



Estudo da soldabilidade do ferro fundido dúctil Sibodur® 700

LUCAS AUGUSTO PEREIRA

Outubro de 2016

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO FERRO FUNDIDO

DÚCTIL SIBODUR[®] 700

Lucas Augusto Pereira

2016

Instituto Superior de Engenharia do Porto
Departamento de Engenharia Mecânica



POLITÉCNICO
DO PORTO

isep

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO FERRO FUNDIDO

DÚCTIL SIBODUR[®] 700

Lucas Augusto Pereira
1151702

Dissertação apresentada ao Instituto Superior de Engenharia do Porto para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação do Doutor Francisco José Gomes da Silva, Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Mecânica do Instituto Superior de Engenharia do Porto, da Doutora Olga Maria Maia Coutinho de Paiva, Professora Coordenadora do Departamento de Engenharia Mecânica do Instituto Superior de Engenharia do Porto e pelo Doutor Paulo Cezar Moselli, Professor na Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

2016

Instituto Superior de Engenharia do Porto
Departamento de Engenharia Mecânica



POLITÉCNICO
DO PORTO

isep

JÚRI

Presidente

<Grau Académico e Nome>

<Categoria, Instituição>

Orientador

Doutor Francisco José Gomes da Silva

Professor Adjunto do Instituto Superior de Engenharia do Porto

Co-orientador

Doutora Olga Maria Maia de Coutinho Paiva

Professora Coordenadora do Instituto Superior de Engenharia do Porto

Co-orientador

Doutor Paulo Cezar Moselli

Professor da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus de Cornélio

Procópio

Arguente

<Grau Académico e Nome>

<Categoria, Instituição>

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer primeiramente a Deus por proporcionar a oportunidade de cursar esse mestrado. Em seguida, gostaria de agradecer a todos que fizeram parte da realização dessa tese, tanto aqueles que participaram directamente, como aqueles que contribuíram de maneira indireta.

Primeiramente a minha família que deram todo apoio e suporte nessa fase na busca do título de mestrado. Em principal meu pai Valdemar Pereira da Silva e mãe, Neusa Augusto Pereira da Silva. Sem o apoio deles não conseguira buscar esse título

Gostaria também de agradecer ao meu orientador Doutor Francisco José Gomes da Silva, pelo apoio e toda ajuda fornecida através do seu conhecimento desde o início desse projeto até a fase final, contribuindo grandemente com toda sua experiência profissional, sendo um aprendizado constante que será levado para toda vida.

Um agradecimento especial também a co-orientadora Doutora Olga Paiva pela sua contribuição na conclusão deste projeto, fornecendo grande ajuda em fases importantes deste projeto.

Gostaria ainda de agradecer a toda a equipe técnica do ISEP que contribuíram para a realização do desenvolvimento experimental do trabalho, assim sendo: Victor Fernando Ferreira Moreira, contribuindo com seu conhecimento na área de maquinagem, Vítor Manuel da Costa Ribeiro, contribuindo na realização das soldaduras, Maria de Fátima G. C. Andrade, ajudando com seu conhecimento na área da metalografia.

Por fim gostaria de agradecer ao apoio por parte do grupo cristão que frequento, um especial agradecimento a Josman Dantas Palmeira e Gabriela Dantas, e aos demais membros.

PALAVRAS CHAVE

Ferro fundido dúctil, Soldabilidade, Ensaio não-destrutivo, Ensaio destrutivo, Microestruturas, Propriedades mecânicas, Soldadura

RESUMO

Soldar ferro fundido é uma tarefa que apresenta normalmente um grau de dificuldade considerável e apresentando resultados nem sempre em linha com o desejável. O recente desenvolvimento de ferros fundidos dúcteis com resistência mecânica bastante mais elevada que o comum, traz novos desafios, sendo necessário conhecer qual o seu grau de soldabilidade. Face ao aparecimento de ferros fundidos dúcteis com resistência mecânica relativamente elevada e pelo facto de não existirem estudos que refiram se estes novos materiais apresentam soldabilidade adequada, tornou-se pertinente o estudo da soldabilidade do ferro fundido dúctil Sibodur 700 usualmente comercializado pela *Georg Fischer*, com vista a saber se o mesmo poderá ser reparado no futuro, quais os procedimentos melhores a utilizar e quais as propriedades a esperar dessas juntas soldadas. O estudo permitiu concluir que existe uma queda acentuada das propriedades mecânicas após soldadura, principalmente na zona termicamente afetada, atendendo ao procedimento de soldadura adotado.

KEYWORDS

Ductile Cast Iron, Weldability, Non-Destructive Testing, Destructive testing, Microstructures, Mechanical properties, Welding

ABSTRACT

Weld cast iron is a task that usually represents a high grade of difficulty, providing results sometimes out of the desirable range of results. The recent research associated to ductile cast irons with mechanical resistance clearly higher than the traditional brings new challenges, becoming necessary to know its weldability grade. Regarding the commercialization of ductile cast irons with very high mechanical resistance and due to the absence of studies allowing realize its weldability, it becomes pertinent the weldability study of the Sibodur 700 ductile cast iron usually commercialized by Georg Fischer in order to know if the repairs of this material is suitable, what procedures should be adopt leading to the best results and what set of properties should be expected from this kind of joining. The study allows conclude that exists a dramatic drop on the mechanical properties after welding, mainly in the heat affected zone, regarding the welding procedure adopted.

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Lista de Abreviaturas

He	Hélio
Al	Alumínio
B	Boro
Cr	Crômio/Cromo
Cu	Cobre
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio/Molibdênio
Ni	Níquel
Si	Silício
S	Enxofre
P	Fósforo
Sn	Estanho
O	Oxigênio/Oxigênio
CO ₂	Dióxido de Carbono/Gás carbônico
Zn	Zinco
Be	Berílio
Ar	Árgon/Argônio
H ₂ O	Molécula de água
Pb	Chumbo
CO	Monóxido de carbono
Cl	Cloro
Fe	Ferro
C	Carbono
MB	Material de base na zona de fundição
MA	Material de adição na zona de fundição
ZTA	Zona termicamente afetada na zona de fundição
Fe ₃ C	Carboneto de ferro, microestrutura conhecida como cementita
Fe-Fe ₃ P	Eutético conhecido como esteadita
GF	<i>Georg Fischer</i>
CNC	<i>Computer Numeric Control</i>
Nital	Solução de ácido nítrico e álcool etílico

HV	Dureza Vickers
HB	Dureza Brinell
AWS	<i>American Welding Society</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
AC	Ano antes de Cristo
DCI	<i>Ductile Casting Iron</i>
ADI	<i>Austempered ductile iron</i>

Lista de Unidades

h	Horas
s	Segundos
m	Metros
cm	Centímetros
mm	Milímetros
g	Gramas
kg	Quilograma
l	Litros
ml	Mililitros
N	Newton
kgf	Quilograma força
J	Joule
K	Kelvin
W	Watt
°C	Grau Celsius
Pa	Pascal
A	Ampère
V	Volt
Ω	Ohm

Lista de Símbolos

α	Representa a microestrutura ferrita
γ	Representa a microestrutura austenita

GLOSSÁRIO DE TERMOS

Amortecimento	Termo usado em ligação com os sistemas dinâmicos, para significar as ações que tendem a estabelecer um estado de repouso por dissipação da energia do movimento, que normalmente é oscilatório.
Resistência ao desgaste	É medido como a capacidade de uma superfície metálica de não se submeter ao desprendimento de partículas de sua superfície, quando submetido a pressões e deslizamento de outra superfície metálica. A medição é realizada por ensaios específicos.
Resistência à compressão	A máxima tensão na compressão, que o material suporta antes de fraturar, a qual é determinada dividindo-se a carga máxima pela área transversal inicial do corpo de prova.
Usinabilidade/Maquinabilidade	Usinabilidade não possui uma definição direta, como classes ou números. De um modo geral, ela inclui a habilidade do material da peça ser usinado, o desgaste que ele cria na aresta de corte e a formação de cavacos que se pode obter. Nestes aspectos, um aço carbono de baixa-liga é mais fácil de cortar, comparado aos aços inoxidáveis austeníticos mais exigentes. Os aços baixa-liga são considerados como tendo uma melhor usinabilidade comparados aos aços inoxidáveis. O conceito “boa usinabilidade”, geralmente refere-se à ação de corte sem problemas e uma vida útil apropriada da ferramenta. A maioria das avaliações de usinabilidade para um determinado material é feita usando testes práticos e os resultados são determinados com relação a outro teste em outro tipo de material sob aproximadamente as mesmas condições.
Ductilidade	Capacidade dos materiais de se deformarem sem se romperem. Pode ser medida por meio da estrição (redução na área da seção transversal de um corpo de

	prova), ou por meio do alongamento. Quanto mais dútil o material, maior será a redução da área da seção transversal e maior será o alongamento antes da ruptura. Logo, a ductilidade é uma medida da extensão da deformação que ocorre até a fratura. Medido pelo alongamento.
Tenacidade	Atendendo à teoria da mecânica da fratura, é a capacidade de um material resistir à progressão de uma fenda.
Resistência à abrasão	Capacidade de um material não se deixar desgastar quando sujeito à ação superficial de contacto com um material duro.
Resistência à fadiga	Capacidade de um material suportar solicitações cíclicas.
Condutibilidade térmica	Capacidade que um material apresenta de conduzir a energia térmica.
Módulo de elasticidade	Define a rigidez de um material e traduz a maior ou menor deformação que um material apresenta em função de uma carga aplicada, no domínio elástico.
Liga eutética	São ligas com teor de carbono de 4,3%, a exemplo a ledeburita que tem 4,3% de carbono com matriz de austenita e cementita (acima da temperatura de austenitização) ou cementita e perlita (abaixo da temperatura de austenitização).
Elementos grafitizante	São elementos que promovem a formação de grafita, como por exemplo o Si, que promove a decomposição de Fe_3C em ferro e carbono, este último na forma de grafita lamelar.

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1 - GRAFITA ESFEROIDAL [7]	40
FIGURA 2 - GRAFITA NA FORMA DE VEIOS/LAMELAS [7]	40
FIGURA 3 - MICROESTRUTURA CORRESPONDENTE A CARBONETOS (1200X) [8]	41
FIGURA 4 - ESTRUTURA DE FERRITA(PARTE CLARA) FERRO FUNDIDO NODULAR (NITAL 3%) [10]	41
FIGURA 5 - ESTRUTURA TIPICAMENTE PERLÍTICA [4]	41
FIGURA 6 - ESTRUTURA TÍPICA DA MARTENSITE [11]	42
FIGURA 7 - ASPECTO MICROGRÁFICO DA LEDEBURITA. ESTRUTURA TÍPICA DE FERRO FUNDIDO BRANCO COM 4,3% DE CARBONO. ATAQUE: ÁCIDO PÍCRICO. AMPLIAÇÃO: 530X [2].	43
FIGURA 8 – MICROESTRUTURA DOS DIFERENTES TIPOS PRINCIPAIS DE FERRO FUNDIDO [13]	43
FIGURA 9 - FORMA E DISTRIBUIÇÃO DA GRAFITA NORMA ASTM [9]	45
FIGURA 10 - MICROESTRUTURA FERRO FUNDIDO CINZENTO 200X(LEE, 2002)	46
FIGURA 11 - MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO BRANCO 200X [14]	47
FIGURA 12 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO CICLO DE MALEABILIZAÇÃO POR DESCARBONETAÇÃO (MALEÁVEL EUROPEU OU DE NÚCLEO BRANCO) [3]	49
FIGURA 13 - ESTRUTURA TÍPICA DO FERRO FUNDIDO MALEÁVEL, COM NÓDULOS DE GRAFITA EM MATRIZ FERRÍTICA [20]	49
FIGURA 14 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO CICLO DE MALEABILIZAÇÃO POR GRAFITIZAÇÃO (MALEÁVEL TIPO AMERICANO OU NÚCLEO PRETO)	50
FIGURA 15 - PEÇAS PRODUZIDAS EM FERRO FUNDIDO MALEÁVEL [21]	50
FIGURA 16 - ESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR [23]	52
FIGURA 17 – CURVAS TENSÃO/DEFORMAÇÃO CORRESPONDENTES A DIFERENTES FERROS FUNDIDOS E AO AÇO, COM VISTA A ESTABELECE-SE UM TERMOS DE COMPARAÇÃO ENTRE O COMPORTAMENTO DESTES MATERIAIS, [26]	53
FIGURA 18 - COMPARAÇÃO ENTRE A INTENSIDADE DE TENSÕES NA GRAFITA NODULAR (A) E NA FORMA DE VEIOS (B) [24]	54
FIGURA 19 - MICROESTRUTURAS DCI, RESPECTIVAMENTE DA ESQUERDA PARA A DIREITA, FERRÍTICA, PERLÍTICA, MARTENSÍTICA, BAINÍTICA, TEMPERADA E AUSTEMPERADO DCI [26]	55
FIGURA 20 - MICROGRAFIA DO FERRO FUNDIDO NODULAR CONTENDO GRAFITA EM GRUMOS (“CHUNKY”). AMPLIAÇÃO: 200X [24]	56
FIGURA 21 - MICROGRAFIA DO FERRO FUNDIDO NODULAR CONTENDO GRAFITA VERMICULAR. AMPLIAÇÃO: 200X [24]	57
FIGURA 22 - MICROGRAFIA DE FERRO FUNDIDO NODULAR CONTENDO GRAFITA “SPIKY”. AMPLIAÇÃO: 400X [24]	57
FIGURA 23 - DEPOSIÇÃO DE GRAFITA SOBRE NÓDULO PRÉ-EXISTENTE. AMPLIAÇÃO: 500X [20]	58
FIGURA 24 - CEMENTITA EM FERRO FUNDIDO NODULAR. AMPLIAÇÃO: 1000X [24]	58
FIGURA 25 - TUBOS EM DCI PARA A CONDUÇÃO DE ÁGUA [32]	59
FIGURA 26 - COLETORES DE ESCAPAMENTO BMW EM DCI [32]	59
FIGURA 27 – TURBOCOMPRESSORES NISSAN EM DCI [32]	59

FIGURA 28 - MICROESTRUTURA TÍPICA DE UM ADI APRESENTANDO NÓDULOS DE GRAFITA EM MATRIZ DE FERRITA [35]	60
FIGURA 29 - DIAGRAMA DO CICLO TÉRMICO CONVENCIONAL DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA [41]	62
FIGURA 30 - PROPRIEDADES DE RESISTÊNCIA DO ADI E DO FERRO NODULAR EM RELAÇÃO AO ATENDIMENTO ÀS NORMAS ASTM A897 E ASTM A536, RESPECTIVAMENTE [44][45].	63
FIGURA 31 - PEÇAS PRODUZIDAS EM FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI): CAMBOTAS/VIRABREQUINS, ENGRENAGENS E BIELAS [46]	64
FIGURA 32 – RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E ALONGAMENTO PARA DIFERENTES MATERIAIS DE ELEVADA RESISTÊNCIA [49]	65
FIGURA 33 - APLICAÇÃO DE SIBODUR [®] EM PEÇA DO CHASSIS [48]	67
FIGURA 34 - APLICAÇÃO DE SIBODUR [®] NUMA ESTRUTURA DE RODA, PLATAFORMA GOLF / VOLKSWAGEN [48]	67
FIGURA 35 - APLICAÇÃO DE SIBODUR [®] EM AMORTECEDOR DA FORQUILHA, AUDI [48]	67
FIGURA 36 - PRIMEIRO SISTEMA DE SOLDADURA POR ARCO COM ELÉTRODO DE CARVÃO PATENTEADO, DE ACORDO COM A PATENTE DE BERNADOS [52]	69
FIGURA 37 - ILUSTRAÇÃO DA SOLDAGEM POR PRESSÃO [52]	70
FIGURA 38 - ILUSTRAÇÃO DA SOLDADURA POR FUSÃO [53]	70
FIGURA 39 - TIPO DE SOLDAGEM POR PRESSÃO, SOLDAGEM POR CENTELHAMENTO [52]	71
FIGURA 40 - TIPO DE SOLDADURA POR PRESSÃO, SOLDADURA POR FRICÇÃO [52]	72
FIGURA 41 - ESQUEMA DA SOLDADURA POR ELÉTRODO REVESTIDO [53]	74
FIGURA 42 - EQUIPAMENTO UTILIZADO NA SOLDADURA POR ELÉTRODO REVESTIDO [54]	74
FIGURA 43 - DIFERENTES ZONAS EXISTENTES NA REGIÃO DA JUNTA SOLDADA [56] [70]	81
FIGURA 44 - TARUGO DO SIBODUR [®] 700 ENTREGUE PELA GF	88
FIGURA 45 - GEOMETRIA DO PROVETE DE SIBODUR [®] 700 OBTIDA A PARTIR DO TARUGO FORNECIDO PELA GF (DIMENSÕES EM MM)	88
FIGURA 46 - APROVEITAMENTO DO TARUGO EM 3 SECÇÕES, DIÂMETRO DE CADA SECÇÃO E OS RESPECTIVOS COMPRIMENTOS, EM MILÍMETROS.	89
FIGURA 47 - ILUSTRAÇÃO DO APROVEITAMENTO DE CADA SECÇÃO DO TARUGO PARA OBTER AS AMOSTRAS PARA A SOLDADURA (DIMENSÕES EM MM).	89
FIGURA 48 - TARUGO AJUSTADO NA CASTANHA DO TORNO PARA EFECTUAR O PRIMEIRO FACEJAMENTO	90
FIGURA 49 - FACEJAMENTO NO TORNO NAS SUPERFÍCIES ORIGINAIS COM SECÇÕES DE 36 MM E 38 MM DE DIÂMETRO, FORMANDO UMA ÚNICA SECÇÃO DE 35 MM DE DIÂMETRO	90
FIGURA 50 - SEGUNDA ETAPA DE FACEJAMENTO NA SECÇÃO ORIGINAL DE DIÂMETRO DE 50 MM, E TORNEAMENTO PARA DIÂMETRO 45 MM	90
FIGURA 51 - REALIZAÇÃO DO PRIMEIRO CORTE NA SERRA FITA.	91
FIGURA 52 - DUAS PARTES, 1 E 2, RESULTANTE DO PRIMEIRO CORTE DO TARUGO	91
FIGURA 53 - FACEJAMENTO DE PARTE DO TARUGO DE MAIOR COMPRIMENTO, PARTE 2	92
FIGURA 54 - RESULTADO DO FACEJAMENTO E TORNEAMENTO ANTERIOR (TORNAR HOMOGÉNEO O DIÂMETRO)	92
FIGURA 55 - RESULTADO DO FACEJAMENTO NAS SECÇÕES COM 35 E 45 MM DE DIÂMETRO, COM VISTA A FACILITAR A SEPARAÇÃO POSTERIOR DOS PROVETES POR SERRA DE FITA.	93

FIGURA 56 - CORTE DA PRIMEIRA EXTREMIDADE E PREPARAÇÃO PARA A USINAGEM DA FACE DO PRIMEIRO PROVETE A EXTRAIR	93
FIGURA 57 - FACEJAMENTO CNC SECÇÕES CORTADAS	94
FIGURA 58 - FACEJAMENTO NAS AMOSTRAS GERADAS	94
FIGURA 59 - CHANFRO SENDO REALIZADO NAS AMOSTRAS, NO CENTRO DE MAQUINAGEM CNC	95
FIGURA 60 - AMOSTRAS FINAIS PARA SOLDADURA JUNTO COM O TARUGO ORIGINAL	95
FIGURA 61- CENTRO DE MAQUINAGEM CNC DE 5 EIXOS. MODELO: HAAS VF-2.SF 250	96
FIGURA 63- EQUIPAMENTO TORNO EFI CADETE E.P 1000	97
FIGURA 64 - EQUIPAMENTO DE SOLDAR OERLIKON SAXOTIG 1600 DC [74]	97
FIGURA 65- ELÉTRODO DE INCONEL LR82 (ELECTRO PORTUGAL), AWS SFA 5.11: E NI CR FE-3/LR 82	98
FIGURA 66- MUFLA NABERTHERM, UTILIZADA NO PRÉ-AQUECIMENTO E PÓS-AQUECIMENTO DAS AMOSTRAS	99
FIGURA 67 - CICLOS TÉRMICOS DE PRÉ-AQUECIMENTO	100
FIGURA 68- ELETRODO DE NÍQUEL FN 10	100
FIGURA 69 - AMOSTRAS APÓS O DEPÓSITO DE NÍQUEL	101
FIGURA 70 - AMOSTRAS APÓS PASSAR PELO ESMERIL COM A CAMADA SUPERFICIAL DE NÍQUEL RETIRADA	101
FIGURA 71 - OS DOIS CICLOS DE PÓS-AQUECIMENTO REALIZADOS	101
FIGURA 72 - EQUIPAMENTO PARA O ENSAIO DE INSPEÇÃO MAGNÉTICA TIPO YOKE [77]	104
FIGURA 73 - SOLVENTE DA CGM R.60, APLICADO NO ENSAIO DE LÍQUIDOS PENETRANTES	105
FIGURA 74 - LÍQUIDO PENETRANTE CGM R2.72, UTILIZADO NOS ENSAIOS DE LÍQUIDOS PENETRANTES	105
FIGURA 75 - LÍQUIDO REVELADOR CGM 25135 D-E, ENSAIO DE LÍQUIDOS PENETRANTES	106
FIGURA 76 - MÁQUINA UNIVERSAL DE ENSAIOS SHIMADZU 100 KN	107
FIGURA 77 - EQUIPAMENTO DE CORTE DE AMOSTRAS PARA ENSAIO METALOGRÁFICO, DISCOTOM-2 DA STRUERS	108
FIGURA 78 - EQUIPAMENTO STRUERS PREDOPRESS, UTILIZADO NA MONTAGEM DAS AMOSTRAS EM RESINA	108
FIGURA 79 - LIXADORA STRUERS ROTOPOL 1, PARA LIXAMENTO DAS AMOSTRAS DESTINADAS AO ENSAIO DE METALOGRAFIA	109
FIGURA 80 - AMOSTRA JÁ POLIDA E PRONTA PARA PARA O ATAQUE QUÍMICO	109
FIGURA 81 - MICROSCÓPIO ÓTICO NIKON ECLIPSE, UTILIZADO NO ENSAIO DE METALOGRAFIA [78]	110
FIGURA 82 - AMOSTRA PREPARADA PARA ENSAIO METALOGRÁFICO E COM AS INDENTAÇÕES REALIZADAS NAS DIFERENTES ZONAS	111
FIGURA 83 - EQUIPAMENTO UTILIZADO NOS ENSAIOS DE DUREZA, DURÓMETRO EMCO MODELO M4U	111
FIGURA 84 - VISOR DO DURÓMETRO EMCO, ONDE É REALIZADA A MEDIÇÃO DAS DIAGONAIS DA CALOTE IMPRESSA NAS AMOSTRAS	112
FIGURA 85 - ASPETO DAS RADIOGRAFIAS REALIZADAS SOBRE AS AMOSTRAS SOLDADAS	113
FIGURA 86 - DEFEITOS PRESENTES NA ZONA ADJACENTE AO CORDÃO DE SOLDADURA DA AMOSTRA 18_POP300WP700 OBSERVADOS NOS ENSAIOS DE PARTÍCULAS MAGNÉTICAS	115
FIGURA 87 - COMPARAÇÃO DA TENSÃO DE ROTURA DO CICLO P300NP300WP0 COM O SIBODUR® 700	117

FIGURA 88 - COMPARAÇÃO DA TENSÃO DE ROTURA DO CICLO P700NP700WP0 COM O SIBODUR® 700	118
FIGURA 89 - COMPARAÇÃO DA TENSÃO DE ROTURA DO CICLO P0P0WP700 COM O SIBODUR® 700	119
FIGURA 93 - COMPARAÇÃO DA TENSÃO DE ROTURA DO CICLO P0P300WP700 COM O SIBODUR® 700	122
FIGURA 94 - ASPETO GERAL DA MICROESTRUTURA DO MATERIAL DE BASE USADO NESTE TRABALHO: SIBODUR® 700	124
FIGURA 95 - ASPETO GERAL DA MICROESTRUTURA AMOSTRA 4_P700NP700WP0 (100X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	125
FIGURA 96 - ASPETO GERAL DA MICROESTRUTURA LEDEBUTIRA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA AMOSTRA 4_P700NP700WP0 (200X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	125
FIGURA 97 - ASPETO GERAL DA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA AMOSTRA 4_P700NP700WP0 (200X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	126
FIGURA 98 - MICROESTRUTURA TÍPICA DA AMOSTRA SUJEITA APENAS A PÓS-AQUECIMENTO (7_POP0WP700) (100X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	127
FIGURA 99 - MICROESTRUTURA TÍPICA DA LEDEBURITA NA AMOSTRA SUJEITA APENAS A PÓS- AQUECIMENTO (7_POP0WP700) (200X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	128
FIGURA 100 - MICROESTRUTURA TÍPICA NA AMOSTRA 14_P300NP700WP0 (200X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	129
FIGURA 101 - MICROESTRUTURA TÍPICA DA LEDEBURITA NA AMOSTRA 14_P300NP700WP0 (100X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	130
FIGURA 102 - MICROESTRUTURA TÍPICA DA MARTENSITA NA AMOSTRA 14_P300NP700WP0 (100X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	131
FIGURA 103 - MICROESTRUTURA TÍPICA DA AMOSTRA SUJEITA APENAS A UM PRÉ-AQUECIMENTO E UM PÓS-AQUECIMENTO (17_POP300WP700) (100X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	132
FIGURA 104 - MICROESTRUTURA TÍPICA DA AMOSTRA SUJEITA APENAS A UM PRÉ-AQUECIMENTO E UM PÓS-AQUECIMENTO (17_POP300WP700) (200X), ATAQUE QUÍMICO NITAL (4%)	132
FIGURA 105 - INDENTAÇÕES E GRÁFICO COM OS RESULTADOS DA DUREZA NA AMOSTRA 4- P700NP700WP0	134
FIGURA 106 - INDENTAÇÕES E GRÁFICO COM OS RESULTADOS DA DUREZA NA AMOSTRA 7_POP0WP700.	135
FIGURA 107 - INDENTAÇÕES E GRÁFICO COM OS RESULTADOS DA DUREZA NA AMOSTRA 14_P300NP700WP0.	136
FIGURA 108 - INDENTAÇÕES E GRÁFICO COM OS RESULTADOS DA DUREZA NA AMOSTRA 17_POP300WP700	137
FIGURA 109 – RESUMO DOS RESULTADOS	142

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS FERROS FUNDIDOS BÁSICOS [3]	39
TABELA 2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS ENCONTRADAS NO FERRO FUNDIDO NODULAR SEGUNDO AS DIFERENTES MATRIZES METÁLICAS [26]	52
TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS FERROS FUNDIDOS BÁSICOS PARA A PRODUÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR [3]	55
TABELA 4 – TEOR DOS ELEMENTOS DE LIGA RECOMENDADOS PARA OS ADI [39]	61
TABELA 5 - TEOR DOS ELEMENTOS DE LIGA QUANDO NECESSÁRIO NOS ADI [39]	61
TABELA 6 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS ADI SEGUNDO A NORMA ASTM 897M[44]	64
TABELA 7 - DATASHEET SIBODUR [®] 700 [50]	66
TABELA 8 - RESUMO DOS PROCESSOS DE SOLDADURA POR FUSÃO, DE ACORDO COM O TIPO DE FONTE DE ENERGIA USADA [52]	72
TABELA 9 - VANTAGENS, LIMITAÇÕES E APLICAÇÕES PRINCIPAIS DO PROCESSO SMAW [53]	75
TABELA 10 - PRINCIPAIS DEFEITOS ENCONTRADOS NO PROCESSO DE SOLDADURA POR ELÉTRODO REVESTIDO [55]	76
TABELA 11 - INFLUÊNCIA DO PRÉ-AQUECIMENTO NA DUREZA DO FERRO FUNDIDO CLASSE ASTM 20, SOLDADO COM ELÉTODOS AWS ENIFE-CL [64]	80
TABELA 12 - RESUMO DAS PRINCIPAIS APLICAÇÕES DE CONSUMÍVEIS EM FERRO FUNDIDO E TRATAMENTOS TÉCNICOS APLICADOS ANTERIORMENTE OU POSTERIORMENTE A SOLDA [22][64].	83
TABELA 13 - PLANO DE ENSAIO COM PROCESSO DE SOLDADURA REALIZADO, TRATAMENTOS, ANÁLISES REALIZADAS E NÚMERO DE AMOSTRAS UTILIZADAS.	102
TABELA 14 - IDENTIFICAÇÃO DOS DEFEITOS EM TRÊS AMOSTRAS SUJEITAS AO PROCEDIMENTO P300NP700WPO	113
TABELA 15 - DEFEITOS DETETADOS NAS AMOSTRAS ATRAVÉS DE LÍQUIDOS PENETRANTES	114
TABELA 16 - RESULTADOS REFERENTES AOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	116

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO	33
1.1 Enquadramento	33
1.2 Objetivos	34
1.3 Metodologia	34
1.4 Estrutura	35
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	39
2.1 FERROS FUNDIDOS	39
2.2 FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	44
2.2.1 FERRO FUNDIDO BRANCO	46
2.2.2 FERRO FUNDIDO MALEÁVEL	47
2.2.3 FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA OU VERMICULAR	51
2.3 FERRO FUNDIDO NODULARES/DÚCTEIS	51
2.3.1 MICROESTRUTURAS E COMPOSIÇÕES QUÍMICAS TÍPICAS DO DCI	54
2.3.2 DEFEITOS DE MICROESTRUTURA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES	56
2.3.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	59
2.4 FERROS FUNDIDO DÚCTEIS DE ALTA RESISTÊNCIA TIPO ADI	60
2.4.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS ADI E RESPECTIVAS APLICAÇÕES	63
2.5 Sibodur®	64
2.5.1 PROPRIEDADES DO Sibodur®	65
2.6 SOLDAGEM	Erro! Marcador não definido.
2.6.1 HISTÓRIA DA SOLDAGEM	68
2.6.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM	70
2.6.2.1 PROCESSO DE SOLDADURA POR PRESSÃO	70
2.6.2.2 PROCESSO DE SOLDADURA POR FUSÃO	72
2.6.3 SOLDADURA COM ELÉTRODO REVESTIDO	73
2.6.4 SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO	77
2.6.4.1 DIFICULDADES NA SOLDAGEM DOS FERROS FUNDIDOS	78
2.6.4.2 PRÉ-AQUECIMENTO	79
2.6.4.3 PÓS-AQUECIMENTO	80
2.6.4.4 EFEITO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS NA SOLDAGEM	80
2.6.4.5 REGIÃO DE SOLDAGEM	81
2.6.4.6 RESUMO DO PROCESSO DE SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO	82

3	DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL	87
3.1	INTRODUÇÃO AO TRABALHO PRÁTICO DESENVOLVIDO	87
3.2	GEOMETRIA INICIAL DO MATERIAL RECEBIDO	87
3.3	ESTUDO DO APROVEITAMENTO DO MATERIAL	88
3.4	MAQUINAGEM	89
3.4.1	DESCRIÇÃO DA MAQUINAGEM	89
3.4.2	EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NA MAQUINAGEM	95
3.5	PROCESSO DE SOLDADURA	97
3.6	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS A SOLDAR	98
3.7	TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DAS SOLDADURAS	102
3.7.1	PARTÍCULAS MAGNÉTICAS	103
3.7.2	LÍQUIDOS PENETRANTES	104
3.7.3	RAIOS-X	106
3.7.4	ENSAIOS DE TRAÇÃO	106
3.7.5	ENSAIO DE METALOGRAFIA	107
3.7.6	ENSAIOS DE DUREZA	110
3.8	Resultados dos ensaios	112
3.8.1	Resultados dos ensaios de raios-x	112
3.8.2	Resultados dos ensaios de partículas magnéticas e líquidos penetrantes	114
3.8.3	Resultados dos ensaios de tração	116
3.8.4	RESULTADOS DAS ANÁLISES METALOGRÁFICAS	122
3.8.4.1	Material de base Sibodur® 700	123
3.8.4.2	Ciclo térmico: P700NP700WPO	124
3.8.4.3	Ciclo térmico: POP0WP700	126
3.8.4.4	Ciclo térmico: P300NP700WPO	128
3.8.4.5	Ciclo térmico: POP300WP700	131
3.8.5	Resultado dos ensaios de dureza	133
3.8.5.1	Ciclo térmico P700NP700WPO	133
3.8.5.2	Ciclo térmico POP0WP700	134
3.8.5.3	Ciclo térmico P300NP700WPO	135
3.8.5.4	Ciclo térmico POP300WP700	136
4	CONCLUSÕES	141
4.1	CONCLUSÕES	141
4.2	PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS	143

5	BIBLIOGRAFIA E OUTRAS FONTES DE INFORMAÇÃO	147
5	ANEXO I	157

INTRODUÇÃO

1.1 ENQUADRAMENTO

1.2 OBJETIVOS

1.3 METODOLOGIA

1.4 ESTRUTURA

1. INTRODUÇÃO

1.1 Enquadramento

Os ferros fundidos pertencem ao grupo das ligas ferro-carbono, tal como os aços. No entanto, o ferro fundido é constituído usualmente por teores mais significativos de carbono, normalmente superiores a 3%, diferenciando-se do aço que raramente atinge os 2%. Possui algumas propriedades mecânicas que o diferenciam claramente do aço, tais como: densidade inferior, capacidade de absorção de vibrações e facilidade de ser fundido, adotando geometrias complexas. Assim, os ferros fundidos são largamente utilizados no mercado actual, sendo utilizado na construção de componentes automotivos que trabalham em condições severas, onde são necessárias maiores durezas e resistência à compressão. Algumas das aplicações de ferro fundido são: blocos de motores, tambores de freio, compressores, rotores, discos de embraiagem e discos de travão, a maioria desses trabalhando em condições de utilização extrema.

Para incrementar a utilização desse material e deixá-lo mais eficiente, para atender aos requisitos de leveza e resistência, tem surgido no mercado os ferros fundidos com melhores propriedades, conhecidos como ferro fundido dúcteis de elevada resistência. De entre esses destaca-se o Sibodur® (*George Fischer*), por apresentar uma elevada resistência à tração que varia entre 450 e 700 MPa, com alongamentos que chegam aos 22%, apresentando assim um conjunto de propriedades (tração, alongamento) normalmente não encontrados nos ferros fundidos. Com isso, tem-se desenvolvido diversos estudos sobre esse material, no intuito de se conhecer suas propriedades, microestrutura e propriedades mecânicas. Contudo, ainda existem áreas que necessitam ser estudadas, como a relacionada com a sua possibilidade de ser soldado.

Uma das principais dificuldades com relação ao ferro fundido está ligada à sua soldabilidade: como esse material tem uma taxa de carbono elevada relativamente ao aço, isto constituiu habitualmente um entrave a que a soldadura possa ter o sucesso desejado. Para além disso, temos a sua baixa condutibilidade térmica que também contribui para uma baixa soldabilidade. Contudo, a soldadura de ferro fundido é importante quando vemos os benefícios que isso pode trazer, principalmente no que toca à aplicação desses novos ferros fundidos dúcteis, mais precisamente o Sibodur®. Dentre os benefícios que ressaltam da possibilidade de podermos efectuar a sua soldadura, destacam-se a reciclagem de componentes avariados ou a construção de peças utilizando esse material onde a união de partes por soldadura seja favorável. Assim, temos os benefícios da soldadura, junto com os benefícios do próprio material no caso do trabalho. No caso do Sibodur® 700 em estudo, teremos vantagens devido às suas boas propriedades de resistência à tração e ductilidade, associadas à facilidade de recuperação e utilização de um largo leque de processos de fabrico.

Assim, o trabalho em questão está voltado para a análise do processo de soldadura do Sibodur[®], buscando conhecer o efeito desse processo de solda no material, que por ser novo no mercado, não possui ainda qualquer informação disponível sobre a matéria. Pretende-se assim definir o comportamento desse material quando é aplicada a soldadura, assim como conhecer quais os melhores procedimentos a aplicar no processo de solda, como nível de corrente, temperatura e tempo de pré-aquecimento, assim como temperatura e tempo de pós-aquecimento. Para tal, tornam-se necessários efectuar estudos laboratoriais com o mesmo, tais como: ensaios de tração, dureza, metalografia, líquidos penetrantes e raios-X, definindo assim a viabilidade da soldadura do Sibodur[®] 700.

1.2 Objetivos

Em relação ao que foi inicialmente traçado, o trabalho teve como principal objetivo buscar quais as melhores condições para o estabelecimento de um processo de soldadura no Sibodur[®] 700, buscando assim os parâmetros de corrente e o processo de soldadura que nos permite manter as propriedades do mesmo como resistência à tração e alongamento, definindo a viabilidade desse processo de soldadura.

Então, para termos tal objetivo final atingido, teremos os seguintes objetivos parciais a serem alcançados:

- Estudar o efeito do pré-aquecimento na microestrutura e propriedades mecânicas principais das amostras Sibodur[®] 700 a serem soldadas;
- Estudar o efeito do pós-aquecimento na microestrutura e propriedades mecânicas principais das amostras Sibodur[®] 700 a serem soldadas;
- Definir os melhores procedimentos de pré-aquecimento e pós-aquecimento a serem utilizados no Sibodur[®] 700;
- Analisar as propriedades das peças soldadas neste material, consoante os procedimentos de soldadura previamente definidos.

1.3 Metodologia

A metodologia seguida neste estudo foi a seguinte:

- Levantamento da bibliografia disponível sobre ferros fundidos dúcteis;
- Estudo de como será feito o aproveitamento do material e a sua maquinagem;

- Pesquisa bibliográfica sobre o que existe disponível relativamente ao SiboDur[®], e aos procedimentos já estudados para a soldadura do ferro fundido dúctil;
- Estabelecimento do procedimento de soldadura que será empregado e plano de ensaios;
- Efetuar as pré-soldagens do SiboDur[®] 700 com o intuito de definir dentre os procedimentos escolhidos qual o que afeta menos as propriedades do material. Isso foi realizado através de ensaios de tração e análise da microestrutura;
- Efetuar as soldas definitivas, empregando o procedimento escolhido;
- Realização dos ensaios;
- Análise dos resultados;
- Redação da presente dissertação.

1.4 Estrutura

O trabalho está estruturado de maneira a que no presente capítulo (um) tenhamos a contextualização do tema, ferros fundidos dúcteis de alta resistência, SiboDur[®] 700, juntamente com o objetivo do trabalho, e em seguida a metodologia empregada no trabalho. No capítulo dois é mostrada a revisão bibliográfica, com todo um estudo do que temos sobre ferro fundido em geral, e particularizando também para o caso do SiboDur[®], assim como uma abordagem aos processos de soldadura do ferro-fundido. No capítulo três teremos o desenvolvimento, mostrando todo o procedimento de soldadura, assim como os ensaios realizados, correspondentes resultados e análise crítica dos mesmos. Por fim, no capítulo quatro teremos a conclusão com a validação ou não do procedimento de soldadura do SiboDur[®] 700.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FERROS FUNDIDOS

2.2 FERROS FUNDIDOS NODULARES/DÚCTEIS

2.3 FERROS FUNDIDO DÚCTEIS DE ALTA
RESISTÊNCIA ADI

2.4 SIBODUR: SOLDADURA

2.1 FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos são uma liga metálica do sistema ternário Fe-C-Si contendo teores de carbono acima de 2%. Em sua estrutura, o carbono pode ser apresentado sobre a forma de grafita ou cementita (Fe_3C) [1]. Os ferros fundidos frequentemente contêm outras incorporações intencionais que conferem várias características à liga [2], nomeadamente as indicadas na tabela 1.

Tabela 1 - Composição química dos ferros fundidos básicos [3]

Elemento	Efeitos durante a solidificação
Alumínio	Forte grafitizante, promove a formação de ferrita.
Antimônio	Nas quantidades usadas possui um efeito pouco expressivo. É um forte estabilizador de perlita.
Boro (até 0,15%)	Forte grafitizante.
Boro (acima 0,15%)	Estabilizador de carbonetos.
Cromo	Forte ação carbonetante. Forma carbonetos complexos muito estáveis. É formador de perlita.
Cobre	Grafitizante fraco, também promove a formação de perlita.
Manganês	Fraca tendência carbonetante e formador de perlita.
Molibdênio	Fraca tendência carbonetante e um forte formador de perlita.
Níquel	Grafitizante.
Silício	Forte grafitizante, promove a formação de ferrita.
Telúrio	Forte tendência carbonetante, mas não estabilizadora e um fraco estabilizador de perlita.
Estanho	Efeito pouco significativo na quantidade usada.
Titânio (até 0,25%)	Grafitizante.
Vanádio	Forte tendência carbonetante e um forte formador de perlita.

Alguns elementos adicionados em quantidades muito pequenas tendem a estabilizar várias fases dentro da matriz/microestrutura, ou favorecer a formação de certas estruturas na matriz [4]. A exemplo disso, como mostrado na tabela 1, o alumínio, silício e o níquel, favorecem a formação de grafita [1]. Outras adições elementares, como a do manganês, atuam como estabilizadores de cementita (Fe_3C) e seu excesso faz com que ele atue como estabilizador de perlita [5]. É por conta dessa variação de elementos de liga, junto com os tratamentos térmicos aplicados, que há possibilidade de existirem diferentes tipos de microestruturas na classe dos ferros fundidos. Assim, existe uma variada gama de classes de ferros fundidos, tais como: cinzentos, maleáveis, dúcteis de entre outros, cujas propriedades mecânicas de resistência à tração variam de 200 MPa a 1000 MPa, assim como o alongamento, que pode variar de 6% a mais de 18%

O ferro fundido tem uma grande variedade de características, as quais estão diretamente relacionadas com os elementos de liga que o constitui, assim como com o seu processo de fabricação. Por conta disso, se faz necessário conhecer as principais microestruturas típicas do ferro fundido, que influenciam em suas propriedades e nos tipos e características dos ferros fundidos presentes no mercado. Alguns componentes microestruturais dos ferros fundidos que merecem destaque, são os seguintes:

- **Grafita:** Esta é a forma estável do carbono puro no ferro fundido. Apresenta como principais características físicas: baixa densidade, baixa dureza, alta condutividade térmica e propriedades lubrificantes [6]. A forma da grafita pode variar de veios (lamelas) a esferoidal e isso influencia grandemente na determinação das propriedades mecânicas do ferro fundido. Com isso, a grafita em formas de veios age como potenciadora de trincas (fissuras) na matriz do ferro fundido, enquanto na forma esferoidal (nodular) age como inibidora de trincas, conferindo assim propriedades mecânicas bem diferentes para cada um desses tipos de ferro fundido [6]. Cada um desses tipos de grafita é ilustrado nas figuras 1 e 2 a seguir.
- **Carbonetos:** Consiste em compostos duros e frágeis de carbono com ferro (cementita - Fe_3C) ou com outros elementos formadores de carbonetos como: cromo (crómio), vanádio ou molibdénio (figura 3). Grandes quantidades de carbonetos podem aumentar a resistência ao desgaste dos ferros fundidos, porém torna-os bastantes frágeis e difíceis de usar. Assim, carbonetos dispersos na matriz de ferro, tanto na forma de lamelas como na forma de nódulos, influenciam na resistência mecânica e na resistência ao desgaste do ferro fundido [6].

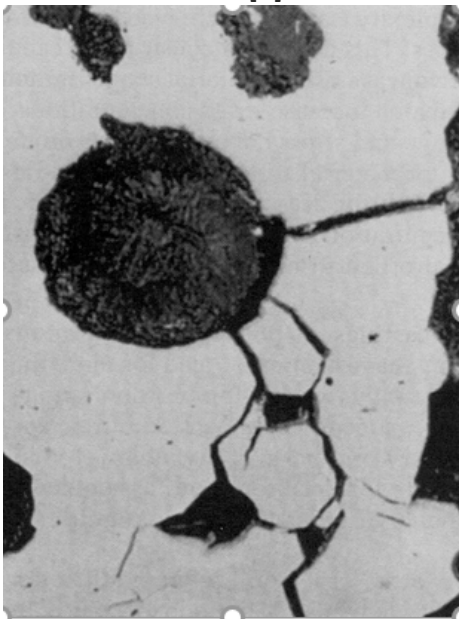


Figura 1 - Grafita esferoidal [7]

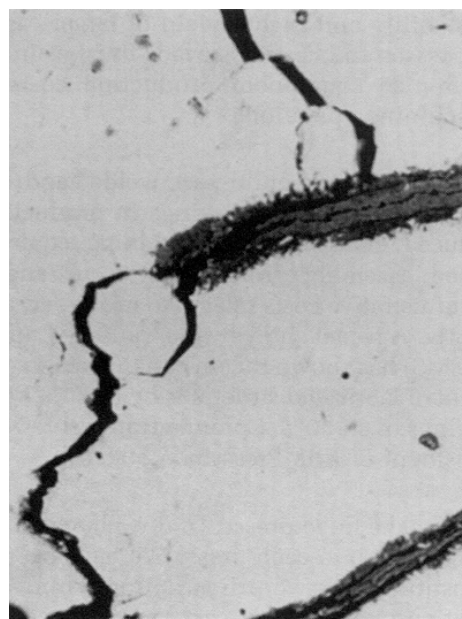


Figura 2 - Grafita na forma de veios/lamelas [7]

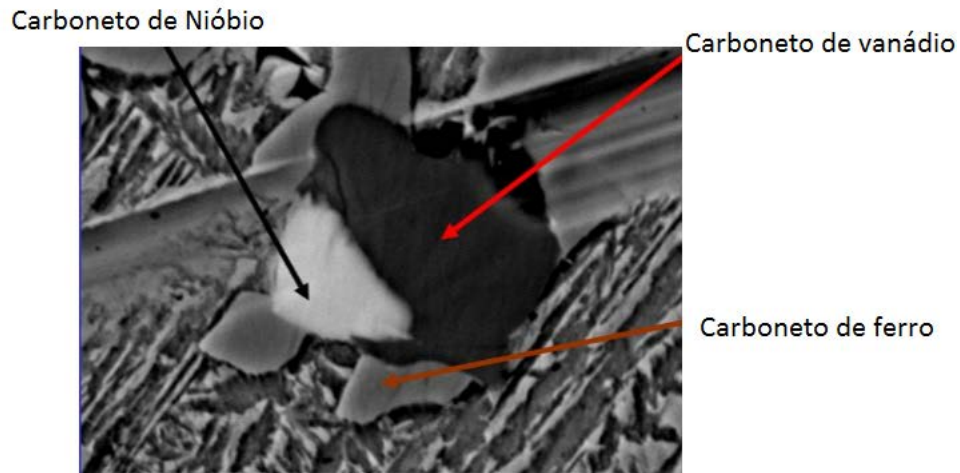


Figura 3 - Microestrutura correspondente a carbonetos (1200x) [8]

- **Ferrita:** é a forma mais pura do ferro. No caso do ferro fundido, é responsável por atribuir ao ferro ductilidade e resiliência. É também responsável por baixar a resistência mecânica e a dureza [9]. A estrutura da ferrita pode ser observada na figura 4, a seguir, sendo a parte clara em volta dos grãos de grafita.

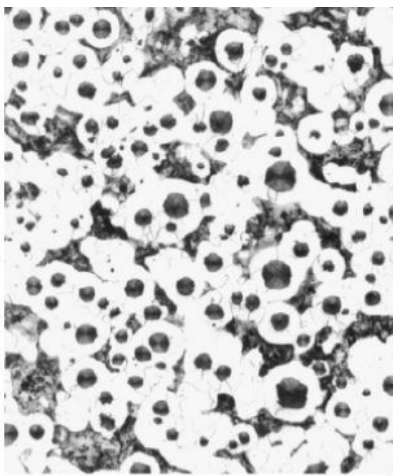


Figura 4 - Estrutura de ferrita (parte clara) ferro fundido nodular (Nital 3%) [10]

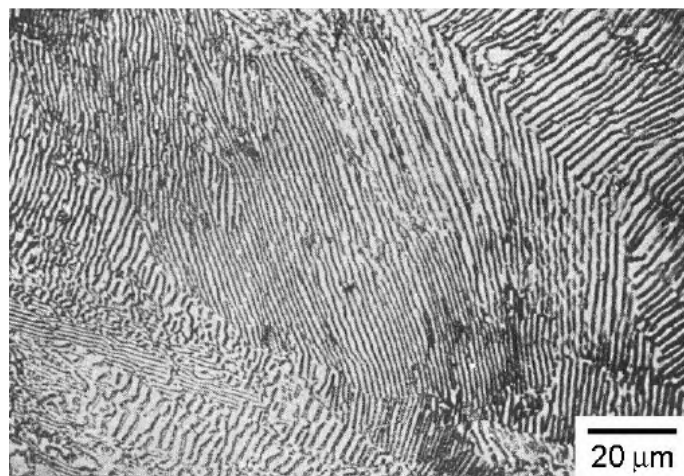


Figura 5 - Estrutura tipicamente perlítica [4]

- **Perlita:** É produzida a partir da reação eutetóide onde é formada uma estrutura de cementita lamelar em uma matriz ferrítica. A perlita é responsável pela combinação entre alta resistência, com redução na ductilidade, que atende a muitos requisitos em projectos [6]. Na figura 5 (acima), podemos observar a

estrutura da perlita, sendo visível a sua fase lamelar, constituída em camadas alternadas de ferrita e cementita.

- **Martensita:** é composta por uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro que é produzido por um rápido resfriamento. Quando não é revenida, é muito dura e frágil. Já quando é realizado o revenimento, busca-se uma combinação de alta resistência mecânica e resistência ao desgaste [6]. A estrutura da martensita é mostrada na figura 6, em forma de agulhas.

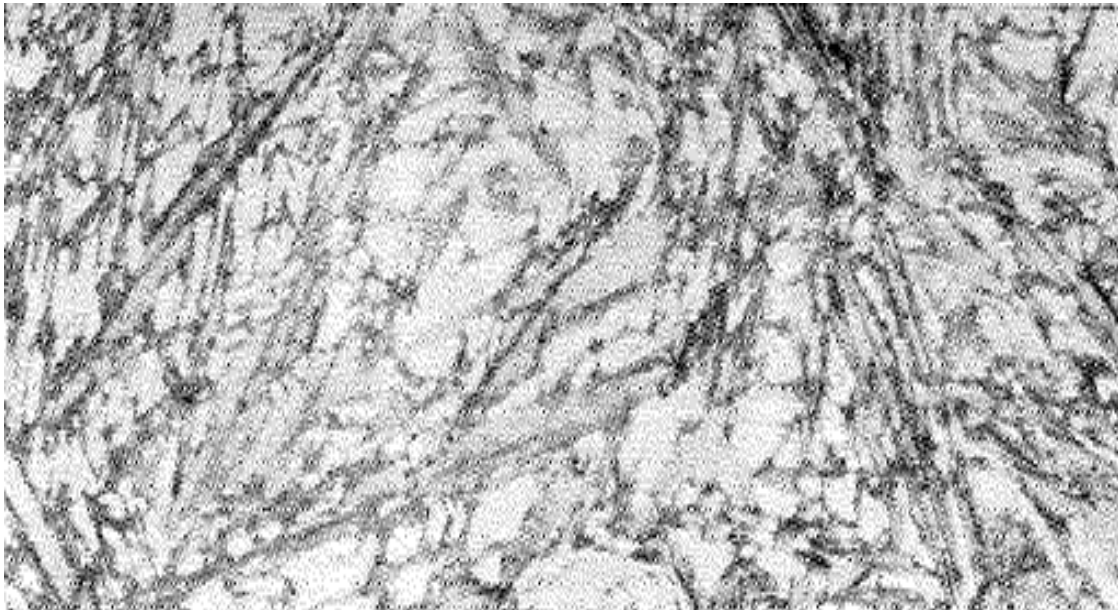


Figura 6 - Estrutura típica da martensite [11]

- **Austenita:** É normalmente formada a altas temperaturas, consistindo em carbono dissolvido em ferro. Pode ser encontrada à temperatura ambiente em ferros austeníticos e austemperados (ADI - *Austempered Ductil Iron*) [6]. Em ferros fundidos austeníticos, a austenita é estabilizada com teores de níquel entre 18% e 36%. Nos austemperados (ADI), a austenita pode existir à temperatura ambiente pela supressão da formação da perlita e pela saturação do carbono durante a austêmpera, retardando o início da transformação de austenita em martensite [6]. A austenita proporciona normalmente estruturas macias e dúcteis, boa resiliência, resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas a altas temperaturas [6].
- **Ledeburita:** É uma fase eutética composta por cementita e austenita, transformada em cementita e perlita no resfriamento. Produz alta dureza e resistência ao desgaste [9]. A figura 7, a seguir, mostra a estrutura da ledeburita, onde vemos glóbulos de perlita em um fundo de cementita.

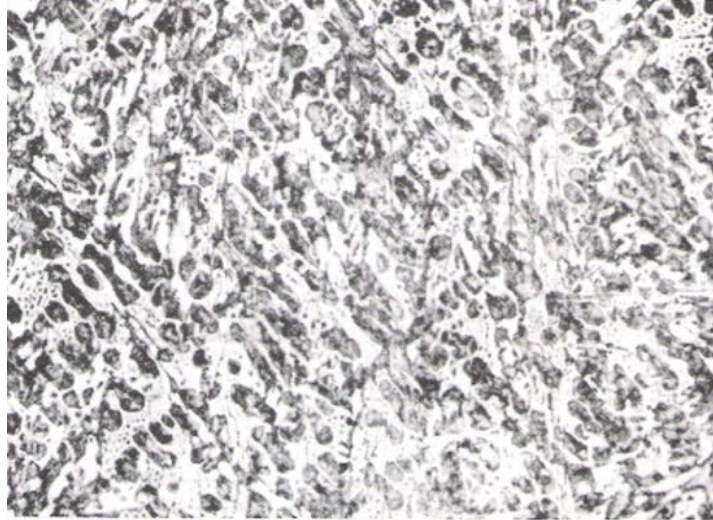


Figura 7 - Aspecto micrográfico da ledeburita. Estrutura típica de ferro fundido branco com 4,3% de carbono. Ataque: Ácido pícrico. Ampliação: 530x [2].

E por fim, os ferros fundidos comercializados têm classificação própria, sendo divididos em famílias. Algumas dessas famílias são divididas de acordo com a morfologia da grafita [5]. Como exemplo poderá ser referido o ferro fundido cinzento, que tem sua fratura cinza por conter flocos de grafita que causam a sua fratura acinzentada. A sua grafita é caracterizada por estar distribuída na matriz sob a forma de lamelas ou veios [12]. O ferro fundido nodular, por sua vez, contém glóbulos de grafita, forma conhecida como nodular, os quais contribuem para suas propriedades. Por sua vez, o ferro fundido maleável também contém grafita em forma de nódulos, em vez de veios ou lamelas [2]. Cada um desses ferros fundidos citados é mostrado na figura 8, a seguir, com as suas respectivas microestruturas referenciadas.

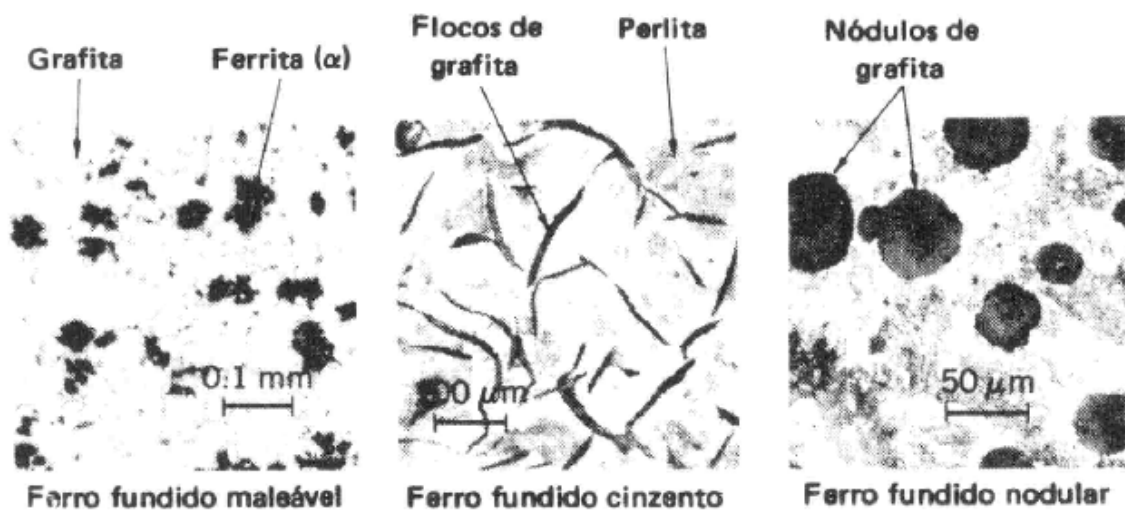


Figura 8 – Microestrutura dos diferentes tipos principais de ferro fundido [13]

Realizada a classificação prévia dos diferentes tipos principais de ferros fundidos, nos próximos tópicos será caracterizado cada um dos tipos de ferros fundidos já citados.

2.2 FERROS FUNDIDOS CINZENTOS

Como já falado, o nome ferro fundido cinzento é caracterizado pela sua fratura, tendo por base a grafita [14][15]. Essa liga é muito utilizada devido a algumas das suas características [16]:

- Fácil fusão e moldagem;
- Resistência à tração entre 28 MPa e 42 MPa;
- Resistência à compressão três vezes maior que a resistência à tração;
- Excelente usinabilidade (maquinabilidade);
- Boa resistência ao desgaste;
- Boa capacidade de amortecimento;
- Baixa ductilidade e tenacidade.

Como todas as ligas metálicas existentes, há uma correlação entre as propriedades do ferro fundido e a sua estrutura. No caso do ferro fundido cinzento, essa relação é mais estreita e complexa devido à presença de carbono livre na forma de grafita e às dimensões que os veios de grafita apresentam. Assim, é possível prever com grande aproximação, as propriedades do ferro fundido cinzento em função principalmente dos teores de carbono e silício, e da forma como a grafita se apresenta [2].

Assim, no ferro fundido cinzento é esperado um controle na forma da grafita, através da inoculação. Os inoculantes mais comuns são baseados em ligas de ferro silício contendo pequenas quantidades de elementos químicos como o bário, estrôncio, cálcio, zircônio e alumínio. O ferro e o silício funcionam como meio de transporte aos elementos nucleantes (bário, cálcio, estrôncio, zircônio e alumínio) que necessitam de uma presença limitada para formar uma liga com os elementos de transporte. A inoculação ajuda na formação de veios menores de grafita e mais homogêneos, diminuindo a tendência de formação da grafita do tipo D e favorecendo a grafita do tipo A, sendo que cada um dos tipos de grafita existentes é ilustrada na figura 9, a seguir. Esse processo, proporciona a obtenção de ferros fundidos cinzentos de alta resistência, pois a grafita gerada é menor e mais uniformemente distribuída. Na figura 9 poderão ser observados os tipos de grafita que podem ser encontrados, de acordo com a norma ASTM. Assim, a grafita do tipo A é distribuída de maneira uniforme, a grafita do tipo B é conhecida como agrupamento roseta e orientação aleatória, a grafita do tipo C é caracterizada pelo tamanho de flocos sobrepostos e aleatórios, enquanto a grafita do tipo D é caracterizada pelas segregações interdendríticas e a do tipo E por uma distribuição preferencialmente do tipo interdendrítico [9].

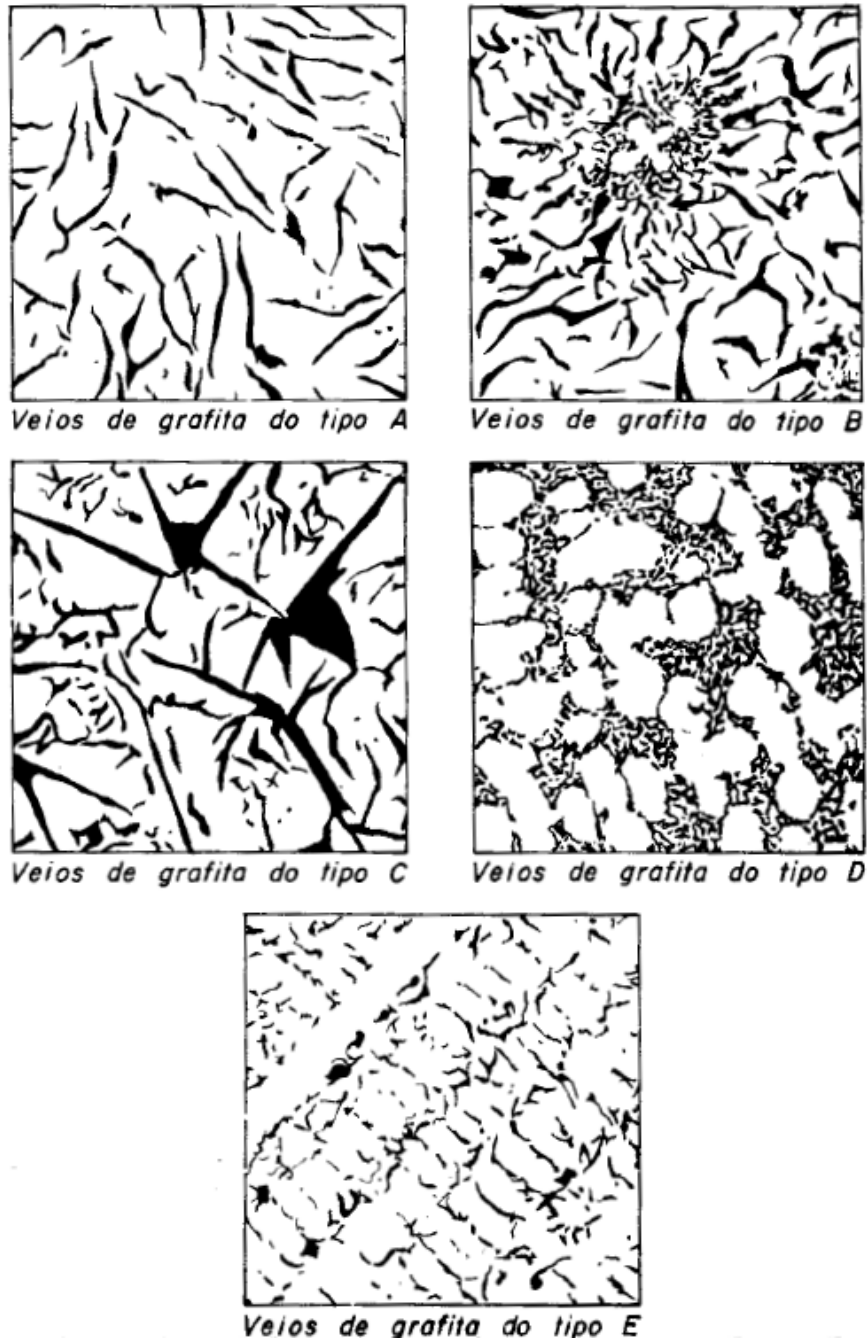


Figura 9 - Forma e distribuição da grafita norma ASTM [9]

Na microestrutura do ferro fundido cinzento, a matriz é normalmente perlítica. Contudo, como a maioria dos ferros fundidos são afetados pelas velocidades de resfriamento, um resfriamento rápido conduz normalmente à precipitação de cementita livre, enquanto um resfriamento lento produz ferrita livre [17]. Na figura 10, a microestrutura típica do ferro fundido cinzento é mostrada, com os veios de grafita em uma matriz ferrítica do tipo A, conhecido como ferro fundido cinzento ferrítico e tendo características mais macias e com menor resistência mecânica [14].



Figura 10 - Microestrutura ferro fundido cinzento 200x(Lee, 2002)

Por fim, os ferros fundidos têm as mais variadas aplicações na indústria. Dentre as mais relevantes, podem ser citadas as seguintes: blocos de motor, discos de travões, platôs/discos de embreagem, corpos e barramentos de máquinas [15].

2.2.1 FERRO FUNDIDO BRANCO

Esse ferro fundido se caracteriza por apresentar praticamente todo o carbono na forma combinada de carboneto de ferro, Fe_3C . Por conta disso, a superfície de fratura é clara, de onde deriva seu nome. A maioria dos ferros fundidos brancos contém entre 3,25 e 3,6% de carbono, normalmente com baixos teores de silício, para inibir a precipitação de carbono sob a forma de grafita [14]. Suas propriedades estão relacionadas com a alta quantidade de cementita, que lhe proporciona [2]:

- Elevada dureza (chegado a 550 Brinell);
- Elevada resistência ao desgaste;
- Elevada resistência à tração (podendo variar de 210 MPa a 550 MPa);
- Difícil usinabilidade, por conta da cementita;
- Normalmente baixa ductilidade;
- Matriz normalmente perlítica ou martensítica;
- Pode apresentar grande resistência à compressão;
- Resistência ao desgaste;
- Resistência à abrasão.

O fator principal que condiciona as propriedades do ferro fundido branco é a alta concentração de cementita, como falado. Isso é causado pela composição química do ferro fundido branco, ou seja, teores de carbono e silício e sua velocidade de resfriamento [2]. Assim, a produção industrial do ferro fundido branco exige, em princípio, a combinação desses dois fatores. Para isso, lança-se mão do chamado sistema de “coquilhamento”, que consiste em derramar o metal líquido em moldes

metálicos, onde este resfria em condições de elevada velocidade, onde praticamente toda a grafitização é eliminada e o carbono fica retido na forma combinada (Fe_3C) [2].

O ferro fundido branco contém em sua estrutura uma grande concentração de cementita, o que torna sua soldabilidade baixa, sendo considerado inadequado para soldadura. Sua estrutura proporciona normalmente uma baixa ductilidade, não possibilitando assim a acomodação das tensões induzidas pela soldadura [14]. Na figura 11, a seguir, é observada uma microestrutura típica do ferro fundido branco, mostrando assim sua grande concentração de cementita, junto da estrutura perlítica também presente.

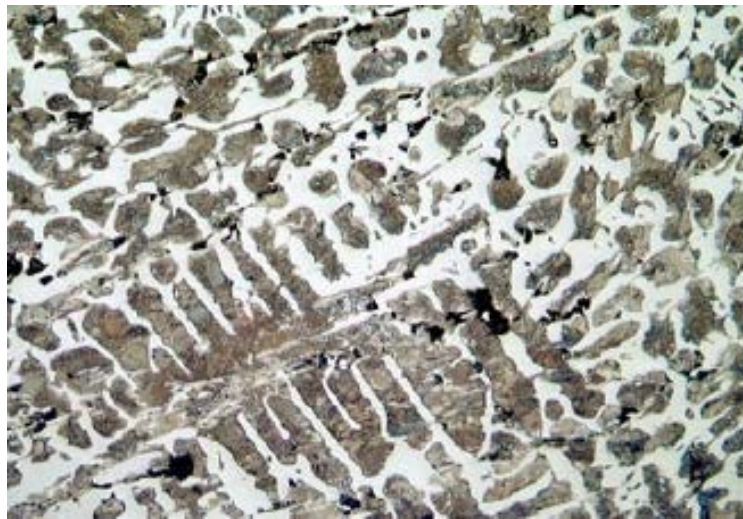


Figura 11 - Microestrutura do ferro fundido branco 200x [14]

As principais aplicações do ferro fundido branco estão relacionadas com as suas propriedades. Por conta disso, sua aplicação é limitada aos casos onde a dureza e a resistência à abrasão são fundamentais, como cilindros de laminação, trituradores ou matrizes de estampagem. Mas, em geral, é usado na forma mesclada, sendo que nesse caso alguns elementos de liga como o molibdênio, níquel e cromo, podem ser adicionados para melhorar a resistência ao desgaste e à oxidação [18].

2.2.2 FERRO FUNDIDO MALEÁVEL

O ferro fundido apresenta uma baixa ductilidade e esse é um fator que limita sua utilização, a sua fragilidade. Como alternativa foi desenvolvido um tipo de ferro fundido branco, o qual é submetido a um tratamento térmico especial. Esse tratamento gera o ferro fundido conhecido como maleável, que tem como característica ser uma liga com maior ductilidade e tenacidade, proporcionando assim ao ferro maleável uma resistência similar à apresentada por um aço de baixo carbono [6]. Assim, as propriedades do ferro maleável são [2] [19]:

- Boas propriedades de resistência à tração (210 a 620 MPa);
- Alongamento (1 a 18%);
- Dureza;
- Resistência à fadiga e ao desgaste;
- Usinabilidade.

O processo pelo qual é produzido o ferro maleável é a maleabilização. O processo consiste em um aquecimento prolongado do ferro fundido branco, com uma microestrutura bem definida, normalmente cementita na forma primária e perlita. Esse aquecimento prolongado, em condições pré-definidas de temperatura, tempo e meio, visa transformar parte ou a totalidade do carbono em grafita ou, em certos casos, eliminar totalmente uma parte do carbono [2]. Existem dois processos fundamentais de maleabilização: maleabilização por descarbonetação (maleável tipo europeu ou maleável de núcleo branco) e maleabilização por grafitização (maleável americano ou de núcleo preto) [3]. Cada um desses processos de maleabilização é explicado a seguir:

- **Maleabilização por descarbonetação ou maleável de núcleo branco:** Esse processo, conhecido como maleável do tipo europeu, tem a característica de apresentar estruturas que consistem basicamente em ferrita com alguns carbonetos remanescentes em estado combinado. A ferrita característica de sua estrutura proporciona fraturas brancas, dando o nome a esse ferro maleável de núcleo branco. Esse aspecto, contudo, só é observado em peças de paredes finas, ou seja, de 5 a 6 mm, pois em peças mais espessas o núcleo é cinza devido à grafitização. Somente a periferia tem aspecto metálico maleável branco [3].

O princípio do processo consiste em um aquecimento do ferro fundido branco em caixa fechadas, num meio oxidante constituído por minério de ferro (normalmente $\frac{1}{4}$ de minério novo e $\frac{3}{4}$ de usado, a fim de evitar excessiva oxidação das peças). Nessa condição, o carbono do ferro fundido é eliminado na forma de gás [3]. O ciclo encontra-se esquematizado na figura 12. No trecho A do esquema da figura 12 tem-se uma descarbonetação intensa em peças espessas, onde ocorre a grafitização pela decomposição de cementita livre. No trecho B ocorre a continuação da grafitização e, nas peças espessas, a cementita que tem origem na austenita também se decompõe, resultando em mais grafita. No trecho C forma-se perlita, se ainda houver carbono combinado em solução [3]. O ferro fundido maleável de núcleo branco apresenta limites de escoamento superiores a 200 MPa e limite de resistência à tração mínima de 330 a 340 MPa, com alongamentos que variam de 3% a 10% [3].

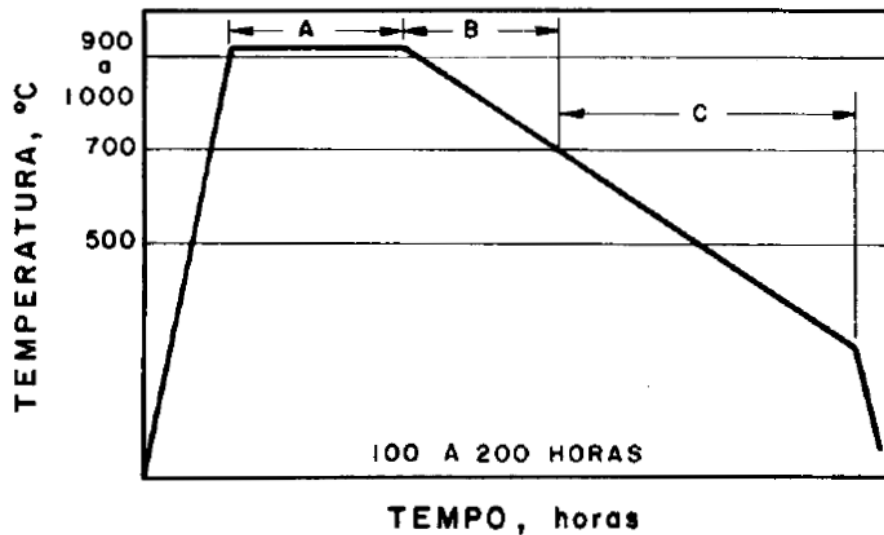


Figura 12 - Representação esquemática do ciclo de maleabilização por descarbonetação (maleável europeu ou de núcleo branco) [3]

- **Maleabilização por grafitação ou maleável de núcleo preto:** Origina o tipo de ferro fundido maleável americano ou maleável de núcleo preto. Esse nome é atribuído ao aspecto escuro de sua fratura, cuja estrutura é constituída por grafita em nódulos sobre um fundo de ferrita, figura 13.

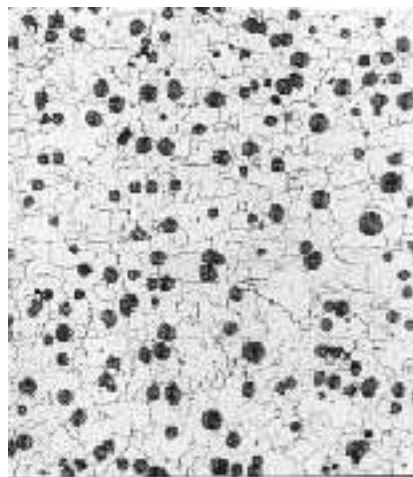


Figura 13 - Estrutura típica do ferro fundido maleável, com nódulos de grafita em matriz ferrítica [20]

A princípio, o processo para a produção de ferro fundido maleável de núcleo preto, consiste em aquecer o ferro fundido branco de composição adequada, sendo essa temperatura menor do que no caso da descarbonetação, a qual é aplicada também durante um longo período de tempo. Assim sendo, o ferro fundido branco usado na grafitação possui normalmente 2,2 a 2,8% de

carbono, 0,9 a 1,6% de silício, 0,5% de manganês, 0,10% de enxofre e 0,20% de fósforo. O seu ciclo de maleabilização está ilustrado na figura 14, a seguir:

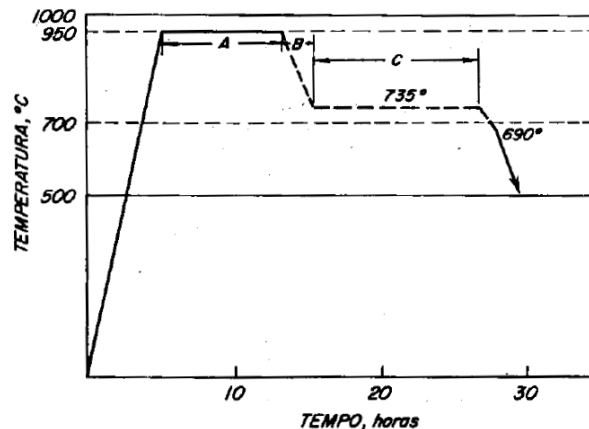


Figura 14 - Representação esquemática do ciclo de maleabilização por grafitação (maleável tipo americano ou núcleo preto)

Na figura 14 é mostrado o processo de maleabilização por grafitação. No estágio A mostrado, são necessárias temperaturas elevadas, para acelerar reações de solução, difusão e subsequente dissolução de cementita. Como a tendência para a decarbonetação das peças aumenta com a temperatura, essa não deve ultrapassar os 950°C. No estágio 2, a temperatura, que depende da composição química do ferro fundido, deve ficar situado na faixa de 735-690°C. Nessa faixa, a austenita transforma-se em perlita, e esta, por sua vez, pode decompor-se em nódulos de grafita e ferrita.

O ferro fundido maleável de núcleo preto é o que apresenta maior importância tecnológica com relação ao núcleo branco. Suas principais aplicações são: acessórios para tubos ou peças, válvulas para instalações sob pressão, peças automóbiles e compressores, virabrequins (cambotas), bielas e certas engrenagens, figura 15.



Figura 15 - Peças produzidas em ferro fundido maleável [21]

Para finalizar, pode-se referir que os ferros fundidos maleáveis são aqueles que apresentam maior capacidade de acomodar tensões, por consequência da sua ductilidade, oriunda de sua microestrutura. Por isso, são os que evidenciam o menor risco de trincamento durante a soldadura, dentre os ferros fundidos já citados [22].

2.2.3 FERRO FUNDIDO DE GRAFITA COMPACTA OU VERMICULAR

O produto é conhecido também como ferro vermicular, pela forma como a grafita se apresenta. Suas propriedades são intermediárias em relação ao ferro fundido cinzento e o ferro fundido dúctil ou nodular [23]. Assim, suas características mecânicas são:

- Apresenta melhor resistência mecânica que o ferro fundido cinzento, variando de 270 a 445 MPa;
- Ductilidade de 1% a 5%;
- Usinabilidade melhor que o ferro cinzento;
- Maior capacidade de amortecimento em relação ao ferro fundido dúctil ou nodular;
- Condutibilidade térmica elevada.

As características desse ferro fundido, estão relacionadas com a forma de sua grafita, que se apresenta mais arredondada, mais grosseira, conforme se observa na figura 16, que mostra essa estrutura. A produção desse ferro é semelhante ao dos ferros fundidos dúcteis ou nodulares, com a adição cuidadosa de magnésio, que atua como inoculante. Assim, o ferro fundido de grafita compacta tem sido usado em algumas aplicações dos ferros fundidos dúcteis, como nos casos onde é necessária uma melhor condutibilidade térmica [2].

2.3 FERRO FUNDIDO NODULARES/DÚCTEIS

Os ferros fundidos nodulares, conhecidos também como dúcteis ou DCI (Ductile Casting Iron), são caracterizados por apresentarem a grafita em forma esferoidal, em nódulos, o que melhora as propriedades mecânicas desse ferro fundido. Assim, esse ferro fundido possui melhor ductilidade e resistência mecânica em relação aos outros ferros fundidos já citados [2][24]. O processo para produzir os DCI é conhecido como nodularização, que é feito com o DCI no estado líquido e com a adição de magnésio, junto com o processo de inoculação, que consiste na adição de silício como elemento grafitizante [25]. Com isso, as propriedades dos ferros fundidos dúcteis são [16]:

- Fácil usinabilidade;
- Boa ductilidade;
- Alto módulo de elasticidade;
- Alta resistência mecânica.

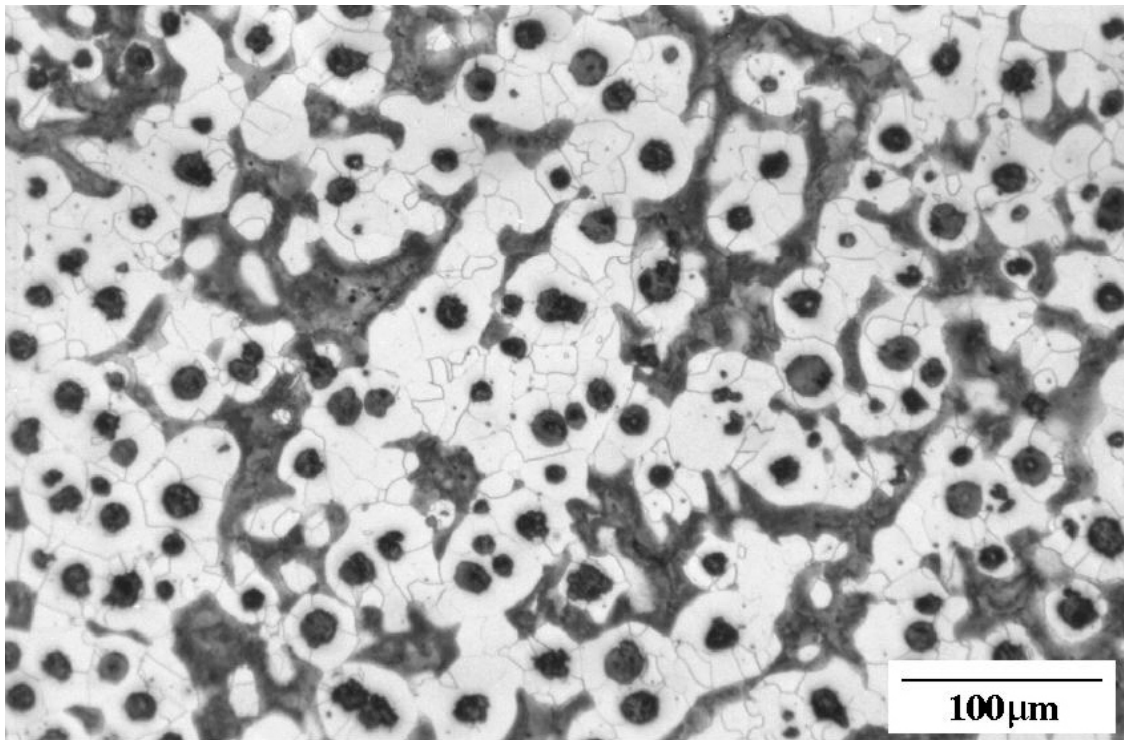


Figura 16 - Estrutura do ferro fundido nodular [23]

Estes ferros fundidos dúcteis possuem uma grande variação de suas propriedades, possuindo em muitos casos boas propriedades de resistência mecânica, juntamente com uma boa ductilidade, como se observa nas suas propriedades expostas na tabela 2. Por conseguinte, os DCI possuem características intermediárias entre os aços e o ferro fundido cinzento, figura 17 [26].

Tabela 2 - Propriedades mecânicas típicas encontradas no ferro fundido nodular segundo as diferentes matrizes metálicas [26]

Matriz Metálica	Ferrítica		Ferrítico-Perlítica		Perlítica	
Resistência à Tração (MPa)	350	400	500	600	700	800
Limite Escoamento (MPa)	220	250	320	380	440	500
Alongamento (%)	22	15	7	3	2	2

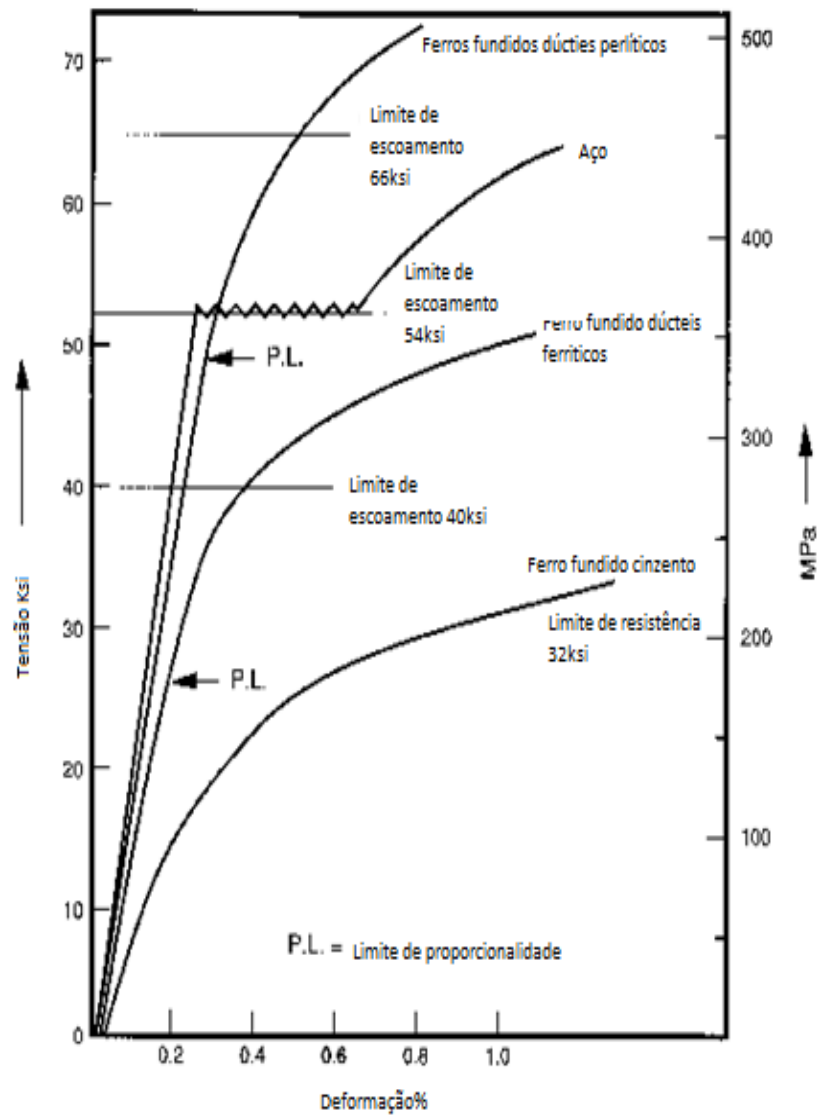


Figura 17 – Curvas Tensão/Deformação correspondentes a diferentes ferros fundidos e ao aço, com vista a estabelecer-se um termos de comparação entre o comportamento destes materiais, [26]

Como anteriormente visto, a grafita influencia diretamente as propriedades do DCI. A característica da grafita é possuir resistência mecânica baixa [27] e, em termos de mecânica da fratura, a grafita poder ser considerada uma descontinuidade, podendo exercer efeito de concentração de tensão. Assim, a forma dessa descontinuidade, isto é, a forma da grafita, tem profundo efeito sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido. Com isso, a grafita em forma esferoidal ou nodular evita a progressão de trincas ao longo da estrutura, enquanto formas agudas ou veios conduzem mais facilmente as fissuras [28]. Com isso, na figura 18, é possível observar a intensidade de tensão nas grafitas nodulares e em veios, assim como uma elevada concentração de tensão na grafita em veios, que é observado quando comparada com a nodular. Isso é um dos principais fatores que gera as boas propriedades mecânica nos ferros fundidos dúcteis, a forma nodular da grafita encontrada.

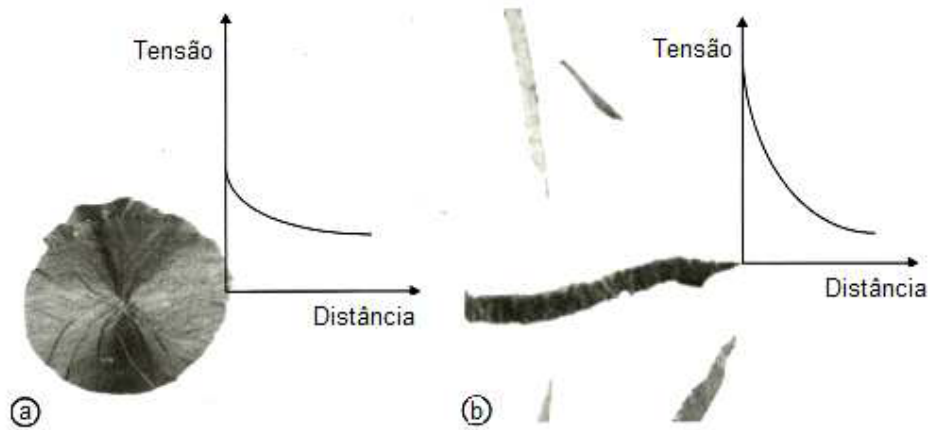


Figura 18 - Comparação entre a intensidade de tensões na grafita nodular (a) e na forma de veios (b) [24]

Além disso, o ferro fundido apresenta microestruturas variadas, por conta de sua composição química e tratamentos térmicos específicos. Cada uma dessas microestruturas contribui para a geração das propriedades tão variadas, encontradas no ferro fundido dúctil. Assim sendo, serão relacionadas no próximo tópico as principais microestruturas do ferro fundido dúctil [26], relacionando-as com a composição química mais comumente encontrada nos DCI, tabela 3. Em seguida, serão abordados os principais defeitos encontrados na microestrutura do DCI, que contribuem para a perda de algumas propriedades [26].

2.3.1 MICROESTRUTURAS E COMPOSIÇÕES QUÍMICAS TÍPICAS DO DCI

Abaixo poderão ser encontradas as principais microestruturas dos ferros fundidos dúcteis [13], relacionada com a tabela 3 abaixo:

Ferrítico DCI: este DCI é caracterizado por uma boa ductilidade e resistência ao impacto, assim como resistência à tração, podendo ser comparado a aços de baixo carbono, composição tipo 3 e 4;

Perlítico DCI: a perlítica DCI é caracterizada por alta resistência mecânica, boa resistência ao desgaste, boa ductilidade e reduzida resistência ao impacto, composição tipo 1;

DCIs Ferrítico-perlíticos: estes são os DCI mais comuns; suas propriedades são intermediárias entre ferrítica e perlítica, tem boa usinabilidade e baixos custos de produção, composição tipo 2;

Austenítico DCI: este DCI mostra uma alta resistência à corrosão e oxidação, com boa resistência à tração e boas propriedades mecânicas a altas temperaturas.

Martensítico DCI: estes DCI são obtidos controlando tanto a composição química (para evitar a formação de perlita) como o tratamento térmico (têmpera). As suas

propriedades são: alta resistência à tração e resistência ao desgaste, mas com valores mais baixos de ductilidade e tenacidade.

Bainítico DCI: este DCI é obtido controlando a composição química e / ou tratamento térmico: o resultado é um material resistente.

Austemperado DCI (conhecido como ADI): ADI (*Austempered Ductile Iron*) são obtidos após um tratamento térmico de austêmpera. Possuem alta resistência à tração, valores de resistência duas vezes superiores aos perlíticos DCI, além de alto alongamento.

Tabela 3 - Composição química dos ferros fundidos básicos para a produção de ferro fundido nodular [3]

Tipo	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cu%	Cr%	Mo%	Sn%
1	4 máx	1,7-2,8	0,25-0,50	0,10 máx	0,01 máx	1,0-3,0	1,5	0,3	0,3	0,1
2	4 máx	1,6-2,8	0,3	0,10 máx	0,01 máx	0,5	0,15	0,1	0,1	0,02
3	4 máx	2,5 máx	0,2	0,05 máx	0,01 máx	0,8	-	-	-	-
4	4 máx	2,1 máx	0,10 máx	0,03 máx	0,01 máx	-	-	-	-	-

Algumas dessas microestruturas DCI são mostradas na figura 19, respectivamente da esquerda para a direita, matriz ferrítica, perlítica, martensítica, bainítica e austemperado DCI. No caso do DCI temperado, tem como objetivo a formação de martensita [13].



Figura 19 - Microestruturas DCI, respectivamente da esquerda para a direita, ferrítica, perlítica, martensítica, bainítica, temperada e Austemperado DCI [26]

2.3.2 DEFEITOS DE MICROESTRUTURA EM FERROS FUNDIDOS NODULARES

São considerados defeitos de microestrutura em ferros fundidos nodulares as alterações na forma esférica da grafita, bem como a presença de fases indesejadas, como a cementita, capazes de provocar alterações nas propriedades mecânicas [24]. Quanto à forma, a grafita degenerada presente, quando excede 10% do total de grafita, seu efeito torna-se evidente. Propriedades como limite de resistência e alongamento sofrem diminuição, enquanto o limite de escoamento é menos sensível à presença de grafita degenerada [29]. Nos nodulares ferríticos, a maior redução ocorre no alongamento, enquanto nos nodulares perlíticos o limite de resistência é a propriedade mecânica mais afetada [24]. Outra degeneração da grafita é quando a mesma é conhecida como grumos ou “*chunky*”, figura 20, provocando quedas acentuadas nas propriedades mecânicas. No caso dos ferros fundidos nodulares ferríticos, 10% de grafita em grumos reduz o alongamento em cerca de 40% [25].

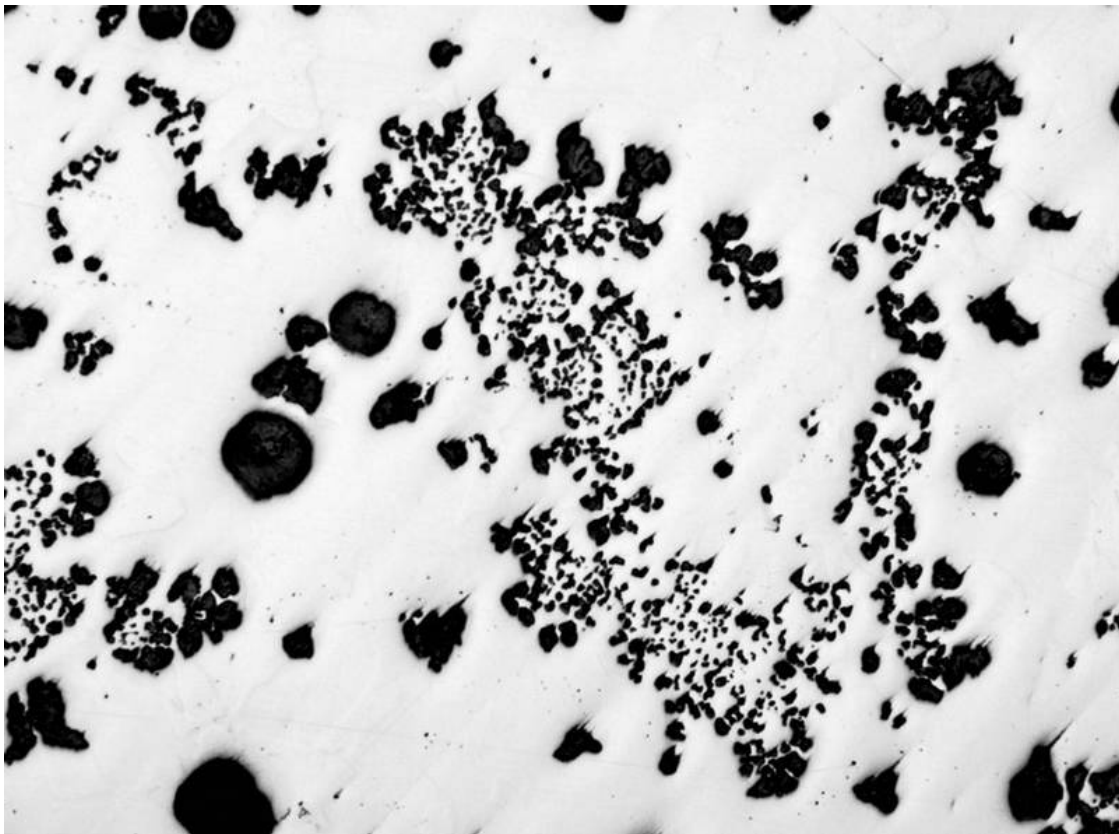


Figura 20 - Micrografia do ferro fundido nodular contendo grafita em grumos (“*chunky*”). Ampliação: 200x [24]

A presença também de ferro fundido vermicular no ferro fundido nodular ferrítico, figura 21, reduz o alongamento. Mesmo porcentagens baixas, na ordem dos 8%, levam a uma redução em cerca de 30% do alongamento [30]. A tendência para a formação de grafita vermicular está associada a baixos teores de Mg e contaminações [31].

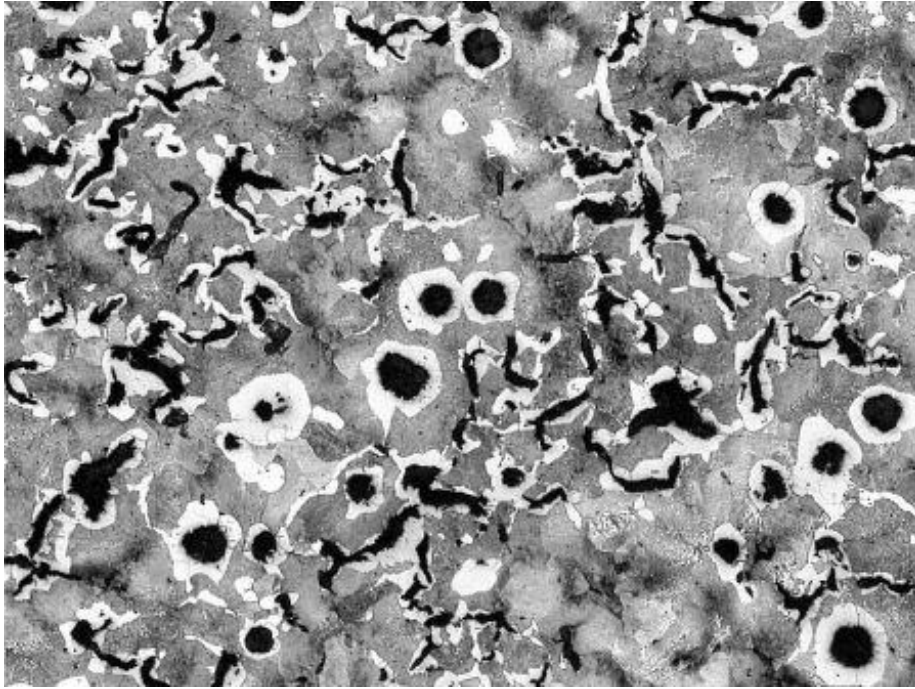


Figura 21 - Micrografia do ferro fundido nodular contendo grafita vermicular. Ampliação: 200x [24]

Outra forma de grafita, que também prejudica as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular é a forma conhecida como "*spiky*". Esse tipo de grafita, figura 22, provoca uma queda acentuada das propriedades mecânicas, e geralmente está associada à presença de carbonetos, sendo a causa mais comum para a sua formação um alto teor em Mg [24].



Figura 22 - Micrografia de ferro fundido nodular contendo grafita "*Spiky*". Ampliação: 400x [24]

Outro defeito, é a deposição de grafita sobre nódulos existentes, figura 22, que afeta as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. É observado que quando isso ocorre, há uma diminuição no módulo de elasticidade em função da grafita depositada. Essa formação ocorre durante o processo de ferritização em ferros fundidos com alto teor de cobre ou estanho [20].

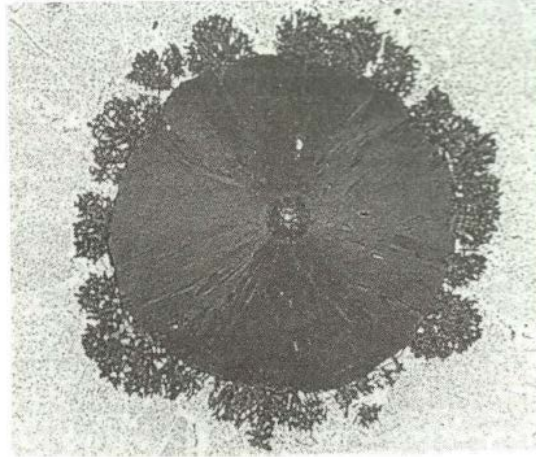


Figura 23 - Deposição de grafita sobre nódulo pré-existente. Ampliação: 500x [20]

Além da variação na forma da grafita, pode ocorrer a presença de fases indesejadas na microestrutura dos ferros fundidos nodulares, influenciando as propriedades mecânicas. Essas fases são consequência da composição química e tratamentos térmicos inadequados. Temos como exemplo a presença de carbonetos e fosfetos, inclusões não metálicas, que contribuem para a diminuição do alongamento do ferro fundido nodular. Outra microestrutura que influencia nas propriedades do ferro fundido nodular é a cementita, que provoca um aumento no limite de escoamento. Contudo, diminui a resistência à tração e o alongamento, figura 22 [24].

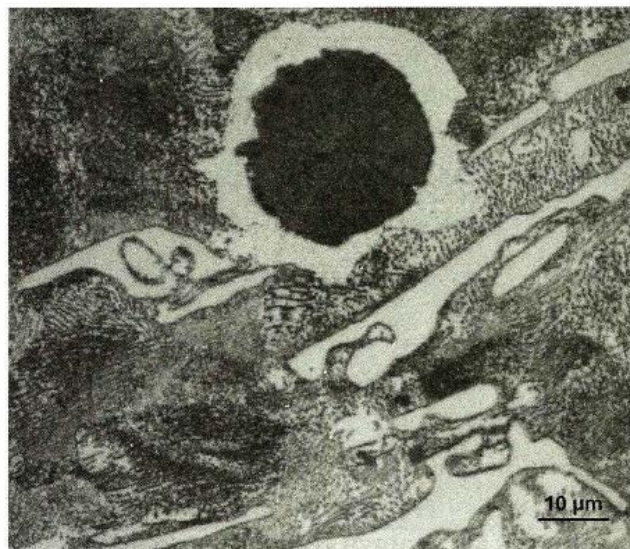


Figura 24 - Cementita em ferro fundido nodular. Ampliação: 1000x [24]

2.3.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Por conta dessas propriedades, o DCI possui diversas aplicações industriais, dentre as quais podem ser citadas: buchas e tubos para a condução de água (figura 24), hastes de válvulas, válvulas e corpos de bombas na indústria petrolífera; tubo de escapamento (figura 25), carcaças de turbo-alimentadores (figura 26), componentes de compressores de ar, etc. Há ainda algumas classes de DCI's aplicados em navios e aviões, com excelentes propriedades de resistência à corrosão e ao calor [3].



Figura 25 - Tubos em DCI para a condução de água [32]



Figura 26 - Coletores de escapamento BMW em DCI [32]



Figura 27 – Turbocompressores Nissan em DCI [32]

Com isso, vemos a importância distinta dos ferros fundidos nodulares em relações aos demais, possuindo uma vasta aplicação na indústria. Por conta disso, e por apresentar propriedades mais similares com o ferro fundido Sibodur[®] que foi analisado neste trabalho, foi dada maior ênfase nas características desse ferro, e no próximo tópico será abordado a classe de ferro fundido nodular que mais concorre com as propriedades mecânicas do Sibodur[®], conhecidos como ferros fundidos dúcteis de alta resistência, no caso em questão os ADI.

2.4 FERROS FUNDIDO DÚCTEIS DE ALTA RESISTÊNCIA TIPO ADI

Com o sucesso com que a nodularização dos ferros fundidos foi alcançada no início dos anos 40, foram desenvolvidos na sua sequência os ferros fundidos dúcteis de alta resistência, com melhores propriedades mecânicas, sendo que um dos mais relevantes é conhecido como ADI (designação do inglês *Austempered Ductile Iron*). O ADI é um trabalho bem-sucedido de desenvolvimento de uma matriz constituída por ferrita e austenita, conhecida como ausferrita, com propriedades mecânicas singulares. O ADI é produzido através de um tratamento térmico conhecido como austêmpera. A sua microestrutura é mostrada na figura 28 a seguir, que é formada por ferrita acicular e austenita estável, contendo alto teor de carbono, proporcionando ao material altos valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste [33][34].

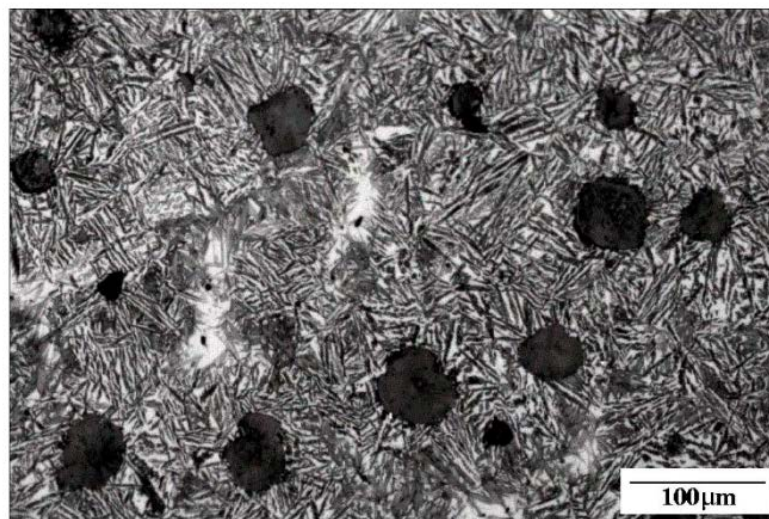


Figura 28 - Microestrutura típica de um ADI apresentando nódulos de grafita em matriz de ferrita [35]

A primeira austêmpera de ferro fundido nodular foi desenvolvida na década de 1950, sendo produzido depois industrialmente [36]. As propriedades do ADI são oriundas desse tratamento térmico. Contudo, antes disso, o ADI é vazado como um ferro nodular perfeitamente normal, tendo assim as vantagens desse processo de fundição. Assim, a produção do ADI pode ser dividida em dois processos [37][38]:

- Vazamento de um ferro fundido nodular isento de carbonetos eutéticos e com composição química e nodularidade controlada;
- Tratamento térmico conhecido por austêmpera, que consiste num ciclo de austenitização, seguido de uma transformação isotérmica no domínio bainítico.

Primeiramente, na produção do ADI se tem o vazamento do ferro fundido nodular. E por ser produzido com sucesso a partir do ferro fundido nodular, tem-se diferentes composições químicas, além de formas variadas das peças com ele produzidas. Nas tabelas que se seguem, são mostrados os teores dos elementos de liga nos ADI.

Tabela 4 – Teor dos elementos de liga recomendados para os ADI [39]

Elementos	Gama de trabalho
Carbono	3,4 – 4,0%
Silício	2,0 - 4,0%
Manganês	0,35% máx. (espessura abaixo de 13 mm) 0,50% máx. (espessura entre 13 e 30 mm)
Magnésio	0,025 - 0,06%
Fósforo	máx. 0,04%
Enxofre	máx. 0,02%
Oxigênio	máx. 50 ppm

Tabela 5 - Teor dos elementos de liga quando necessário nos ADI [39]

Elementos de liga (se necessários)	
Cobre	0,20 - 0,80%
Níquel	0,20 - 2,00%
Molibdênio	0,10 - 0,30%

Com isso é observado que composições químicas dos ADI são similares às dos ferros fundidos nodulares observados na tabela 3 (tópico: 2.2.1. Microestrutura e composição típica dos DCI). No caso dos ADI, os elementos de liga tais como Cu, Ni e Mo não são adicionados para aumentar a resistência ou a dureza, mas sim para aumentar a “austemperabilidade” da liga, quando necessário, seja devido ao elevado valor de espessura da peça, acima de 18 mm, seja devido ao equipamento utilizado nos tratamentos térmicos da peça. Essas ligas são necessárias, pois peças espessas resfriam lentamente e requerem mais elementos de liga ou sistemas de resfriamento mais eficientes do que peças finas, a fim de evitar a formação de perlita.

No caso do ferro fundido, a transformação isotérmica da austenita é condicionada pelo alto teor de silício [38]. A microestrutura do ADI é uma mistura de ferrita e austenita estabilizada, enriquecida em carbono, que é designada ausferrita. A austenita enriquecida em carbono que é encontrada no ADI, tem um significado diferente das austenitas residuais encontradas nos aços. A austenita enriquecida permanece inalterada e dificilmente se transformara à temperatura ambiente [40]. Na figura 29 a

seguir, pode-se observar o ciclo térmico convencional da austêmpera do ADI, que compreende o estágio de austenitização e de transformação isotérmica da austenita em ausferrita [41].

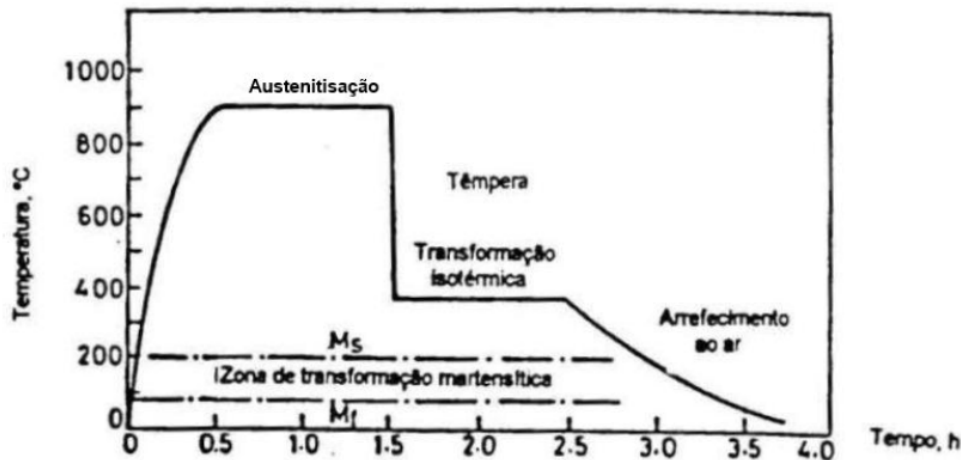


Figura 29 - Diagrama do ciclo térmico convencional do tratamento térmico de austêmpera [41]

Na figura 29 podemos ver um gráfico temperatura *versus* tempo, no qual é mostrado o ciclo térmico de austêmpera e onde se podem ver duas fases importantes nesse processo: a austenitização e a transformação isotérmica. Estas transformações são explicadas a seguir [40][42]:

- **Austenitização:** Inicialmente, o ferro fundido nodular é aquecido até uma temperatura entre 850 e 950°C, sendo escolhida a temperatura mais baixa que leva o ferro ao domínio “austenita+ferrita”, no diagrama Fe-C. Sua duração depende da microestrutura inicial da peça. Como exemplo, a microestrutura pobre em carbono exige tempo de permanência mais longo, o qual pode variar de 2 a 4 horas, enquanto a matriz perlítica, por sua vez, com teores de carbono mais próximos do que será dissolvido pela austenita, precisa de tempos mais curtos, entre 15 minutos e 1 hora. Assim, o objetivo desse ciclo inicial é permitir a homogeneização do carbono na austenita;
- **Transformação isotérmica:** Essa fase ocorre a uma temperatura constante, a qual permite a transformação da austenita no domínio ausferrítico. Assim, a austenita, após a austenitização é transformada em ferrita acicular e austenita enriquecida em carbono, observando a equação a seguir. A temperatura e o tempo devem ser determinados por via experimental, devendo-se averiguar a maximização da fracção de austenita enriquecida em carbono e impedir a formação de carbonetos, sendo que essa fase é decisiva nas propriedades finais do ADI.



γ_0 – Austenite após o austenitização

α – Ferrite acicular

γ_{HC} – Austenite enriquecida em carbono

Para finalizar, no próximo tópico serão mostradas as principais propriedades mecânicas encontradas no ADI e suas aplicações na indústria. Tendo em vista que o ADI é cerca de 10% menos denso que o aço e 2,4 vezes mais denso que o alumínio, a resistência específica (relação: peso/resistência) é apresentada como a mais baixa, como é verificado na figura 30 [43][40]. No aspecto económico, o custo dos componentes obtidos com o ADI consegue ser bastante competitivo em relação a um componente em aço (cerca de 20-30% inferior) ou a um componente de alumínio (metade do custo)[43].

2.4.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS ADI E RESPECTIVAS APLICAÇÕES

As propriedades iniciais do ADI são mostradas na figura 30, onde são comparados a resistência à tração e o alongamento do ADI com o ferro fundido nodular. Na figura é mostrada uma comparação do ADI, na norma ASTM A 897M:1997, com o ferro fundido nodular sem tratamento térmico, baseado na norma ASTM A 536, mostrando assim que o ADI supera as propriedades de resistência e alongamento dos demais.

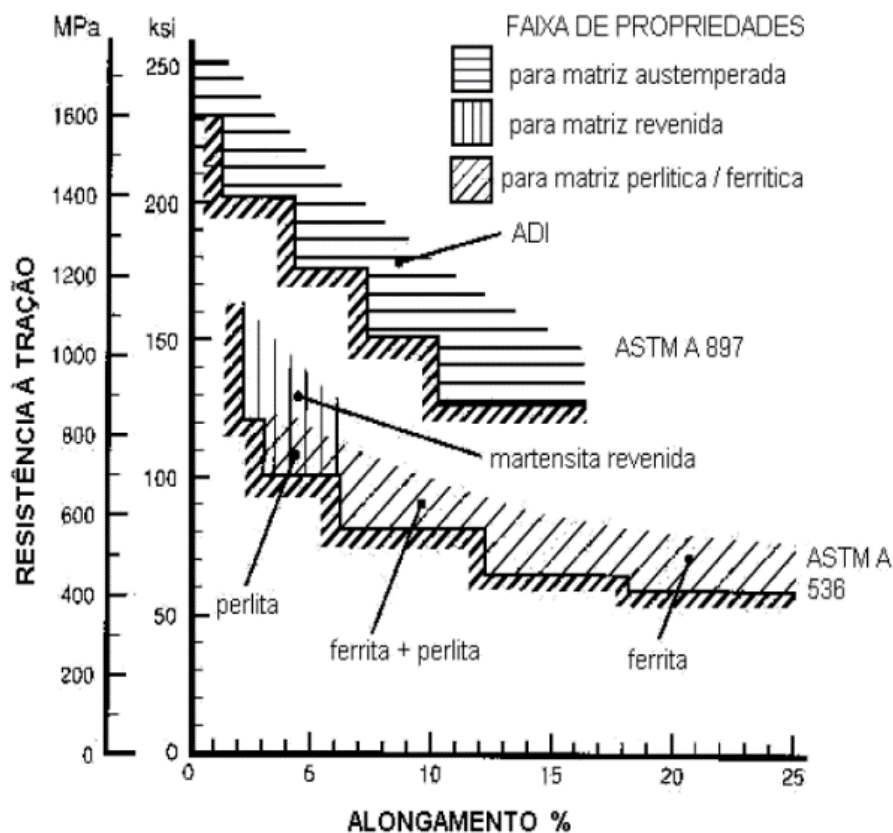


Figura 30 - Propriedades de resistência do ADI e do ferro nodular em relação ao atendimento às normas ASTM A897 e ASTM A536, respectivamente [44][45].

Na tabela 6, a seguir, poderão ser observadas as propriedades mecânicas do ADI conforme a norma ASTM 897M (1990) - EUA. Nela pode ser vista a variação das propriedades mecânicas dos ADI, e observado que mesmo com elevadas resistências, são encontrados alongamentos que podem chegar aos 10%, propriedades que nos ferros fundidos anteriores não são encontradas.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas dos ADI segundo a norma ASTM 897M[44]

Classe	Resistência mínima à tração (MPa)	Limite de escoamento mínimo (MPa)	Alongamento (%)	Resistência ao Impacto (J)	Dureza Brinell
1	850	550	10	100	269 – 321
2	1050	700	7	80	302 – 363
3	1200	850	4	60	341 – 444
4	1400	1100	1	35	366 – 477
5	1600	1300	N/A	N/A	444 - 555

Por fim, por conta de suas propriedades, os ADI's são aplicados na produção de diversas peças, de entre as quais se podem citar componentes para a indústria agrícola, cambotas/virabrequins, engrenagens; na indústria locomotiva, rodas de locomotivas; na indústria automotiva, bielas, componentes de suspensão, suporte de molas de caminhões, entre outros.



Figura 31 - Peças produzidas em ferro fundido nodular austemperado (ADI): cambotas/virabrequins, engrenagens e bielas [46]

2.5 Sibodur®

O Sibodur® é um ferro fundido dúctil de alta resistência, desenvolvido para a indústria automóvel. Foi desenvolvido pela suíça Georg Fischer (GF), a qual tem a licença exclusiva para a produção desta liga. A adição de silício e boro (Sibo) torna-o mais forte, mais durável (Dur, do inglês durable) do que os ferros fundidos comumente usados [47]. De maneira geral, o ferro fundido pode ser endurecido, conseguindo-se maior dureza e resistência à rotura a partir do aumento da porcentagem de grafita, mas essa adição pode aumentar a fragilidade do metal. A ductilidade, por sua vez, pode ser melhorada com a adição de silício, mas o produto pode ter demasiada fluidez [47].

As suas propriedades estão relacionadas com a composição química inovadora na qual os pesquisadores aumentaram o teor de silício a fim de alcançar a ductilidade desejada, enquanto a adição de boro ajuda o material a solidificar. Um investigador da GF, Werner Menk, explica a adição de silício como sendo a adição de manteiga em um bolo. Assim, Menk refere que os investigadores negligenciaram esse princípio básico da siderurgia, e aumentaram o teor de silício, a fim de alcançar a ductilidade desejada [47]. Há cinco variantes de Sibodur[®], desde o Sibodur[®] 450-17 ao Sibodur[®] 800-5, sendo que o primeiro valor representa a resistência à tração e o segundo a ductilidade. Os Sibodur[®] com maior ductilidade são usados para componentes sujeitos a choque e os outros com maior resistência, usados em peças sujeitas a maior esforços, como por exemplo bielas [47].

2.5.1 PROPRIEDADES DO Sibodur[®]

Um dos principais objetivos dos materiais estruturais, onde o Sibodur[®] poderá ser considerado, é combinar critérios de cargas elevadas e resistência à tração, com alongamentos aceitáveis. O Sibodur[®] fornece essas características, possibilitando ser aplicado em condições onde anteriormente eram usados outros materiais de alta resistência. Observando a figura 32, poderá ser visto um comparativo das propriedades de tração e alongamento do Sibodur[®] 450-17, Sibodur[®] 700-10 e Sibodur[®] 800-5 com os ADIs, ferros fundidos dúcteis da família EN-GJS e ligas de alumínio fundidas [48].

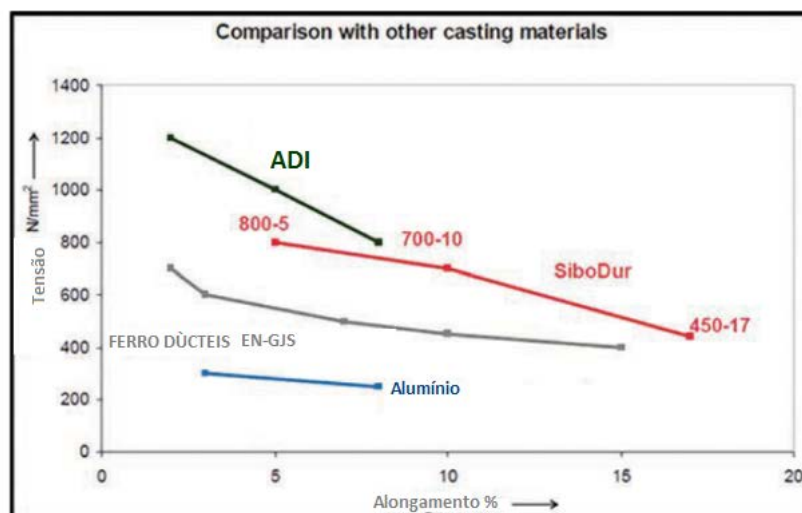


Figura 32 – Resistência à tração e alongamento para diferentes materiais de elevada resistência [49]

Nesse comparativo, é visto que o Sibodur[®] tem resistência à tração que varia de 450 a 800 MPa e alongamento variando entre 6% e 23%. Comparando estes valores com os apresentados pela liga de alumínio fundido, pode-se observar que o alumínio possui limitações quanto ao valor de tração *versus* alongamento. A seguir, na tabela 7, é mostrado o *data sheet* com as propriedades do Sibodur[®] fornecidas pela GF [48].

Tabela 7 - Datasheet Sibodur® 700 [50]

Propriedades		Unidades	Sibodur 700
Composição química	C	%	3.35 – 3.65
	Si	%	2.8 – 3.3
	Mn	%	0.15 – 1.0
	Cu	%	0.5 – 1.1
Matriz	Perlita	%	60-90 (remanescente: ferrita)
Resistência à tração	Rm	N/mm ²	≥ 700
Tensão limite convencional de elasticidade a 0.2% à tração	Rp0.2	N/mm ²	≥ 440
Alongamento	A	%	6 – 12
Tensão limite convencional de elasticidade a 0.2% à compressão	σd0.2	N/mm ²	≥ 475
Resistência ao corte	τaB	N/mm ²	≥ 545
Módulo de Elasticidade	E	kN/mm ²	176 (RT) 157 (400 °C)
Módulo ao corte	G	kN/mm ²	68
Coefficiente de Poisson	ν	-	0.289
Resistência ao impacto	a	J/cm ²	11 (-40 °C) 40 (RT)
Resistência ao impacto com entalhe ISO-V	ak	J/cm ²	2 (-40 °C) 5 (RT)
Pressão de contacto (deformação: 0.02 mm)	pG0.02	N/mm ²	> 1350
Dureza Brinell	HB	HBW	240 - 290
Resistência à fadiga (R = -1)	σA	N/mm ²	260 (Pu50%) 245 (Pu90%)
Densidade	ρ	g/cm ³	7.1 (RT) 6.9 (600°C)
Coefficiente de expansão térmica	α	10 ⁻⁶ /K	11.8 (20 - 100 °C) 13.7 (20 - 600 °C)
Calor específico	c _p	J/(g·K)	0.52 (100 °C) 0.73 (600 °C)
Resistividade eléctrica específica	ρ	μΩ·m	0.62 (RT) 0.77 (600 °C)
Condutividade térmica	λ	W/(K·m)	28.8 (100 °C)
			26.5 (600 °C)

Por fim, pode ser visto nas figuras 33, 34 e 35, as principais aplicações do Sibodur® ligadas à indústria automotiva.



Figura 33 - Aplicação de Sibodur® em peça do chassi [48]



Figura 34 - Aplicação de Sibodur® numa estrutura de roda, plataforma Golf / Volkswagen [48]



Figura 35 - Aplicação de Sibodur® em amortecedor da forquilha, Audi [48]

2.6 SOLDADURA

A solda é um importante processo na fabricação de peças metálicas [51]. Esse processo é usado também com a finalidade de recuperar peças metálicas desgastadas, aplicação de revestimento com características especiais sobre a superfície metálica e também para o corte de estruturas ou peças metálicas. A soldadura é muito utilizada atualmente devido a diversos fatores, contudo o principal é a sua simplicidade operacional. Contudo, apesar de sua simplicidade, não se pode esquecer que a soldadura pode ser muitas vezes um processo “traumático”, pois envolve a aplicação de elevadas temperaturas, o que pode levar a alterações nas propriedades do material, por isso, deve sempre ter-se um bom conhecimento do processo de solda

utilizado e sua compatibilidade com o material de base a ser soldado. O desconhecimento da aplicação do processo de solda, ou sua incompatibilidade com o material a ser soldado, pode resultar em problemas no material, como descontinuidades, poros e perdas indesejadas de suas propriedades mecânicas originais. Por essa razão, é importante se conhecer o processo de solda a ser utilizado e as características do material de base.

2.6.1 HISTÓRIA DA SOLDADURA

O processo de soldagem atual é um processo recente, com menos de 150 anos de aplicação, contudo alguns processos de soldadura como o forjamento têm sido utilizados desde épocas antigas. Como indicações de sua utilização, existem alguns artefatos Persas produzidos por volta de 4000 AC. A soldadura por forjamento era utilizada na produção de ferro por volta de 1500 AC. Nessa época, o ferro era produzido por redução direta, processo no qual o ferro era misturado com carvão em brasa, soprado, reduzindo o óxido de ferro pelo carbono, produzindo assim ferro metálico sem a fusão do material. Contudo, quando era necessário produzir peças maiores, os blocos de materiais eram soldados por forjamento. Assim, o material era aquecido e colocava-se areia entre as peças e martelava-se até à formação da ligação [52] [53].

Na antiguidade, o processo de soldadura foi utilizado para a produção de armas. Como o aço era escasso e de alto custo, as armas inicialmente eram produzidas em ferro com tiras de aço soldadas nos locais de corte e endurecidas por têmpera. Por volta do século XII e XIII, com a utilização de altos-fornos produzindo grandes quantidades de ferro através de fundição, importante processo de produção, a soldadura por forjamento foi substituída por outros processos como a rebitagem e parafusagem, mais adequados nessa época, assumindo-se assim como um processo secundário de fabricação até ao século XIX. A partir desse século, a tecnologia de soldadura começou a mudar, principalmente pelo descobrimento de experiências de Sir Humphrey Davy (1801-1806) com o arco elétrico, com a descoberta do acetileno por Edmund Davy e junto com o desenvolvimento de fontes produtoras de energia elétrica, que possibilitaram o aparecimento da solda por fusão. A primeira patente do processo de soldadura foi obtida, por sua vez, por Nikolas Bernados e Stanislav Olszewsky em 1885, que foi baseado em um arco elétrico entre um elétrodo de carvão e a peça a soldar, o qual se encontra Ilustrado na figura 36, a seguir [52] [53].

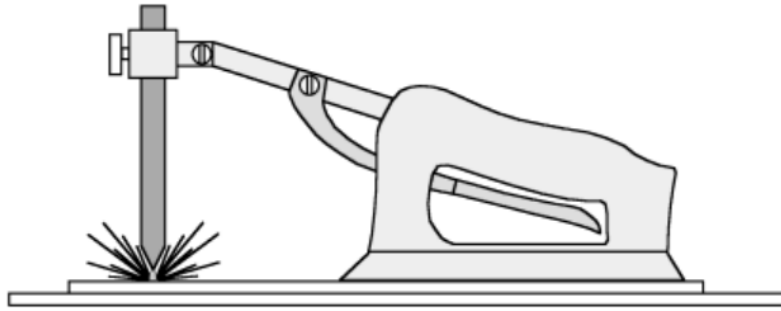


Figura 36 - Primeiro sistema de soldadura por arco com eletrodo de carvão patenteado, de acordo com a patente de Bernardos [52]

Nessa nova fase, a soldadura teve pouca utilização, estando restrita a reparações de emergência, até à eclosão da primeira guerra mundial, que devido à necessidade da época, a soldadura passou a ser usada de maneira mais intensa como processo de fabricação. A partir de então, a soldagem se desenvolveu, sendo aperfeiçoados os processos usados até então e desenvolvidos novos processos com novos equipamentos e tecnologia. Segue um pouco do resumo cronológico da história da soldadura [52] [53]:

- 1801 - Sir Humphey Davis descobre o fenômeno do arco elétrico;
- 1836 - Edmund Davy descobre o Acetileno;
- 1885 - N. Bernardos e S. Olsewski depositam patente do processo de soldadura por arco elétrico;
- 1889 - N.G. Slavianoff e C. Coffin substituem o eletrodo de grafite por arame metálico;
- 1901- Fouché e Picard desenvolvem o primeiro maçarico industrial para soldadura oxiacetilênica;
- 1903 - Goldschmidt descobre a solda aluminotérmica;
- 1907 - O. Kjellberg deposita a patente do primeiro eletrodo revestido;
- 1919 - C. J. Halsag introduz a corrente alternada nos processos de soldadura;
- 1926 - H.M. Hobart e P.K. Denver utilizam gás inerte como proteção do arco elétrico;
- 1930 - Primeiras normas para eletrodo revestido nos EUA;
- 1935 - Desenvolvimento dos processos de soldadura TIG e Arco Submerso;
- 1948 - H. F. Kennedy desenvolve o processo de soldadura MIG;
- 1950 - França e Alemanha desenvolvem o processo de soldadura por feixe de elétrons;
- 1953 - Surgimento do processo MAG.

Com o desenvolvimento de novos processos, foram surgindo equipamentos e consumíveis adaptados aos novos materiais, que permitiam soldar de forma cada vez mais rápida e eficiente, tendo como resultado final um aumento na qualidade da solda. Assim, atualmente, mais de 50 processos de soldadura diferentes são aplicados na indústria, tornando-se assim, o mais importante método de união permanente de metais [52] [53].

2.6.2 PROCESSOS DE SOLDADURA

Tecnicamente, os processos de soldadura são divididos em dois grandes grupos: soldagem por pressão e soldagem por fusão. O primeiro se baseia na aplicação de pressões elevadas de forma a deformar o material plasticamente, permitindo a fusão (figura 37). A soldadura por fusão, por sua vez, consiste na aplicação localizada de calor na região de união, para que se verifique a fusão do material junto ao metal de adição, produzindo assim a solidificação do metal fundido (figura 38). Alguns destes processos com maior importância tecnológica, serão discutidos a seguir.

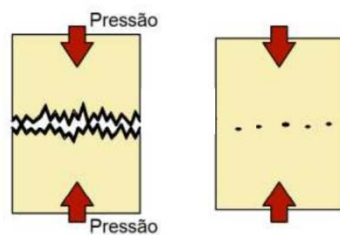


Figura 37 - Ilustração da soldagem por pressão [52]

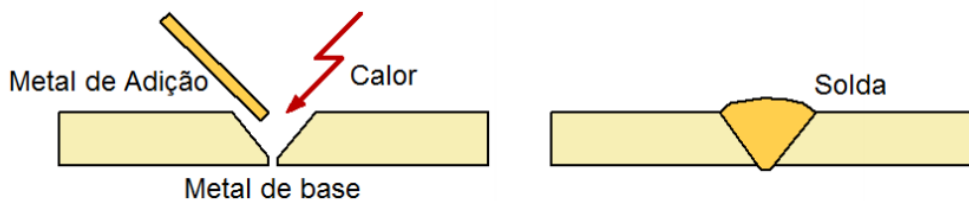


Figura 38 - Ilustração da soldadura por fusão [53]

2.6.2.1 PROCESSO DE SOLDADURA POR PRESSÃO

Esse grupo inclui processos de soldadura por ultrassons, por fricção, por resistência elétrica, entre outros. Nesses processos, a união é obtida através da deformação do material em uma região restrita, na vizinhança da junta. Para isto, ocorre o aquecimento dessa região a soldar, em relação à peça. Como no processo de resistência elétrica, o aquecimento é obtido pela passagem da corrente elétrica. Assim sendo, alguns desses processos podem ser resumidos conforme o exposto abaixo:

- **Soldadura por resistência:** Processo no qual o calor necessário para a formação da junta de solda é obtido pela resistência à passagem da corrente elétrica, através das peças que estão sendo soldadas. O aquecimento na região da junta

pela passagem de corrente elétrica diminui a resistência mecânica do material, permitindo, através da temperatura, pressão a deformação localizada, a soldadura por mistura do metal fundido entre electrodos que promovem a passagem da corrente elétrica.

- **Soldadura por centelhamento:** É muitas vezes classificada como uma soldadura por resistência, pelas características do processos serem similares. Nesse processo, as peças são aproximadas, sem contudo as suas superfícies entrarem em contacto. A energia elétrica é ligada, então, e as peças são aproximadas uma da outra com velocidade constante. Essa aproximação causa o aparecimento do arco elétrico (centelhamento). Esse centelhamento condiciona a evaporação dos pontos em contacto, permitindo, dessa forma, que novos pontos entrem em contacto. Assim, após certo tempo de centelhamento, quando todas as superfícies a serem unidas estiverem suficientemente aquecidas, a corrente de solda é desligada e as peças são fortemente pressionadas uma contra a outra, levando à formação da solda. Na figura 39, que se segue, V_1 é a velocidade de aproximação das peças, e V_2 a velocidade com que as peças são pressionadas após o aquecimento, sendo V_2 maior que V_1 [52].

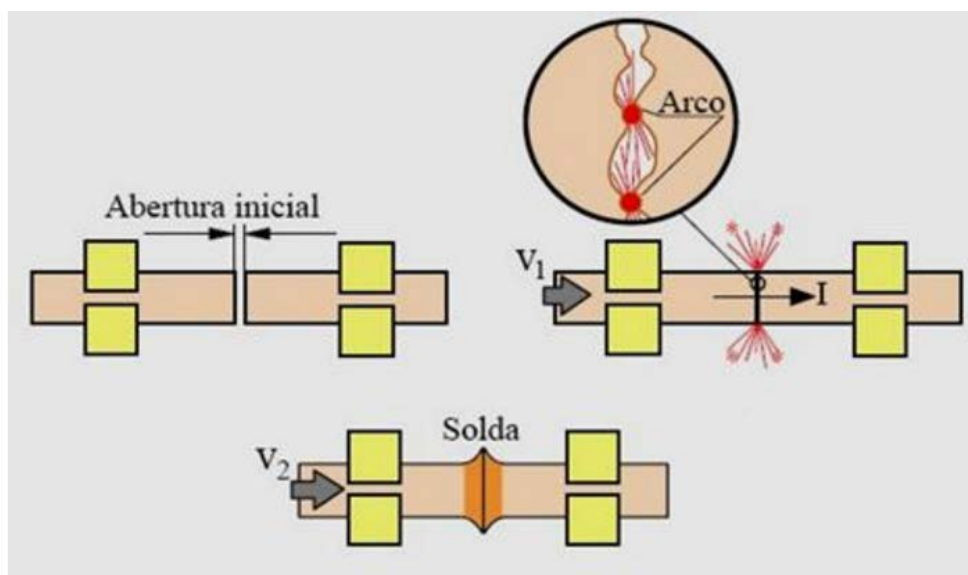


Figura 39 - Tipo de soldagem por pressão, soldagem por centelhamento [52]

- **Soldadura por fricção:** A soldadura por fricção é um processo que utiliza energia mecânica, em geral associada à rotação da peça, para a geração de calor na região da junta soldada. Depois de um aquecimento prévio, as peças são pressionadas para a formação da junta. Esse processo é utilizado para soldar peças simétricas, cilíndricas, tubos e barras. Na figura 40, a seguir, em (a) a peça é colocada em rotação, enquanto em (b) se inicia a força de compressão, em (c) se inicia a força de solda e em (d) a solda fica completa [52].

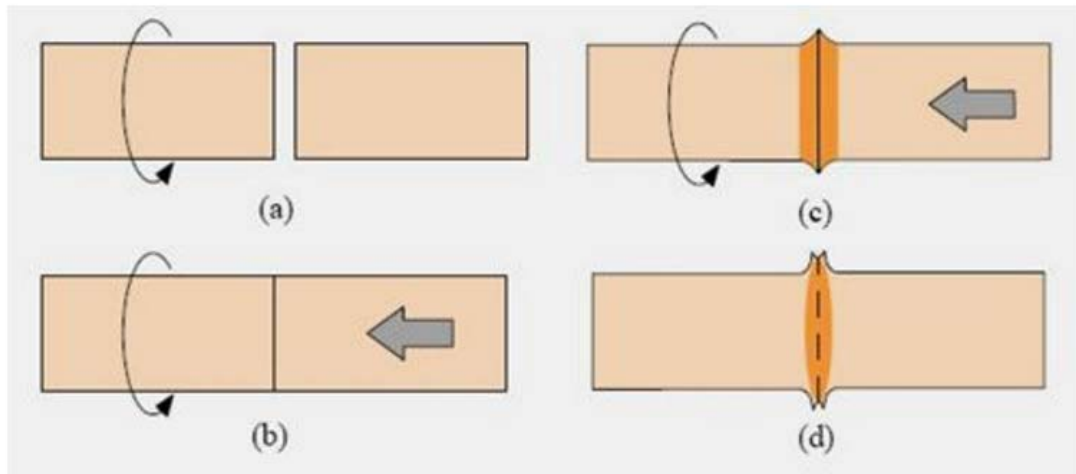


Figura 40 - Tipo de soldadura por pressão, soldadura por fricção [52]

- **Soldadura por ultrassons:** Essa soldadura produz a união das peças pela aplicação localizada de energia vibracional de alta frequência (ultra-som), enquanto as peças são mantidas sob pressão. O aquecimento ocorre por deformação plástica localizada das superfícies de contacto. Esse processo é comumente utilizado na soldadura de juntas sobrepostas de metais dúcteis, similares ou não, de pequena espessura.

2.6.2.2 PROCESSO DE SOLDADURA POR FUSÃO

Devido ao grande número de processos de soldadura por fusão, estes são separados normalmente em subgrupos. Uma classificação muito usada é a divisão dos processos de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças. Na tabela 8 são mostrados alguns processos de soldadura por fusão e suas características. De entre esses processos de soldadura por fusão, aqueles que utilizam arco elétrico são os mais importantes para a soldadura de ferro fundidos, e dentro desses, o processo de soldadura de eletrodo revestido. Por essa razão, esse processo será melhor abordado a seguir, em forma de tabela comparativa, tabela 8.

Tabela 8 - Resumo dos processos de soldadura por fusão, de acordo com o tipo de fonte de energia usada [52]

PROCESSO	FONTES DE CALOR	TIPO DE CORRENTE E POLARIDADE	AGENTE PROTETOR OU DE CORTE	OUTRAS CARACTERÍSTICAS	APLICAÇÕES
Soldadura por eletro-escória	Aquecimento por resistência da escória líquida.	Contínua ou alternada.	Escória.	Automática/Mecanizada. Junta na vertical. Arame alimentado mecanicamente na poça de fusão. Não existe arco.	Soldadura de aços ao carbono, baixa e alta liga, espessura ≥ 50 mm. Soldagem de peças de grande espessura, eixos, carris, etc.
Soldagem por Arco Submerso	Arco elétrico.	Contínua ou alternada. Eletrodo ligado ao +.	Escória e gases gerados.	Automática/mecanizada ou semiautomática. O arco funde sob uma camada de fluxo granular.	Soldadura de aços ao carbono, baixa e alta liga. Espessura ≥ 10 mm. Posição plana ou horizontal

					de peças estruturais, tanques, vasos de pressão, etc.
Soldadura com Eléctrodos Revestidos	Arco eléctrico.	Contínua ou alternada. Eléctrodo ligado ao + ou -.	Escória e gases gerados.	Manual. Vareta metálica recoberta por camada de fluxo.	Soldadura de quase todos os metais, exceto cobre puro, metais preciosos, materiais reativos e de baixo ponto de fusão. Usado na soldadura em geral.
Soldadura com Arame Tubular	Arco eléctrico.	Arco eléctrico.	Escória e gases gerados ou fornecidos por fonte externa. Em geral o CO ₂ .	O fluxo está contido dentro de um arame tubular de pequeno diâmetro. Automático ou semiautomático.	Soldadura de aço ao carbono com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de chapas.
Soldadura MIG/MAG	Arco eléctrico.	Contínua. Eléctrodo ligado ao +.	Argônio ou Hélio, Argônio + O ₂ , Argônio + CO ₂ , CO ₂	Automática/mecanizada ou semiautomática. O arame é sólido.	Soldadura de aço ao carbono, baixa e alta liga, não ferrosos, com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de tubos, chapas, etc. Qualquer posição.
Soldadura a Plasma	Arco eléctrico.	Contínua. Eléctrodo ligado ao -.	Argônio, Hélio ou Argônio + Hidrogênio.	Manual ou automática. O arame é adicionado separadamente. Eléctrodo não consumível de tungstênio. O arco é constricto por pressão de gás num bocal.	Todos os metais importantes em engenharia, exceto Zn, Be e suas ligas, com espessura até 1,5 mm. Passes de raiz.
Soldadura TIG	Arco eléctrico.	Contínua ou alternada. Eléctrodo ligado ao -.	Argônio, Hélio ou misturas destes.	Manual ou automática. Eléctrodo não consumível de tungstênio. O arame é adicionado separadamente.	Soldadura de todos os metais, exceto Zn, Be e suas ligas, espessura entre 1 e 8 mm. Soldadura de não ferrosos e aços inox. Passe de raiz de soldas em tubulações.
Soldadura por Feixe Electrónico	Feixe electrónico.	Contínua. Alta Tensão. Peça +.	Vácuo (»10 - 4 mm Hg).	Soldadura automática. Não há transferência de metal. Feixe de elétrões focalizado em um pequeno ponto.	Soldadura de todos os metais, exceto nos casos de evolução de gases ou vaporização excessiva, a partir de 25 mm de espessura. Indústria nuclear e aeroespacial.
Soldadura a Laser	Feixe de luz.		Argônio ou Hélio.	Feixe de fotões localizado.	Como acima. Corte de materiais não metálicos.
Soldadura a Gás	Chama oxiacetilénica.		Gás (CO, H ₂ , CO ₂ , H ₂ O).	Manual. Arame adicionado separadamente.	Soldadura manual de aço ao carbono, Cu, Al, Zn, Pb e bronze. Soldadura de chapas finas e tubos de pequeno diâmetro.

2.6.3 SOLDADURA COM ELÉTRODO REVESTIDO

A soldadura a arco com eléctrodos revestidos (*Shielded Metal Arc Wending - SMAW*) é um processo no qual a união é obtida pela fusão do metal com um arco estabelecido por um eléctrodo especial. O eléctrodo é formado por um núcleo metálico (“alma”), com 250 a 500 mm de comprimento, revestidos por uma camada de minerais (argila, fluoretos, carbonatos, etc.) e/ou outros materiais como celulose, ferro-ligas, dentre outros, diâmetro típico de 2 a 8 mm. A alma do eléctrodo conduz a corrente eléctrica e serve como metal de adição. O revestimento gera escória e gases que protegem a região da solda e estabilizam o arco. A figura a seguir ilustra o processo.

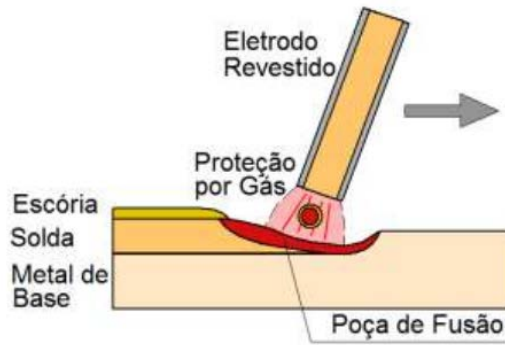


Figura 41 - Esquema da soldadura por eletrodo revestido [53]

Os equipamentos utilizados na soldadura por eletrodo revestido consistem na máquina de soldadura (fonte de alimentação), porta-eletrodo e cabos. Os equipamentos de segurança do soldador são a máscara, luvas e avental, e a limpeza do cordão e a remoção da escória é feita por picadeira e escova de aço. Para a realização da soldadura, a parte não revestida do eletrodo é fixada no porta-eletrodo e o arco é iniciado tocando rapidamente a ponta do eletrodo na peça, conectado à máquina de soldar por cabos. O calor do arco funde a ponta do eletrodo e um pequeno volume do metal de base, formando a poça de fusão. A solda é realizada manualmente, com o soldador controlando o comprimento do arco para a formação da poça de fusão, manipulando o eletrodo e deslocando o mesmo ao longo da junta. Quando o passe da junta de fusão é realizado, o processo é parado para a remoção da escória, sendo em seguida continuado no caso de haver lugar a mais do que um passe. Alguns dos equipamentos utilizados na soldadura por eletrodo revestido são mostrados na figura 42 a seguir, e na tabela 9 são apresentadas suas vantagens, limitações e principais aplicações [53][54].



Figura 42 - Equipamento utilizado na soldadura por eletrodo revestido [54]

Tabela 9 - Vantagens, limitações e aplicações principais do processo SMAW [53]

VANTAGENS E LIMITAÇÕES	APLICAÇÕES
<ul style="list-style-type: none"> • Equipamento simples, portátil e barato. • Não necessita fluxos ou gases externos. • Pouco sensível à presença de correntes de ar (trabalho no campo). • Processo muito versátil em termos de materiais soldáveis. • Facilidade para atingir áreas de acesso restrito. <ul style="list-style-type: none"> • Aplicação difícil para materiais reativos. • Produtividade relativamente baixa. • Exige limpeza após cada passe. 	<ul style="list-style-type: none"> • Soldadura de produção, manutenção e em montagens no campo. • Soldadura de aço ao carbono e ligados. <ul style="list-style-type: none"> • Soldagem de ferro fundido. • Soldadura de alumínio, níquel e suas ligas.

De entre os tipos de eléctrodos usados para a soldadura por eléctrodo revestido, existem quatro tipos principais: celulósico, rutílico, ácido e básico [53].

- **Eléctrodo celulósico:** Esse revestimento possui 20% de material celulósico que se decompõe no arco, formando quantidades expressivas de CO, CO₂ e hidrogénio, sendo estes responsáveis pela protecção gasosa da poça e do cordão de solda. Essa reacção, que resulta na libertação dos gases, provoca um elevado jato de plasma, conseqüentemente uma alta penetração que é uma característica desse eléctrodo. O eléctrodo também tem como característica a baixa estabilidade do arco, provocando uma grande quantidade de respingos/salpicos e uma formação irregular do cordão de solda.
- **Eléctrodo rutílico:** Seu revestimento possui mais de 50% de óxido de titânio e possui uma alta estabilidade do arco, com tensões baixas comparativamente aos outros eléctrodos. A quantidade de respingos/salpicos é baixa e o cordão da solda, de maneira geral, tem um bom aspecto. Na decomposição do eléctrodo, o revestimento reage formando CO, CO₂, hidrogénio e possivelmente também nitrogénio. Além do óxido de titânio presente no eléctrodo, também pode ter 15% de material celulósico que confere uma melhor protecção gasosa.
- **Eléctrodos ácidos:** O revestimento desse eléctrodo é constituído por óxido de ferro, de manganês e silicatos. Sua escória é abundante e tem característica ácida. Conseqüentemente, esse carácter ácido resultará em uma intensa reacção com a poça e essa escória será facilmente destacável. Os componentes como óxido de ferro e manganês possuem tendência oxidante. Os teores de carbono e manganês no depósito podem diminuir, dependendo do balanço que constitui a composição do revestimento. Conseqüentemente, terá resultado na resistência mecânica e na ductilidade, situação que ocorre também em outros eléctrodos. Como no caso de alguns revestimentos, que dependendo da sua composição total, podem acarretar inclusões de óxidos e outros materiais não

metálicos, sendo esse facto significativo na ductilidade e tenacidade do material.

- **Eléttodos básicos:** O eléctrodo é constituído com base no carbonato de cálcio, possuindo características que permitem depósitos com baixos teores de hidrogênio. Por esse revestimento possuir baixos teores de hidrogênio e inclusões de qualquer outro tipo, se torna utilizado em soldadura de responsabilidade e de materiais tradicionalmente com difícil soldabilidade.

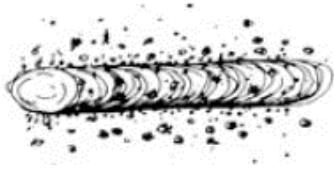
Sua proteção gasosa é baseada em CO/CO₂, sem presença de hidrogênio. No caso da escória, por ter característica básica, possibilita a redução do banho e a retirada de materiais não-metálicos encontrados na poça, como no caso dos sulfetos. As propriedades mecânicas e resistência à trinca (fissura) a frio e a quente são melhores que os demais revestimentos, tornando assim este tipo de eléctrodo mais apropriado para a soldadura de aços de liga e ligas não-ferrosas. Por fim, nessa solda existem alguns defeitos comuns de acontecer, com causas já bem conhecidas dos profissionais experientes. Esses defeitos são abordados na tabela 10, que se segue.

Tabela 10 - Principais defeitos encontrados no processo de soldadura por eléctrodo revestido [55]

Defeitos	Causas e soluções
Mau aspecto	<p>Causas e problemas: Conexões defeituosas; Superaquecimento; Usar eléctrodo inapropriado; Comprimento de arco e amperagem inadequada.</p> <p>Recomendações: Usar o comprimento de arco, o ângulo (posição) de eléctrodo e velocidade de avanço adequados; Evitar o sobreaquecimento; Usar um balanço uniforme; Evitar o uso de corrente muito elevada.</p>
Penetração excessiva	<p>Causas e problemas: Corrente muito elevada; Posição inadequada do eletródo.</p> <p>Recomendações: Diminuir a intensidade da corrente; Manter o eléctrodo a um ângulo que facilite o enchimento.</p>



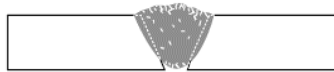
Respingo excessivo



Causas e problemas:
Corrente muito elevada;
Arco muito comprido.

Recomendações:
Diminuir a intensidade da corrente;
Encurtar o arco.

Soldadura porosa



Causas e problemas:
Corrente inadequada;
Arco curto;
Eletródo defeituoso;

Recomendações:
Averiguar se existe impureza no material de base;
Usar a corrente indicada para o eletrodo;
Usar eletrodo adequado para o trabalho;
Manter o arco mais largo.

2.6.4 SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO

Ferros fundidos são materiais vastamente utilizados por conta de suas propriedades, aliadas ao baixo custo. Contudo, esses materiais foram durante muito tempo considerados impossíveis de serem soldados, principalmente em aplicações que exigiam altos níveis de segurança e propriedades exigentes [56]. Quando é comparada a soldadura dos ferros fundidos com a dos aços, de facto os ferros fundidos são mais difíceis de soldar; muitas propriedades mecânicas e microestruturais podem ficar comprometidas. Essas dificuldades existem, no que diz respeito à soldadura, mas quando é entendida a natureza do material e suas características, é possível serem adotados alguns procedimentos com o objetivo de eliminar e/ou contornar essas dificuldades [56]. É possível aplicar a soldadura dos ferros fundidos em três diferentes níveis: solda de manutenção, solda de construção e solda de produção. A primeira, refere-se ao caso de peças que romperam, ou sofreram desgaste em serviço e que necessitam ser recuperadas até que ocorra sua substituição; a solda de construção é usada para se obterem peças de maior complexidade [56].

Na indústria, a solda é empregada para recuperação de defeitos de fundição, porosidades, trincas e rechupes. Mesmo que os projetos de peças fundidas sejam elaborados evitando ao máximo a necessidade de executar uma operação de soldadura, entretanto em produção de grandes séries de peças fundidas, em algumas situações se faz necessário, como na recuperação de algumas peças que apresentam pequenos defeitos (rechupes, falta de enchimento) devido a problemas no processo de fabricação [57][58].

Com relação à soldabilidade, os ferros fundidos dúcteis e maleáveis são aqueles que apresentam a maior capacidade de acomodar tensões, e por isso são os que evidenciam maior soldabilidade. Os ferros fundidos cinzentos podem ser soldados de maneira satisfatória. No entanto, o ferro fundido vermicular, devido à presença de microestruturas frágeis (martensita, carbonetos, etc.) não são admitidos para soldadura, por comprometerem o desempenho mecânico da peça [22][56].

2.6.4.1 DIFICULDADES NA SOLDADURA DOS FERROS FUNDIDOS

Em geral, as dificuldades na soldadura dos ferros fundidos são originadas por conta do alto teor de carbono contido principalmente na grafita e a baixa ductilidade e condutividade térmica.

- **Alto teor de carbono:** Os problemas na soldadura do ferro fundido envolvem principalmente a formação de estruturas duras e frágeis devido ao elevado teor de carbono e ao gradiente térmico.

O carbono é encontrado na grafita do material de base. Quanto maior a superfície de grafita em contato com a austenita, maior é a porcentagem de carbono presente na poça de fusão, o que contribui para a formação de componente duros e frágeis. Por essa razão, é preferível que todo o carbono esteja na forma de grafitas esferoidais não muito pequenas [59].

Assim, os ferros fundidos que apresentam a grafita na forma de lamelas, apresentam maior dificuldade na hora de serem soldados, como no caso do ferro fundido cinzento. Neste mesmo sentido, também tem influência a estrutura da matriz. A matriz perlítica, rica em carbonetos, contribui para o aumento da porcentagem de carbono na poça de fusão mais do que uma matriz ferrítica, portanto favorece a formação de componentes frágeis, sendo mais prováveis os problemas de trincamento (fissuração) [57][59].

É esperada a formação de martensita na zona afetada pelo calor, por conta do aquecimento do material base dentro da região de formação austenítica, seguido do rápido resfriamento característico dos processos de soldadura. Vale a pena lembrar que a formação de martensita e/ou carbonetos no processo de soldadura não está somente ligada à velocidade de resfriamento, mas também à composição química local, que influi na formação das estruturas supracitadas. A martensita, formada na zona fundida e zona afetada pelo calor, são extremamente prejudiciais, pois estas estruturas têm como principal característica elevada dureza e fragilidade, o que afeta as propriedades da região e a usinabilidade (maquinabilidade). A formação da martensita depende da composição química e do ciclo térmico experimentado durante o processo de soldadura, e é através da manipulação dessas duas variáveis que se buscam os melhores resultados do processo [60][61].

Outro fator importante é a oxidação, pois durante o processo de solda o óxido de ferro pode reagir com o carbono favorecendo a formação de porosidades, provocando problemas com propriedades mecânicas em algumas situações. Para diminuir esse efeito nocivo da grafita com respeito a porosidades e ao alto teor de carbono, normalmente é feito na região da peça uma limpeza à base de hidróxido de sódio para remover a grafita da superfície do fundido. Porém, a técnica de pré-aquecimento da peça e esmerilhagem da superfície a ser soldada é a técnica mais empregada [59][62].

- **Os efeitos da baixa ductilidade e condutividade térmica:** Os ferros fundidos que apresentam baixa ductilidade, ou seja, uma incapacidade para aliviar plasticamente as tensões geradas durante a soldadura, limitando o processo, uma vez que as tensões não poderiam ser absorvidas pelo material fora da zona afetada pelo calor [2][59][63].

Por essa razão, os ferros fundidos podem trincar (fissurar) após a soldadura, como resultado das tensões desenvolvidas pelo elevado gradiente térmico durante a operação de soldadura, que não podem ser minimizadas por outra forma de alívio. Este problema é mais grave nos ferros fundidos que apresentam um elevado coeficiente de expansão térmica, a exemplo do ferro fundido cinzento. Desta maneira, as zonas mais frias são solicitadas à tração, provocando trincas (fissuras) [59].

2.6.4.2 PRÉ-AQUECIMENTO

Quando utilizado, o pré-aquecimento permite reduzir o gradiente térmico no metal de base. A sua importância está relacionada com a prevenção de trincas, a redução das tensões residuais e distorções, contribuindo para diminuir a taxa de resfriamento. Contudo, uma das suas consequências é o alargamento da zona termicamente afetada (ZTA). As temperaturas de pré-aquecimento aplicadas na soldadura dos ferros fundidos são todas acima da temperatura de formação da martensita, M_s (aproximadamente 230°C), para prevenir a formação da ZTA. Assim, tem-se três categorias de soldadura: a frio, à temperatura ambiente; média, para temperaturas entre 150 e 400°C; e a quente, para temperaturas entre 600 e 650°C [65][66].

Quando ocorre muita dissipação de calor na peça, é recomendado o pré-aquecimento entre 600 e 650°C. Outra metodologia proposta é ter em atenção o teor de carbono. Assim sendo, para $C \geq 3\%$, o pré-aquecimento realizado deve estar entre 250 e 400°C. Por fim, temos as temperaturas de pré-aquecimento tipicamente realizadas no ferro fundido classe ASTM 20 [64], mostradas na tabela 11, a seguir.

Tabela 11 - Influência do pré-aquecimento na dureza do ferro fundido classe ASTM 20, soldado com eletrodos AWS ENiFe-CI [64]

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

2.6.4.3 PÓS-AQUECIMENTO

O pós-aquecimento, quando realizado, tem como objetivo melhorar a ductilidade e a usinabilidade da ZTA, que tem tendência a subir por conta da decomposição da cementita, que se forma durante a soldadura e também por conta do revenimento da martensita [59]. O pós-aquecimento comumente utilizado é realizado a temperaturas entre 600 e 650°C durante 1,5 horas por cada 25 mm de espessura do ferro fundido cinzento. No caso dos ferros fundidos nodulares, o recozimento em forno é realizado para a formação de ferritas. Nesse caso, mantém-se durante três horas a uma temperatura de 850-900°C, e resfria-se dentro do forno até 690°C, por cinco horas, para finalmente resfriar lentamente até a temperatura ambiente. De maneira geral, peças dotadas de pós-aquecimento devem ser resfriadas lentamente, em forno ou com material isolante [59]. Para alívio de tensões em ferros fundidos nodulares, outra técnica utilizada é aquecer entre 510-680°C durante 1,5 horas, por cada 25 mm de espessura de secção [67][68].

2.6.4.4 EFEITO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS NA SOLDADURA

Na soldadura, há elementos que são voláteis como o C, Si ou Mg e podem evaporar-se do material devido às altas temperaturas [60]. Como exemplo, pode referir-se que no ferro fundido vermicular a perda de elementos como o C e o Si, que são grafitizantes, favorece a formação de componentes frágeis na junta soldada, pois altera a formação de grafita na solda [53][56][69]. Existem ainda outros elementos que, se presentes na solda, podem contribuir para a formação de trincas, como o enxofre ou o fósforo. O enxofre, provoca também fraturas frágeis quando há alto teores de níquel [56]. O fósforo contribui para a formação do eutético Fe-Fe₃P, esteadita, nos contornos do grão, o que contribui para a formação de trincas sob tensão, provocadas pela contração no resfriamento. Por conta da esteadita possuir baixo ponto de fusão, esse eutético pode provocar trincas a quente, tanto no cordão como na ZTA [56].

2.6.4.5 REGIÃO DE SOLDADURA

A soldadura é um processo responsável por gerar uma variação de temperatura na região da solda. No processo de soldadura, existem mudanças na região da solda: mudanças de fase e deformação das regiões, conforme se observa no esquema da figura 43 [56] [68] [70] [5]. No caso, a composição química do material de base e de adição, junto com o calor gerado pela soldadura, são responsáveis por definir as propriedades mecânicas geradas nessas zonas [56] [5].

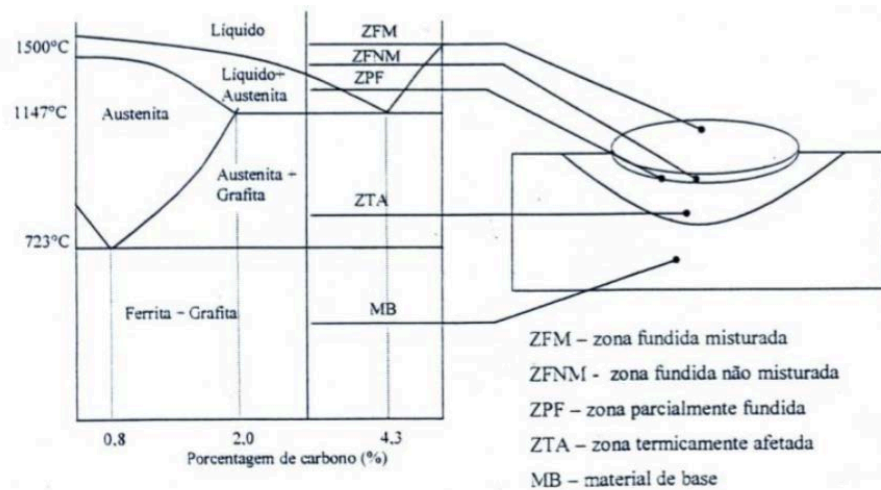


Figura 43 - Diferentes zonas existentes na região da junta soldada [56] [70]

Assim sendo, a seguir serão caracterizadas cada uma dessas zonas fundidas:

- **Zona fundida misturada (ZFM):** essa zona corresponde ao metal de solda, sendo uma mistura de metal base fundido e metal de adição, causado pela turbulência da poça de fusão. Essa zona possui uma composição química relativamente homogênea, e a microestrutura desta região está relacionada com o tipo de metal de adição utilizado. Se for uma soldadura sem metal de adição, o ferro fundido tende a se fundir e resfriar rapidamente, de forma que o carbono da poça fundida não tem tendência a formar grafita, mas sim carbonetos duros e frágeis, contribuindo para a formação de trincas (fissuras) e dificuldade acrescida na usinagem da região soldada [56] [5]. Normalmente se utilizam elétrodos à base de níquel, produzindo uma matriz austenítica, com nódulos de grafita [56] [71]. Já no caso da soldadura com elétrodos à base de aço, a matriz gerada possui austenita retida, além de conter também martensita [56].
- **Zona fundida não misturada (ZFNM):** essa zona é a região do metal de base que fundiu. Contudo, não se misturou completamente com o metal de adição, pelo que poderá ocorrer a formação de ferro fundido branco [56] [72].
- **Zona parcialmente fundida (ZPF):** é a região do metal de base que fundiu apenas parcialmente. Sua microestrutura é composta de ledeburita, martensita e grafita não dissolvida [53] [72].

- **Zona termicamente afetada (ZTA):** Essa zona é uma região do material base próxima ao cordão de solda, a qual é submetida a temperatura acima da temperatura de austenitização. Nesse caso, o metal base está submetido a um ciclo térmico heterogêneo durante o processo de soldadura, e as temperaturas máximas alcançadas decrescem com a distância ao cordão. Como o tempo a que o material está sujeito a elevada temperatura é curto na soldadura, não ocorre difusão tão facilmente como no caso dos tratamentos térmicos homogêneos convencionais [56] [72]. Como exemplo disso temos o ferro fundido em que, no aquecimento, o carbono presente na matriz ou na grafita é colocado em solução na austenita. Nesse caso, a quantidade de carbono dissolvido depende da temperatura, do tempo e do carbono disponível na região afetada [56] [5].

Outros exemplos são o caso dos ferros fundidos cinzentos perlíticos, nos quais pode ser obtida mais facilmente martensita através de um rápido resfriamento, pois o carbono combinado contido na matriz perlítica é rapidamente dissolvido para formar uma austenita de alto teor de carbono com o aquecimento [56]. No caso dos ferríticos não ocorre, pois quase todo o carbono está na forma de grafita e o tempo de permanência a altas temperaturas é muito curto para que haja difusão do carbono [56]. Outras estruturas como bainita e martensita na ZTA podem causar trincas (fissuras) na parte da raiz do cordão de solda, se estas regiões estiverem sujeitas a concentração de tensões, como nos cordões de solda frios (soldadura com multipasses), durante o resfriamento [56]. Outro fator importante está relacionado com a dureza na ZTA, que pode ser reduzida com o pré-aquecimento, seguido de um resfriamento lento depois da soldadura. O pré-aquecimento diminui a taxa de resfriamento no cordão e na ZTA, durante e depois da transformação austenítica, reduzindo assim a formação de martensita e a sua dureza [56] [68] [70].

Ainda é importante ressaltar que no caso dos ferros fundidos, o principal problema é a formação de carbonetos na região da solda, que pode ser minimizada através de alterações do ciclo térmico e do material de adição [56] [68].

2.6.4.6 RESUMO DO PROCESSO DE SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO

Pode-se dizer que um dos processos mais comumente utilizados para a soldadura de ferro fundido é por eletrodo revestido. Além disso, um importante fator que se deve ressaltar é a importância na condição de que se utilize um consumível muito macio, de liga de níquel (tipo AWS E Ni Cl) ou níquel-ferro (AWS E NiFe-Cl), caso seja necessária resistência mecânica no depósito [22] [64].

Por fim é mostrado na tabela 12 os principais tratamentos térmicos e consumíveis usados na soldadura de ferro fundido por eletrodo revestido [22] [64].

Tabela 12 - Resumo das principais aplicações de consumíveis em ferro fundido e tratamentos técnicos aplicados anteriormente ou posteriormente a solda [22][64].

Aplicação Tipo Consumível Cuidados Especiais Tratamentos Anteriores e Posteriores				
Aplicação	Tipo	Consumível	Cuidados	Tratamentos anteriores e posteriores
Peças de pequenas espessuras	a quente	AWS E CI Ferro Fundido	Evitar restrições	Préaquecimento 300°C a 850°C, após a soldadura, manter a temperatura de préaquecimento por 1 hora/polega de espessura. Após isso resfriar lentamente.
Peças de pequenas espessuras e sujeitas a carregamento	a frio	AWS E CI (Níquel) AWS E NiFe CI (Níquel-ferro)	Técnica de baixo calor, com eletrodo revestido de pequena bitola, cordões curtos e estreitos e passe a ré.	Manutenção sempre a frio
Peças a serem apenas maquiadas ou revestidas (sem usinagem posterior)	a frio	AWS E ST	Idem ao anterior	Idem ao anterior

DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

- 3.1 INTRODUÇÃO DO TRABALHO PRÁTICO DESENVOLVIDO
 - 3.2 GEOMETRIA INICIAL DO MATERIAL RECEBIDO
 - 3.3 ESTUDO DE APROVEITAMENTO DO MATERIAL
 - 3.4 MAQUINAGEM/USINAGEM
 - 3.5 PROCESSO DE SOLDADURA
 - 3.6 PROCEDIMENTO DE PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E JUNTAS A SOLDAR
 - 3.7 PLANOS DE ENSAIO

3 DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 INTRODUÇÃO AO TRABALHO PRÁTICO DESENVOLVIDO

O trabalho em questão teve como objetivo estudar a soldabilidade do ferro fundido nodular Sibodur® 700. A escolha do material deveu-se às suas excelentes propriedades de tração e alongamento, quando comparado com os outros ferros fundidos existentes, já mostrados nos tópicos 2.1 Ferro fundido e 2.4 Sibodur, e por ser um material novo no mercado, sem nenhum estudo feito sobre sua soldabilidade.

O material Sibodur® em questão, foi fornecido pela Georg Fischer (GF), que detém os direitos de seu uso. A empresa GF é uma multinacional ligada à área de componentes de fundição leves para veículos e tecnologia de fabrico de alta precisão, líder no seu setor, com sedes na Suíça e Alemanha, no continente europeu. Empresa GF se divide em três divisões: GF sistemas de tubulações, fornecedor e líder de tubulações de plástico e metal e, GF usinagem e soluções, uma divisão de fornecimento principal para a indústria de ferramentas e de moldes, assim como para os fabricantes de componentes de precisão. A última divisão da GF é a GF automóvel, que foi a divisão que forneceu o material Sibodur® 700 para este trabalho, sendo conhecida pelo seu desenvolvimento tecnológico pioneiro na fabricação de componentes fundidos leves e sistemas de ferro fundido dúctil, alumínio e magnésio para a indústria automotiva global [73].

O processo de soldadura selecionado para a ligação do Sibodur®, fornecido pela GF, resultou da pesquisa bibliográfica realizada no tópico 2.5 Soldadura.

3.2 GEOMETRIA INICIAL DO MATERIAL RECEBIDO

O Sibodur® 700 recebido por parte da GF foi entregue de acordo com a foto que se segue. Na figura 44 são mostrados os tarugos de Sibodur® 700 recebidos para fabricação dos provetes, assim como as suas dimensões. Assim sendo, o tarugo possui uma secção cilíndrica com um diâmetro de 45 mm, e outras duas secções de diâmetro 38 mm e 36 mm, com comprimento total de 190 mm. Em cima deste tarugo foi realizado o estudo de aproveitamento do material, para obter as amostras dotadas numa das extremidades com um chanfro de 45° com as dimensões 61 mm comprimento, 4 mm de largura e 30 mm de profundidade (ver figura 45) sendo essas amostras que serão posteriormente utilizadas para a soldadura.

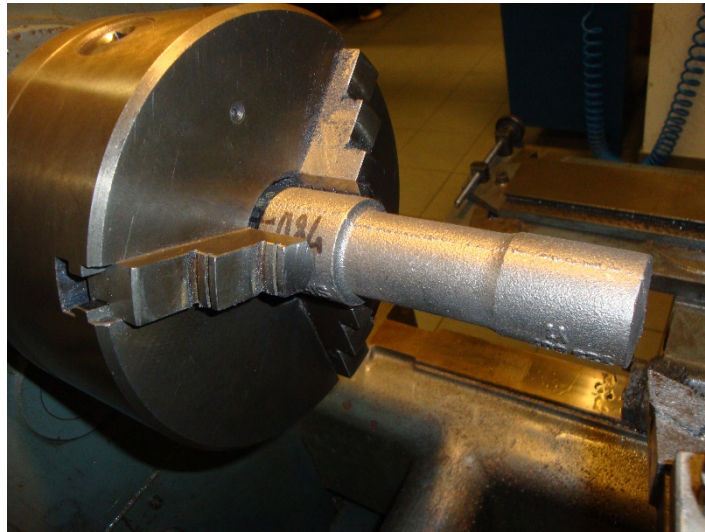


Figura 44 - Tarugo do Sibodur® 700 entregue pela GF

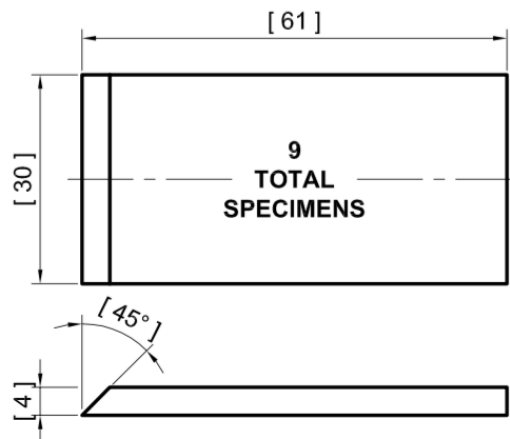


Figura 45 - Geometria do provete de Sibodur® 700 obtida a partir do tarugo fornecido pela GF (dimensões em mm)

3.3 ESTUDO DO APROVEITAMENTO DO MATERIAL

O estudo para o aproveitamento do material foi feito de forma a se obter o maior número de amostras do tarugo enviado pela GF. Assim, o melhor aproveitamento do material foi conseguido retirando três provetes ao comprimento e aproveitando cada uma das seções cilíndricas dos tarugos. A partir das duas seções de 36 mm e 38 mm de diâmetro, foram retirados dois tarugos com diâmetro de 35 mm, e na maior seção foi aproveitado um diâmetro de 45 mm, todos com comprimento de 61 mm, figura 46. Posteriormente, estas peças foram maquinadas, deixando um lado plano em cada um dos tarugos, como é mostrado na figura 47. Por fim, por fim, nessas novas seções, figura 47, foram realizados os processos de maquinagem, nomeadamente facejamento, corte e realização do chanfro a 45°, para então serem obtidas as amostras finais. O número de amostras obtidas de cada uma das seções, figura 47,

são de 4 e 5, respetivamente, conforme fossem extraídas das secções com 35 ou 45 mm de diâmetro. Essas secções com o respectivo corte das amostras são ilustradas na figura 47.

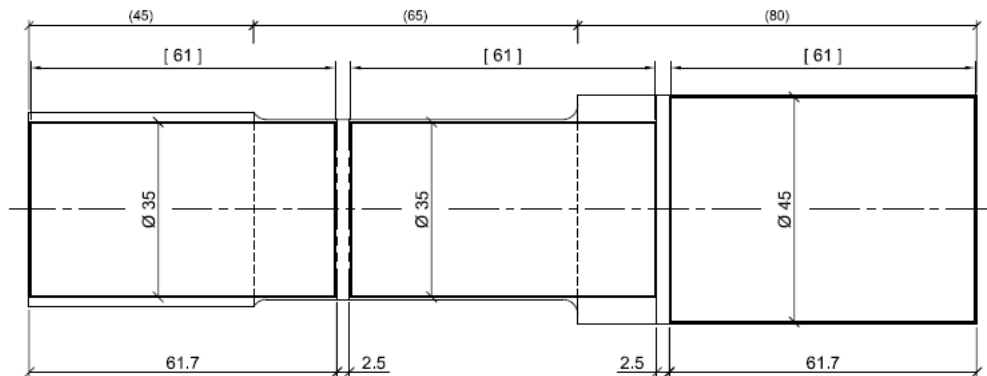


Figura 46 - Aproveitamento do tarugo em 3 secções, diâmetro de cada secção e os respectivos comprimentos, em milímetros.

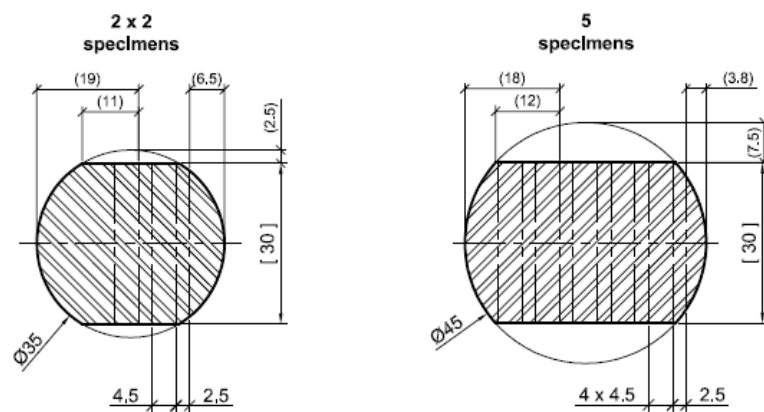


Figura 47 - Ilustração do aproveitamento de cada secção do tarugo para obter as amostras para a soldadura (dimensões em mm).

3.4 MAQUINAGEM

3.4.1 DESCRIÇÃO DA MAQUINAGEM

Iniciamente foi fixado o tarugo do Sibodur® 700 nas castanhas do torno, figura 48 e feito o faceamento de uma das extremidades, para se obter uma superfície de referência. Depois, as secções do tarugo com diâmetro originais de 36 mm e 38 mm, foram ambas torneadas para diâmetro 35 mm, figuras 48 e 49. Em seguida, foi torneada a superfície contrária, invertendo a fixação da peça, onde o diâmetro original era de 50 mm, sendo maquinada para 45mm de diâmetro.

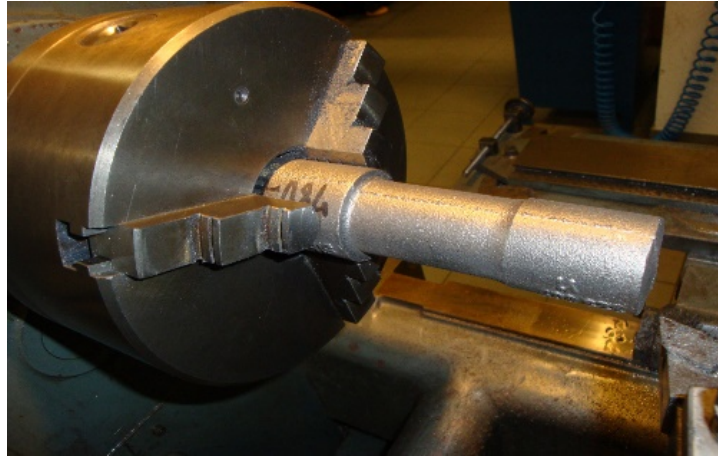


Figura 48 - Tarugo ajustado na castanha do torno para efectuar o primeiro faceamento

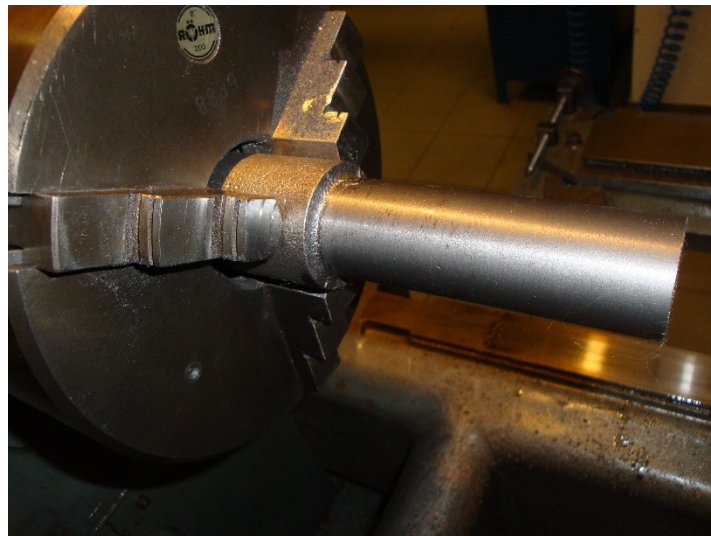


Figura 49 - Facejamento no torno nas superfícies originais com secções de 36 mm e 38 mm de diâmetro, formando uma única secção de 35 mm de diâmetro

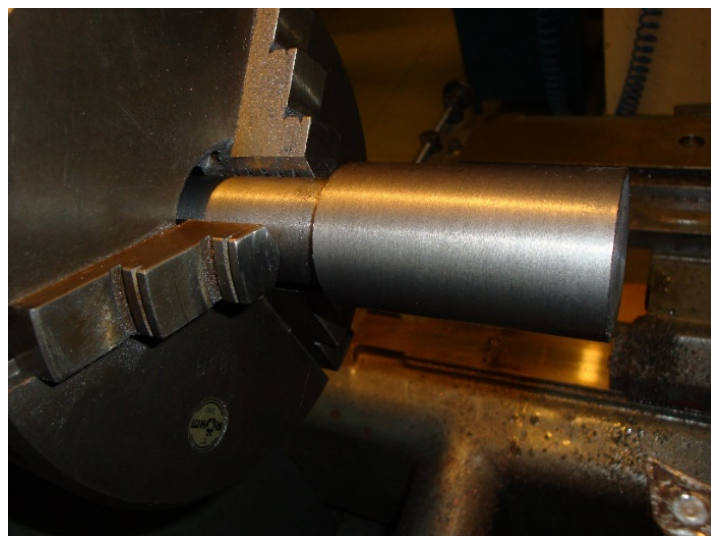


Figura 50 - Segunda etapa de facejamento na secção original de diâmetro de 50 mm, e torneamento para diâmetro 45 mm

Em seguida, é realizado o primeiro corte, figuras 51, resultando em duas secções do tarugo original, uma com diâmetro de 45 mm e com comprimento de 61 mm, parte 1, e outra secção com diâmetro não homogêneo e comprimento de 122 mm, parte 2, conforme figura 52. Depois, é fixada a parte 2 nas castanhas do torno, figura 53, sendo realizado um torneamento e facejamento (figura 54) e, por fim, o corte desse tarugo, tendo como resultado as amostras da figura 55. Assim é obtido, do tarugo original, uma secção com 45 mm de diâmetro e outra com 35 mm de diâmetro e 122 mm de comprimento. Por fim, a secção de 35 mm de diâmetro é cortada em duas novas secções com 61 mm de comprimento, sendo esta operação realizada igualmente na serra. Como resultado destes processos são obtidas duas secções com 61 mm de comprimento e 35 mm de diâmetro, e uma secção com 61 mm de comprimento e 45 mm de diâmetro.



Figura 51 - Realização do primeiro corte na serra fita.



Figura 52 - Duas partes, 1 e 2, resultante do primeiro corte do tarugo

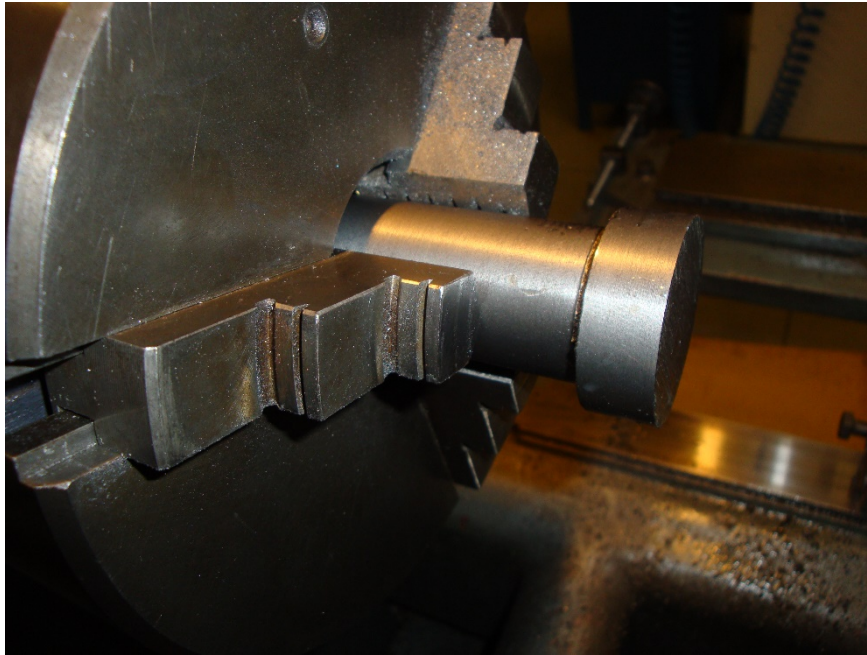


Figura 53 - Facejamento de parte do tarugo de maior comprimento, parte 2

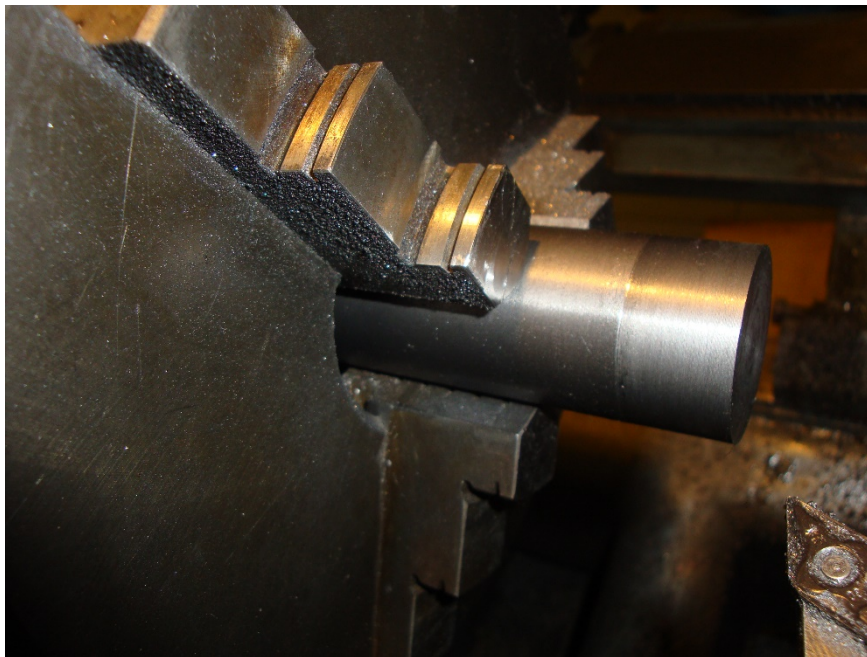


Figura 54 - Resultado do facejamento e torneamento anterior (tornar homogêneo o diâmetro)

Posteriormente, as secções de 35 mm e 45 mm de diâmetro, são levadas ao Centro de Usinagem CNC para o facejamento, retirando 2,5 mm na parte superior e inferior das secções de 35 mm de diâmetro e da secção de 45 mm de diâmetro são retirados 7,5 mm. Assim, são obtidas secções com faces planas, figura 55, deixando a superfície preparada para o corte do primeiro provete, e facilitando o posterior seccionamento de cada um dos provetes, conforme pode ser visto na figura 55.



Figura 55 - Resultado do faceamento nas secções com 35 e 45 mm de diâmetro, com vista a facilitar a separação posterior dos provetes por serra de fita.

Para finalizar, em cada uma dessas peças são realizados o corte na serra fita para cada um dos provetes (figura 56). Após o primeiro corte, é realizado o faceamento nessa superfície cortada (figura 57), de forma a criar a referência e uma das faces do provete. Posteriormente, é realizado um novo corte, o qual separa a primeira peça, sendo necessário facejar a face resultante deste último corte (figura 58). É assim obtida a primeira peça, sendo o processo repetido tantas vezes quantas as peças a retirar da secção inicial.

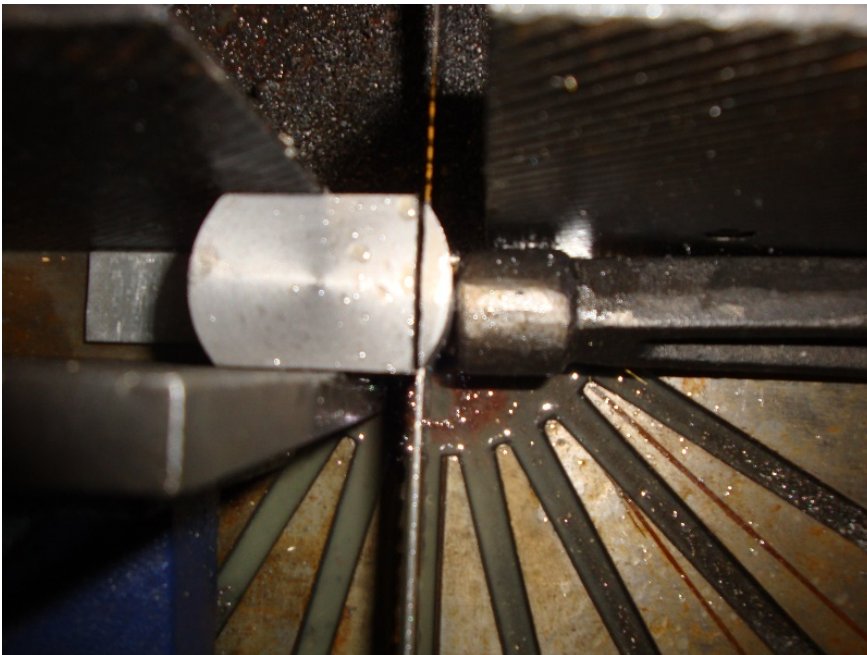


Figura 56 - Corte da primeira extremidade e preparação para a usinagem da face do primeiro provete a extrair



Figura 57 - Facejamento CNC secções cortadas



Figura 58 - Facejamento nas amostras geradas

Posteriormente, os provetes foram novamente colocados na prensa do Centro de Maquinagem CNC, numa posição horizontal, de forma a realizar o chanfro a 45° usando uma ferramenta cónica convergente com o referido ângulo, conforme pode ser observado na figura 59.

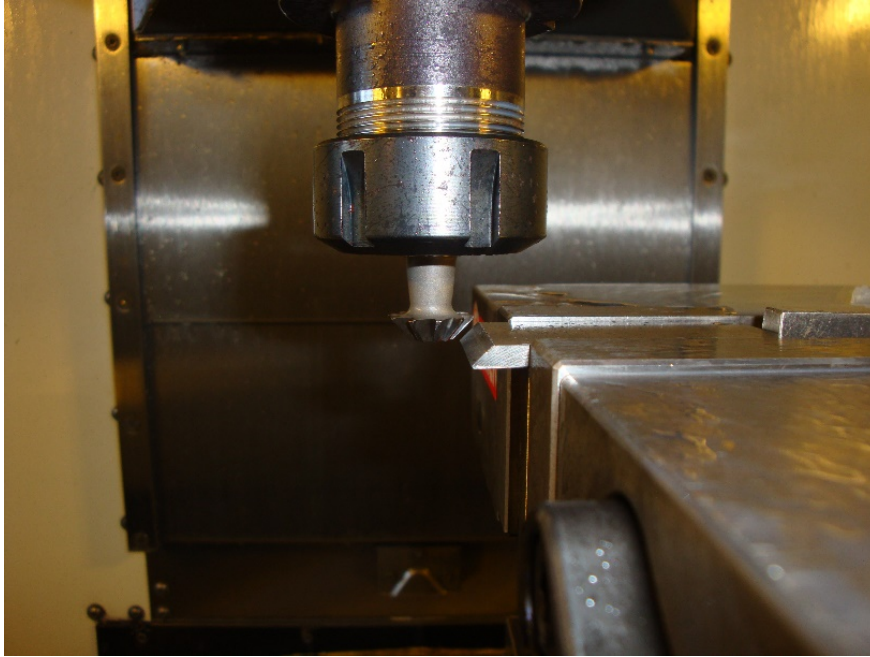


Figura 59 - Chanfro sendo realizado nas amostras, no Centro de Maquinagem CNC

As figuras acima representam os processos para a geração das amostras que se resumem em vários cortes, seguidos dos facejamentos das correspondentes secções, gerando no final os provetes que podem ser observados na figura 60 e 61. O *datasheet* do processo de maquinagem está contido no anexo I para informação mais detalhada.



Figura 60 - Amostras finais para soldadura junto com o tarugo original

3.4.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NA MAQUINAGEM

Os equipamentos utilizados no processo de maquinagem são mostrados nas figuras 61 e 62.



Figura 61- Centro de maquinagem CNC de 5 eixos. Modelo: HAAS VF-2.SF 250



Figura 62- Serra de Fita Horizontal Clark, SF 250

O Centro de Maquinagem CNC, figura 61, foi onde se realizou o facejamento e o chanfro no processo de maquinagem, enquanto o corte das peças foi realizado na serra de fita, figura 62. Foi ainda utilizado no início do processo um Torno paralelo EFI para as operações de torneamento figura 63.



Figura 62- Equipamento Torno EFI Cadete E.P 1000

3.5 PROCESSO DE SOLDADURA

O processo de soldadura escolhido foi por eletrodo revestido. O equipamento utilizado é mostrado na figura 64, sendo da marca *OERLIKON*, modelo *SAXOTIG 1600*. O eletrodo utilizado para soldar foi Inconel com o diâmetro de 2,5 mm, que possui alto teor de cromo (16%), molibdênio (7,5%) e nióbio (2%), mostrado a seguir, na figura 65. Foram realizados dois passes para o preenchimento do chanfro, sendo que os parâmetros de soldadura se mantiveram constantes: 80 A de intensidade de corrente e 25 V de tensão em vazio. Esse eletrodo é fabricado pela ELECTRO PORTUGAL com o modelo LR 82, e cujo intervalo de corrente recomendado pelo fabricante é de 75 a 100 A, estando de acordo com a corrente utilizada.



Figura 63 - Equipamento de soldar OERLIKON SAXOTIG 1600 DC [74]



Figura 64- Eléctrodo de Inconel LR82 (Electro Portugal), AWS SFA 5.11: E Ni Cr Fe-3/LR 82

3.6 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS A SOLDAR

Tendo em vista obter uma melhor soldadura do Sibodur® 700, foram utilizados alguns estudos prévios como referência. Tais estudos são mostrados no tópico 2.5.4 SOLDADURA DO FERRO FUNDIDO. Através desses estudos, fica comprovada a eficiência do pré-aquecimento e do pós-aquecimento na melhoria do gradiente térmico e no alívio de tensões. Além dos ciclos térmicos usualmente aplicados aos ferros fundidos dúcteis, foi aplicado um depósito inicial de níquel em sequência ao primeiro pré-aquecimento, com a intenção de fazer migrar o carbono da zona do chanfro das amostras para esse depósito de níquel, tornando a zona menos rica em carbono, o que favorecerá a soldadura. Assim, o procedimento realizado nas amostras foi:

- 1º Pré-aquecimento;
- Depósito de níquel em cada um dos chanfros, com as amostras acabadas de retirar do 1º pré-aquecimento, e sem as ligar uma à outra;
- 2º Pré-aquecimento;
- Soldadura com Inconel;
- Pós-aquecimento (quando aplicável).

Inicialmente foram definidas as temperaturas a ser utilizadas nos pré-aquecimentos. Com base na pesquisa bibliográfica, o pré-aquecimento pode variar entre 300°C e 850°C. Por essa razão, foram escolhidos pré-aquecimentos de 300°C e 700°C, cada um deles aplicado durante 2 h. As temperaturas de pré-aquecimento selecionadas tiveram como preocupação estarem acima da temperatura de formação da martensita, normalmente superiores a 230°C, e temperaturas abaixo do ponto eutectóide de 723°C, evitando assim transformações indesejadas na microestrutura [65][66]. O pré-

aquecimento, quando realizado, é aplicado duas vezes, com o mesmo ciclo térmico ou não, sendo que, um pré-aquecimento é aplicado antes da adição de níquel e outro depois, para só por fim efetuar a soldadura. O pré-aquecimento é realizado na mufla, figura 66, e os dois ciclos térmicos de pré-aquecimento que podem ser aplicados são mostrados na figura 67. Assim, o pré-aquecimento foi realizado de forma a atingir a temperatura esperada, ou seja, 300°C ou 700°C, conforme cada caso, figura 67, com a rampa de aquecimento a ser realizada dentro do forno e, depois de atingir a temperatura pré-estabelecida, 300°C ou 700°C, esta ter sido mantida por 2 h, sendo os provetes retirados dois a dois e transportados dentro de uma caixa de aço refratário, para minimizar o arrefecimento até à operação de deposição do níquel. Após a deposição do níquel, as amostras são rebarbadas para retirar o material depositado (mais rico em carbono, nesta altura). Com o objetivo de evitar que as últimas amostras retiradas da mufla estejam abaixo da temperatura de pré-aquecimento estabelecida, foi mantida a temperatura de pré-aquecimento na mufla até ser retirada a última amostra. Em seguida, foi terminado o ciclo térmico.



Figura 65- Mufla Nabertherm, utilizada no pré-aquecimento e pós-aquecimento das amostras

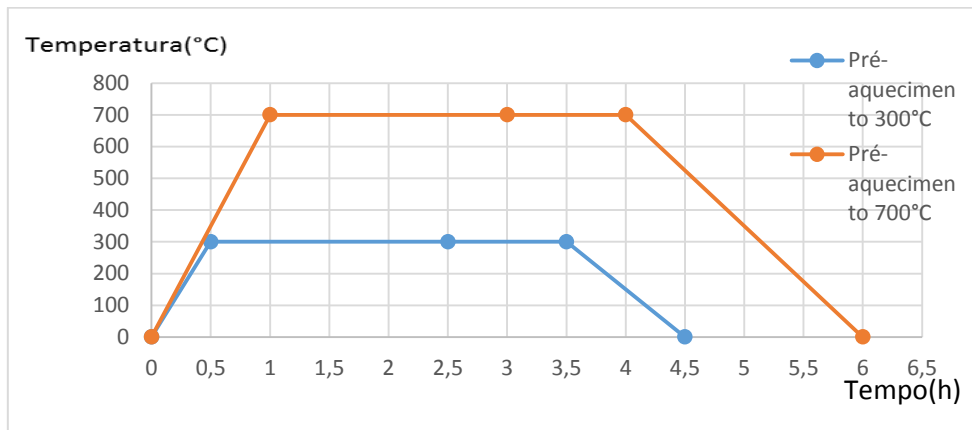


Figura 66 - Ciclos térmicos de pré-aquecimento

O níquel depositado nas juntas a soldar é aplicado após o 1º pré-aquecimento, tendo como objetivo a minimização do carbono na região da junta, conforme já referido. O eletrodo de níquel utilizado tem um diâmetro de 2,5 mm, tendo sido produzido pela Electro Portugal. Possui o modelo FN 10, como mostrado na figura 68. A corrente recomendada pelo fabricante é de 50 a 80 A, pelo que no processo de deposição realizado foi utilizada uma corrente de 60 A. Após a deposição de níquel (figura 69), as amostras foram rebarbadas no esmeril, ficando com o aspecto mostrado na figura 70 e em seguida foi realizado o 2º pré-aquecimento, podendo este ser de 300°C ou 700°C.



Figura 67- Eletrodo de níquel FN 10



Finda a soldadura com Inconel, foi necessário ponderar se deveria ou não ser realizado um pós-aquecimento e, em caso afirmativo, proceder à seleção da temperatura desse mesmo ciclo. Como existe variação na temperatura usualmente utilizada no pós-aquecimento do ferro fundido, foram adotados pós-aquecimentos de 700°C ou 800°C, tendo como objetivo promover o alívio de tensões na junta soldada. O ciclo térmico do pós-aquecimento é semelhante ao realizado no pré-aquecimento, só que neste caso as amostras foram deixadas a arrefecer lentamente dentro da mufla, conforme figura 71.

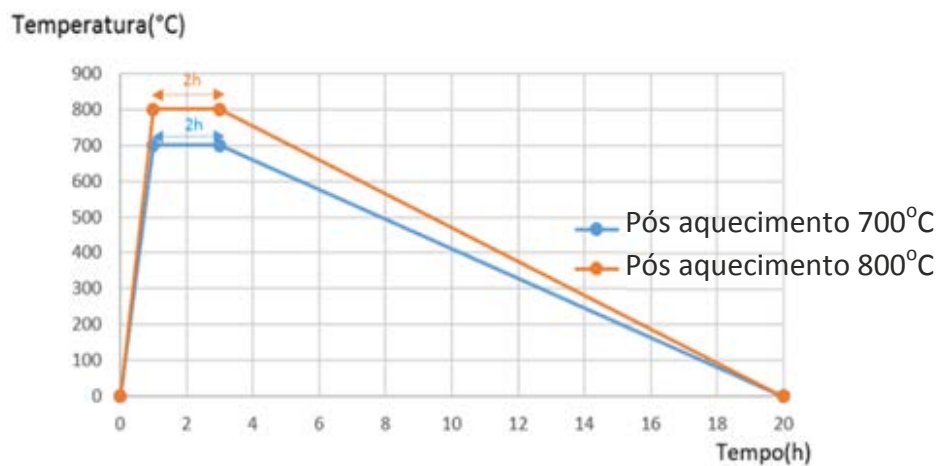


Figura 70 - Os dois ciclos de pós-aquecimento realizados

Foram realizados diferentes procedimentos de soldadura, variando o pré-aquecimento e o pós-aquecimento, tendo sido elaborada uma codificação que permitisse um melhor entendimento dos ciclos térmicos utilizados no pré-aquecimento, deposição de níquel e pós-aquecimento aplicados a cada lote de amostras. Assim sendo, a legenda para cada procedimento de soldadura realizado será definida da seguinte forma:

PxNPyWPz

1º P - 1º Pré-aquecimento (à temperatura x) (a frio, x assume o valor 0)

x - Temperatura do primeiro pré-aquecimento (°C)

N - Cordões de Níquel (se não levou cordões de Níquel, não leva N)

2º P - 2º Pré-aquecimento (à temperatura y) (a frio, y assume o valor 0)

y - Temperatura do segundo pré-aquecimento antes da soldadura (°C)

W – Soldadura

3º P - Pós-aquecimento (à temperatura z) (a frio, z assume o valor 0)

z - Temperatura de Pós-aquecimento (°C)

3.7 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DAS SOLDADURAS

Após a soldadura, as amostras foram submetidas a ensaios não-destrutivos: líquidos penetrantes, partículas magnéticas e raios-X. Após estas análises prévias, os provetes foram sujeitos a ensaios de tração. A tabela 13 ilustra as diferentes condições de pré-aquecimento, deposição de níquel e pós-aquecimento aplicadas aos diferentes lotes de amostras soldadas.

Tabela 13 - Plano de ensaio com processo de soldadura realizado, tratamentos, análises realizadas e número de amostras utilizadas.

Referência da amostra	Ciclos realizados nas amostras das soldaduras				
	1ª Pré-aquecimento [T/t _{estágio} (°C/h)]	Passagem de Ni/parâmetros da soldadura (I, N° de passes)	2ª Pré-aquecimento [T/t _{estágio} (°C/h)]	Soldadura inconel/parâmetros da soldadura (I, N° de passes)	Pós-aquecimento [T/t _{estágio} (°C/h)]
1_P300NP300WPO	300/2h	60 A/ 2 PASSES	300/2h	80 A/ 2 PASSES	-
2_P300NP300WPO					
3_P300NP300WPO					
4_P700NP700WPO	700/2h	60 A/ 2 PASSES	700/2h	80 A/ 2 PASSES	-
5_P700NP700WPO					
6_P700NP700WPO					
7_POPOWP700	-	-	-	80 A/ 2 PASSES	700/2h

8_POPOWP700					
9_POPOWP700					
10_POPOWP800				80 A/ 2 PASSES	800/2h
11_POPOWP800	-	-	-		
12_POPOWPO				80 A/ 2 PASSES	-
13_POPOWPO	-	-	-		
14_P300NP700WPO					
15_P300NP700WPO	300/2h	60 A/ 2 PASSES	700/2h	80 A/ 2 PASSES	-
16_P300NP700WPO					
17_POP300WP700					
18_POP300WP700	-	-	300/2h	80 A/ 2 PASSES	700/2h
19_POP300WP700					

Seguidamente serão expostas as diferentes técnicas usadas na caracterização dos provetes obtidos por soldadura.

3.7.1 PARTÍCULAS MAGNÉTICAS

O ensaio de partículas magnéticas tem por finalidade detectar descontinuidades superficiais ou sub-superficiais nas juntas soldadas. Este utiliza o princípio da aplicação de um campo magnético, onde as linhas de fluxo desse campo são alteradas quando são detetadas descontinuidades [75][76].

O processo consiste na aplicação das partículas magnéticas polvilhadas sobre a superfície da junta, as quais consistem num pó fino de ferro que é aplicado na região do cordão de soldadura. Em seguida, é feita a magnetização da peça, que é realizada através da indução de um campo magnético gerado por um eletroímã em forma de U invertido, fazendo passar esse campo através da zona onde anteriormente foram depositadas as partículas magnéticas. Quando é ligada a corrente elétrica, gera-se na peça um campo magnético longitudinal entre as pernas do equipamento Yoke, figura 72, revelando possíveis descontinuidades [75][76][77]. Este ensaio foi realizado em todas as amostras soldadas utilizando como referência a norma DIN EN ISO 27 279. O ensaio de partículas magnéticas foi o primeiro ensaio realizado nas amostras após a execução da soldadura.

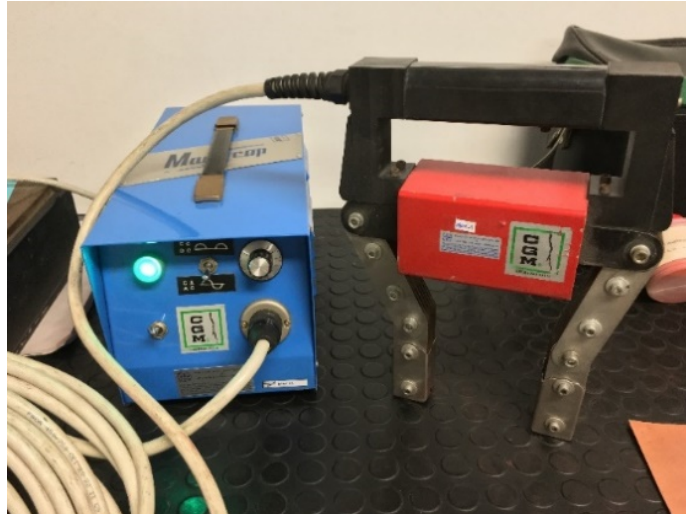


Figura 71 - Equipamento para o ensaio de inspeção magnética tipo YOKE [77]

3.7.2 LÍQUIDOS PENETRANTES

É um ensaio não destrutivo bastante antigo, mas que foi desenvolvido no modelo actual desde 1942. O objetivo do ensaio é detectar a existência de descontinuidades na peça, tais como poros ou trincas (fissuras), pois peças sujeitas a esforços como o de tração podem romper devido à de trinca/fissura mesmo quando sujeitas a esforços abaixo do especificado [75][76].

Este método de controlo não-destrutivo é aplicado correntemente em ligas ferrosas e não-ferrosas [75][76]. O ensaio utilizado, de forma geral, consiste em aplicar um líquido penetrante sobre o cordão que se pretende analisar. Esse processo inicial faz sobressair a descontinuidade, por conta do líquido penetrante retido. Por fim, utiliza-se o líquido revelador, para denunciar e ampliar as descontinuidades. A norma utilizada para este ensaio é a ISO 23 277. Assim as etapas do ensaio são [75][76]:

- **Limpeza da superfície:** Antes de iniciar o ensaio, foi realizada a limpeza do cordão onde será realizado o ensaio, sendo fundamental para uma revelação precisa e confiável das descontinuidades. A limpeza removeu da superfície partículas abrasivas indesejadas, tais como poeira, óxidos, dentre outros. Para remover esses resíduos sem contaminar a superfície de ensaio, foi utilizado um solvente mostrado na figura 73.



Figura 72 - Solvente da CGM R.60, aplicado no ensaio de líquidos penetrantes

- **Aplicação do líquido penetrante:** Consiste num líquido penetrante aplicado sob a forma de spray, com tonalidade vermelha, figura 74, capaz de penetrar na descontinuidade quando em contacto com a superfície devido à sua baixa viscosidade. O líquido é aplicado na região da junta de forma a preencher toda a região, sendo deixado em contacto com a superfície durante 15 minutos, como recomendado pelo fabricante e pela norma.



Figura 73 - Líquido penetrante CGM R2.72, utilizado nos ensaios de líquidos penetrantes

- **Revelação:** Após decorrido o tempo de ação do líquido penetrante, é realizada uma nova limpeza com o solvente CGM R.60, pulverizado num pano que é passado sobre a junta num único sentido. Só após essa limpeza é realizada a revelação, utilizando o produto CGM 25135 D-E, figura 75. Este produto é uma espécie de talco branco, que absorve o penetrante acumulado nas descontinuidades e o amplifica. Assim, torna-se mais fácil realizar a inspeção na peça, já que o revelador proporciona um fundo branco no cordão de solda com indicações das descontinuidades a vermelho.



Figura 74 - Líquido revelador CGM 25135 D-E, ensaio de líquidos penetrantes

3.7.3 RAIOS-X

O ensaio de raios-X é igualmente um ensaio não destrutivo, similar ao utilizado em pacientes nos hospitais, onde utiliza feixes que podem impressionar de forma diferente os filmes radiográficos. A diferença aqui está em que a radiação utilizada é normalmente 10 vezes maior no caso da soldadura do que em radiografias clínicas. O ensaio de radiografia permite ter acesso a defeitos no interior das amostras, revelando eventuais discontinuidades [75][76]. Assim, o ensaio consiste em colocar o material entre uma fonte emissora de radiação e um filme. Uma parte dos raios emitidos é absorvido pelo material, enquanto outra parte atravessa a peça e é gravada no filme, produzindo assim a imagem do material ensaiado. O resultado é mostrado através das películas obtidas (já existem métodos de imagem mais avançados), onde se pode observar por diferença de tonalidade, eventuais defeitos presentes nas juntas [75][76]. De referir que estes ensaios foram realizados na ARSOPI, S.A., tirando partido da parceria que o ISEP tem com a empresa.

3.7.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

É um ensaio mecânico destrutivo, que é utilizado para fornecer dados para projetos mecânicos, tais como o limite elástico, a tensão de rotura do material e o alongamento. O primeiro representa a tensão máxima longitudinal suportada pelo material e em que, se for retirada essa mesma carga, não fica qualquer deformação permanente no material, a outra representa a tensão correspondente à fratura do provete e o último representa o incremento no comprimento do material no final do ensaio. Este ensaio mede a capacidade do material em suportar enforços, em que a carga é aplicada uniaxialmente (ou seja, alinhada com a linha de centro do corpo de prova) e gradativamente (carregamento lento). Portanto, o ensaio de tração consiste em submeter o material a um esforço que tende a alongá-lo até à sua rotura. O alongamento é registado na própria máquina de ensaios, podendo ser medido através

de um extensómetro ou através do deslocamento entre as maxilas (em mm). A máquina de ensaio de tração, figura 76, nos fornece os esforços realizados no carregamento *versus* o alongamento realizado em cada ponto, gerando um gráfico força/alongamento. Contudo, o ensaio de tração deve ser representado por tensão (σ) *versus* deformação linear (ϵ). A tensão é a força aplicada dividida pela área da secção inicial e a deformação é o alongamento dividido pelo comprimento inicial das amostras soldadas. Esse gráfico é de mais fácil comparação com os valores fornecidos pelos dados habitualmente disponíveis.



Figura 75 - Máquina Universal de Ensaios Shimadzu 100 kN

A máquina de ensaios mecânicos Shimadzu mostrado na figura 76 é do tipo universal, permitindo realizar ensaios de tração, compressão e flexão em materiais metálicos, plásticos e compósitos, tendo uma capacidade máxima de 100 kN. Utiliza uma aplicação informática denominada Trapezium [77] para coleta e registo dos dados obtidos durante o ensaio. A norma utilizada no ensaio é a ISO 4136 (2012).

3.7.5 ENSAIO DE METALOGRAFIA

O ensaio de metalografia tem por finalidade relacionar a microestrutura das soldaduras com suas propriedades mecânicas. Assim, é possível através do ensaio observar o tamanho de grão e os microconstituintes formados, bem como a afetação destes pelos ciclos térmicos realizados nas juntas soldadas. A norma utilizado neste ensaio foi a ISO 17 639 (2003). O ensaio se inicia com o a preparação das amostras para observar na microscopia óptica. As diferentes fases desta preparação consistiram em: corte das amostras, montagem das amostras em resinas, lixamento das superfícies das amostras, polimento e ataque químico. O corte das secções transversais das

soldaduras foi realizado na máquina de corte, Discotom-2 da STRUERS, conforme é apresentado na figura 77, usando discos de carboneto de silício.



Figura 76 - Equipamento de corte de amostras para ensaio metalográfico, Discotom-2 da STRUERS



Figura 77 - Equipamento STRUERS Predopress, utilizado na montagem das amostras em resina

Com as amostras cortadas, são em seguida montadas em resina termoendurecível, usando o equipamento Predopress da STRUERS, o qual é apresentado na figura 78. Foram usadas as seguintes condições de trabalho, aquecimento de 8 minutos aplicando uma pressão de 20 kN, seguido de um arrefecimento durante 4 minutos. Daqui vai resultar um cilindro em resina com a amostra embutida, o que torna mais fácil o manuseamento das amostras nos processos subsequentes. De seguida

procedeu-se ao lixamento das amostras, utilizando lixadeiras Rotopol 1 da STRUERS, figura 79, usando como abrasivo lixas de carboneto silício e como lubrificante água. A sequência de granulometrias utilizada no lixamento foi a seguinte: 220, 500 e 1000 mesh. Por fim, usando o equipamento referido anteriormente, realizou-se o polimento das amostras. Usou-se como lubrificante um líquido comercial da STRUERS. O abrasivo usado é constituído por uma suspensão de partículas de diamante que é disperso sobre uma base de tecido. Usou-se duas granulometrias de partículas de diamante distintas, inicialmente 3 μm de diâmetro seguida de 1 μm de diâmetro. Cada fase do polimento foi executada durante cerca de 5 minutos.



Figura 78 - Lixadora STRUERS Rotapol 1, para lixamento das amostras destinadas ao ensaio de metalografia

Após uma lavagem e uma secagem cuidadosa das amostras polidas, figura 80, procedeu-se ao ataque químico para evidenciar a sua microestrutura. O reagente utilizado foi uma solução designada por Nital 4, que consiste em uma mistura de 4 ml de ácido nítrico em 96 ml de álcool etílico. O tempo de ataque aproximado foi de 15 segundos. Passou-se em seguida à observação e recolha de imagens da microestrutura das soldaduras, usando o microscópio óptico NIKON Eclipse, figura 81.



Figura 79 - Amostra já polida e pronta para para o ataque químico

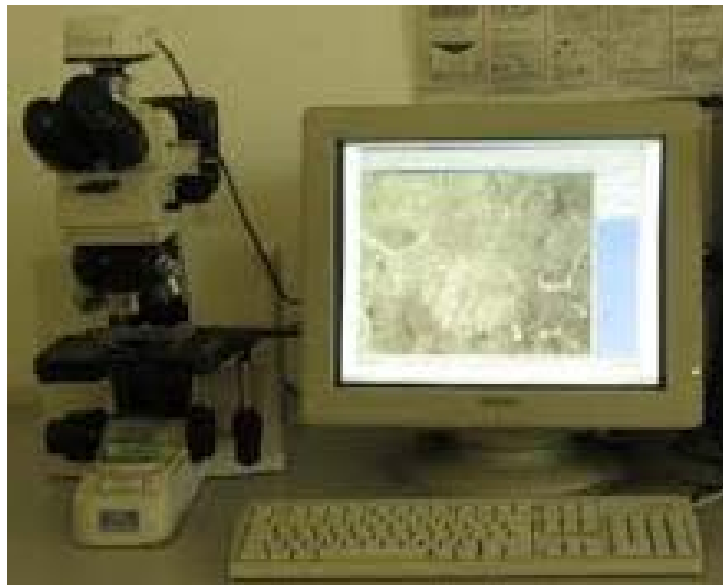


Figura 80 - Microscópio ótico NIKON Eclipse, utilizado no ensaio de metalografia [78]

3.7.6 ENSAIOS DE DUREZA

O ensaio mede a dureza do material, sendo a mesma definida na mecânica como a resistência à penetração de um material mais duro do que aquele que está a ser avaliado [75][76]. Atualmente existem três ensaios de dureza largamente utilizados: Brinell, Rockwell e Vickers. Estes ensaios diferem na metodologia e/ou no tipo de indentador utilizado. Alguns dos fatores que os diferenciam, são a forma e o material do indentador, no caso Brinell é esférico e de carboneto de tungstênio, enquanto no Vickers o penetrador tem forma de pirâmide de base quadrangular e é de diamante, finalmente o indentador Rockwell pode assumir diferentes geometrias, esferas ou pirâmides, e diferentes materiais dependendo da escala utilizada e do material no qual se pretende medir a dureza. Outro fator que os distingue é a escala de medição de dureza, a escala Vickers possibilita medir valores de dureza mais variados do que a escala Brinell ou Rockwell (raciocinando em termos de uma única escala) [75][76]. O ensaio de dureza escolhido para este trabalho foi o ensaio de dureza Vickers. O ensaio Vickers baseia-se na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrangular e com ângulos entre faces de 136° [75][76]. A medição da dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada pela área da secção impressa na amostra. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ISO 9015-1. Foi realizada uma linha central de indentações nas amostras previamente polidas e atacadas, passando pelo material de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e o cordão de soldadura, conforme se pode observar na figura 82.

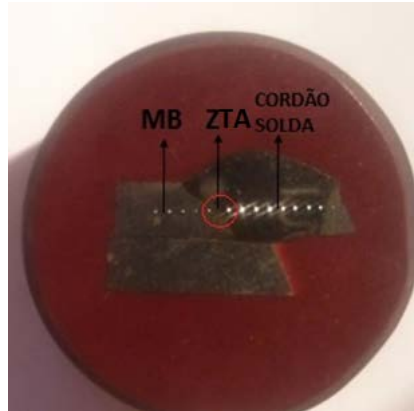


Figura 81 - Amostra preparada para ensaio metalográfico e com as indentações realizadas nas diferentes zonas

O equipamento de medição de dureza Vickers utilizado é o apresentado na figura 83. O durómetro EMCO utilizado, modelo M4U, é do tipo universal, permitindo efetuar ensaios de dureza Brinell, Vickers e Rockwell C, estando equipado com mesa micrométrica. A representação do valor de dureza Vickers é feita colocando primeiro o valor da dureza medido, seguido do símbolo HV e por último o número que indica o valor da carga aplicada [75][76][77]. A carga selecionada para a determinação das durezas Vickers neste trabalho foi 5 kgf.



Figura 82 - Equipamento utilizado nos ensaios de dureza, durómetro Emco modelo M4U

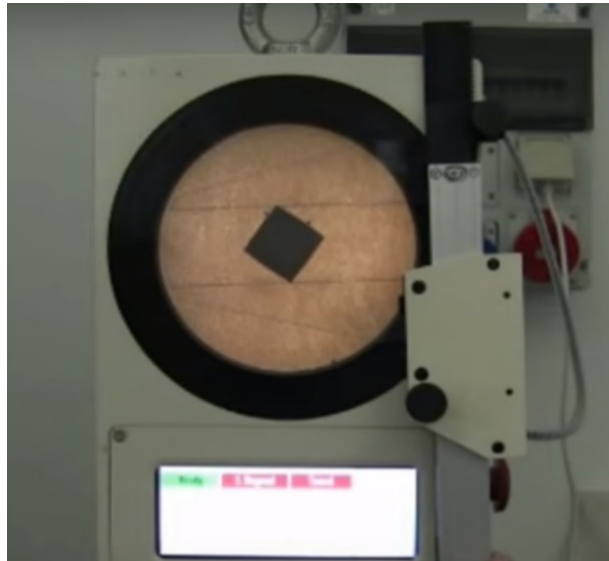


Figura 83 - Visor do durômetro EMCO, onde é realizada a medição das diagonais da calote impressa nas amostras

Na figura 84 é exemplificado como é feita a determinação da área de impressão para o cálculo da dureza. Após a indentação, são medidas pelo operador, as diagonais do losango formado com o auxílio das régua do medidor presente no durômetro. No fim de cada medição, o durômetro registra o valor de cada diagonal e efetua automaticamente o cálculo da dureza.

3.8 Resultados dos ensaios

3.8.1 Resultados dos ensaios de raios-x

O ensaio de Raios-X foi efetuado após as amostras estarem soldadas e eventualmente sujeitas a tratamento de pós-aquecimento, quando aplicável. As radiografias foram retiradas com o objetivo de cobrir a região da junta de soldadura, de forma a identificar as discontinuidades em toda a região de soldadura. As radiografias correspondentes às amostras dotadas dos ciclos P300NP700WPO estão apresentadas na figura 85.

Como se pode verificar na radiografia das amostras 18, 17 e 19 do ciclo P300NP700WPO, foi capturada tuma área significativa das amostras, contendo a junta propriamente dita e uma parte envolvente, permitindo uma análise global dos possíveis defeitos a detetar, tanto na junta como nas zonas mais próximas. O filme correspondente a este ciclo é mostrado por estar em concordância com as discontinuidades também observadas no ensaio não destrutivo de líquidos penetrantes.

Para uma análise adequada deste ensaio foram realizadas marcações usando a figura 85, as quais podem ser vistas na tabela 14. Na mesma, podem ser vistos os principais

defeitos encontrados, sendo estes apresentados com a legenda referente a cada marcação, possibilitando assim a comparação com os resultados obtidos no ensaio de líquidos penetrantes, que é o que melhor complementa os resultados aqui dissecados.

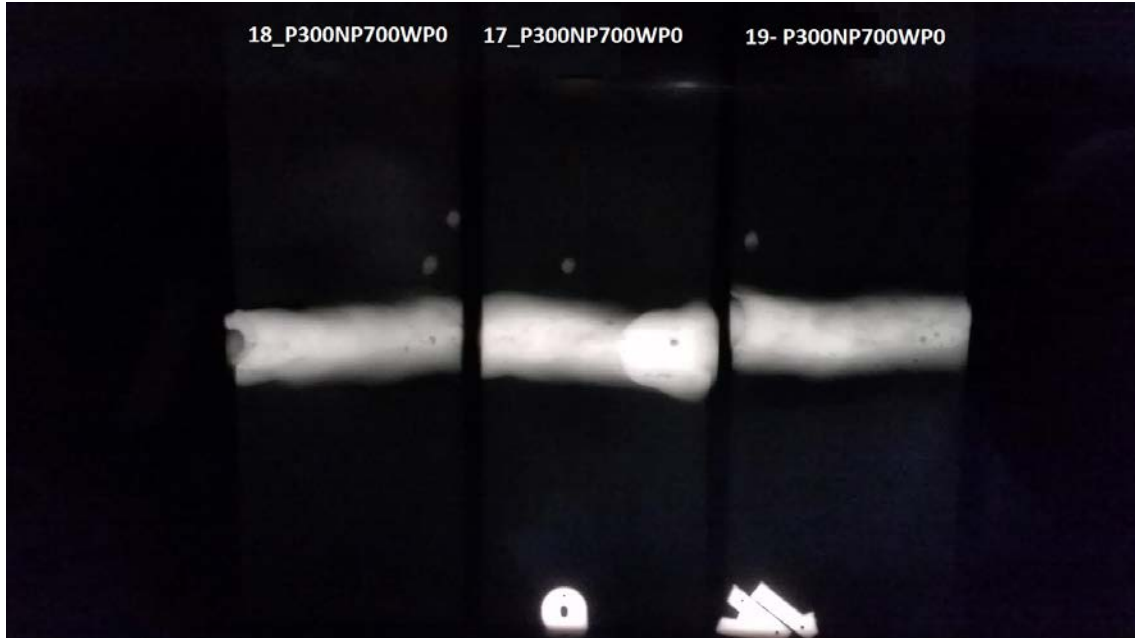


Figura 84 - Aspeto das radiografias realizadas sobre as amostras soldadas

Tabela 14 - Identificação dos defeitos em três amostras sujeitas ao procedimento P300NP700WPO

Ensaio Raios-X	Descontinuidades encontradas
	<p>1 - Mordedura: Causada no início/final do passe do eletrodo de Inconel.</p> <hr/> <p>2 - Poros: Três poros presente no cordão de soldadura</p> <hr/> <p>3 - Poros: Dois poros, encontrados na região central do cordão de soldadura</p> <hr/> <p>4 - Mordedura: Presente no início/final do passe do eletrodo de Inconel</p> <hr/> <p>5 - Poros: Foram encontrados maioritariamente na região central do cordão de soldadura</p>

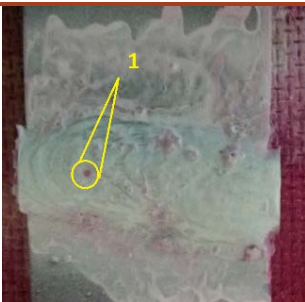
Na tabela são ilustrados os principais defeitos encontrados no ensaio de Raios-X. Os poros estão presentes na sua maioria na região central do cordão de soldadura, enquanto as mordeduras estão presentes essencialmente no início e final dos mesmos cordões. Deverá aqui ser referido que os defeitos encontrados nos ensaios de Raios-X não foram os principais causadores dos resultados de tração relativamente decepcionantes que foram obtidos, ou seja, abaixo do esperado para o SiboDur® 700. Isso mesmo pode ser comprovado pelo facto destas amostras terem rompido no ensaio de tração pela região termicamente afetada e não pela zona central do cordão, onde se encontra concentrada a maior quantidade de poros, mostrando assim que os poros não contribuíram de forma decisiva para os resultados de tração obtidos.

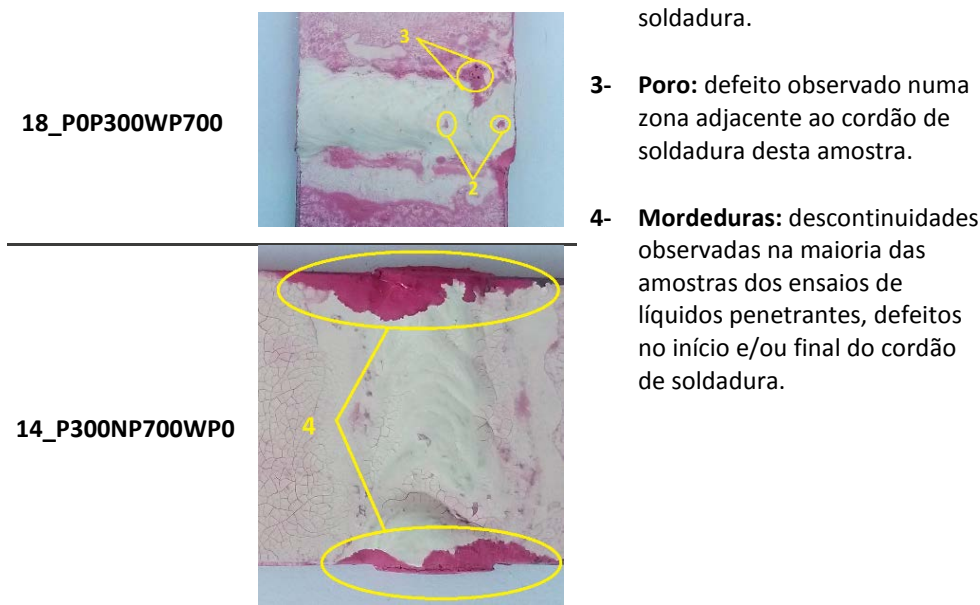
3.8.2 Resultados dos ensaios de partículas magnéticas e líquidos penetrantes

Os ensaios de líquidos penetrantes e partículas magnéticas foram realizados após os ensaios de Raios-X e antes dos ensaios de tração. Estes ensaios visam confirmar os resultados obtidos por Raios-X, sendo que o ensaio de partículas magnéticas permite analisar defeitos interiores, enquanto o ensaio de líquidos penetrantes visa essencialmente detetar pequenas fissuras que não tivessem sido eventualmente identificadas por Raios-X.

No ensaio de líquidos penetrantes foi confirmado o que já havia sido observado no ensaio de Raios-X: o cordão de soldadura continha algumas discontinuidades, principalmente no início e final de cada cordão de soldadura, conhecidas como mordeduras, assim como poros na sua zona central. Na tabela 15 poderão ser observados alguns dos principais defeitos encontrados nas amostras, os quais corroboram o já observado nos ensaios de Raios-X, mostrando com isso a dificuldade de adequar os parâmetros de soldadura com o eléctrodo de Inconel, principal a intensidade de corrente, que quando não é adequada, é o parâmetro de soldadura que mais contribui para a formação de poros.

Tabela 15 - Defeitos detetados nas amostras através de líquidos penetrantes

Amostras	Resultados dos líquidos penetrante	Observações
4_P700NP700WPO		<p>1- Poros: defeito observado no ensaio de líquidos penetrantes, corroborando o ensaio de Raios-X.</p> <p>2- Poros: defeitos que foram observados na sua maioria no ensaio de líquidos penetrantes, na região central do cordão de</p>



Verifica-se assim que este ensaio está em conformidade com os resultados observados por Raios-X, com as mesmas descontinuidades presentes, ou seja, poros e mordeduras. À exceção da amostra 18_POP300WP700, com poros presentes numa zona adjacente ao cordão de soldadura, estes resultados deverão ser confirmados pelo ensaio de partículas magnéticas que será visto a seguir.

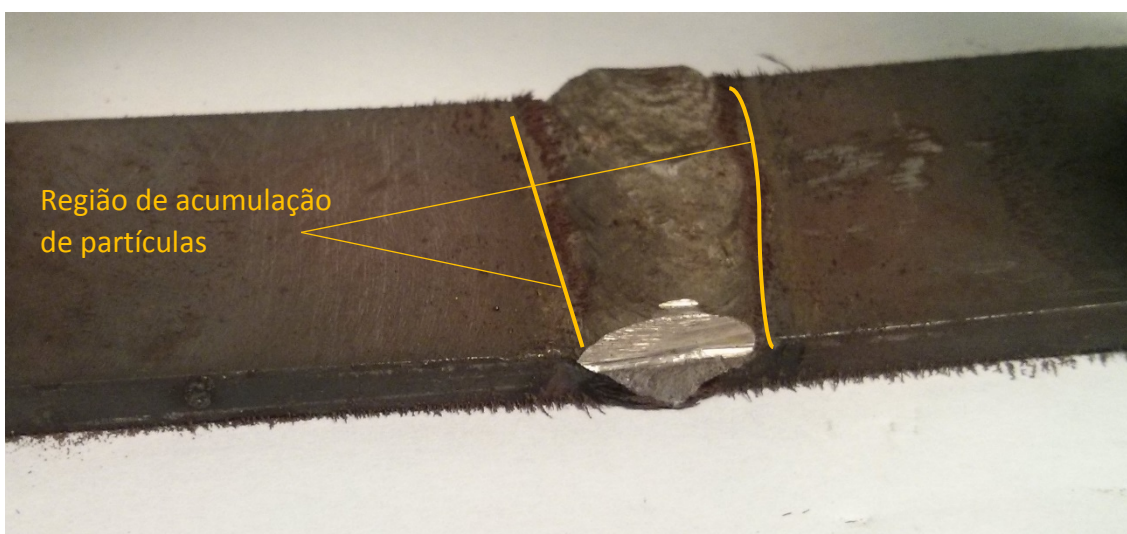


Figura 85 - Defeitos presentes na zona adjacente ao cordão de soldadura da amostra 18_POP300WP700 observados nos ensaios de partículas magnéticas

O ensaio de partículas magnéticas escolhido para ser mostrado, foi aquele no qual se notou maior relevância para as conclusões deste trabalho. Assim na figura 86 é mostrado o ensaio de partículas magnéticas correspondente à amostra 18_POP300WP700. Nesta amostra, as partículas ficaram acumuladas em pequenas regiões da zona de ligação, indicando possíveis descontinuidades internas, já também detetadas nos ensaios de líquidos penetrantes atrás citados. É importante já referir que esta amostra foi sujeita a um corte para averiguar a sua microestrutura através de

metalografia, tendo sido constatada a existência de uma trinca/fissura na zona de ligação, região por onde fraturaram outras amostras sujeitas aos mesmos ciclos térmicos. Os demais ensaios de partículas magnéticas comprovaram pequenos defeitos que já tinham sido detetados nos ensaios de Raios-X e líquidos penetrantes.

3.8.3 Resultados dos ensaios de tração

Os ensaios de tração foram usados como base para aprovar ou reprovar a soldadura, tendo em conta que a tensão de rotura é uma das propriedades mais importantes quando se pretende efetuar a aplicação deste processo em projetos mecânicos. Na tabela 16 poderão ser observados os resultados da tensão de rotura e deformação no instante da rotura, assim como a média e correspondente desvio padrão de todos os resultados obtidos.

Tabela 16 - Resultados referentes aos ensaios de tração

Referência da amostra	Tensão de Rotura (MPa)	Média dos valores da Tensão de Rotura e desvio padrão (MPa)	Deformação na rotura (%)	Média dos valores de deformação na rotura e desvio padrão (%)
Sibodur®700_1	687,0		19,5	
Sibodur®700_2	644,2	667,3±17,62	14,0	17,7±2,65
Sibodur®700_3	670,7		19,7	
1_P300NP300WPO	270,6		5,01	
2_P300NP300WPO	245,4	256,4±10,55	4,41	5,28±1,00
3_P300NP300WPO	253,1		6,42	
4_P700NP700WPO	377,1		9,33	
5_P700NP700WPO	324,6	350,9±26,21	7,02	8,17±1,16
7_POPOWP700	434,7		11,1	
8_POPOWP700	363,5	399,1±35,57	6,83	8,963±2,14
10_POPOWP800	176,0		3,17	
11_POPOWP800	245,5	210,5±34,5	4,41	3,79±0,62
12_POPOWPO	101,6		4,42	
13_POPOWPO	247,4	174,5±72,93	4,64	4,53±0,11
14_P300NP700WPO	401,8		10,2	
15_P300NP700WPO	338,5	361,4±28,67	7,68	8,66±1,09
16_P300NP700WPO	343,9		8,24	
17_POP300WP700	405,7		9,64	
18_POP300WP700	369,5	387,6±18,12	7,19	8,41±1,22

A partir da tabela 16, é possível constatar que os valores da tensão de rotura obtidos ficaram aquém do valor que caracteriza o SiboDur® 700, e que ficou em torno de 667

MPa. Como não foi atingido o resultado esperado com os ciclos térmicos selecionados para a soldadura, foi escolhido de entre os ciclos ensaiados, aqueles que forneceram melhores resultados, em termos de tensão de rotura, para a análise metalográfica e dureza, como já referenciado. Assim, foram eliminados os ciclos que apresentaram tensão de rotura abaixo de 50% do valor obtido para o material de base, o Sibodur® 700, sendo eliminados da análise metalográfica e dureza os seguintes ciclos: P300NP300WPO, POP0WP800, POP0WPO. Assim, irão ser considerados os ciclos seguintes: P700NP700WPO, POP0WP700, P300NP700WPO e POP300WP700. De referir que só foram testadas as amostras que não continham defeitos significativos (concentração excessiva de poros, desalinhamentos, etc.), os quais iriam contribuir de forma drástica para os resultados a obter. Assim, daqui por diante, serão analisados os resultados dos ensaios de tração correspondentes aos ciclos térmicos selecionados e, sempre que possível, estes resultados serão cruzados com os obtidos na análise metalográfica e na dureza.

3.8.3.1 Ciclo térmico P300NP300WPO

Este ciclo, tal como o anterior, apresentou resultados de tensão de rotura bem abaixo do esperado para o material Sibodur® 700. Com esses resultados de rotura, gráfico da figura 87, foi comprovado que dois pré-aquecimentos de 300°C de 2 h cada, com adição e remoção de níquel antes de soldar com Inconel, não contribui de maneira significativa para a soldadura. Assim, foi eliminado este ciclo dos ensaios de metalografia e dureza, pois a resistência à rotura média das amostras deste ciclo não alcançou o valor mínimo de 333,7 MPa.

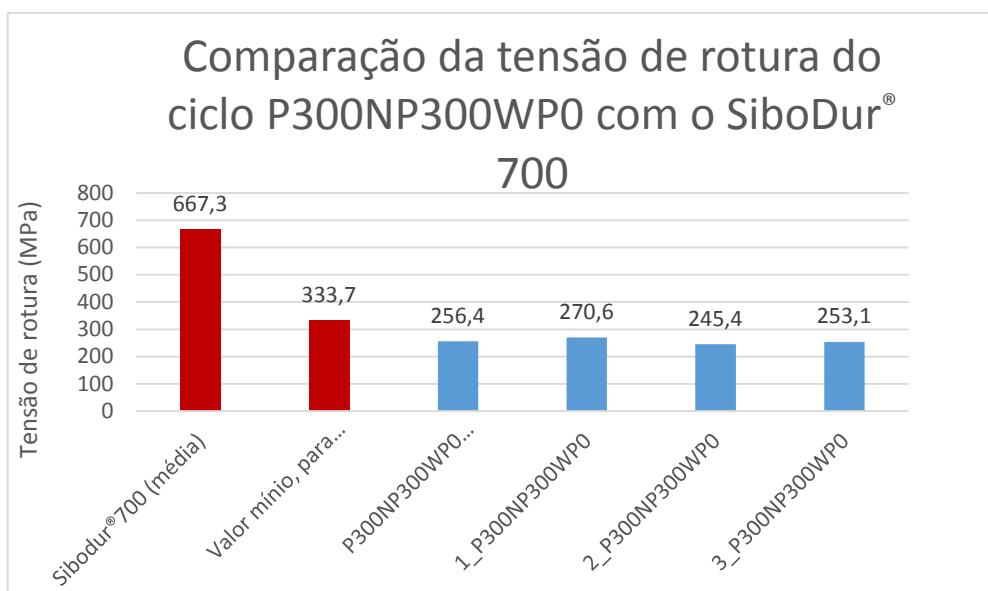


Figura 86 - Comparação da tensão de rotura do ciclo P300NP300WPO com o Sibodur® 700

No gráfico da figura 87 poderá ver-se que todos os resultados obtidos estão abaixo do valor estabelecido como mínimo, facto que leva a que estas condições para o ciclo térmico a aplicar sejam consideradas inadequadas, não fazendo sentido realizar outros ensaios sobre estas amostras.

3.8.3.2 Ciclo térmico P700NP700WPO

Neste ciclo foram realizados dois pré-aquecimentos de 700°C com 2 h cada, com adição e remoção de níquel antes de soldar com Inconel. Os resultados encontrados para este ciclo ficaram também abaixo do esperado para o Sibodur® 700, como se pode observar no gráfico da figura 88.

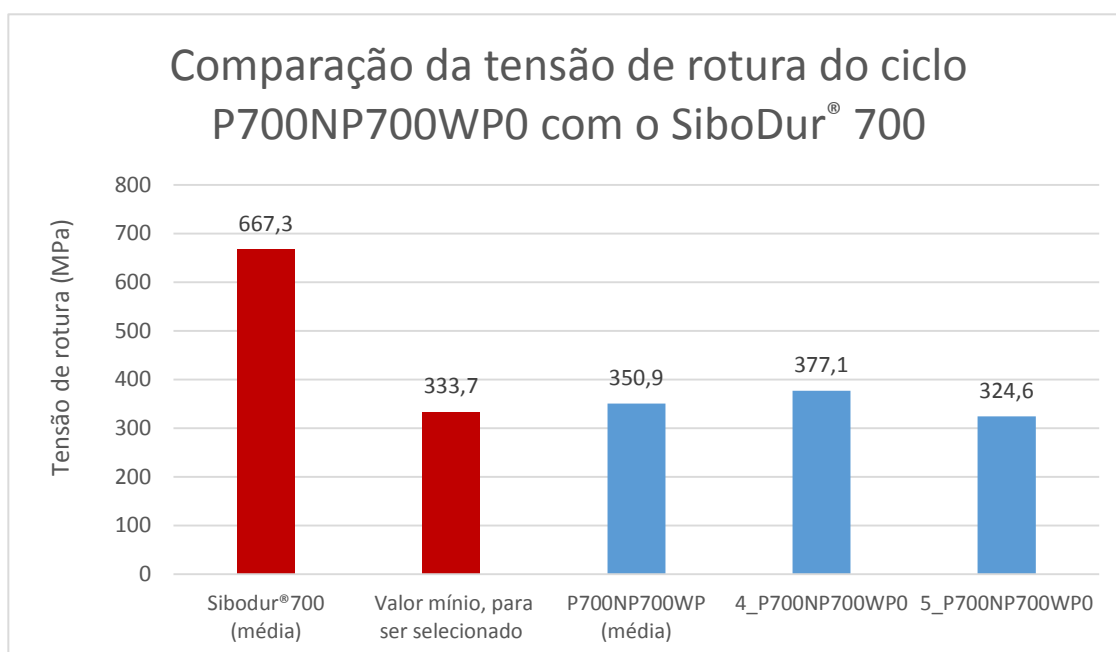


Figura 87 - Comparação da tensão de rotura do ciclo P700NP700WPO com o Sibodur® 700

Através do gráfico da figura 88 poderá ver-se que os resultados de tração deste ciclo permanecem abaixo do esperado para o Sibodur® 700, ou seja, abaixo de 667 MPa, ficando apenas com média de 350,9 MPa de tensão de rotura, mas está acima do mínimo estipulado neste trabalho, ou seja, 333,7 MPa (50% de 667 MPa). O ciclo P700NP700WPO, mostrado no gráfico, foi um dos selecionados para o ensaio de metalografia e dureza, ensaios estes que serão apresentados posteriormente.

3.8.3.3 Ciclo térmico: POPWP700

Neste ciclo foi realizado apenas um pós-aquecimento de 700°C durante 2 h, sem adição e remoção de níquel antes de soldar com o eletrodo de Inconel. Os resultados

de tensão de rotura superam claramente o critério de 50% da tensão de rotura estabelecido para o Sibodur® 700, conforme se poderá observar no gráfico da figura 89.

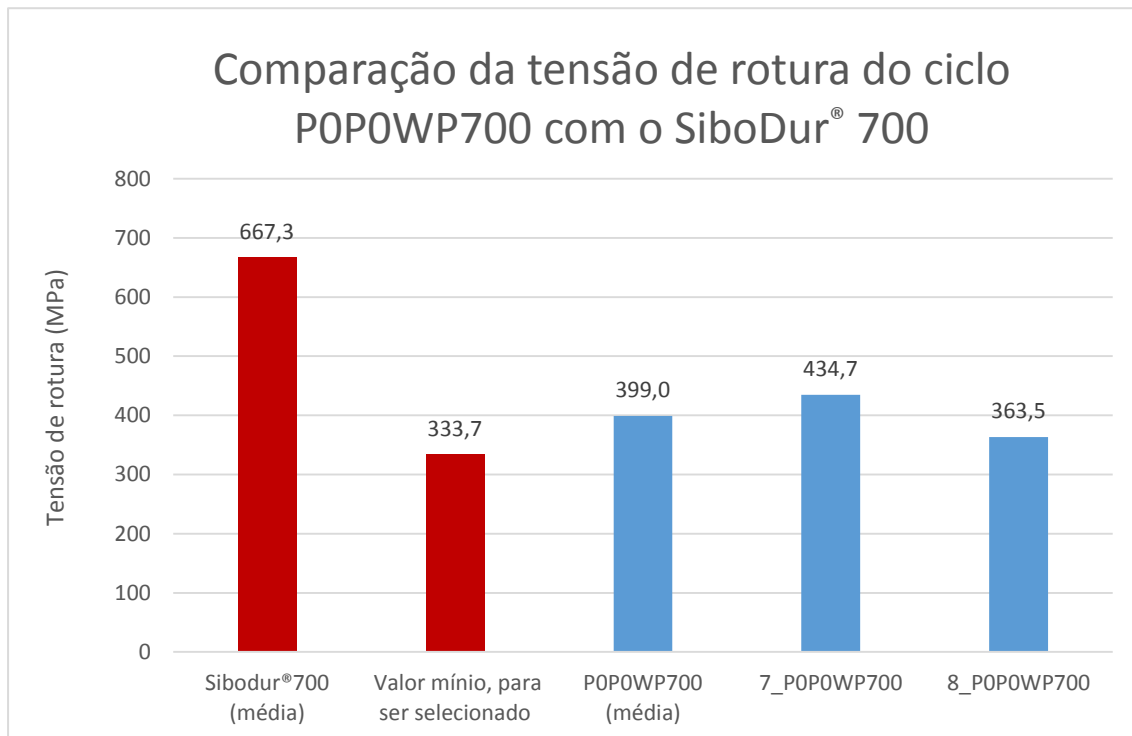


Figura 88 - Comparação da tensão de rotura do ciclo POP0WP700 com o Sibodur® 700

O ciclo POP0WP700, mostrado no gráfico da figura 89, foi um dos ciclos selecionados para a análise metalográfica e ensaios de dureza.

3.8.3.4 Ciclo térmico: POP0WP800

Neste ciclo foi realizado um único pós-aquecimento de 800°C durante duas horas, sem adição e remoção de níquel, mas o qual veio a provar-se não constituir uma mais-valia para o processo de soldadura deste ferro fundido. A tensão de rotura deste ciclo ficou abaixo dos 333,7 MPa, como já referenciado, pelo que não foi dado prosseguimento para a realização da análise metalográfica e ensaio de dureza. Os resultados dos ensaios de tração deste ciclo são mostrados no gráfico da figura 90.

Como se poderá ver no gráfico da figura 90, o valor médio obtido para a tensão de rotura neste ciclo POP0WP800 foi de 210,8 MPa, ou seja, claramente abaixo do mínimo estabelecido para este trabalho (333,7 MPa). Assim, não foi realizada qualquer análise metalográfica ou ensaio de dureza sobre estas amostras.

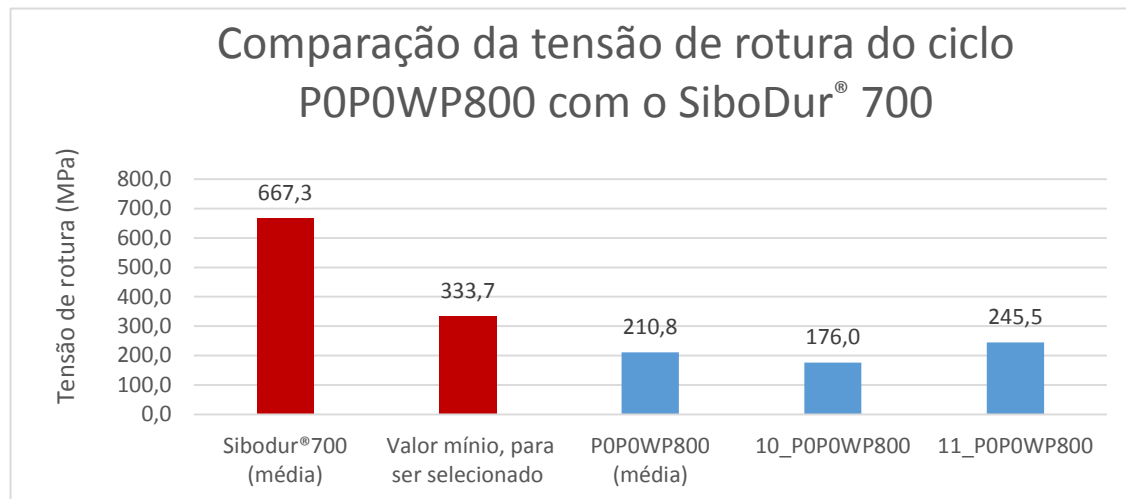


Figura 90 - Comparação da tensão de rotura do ciclo POPOWP800 com o Sibodur® 700

3.8.3.5 Ciclo térmico: POPOWPO

Neste ciclo, o Sibodur® 700 foi soldado com elétrodo de Inconel sem qualquer pré ou pós-aquecimento. Esse ciclo foi proposto com a finalidade de comprovar estudos anteriores na área da soldadura de ferro fundido [22] [64]. Os resultados obtidos poderão ser observados no gráfico da figura 91.

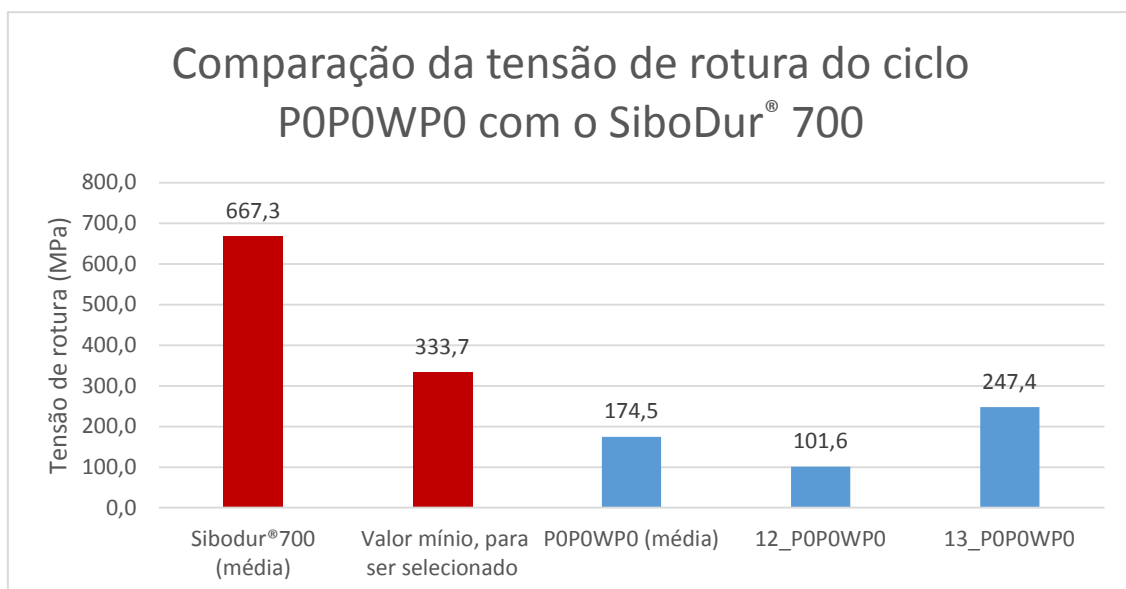


Figura 91- Comparação da tensão de rotura do ciclo POPOWPO com o Sibodur® 700

A tensão de rotura sem qualquer ciclo térmico antes ou após a soldadura, conforme o esperado, resultou em valores bastante aquém dos valores mínimos estipulados para este trabalho, pelo que a soldadura sem qualquer pré ou pós-aquecimento foi eliminada liminarmente. No gráfico da figura 91 poderá ver-se que o valor médio obtido para a tensão de rotura foi de apenas 174,5 MPa, claramente abaixo dos 333,7MPa.

3.8.3.6 Ciclo térmico: P300NP700WPO

Neste ciclo foi realizado um pré-aquecimento de 300°C durante duas horas, seguido da adição e remoção de níquel, tendo sido realizado ainda um outro pré-aquecimento de 700 °C antes da soldadura com elétrodo de Inconel. Os resultados de tensão de rotura deste ciclo são mostrados no gráfico da figura 92, junto com o resultado da tensão de rotura médio das amostras de Sibodur® 700 sem soldadura.

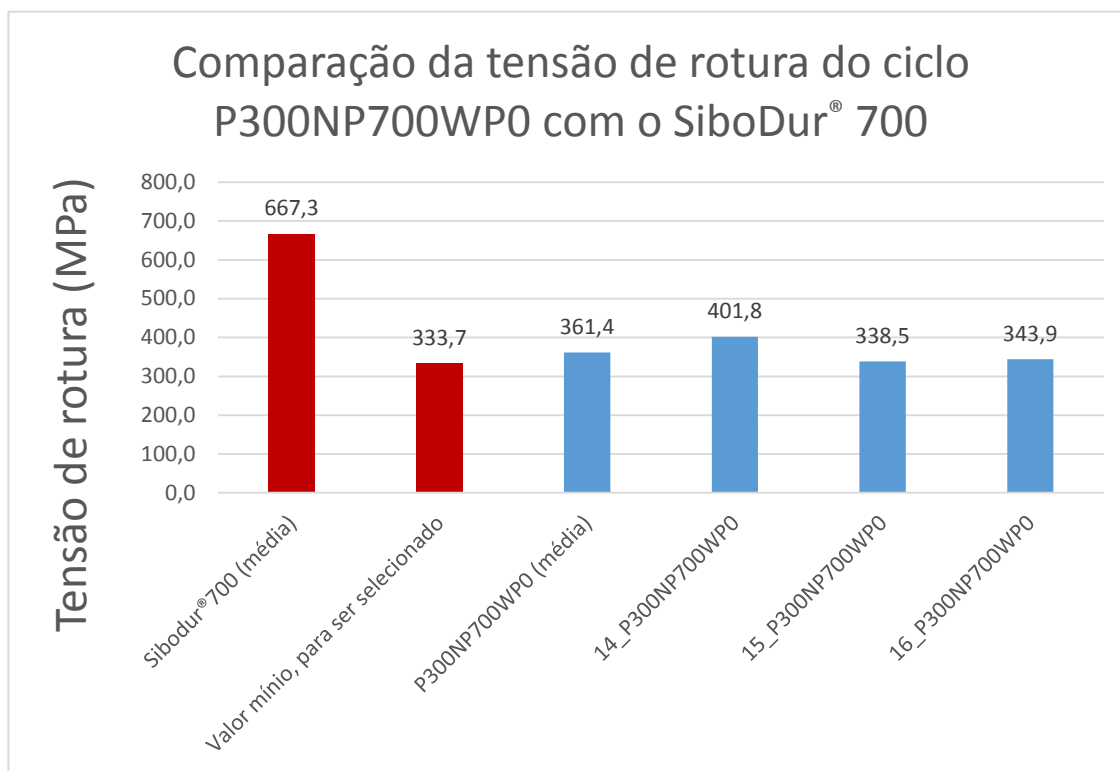


Figura 92- Comparação da tensão de rotura do ciclo P300NP700WPO com o Sibodur® 700

No gráfico da figura 92 poderá ser visto que a tensão de rotura para este ciclo apresenta um valor médio de 361,4 MPa, o qual está acima do valor mínimo do critério anteriormente definido.

3.8.3.7 Ciclo térmico: POP300WP700

Neste ciclo foi realizado um pré-aquecimento de 300°C durante duas horas, sem a adição de níquel, para prosseguir para a soldadura com elétrodo de Inconel, e por fim as amostras serem submetidas a um pós-aquecimento de 700°C durante duas horas. O valor médio da tensão de rotura obtido foi de 387,6 MPa, o que está claramente acima do valor mínimo estabelecido como critério de aceitação do procedimento de soldadura, pelo que estas amostras seguiram para análise metalográfica e ensaios de tração.

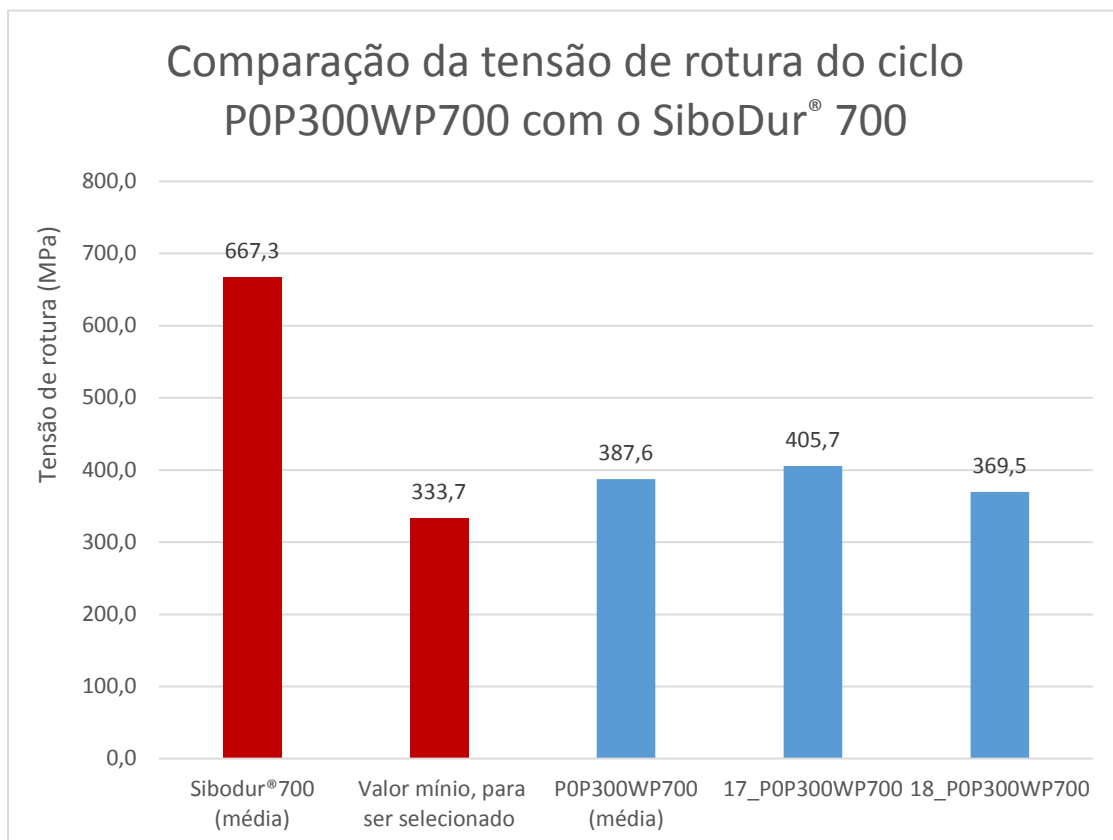


Figura 89 - Comparação da tensão de rotura do ciclo POP300WP700 com o Sibodur® 700

3.8.4 RESULTADOS DAS ANÁLISES METALGRÁFICAS

A estratégia delineada para a análise metalográfica passou por verificar a microestrutura das amostras que apresentaram os melhores resultados em termos de tensão de rotura na secção anterior. Assim, as amostras que seguiram para análise foram as seguintes:

- 4_P700NP700WP0: dois pré-aquecimentos a temperatura elevada (700°C) e sem pós-aquecimento;

- 14_P300NP700WP0: dois pré-aquecimentos a temperaturas diferentes, voltando a não se utilizar pós-aquecimento;
- 7_POPOWP700: neste caso, não foram realizados pré-aquecimentos, tendo sido realizado apenas pós-aquecimento para alívio de tensões, o que, relativamente aos casos anteriores, vai permitir uma poupança de energia despendida no processo;
- 17_POP300WP700: Neste caso, foi realizado um pré-aquecimento e um pós-aquecimento, sem qualquer depósito e remoção de níquel, como no caso 7_POPOWP700.

Estas análises foram muito importantes para detectar o efeito gerado na microestrutura das amostras consoante os ciclos térmicos a que cada grupo foi sujeito. Essas microestruturas acabam por ter reflexo nas propriedades de resistência à rotura registadas nos ensaios de tração. De notar que algumas amostras sujeitas a determinados ciclos térmicos foram eliminadas devido a defeitos detetados nos ensaios prévios, e algumas outras foram eliminadas devido a fornecerem resultados que estavam perfeitamente desfasados da média, levantando assim suspeita sobre eventuais defeitos não detetados ou erros processuais ou de leitura/registo.

Das análises efetuadas, pretende-se retirar toda e qualquer informação que se torne pertinente correlacionar com os resultados obtidos nos ensaios de tração e de dureza, com o objetivo de perceber de que forma a microestrutura afeta a tensão de rotura e o perfil de durezas ao longo da secção reta da junta soldada. Assim, e como base para futura comparação, será iniciada a análise da microestrutura pelo material de base Sibodur® 700.

3.8.4.1 Material de base Sibodur® 700

A microestrutura do material de base Sibodur® 700 poderá ser vista na figura 94. Nessa figura fica claro que a microestrutura é constituída por nódulos de grafita envolvidos em ferrita, numa matriz de perlita, numa estrutura que usualmente se designa por “olho de boi”. A microestrutura obtida está de acordo com o fabricante GF, que indica que o Sibodur® 700 é constituído predominantemente por perlita, representando esta entre 60 e 90% da microestrutura e estando disseminada de forma relativamente uniforme pela matriz do material. Seguidamente, serão analisadas as microestruturas correspondentes à melhor amostra de cada ciclo térmico imposto.

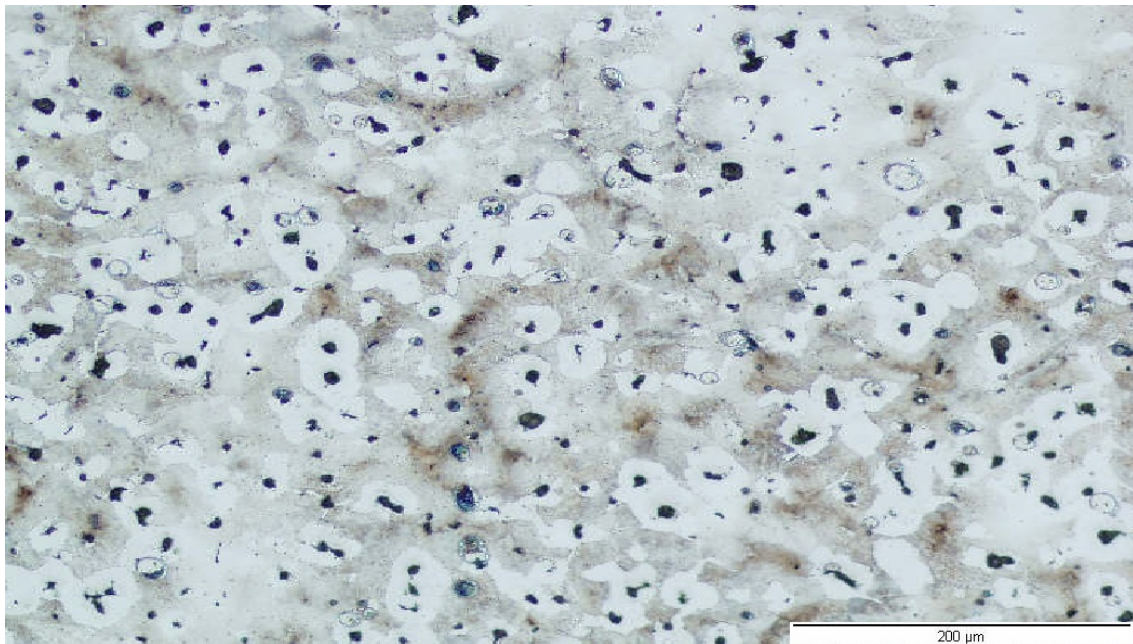


Figura 90 - Aspetto geral da microestrutura do material de base usado neste trabalho: Sibodur® 700

3.8.4.2 Ciclo térmico: P700NP700WPO

A análise da microestrutura foi iniciada pelas amostras sujeitas ao ciclo térmico P700NP700WPO. Nesse ciclo, como indicado na sua própria referência, foram realizados dois pré-aquecimentos de 700°C, intercalados com a deposição e remoção de Níquel, antes da soldadura com Inconel. O resultado da amostra analisada neste ciclo poderá ser vista nas figuras 95 a 97. Nessas figuras é possível observar de forma clara as principais estruturas encontradas na amostra analisada correspondente a este ciclo, 4_P700NP700WPO. As áreas correspondentes a cada zona do cordão foram devidamente identificadas: material de adição (MA), zona termicamente afetada (ZTA) e material de base (MB). As microestruturas que foram encontradas neste ciclo são similares entre si. Logo, na figura 95 é observada a microestrutura da amostra 4, com uma ampliação relativamente baixa (x100), para se obter uma visão mais geral de toda a área. Foi constatada a existência de uma ZTA extensa, perfeitamente evidente, a qual, em média, possuía uma largura de 235 μm. Nas figuras 96 e 97, é indicado por meio de quadrados com a respectiva legenda, as principais estruturas encontradas na ZTA: ledeburita, bastante concentrada (principalmente na região interna) e martensita. Usando uma ampliação maior, essas microestruturas são mostradas de forma mais clara nessas mesmas figuras 96 e 97, sendo perfeitamente perceptível a presença de ledeburita e martensita na ZTA. A presença destas estruturas indica claramente que o material irá apresentar maior fragilidade nestas zonas, por conta da sua maior dureza.

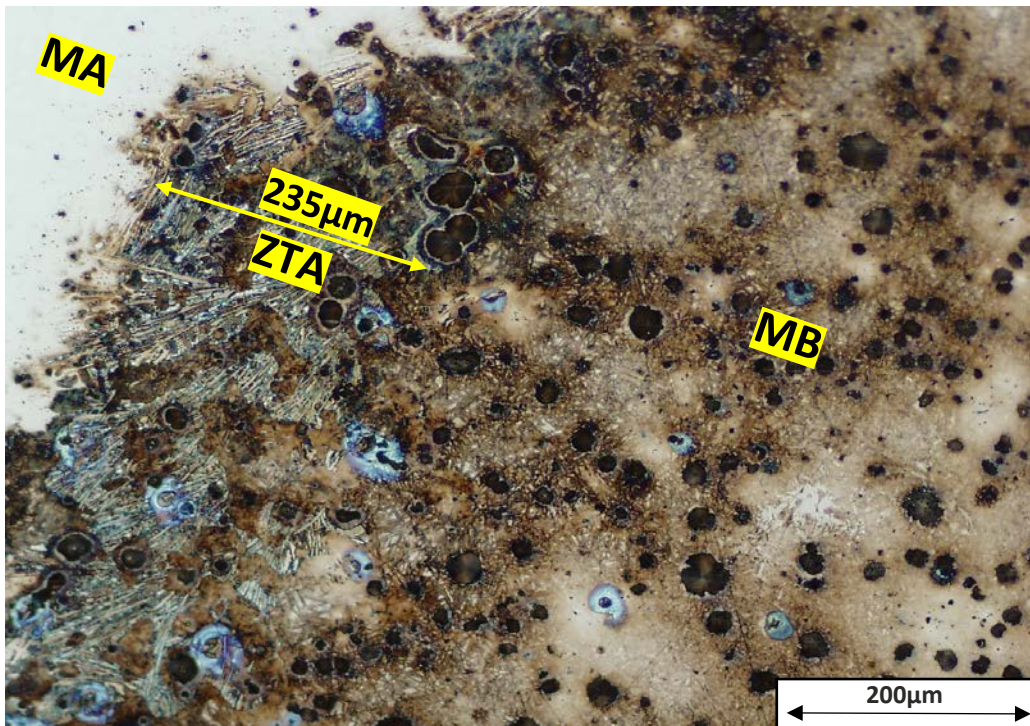


Figura 91 - Aspeto geral da microestrutura amostra 4_P700NP700WP0 (100x), ataque químico Nital (4%)

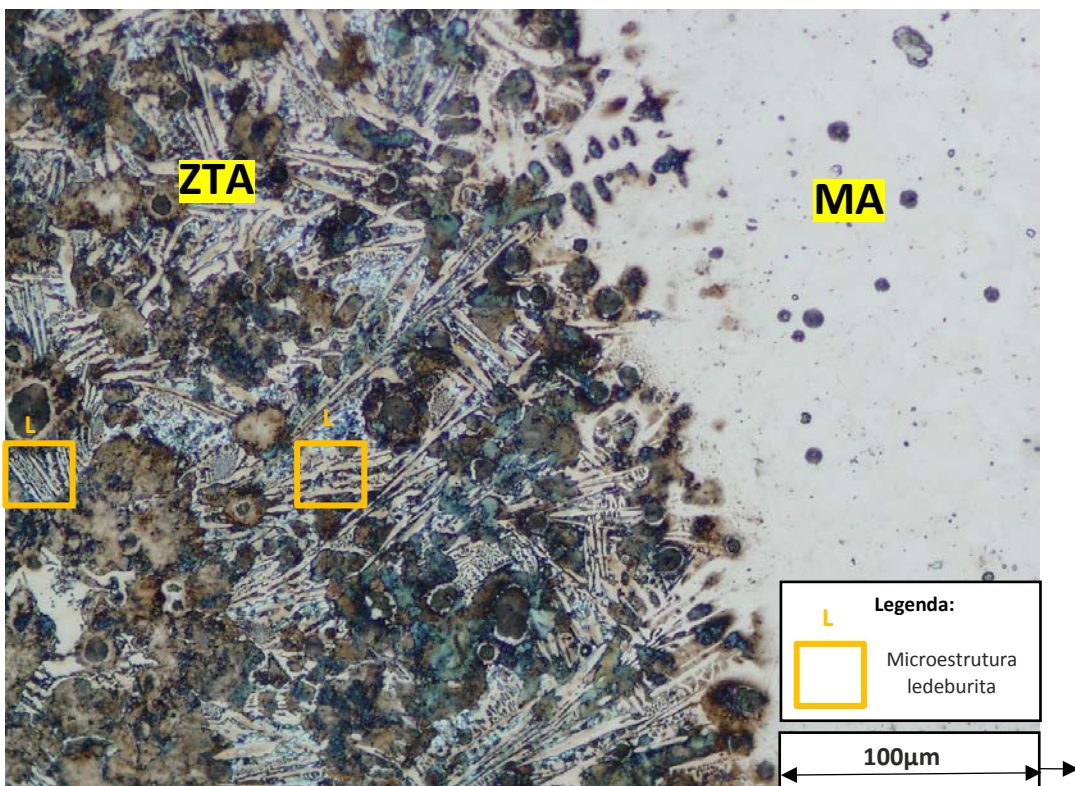


Figura 92 - Aspeto geral da microestrutura ledeburita da zona termicamente afetada amostra 4_P700NP700WP0 (200x), ataque químico Nital (4%)

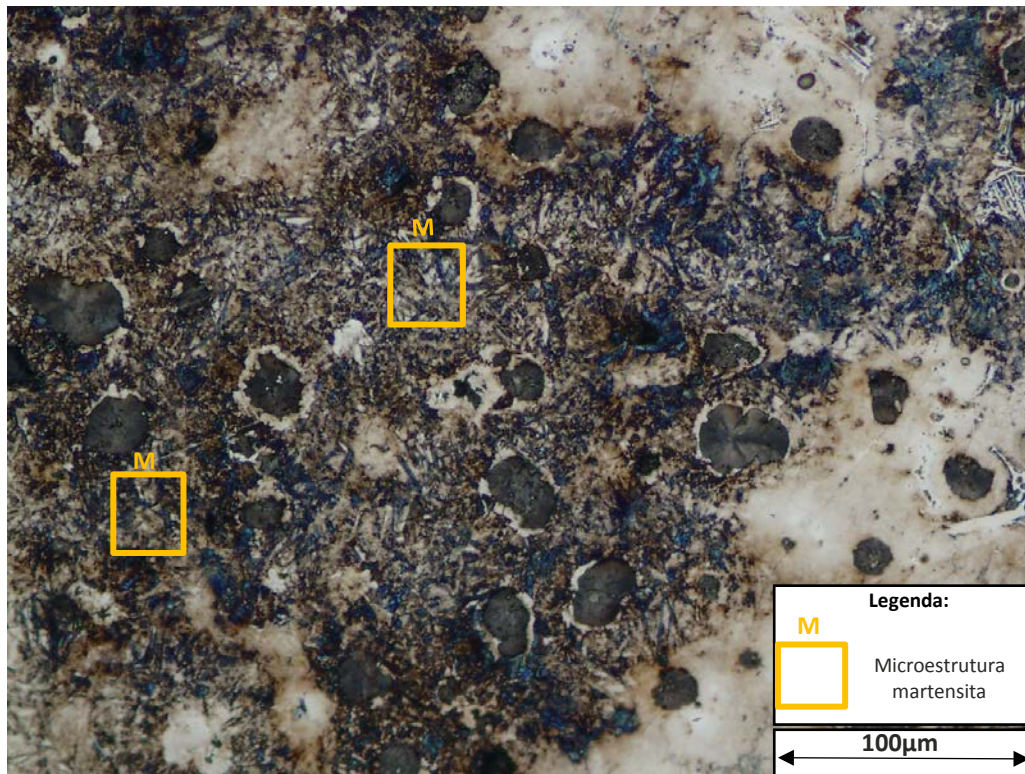


Figura 93 - Aspeto geral da microestrutura martensítica da zona termicamente afetada amostra 4_P700NP700WP0 (200x), ataque químico Nital (4%)

Conjuntamente com os resultados da análise metalográfica, poderá ainda comprovar-se que este ciclo, juntamente com o ciclo POP300WP700, que ainda será abordado mais adiante, apresentaram ZTA maior e microestruturas contendo uma maior percentagem de ledeburita e martensita e forneceram menor valor de resistência a rotura dos ciclos ensaiados na metalografia. Outro facto constatado foi que estes ciclos que apresentaram ZTAs maiores, apresentaram igualmente valores de dureza (a tratar mais adiante) também superiores, sendo mesmo superiores à dureza do material de base. Com isso, pode-ser concluído que a microestrutura presente neste ciclo apresenta ZTA maior, maior concentração de ledeburita e de martensita, o que contribuiu para resultados de tensão de rotura relativamente modestos, quando comparado com qualquer outra das amostras seleccionadas para esta análise final.

3.8.4.3 Ciclo térmico: POP0WP700

Neste ciclo foi realizado unicamente um pós-aquecimento a 700°C após a soldadura, sem qualquer pré-aquecimento ou deposição e remoção intermédia de níquel. A amostra aqui analisada foi a 7_POP0WP700. Assim, temos como microestruturas típicas deste ciclo térmico as que se mostram nas figuras 98 e 99.

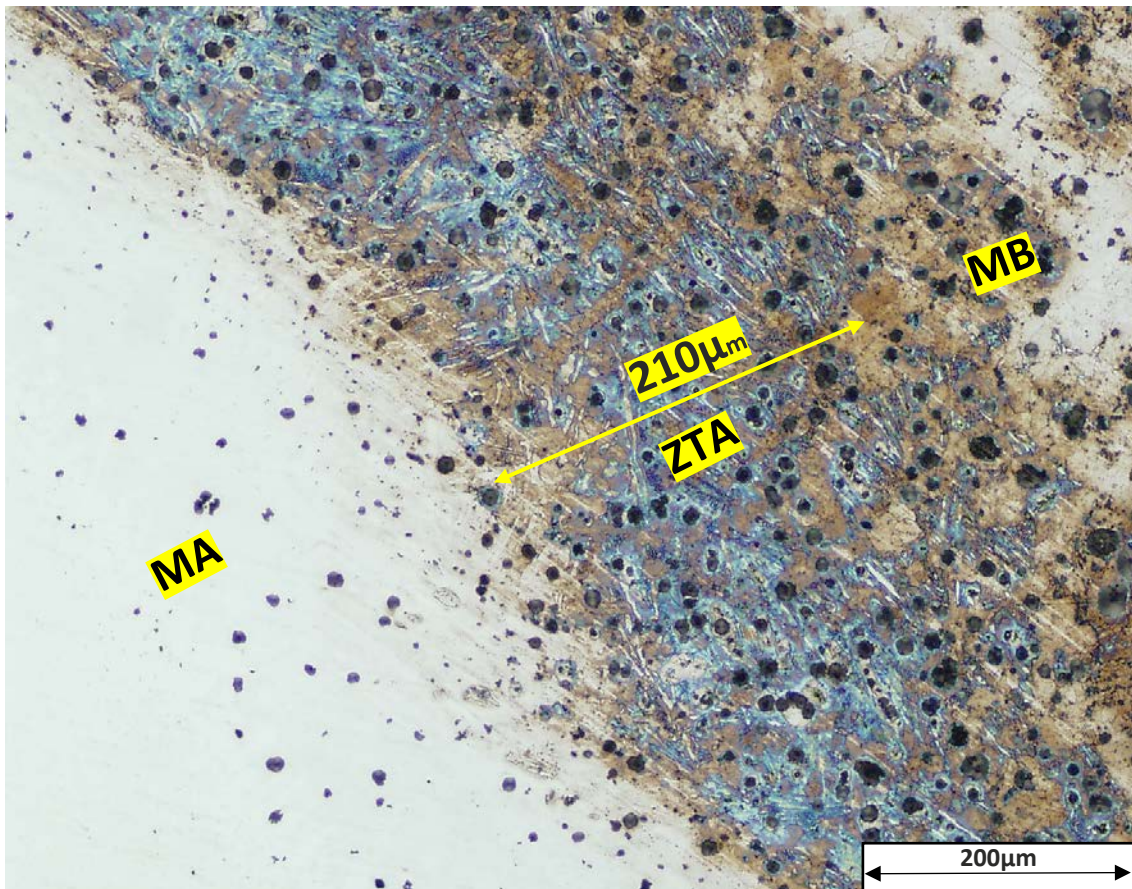


Figura 94 - Microestrutura típica da amostra sujeita apenas a pós-aquecimento (7_POPOWP700) (100x), ataque químico Nital (4%)

Na figura 98, é mostrada uma imagem da microestrutura apenas com uma ampliação de 100x. Nessa figura, comparando com o ciclo térmico anteriormente analisado, P700NP700WPO, poderá observar-se que a ZTA possui uma largura menor, como consequência deste ciclo de pós-aquecimento na amostra já soldada. Continuando a análise, na figura 99 poderá ser constatada a presença de ledeburita, semelhante ao ciclo anterior, contudo numa concentração menor, como poderá ser comprovado pelas mesmas figuras, as quais possuem a identificação das zonas correspondentes. Outra característica dessa microestrutura é que não foi constatada a presença de martensita, microestrutura que deixa o material mais frágil. Com isso, as características da microestrutura correspondente ao ciclo POPOWP700 poderão ser descritas da seguinte forma: ZTA menos extensa, presença de ledeburita em menor concentração e ausência de martensita, verificando-se que a rotura destas amostras ocorreu na ZTA.

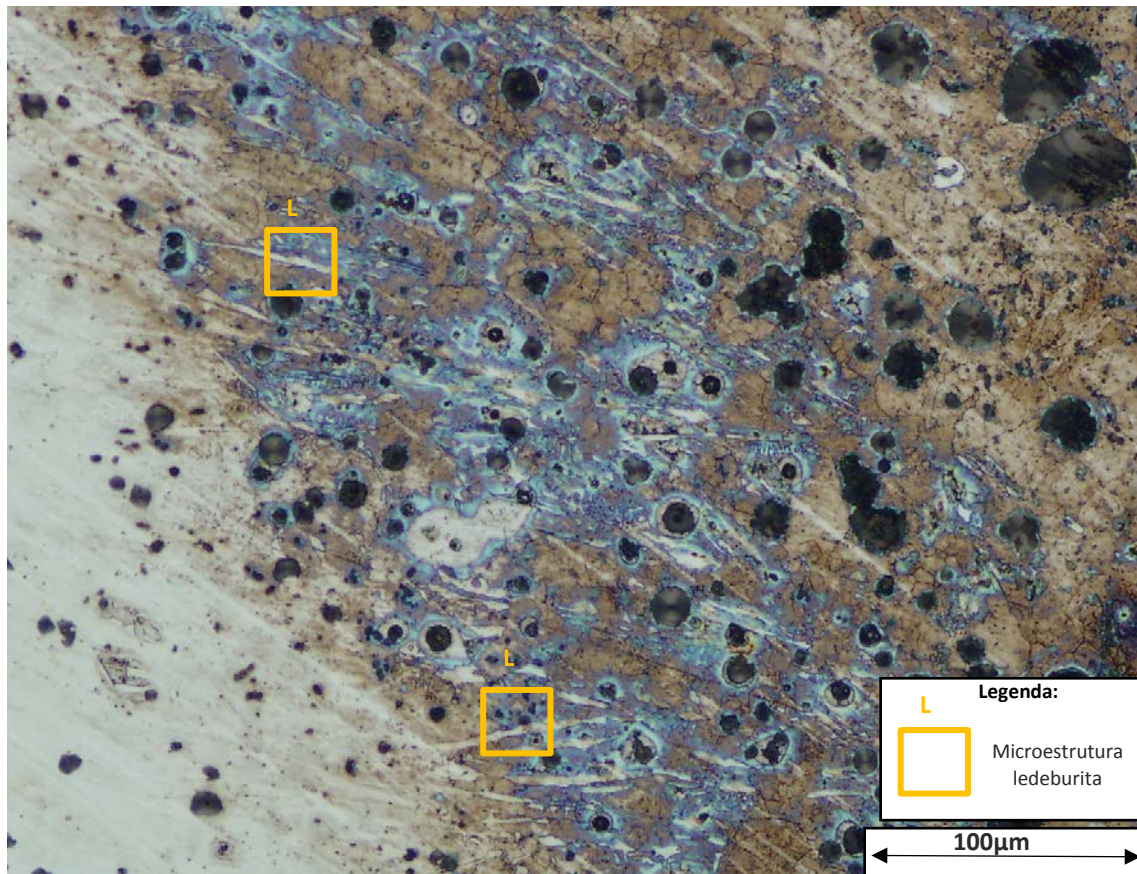


Figura 95 - Microestrutura típica da ledeburita na amostra sujeita apenas a pós-aquecimento (7_POPOWP700) (200x), ataque químico Nital (4%)

Tendo em conta os resultados da análise metalográfica, poderá ser comprovado que este ciclo, juntamente com o ciclo PONP300WP700, foram aqueles que apresentaram ZTAs menos extensas, e que apresentaram igualmente menor concentração tanto de ledeburita como de martensita. Tendo ainda em conta os resultados correspondentes à tensão de rotura, ficou comprovado que este ciclo e o ciclo PONP300WP700 foram aqueles que forneceram melhores valores de tensão de rotura, ficando claro que apresentaram melhores resultados globais do que as amostras correspondentes a outros ciclos que geraram maiores ZTA, maior quantidade de ledeburita e mesmo de martensita. Constatou-se ainda, através das análises de dureza que serão mostradas mais adiante, que não houve um aumento significativo da dureza, sendo apenas de registar um ligeiro incremento da mesma em quase toda a zona de ligação.

3.8.4.4 Ciclo térmico: P300NP700WPO

Relativamente a este ciclo térmico, foi analisada a amostra 14_P300NP700WPO. Neste ciclo foi realizado um pré-aquecimento de 300°C, antes da adição e remoção de níquel e outro pré-aquecimento de 700°C, depois da soldadura propriamente dita. Esse ciclo teve como objetivo evitar transformações indesejadas na microestrutura que

porventura pudessem ter ocorrido noutro ciclo semelhante, mas utilizando dois pré-aquecimentos com temperatura superior, como o ciclo P700NP700WP0. Efetivamente, o procedimento com dois pré-aquecimentos de 700°C tinha conduzido ao aparecimento de uma maior quantidade de martensita, situação que é indesejável, pelo que se optou por este novo procedimento com diferentes temperaturas de pré-aquecimento. As microestruturas correspondentes ao ciclo P300NP700WP0, poderão ser analisadas nas figuras 100, 101 e 102.

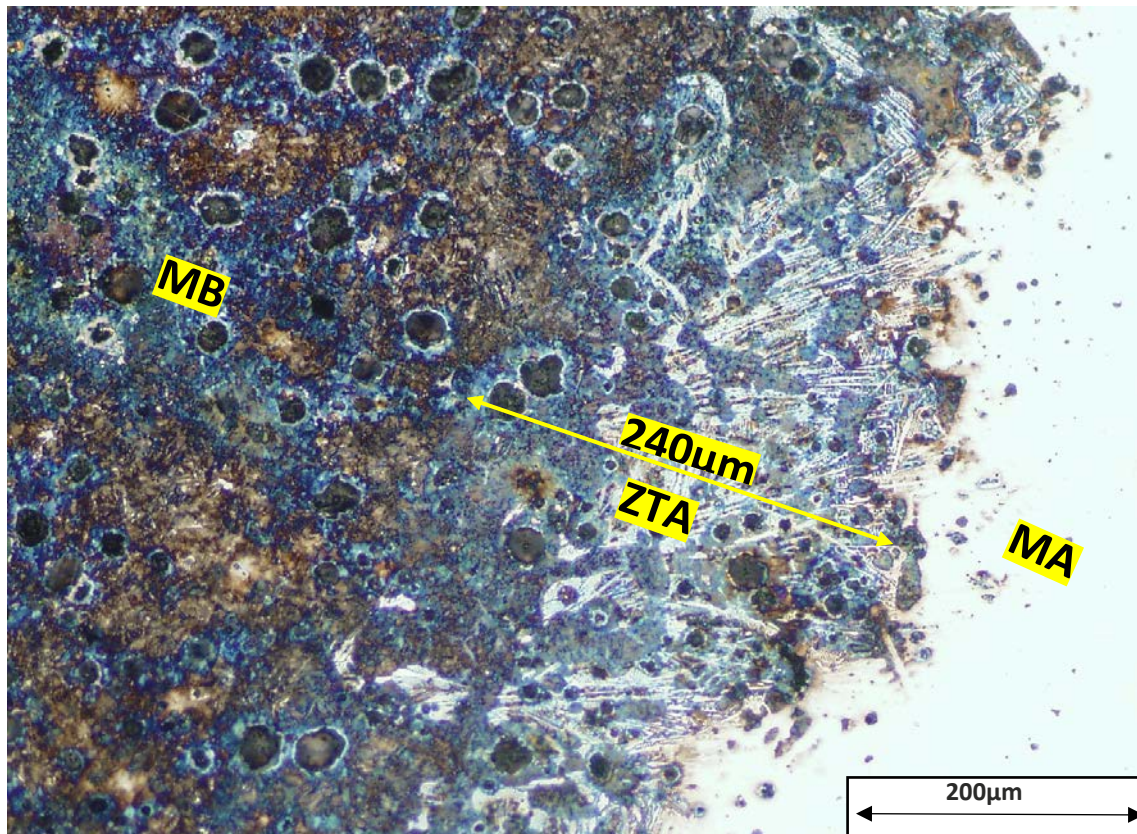


Figura 96 - Microestrutura típica na amostra 14_P300NP700WP0 (200x), ataque químico Nital (4%)

No procedimento P300NP700WP0 foi novamente constatada uma ZTA extensa, como pode ser notado na figura 100, muito semelhante ao primeiro procedimento analisado, P700NP700WP0, verificando-se também a presença de ledeburita e martensita na sua microestrutura, figuras 101 e 102. Outra característica também constatada foi a elevada concentração de ledeburita e martensita na ZTA destas amostras. Cada uma destas microestruturas pode ser vista nas mesmas figuras. Com isso, as principais características encontradas neste ciclo, P300NP700WP0, foram: ZTA extensa, elevada concentração de ledeburita e novamente a presença de martensita.

Globalmente, constata-se que este ciclo térmico apresenta ligeiras vantagens quando comparado com o ciclo P700NP700WP0, através de uma ligeira redução na quantidade de martensita formada, assim como de ledeburita. No entanto, os resultados não são ainda satisfatórios, quando comparados com outros ciclos térmicos que incluem

obrigatoriamente pós-aquecimento. Verifica-se assim que o pós-aquecimento é mais eficaz do que um ou dois pré-aquecimentos, independentemente da temperatura.

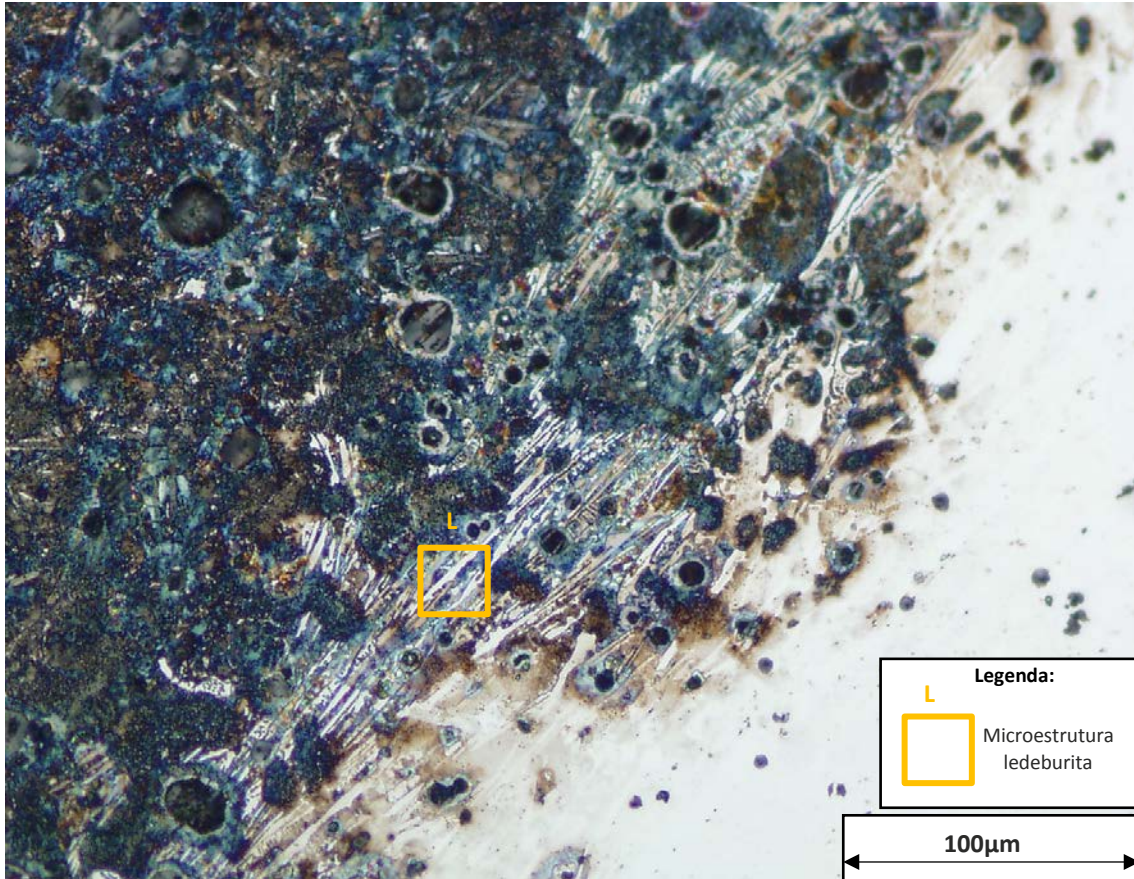


Figura 97 - Microestrutura típica da ledeburita na amostra 14_P300NP700WPO (100x), ataque químico Nital (4%)

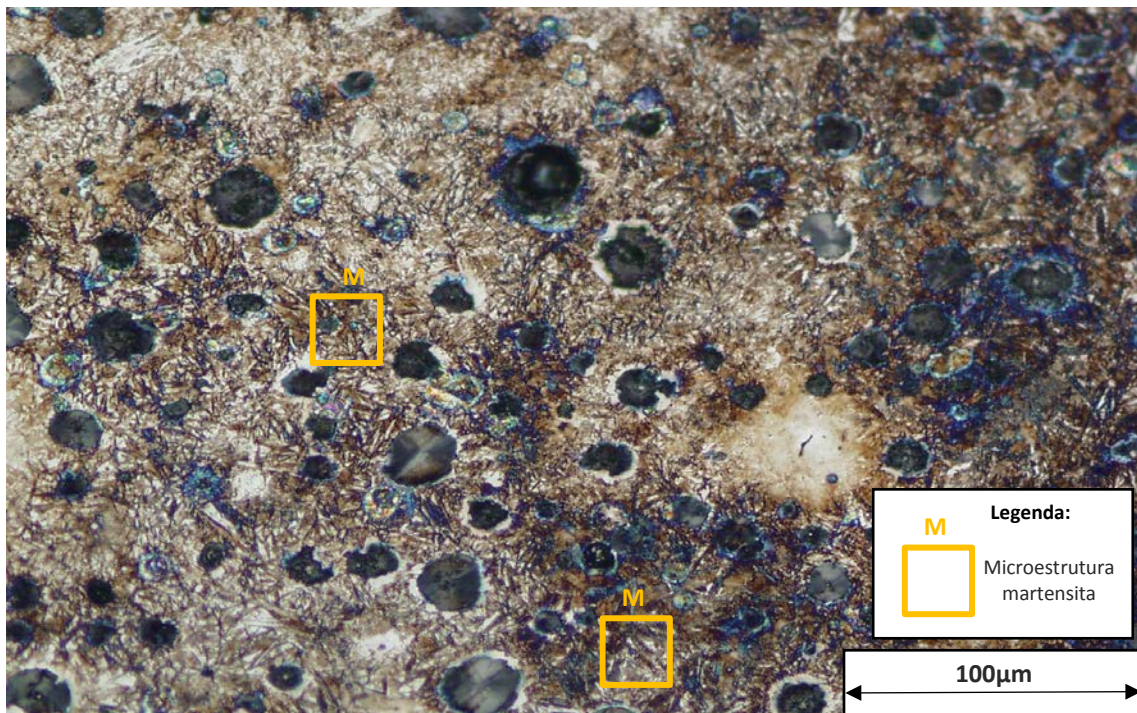


Figura 98 - Microestrutura típica da martensita na amostra 14_P300NP700WP0 (100x), ataque químico Nital (4%)

3.8.4.5 Ciclo térmico: POP300WP700

Este foi o último ciclo analisado com mais pormenor através de análise metalográfica. Tal como no caso anterior, a análise visava essencialmente encontrar uma microestrutura mais favorável, ou seja, que contivesse menos microestruturas frágeis, criadas habitualmente pela ledeburita, mas também (e principalmente) pela martensita. Contudo, como se verá na análise da amostra com a referência 17_POP300WP700, isso não ocorreu, lembrando aqui que nesse ciclo, POP300WP700, foi realizado um único pré-aquecimento de 300°C, sem adição de níquel e após a soldadura foi realizado um pós-aquecimento de 700°C para alívio de tensões, sendo o material resfriado/arrefecido lentamente em mufla após o término do pós-aquecimento. Os resultados são mostrados nas figuras 103 e 104, apresentando a microestrutura que foi obtida através da análise da amostra 17_POP300WP700, que foi aquela que apresentou melhores resultados para este ciclo térmico.

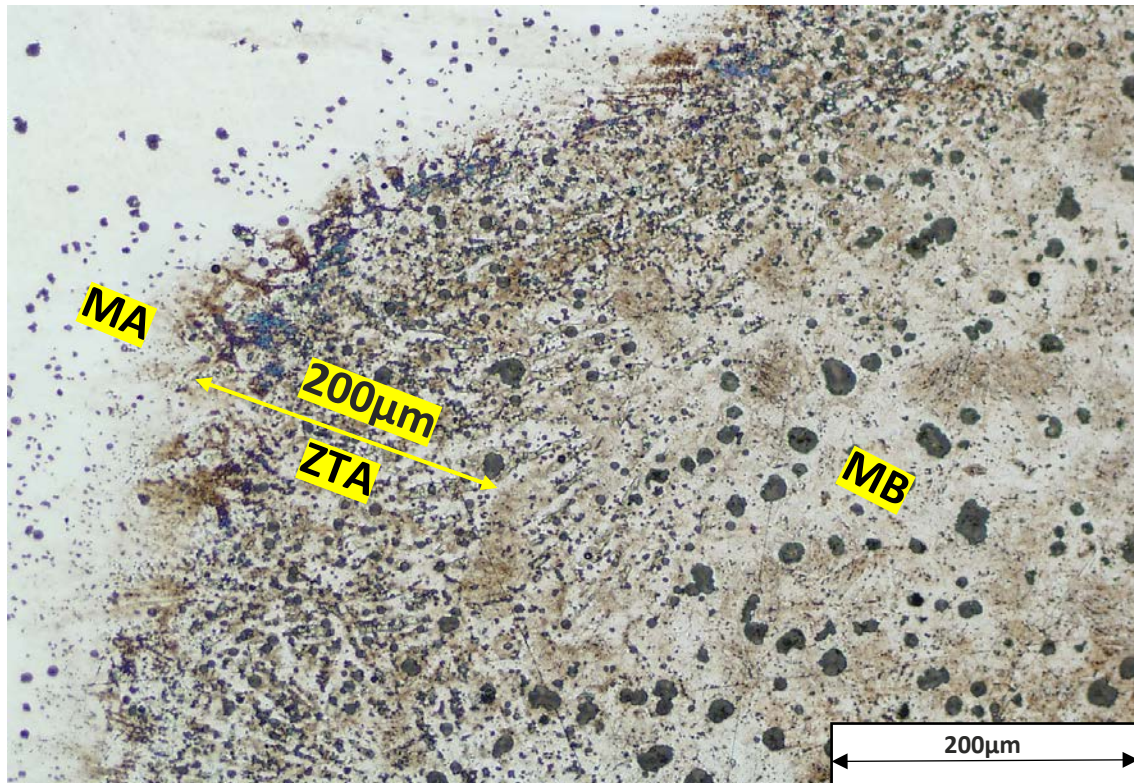


Figura 99 - Microestrutura típica da amostra sujeita apenas a um pré-aquecimento e um pós-aquecimento (17_POP300WP700) (100x), ataque químico Nital (4%)

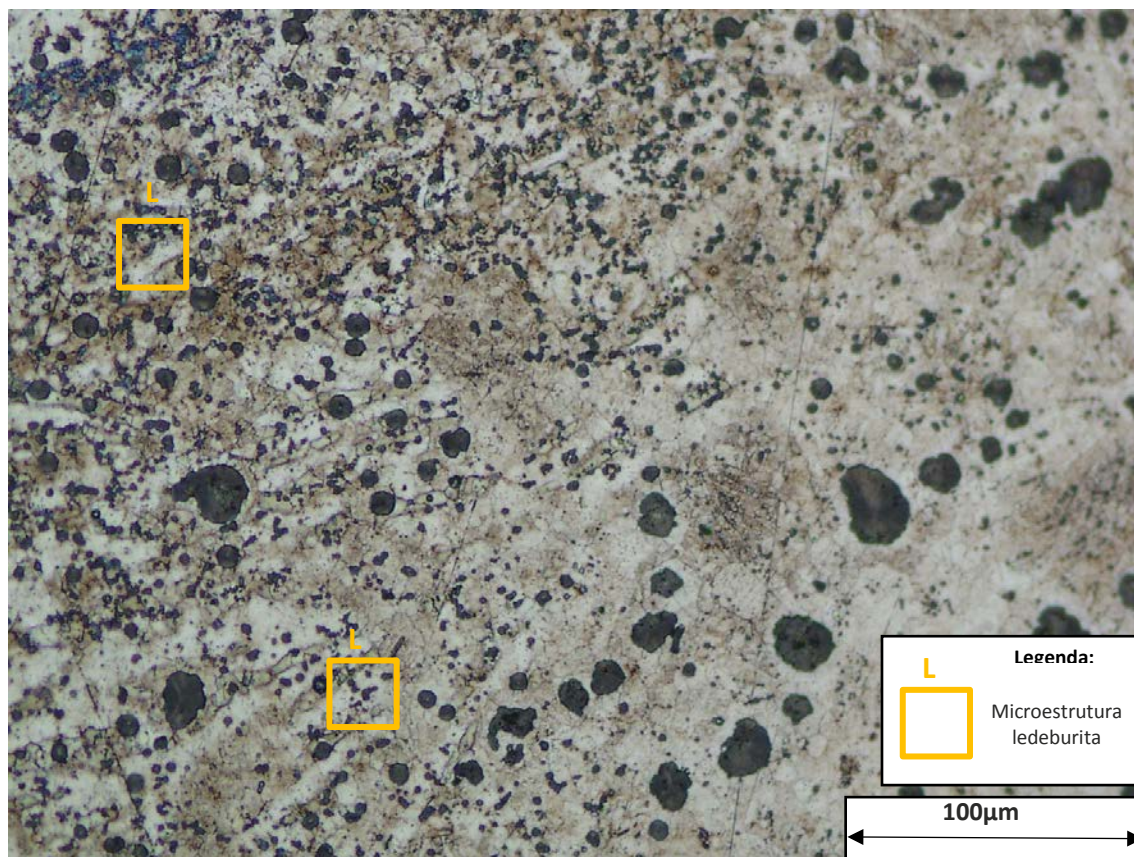


Figura 100 - Microestrutura típica da amostra sujeita apenas a um pré-aquecimento e um pós-aquecimento (17_POP300WP700) (200x), ataque químico Nital (4%)

No ciclo aqui em análise da amostra 17_POP300WP700, é possível observar uma melhoria significativa na microestrutura destas amostras, quando comparadas com as correspondentes aos procedimentos P700NP700WPO e P300NP700WPO. Neste ciclo POP300WP700, foi constatado uma diminuição da ZTA comparativamente ao ciclo P700NP700WPO, sendo que a microestrutura típica encontrada foi ledeburita, mesmo assim observada em menor concentração, quando comparada com o ciclo P700NP700WPO. Como nos ciclos anteriores, as regiões onde foi identificada a presença de ledeburita estão assinaladas através de caixas nas figuras. Assim, poderá afirmar-se que as características das microestruturas correspondentes a este ciclo POP300WP700, são: ZTA menor e microestrutura baseada essencialmente em ledeburita, mesmo assim em menor concentração do que nas amostras correspondentes aos procedimentos P700NP700WPO e P300NP700WPO, não tendo sido encontrada martensita. Nos ensaios de tração, estas amostras romperam igualmente pela ZTA.

Neste ciclo foi também possível constatar que não foram encontradas regiões na ZTA que apresentassem uma dureza significativamente maior do que a registada para o material de base, regiões essas evidentes nos ciclos P700NP700WPO e POP300WP700, conforme poderá ser visto na secção seguinte.

3.8.5 Resultado dos ensaios de dureza

O ensaio de dureza foi realizado sobre as mesmas amostras utilizadas nas observações metalográficas. A medição da dureza foi realizada com base no método Vickers (HV). O Sibodur® 700 apresenta uma dureza que varia entre 254 HV e 310 HV [50], segundo o fabricante. A análise da dureza será realizada segundo os diferentes ciclos térmicos usados no processo de soldadura. Vale a pena aqui ressaltar que os resultados da dureza serão apresentados em gráficos de coluna, estando assinaladas as diferentes zonas correspondentes a cada área da zona de ligação, seguindo a seguinte nomenclatura: material de adição (MA), zona termicamente afetada (ZTA) e material de base (MB).

3.8.5.1 Ciclo térmico P700NP700WPO

A figura 105 representa o ensaio de dureza da amostra 4, referente ao ciclo térmico P700NP700WPO. O ensaio de dureza da amostra apresentou valores na faixa de 330 HV no material de adição, Inconel, e de 256 HV no material de base, Sibodur® 700, enquanto o valor referente à zona termicamente afetada apresentou dureza superior ao encontrado no material de base, como era esperado. Esse ciclo térmico

P700NP700WPO foi o que apresentou uma zona térmica maior e concentração maior de ledeburita e a presença de martensita. Foi confirmada neste ciclo a presença de ZTA, com valores de dureza superiores ao material de base nessa zona. Foi ainda confirmado o observado nos ensaios de metalografia desse ciclo, onde foram encontradas microestruturas mais frágeis e duras, tais como a martensita, sendo esperadas durezas mais elevadas nessa ZTA. É importante aqui referir que os ciclos que não apresentaram ZTA extensa não registaram igualmente a presença de martensita, P0P0WP700 e P0NP300WP700, não tendo sido encontrado uma ZTA evidente na medição da dureza.

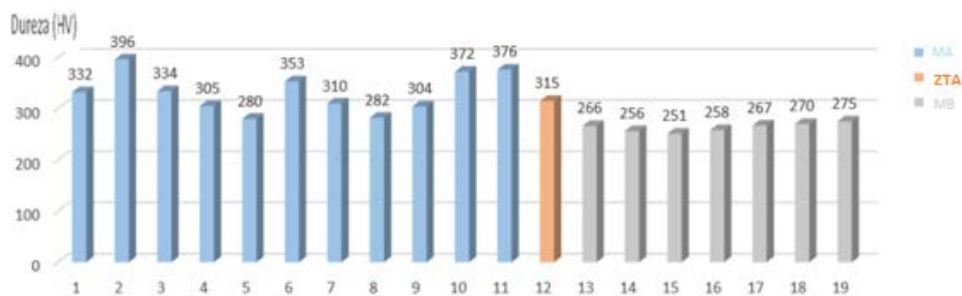
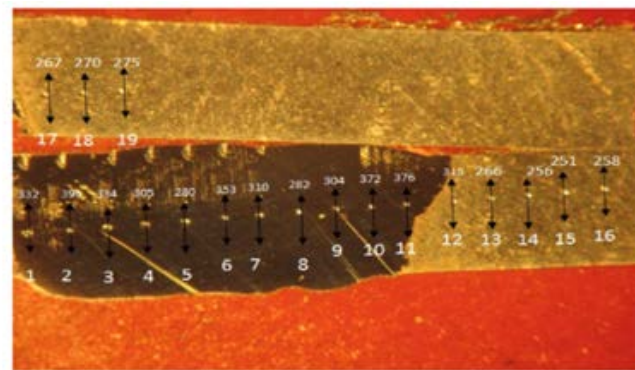


Figura 101 - Indentações e gráfico com os resultados da dureza na amostra 4-P700NP700WPO

3.8.5.2 Ciclo térmico P0P0WP700

A figura 106 representa o ensaio de dureza correspondente à amostra 7, a qual se refere ao ciclo térmico P0P0WP700. Os ensaios de dureza das duas amostras apresentaram dureza na faixa de 330 HV no material de adição e de 256 HV no material de base, não sendo encontrados nas medições pontos que indiquem claramente a existência de zona termicamente afectada. Sendo que vale ressaltar que neste ciclo, no ensaio de metalografia foi onde encontrou ZTA menores e com menor concentração de ledeburita e sem martensita. De salientar que a dureza e tensão de

rotura estão bastante mais dependentes do tipo de estrutura formada na ZTA do que na espessura desta, já que, conforme mostrado anteriormente, a variação da espessura da ZTA varia apenas entre um mínimo de 200 μm e um máximo de 240 μm .

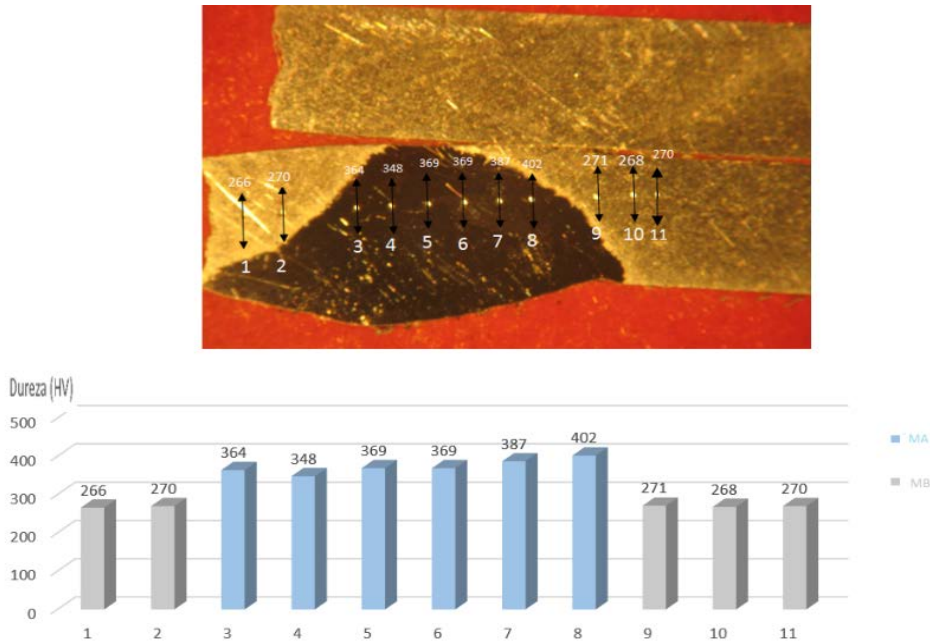


Figura 102 - Indentações e gráfico com os resultados da dureza na amostra 7_POPOWP700.

3.8.5.3 Ciclo térmico P300NP700WPO

A figura 107 representa o ensaio de dureza da amostra 14 correspondente ao ciclo térmico P300NP700WPO. O ensaio de dureza apresentou um valor na faixa dos 350 HV no material de adição e de 260 HV no material de base, não se registando qualquer pico de dureza indicativa da presença de zona termicamente afetada. É de salientar que esse ciclo foi um dos que apresentou maior ZTA e com maior concentração de ledeburita, juntamente com a presença de martensita. Outro fator importante a referir é que as medições conduziram a um valor excepcional de 475 HV numa zona do material de base, o qual se pode ficar a dever a um erro de medição ou à presença pontual de uma fase mais dura nessa zona.

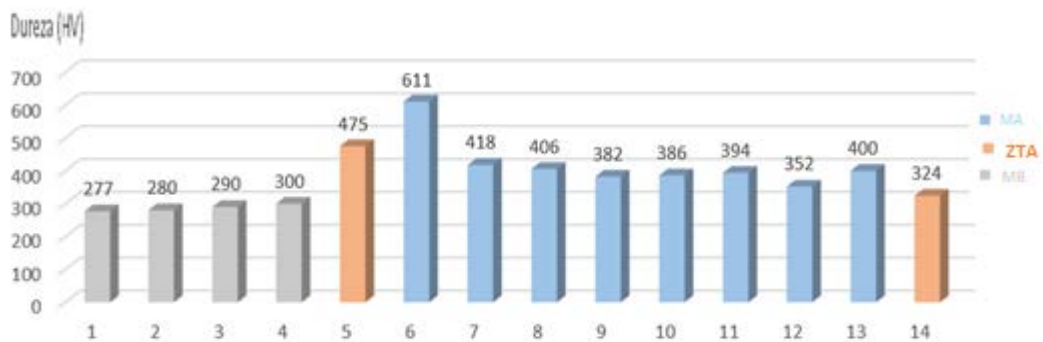
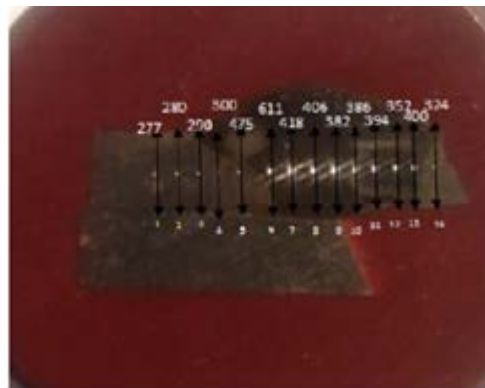


Figura 103 - Indentações e gráfico com os resultados da dureza na amostra 14_P300NP700WP0.

3.8.5.4 Ciclo térmico POP300WP700

A figura 108 representa o ensaio de dureza realizado na amostra 17_POP300WP700. O ensaio de dureza apresenta uma dureza na faixa de 330 HV no material de adição e de 254 HV no material de base. Este ciclo foi um dos que, no ensaio de metalografia, se constatou que apresentava uma menor ZTA, assim como a ausência de martensita.

Como análise global, foi possível constatar que a realização de pós-aquecimento acabou invariavelmente por conduzir a melhores resultados em termos de ZTA, ou sejam menor gradiente de dureza relativamente ao material de base, estruturas livres ou quase livres de martensita, menor concentração de ledeburita e maior tensão de rotura.

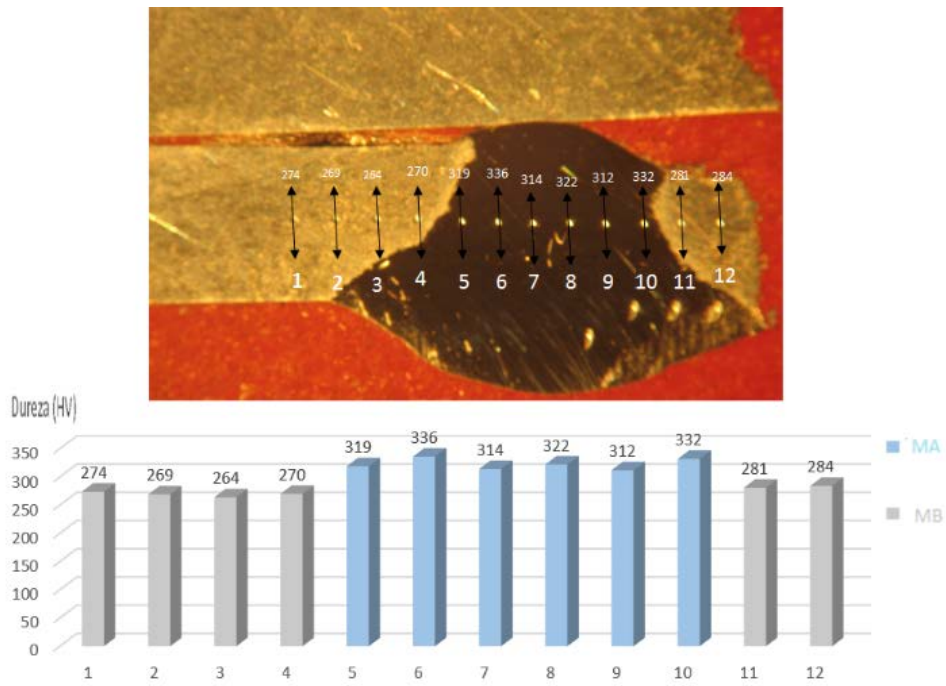


Figura 104 - Indentações e gráfico com os resultados da dureza na amostra 17_POP300WP700

CONCLUSÕES

4.1 CONCLUSÕES

4.2 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

4 CONCLUSÕES

4.1 CONCLUSÕES

Antes de mais, convém deixar claro que o processo de soldadura deste tipo de ferro fundido nodular não se configurou como fácil, tendo conduzido à obtenção de inúmeras amostras que acabam por ser rejeitadas após os ensaios não destrutivos, devido a problemas comuns na soldadura, tais como poros e mordeduras. A presença de fissuras também foi registada, mas com menor ocorrência.

Efetuados os ensaios de tração, foi possível observar que os melhores resultados foram obtidos com os ciclos térmicos em que foi realizado pós-aquecimento a 700°C, ou seja: 399,1 ± 35,57 MPa para o ciclo POP0WP700 e 387,6 ± 18,12 MPa para o ciclo POP300WP700. Abaixo destes, e ainda acima dos critérios estabelecidos como mínimos para este trabalho (50% da tensão de rotura do material de base, 333,7 MPa), poderiam ainda ser considerados os ciclos P700NP700WP0 com 350,9 ± 26,21 MPa e P300NP700WP0 com 361,4 ± 28,67 MPa, sendo que este último registou maior tensão de rotura muito provavelmente em virtude de uma menor temperatura usada no primeiro pré-aquecimento. Todos os outros ciclos testados conduziram a resultados abaixo do mínimo considerado admissível segundo os critérios deste trabalho. Daqui se pode concluir que:

- Realizar pré-aquecimentos neste tipo de ferro fundido, apesar de recomendado pela literatura para os ferros fundidos dúcteis, não conduz aos melhores resultados;
- Quando realizados pré-aquecimentos, concluiu-se que uma temperatura mais baixa, como a usada a 300°C, conduz a melhores resultados do que quando usada uma temperatura superior, tal como os 700 °C também usados neste trabalho;
- O pós-aquecimento, quando realizado a temperatura de 700 °C (cerca de 399 MPa) apresenta resultados bem melhores do que quando efetuado a 800 °C (cerca de 210 MPa);
- A soldadura realizada sem qualquer tratamento, tanto de pré como de pós-aquecimento, não conduz a resultados aceitáveis;
- Verificou-se ainda que, quando realizados os pré-aquecimentos, a realização do segundo pré-aquecimento a uma temperatura mais próxima daquela que é desenvolvida durante o processo de soldadura, conduz a melhores resultados nos ensaios de tração, o que deverá ficar a dever-se a um menor choque térmico na soldadura e menor tendência para a nucleação de fissuras;
- O papel do pós-aquecimento parece assumir uma relevância preponderante relativamente aos pré-aquecimentos, essencialmente devido ao facto de

promover um forte alívio de tensões, situação que mostrou ser bastante mais favorável do que qualquer conjugação de pré-aquecimentos.

De referir ainda que a fratura se dá numa direção perpendicular ao eixo de aplicação da força, tendo origem na zona termicamente afetada, mas progredindo perpendicularmente à zona de fronteira entre o material de adição e o material de base.

Corroborando os resultados obtidos nos ensaios de tração, verificou-se que o pós-aquecimento promove ZTA de extensão similar, mas com uma clara diminuição da concentração de ledeburita e ainda com a ausência confirmada de martensita, o que conduz a ligações menos frágeis.

Os ensaios de dureza corroboraram todas as observações anteriormente realizadas.

A figura 109 pretende resumir os resultados dos ensaios de tração acima referidos, mostrando com diferentes cores os ciclos que foram desconsiderados (a vermelho), os ciclos que conduziram a melhores resultados (a verde) e os ciclos que, sendo aprovados pelos critérios adotados neste trabalho, já não apresentam resultados tão favoráveis (a amarelo).

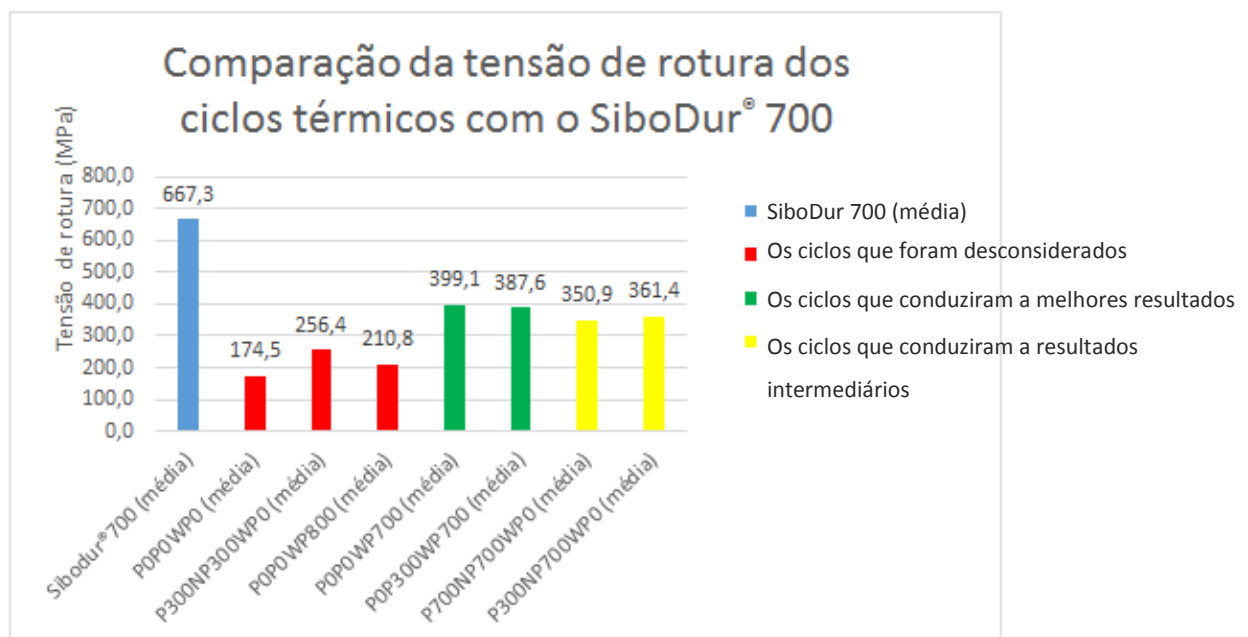


Figura 105 – Resumo dos resultados

Poderá ainda referir-se que a inclusão de alguns passes de material de adição rico em níquel, e sua posterior remoção, com o intuito de empobrecer em carbono a zona de ligação, não resultou da forma pretendida, facto que poderá estar associado a um

efeito de empobrecimento em carbono numa espessura relativamente reduzida, a qual pode ter acabado por ser removida durante o processo de preparação para o segundo pré-aquecimento.

Em termos de sustentabilidade e de tempo de realização da soldadura, verifica-se que a realização de apenas um pós-aquecimento é a situação mais favorável, pois gasta menos recursos energéticos e é mais rápida de realizar.

4.2 PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS

Como proposta de trabalhos futuros, e tendo em atenção os resultados obtidos, propõe-se que:

- Estudar a aplicação de temperaturas inferiores a 700°C;
- Estudar a influência da presença de níquel na deposição intermédia e na aborção de carbono entre os dois pré-aquecimentos, assim como a espessura influenciada e a sua relação com a remoção efetivamente realizada;
- Estudar o efeito da utilização de um maior número de passes na soldadura, tendo em conta resultados previamente obtidos na soldadura de Sibodur® 450.

**BIBLIOGRAFIA E OUTRAS FONTES
DE INFORMAÇÃO**

5 BIBLIOGRAFIA E OUTRAS FONTES DE INFORMAÇÃO

- [1] MOREIRA, Marcelo .F, Susana M. G .F. **Apostila Ferros Fundidos**, Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Instituto de Física, pp. 1–19.
- [2] CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Volume único, 6ª edição, 1978.
- [3] Chiaverini, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, Principais tipos**, Associação Brasileira de Metais, Volume único, 7ª edição, pp-1-559, ISBN: 8586778486, 9788586778483. 2002.
- [4] GALLEGO, Juno. **Notas de aula preparadas pelo Prof. Juno Gallego para a disciplina Lab. Materiais de Construção Mecânica I.**, UNESP, pp. 1–19, 2015.
- [5] BROSILOW, Rosalie. **Welding Design & Fabrication**, Volume 63, Edições 1-6 Industrial Publication, 1990.
- [6] ELTON, Franco M. **Caracterização e Proposição de Métodos Estimativos das Propriedades Monotônicas e Cíclicas dos Ferros Fundidos Nodulares, “Caracterização e Proposição de Métodos Estimativos das Propriedades Monotônicas e Cíclicas dos Ferros Fundidos Nodulares**, dissertação título de Mestre em Ciência e Engenharia dos Materiais Universidade de São Paulo (USP), pp. 1–166, 2011.
- [7] QIT- FER ET TITANE, RICHARD BAY MINERALS. **Ductile Iron Data for Design Engineers**, Rio Tinto Iron & Titanium Incorporated, 1990.
- [8] LEANDRO, João de P. Marcio Matos dos Santos, **Slides sobre a Influência da porcentagem de grafita no desgaste abrasivo de um ferro fundido mesclado usado em cilindros de laminação**, Escola Politécnica da USP pp. 0–29. [Consulta ONLINE em 10 de julho de 2016]. Disponível em: <https://www.google.com/search?tbm=bks&q=Matos+dos+Santos%2C+%E2%80%99CInflu%C3%Aancia+da+porcentagem+de+grafita+no+desgaste+abrasivo+de+um+ferro+fundido+mesclado+usado+em+cilindros+de+lamina%C3%A7%C3%A3o#>
- [9] F, George, VOORT, Vander. **ASM Metals Handbook**, Universidade da Califórnia, volume 9, pp 0- 1184, ISBN: 0871707063, 9780871707062. 2011. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <https://books.google.pt/books?id=W0dLAQAIAAJ&q=INTERNATIONAL,+ASM+Metals+Handbook+-volume+9&dq=INTERNATIONAL,+ASM+Metals+Handbook+-+Volume+9&hl=pt-PT&sa=X&ved=0ahUKewiBtOnU-rLOAhWEtxQKHd38APwQ6AEIijAB>
- [10] F, George, VOORT, Vander, **ASM Handbook**, Universidade da Califórnia, pp. 0- 1184, ISBN: 0871707063, 9780871707062, 2004. [Consulta em 11 de julho de 2016]. Disponível ONLINE em: https://books.google.pt/books?id=W0dLAQAIAAJ&q=INTERNATIONAL,+ASM+Metals+Handbook+-+2004&dq=INTERNATIONAL,+ASM+Metals+Handbook+-+2004&hl=pt-PT&sa=X&ved=0ahUKewiDv7rW-7LOAhXMaRQKHT_VDHIQ6AEILDAC
- [11] LAWRENCE, H. Van Vlack, **Princípios de ciência dos materiais**, Editora Edgard Blucher, pp. 0-427, Volume único, ISBN: 8521201214, 9788521201212. 1970.
- [12] VILELA, Fernando J. **Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do**

- ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição**, Dissertação apresentada à Escola de Engenharia Mauá do Centro Universitário do Instituto Mauá de Tecnologia para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Processos Químicos e Bioquímicos, 2010. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://maua.br/files/dissertacoes/efeitos-de-algumas-variaveis-de-processo-na-obtencao-do-ferro-fundido-nodular-ferritico-no-estado-bruto-de-fundicao.pdf>
- [13] MACHADO, Izabel F. **Apostila introdução à Manufatura Mecânica – Tratamentos Térmicos e de Superfície**, Universidade de São Paulo Escola de Engenharia de São Carlos instituto de FÍSICA, pp. 1–18, 2002. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: http://sites.poli.usp.br/d/pmr2202/arquivos/aulas/Tratamento_termico_e_superficial.pdf
- [15] BEREZUK, Márcio E. **Apostila do curso sobre a ciência dos materiais**, Apucarana: UTFPR, 2015. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <https://www.passeidireto.com/arquivo/20650419/apostila-ciencia-dos-materiais>
- [16] CRISPIM, Wende P. **Apostila: propriedades e aplicações dos ferros fundidos**, Instituto Federal de Educação e Ciência e Tecnologia turma de mecânica industrial, 2010. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: http://www.ebah.pt/content/ABAAE_scaF/tecnologia-dos-materiais-ferro-aco
- [17] ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, **Standards and specifications for metals and metal products: nationally recognized standards and specifications for ores, metals, and manufactures except machinery, vehicles, and electrical supplies**, editora U.S. Government Printing Office, volume único, edição 120, pp. 20–26, 1933. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: https://books.google.pt/books?id=4NFnaqCC6NgC&dq=Standard+Specification+for+Gray+Iron+Castings&hl=pt-PT&source=gbs_navlinks_s
- [18] COSTA, Eleani Maria.D., **Slide ferro fundido maleável**, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul(PUCRS), 2014. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:H-OU5IdylmUJ:xa.yimg.com/kq/groups/24707830/603306489/name/ferrofundido.ppt+&cd=2&hl=pt-PT&ct=clnk&gl=pt>
- [19] DANDONG FUDING ENGINEERING MACHINERY, Artigo sobre propriedades do ferro fundido maleável, 2016. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.iron-foundry.com/din-1692-82-malleable-cast-iron.html>
- [20] VIDAL, Douglas F. **Análise De Estrutura E Propriedades Mecânicas De Um Ferro Fundido Nodular Em Processo De Fundição Produzido Pela Técnica De Imersão De Sino**, Dissertação de Mestrado do corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia (CCT), da Universidade Estadual do Norte Fluminense(UENF) pp. 1–172, 2013. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2013/07/AN%C3%81LISE-DE-ESTRUTURA-E-PROPRIEDADES-MEC%C3%82NICAS-DE-UM-FERRO-FUNDIDO-NODULAR-EM-PROCESSO-DE-FUNDI%C3%87%C3%83O-PRODUZIDO-PELA-T%C3%89CNICA->

- [1.pdf](#)
- [21] PIPESYSTEM, portal de hidráulica. **Figura Peças produzidas com ferro fundido maleável**, 2016. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.pipesystem.com.br/>
- [22] BALMER, **Apostila sobre soldagem de ferro fundido**, Empresa. Balmer tradição em solda, pp. 0–4, 2016. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:s4V3ERokQCgJ:www.balmer.com.br/balmer/wp-content/uploads/2015/12/Balmer-Soldagem-de-Ferro-Fundido.pdf+&cd=1&hl=pt-PT&ct=clnk&gl=pt>
- [23] EUGENIO, Silvio. **Slide sobre Ferro fundido**. pp. 1–153, 2016. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://pt.slideshare.net/guesta4c93c/ferros-fundidos>
- [24] GUESSER, Wilson L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**, editora Blucher, Volume único, pp. 0-336, ISBN: 8521205015, 9788521205012. 2009. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: https://issuu.com/editorablucher/docs/issuu_ferros_fundidos_isbn9788521205012
- [25] BIERRENBACH, Adalberto de Souza S; HAYDT, Carlos Castelo S; BIERRENBACH, Adalbert. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: IPT, pp. 0-205, 1989. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <https://pt.scribd.com/doc/111172260/Apostila-Metalurgia-dos-ferros-fundidos-cinzentos-e-nodula>
- [26] IACOVIELLO, Francesco. **Fracture and Structural Integrity: Annals 2014**, Gruppo Italiano Frattura, Volume 8. pp. 0-1208, ISBN: 8895940490, 9788895940496. 2014. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: https://books.google.pt/books?id=H6p_BAAQBAJ&pg=PA468&lpg=PA468&dq=iacoviello,+Frattura+ed+Integrit%C3%A0+Strutturale:+Annals+2010&source=bl&ots=H61hcQH8V&sig=l2MNplyq8RFnw_SEE-MnM48vSiE&hl=pt-PT&sa=X&ved=0ahUKEwiNgs_3m7POAhWHhRoKHR7hDtQQ6AEIHjAA#v=onepage&q=iacoviello%2C%20Frattura%20ed%20Integrit%C3%A0%20Strutturale%3A%20Annals%202010&f=false
- [27] BELARMINDO, Sâmia. **Slide sobre Ferro fundido**. pp. 1–24, 2016. [Consulta ONLINE em 11 de julho de 2016]. Disponível em: <http://pt.slideshare.net/samiabelarmindo/ferros-fundidos-22783231>
- [28] KOHOUT, Jan. **Simple relation for deviation of grey and nodular cast Irons from Hooke's Law**. 2001. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301011455>
- [29] LOPER, Jr. **The effect of progressing variables on ductile iron quality**. 1965. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/260158400_Tensile_Properties_of_T_hin_Wall_Ductile_Iron
- [30] IORIO, Albéria. A. **Classificação, especificação e aplicação dos ferros fundidos**, pp.0-100, 2010. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <https://pt.scribd.com/document/193396634/Ferro-Fundido>
- [31] PIESKE, A. C. **As variáveis metalúrgicas e o controle da estrutura de ferros fundidos cinzentos**. Metalurgia ABM, pp. 0-14, 1975. [Consulta ONLINE em 12

- de julho de 2016]. Disponível em: <https://www.passeidireto.com/arquivo/4103181/artigo---as-variaveis-metal-e-o-controle-da-estrutura-de-ferros-fundidos-cinzent>
- [32] N-STEEL, **Aplicação ferro fundido DCI, 2016**, catálogo da N-STEEL empresa fornecedora de tubo de metais. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.n-steelpipe.com/>
- [33] CROCKER, M. **ADI é alternativa para as fundições de ferro fundido nodular**, Fundição e Serviços, vol. 9, pp. 18–22, 1998.
- [34] HASSE, S. **ADI, Um material ideal para a produção de peças com paredes espessas**, Fundição e Serviços, vol. 9, pp. 60–74, 1998.
- [35] KOVACS, B. V. **On the Terminology and Structure of ADI**, AFS Transactions, vol. 102, 1994, pp. 417-420.
- [36] HAYRYNEN, Kathy L. **The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)**, World Conference of ADI, pp. 1-6 2002. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: http://www.appliedprocess.com/Document/Details/411542_HayrynenProductionofADI.pdf
- [37] MAGALHÃES, Luis M.L. **Resistência ao desgaste e gripagem de engrenagens em ferro fundido nodular austemperado (ADI)**, dissertação de mestrado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 1995. pp. 48-75, [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <http://tede2.pucrs.br/tede2/bitstream/tede/6220/2/472389%20-%20Texto%20Completo.pdf>
- [38] VAZ, Bruno d. S. **DESENVOLVIMENTO DE FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO (ADI) EM BANHO DE ZINCO-ALUMÍNIO**, D DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, pp. 1 – 70, 1995. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <https://repositorio-aberto.up.pt/handle/10216/11192?locale=pt>
- [39] Silva C. **Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado**. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte., 2015. [Consulta ONLINE em 12 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/handle/1843/BUOS-8DUH7V>
- [40] Duarte A. **Influência dos Tratamentos Térmicos Específicos de um ADI sobre o seu Comportamento à Fadiga de Contacto**. Dissertação para obtenção do grau de Mestre na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, pp. 25–41, 2000. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/handle/1843/BUOS-8DUH7V>
- [41] MAGALHÃES, Renato S. **Resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular austemperado**, Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenheiro Metalurgista, pp. pp. 1 – 61, 2010. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.em.ufop.br/demet/download/monografias/ResistenciaAoDesgasteAbrasivoDoFerroFundidoNodularAustemperado.pdf>
- [42] Duarte, André B. L. F. **Resumo de Materiais Metálicos**, Apontamentos da

- Faculdade de Engenharia do Porto, pp- 30-32, 2012. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: http://estudomec.info/files/MCM1_Resumo.pdf
- [43] SUSANA M. G, **Apostila tipos ferros fundidos**, curso de Engenharia Mecânica na UNIP, 2010 [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.dalmolim.com.br/educacao/materiais/biblimat/fofo.pdf>
- [44] ASTM A 897M-90, **Standards specific for austempered ductile iron casting [Metric] 1. West Conshohocken**, 1997. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.astm.org/>
- [45] ASTM A536 - 84, **Standard Specification for Ductile Iron Castings**, 2014. [Consulta em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.astm.org/>
- [46] GOOGLE, Fotos: aplicação ferro fundido nodular ADI, 2016. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: https://www.google.pt/search?q=Aplica%C3%A7ao+ferro+fundido+ADI&espv=2&biw=1280&bih=575&source=lnms&tbn=isch&sa=X&ved=0ahUKEwic79uas_3NAhWBVhQKHRVUDywQAUIBigB#tbn=isch&q=Aplica%C3%A7ao+ferro+fundido+nodular+ADI.
- [47] GEORG FISCHER AUTOMOTIVE, **Lightweight Material**, 2016. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.gfau.com/content/gfau/com/en/competences/research-and-development/leichtbau-im-material.html>. [Accessed: 19-Jul-2016].
- [48] GEORG FISCHER AUTOMOTIVE, **Passenger Cars**, 2016. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.gfau.com/content/gfau/com/en/products-and-solutions/passenger-car.html>. [Accessed: 19-Jul-2016].
- [49] SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, **Automotive engineering international**, pp. 1–5, Nov-2013. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://magazine.sae.org/auto/>
- [50] GEORG FISCHER AUTOMOTIVE, Material Data Sheets Ductile iron : SiboDur[®] and GJS family,” 2015. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.gfau.com/>
- [51] CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Processos de Fabricação e Tratamento**, volume 2, 2^a edição, pp. 165, 1986. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: [http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM349/VICENTE_CHIAVERINI - Tecnologia Mec%E2%80%90nica Vol. II - Processos de Fabrica%E7%E3o e Tratamento.pdf](http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM349/VICENTE_CHIAVERINI_-_Tecnologia_Mec%E2%80%90nica_Vol._II_-_Processos_de_Fabrica%E7%E3o_e_Tratamento.pdf)
- [52] MMBORGES, **Soldagem**, 2016. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://mmborges.com/processos/Uniao/uniao%20termica%20-%20soldagem.htm> [Accessed: 24-Jul-2016].
- [53] P. J. Modenesi and P. V. Marques, **Introdução à Metalurgia da Soldagem**, Dissertação de mestrado na Universidade Federal de Minas Gerais em Engenharia Metalúrgica”, p. 51, 2006. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>
- [54] ACERVO ONLINE, **Equipamento sodagem por eletrodo revestido**, 2016. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://websabe.com.br/wp-content/uploads/2013/02/equipamento-de->

- [soldagem.jpg](#).
- [55] INDURA, **Manual de soldadura**, pp. 13–14, 2013. [Consulta ONLINE em 13 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.indura.cl/Descargar/Manual%20de%20Soldadura%20INDURA?path=%2Fcontent%2Fstorage%2Fcl%2Fbiblioteca%2F00da6ac5e6754e428ecd94f1c78711cb.pdf>
- [56] CANALE, A. J. **Estudo da soldagem de recuperação do ferro fundido vermicular através do processo oxiacetileno**. Dissertação de Mestrado. Florianópolis: UFSC, 2005.
- [57] ZEEMANN A. **Soldagem a frio de ferro fundido nodular**, Metalurgia & Materiais-ABM, 1993.
- [58] FENILLI W. L. FENILLI. **Soldagem de ferros maleáveis, aspectos técnicos e aplicações. 1 Simpósio Estadual de Técnicos Mecânicos**, 1984.
- [59] PARIS, Aleir A. F. **Tecnologia da soldagem de ferros fundidos**. Editora UFSM, volume único, edição 1, ISBN: 8573910380: 2003.
- [60] KISER S. D. **Production welding of cast irons**, AFS Transactions, volume 85, 1977.
- [61] COOKSON C. **Quench welding process for joining cast iron**, Welding and Metal Fabrication Volume 38, 1970.
- [62] STRASSER, V. **A soldagem moderna**. Rio de Janeiro: Ao Livro Técnico S. A, 1963. Cap 19:O ferro fundido. volume único, edição 1, P.208-221.
- [63] MORGAN, H.L. **Joining of Iron Casting**. BCIRA Journal, Birmingham, England: The Association, p. 403-424, 1970.
- [64] WELDING HANDBOOK, **Welding Process-Arc and Gas welding and Cutting, Brazing, and Soldaring**, Miami: American Welding Society, 7. P.235-241, ISBN: 0871711486, 9780871711489.1978.
- [65] IVANOV, V. G.; LEVCHENKOV, et al. **The technological effectiveness of methods of welding cast iron**. Welding Production, v. 23, edição 11, p 1-3, 1976.
- [66] KLIMEK, J.; A.V. **Gray cast iron welding**. Weld. J., v. 56, edição. 3, p. 29-33, 1973.
- [67] Elliott, R. **Cast Iron Technology**. Butterworth-Heinemann, p.252, ISBN: 148319230X, 9781483192307. 1988.
- [68] GREGORY, E.N.; JONES, S.B. **Welding cast irons**. Technology Reports Centre (Great Britain), p. p. 23-28, v.55, edição 7-12, 1977.
- [69] DATTAM, G. L. **Metallurgical Considerations in Fusion Welding of Cast Irons**. Indian Foundry Journal. April, 1978.
- [70] WAINER, Emilio (Cord). **Soldagem : Processos e Metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blucher, volume único, edição 1, ISBN: 8521202385, 9788521202387. 2000
- [71] COSTA, S.C. **Influência da concepção de fabricação de eletrodos à base de níquel sobre a soldabilidade do ferro fundido cinzento**. Dissertação (mestrado) – Departamento de engenharia mecânica. Florianópolis: UFSC, junho-1987.
- [72] BOND, D. **Correlação entre microestrutura e variáveis de soldagem em ferro fundido cinzento**. Dissertação (mestrado) – Departamento de engenharia mecânica. Florianópolis: UFSC, maio – 1999. Dissertação (mestrado) – Departamento de engenharia mecânica.
- [73] GEORG FISCHER AUTOMOTIVE, About GF, 2016. [Consulta em 17 de julho de 2016]. Disponível em: <http://www.georgfischer.com/content/gf/com/en/UeberGeorgFischer/fakten-und-zahlen.html>
- [74] OERLIKON, **Catalogo Saxotig 1600 DC -**, 2016. [Consulta em 17 de julho de

2016]. Disponível em:

<http://www.oerlikon.es/docu/4362114c74093.pdf>

- [75] SEBRAE. **Apostila curso profissionalizante ensaios de materiais** , editora: SEBRAE, centro de apoio para o micro e pequenas empresas, 2000.
- [76] INFOSOLDA. **Apostila online do portal brasileiro de solda -**, 2016.
[Consulta em 17 de julho de 2016]. Disponível em:
<http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/ensaios-nao-destrutivos-e-mecanicos.html>
- [77] DEM-ISEP. **Figura e dados dos equipamento de particulas ensaios mecânicos**, laboratório de ensaios tecnológico ISEP, 2016.
[Consulta em 17 de julho de 2016]. Disponível em:
<http://www.dem.isep.ipp.pt/index.php?page=lem-ensaios-nao-destrutivos>
- [78] DEM-ISEP. **Departamento de Engenharia Mecânica do Instituto Superior de Engenharia do Porto**, Empresa Nikon, 2016.
[Consulta em 17 de julho de 2016]. Disponível em:
www.dem.isep.ipp.pt

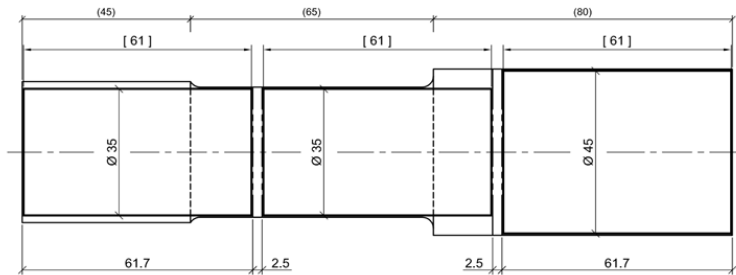
ANEXOS

6.1 ANEXO1

6.2 ANEXO2

5 ANEXO I

DATASHEET PROCESSO DE MAQUINAGEM



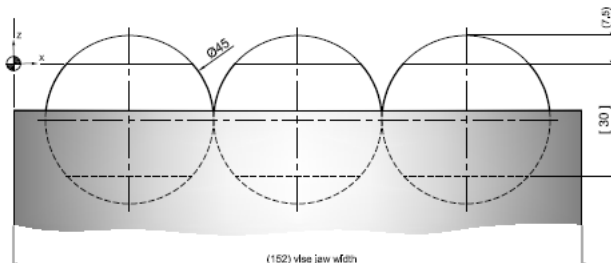
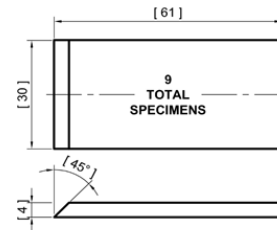
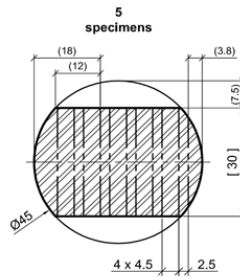
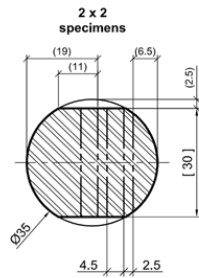
SiboDur®
700

scale drawings: 1/1
#01

2016.02 by vffm@LTM

GENERAL OPERATIONS overview:

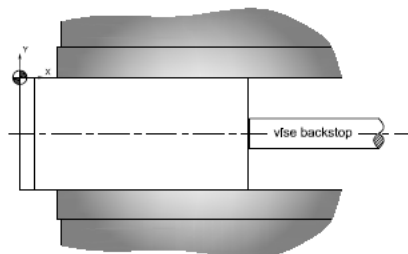
- 01: lathe face and turn Ø to: ± 35 or 45 mm
- 02: bandsaw saw transversal to axes: ± 61.7 mm
- 03: lathe face laterally to: [61] mm
- 04: vertical mill facemill symmetrically to: [30] mm
- 05: bandsaw saw longitudinal's: ± 4.5 mm
- 06: vertical mill facemill thickness to: [4] mm
- 07: vertical mill chamfermill on shorter edge: [45°]



scale drawings: 1/1
#02

2016.02 by vffm@LTM

n:



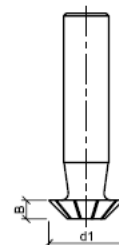
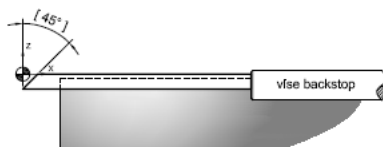
scale drawings: 1/1
#04

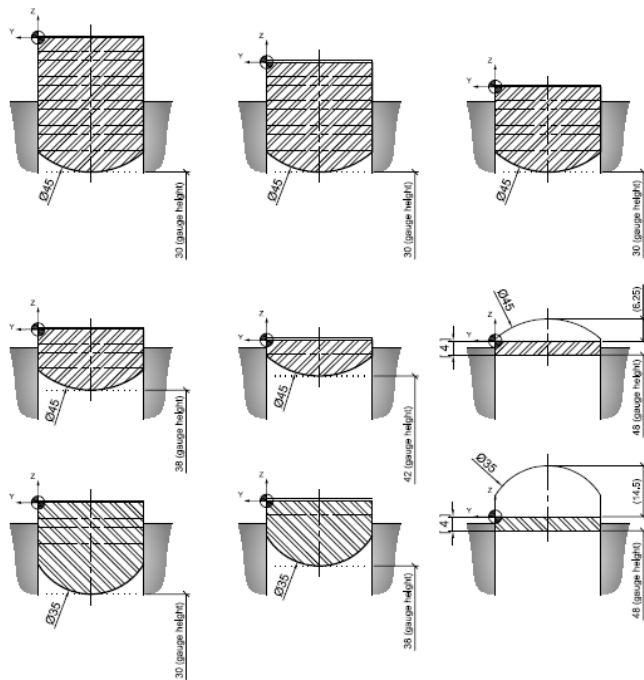
2016.02 by vffm@LTM

CHAMFERMILL on shorter edge [45°]:

[tool] C83120.0X45
d1: 20.0 mm
B: 5.0 mm
z: 10

stepovers: 0.5 mm
fz: 0.075 mm/t
vc: 37 m/min





SiboDur® 700

scale drawings: 1/1
#03

2016.02 by vffm@LTM

FACEMILL thickness to [4] mm:

[tool] R200-051Q22-12M

Dc: 51 mm

ap: 0.5 mm

ae: 85%

z: 4

[Inserts] RCKT-1204 M0-KH 3040

fz: 0.35 mm/t (rough) | 0.07 mm/t (finish)

vc: 150 m/min (rough) | 168 m/min (finish)

