enquanto que o resto da matriz se

TABELA 16 - Largura da ZAC e da linha de carbonetos das diferentes soldaduras .

MATERIAL BASE	MATERIAL DE ADIÇÃO	TEMP. PRE-AQUE. (°C)	LARGURAS (mm)		ENERGIA TERMICA (KJ/mm)
			ZAC	LINHA DE CARBONETOS	
FFC	ESt	430	3.2	< 0.1	1.9
	E312-16	360	2.3	0.2	1.2
	ENi-C1	--	1.7/1.8	<0.1	0.9/1.0
	ENiFe-C1	--	1.4/4.1	0.1/0.2	1.5/3.2
		270	3.4	<0.1	2.6
FFN	ENi-C1	--	1.9	0.2	2.4
	ENiFe-C1	--	1.8	<0.1	1.9
FFNF	E7018	300	3.1	0.5	--
	ESt	300	1.5	0.5	2.5
	E312-16	350	1.8	0.2	0.8
	ENi-C1	--	2.5	<0.1	2.4
	ENiFe-C1	--	1.8	<0.1	1.9
		260	2.2	0.2	3.1
FFB	ENiFe-C1	--	5.9	0.1	--

LEGENDA : FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO

FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO

FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR

FFNB - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

E7018 , ESt - ELECTRODOS DE AÇO MACIO

E312-16 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL

ENi-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL

ENiFe-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

transformou em austenite . Tanto o líquido como a austenite enriqueceram-se em carbono devido à fusão parcial dos nódulos e , no arrefecimento , o líquido originou carbonetos enquanto da austenite originou martensite rica em carbono (martensite em placas) .

O aumento da temperatura de pré-aquecimento reduz também a largura total da ZAC , pois a dissolução dos nódulos de carbono e a liquefação são mais rápidas , o que provoca zonas de fusão e ZAC's mais estreitas . [24]

No entanto , se a temperatura de pré-aquecimento for muito elevada ($> 500^{\circ}\text{C}$) a largura e continuidade da linha de carbonetos aumenta . [24]

Sabe-se também que a largura da ZAC aumenta com o aumento da energia térmica da soldadura .

Com base nestes dados , da análise da tabela 16 pode-se concluir o seguinte :

Os eléctrodos de aço macio E7018 e ESt dão origem a linhas de carbonetos contínuas e mais largas relativamente aos outros tipos de eléctrodos , o que é prejudicial em termos de propriedades mecânicas . No entanto , o aumento da temperatura de pré-aquecimento reduz substancialmente essa largura (veja-se o caso do ferro fundido cinzento) .

A soldadura com eléctrodos de níquel e de níquel-ferro permite a obtenção de linhas de carbonetos muito estreitas e , saliente-se , descontínuas . O controle da energia térmica da soldadura é , no entanto , fundamental , uma vez que se verifica que o seu aumento aumenta a largura da linha de carbonetos , apesar do pré-aquecimento . Assim , nas

soldaduras com eléctrodos de níquel-ferro, quer nos ferros fundidos nodulares ferríticos quer nos cinzentos seria de esperar , como já referido , que o pré-aquecimento diminuísse tanto a largura da linha de carbonetos como da ZAC . Tal não se verifica devido ao factor negativo constituído pela superior energia térmica que foi empregue nessas soldaduras , como se vê na tabela 16 .

Não é possível retirar dos dados experimentais conclusões quanto à influência dos materiais base sobre a largura da linha de carbonetos e da ZAC , uma vez que , para o mesmo tipo de eléctrodos , o valor da energia térmica empregue nas soldaduras foi muito diferente em quase todos os casos . Pode ver-se na tabela 16 que o ferro fundido nodular ferrítico e ferrítico-perlítico soldados com eléctrodos de níquel-ferro , sem pré-aquecimento e com a mesma energia térmica , apresentam larguras idênticas para a ZAC , o que também traduz a semelhança desses materiais em termos de estrutura, pois a quantidade de perlite do segundo é muito pequena. Um material totalmente perlítico possuiria, muito provavelmente , uma ZAC mais larga devido à maior facilidade de transformações estruturais proporcionada pelo maior teor de carbono da matriz . Por isto a largura da ZAC nos ferros fundidos nodulares bainíticos é muito elevada , o que criará problemas de soldabilidade nestes materiais.

O aumento da energia térmica aumenta a largura da ZAC e da linha de carbonetos . Duas soldaduras executadas em ferro fundido cinzento com eléctrodos de níquel-ferro deram , para energias térmicas de 1.7 e 3.5 KJ/mm , as medidas de respectivamente 0.1 e 0.2 mm para a linha de carbonetos e de 1.4 e 4.1 mm para a ZAC .

O aumento da temperatura de pré- aquecimento reduz a largura da ZAC e da linha de carbonetos , factor contrabalançado pelo aumento da energia térmica empregue na soldadura .

3.4 - CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECANICAS DAS SOLDADURAS

3.4.1 - ENSAIOS DE DUREZA

3.4.1.1 - DUREZAS AO LONGO DO CORDÃO DE SOLDADURA

Com a finalidade de se determinar a influência da operação de soldadura sobre a dureza do material base afectado pelo calor e do metal depositado , foram realizados ensaios de dureza nas amostras para esse efeito retiradas das chapas , já referidas no capítulo anterior .

Foi escolhido o ensaio de dureza Vickers , com carga de 5 quilogramas , para termos , simultaneamente , uma impressão que apanhe uma área significativa de material e suficientemente pequena que permita um pequeno espaçamento entre as diferentes impressões , para melhor caracterizar a evolução das durezas .

A medição foi feita segundo duas direcções perpendiculares , como mostra a figura 118 .

Não se referem as durezas medidas na vertical pois não se registou em nenhuma das amostras variações significativas relativamente ao valor da origem assinalado em cada gráfico.(pelo menos na extensão em que foram medidos valores)

Nas figuras 119 a 137 estão representados os gráficos de evolução de durezas correspondentes a cada amostra . Da análise desses gráficos podem-se tirar as seguintes conclusões :

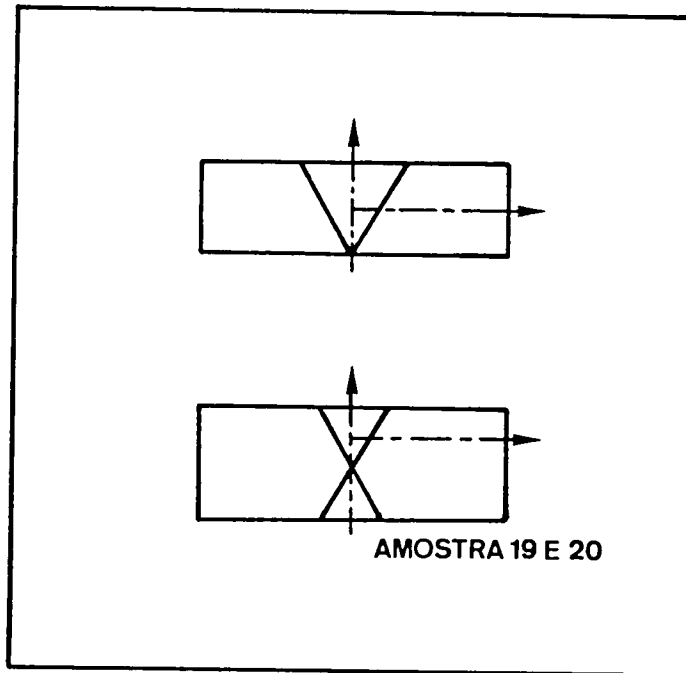


Fig. 118 - Indicação a traço-ponto das direcções segundo as quais foram medidas as durezas.

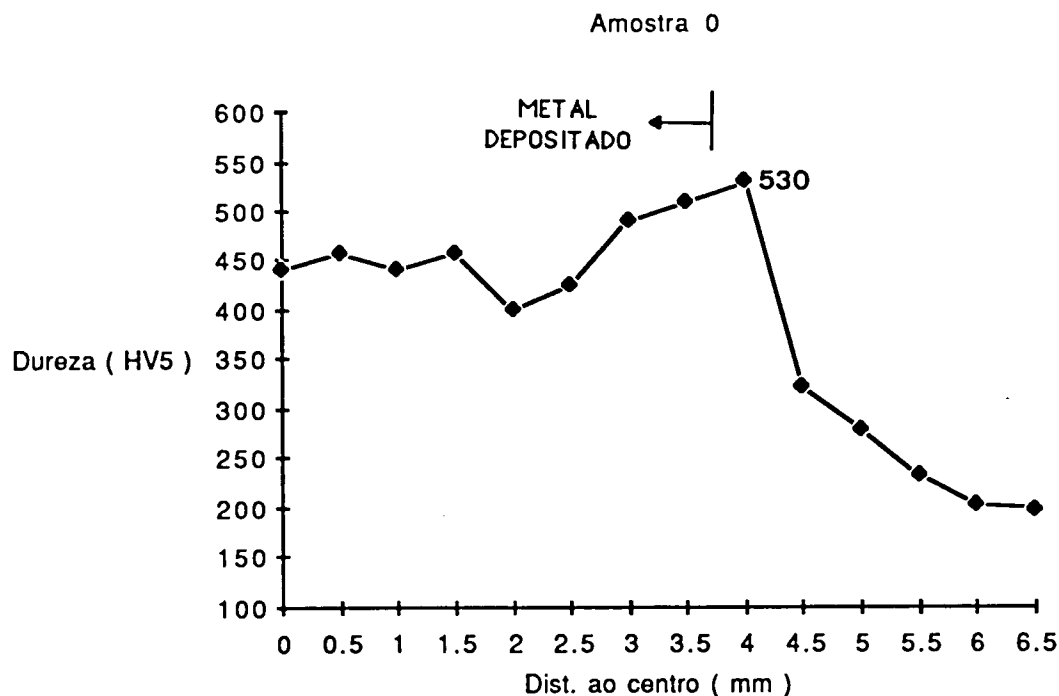


Fig. 119 - Evolução de durezas na amostra 0 (ferro fundido nodular ferrítico; eléctrodos de aço macio E7018; pré-aquecimento a 300° C).

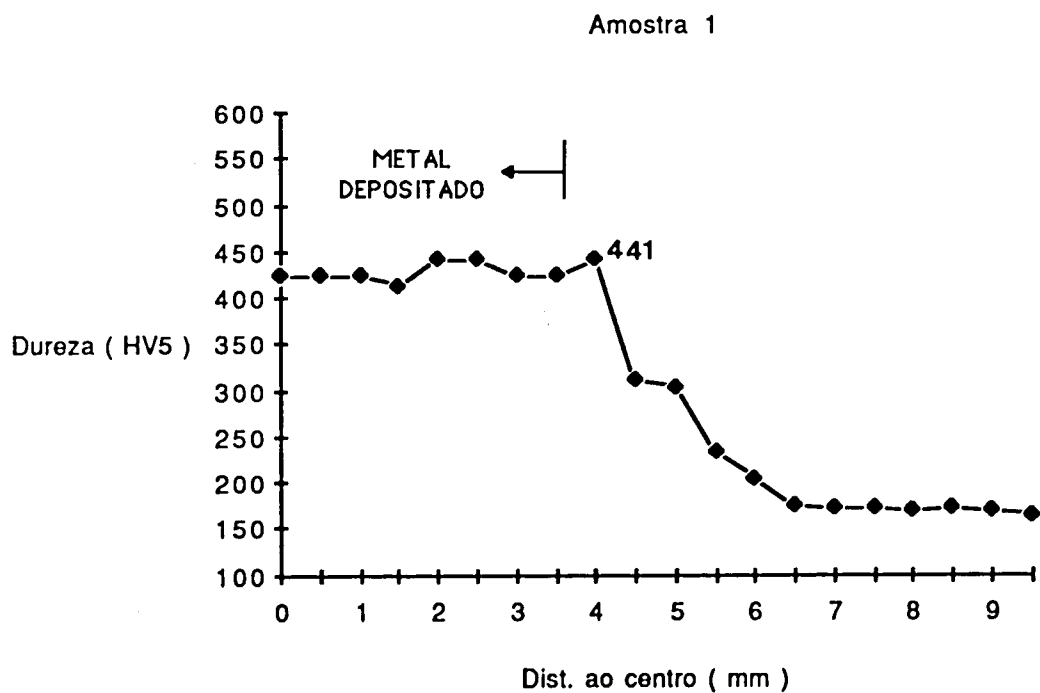


Fig. 120 - Evolução de durezas na amostra 1 (ferro fundido nodular ferrítico; eléctrodos de aço macio E St; pré-aquecimento a 300° C).

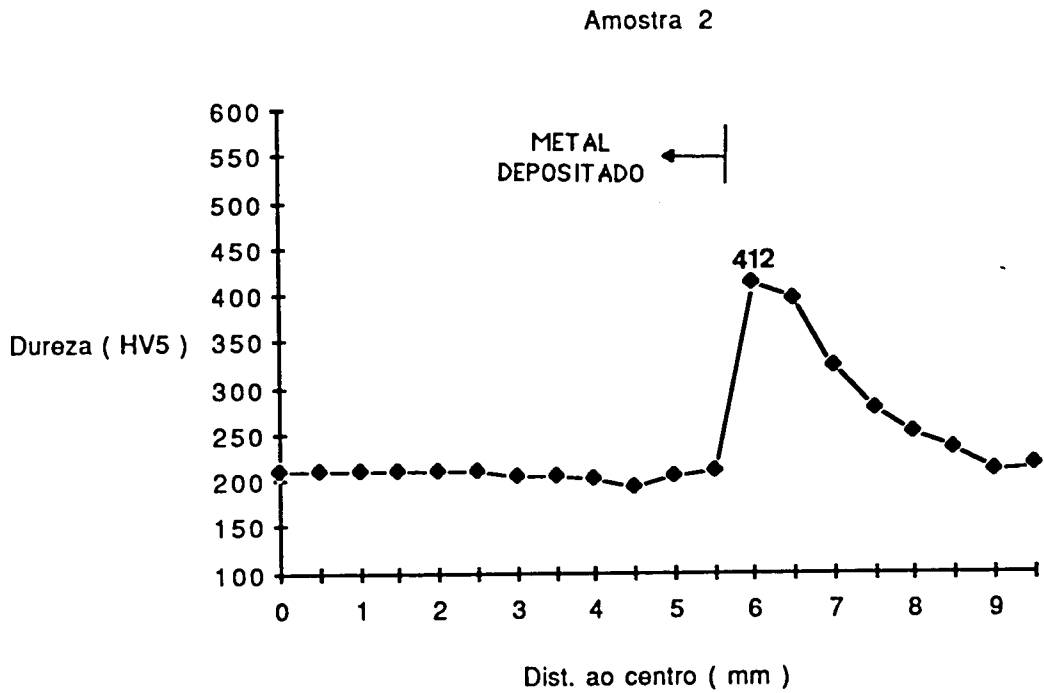


Fig. 121 - Evolução de durezas na amostra 2 (Ferro fundido nodular ferrítico; eléctrodos de aço macio E St; pré-aquecimento a 300° C).

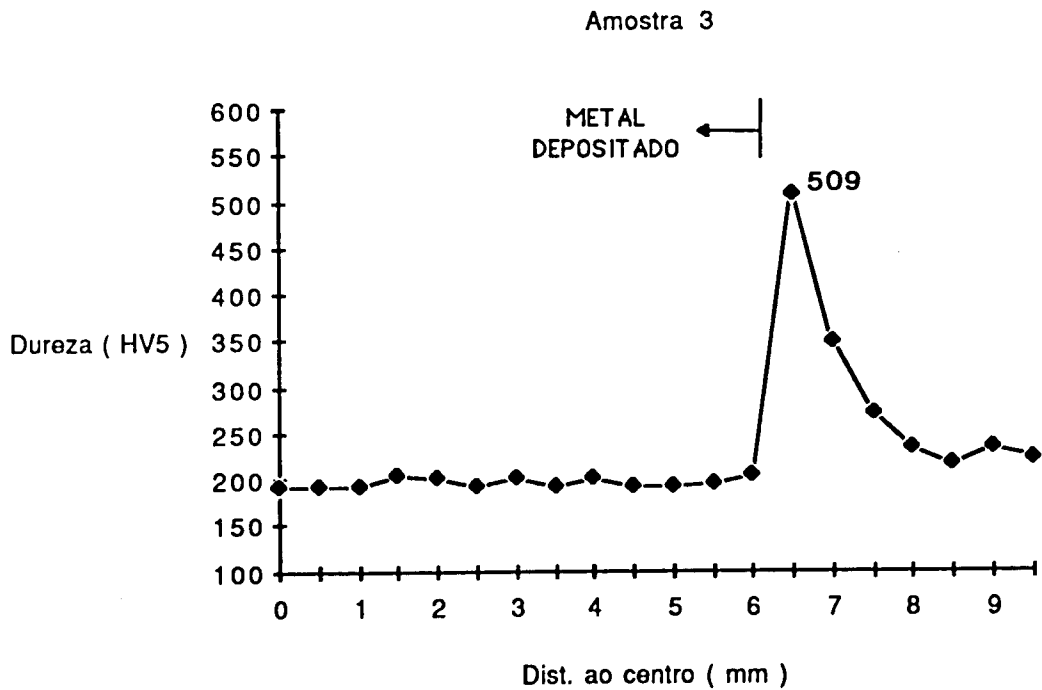


Fig. 122 - Evolução de durezas na amostra 3 (Ferro fundido nodular ferrítico; eléctrodos de níquel-ferro).

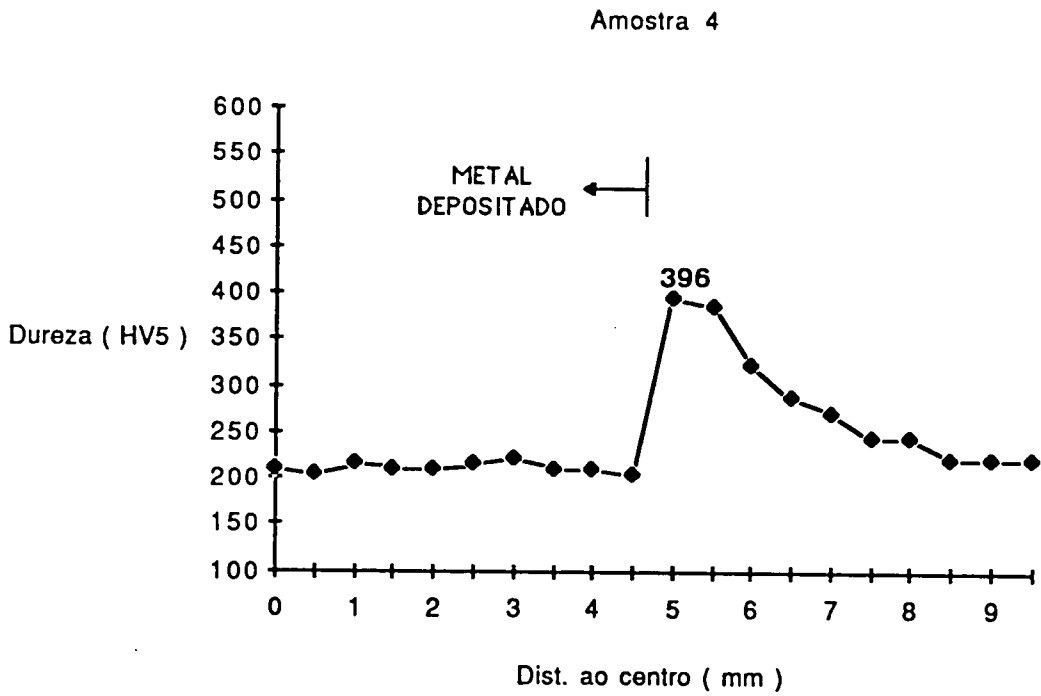


Fig. 123 - Evolução de durezas na amostra 4 (Ferro fundido nodular ferrítico; eléctrodos de níquel).

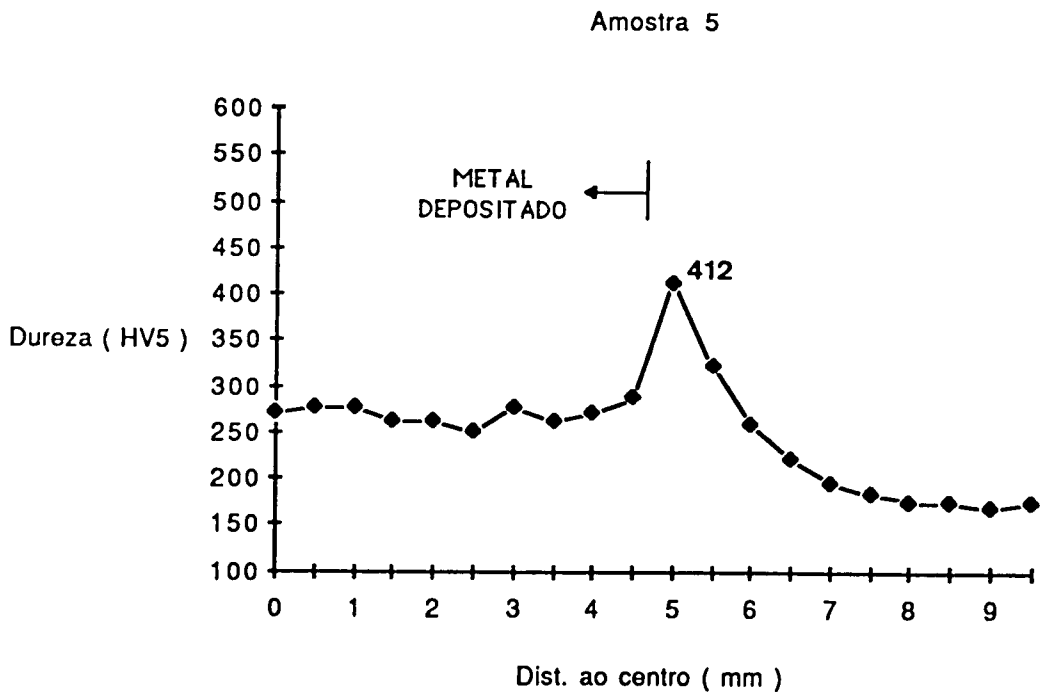


Fig. 124 - Evolução de durezas na amostra 5 (Ferro fundido nodular ferrítico; eléctrodos de aço inox; pré-aquecimento a 350° C).

Amostra 6

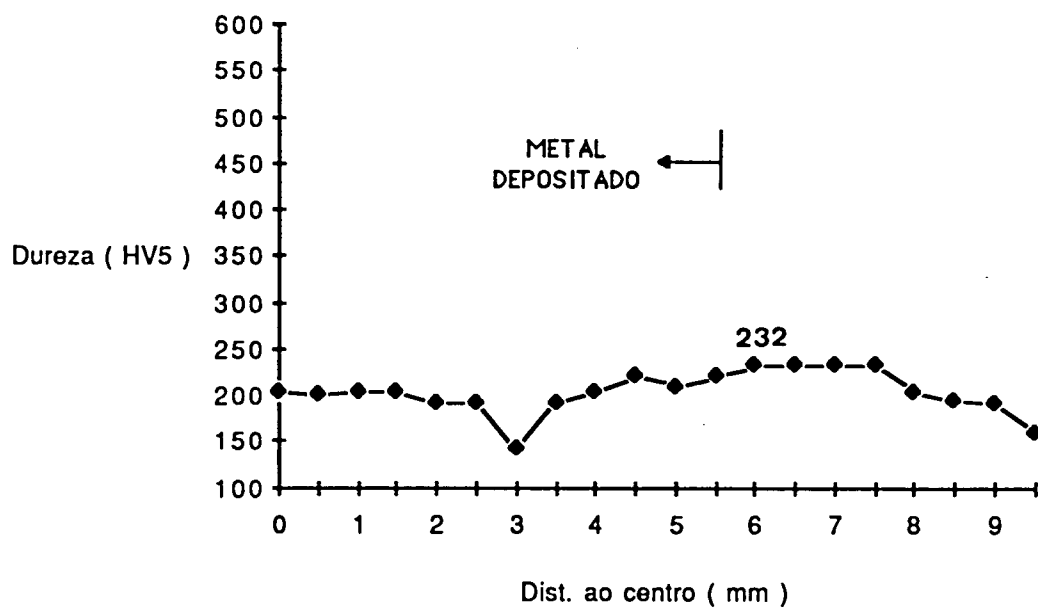


Fig. 125 - Evolução de durezas na amostra 6 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de níquel sem estufagem).

Amostra 7

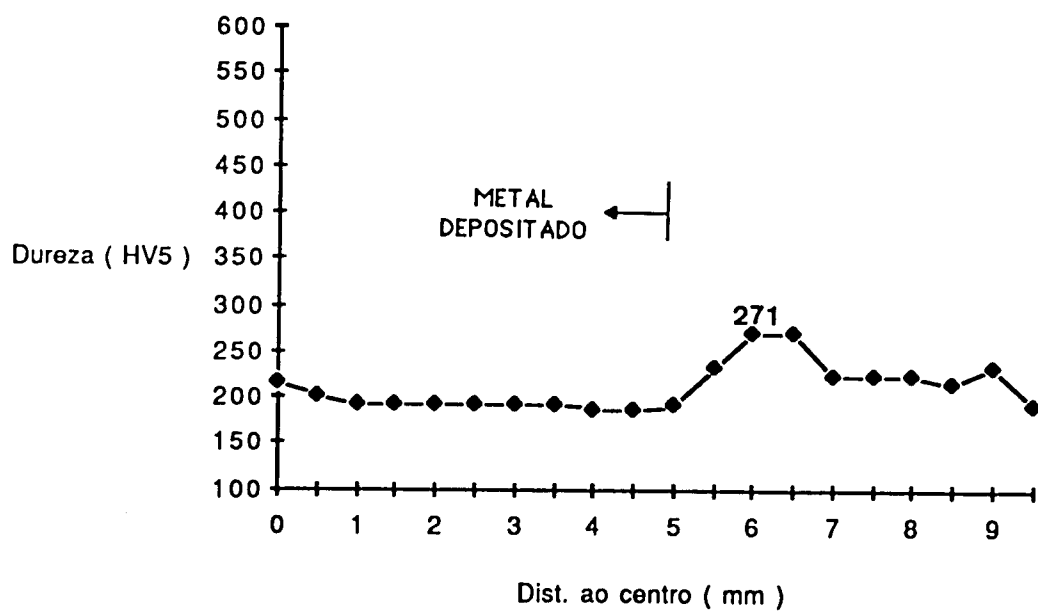


Fig. 126 - Evolução de durezas na amostra 7 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de níquel-ferro sem estufagem).

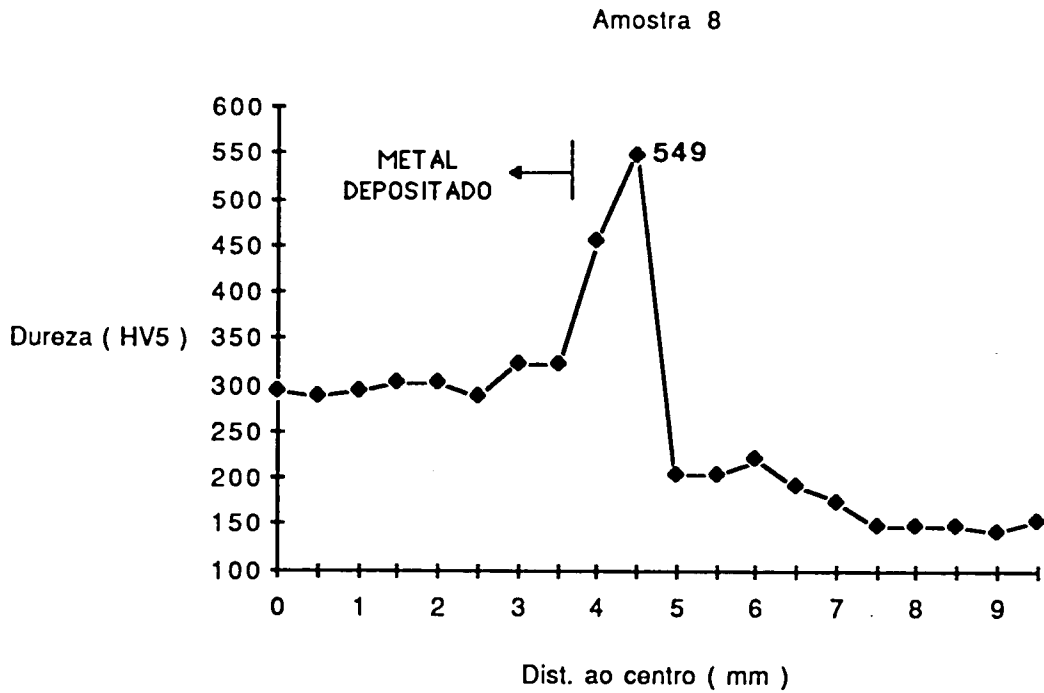


Fig. 127 - Evolução de durezas na amostra 8 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de aço inox. pré-aquecimento a 360° C).

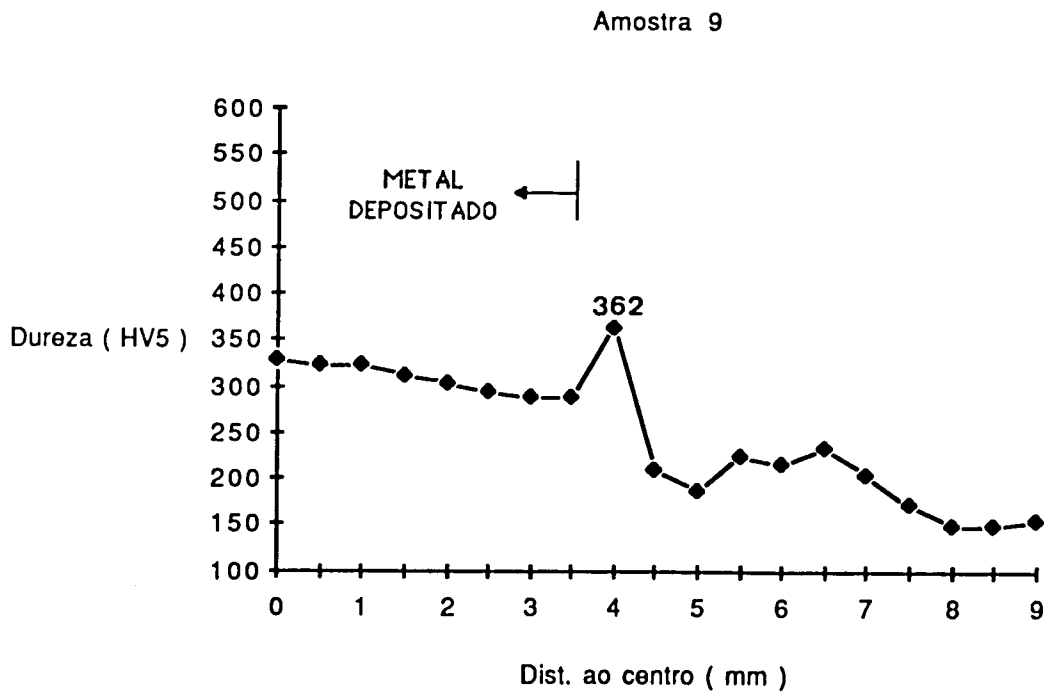


Fig. 128 - Evolução de durezas na amostra 9 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de aço macio E St; pré-aquecimento a 430° C).

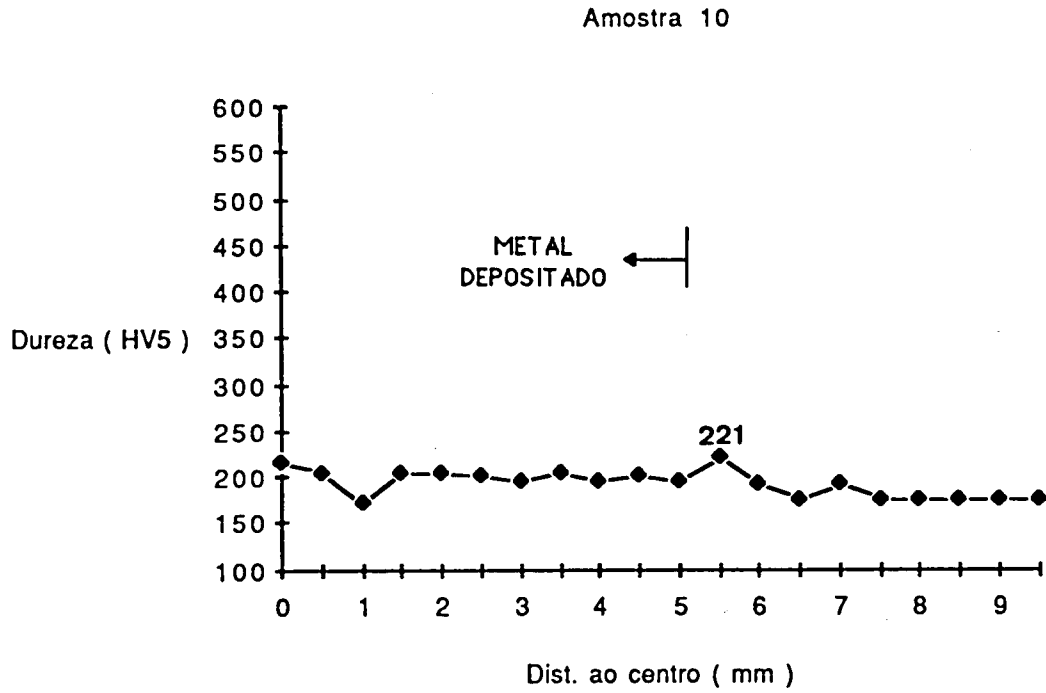


Fig. 129 - Evolução de durezas na amostra 10 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de níquel-ferro; pré-aquecimento a 270° C).

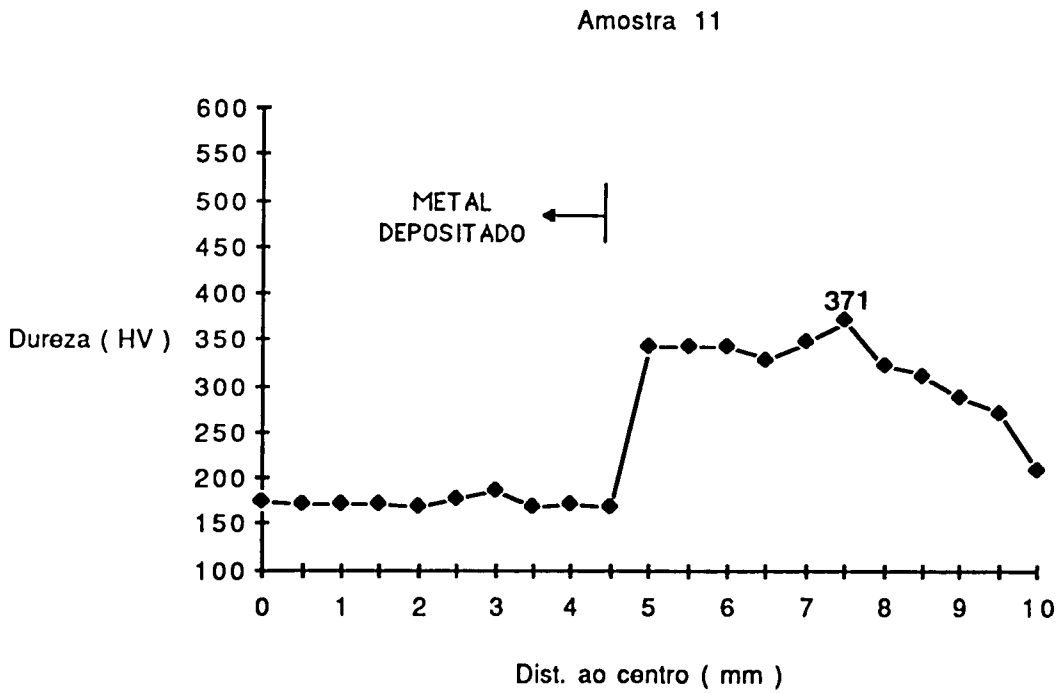


Fig. 130 - Evolução de durezas na amostra 11 (Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico; eléctrodos de níquel).

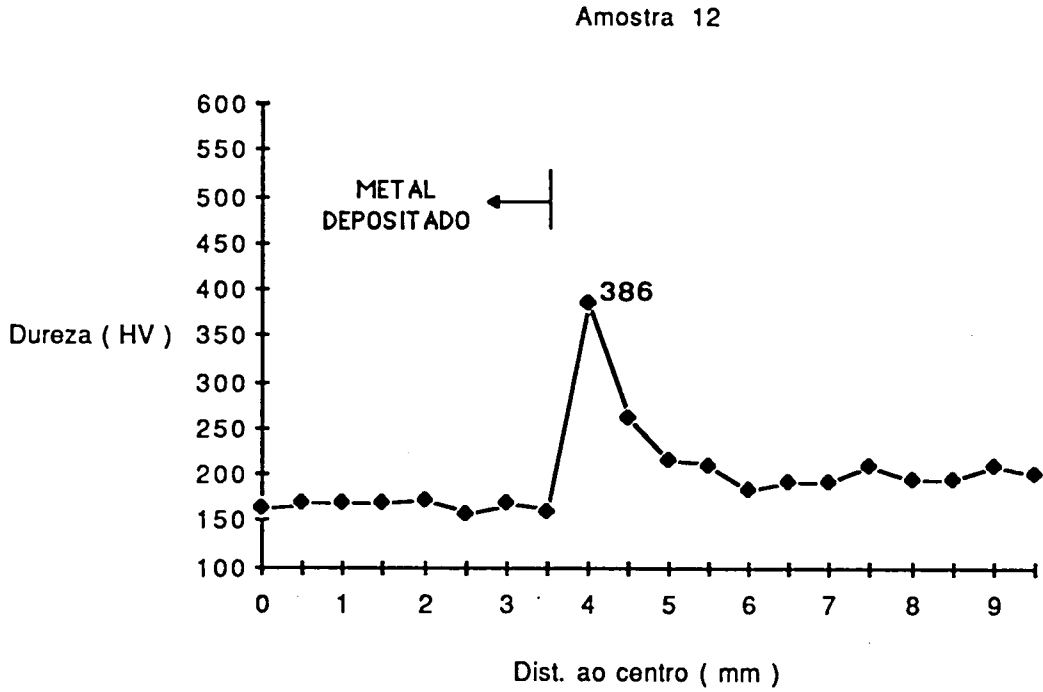


Fig. 131 - Evolução de durezas na amostra 12 (Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico; eléctrodos de níquel-ferro).

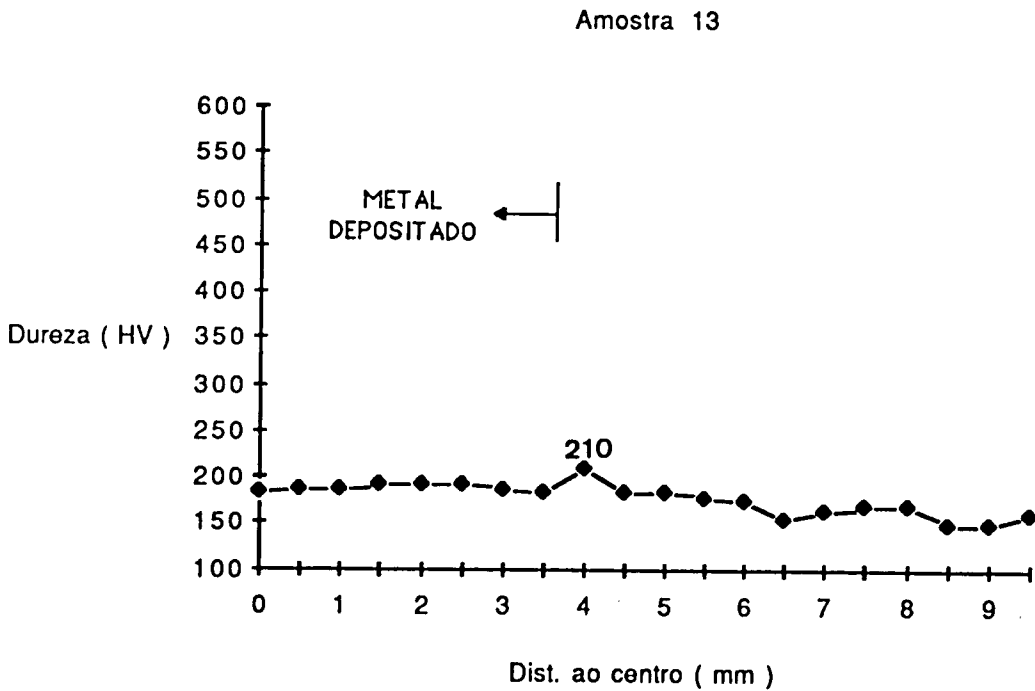


Fig. 132 - Evolução de durezas na amostra 13 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de níquel).

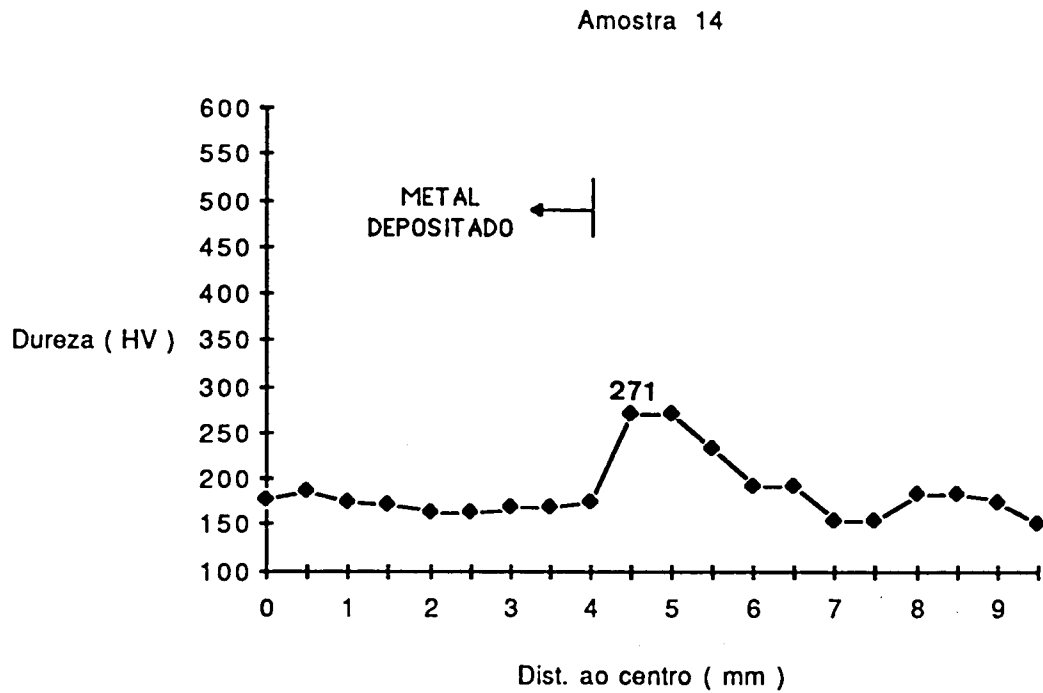


Fig. 133 - Evolução de durezas na amostra 14 (Ferro fundido cinzento; eléctrodos de níquel-ferro).

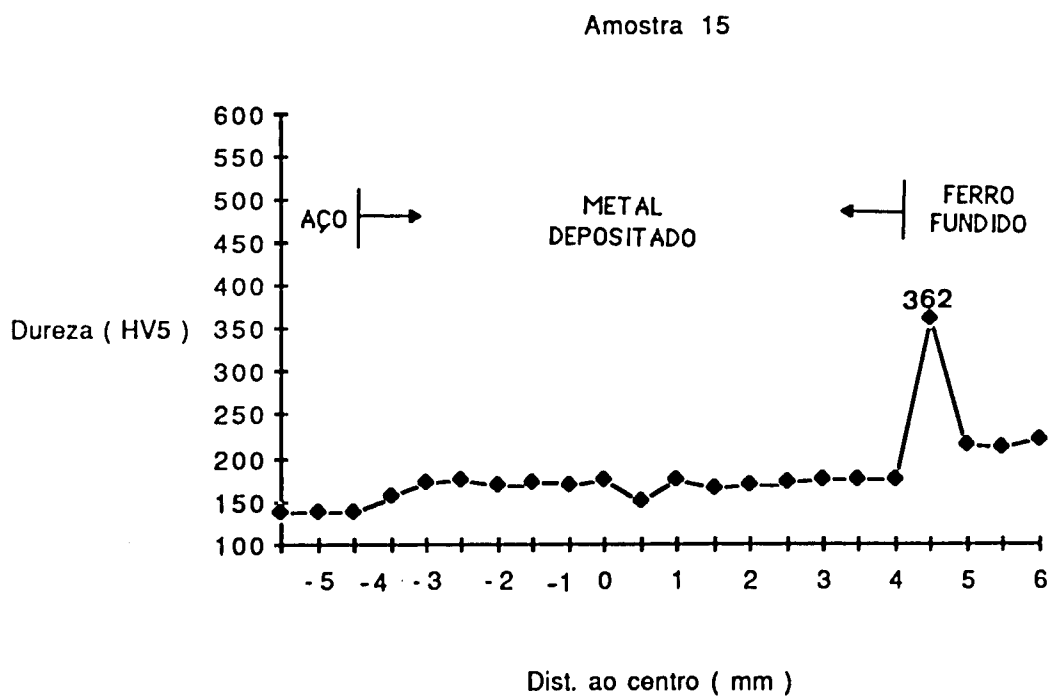


Fig. 134 - Evolução de durezas na amostra 15 (Aço macio e ferro fundido nodular ferrítico-perlítico; eléctrodos de níquel).

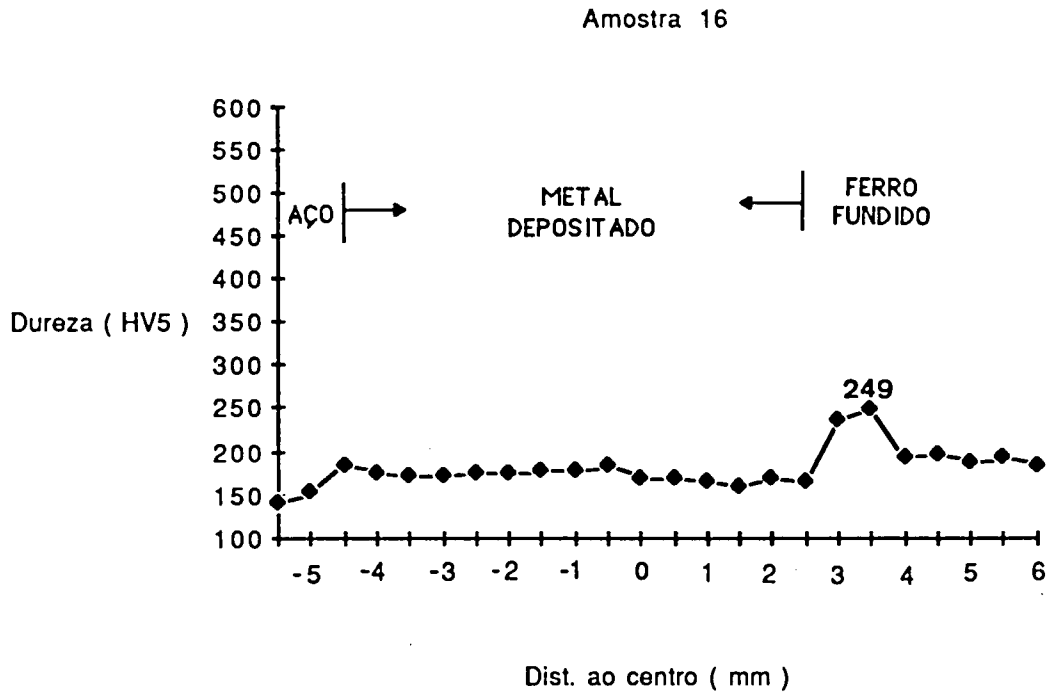


Fig. 135 - Evolução de durezas na amostra 16 (Aço macio e ferro fundido nodular ferrítico-perlítico; eléctrodos de níquel-ferro).

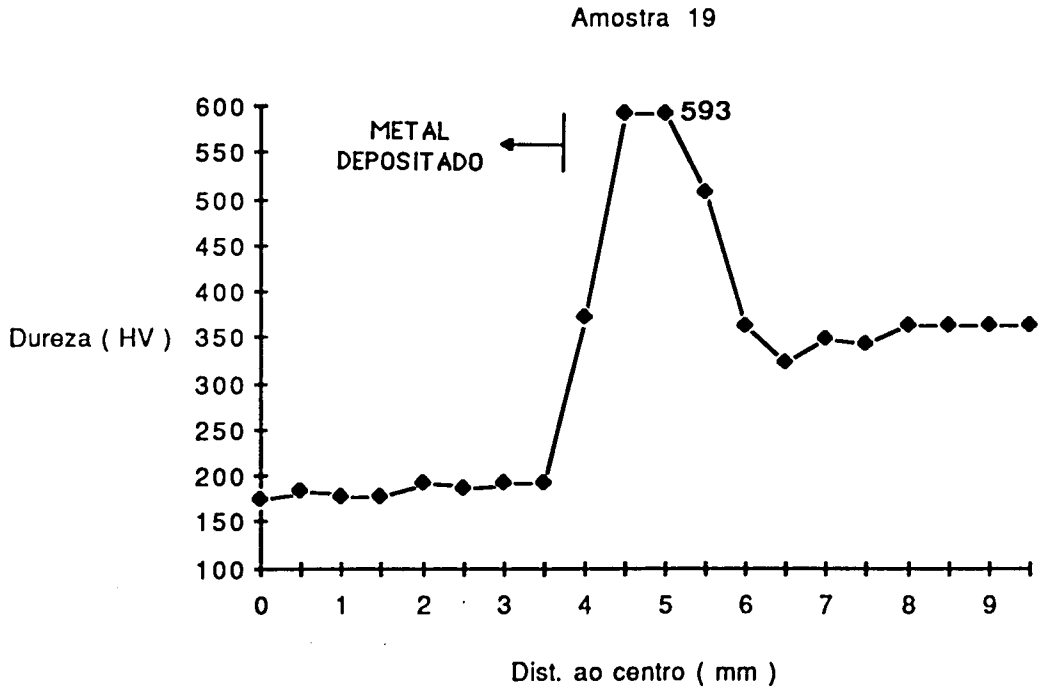


Fig. 136 - Evolução de durezas na amostra 19 (Ferro fundido nodular bainítico; eléctrodos de níquel-ferro).

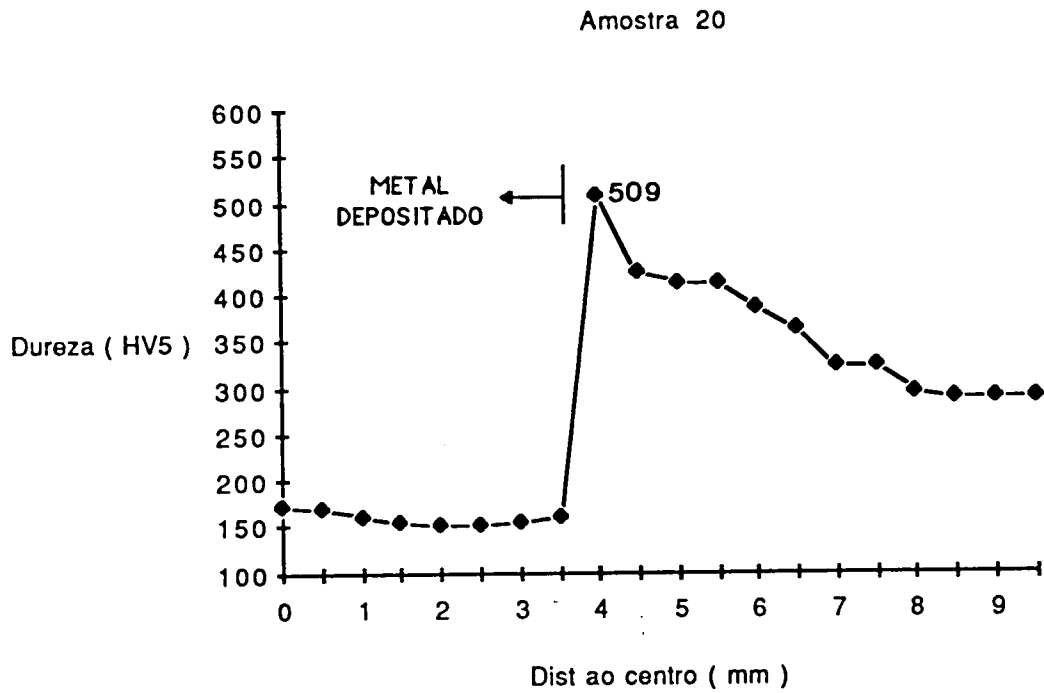


Fig. 137 - Evolução de durezas na amostra 20 (Ferro fundido nodular bainítico; eléctrodos de níquel-ferro; pré-aquecimento a 350° C).

Para cada tipo de material base são os eléctrodos de aço macio aqueles que apresentam maiores durezas na zona de metal depositado e na afectada pelo calor , como se vê nas figuras 119 , 120 e 125 . Na primeira destas , correspondente à soldadura com um eléctrodo indicado para aço e com temperabilidade superior , devido a um maior teor de manganês , as durezas atingem os 530 HV5 na ZAC, enquanto que no metal depositado não ultrapassam os 458 HV5 . No entanto , em ensaios de micro-dureza com cargas de 15 gramas, acharam-se valores superiores a 1000 HV em placas de cementite . Os valores elevados indicados atrás devem-se à grande quantidade de cementite que aparece na linha de fusão e à absorção de carbono pelo metal depositado o que , aumentando a temperabilidade deste , provoca o aparecimento de estruturas duras graças às elevadas velocidades de arrefecimento . Na figura 138 comparam-se alguns dos resultados obtidos com o ferro fundido nodular ferrítico .

De todos os materiais base soldados com os mesmos eléctrodos (níquel-ferro) , são os ferros fundidos com matriz bainítica que originam ZAC's mais largas e duras (ver a figura 139) , com valores de 593 HV5 na amostra sem pré-aquecimento (ensaio 19) . Este diminui os valores de dureza , no caso do ensaio 20 , mas não abaixo de 500 HV5 (ver a figura 140 , que compara os ensaios sem e com pré-aquecimento) . Este resultado seria previsível , atendendo ao maior teor de carbono existente na matriz destes materiais relativamente aos ferríticos ou ferrítico-perlíticos e a um maior teor de manganês , o que origina uma maior facilidade deste material em formar estruturas duras .

Tanto nos ferros fundidos nodulares como nos cinzentos as menores durezas no metal depositado foram conseguidas com

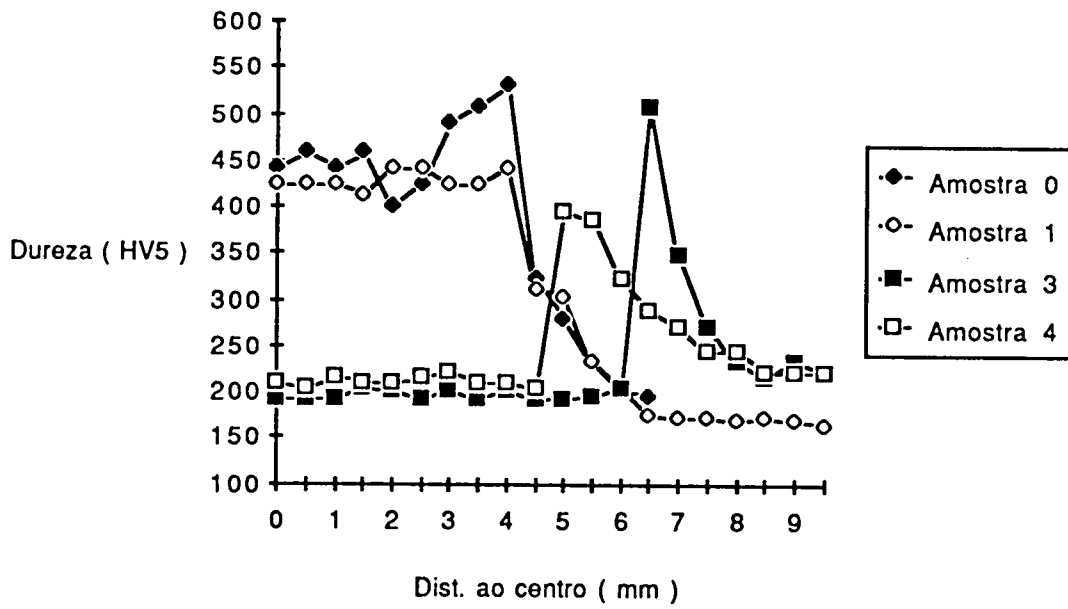


Fig. 138 - Comparação de durezas nas amostras de ferro fundido nodular ferrítico, soldadas com eléctrodos de aço macio E7018 (amostra 0) e E St (amostra 1), de níquel-ferro (amostra 3) e de níquel (amostra 4).

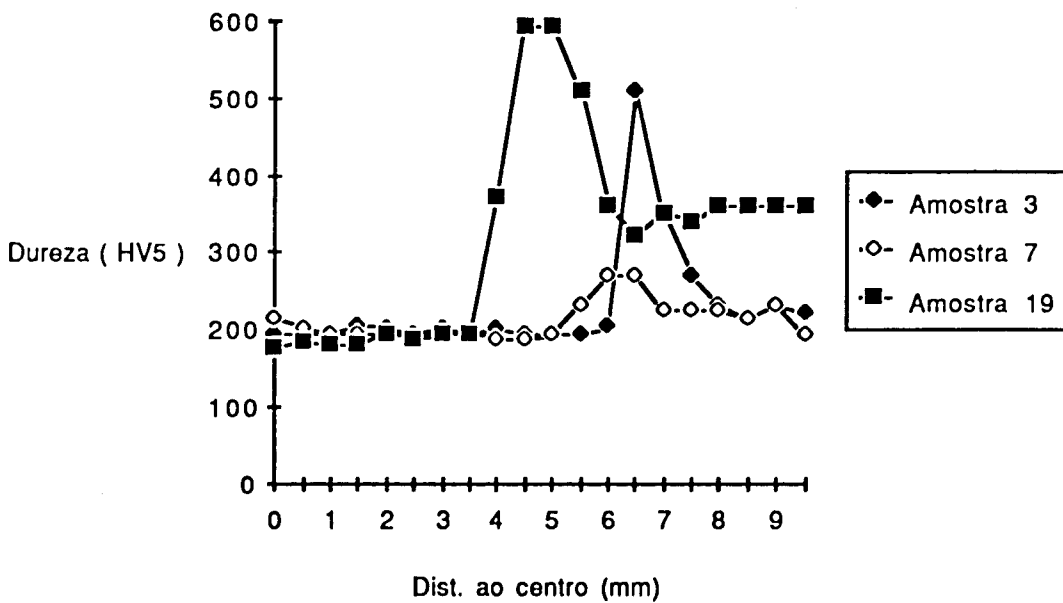


Fig. 139 - Comparação de durezas nas amostras soldadas com eléctrodos de níquel-ferro, em ferro fundido nodular ferrítico (amostra 3), cinzento (amostra 7) e nodular bainítico (amostra 19).

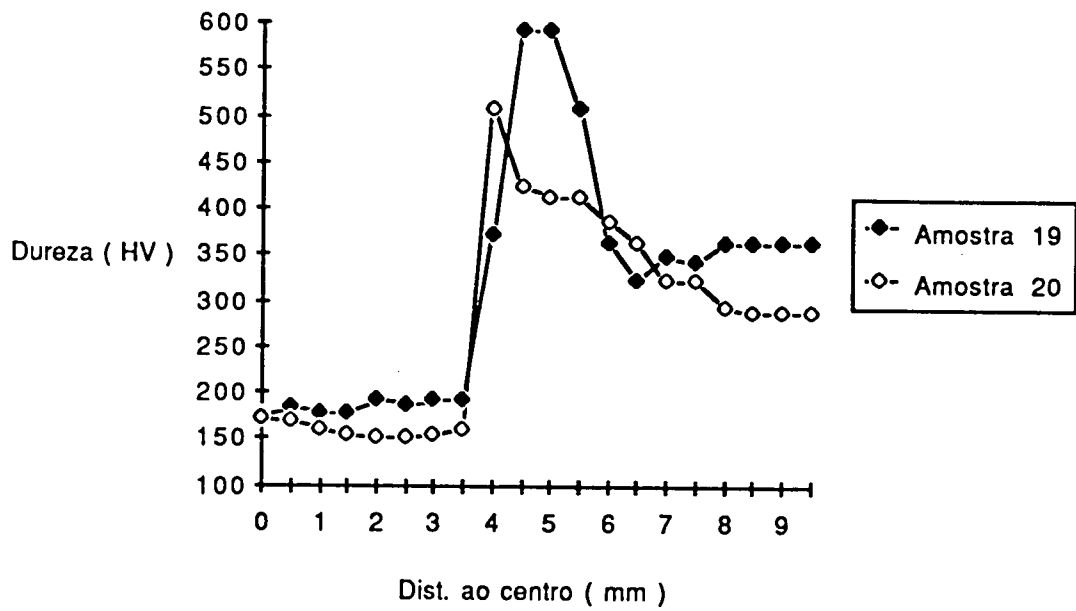


Fig. 140 - Comparação de durezas nas amostras de ferro fundido nodular bainítico soldadas com eléctrodos de níquel-ferro, sem(amostra 19) e com pré-aquecimento (amostra 20).

os eléctrodos de níquel e de níquel-ferro (ver a figura 138), enquanto na ZAC os eléctrodos de níquel proporcionaram durezas ligeiramente inferiores (comparar os ensaios 3 e 4 na figura 138 e os ensaios 6 e 7 na figura 141) . Isto é devido ao facto de estes eléctrodos serem capazes de promover a precipitação de carbono sob a forma de grafite , no depósito , o que evita a formação de estruturas duras , e porque o depósito do eléctrodo de níquel é mais macio do que o de níquel-ferro .

O material base que apresentou , para o mesmo tipo de eléctrodos , menores durezas na ZAC , foi o ferro fundido cinzento (ver a figura 142) . Este facto poderá ser devido ao maior teor de carbono equivalente do ferro fundido cinzento relativamente ao nodular (4.45% contra 4.34% , valor médio) , o que produzirá um maior poder grafitizante e menores durezas na ZAC . Verificou-se que a nodularidade do depósito de eléctrodos de níquel , no ferro fundido nodular atingia o valor de cerca de 1100 nódulos/mm² , enquanto que no ferro fundido cinzento esse valor subia para os 1550 nódulos/mm² , o que poderá indicar um maior poder grafitizante por parte deste último material .

Nas soldaduras do ferro fundido ao aço não existem problemas de dureza na ZAC do lado do aço , ao contrário do que acontece do lado do ferro fundido (ver as figuras 134 e 135) . Isto mostra que a soldadura do ferro fundido ao aço é possível desde que sejam tomadas as precauções usuais na soldadura do ferro fundido .

O efeito do pré-aquecimento é o de diminuir a dureza na ZAC , como é sabido , pela diminuição da velocidade de arrefecimento da soldadura . É o que se verifica nas figuras 142 e 143 . Mesmo um ferro fundido soldado com eléctrodos de

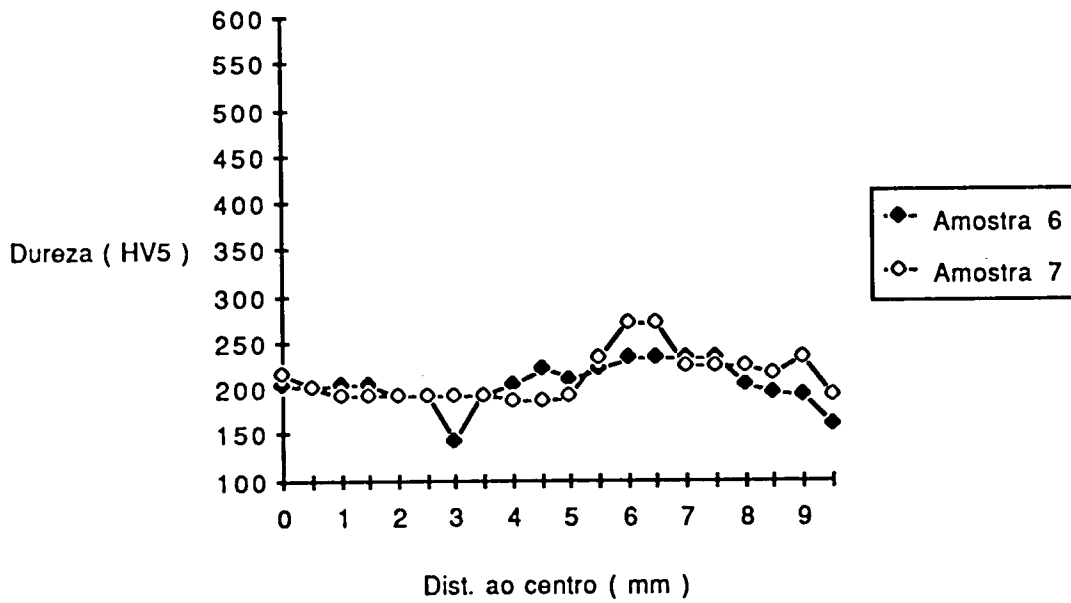


Fig. 141 - Comparação de durezas nas amostras de ferro fundido cinzento soldadas com eléctrodos de níquel (amostra 6) e de níquel-ferro (amostra 7).

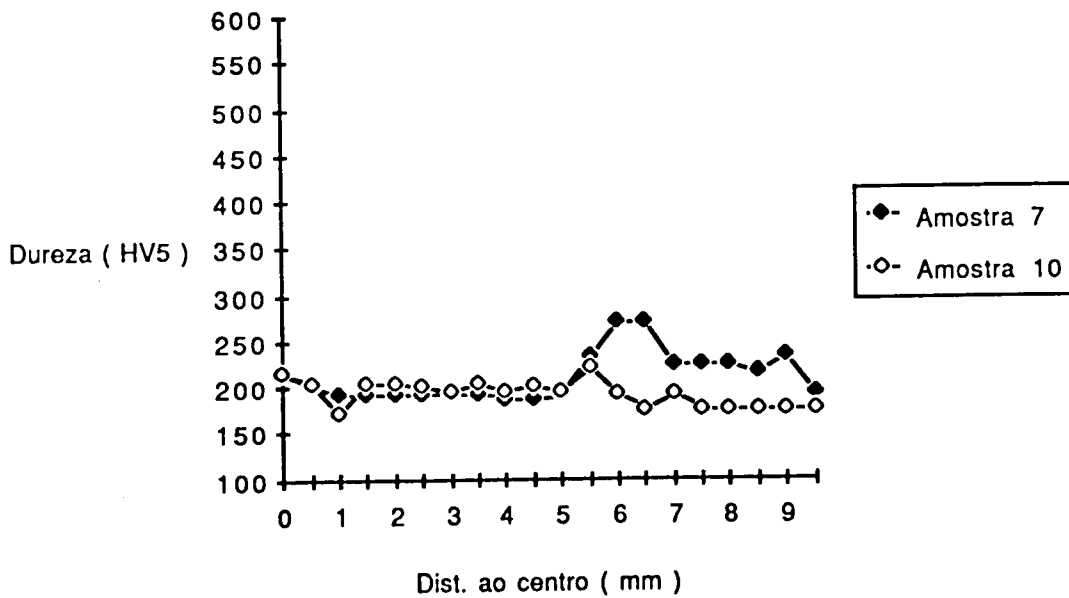


Fig. 142 - Comparação de durezas nas amostras de ferro fundido cinzento soldadas com eléctrodos de níquel-ferro, sem (amostra 7) e com pré-aquecimento (amostra 10).

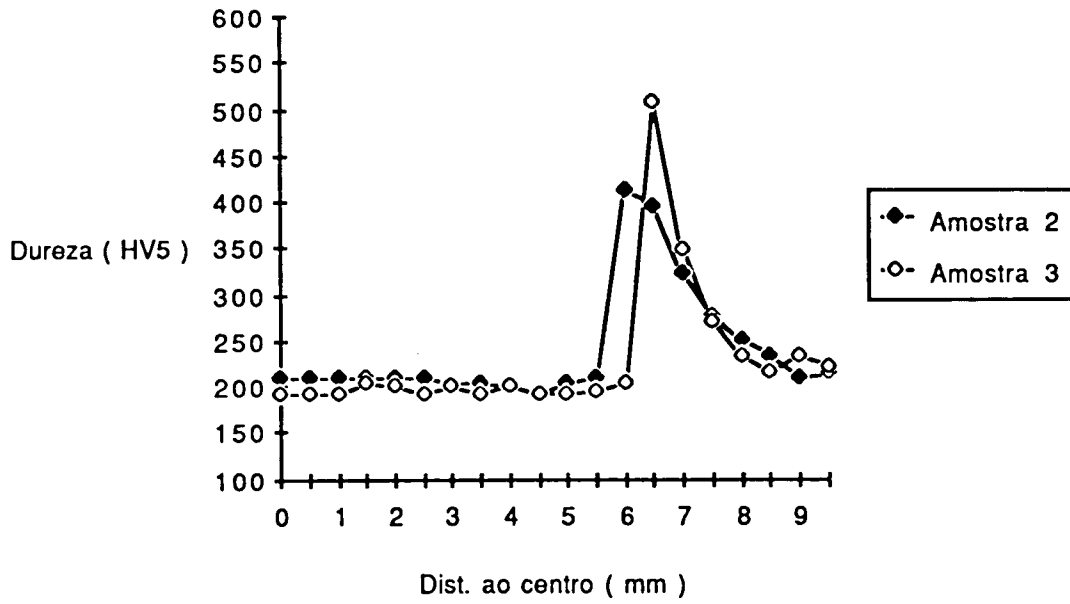


Fig. 143 - Comparação de durezas nas amostras de ferro fundido cinzento soldadas com eléctrodos de níquel-ferro, com pré-aquecimento (amostra 2) e sem (amostra 3).

aço macio pode ter durezas relativamente baixas na ZAC (350 HV5) , desde que a temperatura de pré-aquecimento seja muito elevada . É o caso do ensaio 9 (ver a figura 128) , onde essa temperatura foi de 430°C.

Para finalizar refira-se que , especialmente no caso das soldaduras com eléctrodos de níquel e de níquel-ferro , a dureza máxima obtida na ZAC pode ser enganadora , uma vez que a linha de carbonetos não é contínua . Só uma pesquisa a toda a altura dessa linha permitirá definir esse valor , como é referido no ponto seguinte .

3.4.1.2 - DUREZA MÁXIMA NA ZAC

As amostras das diferentes soldaduras que haviam sido utilizadas para o exame metalográfico , serviram posteriormente para a determinação da dureza máxima na ZAC , através de ensaios de microdureza . Como é evidente , esse pico de dureza situa-se na linha de fusão onde , na maior parte dos casos , aparecem carbonetos .

Os ensaios foram executados num microdurómetro Shimadzu tipo M, usando uma carga de 200 gramas durante 15 segundos . Em cada amostra foram feitas várias indentações sobre os microconstituintes de interesse , nomeadamente a cementite , ledeburite e martensite . Na tabela 17 são apresentados os resultados dos ensaios .

Como se verifica a dureza é muito elevada em todas as amostras onde existem carbonetos na linha de fusão . Nas soldaduras com eléctrodos de níquel-ferro em ferro fundido cinzento (com e sem pré-aquecimento) e nodular ferrítico-perlítico a dureza máxima foi obtida numa estrutura formada

TABELA 17 - Durezas máximas na ZAC.

MATERIAL BASE	MATERIAL DE ADIÇÃO	TEMP. PRE-AQUE. (°C)	DUREZA MAX. (HV 200 gr.)	MICROCONSTITUINTE
FFC	Est	430	720	LEDEBURITE
	E312-16	360	927	CEMENTITE
	ENI-C1	--	890	CEMENTITE
	ENiFe-C1	--	516	MARTENSITE E CARBONETOS
		270	532	MARTENSITE E CARBONETOS
FFN	ENi-C1	--	788	CEMENTITE
	ENiFe-C1	--	603	MARTENSITE E CARBONETOS
FFNF	E7018	300	927	CEMENTITE
	Est	300	766	LEDEBURITE
	E312-16	350	883	CEMENTITE
	ENI-C1	--	975	CEMENTITE
	ENiFe-C1	--	1060	CEMENTITE
		260	780	CEMENTITE
FFB	ENiFe-C1	--	766	LEDEBURITE
		350	788	CEMENTITE

LEGENDA : FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO

FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO

FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR

FFNB - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

E7018 , Est - ELECTRODOS DE AÇO MACIO

E312-16 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL

ENI-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL

ENiFe-C1 - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

por martensite e carbonetos , devido à pequena extensão destes .

Um factor que afecta a dureza máxima é a temperatura do pré-aquecimento . Quanto maior esta for menor será a velocidade de arrefecimento da soldadura e menor a dureza , devido à formação de constituintes mais macios . No entanto, para o mesmo material base e de adição (eléctrodos de níquel-ferro) , este facto nem sempre foi evidente .

3.4.2 - ENSAIOS DE TRACÇÃO

Para a determinação da tensão de rotura e alongamento das soldaduras foram maquinados provetes de tracção das chapas , de acordo com a norma DIN 50120 [45] . O desenho desses provetes figura no anexo 1 . Não foi possível retirar provetes de todas as chapas pois algumas apresentavam grandes fissuras enquanto outras tinham uma deformação angular excessiva , a qual não permitia a maquinagem de provetes com a espessura e comprimento necessários .

Os ensaios foram executados no Laboratório de Ensaios Tecnológicos do DeMec , numa máquina de ensaios de tracção hidráulica , marca Tinius Olsen , com capacidade até 30000 Kg .

Os resultados obtidos , que figuram na tabela 18 , mostram que as soldaduras dos ferros fundidos cinzentos e dos nodulares ferríticos , com eléctrodos de níquel ou níquel-ferro , possuem tensões de rotura apenas ligeiramente inferiores às tensões médias dos materiais base . Parece confirmar-se que o uso do pré-aquecimento é benéfico em termos de propriedades mecânicas , uma vez que a tensão de rotura da ligação em ferro fundido nodular ferrítico com

TABELA 18 - Resultados dos ensaios de tracção .

MATERIAL BASE	MATERIAL DE ADIÇÃO	PRE-AQUE. (°C)	σ_r (N/mm ²)	ϵ (%) ($\epsilon_0=5.65\sqrt{A}$)	POSIÇÃO DA FRACTURA
FFC (σ_r 104-118 N/mm ²)	Ni	--	109 - 110	1	ZAC E METAL BASE
	Ni-Fe	--	94 - 102	2	METAL BASE
FFN (σ_r 535-601 N/mm ²)	Ni	--	294	1	ZAC
FFNF (σ_r 343-346 N/mm ²)	Ni	--	300-302	1	ZAC
	Ni	--	277-303	1 - 2	ZAC
	Ni-Fe	260	335-369	1 - 2	ZAC
FFB (σ_r 800-1000 N/mm ²)	Ni-Fe	350	347-365	--	ZAC E CORDÃO
FFN + AÇO (σ_r 340-470 N/mm ²)	Ni-Fe	--	219-305	1 - 2	CORDÃO

LEGENDA : FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO

FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO

FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR

FFNB - FERRO FUNDIDO NODULAR BAINITICO

AÇO - AÇO MACIO St 37.2

eléctrodos de níquel-ferro é bastante superior com pré-aquecimento do que sem este . Infelizmente não foi possível confirmar este resultado no ferro fundido cinzento , uma vez que a chapa pré-aquecida e soldada com eléctrodos de níquel-ferro deformou de tal modo que não foi possível maquinar os provetes .

A soldadura do aço macio ao ferro fundido apresenta valores de resistência semelhantes aos obtidos na soldadura do ferro fundido . O uso de pré-aquecimento permitirá melhorar as propriedades mecânicas da junta e , eventualmente , devido à maior ductilidade do aço macio relativamente ao ferro fundido , o seu uso poderá ser aconselhável na reparação de peças em fundição danificadas , sobretudo quando apresentem grandes fendas que devam ser tapados .

As soldaduras em ferro fundido nodular ferrítico-perlítico e bainítico deram baixas propriedades mecânicas relativamente aos materiais base , com reduções acentuadas da tensão de rotura e baixos valores de ductilidade , o que indica a sua fraca soldabilidade .

Em qualquer dos casos o valor da ductilidade das juntas é muito baixo , apesar dos eléctrodos de níquel-ferro terem dado valores superiores , ainda que igualmente baixos . Seria necessária a execução de tratamentos térmicos pós-soldadura para melhorar a ductilidade das juntas , como foi referido na revisão bibliográfica.

3.5 - ANALISE DOS CICLOS TERMICOS DAS SOLDADURAS

3.5.1 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Com vista ao estudo dos ciclos térmicos das soldaduras , foram colocados termopares nas chapas a soldar , para se obter o registo dos ciclos de aquecimento e de arrefecimento de cada passe de soldadura .

Como já foi referido anteriormente(ver o ponto 3.1.3), as chapas possuíam um furo destinado à colocação do termopar. A distância entre o seu centro e o chanfro foi determinada de modo a que a ponta do termopar se localizasse na ZAC .

Optou-se pela soldadura do termopar a um pequeno cilindro de ferro fundido , posteriormente introduzido no furo da chapa , e não soldado directamente ao furo , pois tornar-se-ia então difícil de controlar se ambos os fios do termopar se encontravam soldados entre si e à chapa . O processo de soldadura utilizado baseou-se na descarga eléctrica de condensadores , previamente carregados , entre o termopar e o cilindro de ferro fundido .(ver o esquema que figura no anexo 2)

Foram utilizados termopares do tipo K(chromel-alumel), cuja temperatura máxima de registo se situa por volta dos 1250°C . Este facto não introduziu problemas , uma vez que raramente se registaram na ZAC temperaturas dessa ordem de grandeza . O que provocou a inutilização de muitos termopares foi a chama do arco e a operação de remoção da escória .

O registo dos ciclos térmicos foi obtido pela ligação do termopar a um registador gráfico . Nas figuras 57 , 144 e 145 pode observar-se a montagem do conjunto .

Refira-se que no caso da soldadura do ferro fundido ao aço macio os termopares foram colocados apenas na chapa do primeiro material .

3.5.2 - ANALISE DOS RESULTADOS

O ciclo térmico é função do processo e do procedimento de soldadura , para uma dada junta . Quanto maior for a energia térmica adicionada menor será a velocidade de arrefecimento da soldadura .

Para a caracterização do ciclo térmico da soldadura podem ser usados os parâmetros de arrefecimento que consideram a transformação austenite-ferrite , como , por exemplo , o tempo de arrefecimento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) . Verificou-se que no intervalo entre estas duas temperaturas é válida a simplificação que consiste em admitir que a velocidade de arrefecimento é a mesma em toda a ZAC , qualquer que seja a distância relativamente à zona na qual se encontra o ponto de medida . [46]

Para temperaturas superiores , as velocidades de arrefecimento deixam de ser idênticas ; nas temperaturas inferiores elas são influenciadas pela dimensão das peças que se soldam , sobretudo quando há um pré-aquecimento . [47]

Deve-se salientar que a obtenção de um dado valor deste parâmetro pode corresponder a situações diferentes , pois o aumento da energia térmica afecta o ciclo térmico a altas

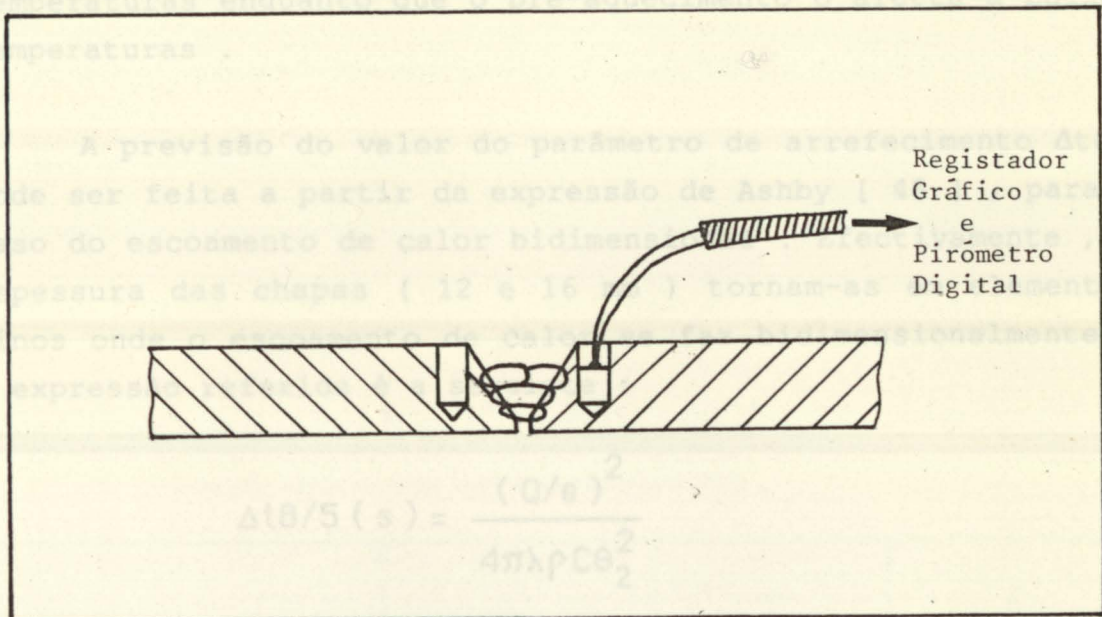


Fig. 144 - Colocação dos termopares nas chapas .



Fig. 145 - Sistema de registro dos ciclos térmicos .

temperaturas enquanto que o pré-aquecimento o afecta a baixas temperaturas .

A previsão do valor do parâmetro de arrefecimento $\Delta t_{8/5}$ pode ser feita a partir da expressão de Ashby [48] , para o caso do escoamento de calor bidimensional . Efectivamente , a espessura das chapas (12 e 16 mm) tornam-as em elementos finos onde o escoamento de calor se faz bidimensionalmente . A expressão referida é a seguinte :

$$\Delta t_{8/5} (s) = \frac{(Q/e)^2}{4\pi\lambda\rho C\theta_2^2}$$

$$\text{onde } \frac{1}{\theta_2^2} = \frac{1}{(773-T_0)^2} - \frac{1}{(1073-T_0)^2}$$

e em que Q - Energia térmica específica (J.m⁻¹)
e - Espessura da chapa (m)
 λ - Condutibilidade térmica (J.s⁻¹.m⁻¹.°K⁻³)
 ρ - Peso específico do material (Kg.m⁻³)
C - Calor específico do material (J.Kg⁻¹.°K⁻¹)
T₀ - Temperatura inicial da chapa (°K)

Os valores tomados para as propriedades dos materiais figuram na tabela 19 . [49] [50] [51] [52]

O valor da temperatura inicial da chapa que foi considerado para os cálculos , no caso dos ensaios com pré-aquecimento , não foi a temperatura inicial deste mas sim aquela à qual as chapas se encontravam no início do passe para o qual o registo foi válido registaram . Como as soldaduras foram realizadas com a deposição de vários passes, foram considerados apenas , para cada ensaio , os registos que atingissem uma temperatura superior a 800°C . Nalguns

TABELA 19 - Propriedades térmicas dos ferros fundidos em estudo , para a determinação do valor teórico do parâmetro $\Delta t_8/5$.

MATERIAL	λ (J.s ⁻¹ .m ⁻¹ .°K ⁻³)	ρ (Kg.m ⁻³)	C (J.Kg ⁻¹ .°K ⁻¹)
FERRO FUNDIDO NODULAR	38	7.07*10 ³	607
FERRO FUNDIDO CINZENTO	40	7.06*10 ³	607

LEGENDA : λ - Condutibilidade térmica
 ρ - Peso específico do material
C - Calor específico do material

ensaios não se conseguiu nenhum registo devido à fusão dos termopares durante a deposição do cordão de soldadura . Nas figuras 146 e 147 estão representados dois dos ciclos térmicos obtidos . O valor do rendimento do processo de soldadura foi considerado igual a 0.9 , como já foi referido.

Na tabela 20 figuram os valores do parâmetro de arrefecimento $\Delta t_{8/5}$ teóricos e experimentais , bem como os parâmetros de soldadura correspondentes aos passes de soldadura dos quais foram retirados esses valores .

Na figura 148 representou-se a variação dos valores de $\Delta t_{8/5}$, teóricos e experimentais , com a energia térmica . Na figura 149 aparecem também os valores obtidos em estudos anteriores , [53] [54] , os quais incidiram , respectivamente , sobre a soldadura pelo processo de arco submerso de aços ao carbono-manganés e sobre a soldadura com o processo de arco eléctrico manual de aços de baixa liga ao carbono-molibdénio e ao crómio-molibdénio .

Da observação da figura referida , verifica-se que os resultados experimentais mostram um crescimento do parâmetro $\Delta t_{8/5}$ com a energia térmica específica , como era esperado . As discrepâncias encontradas podem ser atribuídas à localização dos termopares e à aferição dos parâmetros de soldadura .

Outra conclusão importante que se retira dessa figura é a de que o parâmetro $\Delta t_{8/5}$ aumenta bastante com a temperatura do pré-aquecimento , mas apenas quando esta se mantém entre passes . Nos ensaios 9 e 10 o seu valor era de 290°C e 220°C , para os passes considerados no cálculo , enquanto que nos restantes ensaios com pré-aquecimento (1 , 2 , e 8) este descera para valores muito inferiores nos passes em questão .

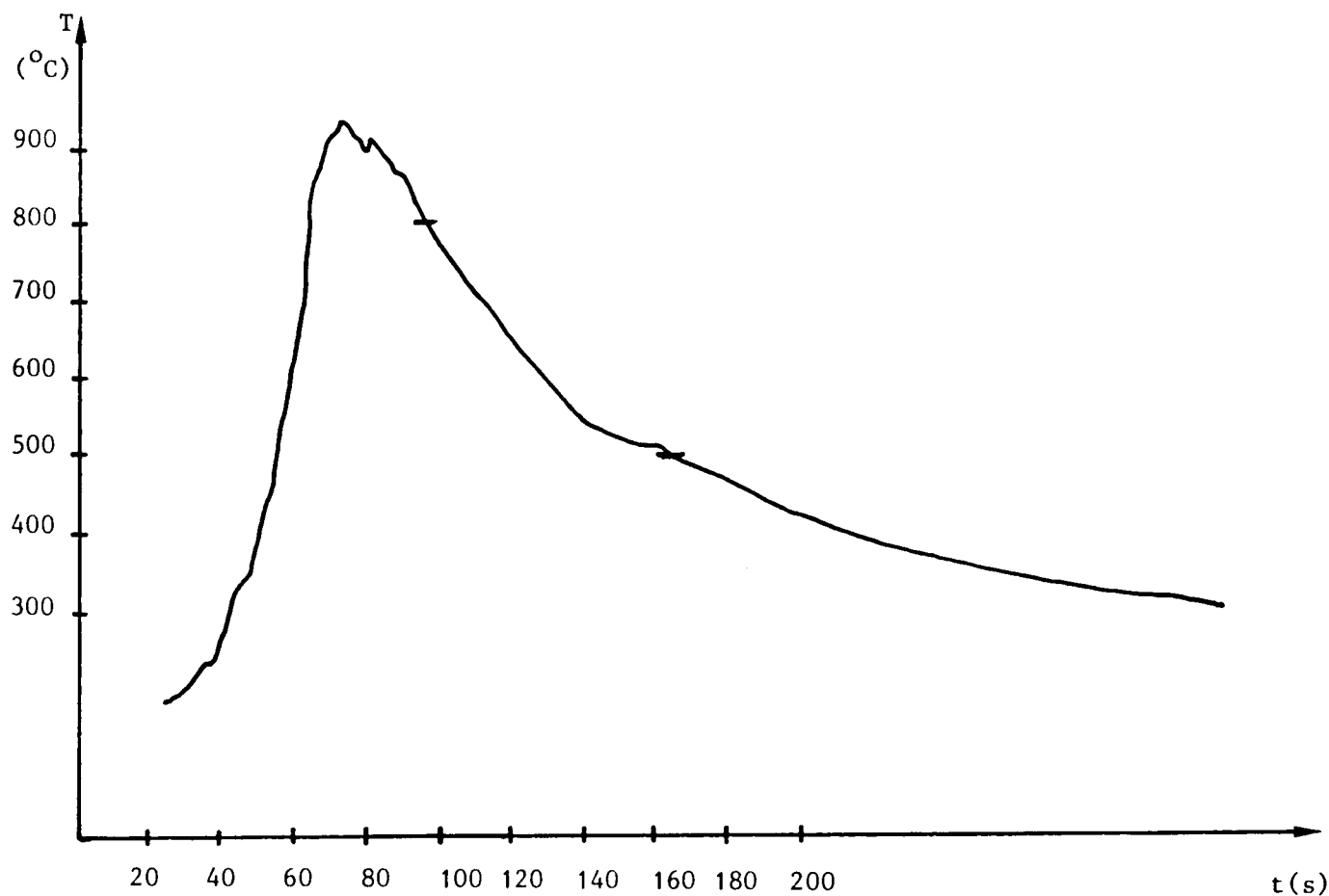


Fig. 146 - Ciclo térmico do ensaio de soldadura 2 (2ª passe), realizado em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro e pré-aquecimento a 260°C, com os seguintes parâmetros : $I=100$ Amp , $v=0.61$ mm/s , $E=3.39$ KJ/mm .

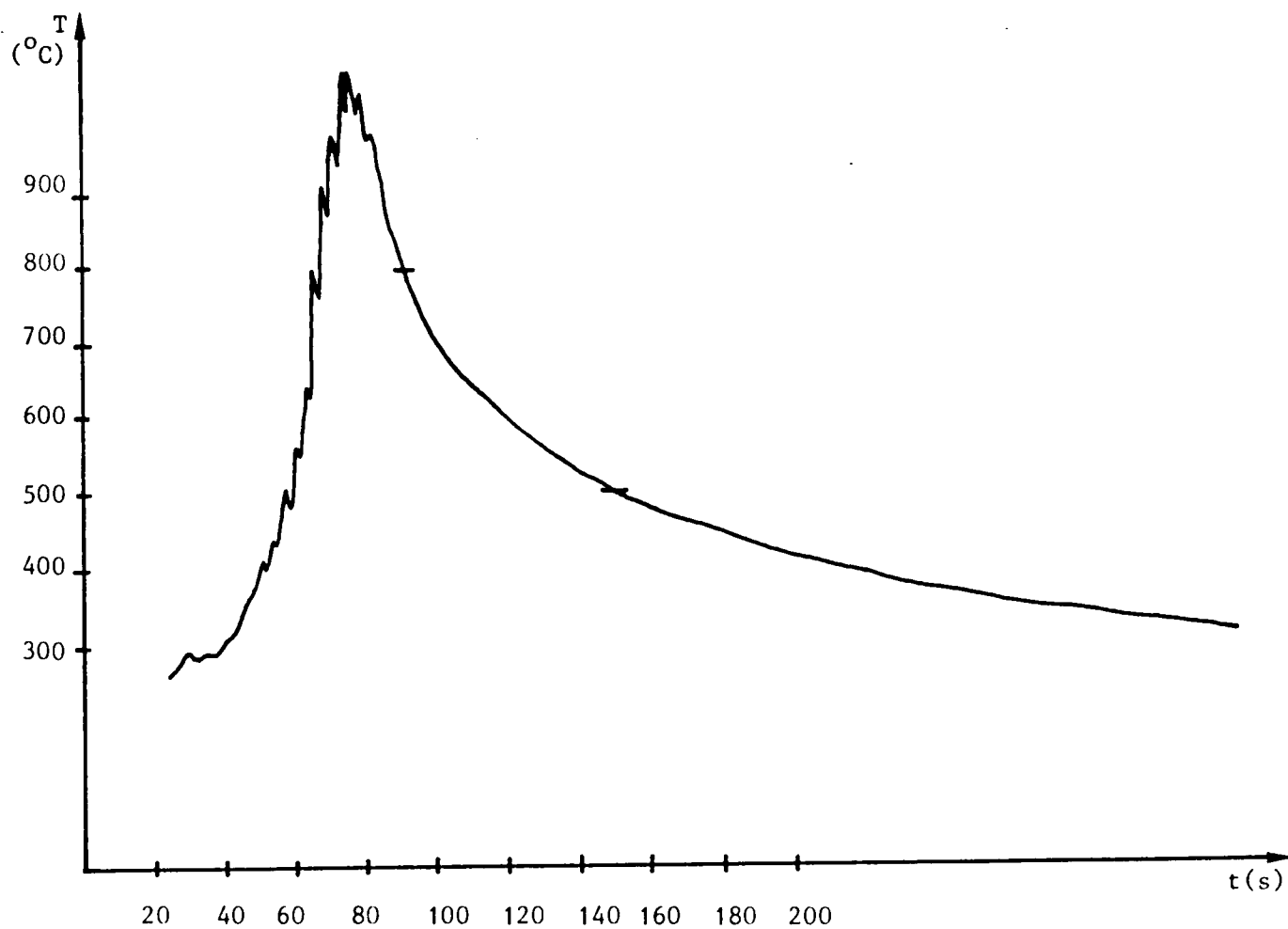


Fig. 147 - Ciclo térmico do ensaio de soldadura 3 (6º passe), realizado em ferro fundido nodular ferrítico com eléctrodos de níquel-ferro , com os seguintes parâmetros : $I = 130$ Amp , $v = 1.06$ mm/s , $E = 2.54$ KJ/mm .

TABELA 20 - Valores do parâmetro $\Delta t_{8/5}$ (experimental e teórico) , da dureza na ZAC e da energia térmica específica dos vários ensaios .

ENSAIO Nº	MAT. BASE , de ADIÇÃO e PRE-AQUECIMENTO (°C)	$\Delta t_{8/5}$ (s)	$\Delta t_{8/5}$ teórico (s)	DUREZA ZAC (HV 5)	E (KJ/mm)
1	FFNF ; ESt ; 300°C	39/45 *	113	440	2.48
2	FFNF; ENiFe; 260°C	68	197	412	3.39
3	FFNF; ENiFe ; --	31/60 *	52/92	509	2.39/3.19
4	FFNF; ENi; --	26/43 *	16/59	396	1.32/2.54
6	FFC; ENi; --	40	56	232	2.54
7	FFC; ENiFe; --	58/99 *	87/111	271	3.17/3.59
8	FFC; E312-16; 360°C	31	41	549	1.58
9	FFC; ESt; 430°C	86	177	362	1.71
10	FFC; ENiFe; 270°C	96	113	221	1.9
12	FFN; ENiFe; --	22	17	386	1.38
15	FFN+AÇO ; ENi; --	9	4	362	0.68
16	FFN+AÇO ; ENiFe;--	18	9	249	0.97

LEGENDA : FFNF - FERRO FUNDIDO NODULAR FERRITIZADO

FFC - FERRO FUNDIDO CINZENTO

FFN - FERRO FUNDIDO NODULAR

AÇO - AÇO MACIO St 37

ESt - ELECTRODOS DE AÇO MACIO

E312-16 - ELECTRODOS DE AÇO INOXIDAVEL

ENi - ELECTRODOS DE NIQUEL

ENiFe - ELECTRODOS DE NIQUEL-FERRO

* - Foram obtidos os registos de dois passes .

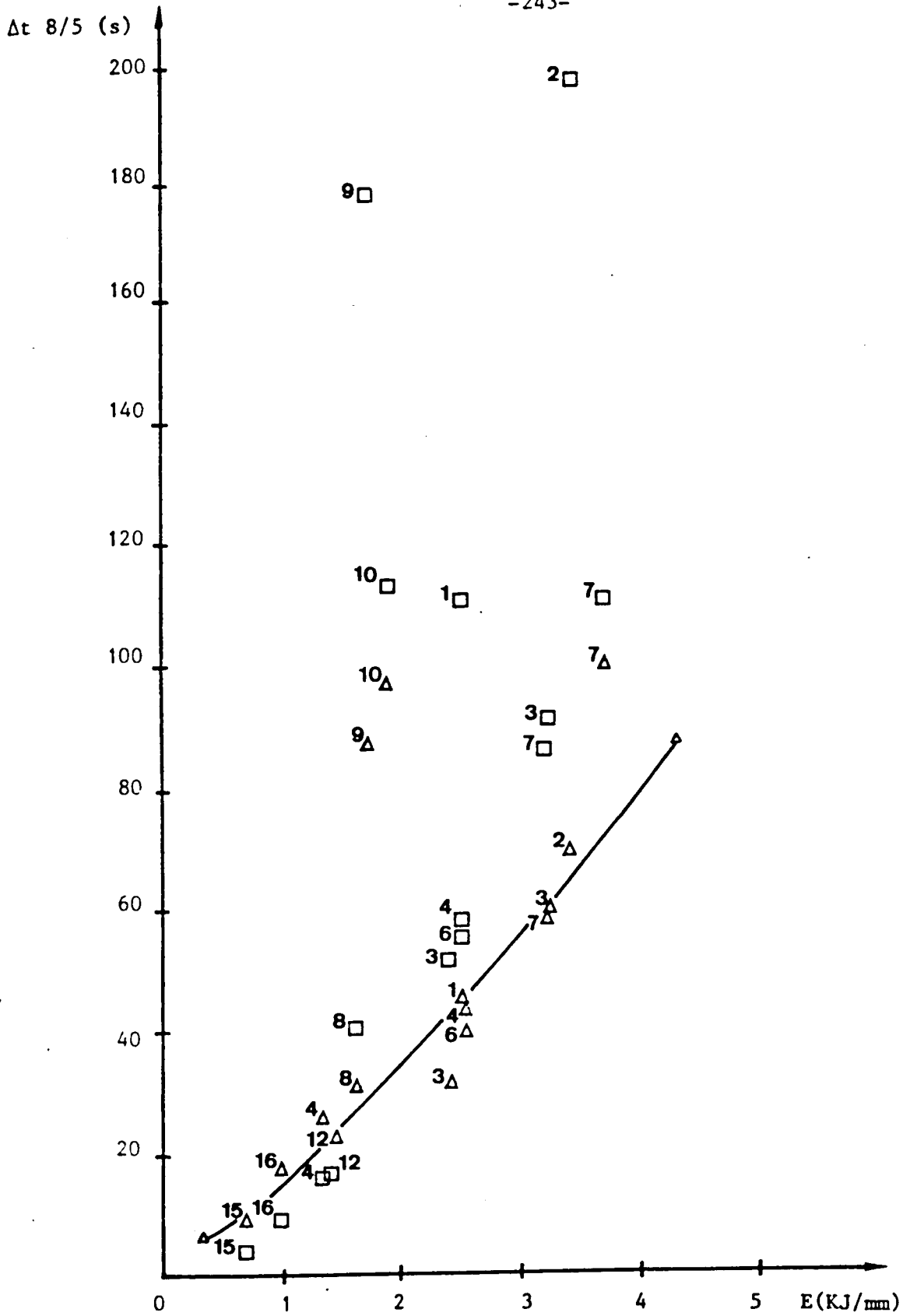


Fig. 148 - Variação do parâmetro $\Delta t 8/5$ com a energia térmica específica.
 Δ - Resultados experimentais.
 $\square$ - Valores calculados de acordo com a expressão de Ashby.

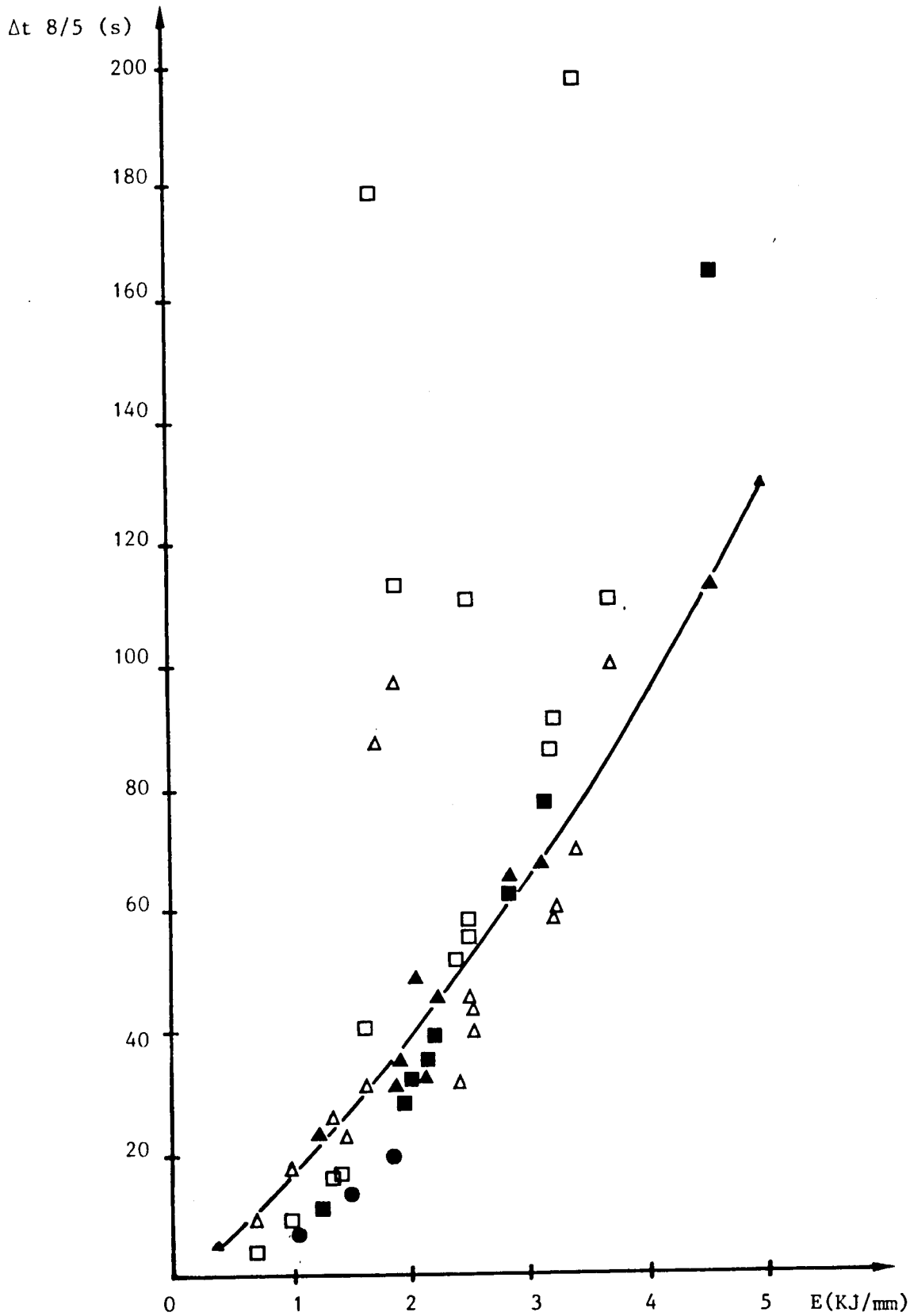


Fig. 149 - Variação do parâmetro $\Delta t \ 8/5$ com a energia térmica específica.
 Δ - Resultados experimentais.
 $\square$ - Valores calculados de acordo com a expressão de Ashby.
 $\blacktriangle$ - Resultados experimentais segundo [53].
 $\blacksquare$ - Valores calculados de acordo com a expressão de Ashby segundo [53].
 $\bullet$ - Resultados experimentais segundo [54].

O facto de se terem ensaiado vários materiais base não pareceu afectar os resultados , o que será sem dúvida devido aos valores semelhantes que eles apresentam para as propriedades térmicas (condutibilidade térmica e calor específico) , o que também é válido relativamente aos aços empregues nos estudos referidos atrás .

Na figura 150 foi representada a evolução da dureza na ZAC com o parâmetro de arrefecimento $\Delta t_{8/5}$. Embora a dispersão de valores seja muito grande , o que poderá ser devido às diferentes condições de soldadura (materiais base diferentes) , parece haver uma tendência para a diminuição dos valores de dureza com o parâmetro de arrefecimento . Isto pode ser justificado pela modificação da microestrutura com o aumento do valor do $\Delta t_{8/5}$. No entanto , tal observação apenas é válida no caso do ferro fundido cinzento , pois quer para o ferro fundido nodular ferrítico como para o ferrítico-perlítico parece haver tendência para a manutenção da dureza com o parâmetro de arrefecimento .

A figura 151 mostra a evolução da largura da ZAC com o parâmetro de arrefecimento . Como se verifica , a largura da ZAC aumenta com o parâmetro de arrefecimento $\Delta t_{8/5}$.

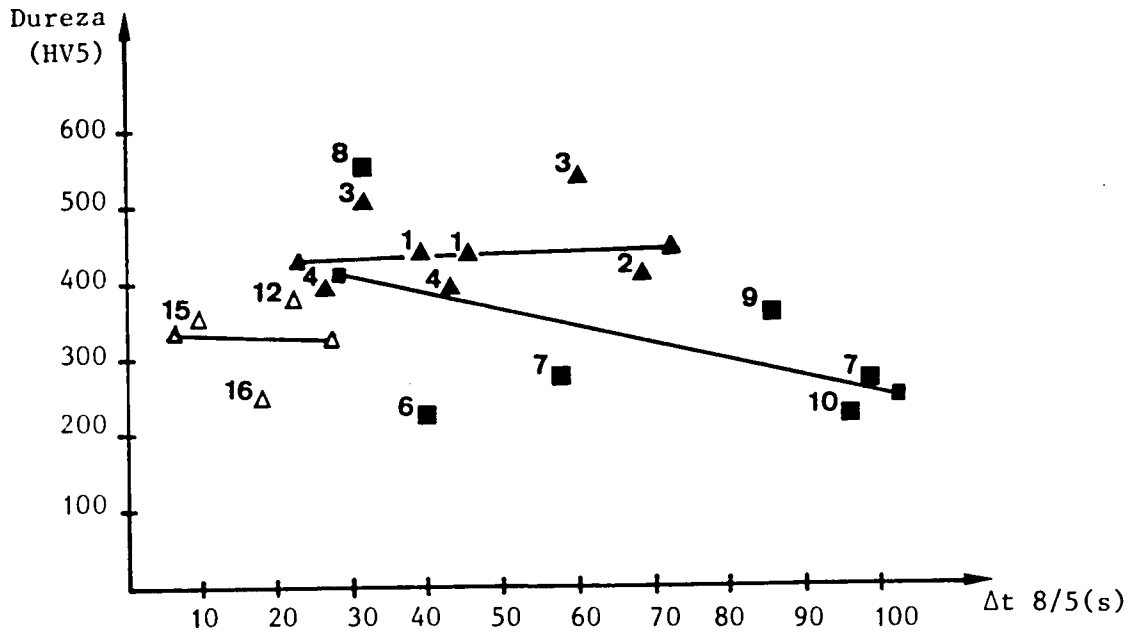


Fig. 150 - Variação da dureza na ZAC com o parâmetro $\Delta t 8/5$.

▲ - Ferro fundido nodular ferrítico.
 ■ - Ferro fundido cinzento.
 △ - Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico.

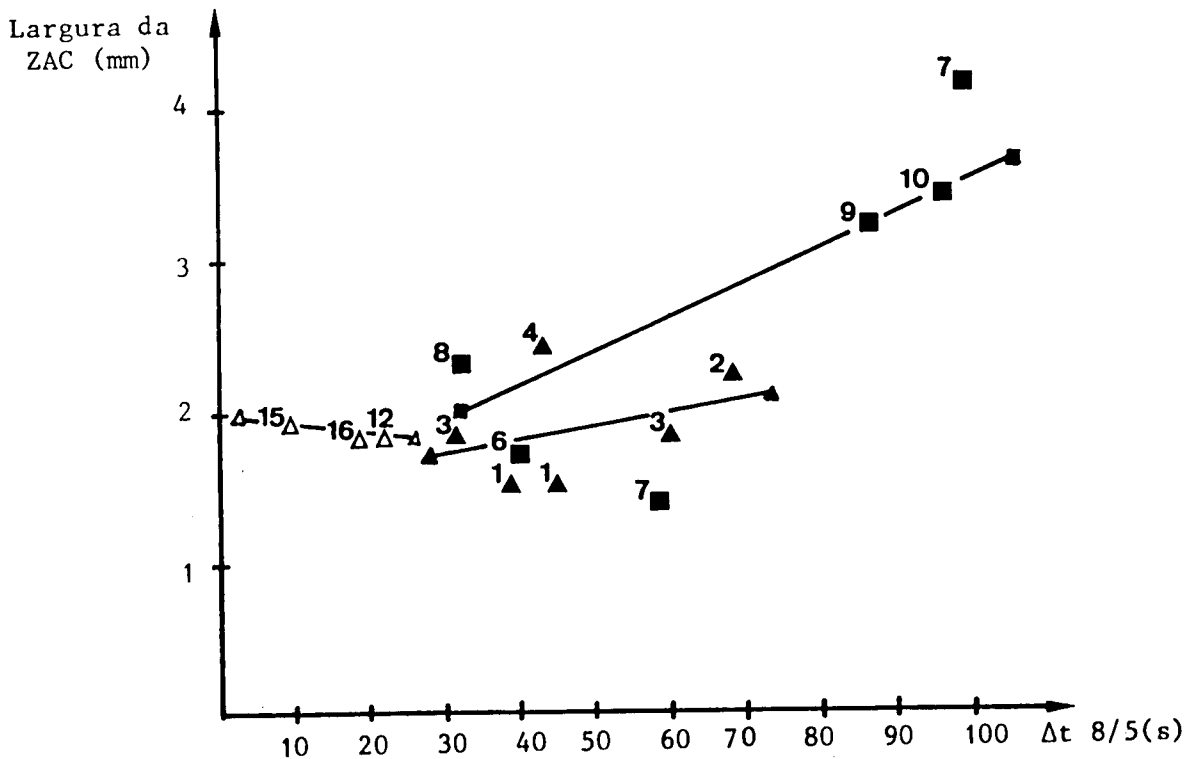


Fig. 151 - Variação da largura da ZAC com o parâmetro $\Delta t 8/5$.

▲ - Ferro fundido nodular ferrítico.
 ■ - Ferro fundido cinzento.
 △ - Ferro fundido nodular ferrítico-perlítico.

4. CONCLUSÕES

4 - CONCLUSÕES

Com base no trabalho experimental realizado , podemos concluir que a soldadura do ferro fundido cinzento e nodular ferrítico é possível , obtendo-se propriedades aceitáveis com o uso de eléctrodos de níquel e de níquel-ferro .

A probabilidade do aparecimento de fissuração quando da soldadura com os eléctrodos acima referidos é pequena .

A linha de carbonetos é estreita e descontínua .

A ZAC apresenta estruturas relativamente macias , como a perlite , mas também a martensite . É evidente que o pré-aquecimento tende a diminuir a quantidade de martensite presente.

As durezas no metal depositado e na ZAC são semelhantes às do metal base com o uso de eléctrodos de níquel e de níquel-ferro . O aumento do teor de carbono equivalente do material base parece reduzir a dureza na ZAC .

As tensões de rotura das soldaduras com eléctrodos de níquel e de níquel-ferro são apenas ligeiramente inferiores às dos materiais base . No entanto a ductilidade , na ausência de tratamentos térmicos pós-soldadura , é muito baixa .

O efeito do pré-aquecimento é o de reduzir a largura da ZAC e da linha de carbonetos e a dureza da ZAC . Da análise dos ciclos térmicos verificou-se que o parâmetro $\Delta t_{8/5}$ aumenta bastante com a temperatura do pré-aquecimento .

Ficou também claro , da análise dos ciclos térmicos , que existe a necessidade de manutenção do pré-aquecimento entre passes . Caso contrário a temperatura inicial deste diminui bastante , o que conduz à diminuição do parâmetro de arrefecimento com consequente aumento da dureza na ZAC.

Os eléctrodos de aço macio e de aço inoxidável demonstraram ser pouco adequados para a soldadura dos ferros fundidos : provocam facilmente a fissuração , originam durezas elevadas na ZAC e no metal depositado e linhas de carbonetos largas e contínuas .

Os ferros fundidos nodulares bainíticos apresentaram grandes problemas de soldabilidade , mesmo com os eléctrodos de níquel e de níquel-ferro .Verificou-se que a dureza na ZAC é elevada , a linha de carbonetos praticamente contínua e que há um abaixamento muito grande da tensão de rotura da junta relativamente ao material base .

5 . RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5 - RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O trabalho experimental desenvolvido para a elaboração desta dissertação permitiu detectar algumas limitações relativamente aos métodos experimentais utilizados e também levantar algumas questões que ficaram em aberto e que poderão constituir temas para futuros trabalhos de investigação .

No que respeita às limitações dos métodos experimentais podemos referir , por exemplo :

A dificuldade da determinação dos parâmetros de soldadura, sobretudo quando a soldadura é efectuada na oficina .

Um posicionamento dos termopares não muito falível , devido a constantes quebras pela passagem do arco e pela operação de remoção da escória . Um posicionamento mais aconselhável dos termopares seria na face contrária aquela para a qual o chanfro abre .

A impossibilidade de se manter o pré-aquecimento entre passes , devido ao equipamento oxi-acetilénico ser fixo .

A resolução destes problemas passará pelo uso de equipamento mais preciso e versátil , e pela modificação dos procedimentos de soldadura .

As questões que ficaram em aberto e que podem constituir sugestões para trabalho futuro são , por exemplo :

O estudo da influência quer da manutenção do pré-aquecimento quer dos tratamentos térmicos pós-soldadura

nas propriedades mecânicas e alterações metalográficas das soldaduras dos ferros fundidos .

A utilização de processos de soldadura com baixa energia térmica como , por exemplo , a soldadura por projecção de ligas micropulverizadas , para revestir os chanfros das peças a ligar. O enchimento seria executada com um processo mais rápido como o manual com eléctrodos revestidos . Será , provavelmente , um método para melhorar as propriedades das soldaduras dos ferros fundidos , em particular dos nodulares bainíticos .

A comprovação de que o uso de placas de aço , para reparar grandes defeitos em peças de fundição , é preferível ao uso de postiços em ferro fundido .

A soldadura dos ferros fundidos nodulares bainíticos com temperaturas de prè-aquecimento superiores às utilizadas neste trabalho .

BIBLIOGRAFIA

BIBLIOGRAFIA

- [1] - Metals Handbook, Vol. 6 , " Welding And Brazing " 8th Edition , 1971, ASM , pág. 235-244 .
- [2] - Cary , Howard B. " Modern Welding Technology " , Prentice Hall , Inc. 1979 , pág. 461-465 .
- [3] - Harsfield, A.M. and Stromberg, J. " Maintenance and Repair Welding " Svetsaren, Review, nº3 - 1978 .
- [4] - Bishel, R.A. et al. " Cast Irons " , Welding Handbook , 1982 , Vol. 4 .
- [5] - Gregory , E. N. " Welding the cast irons " , Metal Construction 1988 , 20 (2) pág. 63-68 .
- [6] - DIN 1691 - " Hierro Fundido con grafito laminar " , 8/64 .
- [7] - DIN 1693 - " Hierro Fundido con grafito esferoidal", 9/61 .
- [8] - Kumar, R.I. " Welding gray iron with mild steel electrodes " , Foundry 94 , Jan. 1968 .
- [9] - Devletian, J.H. " Weldability of gray iron using fluxless gray iron Electrodes for SMAW " , Welding Journal , July 1978.
- [10] - Cookson, C. " The metal - arc welding of cast iron for maintenance and repair welding " , Metal Construction 1971, pág. 179-184 .

- [11] - Thomasson, H. " Heat Control : Key to good Cast Iron Arc Welds " , Canadian Welder and Fabricator, 11-1969 .

- [12] - Medana , R. " High Strength Welding of Ductile Iron Castings " , AFS Transactions , 1978 pág. 78-86 .

- [13] - Askeland , D.R. and Hirota , Y. " The effect of base metal microstructure on the impact properties of cast ductile iron weldments " , AFS Transactions 1979 , pág. 79-83 .

- [14] - Flannery , J.W. " Welding Ductile Iron - Part I " , Welding Engineer 53 Nov. 1968 .

- [15] - Forrest, R.D. " Welding ductile iron castings " , Casting Engineering and Foundry World , 1983 .

- [16] - Kihlgren, T.E. and Waugh, H.C. " Joining of Ductile Iron by Several Arc Welding Methods " , Welding Journal 10 - 1953 .

- [17] - Hucke , E.E. and Udin , E. , " Welding Metallurgy of Nodular Cast Iron", Welding Journal 32 , 1953 , pág. 378s-385s .

- [18]- Hallén, G. " Some aspects on the formation of the microstructure in multipass welds in ferritic ductile cast iron " , Materials Research Society Symposium , Vol. 14 , 1985 .

- [19] - Voigt , R.C. and Loper Jr. , C.R. " A study of Heat- Affected Zone structures in ductile cast irons " , Welding Journal , March 1983 , pág. 82s-88s .

- [20] - Nippes , E.F. , Savage , W.F. and Owczarski , W.A.
"The Heat Affected Zone of arc welded ductile iron", Welding Journal 39 , Nov. 1960 , pág. 465s-472s .

- [21] - Bishel , R.A. and Conoway , H.R. " Fluxed-cored arc welding for high-quality joints in ductile iron " , AFS Transactions 84 , 1976 , pág. 487-492 .

- [22] - Bates , R.C. and Morley , F.J. " Welding nodular iron without postweld annealing " , Welding Journal 40 , Sept. 1961, pág. 465-472 .

- [23] - Kotecki , D.V. , Braton , N.R. and Loper Jr. , C.R.
" Welding ductile iron using the GMA short circuiting transfer process - a progress report " , AFS Transactions 75 , 1967 , pág. 721-726 .

- [24] - Askeland , D.R. and Birer, N. "Secondary graphite formation in tempered nodular cast iron weldments", Welding Journal 58 , Nov. 1979 , pág. 337s-341s .

- [25] - Thorneycroft , D.R. " Welding of Spheroidal-Graphite Iron ",Foundry Trade Journal , April 1963.

- [26] - Dodd , J.M. " Grey and nodular alloyed and high strenght irons " Froundry Trade Journal , Nov. 1979 , pág. 963-990 .

- [27] - Eckel , E.J. " A study of the ferritization of nodular cast iron " , AFS Transactions 66 , 1958 , pág. 151-160 .

- [28] - Morgan , H.L. - " Joining of iron castings " BCIRA conference on engineering properties and performance of modern iron castings " , Birmingham, England , April 1970 , pág. 327-362 .

- [29] - Voigt , R.C. and Loper , C.R. " Secondary graphitization in quenched and tempered ductile cast iron " , AFS Transactions 90 , 1982 , pág. 239-255.

- [30] - Gregory , E.N. and Jones , S.B. " Welding Cast Irons " , Welding of castings , The Welding Institute , 1977 .

- [31] - Gretsksii , Yu. Ya. and Mel'Nichenko , I.M. " Thermal cycles in the arc welding of thin walled components of cast iron " , Automatic Welding 11 , 1979 , pág. 16-19 .

- [32] - Mohler , R. " Repairing cast iron by welding " , Plant Engineering , Nov. 1977 .

- [33] - Ashbrook , R.L. and Wallace , J.F. " Arc welding ferritic ductile iron", Foundry Trade Journal , July 1984 .

- [34] - ISO R 1071 " Code of Symbols for Covered Electrodes for manual metal-Arc Welding of cast iron " , Revised Edition May 1977 .

- [35] - " Guide du Soudage , Soudage Manuel a L'arc " , Publications de la Soudage Autogene , 1968 , pág. 239 .

- [36] - Osborn , A.J. "Repair welding of ductile iron" , Casting Engineering 1977.

- [37] - Ishizaki , K. Mora , J.G. , Salas , M.M. and Davila, A. " Simulation study on ductile cast iron welding by austenitic filler metal " , Transactions of the Japan Welding Society , Vol. 15 , nº 12 , Oct. 1984 .

- [38] - Kiser, S.D., " Production Welding of Cast Irons " , AFS Transactions, 1977 .

- [39] - Electro Arco , Folha técnica sobre eléctrodos de níquel-ferro .

- [40] - Roberts , D.T." New Ductile Iron Welding Process...Saves Casting and \$ " , Modern Casting , Feb. 1969 .

- [41] - Appelt , B. and Long , R.E. ," The development of a SMAW procedure for cast iron " , Welding Handbook , 1982 .

- [42] - Metals Handbook, Vol. I " Properties and Selection of Metals " 8Th Edition , 1986 , ASM , pág. 351-352.

- [43] - Techniques de L'Ingénieur, M4, " Métallurgie, Traitements Thermiques " , M 1145, pág. 12 .

- [44] - Welding Handbook, Seventh Edition, Volume 1 " Fundamentals of Welding " , AWS 1976 .

- [45] - DIN 50120 Part 1, " Tensile Test on Welding Joints, Fusion Welded Butt Joints " , September 1975 .

- [46] - Granjon, M., Debiez, S. et Gaillard, R. " Résultats obtenues et nouvelles possibilités offertes pour la méthode des implants pour l'étude de la soudabilité des aciers " , Soudage et Techniques Connexes, 3/4, 1968 .

- [47] - Granjon, M., Debiez, S. et Gaillard, R. " Étude de la Soudabilité des aciers par le méthode des implants: résultats actuels et perspectives nouvelles " , Soudage et Techniques Connexes, 3/4, 1970 .

- [48] - Ashby, M.F. and Easterling, K.E. " A first report on welding diagrams for grain growth in welds ". IIW-IX-1124-82, 1982 .

- [49] - Manuel des Fontes Moulées , Centre d'Information des Fontes Moulées , Éditions Techniques des Industries de la Fonderie , 1965.

- [50] - Carden, R.L. , BCIRA Journal 10, pág. 325-332, May, 1962 .

- [51] - Umino, S. , Science Reports of the Tohoku Imperial University, pág. 597-617 , 1926 .

- [52] - Egorenkov, I.P. , Liteinoe Proizvodstvo 7, 24 Julho 1955 .

- [53] - Loureiro , A.J.R. "Tenacidade da zona térmicamente afectada de soldaduras num aço ao C-Mn normalizado", Tese de mestrado, DEMec , Maio 1986 .

- [54] - Melão , R.A. "Estudo da soldabilidade de aços de baixa liga C-Mo e Cr-Mo através do ensaio implante", Tese de Mestrado, DEMec, Julho 1987 .

- [55] - Welding Handbook " Vol. 2 " Welding Processes ,
Gas , Arc & Cutting , Resistance " , AWS 5th
Edition , Mac Millan , London .
- [56] - Guide du Soudage , Tome II , " Soudage aux Gaz ,
Oxicoupage-métallisation " , Éditions Gead , 1964 .
- [57] - Koch , H. " Manual de la Tecnologia de la Soldadura
Eléctrica por Arco " Editorial Reverté S.A. ,
1965.
- [58] - Séférian , D. " Las Soldaduras " , Ediciones Urmo ,
1965 .
- [59] - Belakhowsky , S. "Théorie et Pratique du Soudage",
PYC-Édition-Desfarges , 1973 .
- [60] - Welding Handbook , Vol. 4 " Metals and Their
Weldability " , AWS 1965 .
- [61] - Rossi , Boniface E. " Welding Engineering " , Mc
Graw-Hill 1954 .
- [62] - Flannery , J.W. " Welding Ductile Iron - Part II ",
Welding Engineer 53 , Dec. 1968 .
- [63] - Hogabom , A.G. " Welding of gray cast iron " ,
Welding Journal 142 , Feb.1977.
- [64] - Klimek , J. and Morrison, A.V. " Gray cast iron
welding " , Welding Journal 56 , March 1977 .
- [65] - Cookson , C. " Maintenance and repair welding of
castings " , Welding of Castings , The Welding
Institute, 1977.

- [66] - Gretsksii , Yu.Ya. " Effects of the compositions of the Weld Pool under which metal solidifies at the Fusion Boundary during the Arc Welding of iron " , Automotive Welding 33 , 1980 pág. 13-17 .
- [67] - Gretsksii , Yu. Ya. , Tikhonovskaya , L.P. , " Selecting the rational Nickel content of the Welds in Weld Joints of iron " , Automotive Welding 32 , July 1979 , pág. 31-33 .
- [68] - Page , A.N. " Influence of welding technique on mechanical properties of joints in cast iron " , Welding Production 17 , Nov. 1970 ,pág. 54-55 .
- [69] - Svetsinsky , V.G. " Nature of microcracks in the HAZ of Welded Joints in High Strength Iron " , Automotive Welding 20 , Dec. 1967 pág. 16-20 .
- [70] - Sohn , J. " Arc Welding of ferritic and austenitic nodular cast iron", Welding Journal 32 , 1963 , pág. 823-833 .
- [71] - Cookson , C. " Quench Welding Process for joining cast iron ",
- [72] - Bates , R.C. " Welding nodular cast iron " , Metal Progress , Nov. 1959 .
- [73] - Davila , A.M. and Olson , D.L. " Welding Consumable Research for Ductile Iron " , Modern Casting 1980 .
- [74] - " Atlas Métallographique des Fontes " , Éditions Techniques des Industries de la Fonderie .

- [75] - Metals Handbook , Vol. 9 " Metallography and Microstructures ", 9Th Edition , 1985 , ASM .

- [76] - Metals Handbook , Vol. 7 " Atlas of Microstructures of Industrial Alloys ", 8Th Edition , 1972 , ASM .

- [77] - Détrez, M. " Classification par familles des fontes non alliées en fonction de l'analyse thermique ", Fonderie 167 - Décembre 1959 .

- [78] - Berger, G. " La dilatométrie différentielle appliquée a l'étude des aciers " , 1965 , Dunod .

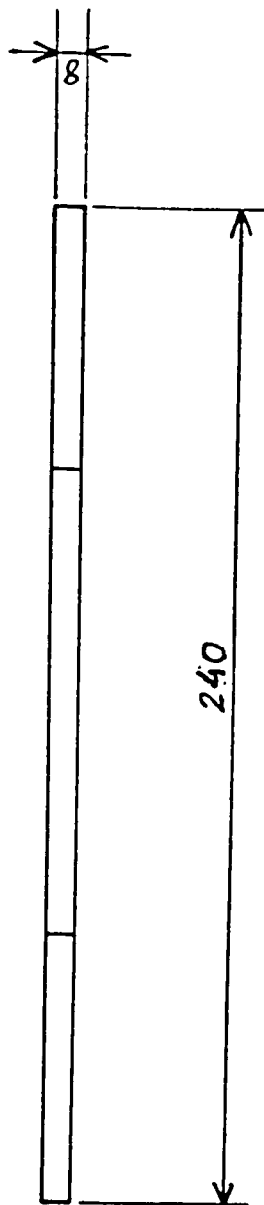
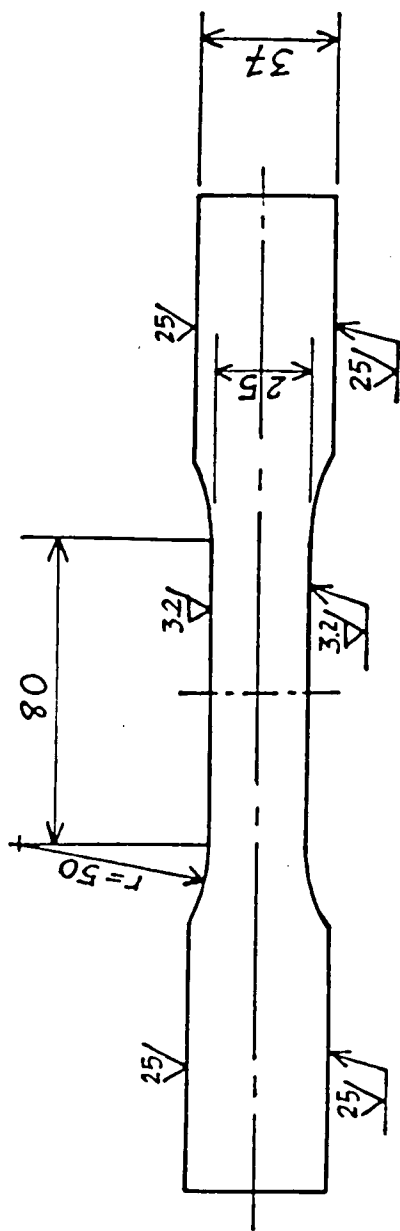
- [79] - Clymax Molybdenum Company " Continuous Cooling Transformation Diagrams for Ductile Irons " .

- [80] - DIN 8533, Part 1 e 2, " Materiales de adición de soldadura para soldadura de hierro fundido ", 1978.

- [81] - BS 5135 : 1984 " Process of arc welding of carbon and carbon manganese steels " .

ANEXO 1

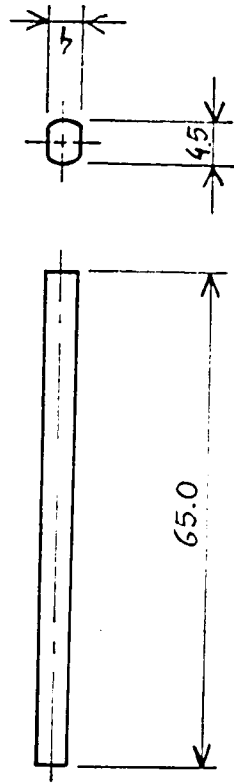
DESENHO DOS PROJETOS DE TRACÇÃO E DILATOMÉTRICOS



PROVETE DE TRACÇÃO
ESCALA 1:2

Hemique Fátima 880107

Provete segundo ISO
(de PIN 50120 Parte 1)

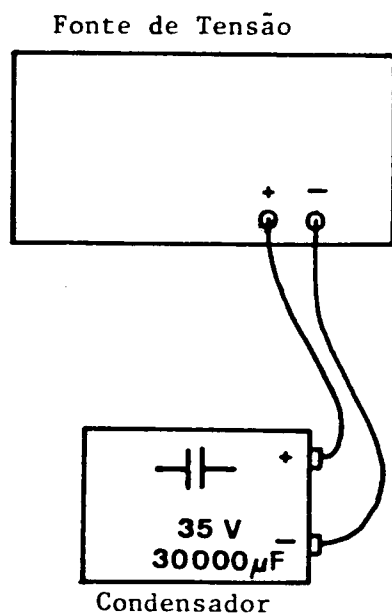


PROVETE DILATOMÉTRICO
ACABAMENTO SUPERFICIAL: 32/
Héniqve Fátorei 880219

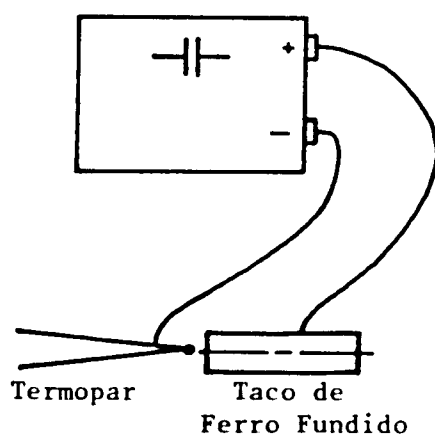
ANEXO 2

SOLDADURA DOS TERMOPARES AOS TACOS DE FERRO FUNDIDO

PROCESSO DE SOLDADURA DOS TERMOPARES AOS TACOS DE FERRO FUNDIDO



a) Carga dos condensadores



b) Descarga dos condensadores por contacto entre o termopar e o taco de ferro fundido



ANEXO 3
VALORES DOS ENSAIOS DE DUREZA

Amostra 0	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	441
0.5	458
1	441
1.5	458
2	400
2.5	425
3	490
3.5	509
4	530
4.5	321
5	279
5.5	232
6	201
6.5	196

Amostra 1	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	423
0.5	423
1	423
1.5	412
2	441
2.5	441
3	423
3.5	423
4	441
4.5	310
5	303
5.5	232
6	204
6.5	175
7	171
7.5	171
8	168
8.5	171
9	168
9.5	164

Amostra 2	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	210
0.5	210
1	210
1.5	210
2	210
2.5	210
3	204
3.5	204
4	201
4.5	192
5	204
5.5	210
6	412
6.5	396
7	321
7.5	277
8	249
8.5	232
9	210
9.5	214

Amostra 3	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	192
0.5	192
1	192
1.5	204
2	201
2.5	192
3	201
3.5	192
4	201
4.5	192
5	192
5.5	195
6	204
6.5	509
7	349
7.5	271
8	232
8.5	214
9	232
9.5	221

Amostra 4	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	210
0.5	204
1	214
1.5	210
2	210
2.5	214
3	221
3.5	210
4	210
4.5	204
5	396
5.5	386
6	321
6.5	286
7	271
7.5	244
8	244
8.5	221
9	221
9.5	221

Amostra 5	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	271
0.5	277
1	277
1.5	262
2	262
2.5	249
3	277
3.5	262
4	271
4.5	286
5	412
5.5	321
6	257
6.5	221
7	195
7.5	183
8	175
8.5	175
9	168
9.5	175

Amostra 6	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	204
0.5	201
1	204
1.5	204
2	192
2.5	192
3	142.6
3.5	192
4	204
4.5	221
5	210
5.5	221
6	232
6.5	232
7	232
7.5	232
8	204
8.5	195
9	192
9.5	161

Amostra 7	
<u>Dist. ao centro</u>	<u>Dureza (HV5)</u>
0	214
0.5	201
1	192
1.5	192
2	192
2.5	192
3	192
3.5	192
4	187
4.5	187
5	192
5.5	232
6	271
6.5	271
7	225
7.5	225
8	225
8.5	214
9	232
9.5	192

Amostra 8		
Dist. ao centro	Dureza (HV5)	
0	293	
0.5	286	
1	293	
1.5	303	
2	303	
2.5	286	
3	321	
3.5	321	
4	454	
4.5	549	
5	204	
5.5	204	
6	221	
6.5	192	
7	175	
7.5	148.3	
8	148.3	
8.5	148.3	
9	142.6	
9.5	154.5	

Amostra 9		
Dist. ao centro	Dureza (HV5)	
0	329	
0.5	321	
1	321	
1.5	310	
2	303	
2.5	293	
3	286	
3.5	286	
4	362	
4.5	210	
5	187	
5.5	225	
6	214	
6.5	232	
7	204	
7.5	171	
8	148.3	
8.5	148.3	
9	154.5	

Amostra 10		
Dist. ao centro	Dureza (HV5)	
0	214	
0.5	204	
1	171	
1.5	204	
2	204	
2.5	201	
3	195	
3.5	204	
4	195	
4.5	201	
5	195	
5.5	221	
6	192	
6.5	175	
7	192	
7.5	175	
8	175	
8.5	175	
9	175	
9.5	175	

Amostra 11		
Dist. ao centro	Dureza (HV)	
0	175	
0.5	171	
1	171	
1.5	171	
2	168	
2.5	178	
3	187	
3.5	168	
4	171	
4.5	168	
5	341	
5.5	341	
6	341	
6.5	329	
7	349	
7.5	371	
8	321	
8.5	310	
9	286	
9.5	271	
10	210	

Amostra 12	
Dist. ao centro	Dureza (HV)
0	164
0.5	168
1	168
1.5	168
2	171
2.5	157
3	168
3.5	161
4	386
4.5	262
5	214
5.5	210
6	183
6.5	192
7	192
7.5	210
8	195
8.5	195
9	210
9.5	201

Amostra 13	
Dist. ao centro	Dureza (HV)
0	183
0.5	187
1	187
1.5	192
2	192
2.5	192
3	187
3.5	183
4	210
4.5	183
5	183
5.5	178
6	175
6.5	154.5
7	164
7.5	168
8	168
8.5	148.3
9	148.3
9.5	161

Amostra 14	
Dist. ao centro	Dureza (HV)
0	178
0.5	187
1	175
1.5	171
2	164
2.5	164
3	168
3.5	168
4	175
4.5	271
5	271
5.5	232
6	192
6.5	192
7	154.5
7.5	154.5
8	183
8.5	183
9	175
9.5	150.8

Amostra 15	
Dist. ao centro	Dureza (HV5)
-5.5	137.2
-5	137.2
-4.5	137.2
-3.5	154.5
-3	171
-2.5	175
-2	168
-1.5	171
-0.5	168
0	175
0.5	148.3
1	175
1.5	164
2	168
2.5	171
3	175
3.5	175
4	175
4.5	362
5	214
5.5	210
6	221

Amostra 16	
Dist. ao centro	Dureza (HV5)
-5.5	139.3
-5	150.8
-4.5	183
-4	175
-3.5	171
-3	171
-2.5	175
-2	175
-1.5	178
-1	178
-0.5	183
0	168
0.5	168
1	164
1.5	157
2	168
2.5	164
3	236
3.5	249
4	192
4.5	195
5	187
5.5	192
6	183

Amostra 19	
Dist. ao centro	Dureza (HV)
0	175
0.5	183
1	178
1.5	178
2	192
2.5	187
3	192
3.5	192
4	371
4.5	593
5	593
5.5	509
6	362
6.5	321
7	349
7.5	341
8	362
8.5	362
9	362
9.5	362

Amostra 20	
Dist ao centro	Dureza (HV5)
0	171
0.5	168
1	161
1.5	154.5
2	150.8
2.5	150.8
3	154.5
3.5	161
4	509
4.5	423
5	412
5.5	412
6	386
6.5	362
7	321
7.5	321
8	293
8.5	286
9	286
9.5	286





FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

BIBLIOTECA



0000041035