

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2002



1110000506



***"Comportamento Mecânico a Quente
de Juntas Soldadas a Tig
e a Plasma em um Aço 300M"***

JOSÉ EDUARDO MACHADO

187

JOSÉ EDUARDO MACHADO

**COMPORTAMENTO MECÂNICO A QUENTE DE JUNTAS
SOLDADAS A TIG E A PLASMA EM UM AÇO 300M**

Dissertação apresentada à Faculdade
de Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade Estadual
Paulista, para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia Mecânica na
área de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

Guaratinguetá
2002

506
00506

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

Machado, José Eduardo
M149c Comportamento mecânico a quente de juntas soldadas a TIG e a
 plasma em um aço 300M / José Eduardo Machado – Guaratinguetá :
 [s.n.], 2002
 143f.: il.

Bibliografia: f. 132

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade
de Engenharia de Guaratinguetá, 2002

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

1. Solda, TIG 2. Plasma I. Título

CDU 621.791.053

**“COMPORTAMENTO MECÂNICO A QUENTE DE JUNTAS SOLDADAS
A TIG E A PLASMA EM UM AÇO 300M”**

JOSÉ EDUARDO MACHADO

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

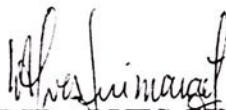
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. ANA PAULA ROSIFINI ALVES
Unesp-Feg



Prof. Dr. ARNALDO HOMOBONO PAES DE ANDRADE
IPEN/CNEN

Novembro de 2002

DADOS CURRICULARES
JOSÉ EDUARDO MACHADO

NASCIMENTO	16.07.1963 – Jambeiro / SP
FILIAÇÃO	José Pinto Machado Maria Benedita Machado
1987/1994	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Universidade de Taubaté – UNITAU
1998/2002	Curso de Pós-Graduação em engenharia, nível de Mestrado, na UNESP-FEG

DEDICATÓRIA

de modo especial, ao papai e mamãe pelas
horas passadas ao meu lado nos estudos,
quando jovem. A minha família como um todo.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a **Jeová Deus**, fonte da vida e da graça. Sem ele nada somos. Agradeço pela minha vida, minha sabedoria, minha família e meus amigos,

Ao meu orientador, **Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães** pela acolhida. Sem a orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

Aos meus pais **J.Machado e Maria Benedita**, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos.

Ao Eng. **Mauro Kochi Yamamoto** e ao **Prof. Dr. Edson Cereja** pelos empréstimos das publicações no ITA.

Ao Eng. **Orlowisk** pela orientação, pela soldagem e incentivo.

Ao **Sr. Jaime** pela soldagem.

Ao **Sr. Olimpio** pelo levantamento dos dados de recebimento da matéria-prima. (in memorian)

Ao **Eng. e Dr. Sandro**, o meu muito obrigado, pelo incentivo e pela apresentação ao IPEN, sem a qual não seria realizado esse trabalho.

Ao **Eng. e Dr. Olivério**, pelo incentivo e leitura de parte da tese.

Ao **Dr. Cosme**, chefe do AMR, pelo uso das dependências do instituto, sem honorários.

Ao **Téc. Daniel de Souza Nakahara** pela scaner das figuras.

Ao pessoal do AMR (**Téc. Claudemir, Téc. Alexandre, Eng. Dalcy, Eng. Duque, Téc. Paulo, Sarg. Jefferson e Eng. Rodolfo**) que colaboraram e cederam as instalações e equipamentos para análise de fractografia.

Ao **Prof. Dr. Herman** pela acolhida, na chegada à FEG.

Aos **Prof. Dr. Aelcio Zangrani** (FEG/UNESP) e **Prof. Dr. Moura Neto** (CTA-ITA) pelas orientações e leitura de parte da tese.

A bibliotecária **Ana Maria** pelo grande apreço em revisar as normas.

“Quem ama a vida é amado pela vida”

Arthur Rubinstein

MACHADO, J.E. Comportamento mecânico a quente de juntas soldadas a TIG e a plasma em um aço 300M. 2002, 143f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

RESUMO

Atualmente os envelopes motores do Veículo Lançador de Satélites (VLS) são fabricados a partir de chapas de aço 300M calandradas e soldadas pelo processo de soldagem TIG. O processo de solda TIG envolve o uso de eletrodo importado, usinagem, três passes (dois externos e um interno), controlador automático de voltagem (AVC). O processo de solda plasma não usa eletrodo para aços de espessuras menores que 6,35mm, não precisa de usinagem, um passe, não controlador automático de voltagem (AVC). Os processos de soldagem foram avaliados nas temperaturas 25°C, 250°C e 500°C, quanto à resistência mecânica (σ_e , σ_t , σ_r , A, n); análise metalografica da região de fratura; análise fractografica e de microdureza do cordão de solda, após tratamento térmico. Os resultados dos ensaios mostraram que a temperatura exerce influência na resistência mecânica; mas não no mecanismo de fratura de fratura, pois, quase a, totalidade das amostras apresentaram fratura alveolar, tendo também fratura intergranular com trincas secundárias; as diferenças existentes entre os cordões de solda não exerceram grande influência na resistência mecânica, pois a solda TIG apresentou resistência mecânica ligeiramente superior à solda plasma. Os resultados levantados demonstraram que a solda a plasma poderá substituir com sucesso a solda TIG na fabricação dos envelopes motores.

PALAVRAS-CHAVE: solda, TIG, plasma, comportamento mecânico, ensaio a quente, tração.

MACHADO, J. E. **Mechanical behavior the hot of TIG and plasma welding process in the steel – 300M**, 2002. 143f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratingueta.

ABSTRACT

The motor case of Launch Satellite Vehicle (VLS) is manufactured of the fine sheet of the 300M steel using TIG welding process. The TIG welding process involves the use of imported electrode, use of machine tool, three weld passes (two external and an intern), use of automatic controller of voltaic arc (AVC). The plasma welding process doesn't use electrode for steels of smaller thickness than 6,35mm, doesn't need machine tool, doesn't use automatic controller of voltaic arc (AVC). The welding process are avaluate in the temperature 25°C, 250°C, 500°C, as mechanical resistance (σ_e , σ_t , σ_r , A, n), analysis metallographic region of fracture, analysis fractographic and hardenss (HV) of the welding joints after the thermal treatment. The analysis of specimens showed that the temperature have influences in mechanical resistance; doesn't have changes significant in the mechanism of the fracture, the most of the specimens failed by fracture alveolar (dimples), also have fracture intergranular with cracking second; that the diference between the fillet of the welds, doesn't have big influence in the mechanical properties, because the TIG weld process provided result little big that process plasma weld process. The results from the research proved that the plasma welding can replace with sucess the TIG welding in the manufacture of rocket motor cases.

KEYWORDS: welds TIG and plasma, mechanical behavior, hot test, tension test

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1 – INTRODUÇÃO E OBJETIVO

1.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS	23
1.2	OBJETIVOS DO TRABALHO	29

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 30

2.1	AÇOS PARA APLICAÇÃO AEROESPACIAIS-----	30
2.2	PROCESSO DE OBTEÇÃO DO AÇO-----	32
2.2.1	Processo ESR (“Eletroslag remelting” Refusão sob Escória Eletrocondutora-----	32
2.2.2	Processo VAR (Refusão a Arco sob Vácuo)-----	35
2.3	AÇO 300M-----	36
2.4	TRATAMENTOS TÉRMICOS DO AÇO 300M-----	39
2.4.1	Revenimento-----	42
2.5	EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA-----	44
2.6	MICROESTRUTURA DOS AÇOS-----	46
2.6.1	Microestrutura Martensítica-----	46
2.6.2	Microestrutura Bainítica-----	48
2.6.3	Microestrutura Mista (Martensítica e bainítica)-----	49
2.6.4	Efeito da Austenita Retida-----	50

2.6.4.1	Instabilidade da Austenita Retida-----	52
2.7	EFEITO DA TEMPERATURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS-----	53
2.8	PROCESSOS DE SOLDAGENS-----	56
2.8.1	Solda TIG -----	59
2.8.2	Solda Plasma -----	61
2.8.2.1	Técnica “Keyhole” ou Técnica do Furo-----	64
2.8.2.2	Tecnologia Plasma-----	67
2.9	GASES DE PROTEÇÃO-----	68
2.10	INSPEÇÃO E PREPARAÇÃO DA JUNTA-----	72

3 - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS----- 73

3.1	MATERIAL-----	73
3.2	PROCESSOS DE SOLDA-----	75
3.2.1	Solda TIG -----	77
3.2.2	Solda Plasma -----	78
3.3	INSPEÇÃO POR RAIOS-X-----	79
3.4	ALÍVIO DE TENSÕES NAS JUNTAS SOLDADAS-----	80
3.5	USINAGEM DOS CDP _s -----	81
3.6	TRATAMENTO TÉRMICO-----	82
3.7	ENSAIO DE TRAÇÃO-----	84
3.8	ANÁLISE FRACTOGRAFICA-----	86
3.9	ANÁLISE DE MICROSCOPIA ÓPTICA-----	87
3.10	ANÁLISE DE MICRODUREZA-----	87

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO-----	89
4.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS TRAÇÃO-----	90
4.2 ANÁLISES DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS-----	92
4.3 ANÁLISES MICROSCÓPICAS DAS REGIÕES DE SOLDA-----	103
4.3.1 Ensaio de Microdurezas para os Processos de Soldagens--	111
4.4 ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS DOS ENSAIOS-----	115
4.4.1 Análises Fractográficas Macroscópicas-----	115
4.4.2 Análises Fractográficas Microscópicas-----	118
 5 - CONCLUSÃO E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS--	 129
5.1 CONCLUSÕES-----	129
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS-----	130
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS-----	132
ANEXO Tabelas de Propriedades Mecânicas-----	140



LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 - Veículo Lançador de Satélite (VLS1-V02) instante após o lançamento no CLA (Centro de Lançamento Alcântara)-----	27
FIGURA 1.2 - Representação esquemática do envelope motor S-40 utilizado no 3º estágio do VLS onde pode-se verificar as principais dimensões-----	28
FIGURA 2.1 - Esquema ilustrativo do processo de refusão sob escória eletrocondutora (ESR)-----	33
FIGURA 2.2 Esquema ilustrativo do processo de refusão (VAR)--	36
FIGURA 2.3 Curva TTT para o aço 300M-----	40
FIGURA 2.4 Tratamento térmico do envelope motor na Villares S/A-----	41
FIGURA 2.5 Diagrama de bloco da transformação martensítica	47
FIGURA 2.6 Esquema ilustrativo da microestrutura martensítica com Filmes finos de austenita retida-----	52
FIGURA 2.7 Representação esquemática do processo de solda TIG	60
FIGURA 2.8 Representação esquemática do processo de plasma--	62
FIGURA 2.9 Representação esquemática da geometria de solda a plasma com a utilização do processo “Keyhole”-----	67
FIGURA 3.1 Indicação do sentido do processo de solda-----	76
FIGURA 3.2 Esquema representativo da corrente e o tempo para os processos de soldagens-----	76
FIGURA 3.3 Esquema e dimensões da junta a ser soldada pelo processo de solda TIG-----	77

FIGURA 3.4	Esquema e dimensões da junta a ser soldada pelo processo de solda plasma-----	78
FIGURA 3.5	Ciclo térmico utilizado para o alívio de tensões das juntas soldadas do aço 300M pelos processos TIG e plasma-----	81
FIGURA 3.6	Forma e dimensões (mm) do CDP-----	82
FIGURA 3.7	Ciclo de normalização e têmpera-----	83
FIGURA 3.8	Ciclo de revenimento-----	83
FIGURA 3.9	Esquema ilustrativo de fixação do CDP-----	85
FIGURA 3.10	Esquema ilustrativo de medida de dureza para secção transversal de solda-----	88
FIGURA 4.1	Variação do limite de escoamento em função da temperatura-----	92
FIGURA 4.2	Variação do limite de resistência a tração em função-temperatura-----	92
FIGURA 4.3	Variação da tensão de ruptura em função da temperatura-----	93
FIGURA 4.4	Variação da deformação total em função da temperatura-----	98
FIGURA 4.5	Variação do coeficiente de encruamento em função da temperatura-----	100
FIGURA 4.6	Razão do limite de escoamento do material soldado a TIG e a plasma nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C pelo limite de escoamento do material sem solda na temperatura de 25°C-----	101

FIGURA 4.7	Razão do limite de resistência a tração do material soldado a TIG e a plasma nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C pelo limite de escoamento do material sem solda na temperatura de 25°C-----	101
FIGURA 4.8	Razão da deformação total do material soldado a TIG e a plasma nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C pela deformação total do material sem solda na temperatura de 25°C-----	102
FIGURA 4.9	Aspecto geral da superfície de solda TIG (a) e a plasma (b)-----	103
FIGURA 4.10	Região do cordão de solda TIG com ZF, ZTA e MB-	104
FIGURA 4.11	Região central do cordão de solda TIG mostrando os passes de solda-----	105
FIGURA 4.12	Região central do cordão de solda TIG mostrando região dendrítica para ZF-----	105
FIGURA 4.13	Vista geral mostrando ZF, ZTA e MB para condição soldada a TIG-----	106
FIGURA 4.14	Região de transição entre ZTA e MB mostrando a diminuição da granulação em direção ao MB para condição soldada a TIG-----	106
FIGURA 4.15	Região MB mostrando uma microestrutura martensítica para condição soldada a TIG-----	107
FIGURA 4.16	Região de transição entre ZF-ZTA mostrando uma microestrutura martensítica para a condição soldada a TIG-----	107
FIGURA 4.17	Região central do cordão de solda plasma entre ZF-ZTA mostrando o tronco de cone-----	108

FIGURA 4.18	Região de transição entre ZTA e MB mostrando a diminuição da granulação em direção ao MB para condição soldada a plasma-----	109
FIGURA 4.19	Região de transição entre ZTA e MB para condição soldada a plasma-----	109
FIGURA 4.20	Região ZTA mostrando uma microestrutura martensítica para condição soldada a plasma-----	110
FIGURA 4.21	Região MB mostrando uma microestrutura martensítica para condição soldada a plasma-----	110
FIGURA 4.22	Perfil de microdureza para solda TIG e sem solda----	114
FIGURA 4.23	Perfil de microdureza para solda plasma e sem solda-----	114
FIGURA 4.24	Fractografia dos CDPs a 25°C, 250°C e 500°C-----	116
FIGURA 4.25	Superfícies de fratura para as condições de ensaio----	117
FIGURA 4.26	Superfícies de fratura alveolar “dimples” para as condições de ensaios-----	120
FIGURA 4.27	Fractografia do material na condição sem solda ensaiada a temperatura de 25°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar- (“dimples”)-----	121
FIGURA 4.28	Fractografia do material na condição sem solda ensaiada a temperatura de 250°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar- (“dimples”)-----	121
FIGURA 4.29	Fractografia do material na condição sem solda ensaiada a temperatura de 500°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar- (“dimples”)-----	122

FIGURA 4.30	Fractografia do material na condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 25°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples")-----	122
FIGURA 4.31	Fractografia do material na condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 250°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples")-----	123
FIGURA 4.32	Fractografia do material na condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 500°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples")-----	123
FIGURA 4.33	Fractografia do material na condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 25°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples")-----	124
FIGURA 4.34	Fractografia do material na condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 250°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples")-----	124
FIGURA 4.35	Fractografia do material na condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 500°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples")-----	125
FIGURA 4.36	Fractografia do material para condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 25°C mostrando micromecanismo de fratura alveolar-("dimples") e trincas secundárias-----	127
FIGURA 4.37	Fractografia do material para condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 250°C mostrando uma possível inclusão e "dimples"-----	127

LISTA DE TABELAS

TABELA 1.1 - Características do VLS decolagem-----	25
TABELA 2.1 - Composição química dos aços 4340 e 300M-----	37
TABELA 2.2 - Normas de especificação de material aeroespacial----	38
TABELA 2.3 Propriedades mecânicas longitudinais mínimas – 300M (barra)-----	38
TABELA 2.4 - Gases de proteção comercialmente praticáveis TIG--	69
TABELA 2.5 - Gás de proteção e gás de plasma para solda plasma--	69
TABELA 3.1 - Método de análise da composição química-----	74
TABELA 3.2 - Composição química do aço 300M analisado, porcentagem em peso-----	74
TABELA 3.3 - Composição química do aço 300M com elementos de liga não mencionados por norma-----	75
TABELA 3.4 - Parâmetros de solda TIG-----	78
TABELA 3.5 - Tabela 3.5 – Parâmetros de solda plasma-----	79
TABELA 3.6 - Plano de ensaio-----	85
TABELA 4.1 - Resultados dos ensaios de tração-----	91
TABELA 4.2 Valores de microdureza para condições de ensaio----	113
TABELA 4.3 - Valores limite de escoamento (σ_e) para média, S, e ₀	141
TABELA 4.4 - Valores de limite de resistência (σ_t) para média, S, e ₀	141
TABELA 4.5 - Valores de tensão de ruptura (σ_r) para média, S, e ₀ ----	142
TABELA 4.6 - Valores de deformação total (A_t) para média, S, e ₀ ----	142
TABELA 4.7 - Valores coeficiente encruamento para média, S, e ₀ ----	143
TABELA 4.8 - Valores de razões entre limite de resistência a tração plasma e TIG e limite de escoamento sem solda-----	143

TABELA 4.9 Valores de razões entre deformação total a plasma e
TIG e deformação total sem solda----- 143

TABELA 4.10 Valores de razões entre limite de escoamento a
plasma e TIG e limite de escoamento sem solda----- 144

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas.
AEB	Agência Espacial Brasileira.
AISI	American Standart Industry
AMR	Instituto de Materiais Raros.
AMS	Aerospace Material Specification”.
AME	Divisão de Mecânica do Instituto de Aeronáutica e Espaço.
ASME	American Society of Mechanical Engineers.
ASTM	American Society for Testing and Materials.
AVC	Controle Automático de Tensão
AWS	American Welding Society
°C	Temperatura Centigrada (graus Celcius).
CCTM	Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais.
CDP	Corpo de Prova.
CQ	Composição Química.
CLA	Centro de Lançamento de Alcântara.
CTA	Centro Técnico Aeroespacial.
ESR	“Eletroslag Remelting” – Refusão sob Escória Eletrocondutora.
EUA	Estados Unidos da América.
GPS	“Global Processing System” (Computador de Bordo).
GTAW	“Gas Tungsten Arc Welding” (outro nome dado a solda TIG).
HRc	“Hardness Rockwell C” (Dureza Rockwell C).
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço.
INPE	Instituto Nacional de Pesquisa Espaciais.
K _{IC}	Tenacidade à Fratura em Deformação Plana.
MB	Metal Base.



MECB	Missão Espacial Completa Brasileira.
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura.
M _f	Temperatura Final da Reação Martensítica.
MIL	Norma Militar
MPa	Unidade de Medida Internacional (10 ⁶ Pa)
M _s	Temperatura de Início da Reação Martensítica.
PA	Padrão Analítico.
P _f	Pressão no Feixe
P _r	Pressão de Recuo
P _v	Pressão de Vapor
RNC	Relatório de Não Conformidade.
SAE	“Society American of Engineers”.
SII	Veículo de Sondagem (Sonda II).
SIII	Veículo de Sondagem (Sonda III).
SIV	Veículo de Sondagem (Sonda IV).
Ton	Tonelada
Tcc	Estrutura Cristalina Tetragonal de Corpo Centrado.
TIG	“Tungsten Inert Gas” (Solda TIG).
UNS	“Unidad Number Serie”.
URSS	União das Repúblicas Socialistas Soviéticas
VAR	“Vácuo Air Remelting” (Refusão a Arco Sob Vácuo)
VS-30	Veículo de Sondagem VS-30.
VLS	Veículo Lançador de Satélites.
VLSR	Veículo Lançador de Satélites Reduzido.
VS-40	Veículo de Sondagem VS-40.
ZTA	Zona Termicamente Afetada.
ZF	Zona Fundida.

LISTA DE SÍMBOLOS

$\text{\AA}$	Angstrom.
ε	Deformação
σ_e	Limite de Escoamento.
σ_t	Limite de Resistência à Tração.
σ_r	Tensão de Ruptura.
k	Coeficiente de Resistência.
n_a	Número de amostras
n	Coeficiente de Encruamento.
σ_v	Tensão Verdadeira
ε_v	Deformação Verdadeira
Σ	Somatório
e_0	Erro calculado pela equação de “student”
S_x	Desvio Padrão

LISTA DE SÍMBOLOS DE ELEMENTOS QUÍMICOS

Al	Alumínio
Ar	Argônio
As	Arsênio
C	Carbono
CO ₂	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
H	Hidrogênio
H ₂	Gás Hidrogênio
He	Hélio
He ₂	Gás Hélio
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
S	Enxofre
Sb	Antimônio
Si	Silício
Sn	Estanho
Ti	Titânio
V	Vanádio
W	Tungstênio

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

A corrida espacial brasileira teve seu início no final da década de 60, com o desenvolvimento dos foguetes de sondagem SII, SIII, SIV, VS-30, VLSR-2 VS-40. Estes veículos são utilizados em operações de lançamentos em conjunto com outros países; tornando possíveis realizações de estudos como: medida da camada de ozônio, medida de descargas elétricas de raios, experimento de microgravidade, testes estruturais para veículos futuros, medidas de telemetria e treinamento de pessoal. Estes experimentos possuem ampla faixa de carga útil, variando de 20kg a 600kg para um apogeu de 1000km e com condições de reentrada de até mach 14*. Ficou responsável pelo desenvolvimento espacial o IAE (Instituto de Atividades Espaciais), atualmente Instituto de Aeronáutica e Espaço, sendo hoje a principal instituição brasileira voltada à pesquisa e ao desenvolvimento aeroespacial.

Com estes veículos deu-se início ao projeto ambicioso e pujante do Programa Espacial Brasileiro em 1980, com a criação MECB (Missão Espacial Completa Brasileira). O MECB consistiu no desenvolvimento, dos três segmentos indispensáveis à independência do país no setor espacial, são eles:

a) o Satélite e as Estações de Solo, desenvolvidos pelo INPE (Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais);

b) o VLS (Veículo Lançador de Satélites) desenvolvido pelo CTA (Centro Técnico Aeroespacial) órgão do Ministério da Aeronáutica, no IAE (Instituto de Aeronáutica e Espaço);

* mach 14: velocidade 14 vezes maior que a velocidade do som



c) o CLA (Centro de Lançamento de Alcântara) também sendo responsável o Ministério da Aeronáutica.

Em 1994 o MECB deu lugar a AEB (Agência Espacial Brasileira).

O VLS trouxe grande avanço tecnológico para o país. Na área de materiais, uma das conquistas foi o desenvolvimento do aço 300M em parceria com a Eletrometal SA Aços Especiais, hoje Villares Metals, que envolveu desde a produção da matéria prima, por um processo totalmente desconhecido na época no Brasil, ESR ("Electroslag Remelting" - Refusão sob Escória Eletrocondutora), até o tratamento térmico e soldagem da estrutura dos envelopes motores. O VLS exige rigorosos requisitos tanto para obtenção dos laminados do aço 300M como no processo de soldagem usado para fabricação dos envelopes motores.

No CTA o aço 300M é empregado na fabricação dos envelopes motores do 1º, 2º e 3º estágios do VLS. O VLS (Figura 1.1) é um lançador de satélites de pequeno porte, convencional, sem módulos reutilizáveis, com sistema de controle de pilotagem, sendo seu lançamento realizado a partir de plataforma terrestre. O mesmo é equipado com sete envelopes motores dos quais, seis, são construídos de chapas de aço 300M calandradas e soldadas nos sentidos longitudinal e radial. Na decolagem o veículo possui as características, apresentadas na Tabela 1.1.

Devido ao grande comprimento dos envelopes motores e ao seu processo de fabricação numa única peça, atualmente utiliza-se a solda TIG, sendo que esses cordões de solda estão submetidos a elevadas tensões nos sentidos longitudinal e radial (Figura 1.2).

O efeito da temperatura merece muita atenção, pois, as propriedades mecânicas dos materiais metálicos sofrem sensíveis alterações com a elevação ou a redução de temperatura. Baixas temperaturas podem conduzir a fragilização do material, reduzindo sua resistência ao impacto, por outro lado, temperaturas elevadas diminuem a resistência mecânica, originando, também, um campo para



ocorrência de ação corrosiva do meio ambiente. Também é conhecido de muitos anos que componentes soldados, que trabalham a altas temperaturas permitem um risco maior de falha, quando comparado com materiais apenas usinados. Isto é associado com a deterioração das propriedades mecânicas devido a ZTA, em relação ao metal base (KIMMINS; WALKER; SMITH, 1996, p. 125).

Tabela 1.1 - Características do VLS na decolagem

Número de Estágios	04
Comprimento	19 m
Massa na Decolagem	50 Ton
Massa de Satelitização	100 à 350 kg
Órbita Circular	250 `a 1000 km em larga faixa de inclinações desde equatoriais às polares.
Diâmetro da Carga Útil	1,2 m
Empuxo	1000 kN
Propelente	Sólido (41 Ton)

Atualmente usa-se no CTA o processo de soldagem TIG que envolve o consumo de eletrodos importados, usinagem das bordas (chanfro em V; $V=60^\circ$) e três passes de solda, dos quais dois externos e um interno requisitando-se AVC (controle automático de voltagem do Arco). O processo proposto, solda plasma dispensa a utilização de eletrodo para soldagens de chapas com espessuras inferiores ou iguais a 6,4mm, dispensa a preparação das juntas e faz-se num único passe. Possui direção estável, focalizada e é menos sensível a variações da tocha-peça.

Atualmente tem-se uma expectativa que o processo a plasma substitua com vantagens o processo TIG, uma vez que é possível introduzir algumas modificações que facilitam o processo de soldagem. Dentre elas, pode-se citar:

- a) redução do número de passes e conseqüentemente redução do tempo de soldagem;
- b) não usa arames de adição, que são importados e caros;
- c) não precisa de preparação para soldagem, usinagem com chanfros;
- d) menor ZTA (Zona Térmica Afetada);
- e) melhor qualidade do cordão de solda.

Associado a um rigoroso processo de soldagem, os aços de ultra-alta resistência tem significado um importante avanço na confiabilidade de sistemas aeroespaciais, submersos, nucleares, mecânicos, químicos, pois, suas excelentes qualidades operacionais associadas à resistência mecânica incluem resistência à corrosão, propriedades nucleares, propriedades magnéticas, onde o Brasil tem mostrado grandes perspectivas.

Finalmente, que o círculo de engenharia, baseado nas áreas: projeto de materiais e/ou seleção de materiais, projeto, fabricação, ensaios e avaliação, todos, auxiliado pela informática, nos levam ao desenvolvimento de alta tecnologia, para produzir produtos de melhor qualidade e de menor custo, num período menor de fabricação.



Figura 1.1 - Veículo Lançador de Satélites (VLS1-V02), instantes após o lançamento no CLA (Centro de Lançamento de Alcântara)

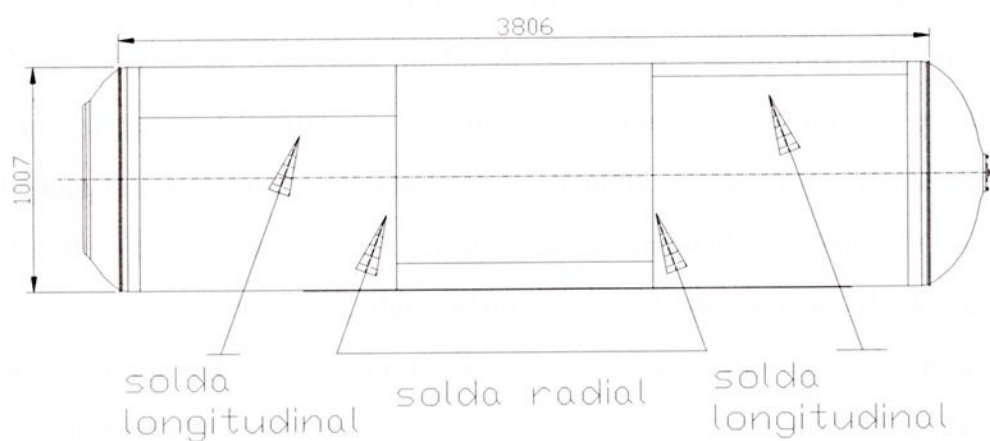


Figura 1.2 – Representação esquemática do envelope motor S-40 utilizada no 3º estágio do VLS onde pode-se verificar o esquema de soldagem e as principais dimensões.

1.2 OBJETIVOS DO TRABALHO

Visando uma melhoria no processo de fabricação dos envelopes motores, juntamente com boas qualidades de solda e de propriedades mecânicas, surgiu a proposta da realização de um estudo comparativo entre os processos de soldagens TIG e plasma para o aço 300M, quanto as suas propriedades mecânicas (limite de resistência à tração, limite de escoamento, resistência à ruptura, coeficiente de encruamento, ductilidade) e ao comportamento de falha do aço 300M ensaiado nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C. Tais temperaturas foram selecionadas uma vez que durante o voo a estrutura dos envelopes podem atingir temperaturas em torno de 250°C. Pretende-se também ter conhecimento do comportamento do aço para temperatura de 500°C, visando projetos futuros. Atualmente para a fabricação dos envelopes motores o CTA utiliza, os processos de soldagem TIG, sendo que encontra-se em estudo o processo de soldagem a plasma, pela técnica “keyhole”, em chapas finas de 3,5mm de espessura de um aço de ultra-alta resistência – 300M. Desta forma o presente trabalho tem como objetivos analisar os seguintes aspectos:

a) qualificar o procedimento de soldagem a plasma com os parâmetros utilizados neste trabalho para utilização com confiabilidade nos envelopes motores do VLS;

b) levantar as propriedades mecânicas do material (aço 300M) nas temperaturas 25°C, 250°C e 500°C, soldados pelos processos plasma e TIG e sem solda;

c) estudar o comportamento de falha do material nas temperaturas indicadas acima;

d) caracterizar as morfologias da região de solda (MB, ZTA e ZF), dos processos TIG e plasma.



REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS PARA APLICAÇÕES AEROESPACIAIS

Com a necessidade das indústrias de manufatura pós-segunda Guerra Mundial, a corrida espacial entre os países EUA e URSS e eventos como a crise do petróleo, fez com que a indústria metalúrgica desenvolvesse aços mais puros, mais homogêneos e com estreitas faixas de composição química. Tratamentos térmicos adequados proporcionaram a obtenção de aços com melhores propriedades mecânicas, sendo possível obter um limite de resistência a tração equivalente a 2200 MPa. Atualmente, já existem aços com resistência acima de 3000 MPa (TOKIMATSU; FERREIRA, 1995).

Os aços para uso aeroespacial devem apresentar uma boa razão resistência/peso e elevado desempenho, ou seja, boas combinações de propriedades mecânicas: alta resistência mecânica, boa resistência à fadiga, bons níveis de tenacidade à fratura (K_{IC}), além de possuir elevada resistência a corrosão, incluindo neste item a resistência à corrosão sob tensão, e ser de boa soldabilidade. A obtenção dessas propriedades exige rigorosos requisitos como controle de concentração de elementos residuais, quantidade e tipo de inclusões, homogeneidade da composição e estrutura, o que torna indispensável o uso do processo de refino **ESR ("Electroslag Remelting" - Refusão sob Escória Eletrocondutora)** ou o **VAR (Refusão a Arco sob Vácuo)** (SILVA; MEI, 1998)

TOMITA(1991,p.488) verificou várias técnicas para melhorar a resistência e a tenacidade à fratura, de aços ARBL usando tratamentos térmicos com alta temperatura de austenitização, tratamento isotérmicos com microestrutura mista (martensita e bainita inferior); ou ainda processos

termomecânicos, como o ausforming*, combinação de elementos de liga (Mn, Ni, Si) e controle de inclusões. Sugere que o controle microestrutural é de grande importância no desenvolvimento da tenacidade à fratura e destaca que a combinação de um novo processo e de uma nova liga são exigências do futuro desenvolvimento de aços baixa liga de ultra-alta resistência.

Aços de ultra-alta resistência como ABNT 4340, 300M e maraging entre outros, são boas opções onde a resistência mecânica e os custos são os principais requisitos de seleção, o que podem tornar uma excelente opção para aplicação que requer alta tecnologia como os setores aeronáuticos e espaciais (MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997).

Aços para aplicação aeroespacial possuem ultra-alta resistência com limite de escoamento superior a 1400MN/m^2 . Para TOMITA, (1991, p.481) sua classificação pode ser dada nas seguintes formas:

- a) aços de baixa liga com estrutura martensítica revenida (AISI 4340 e 300M);
- b) aços altamente ligados com dureza secundária (AISI HY 180, AF 1410, HP9-4-20, HP9-4-30);
- c) aços endurecidos por precipitação (AISI 15-5HP e PH 13-8); 18% Ni aços maraging (AISI C250).

No Brasil, a indústria aeroespacial tem superado grandes obstáculos, e contribuído para o desenvolvimento de novas conquistas tecnológicas. Podemos verificar isso na nacionalização de alguns componentes importados como o GPS (computador de bordo), avanços em pesquisas nas áreas de materiais cerâmicos e materiais compósitos, que proporcionaram o surgimento de várias pequenas e médias empresas no ramo aeronáutico e aeroespacial. No caso de materiais

* Ausforming: é um tratamento termo mecânico, onde o resfriamento é interrompido entre 530°C à 420°C , para a deformação plástica da austenita, antes de ser transformada em martensita, seguida de um breve revenimento.



metálicos ocorreu o desenvolvimento de novos materiais (aço 300M) e novos processos de fabricação (ESR e VAR), e também os processos de soldagem TIG e plasma.

2.2 PROCESSOS DE OBTENÇÃO DO AÇO

2.2.1 Processo ESR ("Electroslag remelting" - refusão sob escória eletrocondutora)

O processo ESR consiste em um eletrodo consumível submerso em um banho de escória líquida, que é refrigerado em contato com a parede da matriz, que por sua vez é refrigerada a água, conforme ilustrado na Figura 2.1. Pela passagem de alta corrente elétrica através da escória essa é aquecida para temperaturas superiores a faixa de fusão do aço, fundindo continuamente o topo do eletrodo. O líquido passa através da escória reativa e é coletado na matriz. Pelo controle da força de alimentação da poça de escória, a taxa de fusão do topo do eletrodo pode ser controlada para uma taxa comparável a taxa de solidificação, assim formando um lingote ESR sob condições controladas de solidificação*.

A Refusão sob Escória Eletrocondutora é um processo de refusão, que produz lingotes com níveis de qualidade superiores quando comparado com o método convencional, particularmente em placas espessas, embora seja mais caro que o processo de desulfurização e degaseificação à vácuo. O processo proporciona ao aço:(ASM HANDBOOK, vol.1, p.181-182).

- a) melhor tenacidade à fratura;
- b) melhoramento da performance do teste ultrasônico;
- c) melhor resistência à fadiga;

*Anotações da Indústria Villares



d) ausência de características direcionais, particularmente em direção a espessura.

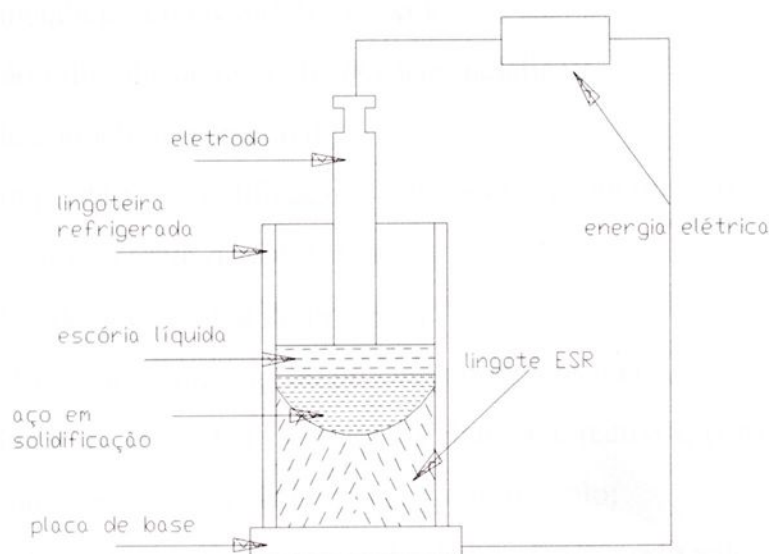


Figura 2.1 – Esquema ilustrativo do processo de refusão sob escória eletrocondutora (ESR)

Dentre as particularidades do processo ESR tem-se:*

- a) é virtualmente livre de defeitos macroscópicos; grandes segregações; inclusões macroscópicas;
- b) redução de micro-segregação, devido ao escoamento térmico através da solidificação;

* Anotações da indústria Villares

c) espaçamento de braços dendríticos menores no processo ESR, quando comparado com o lingote convencional;

d) o melhor controle de solidificação proporciona uma diminuição de inclusões não metálicas, como sulfetos e óxidos;

e) fundição / dissolução de inclusões não metálicas;

f) controle atmosférico opcional;

g) não tem perda por volatilização de elementos a alta pressão;

h) controle progressivo da solidificação;

i) flexibilidade operacional do processo.

Dentre as desvantagens do processo podemos citar: *

a) dificuldade no controle de elementos altamente reativos, como Al e Ti;

b) dificuldade no controle da remoção do hidrogênio;

c) taxa de fusão não pode ser reduzida abaixo de um certo valor mínimo;

d) tendência para segregações centrais;

e) alto consumo de energia;

f) complexidade no controle do processo;

g) dificuldade de reprodução.

Dentre as tendências para melhoramento do processo ESR temos a aplicação do controlador automático de imersão do eletrodo, que é baseado no fato da refusão da escória líquida apresentar variações de corrente e voltagem de acordo com a profundidade de imersão do eletrodo. O controlador automático corrigirá o valor da corrente e voltagem para a alimentação da poça. Dentre as vantagens do controle automático podemos citar: *

a) fusão uniforme da ponta do eletrodo;

b) melhora na estrutura do lingote;

*Anotações da Indústria Villares



- c) evita excessiva oxidação do metal e excessiva perda de elementos oxidáveis;
- d) alivia o operador da contínua supervisão do processo.

2.2.2 Processo VAR (Refusão a arco sob vácuo)

Conforme SILVA e MEI (1998) o processo VAR, ilustrado na Figura 2.2, é semelhante ao processo ESR. As diferenças encontram-se na fonte de calor para fusão e na atmosfera do processo que é a vácuo. Nesse processo inexistente escória sendo indicado para:

- a) aços de média liga (aços sensíveis ao hidrogênio);
- b) superligas;
- c) ligas de titânio e zircônio.

O calor gerado no processo VAR resulta do arco elétrico entre a superfície inferior do eletrodo e o topo da superfície do lingote. O comportamento do arco e da taxa de fusão do eletrodo, é extremamente influenciado pelo tipo de pressão do gás que está presente na câmara do forno, (Yu; Domingue, 1989, p.35). O processo VAR resulta em larga redução na porcentagem de H, O e N (MALAKONDAIAH; SRINIVAS, RAMA RAO, 1997).

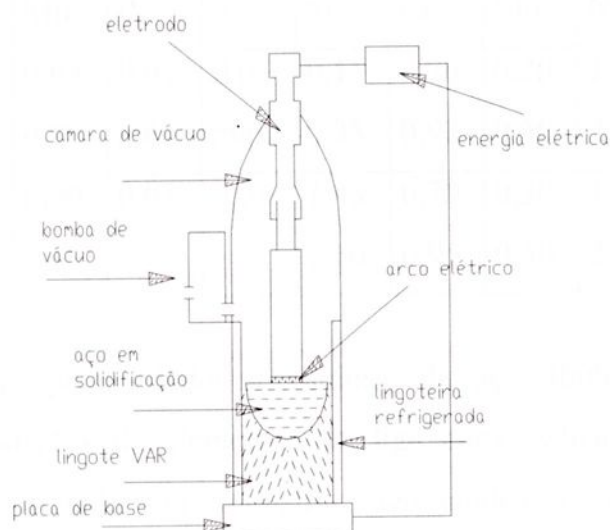


Figura 2.2 – Esquema ilustrativo do processo de refusão sob vácuo (VAR)

2.3 AÇO 300M

O aço 300M foi desenvolvido pela modificação do aço Ni-Cr-Mo AISI 4340. Caracteriza por apresentar maior teor de silício (1,8% Si); teores levemente superiores de carbono e molibdênio e adição de vanádio quando comparado com o aço 4340. Devido a estas pequenas modificações verifica-se que muitas propriedades são similares entre os dois aços, no entanto em algumas aplicações os aços 300M apresentam características superiores às apresentadas pelo aço AISI 4340. A Tabela 2.1 indica a composição química dos aços 4340 e 300M.

Tabela 2.1 - Composição química dos aços 4340 e 300M

Norma	Aços	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Ni	V	Cu
AMS	AISI	0,38-	0,65-	0,01	0,01	0,15-	0,70-	0,20-	1,65-	###	0,35
6414H	4340	0,43	0,90	máx.	máx.	0,35	0,90	0,30	2,00		
AMS	300	0,40	0,60	0,01	0,01	1,45	0,70	0,30	1,65	0,05	0,35
6419E	M	0,45	0,90			1,80	0,95	0,50	2,00	0,10	

As excelentes propriedades mecânicas, do aço 300M nas quais são modificadas pelas adições de elementos de liga como silício e vanádio têm possibilitado o empregado na indústria aeronáutica e aeroespacial em componentes críticos, como: trem de pouso de aeronaves desde 1966,(Tomita, 1991, p.481) fixadores, vasos de pressão, fusos, peças de segurança, eixos, engrenagens, molas, rotores para altas velocidades e mancais (SILVA; MEI, 1998); CASTELETTI; ALVES JUNIOR; RODRIGUES, 1995). Acrescenta a isso, o seu bom desempenho à abrasão, quando tratado por nitretação iônica (CASTELETTI; ALVES JUNIOR; RODRIGUES, 1995).

O aço de baixa liga de ultra-alta resistência 300M possui especificações, ver Tabela 2.2, que informam sobre as exigências em: tratamento térmico, processo de obtenção, procedimento para evitar trinca por corrosão sob tensão, padrões de inspeção e métodos de análise química e outros.

Tabela 2.2 - Normas de especificação de material aeroespacial

Norma	Substituição	Processo de Obtenção	Designação Numérica
SAE AMS 6257	###	Refusão a Arco sob Vácuo	###
SAE AMS 6414H	MIL-S-8844D	Refusão a Arco sob Vácuo	UNS G43400
SAE AMS 6417E	###	Refusão a Arco sob Vácuo Normalizado e Revenido	###
SAE AMS 6419E	###	Refusão a Arco sob Vácuo	UNS K44220
SAE AMS -H-6875	MIL-H-6875H	Tratamento Térmico	###
ARP1110	###	Corrosão sob Tensão	###

As propriedades mecânicas longitudinais quando ensaiadas em tração estão descritas na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Propriedades mecânicas longitudinais mínimas – 300M (barra)

Norma	Propriedade Longitudinal	Valor
AMS 6419E	Limite de Resistência a Tração (σ_t)	1931 MPa
	Limite de Escoamento ($\sigma_{e0,2\%}$)	1586 MPa
	Alongamento em 4D	7%
	Redução de Área	25%

Se a resistência mecânica for apenas o critério marcante, aços de baixa liga poderiam ser usados na preferência dos aços de ultra-alta resistência. Por

causa da relação resistência-tenacidade as investigações científicas, estão direcionadas em relação ao melhoramento da tenacidade à fratura em associação com o controle microestrutural. Apesar dos melhoramentos encontrados, existe recentemente um aumento da demanda de maior tenacidade à fratura em meios severos. Por exemplo, indústrias e projetistas têm procurado um material tendo mínimo de tenacidade à fratura em deformação plana de $110 \text{ MNm}^{-3/2}$ para uma resistência de deformação equivalente ao aço 300M (TOMITA, 1991).

2.4 TRATAMENTOS TÉMICOS DO AÇO 300M

Existem vários constituintes conhecidos na microestrutura dos aços, tais como: ferrita, perlita, bainita, martensita, austenita retida, cementita, fases intermetálicas, nitretos, inclusões não metálicas, apresentando diferentes propriedades mecânicas, originárias do tratamento térmico (LEE; SU, 1999).

É de conhecimento geral que o tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento fornece melhores combinações de propriedades mecânicas, a qual pode ser conseguido, principalmente, devido a precipitação de carbonetos finos dispersos na liga. O aço 300M é raramente usado na condição não revenido, embora apresente melhores níveis de resistência e dureza, em função da estrutura martensítica que possui elevadas tensões internas proporcionando redução acentuada de ductilidade. Isso pode ser explicado baseado na transformação de fase do aço. No processo de têmpera, especificamente no resfriamento, a estrutura cristalina muda imediatamente de cfc (fase γ) para tcc (martensita). Ao mesmo tempo uma grande quantidade de discordâncias ocorrem durante a formação de plaquetas de martensita, conduzindo a um rápido aumento de dureza e resistência, em aços de médio carbono (LEE; SU, 1999).



Aços de ARBL temperados e revenidos apresentam resistências mecânicas elevadas através de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, pois o produto da transformação austenítica estabelece um papel predominante na determinação das propriedades mecânicas, que são afetadas significativamente pela morfologia (forma, tamanho e distribuição). A temperabilidade é facilitada por adições de elementos de liga, como Mo, Si, V, W e outros, exceção Co, mas em contra partida os mesmos dificultam a soldagem, ocasionando defeitos como trinca a frio induzida pelo hidrogênio (VLADIMIR; RODRIGUES; KIMINAMI, 1995). A seguir temos a Figura 2.3 com a curva TTT para o aço liga 300M.*

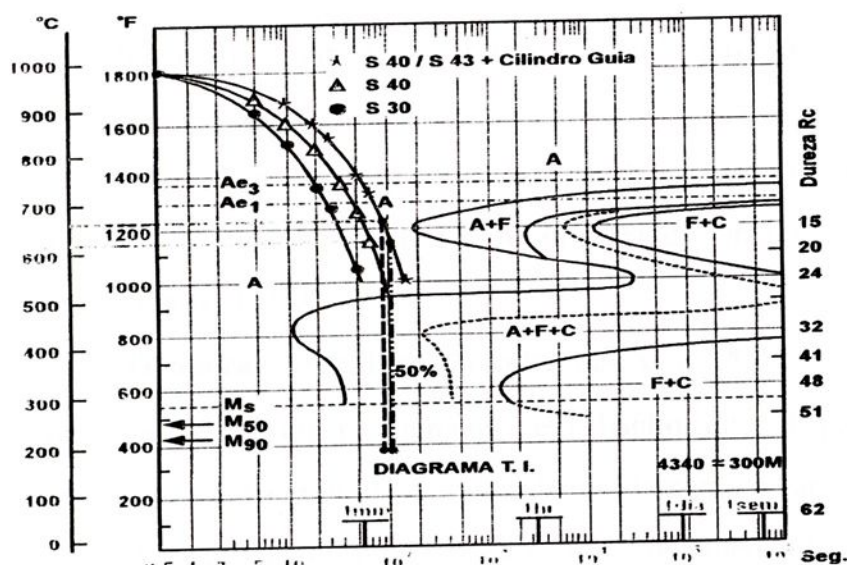


Figura 2.3 – Curva TTT para o aço 300M*

A Figura 2.4 mostra o tratamento do envelope motor nas dependências da indústria Villares SA.

*Anotações do CTA (Centro Técnico Aeroespacial)



Figura 2.4 – Tratamento térmico do envelope motor na Villares S/A

Segundo o ASM handbook são aplicados os seguintes tratamentos térmicos ao aço 300M:

Normalização: aquecimento entre 915°C a 940°C e resfriamento ao ar. Isto refina o tamanho de grão proporcionando uma melhor uniformidade da estrutura e propriedades.

Têmpera: austenitização entre 860°C a 885°C e resfriamento em óleo abaixo de 70°C , ou resfriamento em banho de sal para 200°C a 210°C , manutenção por 10 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Revenimento: duplo revenimento é recomendado, de 2 a 4 horas entre 260°C a 315°C , atingindo uma melhor combinação de limite de escoamento e energia de impacto. A utilização de temperaturas fora da faixa indicada pode resultar em perda de propriedades.

Esferoidização: aquecimento acima de 775°C , resfriamento a 650°C , depois para 480°C e finalmente até a temperatura ambiente. O mesmo programa é recomendado para o recozimento. (ASM HANDBOOK, vol. 1, p. 427]

2.4.1 Revenimento

A relação tenacidade-resistência é de grande importância em qualquer esforço mecânico, por isso, os aços temperados são normalmente submetidos ao tratamento de revenimento. O processo de revenimento produz uma estrutura menos frágil.

O efeito da temperatura de revenimento na resistência da estrutura martensítica é controlado pela porcentagem de C e pela faixa de ação das temperaturas M_s e M_f . No caso de aços de baixo carbono, a martensita tem o formato de ripa agrupada dentro de grandes pacotes. Sua subestrutura consiste de alta densidade de discordância agrupadas em células. Aços de alto carbono, com M_s abaixo da temperatura ambiente, apresentam estruturas na forma de placas de martensita, que consiste de maclas muito finas, com espaçamento da ordem de 50Å. Os fatos acima indicam que o comportamento mecânico dos aços temperados e revenidos dependem em muito de sua microestrutura (LEE; SU, 1999).

No trabalho de BRIANT e BANERJI, (1982) foi verificado que a simples variação da temperatura de revenimento em um tratamento térmico, pode produzir consideráveis mudanças na dureza dos aços, ou seja, quanto maior a temperatura do revenimento, menor será a dureza do aço. O mesmo não foi verificado para a energia de fratura charpy, que apresentou um comportamento na forma de onda, ou seja, inicialmente aumenta, depois diminui e posteriormente volta a aumentar, tendo um ponto de mínimo na temperatura de 350°C, fato esse decorrente da fragilização da martensita revenida.

O aço 300M é utilizado no estado temperado e revenido para alcançar ótima combinação de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, (CASTELETTI; ALVES JUNIOR; RODRIGUES, 1995) ou seja, a capacidade do



material deformar plasticamente absorvendo energia antes e durante a ruptura, que é extremamente desejável, para aumentar confiabilidade de estruturas (MACHADO; TANIGUCHI, 1984). Entretanto, o aço 300M, é susceptível a fragilização pelo revenimento, fato este decorrente do retardamento da precipitação da cementita inter ripas, durante o revenimento, (500°C, 1h) ou a estabilização do carboneto ϵ . Este fato exige o tratamento do aço 300M a temperaturas mais elevadas, o que pode ser necessário em algumas aplicações que requeiram maiores resistências ao impacto (CASTELETTI; ALVES JUNIOR; RODRIGUES, 1995). O problema metalúrgico da fragilização pelo revenimento, apesar de ser muito antigo, ainda hoje é assunto de grande interesse, pois este fenômeno leva a queda acentuada da tenacidade.

As mudanças nas propriedades dos aços temperados dependem do tempo e da temperatura de revenimento. Isto foi comprovado por Lee e Su (1999), que mostrou que a dureza, a resistência mecânica e o coeficiente de encruamento (n) decrescem com o aumento da temperatura de revenimento e com o aumento do tempo de revenimento. A martensita, é uma estrutura metaestável, caracterizada pela permanência dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam a austenita, por um processo de difusão, o carbono sai da supersaturação e precipita como carboneto, conduzindo a diminuição da dureza. O revenimento é uma operação de alívio de tensões internas dos tratamentos de têmpera e martêmpera (SILVA; MEI, 1998).

A fragilidade pelo revenimento de aços de baixa liga tem sido estudada e esclarecida pela segregação intergranular de elementos fragilizantes, tais como: P e Sn. Isto é largamente distinguido que o grau de fragilidade pelo revenimento depende principalmente de três fatores metalúrgicos: tamanho de grão precedente da austenita, dureza e da concentração intergranular de impurezas fragilizantes. O teste de impacto Charpy capacita-nos a fazer o cálculo com precisão razoável da

temperatura de transição dúctil/frágil para várias combinações das três variáveis, em aços NiCr com adições de P, Sn e Si e tratado termicamente (OGURA, 1982).

Aços de alta temperabilidade em geral são revenidos duas vezes. No primeiro revenimento ocorrem: alívio de tensões, revenimento da martensita e precipitação de carbonetos na austenita retida. No segundo, ocorre o revenimento da martensita formada durante o primeiro revenimento, devido à precipitação de carbonetos que forma mais martensita. Este duplo revenimento é muito eficiente na estabilização dimensional (SILVA; MEI, 1998).

2.5 EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA

Os elementos de liga adicionados aos aços exercem influência nas formações das microestruturas ferríticas, perlíticas, bainíticas, na austenita, nos carbonetos, no tratamento térmico de têmpera, no revenimento, nos compostos intermetálicos (SILVA; MEI, 1998).

Vanádio: é um dos elementos mais utilizados para promover endurecimento por precipitação nos aços ARBL. Tem forte afinidade pelo carbono e pelo nitrogênio, e ao mesmo tempo alta solubilidade na austenita (GUIMARÃES, 1997). Atua como elemento refinador de grão (PRADO, 1990).

Molibdênio: é um elemento que melhora a resistência ao impacto após o revenimento. Promove maior resistência à corrosão que o silício (PRADO; FRANCO et al., 1995) e minimiza a fragilização pelo revenimento. Melhora a resistência a tração do aço (MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997).

Níquel: é um elemento que promove a retenção da austenita, melhora a tenacidade e resistência mecânica, aumenta a resistência a fratura por clivagem;



causa significativa redução na temperatura de transição dúctil-frágil (MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997).

Silício: é um elemento que melhora a resistência à oxidação, provoca efeito de endurecimento do ferro (FRANDO, et al., 1995). É forte inibidor do crescimento da transição de carbonetos e da formação da Fe_3C durante o revenimento. Em aços revenidos em temperaturas acima de 350°C evita a fragilização, isto é, transfere a temperatura de fragilização da martensita para temperaturas maiores. Este efeito benéfico da alta porcentagem do Si foi proveitoso no desenvolvimento do aço 300M (MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997). O aumento de seu teor fornece uma melhora na temperabilidade devido ao retardo das transformações austeníticas, aumentando a temperabilidade dos aços e proporcionando elevados níveis de resistência mecânica associados a boa ductilidade e tenacidade (TOMITA, OKAWA, 1993).

Cromo: é um elemento que possui um efeito forte na endurecibilidade, apresentando boa resistência mecânica e tenacidade (MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997).

Manganês: é um elemento estabilizador e promove a retenção da austenita (MALAKONDAIAH, SRINIVAS, RAMA RAO, 1997) aumenta a tenacidade para tratamentos em altas temperaturas de austenitização (TOMITA, 1991, p.486-487); provoca acentuado aumento da dureza da ferrita, indicando um aumento na resistência mecânica do aço (SILVA, MEI, 1998). Forma precipitado como MnS que favorecem a nucleação de microvazios o que acentua a fragilização por fratura intergranular. Tal, causa é desconhecida. Têm-se sugerido que o Mn poderia levar a um aumento na quantidade da segregação do P para fronteira do grão, o que a tornaria enfraquecida. (BRIANT; BANERJI, 1982)



2.6 MICROESTRUTURA DOS AÇOS

2.6.1 Microestrutura Martensítica

A nucleação desta fase é um processo heterogêneo sensível à distribuição de estruturas apropriadas dentro da origem da fase, na qual o produto da fase nucleada dispara (REID; OLSON, 1999). Não é uma fase de equilíbrio do aço e possui estrutura cristalina denominada tcc (tetragonal de corpo centrado). Sua dureza é governada principalmente pela porcentagem de carbono, com influência de elementos de liga, o que faz aumentar sua resistência. O aumento da porcentagem de carbono, torna-a frágil. Sua formação depende da composição química do aço, e da taxa de resfriamento da austenita e seu início dá-se de forma instantânea, quando atinge a temperatura M_s e se completa quando atinge a temperatura M_f . A temperabilidade de um aço aumenta com o aumento da porcentagem de carbono e de elemento de liga e pelo aumento do tamanho de grão da austenita (ASM HANDBOOK, vol.9, p.178).

É bem conhecida que a transformação martensítica pode ser aproveitada para produzir uma grande variedade de valores de resistência pela simples mudança da porcentagem da liga, especialmente do carbono (SARIKAYA; STEINBERG; THOMAS, 1982).

O efeito do comportamento da fratura no revenimento, em aços de baixa liga, apontam para o problema da fragilização da martensita revenida. Esta fragilização refere-se a uma irregularidade na perda da tenacidade, quando o aço sofre revenimento perto de 350°C e que é, quase sempre, associado com a fratura intergranular. Este decréscimo de energia de fratura está associado ao decréscimo de dureza (BRIANT; BANERJI, 1982).



Para Olson (1999) a transformação da martensita dá-se pela complexa interação e intercambio dos níveis de estrutura e sua dinâmica, que possui uma hierarquia, a ser seguida. A nucleação dá-se por defeitos de interfaces produzidos pelo processamento do material, que determina a densidade de nucleação heterogênea e a força motriz, terminando com o crescimento multi-variante, que dá a forma do componente. A Figura 2.5 mostra a seqüência da reação martensítica.

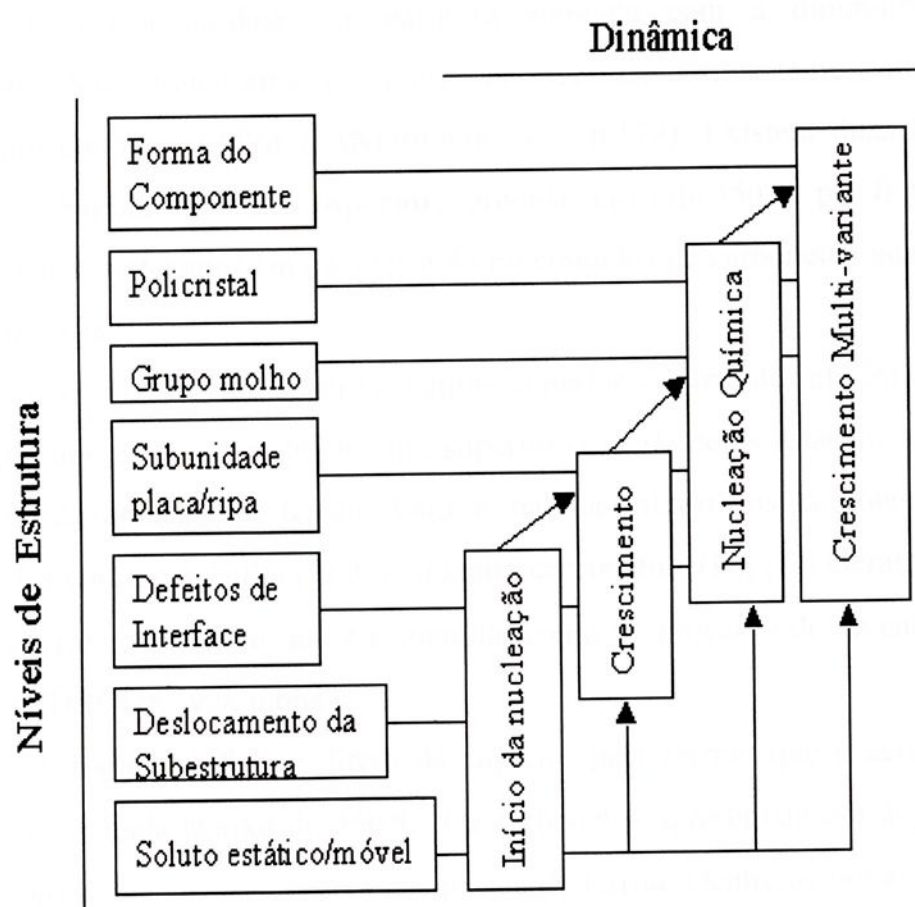


Figura 2.5 - Diagrama de bloco da transformação martensítica (OLSON, 1999)

2.6.2 Microestrutura Bainítica

É um produto da transformação da austenita. É um agregado semelhante à ferrita e cementita que se forma sob condições intermediárias para aquelas que resultam na formação da perlita e martensita. Este constituinte consiste de um agregado de ferrita acicular e de carbonetos. Sua morfologia é alterada progressivamente com a mudança de temperatura, em que o tamanho das partículas e a acicularidade da estrutura aumenta com a diminuição da temperatura. Sua transformação pode ocorrer isotermicamente ou pelo resfriamento contínuo (ASM HANDBOOK, v.9, p.179). Existem duas formas principais de bainita: a **bainita superior**, formada acima de 350°C, por ferrita em forma de placas ordenadas em pacotes e de precipitados de carbonetos inter ripas (SANDVIK, 1982).

A maior diferença entre a bainita superior e a bainita inferior está na distribuição dos carbonetos. Na bainita superior os carbonetos estão localizados no interior das placas de ferrita. Para a bainita inferior os carbonetos são identificados como cementita (Fe_3C) ou como carboneto ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Geralmente o carboneto ϵ forma primeiro que a cementita, como no processo de revenimento. (ASM HANDBOOK, v.9, p.664)

A **bainita inferior** difere da superior pela ferrita, que é geralmente grosseira, é formada abaixo de 350°C. Os carbonetos apresentam um ângulo de 60°, aproximadamente, com o eixo das placas de ferrita. Dentre as outras formas morfológicas não aciculares de bainita, citam-se: bainita granular, bainita colunar e bainita alotromórfica (SANDVIK, 1982). Em geral as placas de ferrita, são alteradas surgindo os carbonetos livres. O primeiro carboneto a ser formado é o carboneto de ferro ϵ . A cementita, entretanto, é geralmente substituída por este



carboneto no estágio posterior. Todavia, a ferrita parece permanecer saturada com carboneto (ASM HANDBOOK, vol.9, p.664).

A resistência superior da bainita inferior pode ser atribuída ao refino da subestrutura, tamanho do empacotamento e largura da rede, na martensita, aumentando a resistência da bainita inferior devido a restrição da plasticidade da bainita pela martensita. Essa restrição plástica também permite a bainita deformar-se em associação com a martensita, permitindo o impedimento da trinca e atenuando os efeitos da tensão da bainita inferior, melhorando na fratura dúctil e tenacidade. Os efeitos danosos da bainita superior nas propriedades mecânicas resultam da fratura precoce da bainita durante a deformação plástica. Este fato foi atribuído à carga excessivamente alta aplicada à bainita durante a deformação plástica como resultado da alta concentração de tensões iniciadas nas proximidades da interface martensita/bainita superior, na qual origina da não uniformidade da deformação entre as duas fases (TOMITA, 1991, p.299).

2.6.3 Microestrutura mista (Bainita e Martensita)

Existem correntes de pesquisa que apontam para o desenvolvimento de aços de baixa liga e de alta liga de ultra-alta resistência usando temperaturas baixas para transformação (320°C), próxima da temperatura M_s . A microestrutura mista de bainita inferior e martensita revenida desenvolvida através de tratamento de transformação isotérmica fornece melhor comportamento mecânico, melhorando a combinação de resistência e tenacidade em comparação com uma estrutura totalmente martensítica originária do tratamento térmico de têmpera. O aumento da resistência pode ser atribuído ao refinamento da subestrutura da matriz martensítica (tamanho do pacote e largura da ripa). O melhoramento da tenacidade à fratura é atribuído à associação da deformação da bainita inferior



com a martensita, que sofre a maior restrição plástica, porque, a martensita é mais resistente. Neste caso, a bainita não está sujeita ao excesso de carga durante a deformação plástica, levando ao impedimento da trinca pela bainita (TOMITA, 1991, p299). Para a bainita superior foi achado o efeito prejudicial e resulta no aparecimento de notável aumento da temperatura de transição dúctil-frágil, sem levar em conta a fração volumétrica. A mesma aparece como concentrada e como enchimento dos grãos da matriz martensítica (MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997).

2.6.4 Efeito da austenita retida

A austenita retida é reconhecida em vários aços como uma fase que permanece não transformada depois do processo de austenitização e resfriamento do aço nos tratamentos térmicos de têmpera e martêmpera. Nos aços martensíticos, quando revenidos no primeiro estágio (150°C - 250°C) a austenita retida não se decompõe. Por isso, é um dos constituintes finais da microestrutura e recebe o nome de martensita não revenida. As opiniões são divergentes sobre o papel da austenita retida no comportamento mecânico dos aços 4340 e 300M. O exemplo é o melhoramento da tenacidade associado com a austenita retida dos aços 4340, 300M e aços ferramentas. Outras pesquisas apontam para o revenimento de segundo estágio (250°C à 400°C), realizado próximo a temperatura de 350°C , indicam um decréscimo na tenacidade, que é atribuído à decomposição da austenita. Tal fenômeno é chamado de fragilização da martensita revenida, ou de primeiro estágio de fragilização pelo revenimento (HAIDEMENOPOULOS; VASILAKOS, 1997). A transformação da austenita retida inter ripas para carbonetos, em temperaturas intermediárias de revenimento (250°C à 400°C), direcionam a fragilização da martensita revenida, com um

acompanhamento de decréscimo da resistência(MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997). Outra forma de austenita é a austenita precipitada, que é originada em altas temperaturas de revenimento (400°C à 700°C) ou durante o tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões (600°C à 680°C) (HAIDEMENOPOULOS et al., 1995). A austenita precipitada também é chamada de fragilização pelo revenimento, ou de segundo estágio de fragilização pelo revenimento. Tal fato provoca o enfraquecimento dos contornos de grão, devido à segregação de impurezas como S, P, Sb, Sn (CASTELETTI; ALVES JUNIOR; RODRIGUES, 1995).

O fenômeno de fragilização pelo revenimento implica que a temperatura de revenimento deve ser cuidadosamente selecionada de modo a possibilitar um valor ótimo da relação tenacidade-resistência. Para obtenção de melhores índices de resistência mecânica para aços de ultra-alta resistência deve-se evitar temperaturas de revenimento intermediárias, onde ocorre a fragilização da martensita (TOKIMATSU, 1995).

Tratamentos térmicos realizados em altas temperaturas de austenitização (1200°C), no aço 4340, na condição temperado e revenido, confere presença de austenita retida como finos filmes inter ripas como mostra Figura 2.6. Este tratamento possibilita a melhora em até duas vezes no valor da tenacidade à fratura em comparação com a condição de têmpera convencional. Esse fato é devido ao impedimento da propagação da trinca em direção a martensita, que seria interrompida acima do cruzamento da região da austenita retida. Com nova carga, sem ramificações, essas crescem ao redor da austenita retida. Deste modo, o movimento da trinca necessariamente requer mais absorção de energia do que a propagação direta da trinca as placas martensíticas, conduzindo assim à melhora da tenacidade(MALAKONDAIAH; SRINIVAS; RAMA RAO, 1997).



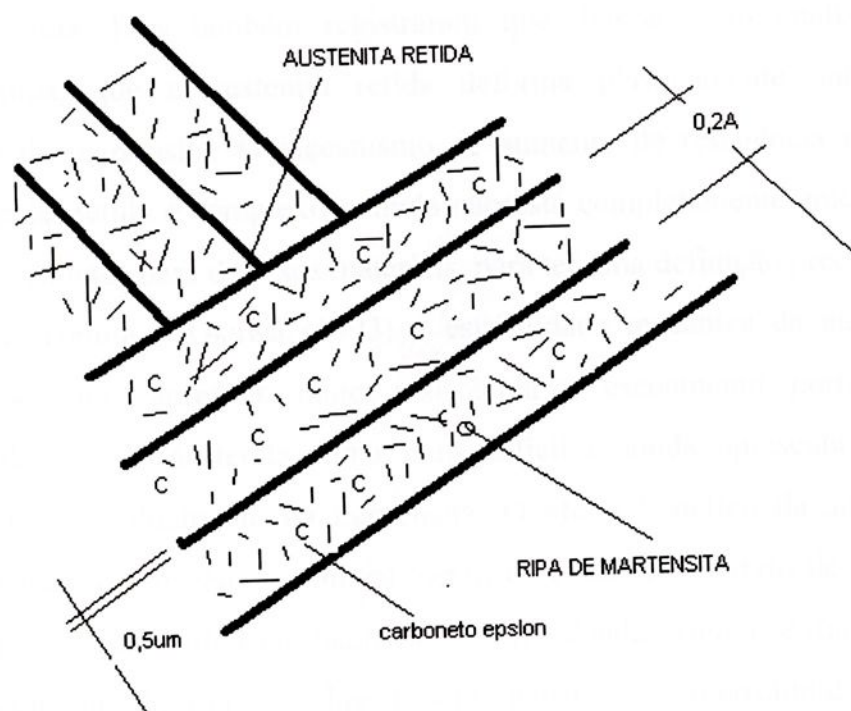


Figura 2.6 – Esquema ilustrativo da microestrutura martensítica com filmes finos de austenita retida

2.6.4.1 Instabilidade da Austenita Retida

Em seu trabalho Krauss (1992) relata que Sugimoto (1990), mostra que a austenita retida pode transformar em martensita quando a tensão aplicada na austenita retida alcança uma tensão crítica para a transformação da martensita. Esse efeito benéfico da austenita retida está associado com o aumento de volume, ao redor de 3%, devido a transformação de fase da austenita (cfc) para martensita (tcc), durante a deformação plástica. Esta expansão de volume, supostamente relaxa as tensões internas provocada pelo esforço mecânico de tração, dificultando avanço de uma trinca. Essa transformação para martensita, depende de vários fatores que governam a estabilidade da austenita retida. Esses fatores

incluem composição química, tamanho de grão, localização e grau de deformação da austenita retida. Eles também registraram que, baseado em análises de elementos finitos, que a austenita retida deforma plasticamente antes da transformação da martensita. O mecanismo de aumento de resistência do aço devido a austenita retida é complexo e ainda não está completamente entendido, exigindo novos estudos para diversos materiais, para ter uma definição precisa.

Para Tomita e Okawa (1993) a estabilidade mecânica da austenita retida em filmes finos apresenta maior resistência ao escoamento, portanto, a deformação plástica da austenita torna mais difícil e ainda apresenta maior resistência para o cisalhamento da martensita. O efeito benéfico da austenita retida do tipo filmes finos está no impedimento da trinca e no alívio de tensão, antes da deformação da martensita. Segundo Malakondaiah; Srinivas e Rama Rao (1997) o impedimento da trinca em direção a martensita seria interrompida acima da interface de cruzamento entre a martensita e a austenita retida, que absorveria energia, impedindo a propagação direta da trinca para a martensita, conduzindo na melhora de propriedades mecânicas. Muitos, pesquisadores tem mostrado que o refino da subestrutura conduz ao melhoramento das propriedades mecânicas.

2.7 EFEITO DA TEMPERATURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

É fato bem conhecido que os aços estruturais perdem progressivamente a resistência mecânica à medida que submetemos a condições de trabalho em temperaturas superiores à ambiente. A resistência mecânica à alta temperatura depende fortemente da composição química e microestrutura do aço (MODENESI; STARLING, 1999).

Uma estrutura sob condições de carga e temperatura alta, usualmente está sob o processo de amolecimento, o que leva a recuperação e recristalização, com



a formação de um rearranjo da estrutura, com novos grãos. A nova estrutura terá influência da taxa de deformação, tanto estática como a dinâmica. Com o aumento da deformação e da taxa de deformação tem-se a diminuição do tamanho de grão, para a recristalização estática. A recristalização dinâmica mostra que o tamanho de grão decresce com o aumento da taxa de deformação, similar a recristalização estática, e aumenta com o aumento da temperatura (CARSI, et al., 1997). Em outro trabalho (CARSI; et al., 1996) mostrou também que existe um decréscimo da tensão, quando essa atinge um valor máximo permanecendo constante posteriormente com aumento da deformação.

Com as considerações acima podê-se afirmar que as resistências nos materiais são extremamente influenciadas pela temperatura e pela taxa de deformação, e que as propriedades finais dos aços são influenciadas pelo tamanho de grão da austenita, que determina a microestrutura final do produto e conseqüentemente sua propriedade mecânica (CARSI, et al., 1997). No trabalho de Youngbood e Raghavan (1977) foi observado que o tamanho de grão da austenita aumenta com o aumento da temperatura de austenitização e que o tamanho da placa martensítica aumenta com o aumento do tamanho de grão da austenita.

Temperatura de austenitização superior a 900°C pode ser benéfica as propriedades mecânicas do aço estrutural. Entretanto, para, temperaturas de austenitização muito alta, maiores que 1100°C, conduz a um aumento do tamanho de grão, o que ocasiona uma queda da resistência do aço. Para tratamento com temperaturas superiores a 1100°C, os carbonetos de granulação grosseira podem ser dissolvidos completamente e uma estrutura de composição homogênea poderá ser conseguida (SARIKAYA; STEINBERG, THOMAS, 1982).

Comercialmente aços de baixa liga e de ultra-alta resistência são convencionalmente austenitizados em baixas temperaturas, a 870°C, antes da



têmpera e revenimento para produzir um fino tamanho de grão da austenita e boa combinação de propriedades mecânicas. TOMITA (1991, p.482) relata que, Zackay et al. tem sugerido que austenitizando aços em temperaturas superiores a 1100°C em lugar da temperatura convencional aumenta extraordinariamente a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}) no estado como temperado. Este efeito benéfico é realçado pela rápida têmpera. O efeito da alta temperatura de austenitização é observado nos aços AISI 3140, 4130, 4140, 4330, 4340, e 300M e BS En25 e En30. O melhoramento da tenacidade à fratura não é freqüentemente acompanhado pelo aumento da energia de impacto Charpy.

Muitas investigações mostram que o melhor resultado da tenacidade à fratura, para alta temperatura de austenitização pode ser atribuído para os seguintes fatores: (TOMITA, 1991, p.482)

- a) dissolução de carbonetos para altas temperaturas de solução;
- b) retenção de filmes da austenita ao redor de placas martensíticas;
- c) eliminação da ferrita pró-eutetóide e bainita superior devido ao aumento da temperabilidade resultante do grande tamanho de grão;
- d) falta de germinação de placa martensítica maclada na estrutura temperada.

As atribuições mencionadas acima nas modificações estruturais não podem explicar o paradoxo do decréscimo da energia de impacto Charpy acompanhada do aumento da tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}). Ritchie e Horn, sugerem a seguinte explicação. No teste de tenacidade a fratura com estrutura de granulação grosseira depois da austenitização para alta temperatura, mostra tenacidade superior devido ao seu raio agudo, mas no ensaio de impacto Charpy, a estrutura de granulação grosseira mostra inferior tenacidade a frente do entalhe curvo, em consequência falha em uma tensão de fratura crítica

menor. Tomita,(1991, p.482) menciona em seu trabalho que Cao e Lu também relataram mecanismo similar.

O comportamento do limite de resistência à tração decresce com o aumento da temperatura de revenimento, não importando ser baixa ou alta temperatura de austenitização e que a tenacidade à fratura em deformação plana apresenta um comportamento em forma de onda, ou seja, no início aumenta, depois diminui e posteriormente volta a aumentar com o aumento da temperatura de revenimento. O aço 300M apresentou melhor índice de tenacidade à fratura em deformação plana para faixa de temperatura de austenitização, entre 982°C à 1093°C, com temperaturas de revenimento, entre 204°C à 316°C (YOUNGBLOOD; RAGHAVAN, 1977, TOKIMATSU, 1995).

2.8 PROCESSO DE SOLDAGEM

Dá-se o nome de soldagem ao processo de unir peças metálicas, através do aquecimento das superfícies em contato de modo a levá-las à fusão.

Para soldagem de uma classe de metal deve-se escolher a máquina, o gás ou mistura de gases por razões técnicas e econômicas. Na indústria o processo de solda depende da natureza e do produto a ser produzido. Uma decisão cuidadosa é baseada, não apenas no investimento, mas na boa qualidade e na economia (Weber, 1991).

Nas estruturas que utilizam aços carbono, os problemas com trincas usualmente se localizam no metal base, desde que se deposite um material de adição de boa qualidade associado a um controle moderado do insumo de calor na soldagem. A utilização de aços liga, todavia, tem demonstrado que a alta resistência à fratura do metal de base não é suficiente para prevenir falhas estruturais (MACHADO; TANIGUCHI, 1984). Os ciclos térmicos que ocorrem



devido a soldagem podem vir a alterar sensivelmente o desenvolvimento microestrutural que ocorre durante o resfriamento da solda, na faixa de temperatura de 2500°C à 1800°C. (HSIEH, et al., 1996; MACHADO; TANIGUCHI, 1984). A primeira reação conhecida que influi na microestrutura final é a formação de inclusões não metálicas, como óxidos, nitretos e sulfetos (HSIEH, et al., 1996). A microestrutura da solda sofre acentuada mudança dependendo de sua composição química ou da sequência térmica dos vários passes de solda (OHKITA; HORII, 1995).

Particularmente em estruturas soldadas, a avaliação da resistência a fratura das juntas pode se constituir em um trabalho difícil, pois, trata-se de uma região heterogênea, composta de material de base, zona termicamente afetada e zona de fusão. Constituindo, em muitas vezes na causa principal dos problemas de fratura destes aços (MACHADO; TANIGUCHI, 1984).

Para Maciejnv (2000) o desenvolvimento de aços com boa soldabilidade e maior resistência mecânica concentra-se principalmente na obtenção de granulação ultrafina e de aços com baixíssimo carbono. As propriedades finais desses aços resultam do controle do processo de deformação plástica, da recristalização e da transformação de fase.

Aços de baixa liga resistente a temperatura tem alto endurecimento depois da soldagem em comparação com aços carbono convencionais, porque tem elementos de liga como Cr e Mo. Por esse motivo tratamento térmico de alívio de tensões pós-solda é muito importante para assegurar as propriedades em serviço das juntas soldadas. Segundo SHIGA, et al.(1996) os principais propósitos do tratamento térmico de alívio de tensões pós-solda são:

- a) estabilização e melhoramento das propriedades de tração para elevadas temperaturas;
- b) melhoramento da resistência da deterioração com o tempo;

- c) melhoramento da ductilidade e tenacidade;
- d) relaxação da tensão residual.

A tensão residual induzida na soldagem depende do tipo de entalhe, da condição de restrição e de sua distribuição na junta soldada. Esses fatores determinam o grau de melhoramento na tenacidade depois do tratamento térmico de alívio de tensões pós-solda (SHIGA, et al., 1996). Outro método usado para reduzir as tensões residuais induzidas na soldagem é o “shot peening”, onde tensão compressiva da ordem da tensão de escoamento é introduzida na região da solda (KIRKHOPE, et al., 1999).

A resistência à trinca do metal em juntas soldadas é afetada pelos seguintes fatores metalúrgicos associados com características físicas e mecânicas da origem do metal:

- a) porcentagem do carbono;
- b) a porcentagem de impurezas prejudiciais, particularmente os sulfetos;
- c) quantidade, forma, composição e distribuição de inclusões não metálicas no metal;
- d) propriedades do metal no plano de laminação e na direção da espessura;
- e) anisotropia das propriedades mecânicas do metal;
- f) presença de microdefeitos e delaminação na laminação do metal.

A formação de trincas a frio em junta soldada para aços de alta resistência é afetada por: estruturas temperadas, pela ZTA, difusão do hidrogênio na região da solda, tensão causada pelo processo de solda e pela rigidez da junta (MODZHUK, 1995).

Atualmente a pratica de solda com gás de proteção é amplamente utilizada. Novas técnicas e várias soluções constantemente alargam suas aplicações na solda por fusão. Um importante componente é o tipo de gás de proteção usado para afetar a forma, temperatura e o modo de transferência do



arco. Atualmente para a proteção do arco e da poça fundida ocorre a mistura de 2 à 3 ou mais diferentes gases. Os gases mais freqüentemente usados são CO₂, Ar, O, He e H em varias misturas e muitas vezes o N é adicionado ao He e H. A composição dos gases da mistura depende do material a ser soldado (TUSEK; SUBAN, 2000).

As soldagens a plasma e TIG são processos que produzem alta qualidade e atualmente são usados em uma larga variedade de aplicações onde a precisão de solda faz necessário o uso desses processos. Estes incluem rodas de automóveis, transporte ferroviário, usina de processamento químico e aplicações aeroespaciais (BRANCO, et al., 1999). Os processos de soldagens a plasma e TIG, quando corretamente aplicados, e com seleção certa de todos parâmetros, incluindo o gás de proteção ou a mistura de gases de proteção, tornam tais processos viáveis e tem muito a oferecer no produto final, seja, soldagem manual, semi-automática, automática e instalações incluindo robôs (BENNETT, 1990).

2.8.1 Solda TIG

O método de solda TIG ilustrado na Figura 2.7, é definido pela AWS (American Welding Society) como GTAW (Gás Tungsten Arc Welding). Esta técnica de solda é sensível a habilidade do operador e para conseguir bons resultados exige garantias adequadas para a operação, tais como: limpeza do material a ser soldado, taxa de escoamento do gás de proteção, corrente e velocidade de soldagem (KIRKHOPE; et al., 1999).

O processo de solda TIG é usado quando necessita-se de boa aparência, alta qualidade da forma do cordão de solda e bom controle das características metalúrgicas. No entanto este processo é de baixa produtividade, particularmente em soldagens de componentes de grandes dimensões. Neste



processo o arco elétrico é formado entre o eletrodo de tungstênio e o metal base. A região do arco é protegida por um gás inerte ou por misturas de gases. O eletrodo de tungstênio é aquecido para temperaturas bastante altas para emissão necessária de elétrons para a operação do arco (MODENESI; STARLING, 1999).

As principais desvantagens do processo TIG incluem: (MODENESI; APOLINÁRIO; PEREIRA, 1999).

- a) sua capacidade de penetração pouco profunda;
- b) alta sensibilidade da forma do cordão de solda para variações da composição química do metal base;
- c) sua baixa produtividade.

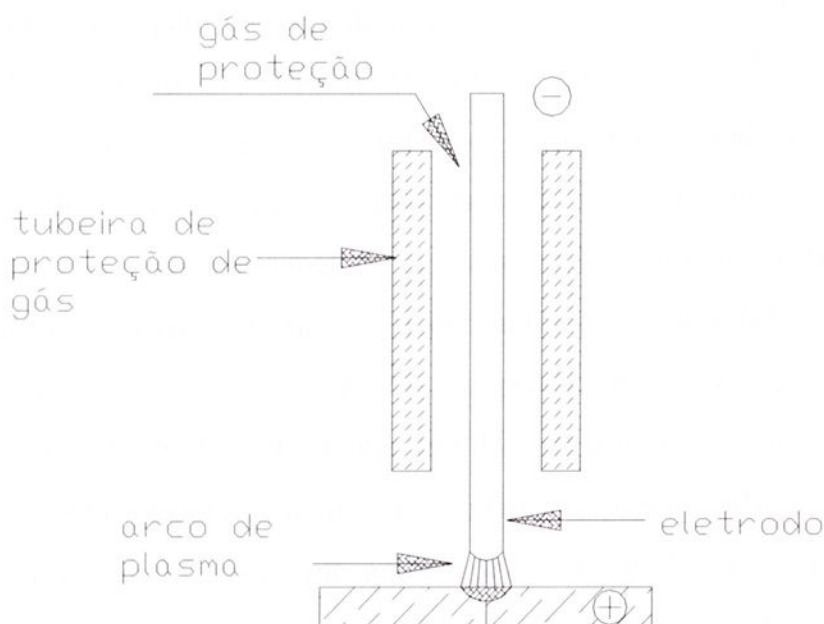


Figura 2.7 – Representação esquemática do processo de solda TIG

2.8.2 Solda Plasma

O processo de solda a arco de plasma, ilustrado na Figura 2.8, está intimamente relacionada com a solda TIG. Existem dois métodos de arco para o processo: o arco transferido e o arco não transferido. No processo de arco transferido, também denominado de processo de solda arco contristado*, é o mais utilizado e a peça faz parte do circuito elétrico, sendo condutora. O processo a arco transferido tem a vantagem de transferir maior energia, mas exige condutividade elétrica da peça a ser soldada (GARCIA, LEITÃO JUNIOR; BOCALHÃO; 1998). O processo de arco não transferido é utilizado para peças não condutoras, em requisitos de baixa concentração de energia e é freqüentemente usado para iniciar o arco transferido. O arco se estabelece entre o eletrodo e o bocal (GARCIA; PERDIGÃO, 1988).

Os modos de soldagens para arco de plasma, usando o modo arco transferido, podem ser aplicados usando duas técnicas diferentes. A primeira, similar a solda TIG, é chamada método de fusão, onde o jato de plasma incide na peça e funde ou penetra na superfície por alguma profundidade. O segundo método é chamado de técnica “keyhole” e produz um efeito completamente diferente (PINFOLD; JUBB, 1973), que será descrito posteriormente.

A solda plasma poderá ser manual ou mecanizada, nas posições justaposta e horizontal, sendo que ambos processos poderão ser usados para produzir soldas contínuas ou intermitentes. Poderão ser feitas com ou sem metal de adição. A Solda a plasma freqüentemente é uma alternativa da solda TIG e algumas vezes é comparada com a solda oxiacetileno, solda por feixe de elétron, e ocasionalmente com a solda com costura resistente (ASM HANDBOOK, vol.6, p.214) Entretanto, a solda a plasma é muito mais complexa e apresenta maior

*Arco contristado: arco de solda colunar, sem conicidade.



custo operacional do que o processo TIG (MODENESI; APOLINÁRIO PEREIRA; 1998).

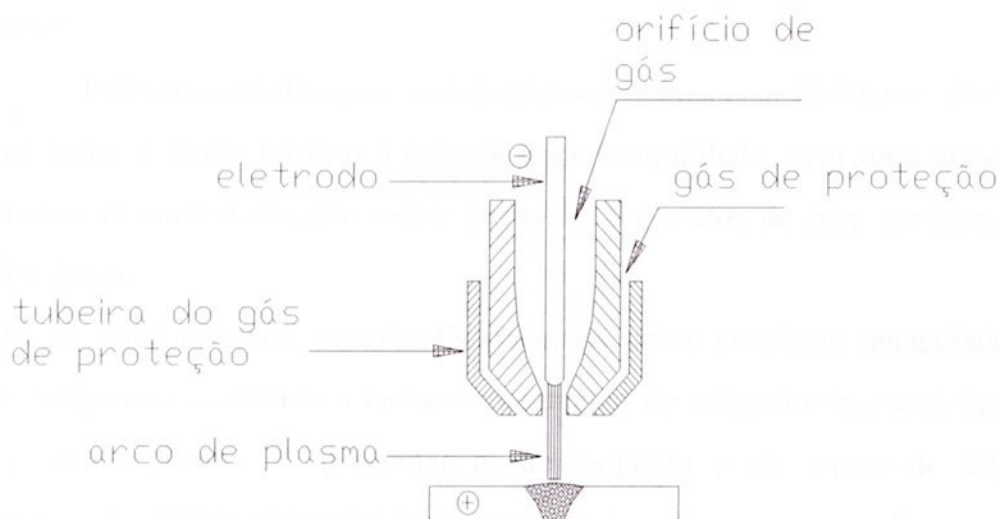


Figura 2.8 – Representação esquemática do processo de solda plasma

Com a solda plasma podemos unir muitos materiais comumente soldados pela solda TIG, incluindo aços carbono, aços de baixa liga, aços inoxidáveis, ligas de cobre, ligas a base de cobalto-níquel e ligas de titânio (AMS HANDBOOK, vol. 6, p.214).

O processo de solda plasma é usado principalmente para aplicações nas indústrias agro-químicas e farmacêuticas. Sua aplicação está na fabricação de tanques para armazenagem de petróleo, tanque de caminhões, “contêiner” de navios, estação de fonte nuclear e térmica, vagões de trens, entre outras. Todas essas aplicações se beneficiam da amplitude da qualidade oferecida pelo processo plasma, onde podemos destacar:(WEBER, 1991).

- a) pouca distorção;
- b) excelente qualidade de solda em que pode resistir a rigorosas inspeções;
- c) redução das operações de acabamento, e em muitos casos eliminação por completo.

Entre as considerações metalúrgicas podemos citar:(WEBER, 1991).

a) como a fusão torna o local sob uma neutralidade, com uma atmosfera rigorosamente controlada, não existe perda de elementos de liga, em particular níquel e cromo;

b) no caso de aços inoxidáveis podemos obter excelente tenacidade em baixas temperaturas, devido a baixa porcentagem de oxigênio do metal fundido pelo processo plasma. A porcentagem de oxigênio é da ordem de 80ppm, comparada com 500ppm para solda realizadas pelo processo a arco submerso;

c) a tenacidade é geralmente melhor quando soldamos vasos que serão utilizados em baixas temperaturas, como exemplo vasos que utilizam nitrogênio líquido.

A solda plasma com arco contristado, forma um arco colunar, onde a velocidade de plasma é de 4 à 10 vezes a do processo TIG. O processo de solda a plasma tem uma restrição principal à formação de arco duplo. Isto resultaria no decréscimo da densidade de corrente e da profundidade de penetração. A tocha utilizada na soldagem a plasma apresenta as seguintes características: alta temperatura na parte central do arco; gás quente no interior do revestimento; gás frio no revestimento externo (TSAY; CHEN; CHENG, 1991).

Dentre as vantagens oferecidas pelo arco contristado no processo de solda plasma sobre o arco não contristado usado no processo de solda a TIG, podemos citar:(ASM HANDBOOK, vol.6, p.215).

- a) maior concentração de energia;



- b) melhor estabilidade do arco, particularmente para níveis de correntes baixas;
- c) maior porcentagem de calor;
- d) utilização de correntes mais baixas;
- e) menor sensibilidade para variações do tamanho do arco;
- f) eliminação da contaminação por tungstênio;
- g) menor destreza do soldador para solda manual;
- h) não é exigido sólido apoio para obtenção de uma completa penetração, porque a técnica “keyhole” pode ser usada;
- i) menor aporte térmico para peça a ser soldada, possibilitando menor distorção.

Dentre as desvantagens oferecidas pelo arco contristado no processo de solda plasma sobre o arco não contristado usado no processo de solda TIG, podemos citar:(ASM HANDBOOK, vol. 6, p.215).

- a) alto custo do equipamento, geralmente de 2 à 5 vezes mais;
- b) precisa de grande conhecimento do soldador, ainda que, não necessariamente grande destreza por parte do soldador;
- c) grande diâmetro de tocha.

2.8.2.1 Técnica “Keyhole” ou Técnica do Furo

O processo “keyhole”, ilustrado na Figura 2.9, consiste em uma técnica de soldagem a plasma onde a força do arco gerado por um escoamento acentuado de gás perfura completamente a peça formando o “keyhole” (furo) que se fecha atrás do arco à medida que a tocha avança, devido a força de tensão superficial, assegurando penetração completa do cordão de solda (PINFOLD; JUBB, 1973).



Jatos de plasma de arcos elétricos apresentam curso de gás ionizado a altas temperaturas e altas velocidades. Na constrição artificial do arco, o efeito do plasma pode ser acentuado e resulta em uma fonte de calor de forma que o jato tenha alta intensidade, seja estável e unidirecional com temperaturas registradas entre 16.000°C e 33.000°C (GARCIA; LEITÃO JUNIOR; BOCALHÃO, 1998).

A variação no aquecimento do arco elétrico é transmitida para a placa uniformemente através de toda espessura da placa. Assim, provendo um considerável melhoramento na eficiência do aporte térmico comparado com o processo TIG (GONÇALVES; QUINTINO, 1989).

As forças que conduzem para formar e manter o furo são a pressão no feixe (P_F) relacionada com o fluxo de gás; a pressão de vapor (P_V) devido a vaporização da base e da aresta do furo e o recuo da pressão (P_r) devido a velocidade finita de partículas evaporando deixando a superfície. As forças que conduzem para o fechamento do furo são a pressão gravitacional e a tensão superficial (GONÇALVES; QUINTINO, 1989).

Para Gonçalves e Quintino (1989) a pressão e a corrente do arco são os principais parâmetros que influenciam nas características do furo tornando a velocidade de solda e o tamanho do arco com um papel secundário. Os mesmos autores, descrevem o início e o fechamento do furo, para diferentes espessuras e indicam que o aumento (início) e decréscimo (fechamento) da pressão do gás e corrente são diferentes e independentes da espessura da placa.

A maior vantagem da técnica “Keyhole”, ilustrado na Figura 2.9, é a habilidade de penetração rápida através de uma seção relativamente espessa para produzir um filete uniforme sem apoios mecânicos. Também a razão para profundidade de penetração com a largura da solda é muito grande, resultando no estreitamento da solda e ZTA (ASM HANDBOOK, vol. 6, p.219). Ainda temos a possibilidade de obter alta penetração de solda em um único passe em espessura

que qualquer outro processo de solda a arco usaria no mínimo dois passes e muitas vezes com diferentes processos e/ou o uso de metal de adição. Também para a técnica de solda a plasma “keyhole” não será preciso da preparação de placas, é possível o uso de juntas quadradas. Neste aspecto o furo representa uma economia no custo da produção, mas há necessidade de investimento em novos equipamentos (GONÇALVES; QUINTINO 1989). A presença da passagem do cordão de solda é a prova da completa penetração da junção e simplifica a inspeção da solda. Por causa do preciso controle que é exigido, a técnica “Keyhole” usualmente é feita automaticamente, embora a técnica “keyhole” possa ser feita por um soldador experiente. A técnica do furo, outro nome dado a Técnica “Keyhole” pode ser aplicada para aços carbono, aços de baixa liga, e aços inoxidáveis com espessura variando de 2,3mm à 8,2mm ou para placas espessa com juntas preparadas. Alumínio e ligas de alumínio poderão também ser soldadas usando a técnica “Keyhole” usando polaridade quadrada variável de corrente direta (ASM HANDBOOK, vol.6, p.219) e (GARCIA, LEITÃO JUNIOR; BOCALHÃO, 1998).

O gás hélio puro não é usado para a técnica “Keyhole” porque este possui uma massa baixa e isto dificulta a obtenção do furo (ASM HANDBOOK, vol.6. p.217).



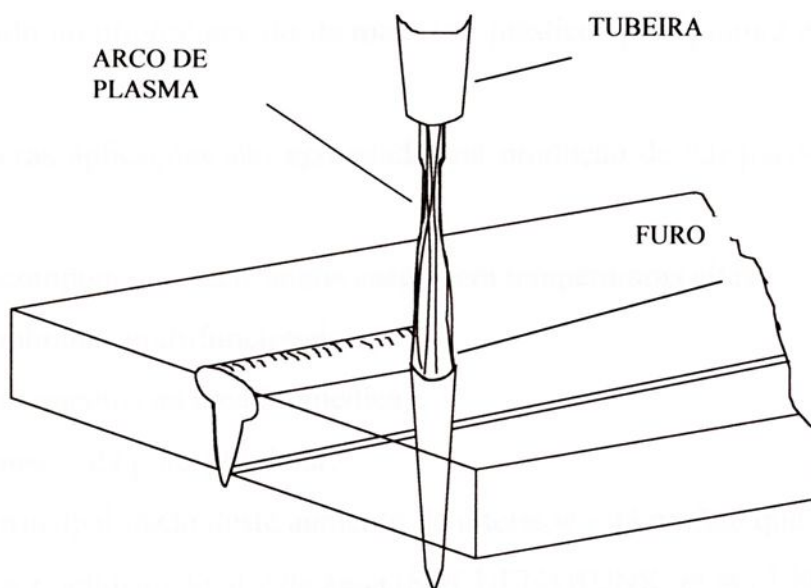


Figura 2.9 - Representação esquemática do cordão de solda a plasma com a utilizaçãõ do processo “Keyhole”

2.8.2.2 Tecnologia Plasma

A tecnologia a plasma tem alcançado com toda certeza muita importância devido a suas visíveis propriedades, onde encontramos um largo campo de aplicações nas áreas científicas e técnicas. Fontes de plasma com temperaturas ao redor de 10000°C são adaptadas para processamento de materiais, como fusão, corte, soldagem, revestimentos, eliminação de sucatas, “spraying”, refusão, purificação e um pouco na extração metalúrgica (HENNE, 1999; FAUCHAIS; VARDELLE; DENOIRJEAN, 1997).

Os processos a plasma estão cada vez mais reconhecidos e aplicados em vários setores industriais, eles são:

- a) de grande importância na microeletrônica;
- b) na fabricação de lâmpada de alta energia para iluminação;
- c) no melhoramento de ferramentas de corte;

- d) usado no pré-tratamento de materiais plásticos para pintura e colagem de adesivo;
- e) futuras aplicações são aguardadas na produção de “displays” de painéis planos;
- f) em componentes eletrônicos usados em temperaturas altas;
- g) membranas multifuncionais;
- h) experimentos na área biomédica;
- i) manuseio da poluição do ar.

A principal razão deste aumento de interesse está no fato que o processo a plasma evita a poluição do ar e da água.(SUCHENTRUNK, et al., 1997).

Para Suchentrunk, et al. (1997) os processos a plasma terão efeitos benéficos em diferentes setores industriais, até mesmo, na nanoindústria, assistida pela nano tecnologia do processo a plasma. Apesar do alto custo de investimento do processo a plasma, é muito provável torná-lo competitivo e com custo efetivo em comparação com processos convencionais, quando esta técnica for implantada em indústrias automobilísticas que possuem alto número de peças a serem tratadas.

2.9 GASES DE PROTEÇÃO

A composição do gás de proteção é selecionada de acordo com o material a ser soldado. Na Tabela 2.4 temos os tipos mais comuns de gases de proteção e misturas comercialmente praticáveis para soldagem TIG. A Tabela 2.5 relaciona a combinação de gás de proteção e gás de plasma para a solda plasma (BENNETT, 1990).



Tabela 2.4 - Gases de proteção comercialmente praticáveis para solda TIG

Metal	Ar	Ar e H	He	He e Ar	Ni	Ar e Ni
Aço Baixo Carbono	xx					
Aço Carbono	xx			x		
Aço Baixa Liga	xx			xx		
Aço Inoxidável	xx	xx	x	x		
Alumínio	xx		xx	xx		
Cobre	xx		xx	xx	x	x
Liga de Níquel	x	xx		x		
Titânio e Magnésio	xx		x			

xx → gás mais comumente usado e x → gás algumas vezes usado

Tabela 2.5 - Gás de proteção e gás de plasma para solda plasma

Material	Gás de Plasma	Gás de Proteção
Aço Baixo Carbono	Ar	Ar Ar / 2,5% H*
Aço Baixa Liga	Ar	Ar
Aço Inoxidável Austenítico	Ar	Ar / 2,5% H He*
Níquel e Liga de Níquel	Ar	Ar Ar / 2,5% H*
Titânio	Ar	Ar 75% He / 25% Ar*
Cobre e Liga de Cobre	Ar	Ar 75% He / 25% Ar*

* gás ou mistura de gases que pode ser usada

O processo plasma utiliza principalmente argônio como gás de proteção, devido a esse ser inerte de fácil ionização e de exigir baixa voltagem para sustentar a coluna de plasma. Outros gases também são aceitos, desde que combinados com o argônio, são eles: hidrogênio, hélio, oxigênio, gás carbônico. Tais misturas devem ser recomendadas dependendo de suas compatibilidades com o metal base (GRAIG, 1988).

A mistura de argônio e hidrogênio é usada na maior parte na prática como um gás de plasma. A mistura de argônio e hidrogênio tem sido ultimamente, cada vez mais usada, como uma proteção a gás na solda a arco de aços inoxidáveis austeníticos, aços ferríticos e martensíticos. Devido, a alta condutividade térmica do hidrogênio, o arco torna-se colunar e a concentração de energia é aumentada, acarretando uma maior penetração. A aparência da solda é conseqüentemente melhor. A adição de hidrogênio para uma atmosfera protetora pode, entretanto, provocar algumas dificuldades. A solubilidade do hidrogênio no metal fundido é muito alta. O hidrogênio em aços e em outros metais pode produzir bolhas e trincas (TUSEK; SUBAN, 2000).

O hidrogênio é um gás sem cor, sem cheiro, sem gosto, não é tóxico, é inflamável, é mais leve que o ar, é explosivo na mistura com ar e oxigênio em uma faixa muito larga. Tem a maior condutividade térmica de todos os gases, alta entalpia e é reduzido na combinação com o oxigênio impedindo a formação de óxido. O hidrogênio como gás de proteção é usado como um adicionador para outros gases, principalmente o argônio, e hélio em quantidades pequena. Com o argônio é usado em uma vasta extensão como gás de plasma, ou como um componente na mistura de hidrogênio e argônio para proteger a raiz na solda de aços inoxidáveis de alta liga (TUSEK; SUBAN, 2000).

A adição de hidrogênio no argônio produz um aumento na voltagem do arco, conseqüentemente, resultam em maior comprimento de arco e uma mudança



na forma do arco. A superfície do metal de solda é limpa e sem óxidos se o hidrogênio for adicionado ao argônio. Quanto maior a porcentagem de hidrogênio maior será a eficiência de fusão. A eficiência de fusão é maior também no caso de uma maior intensidade de corrente (TUSEK; SUBAN, 2000).

A adição de hidrogênio e argônio para aplicações em solda plasma é usualmente limitada entre 1% a 15% e as misturas típicas são 5%, 8% e 15% de hidrogênio no argônio. As principais razões, para utilização de gases de proteção são: (PINFOLD; JUBB, 1974).

a) proporciona uma redução da atmosfera na qual produz uma aparência de solda pura;

b) melhora a focalização do arco na qual produz um aumento da concentração do arco.

A mistura de hélio e argônio na faixa de 50% à 75% tem sido aplicada na técnica “Keyhole” na solda de titânio, permitindo uma maior velocidade do que o argônio puro e previne uma superfície de raiz côncava, em que é obtida com argônio puro algumas vezes (ASM HANDBOOK, vol.6, p.217).

O argônio é um gás sem cor, sem cheiro, sem gosto, não é inflamável, não é tóxico, é neutro e por isso não reage com outros elementos em combinação. Sua obtenção é da atmosfera, na qual sua ocorrência é de apenas 0,934%. Sendo 1,38 vezes mais pesado que o ar ele melhora em muito a eficiência da estabilidade da proteção do arco e da poça fundida. Devido a sua baixa energia de ionização, a ignição do arco é muito segura sob proteção de argônio. A sua condutividade térmica é muito baixa no qual afeta a forma do arco e a forma da solda. Em solda a arco com gás de proteção, o argônio assegura importantes desempenhos na maioria das vezes. Ele é usado como uma proteção básica com os gases O_2 , CO_2 , He_2 , H_2 (TUSEK; SUBAN, 2000).



2.10 INSPEÇÃO E PREPARAÇÃO DA JUNTA

É de grande importância a integridade estrutural de juntas soldadas, principalmente, vasos de pressão e tubos. Defeitos como trincas superficiais, trincas subsuperficiais, inclusões, poros, região de solda incompleta, tensões residuais macro e microestrutural em materiais metálicos, quando não reparados ou removidos podem conduzir a falha do material. O trabalho de governar e determinar o tamanho de defeitos, sua natureza, sua localização, a tensão na qual esta sujeita, são passos importantíssimos para a integridade estrutural dos vasos de pressão e tubos (RAJ; JAYAKUMAR, 1997).

Os defeitos podem ser originários do material bruto ou do trabalho sofrido pelo componente, podendo ser introduzido durante a usinagem, fabricação, tratamento térmico, na montagem, ou mesmo, ser resultado de uma combinação de condições de operações como irradiação, fadiga, fluência, corrosão sob tensão. Estes mecanismos estão associados com mudanças progressivas na microestrutura e sub-estrutura do local ou conduzem para a deterioração das propriedades mecânicas, início de trinca e sua propagação (RAJ; JAYAKUMAR, 1997).

Atualmente, existe uma larga variedade de técnicas de ensaios não destrutivos, como exame visual, teste de líquido penetrante, monitoramento por vibração, inspeção por partícula magnética, teste de ultra-som, teste por corrente parasita, raios-x e gama, emissão acústica, tomografia e até mesmo o uso de robôs em ambientes nocivo a vida humana são usados para avaliar e caracterizar estes defeitos (RAJ; JAYAKUMAR, 1997).



3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 MATERIAL

Neste trabalho, foram utilizadas chapas de aço 300M com as seguintes medidas 1200x200x3,3mm, obtidas no IAE-CTA. As chapas foram fabricadas pelo processo ESR, na indústria Villares Metals. Toda matéria-prima utilizada no experimento foi analisada inicialmente, segundo critérios de garantia de qualidade pelo AMR-CTA e pela siderúrgica Villares, quanto à composição química, microestrutura, dureza e dobramento recebendo o certificado de aceitação de número: CR22117.

O controle de recebimento é realizado para determinar as características metalúrgicas e dimensionais da chapa, devido ao processo de fabricação.

Primeiramente, a chapa foi recebida em forma de bobina, sendo recozida, (siderúrgica Villares) para dureza máxima de 20HRc. Os exames metalográficos foram feitos de acordo com a norma ASTM E3-(1995) e atacados com o reagente nital 3%. Os exames metalográficos mostraram a presença de decarbonetação superficial parcial, com profundidade máxima de 0,030.

Os métodos adotados para análise da composição química foram os indicados na Tabela 3.1:



Tabela 3.1 - Método de análise da composição química

Método	Elementos de Liga
Combustão Direta	C, S
Gravimetria	Si
Fotometria-ticianato-cloreto de estanho II	Mo
Fotometria azul de molibdênio	P
Absorção Atômica	Demais elementos

Com os dados da análise da composição química, (Tabela 3.2) verificou-se que o aço 300M apresentou a seguinte porcentagem em peso dos elementos de liga:

Tabela 3.2 - Composição química do aço 300M analisado porcentagem em peso

CQ	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Ni	V	Cu
CTA	0,38	0,74	0,007	0,001	1,54	0,79	0,35	1,65	0,03	0,04
Villares	0,37	0,83	0,007	0,001	1,69	0,84	0,38	1,78	0,08	0,04
AMS	0,40	0,60	0,01	0,001	1,45	0,70	0,30	1,65	0,05	0,35
6419E	0,45	0,90			1,80	0,95	0,50	2,00	0,10	

Como podemos verificar o aço 300M apresentou valor inferior na porcentagem de carbono, em comparação a norma AMS-6419E (1996). Isso fez com que a chapa fosse liberada com restrição, RNC-3346 (Relatório de não Conformidade). Além dos elementos de liga mencionados em norma, o aço 300M apresentou outros elementos de liga, indicados na Tabela 3.3:

Tabela 3.3 - Composição química do aço 300M com elementos de liga não mencionados pela norma

C.Quím.	Al	Nb	O	N	Sn	As	Sb	W	Ti
CTA	0,03	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	<0,01
Villares	0,02	<0,01	0,0015	0,0092	0,003	0,003	<0,01	<0,01	-----

Os resultados obtidos no ensaio de dobramento mostraram não ter fissuração ou ruptura. A verificação foi feita por exame visual e com auxílio de lupa.

Primeiramente, as chapas passaram, por um processo de limpeza, que consistiu nos seguintes passos:

- a) jateamento das chapas, por partículas de areia, para remoção de óxidos e resíduos superficiais.
- b) lixamento das bordas,
- c) limpeza com acetona, (acetona 52%, álcool anidrico hidratado 99°, água bi-destilada 10% e óleo de rícino 2%). Posteriormente, seguiu os processos técnicos que serão descritos a seguir.

3.2 PROCESSOS DE SOLDA

As chapas foram divididas em 6 partes, com as seguintes medidas 350x100x3,3mm, para preparação dos processos de solda. As chapas foram separadas em dois lotes que sofreram processos de soldagens distintos: TIG e plasma. O sentido de solda (Figura 3.1) utilizado foi transversal ao sentido de laminação da chapa em ambos processos de soldagens.



Figura 3.1 – Indicação do sentido do processo de solda

A Figura 3.2 indica o esquema entre corrente (A) e tempo (s) utilizados para os processos de soldagens a TIG e plasma.

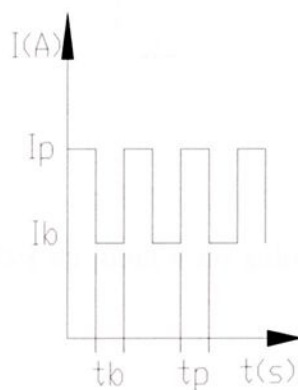


Figura 3.2 - Esquema representativo da corrente e o tempo para os processos de soldagens

3.2.1 Solda TIG

Para a solda TIG (Figura 3.3) houve a preparação do chanfro em “V” ($V=60^\circ$). A mesma foi realizada em três passes de solda, sendo dois passes externos e um passe interno. O passe interno é realizado sem metal de adição, sendo feito pelo lado da raiz do cordão de solda.

É importante frisar os seguintes aspectos:

- a) o processo de solda adotado é o TIG pulsado,
- b) foram obedecidos os mesmos critérios de soldagem utilizados na manufatura dos envelopes motores.
- c) o gás de proteção utilizado foi o argônio comercial,
- d) o eletrodo utilizado foi arame turballoy AMS 64J8, $\varnothing 0,89\text{mm}$.

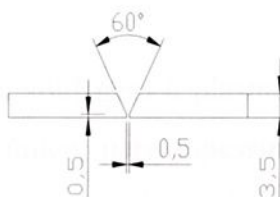


Figura 3.3 – Esquema e dimensões da junta a ser soldada pelo processo de solda TIG

A Tabela 3.4 mostra os parâmetros utilizados na soldagem TIG.

Tabela 3.4 - Parâmetros de solda TIG.

Parâmetros de Solda	1º Passe	2º Passe	3º Passe
Corrente de Pico (A)	255	215	240
Corrente de Base (A)	160	180	95
Tempo de Pico (s)	100	100	100
Tempo de Base (s)	100	100	100
Tensão (V)	14 - 16	14 - 16	14 – 16
Velocidade de Solda (mm/min)	486	350	410
Velocidade de Arame (mm/min)	836	2838	-----
Vazão de Gás do Lado Oposto (l/min)	15	15	15
Vazão de Gás na Tocha (l/min)	10	10	10

3.2.2 Solda Plasma

O método utilizado para soldagem a plasma foi a técnica “Keyhole”. Essa soldagem é feita com passe único, para espessura menor ou igual 6,4mm (Figura 3.4). A mesma é realizada sem metal de adição e não há preparação das juntas, apenas corte com guilhotina, portanto a solda apresenta junta de topo.



Figura 3.4 – Esquema e dimensões da junta a ser soldada pelo processo de solda plasma

A Tabela 3.5 mostra os parâmetros utilizados na soldagem a plasma

Tabela 3.5 - Parâmetros de solda plasma

Parâmetros de Solda	Valores
Corrente de Pico (A)	147
Corrente de Base (A)	90
Tempo de Pico (s)	0,09
Tempo de Base (s)	0,09
Vazão de Plasma (l/min)	1,5
Vazão de Proteção (l/min)	20
Vazão de Pulga (l/min)	7
Velocidade de Solda (mm/min)	200
Distância Tocha-Peça (mm)	4
Diâmetro do Bico (4,8 mm EWTh)	2,4

Os processos de soldagem foram realizados, no laboratório de solda da subdivisão de mecânica do Instituto de Aeronáutica e Espaço, (IAE-AME), sendo obedecida a norma AWS D13.1-61.

3.3 INSPEÇÃO POR RAIOS-X

Depois do processo de soldagem as chapas foram inspecionadas por raios-x, segundo o código ASME, SEÇÃO 5, com filme ASTM de classe I.

A análise por raios-x tem o objetivo de analisar a junta soldada, quanto a descontinuidades, tais como: trincas, poros, falta de penetração, falta de fusão, mordedura, inclusões metálicas e não metálicas, o que pode acarretar dados enganosos quanto a resistência mecânica do material soldado. O CTA tem procedimentos quanto à descontinuidade de solda; faz-se o reparo e uma nova

inspeção por líquido penetrante e por raios-x. Esse processo não foi qualificado neste trabalho, uma vez que não foi objetivo de analisar reparos em solda e as soldagens não apresentaram descontinuidades.

O processo reparo deve ser executado por um operador de solda treinado.

3.4 ALÍVIO DE TENSÕES NAS JUNTAS SOLDADAS

O alívio de tensões foi realizado em um forno tipo mufla, com controle eletrônico de temperatura, onde as chapas foram aquecidas até a temperatura de 630°C, com permanência de 2 horas na mufla, seguido de resfriamento ao ar calmo, ou seja, sem induzir corrente de ar. É necessário realizar o alívio de tensão uma vez que o processo de soldagem, deixa a região de solda com dureza elevada, devido ao ciclo térmico do processo de soldagem, onde, é empregada alta temperatura e seu resfriamento é ao ar, até a temperatura ambiente.

A diminuição de dureza do cordão de solda e metal base, facilita o futuro processo de usinagem, evitando o desgaste acentuado da ferramenta de corte, que no caso foi utilizada pastilha de metal duro.

A Figura 3.5 indica o ciclo térmico para o alívio de tensões empregado na soldagem.



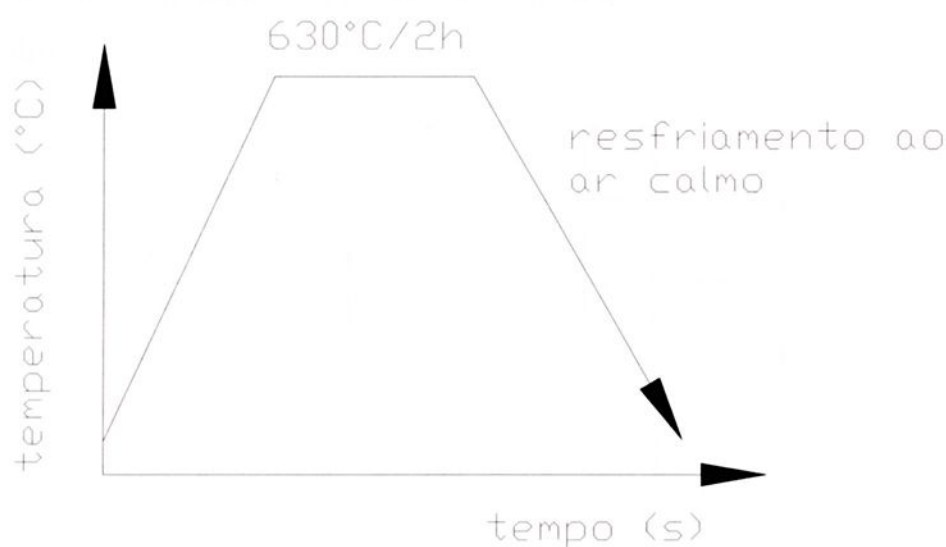


Figura 3.5 – Ciclo térmico utilizado para o alívio de tensões das juntas soldadas do aço 300M pelos processos TIG e plasma

3.5 USINAGEM DOS CDP'S

Para usinagem foram desprezadas as pontas de todas as chapas, tanto as soldadas a TIG, como as soldadas a plasma. Posteriormente as chapas foram cortadas em tiras de 150x35x3,3mm.

É importante salientar que o cordão de solda ficou na metade do cdp, evitando possíveis resultados enganosos.

Os cdps foram retirados no sentido de laminação da chapa, sendo que a confecção dos cdps obedeceu a norma ASTM E8M-(1995), tendo as dimensões indicadas na Figura 3.6. O cdp não apresenta entalhe, uma vez que o entalhe é um concentrador de tensão, e com certeza influenciaria nos resultados, apresentando

uma resistência inferior, àquela apresentada, com cdp sem entalhe. Foram usinados 45 cdps.

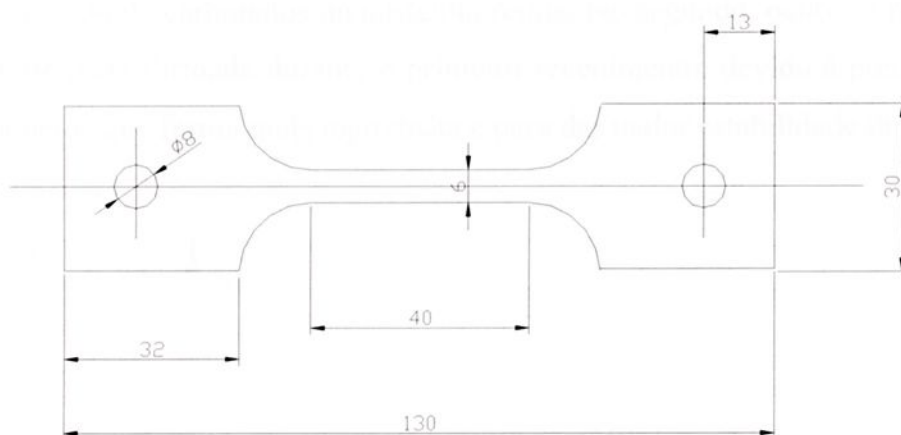


Figura 3.6 - Forma e dimensões (mm) do CDP

3.6 TRATAMENTO TÉRMICO

Todos os cdps, independente da situação soldados ou não soldados, foram tratados em conjunto, na empresa Coopertratt.*

As Figuras 3.7 e 3.8 mostram as seqüências dos tratamentos térmicos utilizados, que consistiu na austenitização a 930°C por 30 min, seguido de um resfriamento ao ar (normalização), produzindo uma maior homogeneização da estrutura; a seguir, outra austenitização a 980°C por 40 min, seguido de resfriamento ao óleo (têmpera em óleo), seguido de duplo revenido a 280°C por 2 horas, com intervalo de 1 hora entre os revenimentos.

O objetivo desse tratamento é conseguir uma estrutura martensítica revenida, com ótima combinação de resistência e tenacidade. A estrutura martensítica obtida na têmpera, apresenta alta dureza e é extremamente frágil, o

* Coopertratt: Cooperativa Industrial de trabalhadores em Trat. Térmico e Transformação de Metais – Rua São Marcos, 210, CEP:09913-050, Diadema-SP. (0xx11)4057-5801 / FAX:456-2962.

que torna essa estrutura sem emprego prático. O primeiro revenimento é para aliviar as tensões internas provocadas pela têmpera, revenimento da martensita e precipitação de carbonetos na austenita retida. No segundo, ocorre o revenimento da martensita formada durante o primeiro revenimento, devido à precipitação de carbonetos que forma mais martensita e para dar maior estabilidade dimensional.

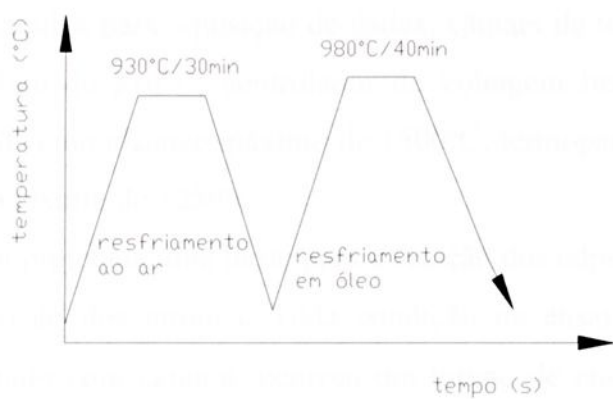


Figura 3.7 - Ciclo de normalização e têmpera

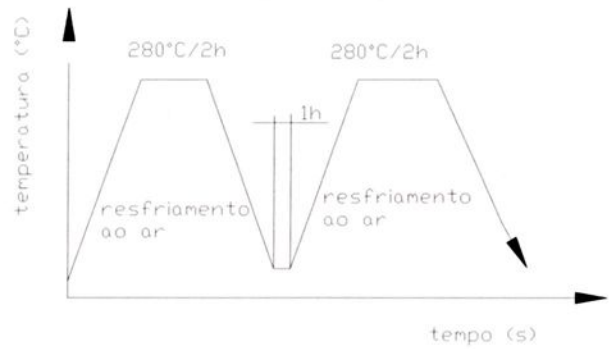


Figura 3.8 - Ciclo de revenimento

3.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados no IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares), no CCTM (Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais). Os equipamentos empregados nos ensaios foram: uma máquina Instron 4400 com capacidade de 10Ton, com um microcomputador acoplado ao sistema da máquina para aquisição de dados; câmara de temperatura Instron com alcance máximo de 310°C; controlador de voltagem Instron; forno bi-partido, modelo GGGC com alcance máximo de 1500°C; termopar do tipo K e pirômetro com alcance máximo de 1250°C.

Foi projetada uma haste para a fixação dos cdps, segundo a Figura 3.9, para a realização dos ensaios. Toda condição de ensaio para temperatura de 250°C, realizado com câmara, ocorreu um tempo de encharque, entre 45min à 55min, tempo necessário para estabilizar a temperatura e só depois disso houve a realização do ensaio. Para a temperatura de 500°C o tempo de encharque foi aproximadamente de 10 minutos. Nos ensaios em temperaturas superiores à ambiente, foi utilizado um termopar do tipo K.



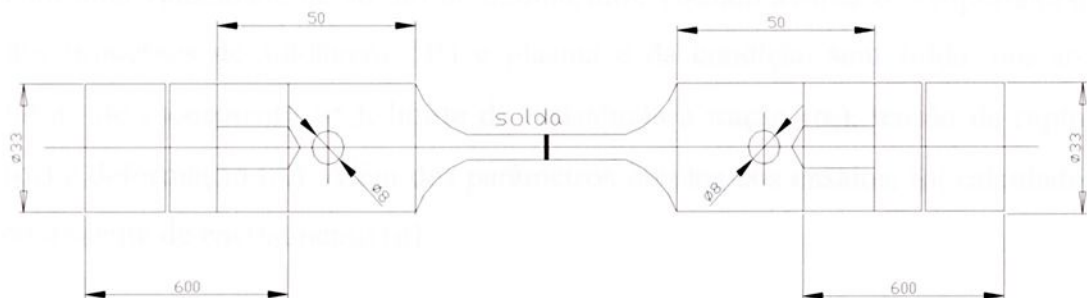


Figura 3.9 – Esquema ilustrativo de fixação do cdp

Para o ensaio foi estabelecida uma seqüência de não repetir, a mesma condição de solda, ou sem solda, caso apresentasse algum problema de aquisição de dados, esse não interferia no futuro processo de análise dos dados.

Foram realizados ensaios em três temperaturas distintas: ambiente, de 250°C e 500°C. Cálculos termodinâmicos mostram que durante o voo o VLS, atinge temperaturas em torno de 250°C, nas superfícies externas dos envelopes motores. Existe interesse em conhecer a resistência mecânica em temperaturas maiores, visando projeto futuro. A Tabela 3.6 mostra o plano de ensaio.

Tabela 3.6 – Plano de Ensaio

Temperatura °C	Ensaio de Tração (MPa)		
	TIG	PLASMA	Sem Solda
25	3	3	3
250	3	3	3
500	3	3	3

A caracterização mecânica envolveu a realização de ensaios de tração para temperaturas mencionadas na Tabela 3.6. A carga aplicada foi monotônica e com uma velocidade de ensaio de 0,5mm/min, visando avaliar o comportamento dos processos de soldagem TIG e plasma e da condição sem solda, quanto a limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), tensão de ruptura (σ_r) e deformação (A). Além dos parâmetros obtidos dos ensaios, foi calculado o coeficiente de encruamento (n).

3.8 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A caracterização da fratura dos materiais consistiu na realização de exames no MEV (Microscópico Eletrônico de Varredura), para todas condições de ensaio, uma vez que o exame de fractografia ilustra o processo e fornece evidência do mecanismo de falha. Neste trabalho a análise microscópica foi para observar a superfície de fratura, para ajudar na identificação do modo de falha, em função da temperatura empregada no ensaio.

Todo processo de fractografia foi realizado no IAE-AMR-CTA, usando para isso um microscópio eletrônico de varredura, da marca ZEISS DSM 950, onde a imagem da superfície de fratura é capturada e em seguida transmitida a um microcomputador.

As amostras utilizadas para a realização das análises por microscopia eletrônica de varredura foram limpas com acetona PA. Tal limpeza é necessária devido à aplicação de esmalte para proteção da superfície de fratura contra corrosão, uma vez que o aço 300M é susceptível a tal fenômeno. Para efetuar a limpeza usou um aparelho de ultra-som contendo água, dentro do mesmo, um béquero contendo a solução de acetona PA com a amostra.



Toda amostra foi cortada com disco abrasivo, tendo o cuidado de utilizar refrigeração, evitando-se o aquecimento e o encruamento.

3.9 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA

Os ensaios foram realizados no laboratório de metalografia IAE-AMR-CTA, no microscópio da marca LEICA DMRXP para digitalização das microestruturas dos processos de solda TIG e plasma. O microscópio é acoplado a um microcomputador. Usou-se também, um estereoscópio da marca ZEISS STEMI SV11 MC80, para fotografar a região de solda, com tempo de exposição para foto próxima de 6 segundos. As superfícies das amostras extraídas receberam a seqüência de lixamento com granulação de 80, 150, 320, 400, 600. Passando em seguida para a politriz com pasta de diamante e na seqüência sílica. Após o polimento cada amostra foi atacada por imersão, com o reagente nital a 3%, com tempo de 3 segundos, e logo em seguida lavada com água corrente e secada com ar comprimido seco.

A caracterização para análise microestrutural da região de solda, foi realizada extraíndo-se cdp's transversais ao cordão de solda.

3.10 ANÁLISE DE MICRODUREZA

Os ensaios foram realizados no laboratório de metalografia IAE-AMR-CTA, no microdurômetro digital "microhardness tester FM", em escala Vickers. Utilizando-se carga de 100g, com espaçamento de 0,5mm entre as medidas, para cada condição avaliada na extensão compreendida de ZF, ZTA, MB (Figura 3.10), por um tempo de aplicação de carga de 15 segundos. As diagonais das impressões foram medidas no visor do aparelho, sendo que o próprio aparelho fornece a medida de dureza, nas escalas Vickers (Hv) e Rockwell C (HRc).



A verificação das morfologias de solda, bem como o levantamento do perfil de dureza das seções de solda, ou seja, ZF, ZTA e MB; nas condições soldado a TIG, soldado a plasma e sem solda; foram realizadas, após tratamento térmico.

As mesmas amostras embutidas para microscopia óptica foram usadas para análise do perfil de microdureza.

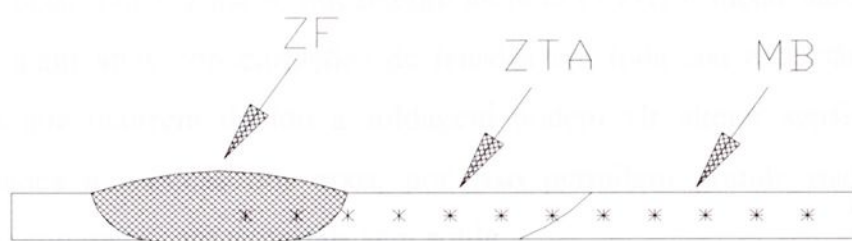


Figura 3.10 – Esquema ilustrativo de medida de microdureza para seção transversal de solda

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Atualmente a soldagem e a exposição de materiais a altas temperaturas encontram-se inevitavelmente envolvidos em processos industriais e são utilizados em vários segmentos de diversos setores industriais, tais como: geração de energia, alimentícia, aeronáutica, automobilística, química, petrolífera, aeroespacial entre outras. Dentre as causas de falha de componentes que trabalham em altas temperaturas a solda apresenta um grande percentual.

A região da solda tem um fator relevante na constituição estrutural de componentes, formada por uma microestrutura heterogênea, que é composta de zona de fusão (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB), que proporcionam altas concentrações de tensões em toda sua extensão. Os ciclos térmicos que ocorrem devido a soldagem podem vir alterar sensivelmente as propriedades mecânicas dos aços, por isso permitem grande risco de falha, quando comparada com materiais sem solda.

Do ponto de vista da engenharia, o comportamento mecânico dos metais em altas e baixas temperaturas é de grande interesse para a compreensão das leis que governam os comportamentos mecânico e de fratura dos materiais.

O Conhecimento do comportamento de componentes soldados que trabalham com temperatura elevadas contribui para diminuição e/ou eliminação de falha catastrófica, que muitas vezes envolve perda de vidas humanas.

Os dados para uma melhor compreensão do comportamento mecânico (resistência mecânica e fratura) do aço 300M nas condições sem solda e soldado pelos processos TIG e plasma, foram verificados neste trabalho para temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C, utilizando-se ensaios de tração. Para o desenvolvimento deste trabalho usou-se os mesmos procedimentos adotados no processo de fabricação dos envelopes motores, utilizados pelo CTA, em suas missões espaciais.



4.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

A Tabela 4.1 mostra a média dos resultados obtidos nos ensaios de tração e seus desvios. Com a variação da temperatura foram obtidas as propriedades mecânicas, tais como:

- limite de resistência à tração (σ_t);
- limite de escoamento (σ_e);
- tensão de ruptura (σ_r);
- deformação total (ϵ);
- coeficiente de encruamento (n).

Para confecção dos gráficos apresentados nas Figuras 4.1 à 4.8, utilizou-se a média de três dados obtidos nos ensaios segundo suas temperaturas. Foi realizada análise estatística do desvio padrão dos dados obtidos, usando a fórmula do desvio padrão da amostra. Para o cálculo do intervalo de confiança foi utilizada a distribuição “t” de student ($t_{n-1,\alpha}$), conforme a equação (4.1), onde $n=3$ e $\alpha=0,10$.

$$e_0 = t_{n-1,\alpha} \cdot \frac{Sx}{\sqrt{n_a}} \quad (4.1)$$

Sx:Desvio padrão

n_a :número de amostras

e_0 :erro calculado pela equação de “student”

$t_{n-1,\alpha}$:probabilidade



Tabela 4.1 – Resultados dos ensaios de tração

Temp. (°C)	Plasma			TIG			Sem Solda		
	25	250	500	25	250	500	25	250	500
σ_c (MPa)	1615±11,6	1486±17,9	813±89	1650±20,1	1533±120,9	793±39,3	1620±4,0	1643±82,6	778±54
σ_t (MPa)	1890±30,7	1863±40,9	936±44,0	1899±44,3	1937±134,3	945±118,7	1949±33,2	2090±109,3	894±34,2
σ_r (MPa)	1711±131,5	1850±43,6	470±52,5	1747±48,0	1923±124,0	494±122,6	1814±18,3	2084±118,7	451±30,7
A (%)	3,73±0,79	6,36±1,33	14,24±0,89	3,49±0,46	6,81±0,16	13,94±0,90	4,30±0,81	6,67±1,60	15,47±1,70
n	0,079±0,008	0,081±0,002	0,059±0,006	0,068±0,005	0,080±0,015	0,063±0,005	0,075±0,004	0,080±0,007	0,063±0,005

4.2 ANÁLISES DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os resultados do ensaio de tração à temperatura ambiente apresentados nas figuras 4.1 e 4.2 permitem observar, inicialmente, que os índices de resistência mecânica atingidos nos ensaios estão atendendo os valores especificado pela norma AMS-6419E ($\sigma_{e0,2}=1586\text{MPa}$ e $\sigma_t=1931\text{MPa}$), para condição sem solda . Pode-se verificar, que os valores obtidos para o limite de escoamento (σ_e) está acima do mínimo estabelecido e o limite de resistência a tração (σ_t) está ligeiramente abaixo, porém com valores próximos aos valores estabelecidos pela norma para o aço no estado temperado e revenido, nas condições soldadas a TIG e plasma.

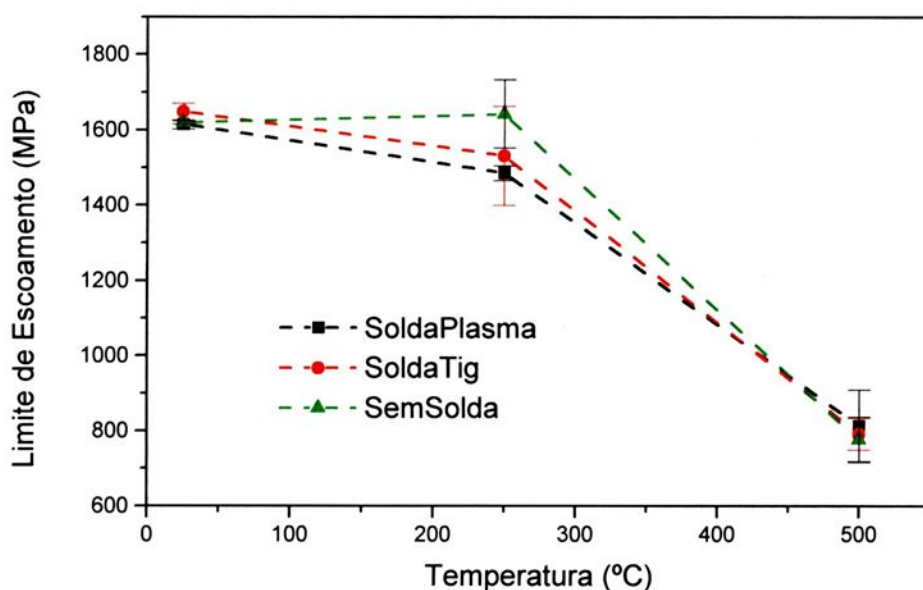


Figura 4.1 – Variação do limite de escoamento em função da temperatura

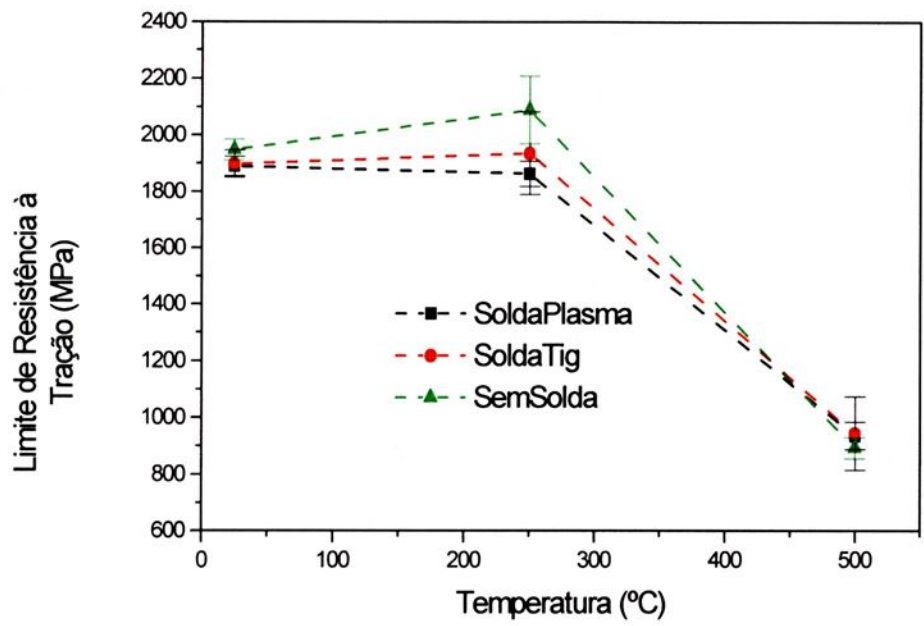


Figura 4.2 – Variação do limite de resistência a tração em função da temperatura

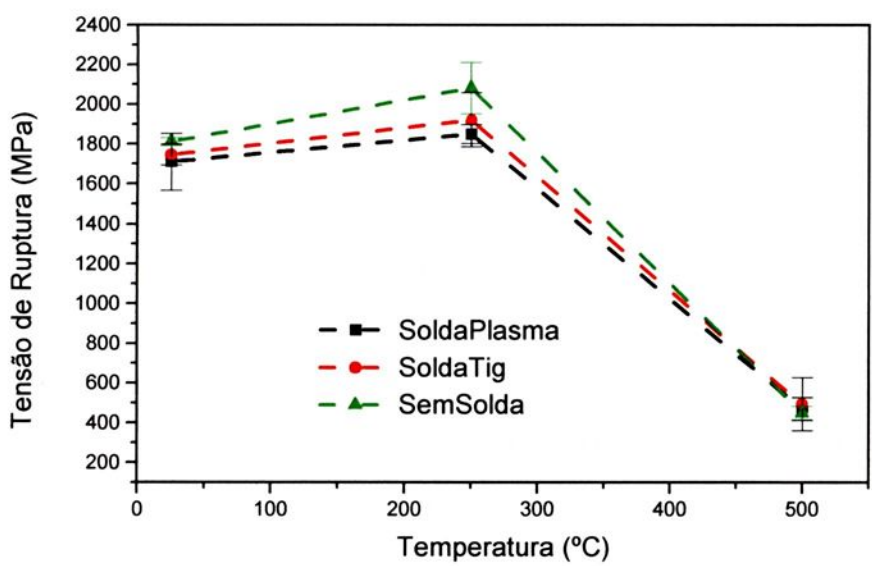


Figura 4.3 – Variação da tensão de ruptura em função da temperatura

Outro fato que pode ser verificado através das Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 é que a solda plasma, apresentou dado de resistência (σ_e , σ_t , σ_r) praticamente idênticos com a solda TIG e ao material sem solda nas temperaturas de 25°C e 500°C e que o aumento de temperatura torna o material menos sensível a variação do processo de manufatura.

A 250°C a diferença dos valores de resistência mecânica (σ_e , σ_t , σ_r) foi mais visível. Através das análises das Figuras 4.1, 4.2, 4.3 pode-se verificar que as condições soldadas apresentaram uma tendência de permanecer com os níveis de limite de resistência a tração praticamente constante até a temperatura de 250°C e com um leve declínio para o limite de escoamento, apresentando um declínio acentuado para temperatura de 500°C, tanto para o limite de resistência a tração, como para o limite de escoamento. No entanto pode-se verificar claramente um aumento de resistência mecânica para o material sem solda quando ensaiado a 250°C. De forma geral com os dados obtidos dos ensaios verifica-se que as propriedades mecânicas (σ_e , σ_t , σ_r) Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 apresentaram pequena variação até a temperatura de 250°C, mas com o aumento de temperatura foi verificada uma queda acentuada de suas propriedades mecânicas. Este efeito ocasionado pode ser atribuído ao processo de revenimento da martensita que torna o material mais dúctil, onde estão envolvidos processos de precipitação de carbonetos, decomposição da austenita retida, recuperação e recristalização da martensita.

O comportamento das amostras TIG e sem solda quando ensaiadas a 250°C mostraram um efeito antagônico, uma vez que pode ser verificado através dos resultados apresentados na figura 4.2 um aumento de resistência mecânica que acompanhou o aumento da temperatura de ensaio. Este aumento de resistência pode ter sido atribuído aos seguintes fatores:

a) **instabilidade da austenita retida.** Em seu trabalho Barbacki e Mikolajski (1998) investigando por dilatometria um aço com 0,5% C e 1,5% Si mostrou que quando existe a presença de austenita retida, esta pode se transformar gradualmente durante o subsequente aquecimento até 350°C. Essa transformação praticamente cessa depois de 3 horas de aquecimento e apresenta-se na forma de filmes finos e grossos. A morfologia da austenita retida do tipo de filmes finos e do tipo grossa, é devido a exposição a temperatura e ao tempo (TOMITA;OKAWA, 1993) e pode provocar uma transformação da austenita retida em martensita, a qual possui resistência mecânica superior, embora, seja, uma estrutura metaestável, frágil, não apresentando deformação pode ter contribuído para o aumento de resistência das amostras estudadas neste trabalho. A ocorrência de transformação de austenita em martensita dá-se durante o tratamento térmico de têmpera, martêmpera ou revenimento. Isto pode ser explicado baseado na transformação de fase do aço durante o processo de têmpera ou de martêmpera, onde a estrutura cristalina do aço muda imediatamente de cúbica de face centrada (cfc→ γ) para tetragonal de corpo centrado (tcc). Pode ser admitida como uma estrutura intermediária do aço entre as fases normais do ferro, cúbica de corpo centrado (ccc) e cúbica de face centrada (cfc). Ao mesmo tempo, uma grande quantidade de distorção ocorre durante a formação de placas de martensita, na qual conduz ao rápido aumento de dureza e de resistência. A bibliografia básica descreve a estrutura martensítica como uma solução supersaturada de carbono num reticulado tetragonal de corpo centrado (tcc), cuja relação dos parâmetros da rede para os aços carbono pode ser definida pela equação (4.2) (Rothery, 1968).

$$c/a = 1 + 0,0467 * (\%C \text{ em peso}) \quad (4.2)$$



Krauss e Saeglitz (1997) estudando aços da série 43xx, temperados (936°C por 20min) e revenidos em temperaturas de 150°C, 175°C e 200°C, também verificaram um ligeiro aumento do limite de escoamento com o aumento da temperatura de revenimento e atribuíram isso a austenita retida, que sofreu transformação por deformação plástica. Em outro trabalho Krauss (1999) verificou o aumento do limite de escoamento para o final da temperatura de revenimento de primeiro estágio e atribuiu isso a transformação da austenita retida em cementita e ferrita.

Os pesquisadores: Sugimoto (1993), Tomita e Okawa (1993) e Malakondaiah; Srinivas; Rama Rao (1997) verificaram que a austenita retida pode exercer influência no comportamento mecânico do material. Segundo os pesquisadores a transformação da austenita retida (cfc) em martensita (bcc) provocada pela deformação mecânica, relaxa as tensões internas, dificultando o avanço de uma trinca em direção a martensita.

b) Precipitação de carbonetos. Em aços baixa liga que apresentam temperatura M_s muito acima da temperatura ambiente, caso do aço 300M (Figura 2.3), a mobilidade do carbono é uniforme, suficiente para causar precipitação de cementita (Fe_3C) na microestrutura martensítica. No trabalho de Lee e Su, usando o aço 4340, aço que deu origem ao aço 300M, em condições semelhantes a deste trabalho, encontraram precipitação de carbonetos “ ϵ ” revenindo a 200°C por 2 horas. Este carboneto foi encontrado na rede cristalina martensítica, a qual mostra alta densidade de discordância e menor deslocamento das células. Para o revenimento a 300°C por 2 horas Lee & Su (1999) também verificaram a ocorrência de precipitação de carbonetos dendríticos (Fe_3C – ortorrômbico).

A composição química do aço 300M apresenta alto teor de Si (1,70), sendo o Si um forte estabilizador do carboneto “ ϵ ” por retardar a formação da

cementita (o Si faz parte da estrutura do carboneto “ ϵ ”), a ponto deste ainda estar presente na microestrutura após temperaturas de revenimento de 400°C em aços com 1,2 % Si. O carboneto “ ϵ ” é um precipitado semi-coerente que confere uma combinação relativamente elevada de resistência e tenacidade (TOKIMATSU, 1995). Portanto o aumento do limite de resistência observada na condição sem solda, ensaiada a 250°C, pode ter sido ocasionada pela precipitação destes carbonetos.

Datta (1981) em seu trabalho com aço 4340 observou uma quantidade significativa de carboneto “ ϵ ” em temperaturas de austenitização elevadas, quando comparadas com a microestrutura decorrente de austenitização convencional. Datta (1981) fundamentou que a melhora da tenacidade a fratura é devido a presença do carboneto “ ϵ ”, partindo do pressuposto de que o carboneto “ ϵ ” se constitui numa barreira muito resistente à movimentação de discordâncias, que causa o endurecimento por precipitação.

A precipitação de partículas finas produz maior resistência do que partículas grossas, esse aumento de resistência é atribuído aos fatores da maior probabilidade da intersecção do movimento das discordâncias entre partículas, devido ao menor espaço entre as mesmas; e a maior resistência a fratura de partículas menores, pois o maior espaço entre as partículas torna menos efetivo o movimento das discordâncias para as barreiras.

É importante ressaltar que as amostras ensaiadas a 250°C neste trabalho apresentaram um tempo de encharque, entre 45 à 55 minutos. Tempo necessário para estabilizar a temperatura de ensaio, realizado em câmara. É relevante mencionar, que o ciclo de tratamento térmico usado para o desenvolvimento do trabalho, proporciona maior volume de austenita retida, ou seja, a austenitização em alta temperatura (980°C), seguida de resfriamento em óleo, retém uma maior quantidade de austenita, quando comparada com uma temperatura de

austenitização mais baixa (870°) e meio de resfriamento drástico, como a água ou salmoura (TOKIMATSU, 1995). Outro fato semelhante foi constatado por Nam et al. (1998), com aço mola de alta resistência, com composição química semelhante a do aço 300M, onde ocorreu precipitação de VC para revenimento à 300°C por 30 min. Para uma completa definição do assunto, uma investigação mais aprofundada através de MET e difração de raios-x nos ajudaria a fornecer dados mais conclusivos.

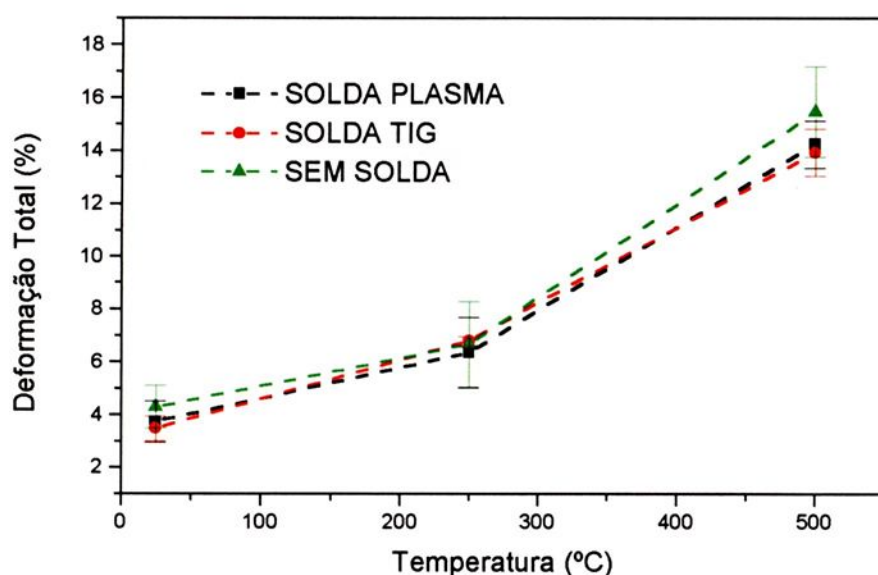


Figura 4.4 – Variação da deformação total em função da temperatura

Para a deformação total (Figura 4.4) nota-se que quanto maior a temperatura, maior será a deformação sofrida pelo material. Em temperaturas baixas as imperfeições e contornos de grãos interferem mais no escorregamento de planos cristalinos, do que para temperaturas altas. Com a agitação térmica dos cristais em temperaturas elevadas temos um rearranjo de sua estrutura, permitindo que discordâncias passem de um plano para outro, ou até mesmo desapareçam,

fazendo com que o escoamento plástico ocorra mais facilmente, devido a mobilidade das discordâncias. Com esse aumento de deformação, devido ao aumento de temperatura, podemos afirmar também que: com o aumento de temperatura o material torna-se mais dúctil.

A Figura 4.5 mostra a variação do coeficiente de encruamento com a temperatura de ensaio. Para o cálculo do coeficiente de encruamento (n) lançou-se mão da curva tensão-deformação verdadeira do aço 300M e fazendo uso da equação de Ludwik, que relaciona o limite de resistência máxima para uma deformação uniforme, e assim, podendo obter a equação para uma deformação máxima. Quando o limite de resistência é excedido, a deformação torna-se local para a região da estricção, e o material nesta região não está puramente sujeito à tensão uniaxial, mas a um complicado sistema de tensão triaxial com tensão de cisalhamento, no qual a máxima tensão ocorre no centro da seção resistente a carga.

$$\sigma_v = K \cdot \epsilon_v^n \quad (4.3)$$

σ_v : tensão verdadeira

ϵ_v : deformação verdadeira

k: coeficiente de resistência

n: coeficiente de encruamento

É bem conhecido que o coeficiente de encruamento (n), uma das constantes da equação de Ludwik (4.3), que descreve a forma da curva tensão - deformação verdadeira, é um dos sinais indicadores da deformabilidade do material para o processo de conformação mecânica. Na figura 4.5, verifica-se, um aumento do coeficiente de encruamento até a temperatura de 250°C e um declínio acentuado para temperatura de 500°C para os materiais soldados a TIG, plasma e sem solda. Com o aumento da temperatura ocorre o fenômeno do amolecimento

térmico, e redução do coeficiente de encruamento, o que torna o material facilmente deformável, o que leva ao aumento de deformação. O mesmo fato foi verificado na pesquisa de Lee e Yeh (1997), que verificou também decréscimo do coeficiente de encruamento com o aumento da taxa de deformação, com o aço AISI 4340.

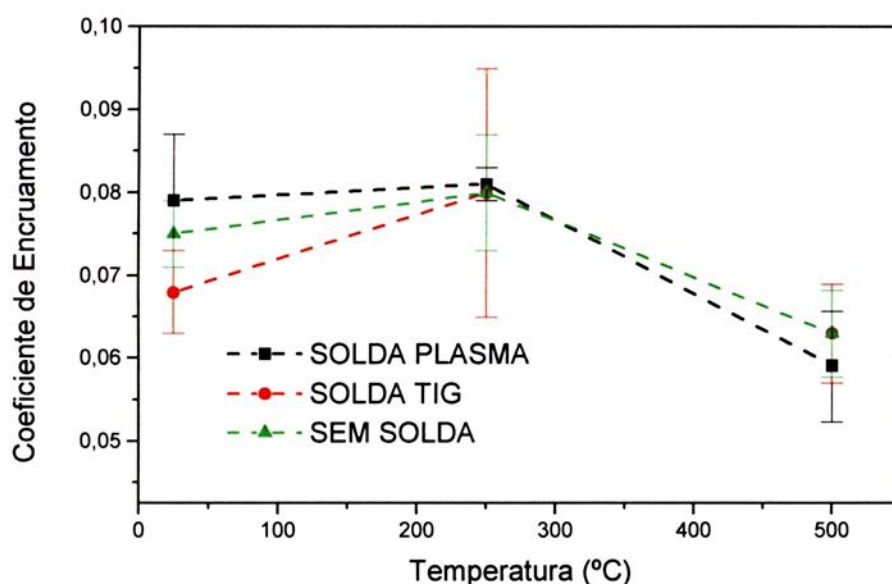


Figura 4.5 – Variação do coeficiente de encruamento em função da temperatura

Fato análogo e de grande importância acontece quando fazemos uso de altas temperaturas de revenimento (YOUNGBLOOD; RAGHAVAN; (1977); LEE; SU, (1999), isso mostra que a temperatura de revenimento deve ser selecionada de modo a possibilitar um valor ótimo de tenacidade e resistência mecânica.

O espalhamento grande na Figura 4.5 é decorrência da maneira manual de obtenção dos dados de tensão e deformação da curva $\sigma \times \epsilon$ verdadeira, onde foram usados escala milimetrada e jogo de esquadro, levando a erros de paralaxe.

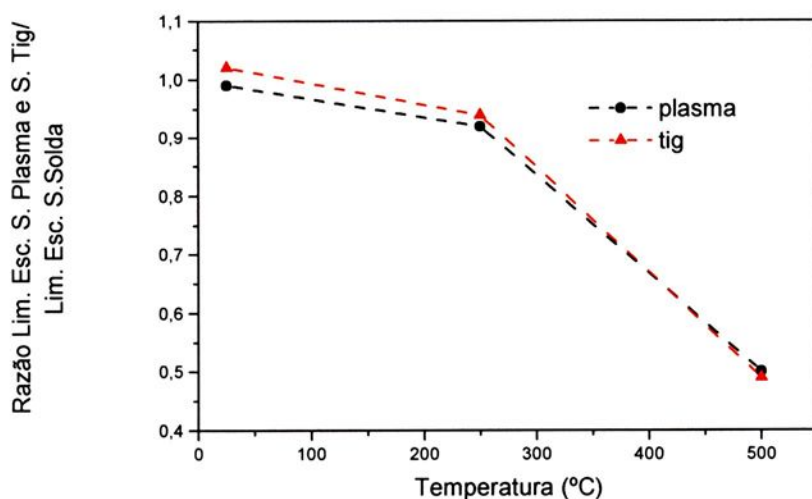


Figura 4. 6 – Razão do limite de escoamento do material soldado a TIG e a plasma nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C pelo limite de escoamento do material sem solda na temperatura de 25°C

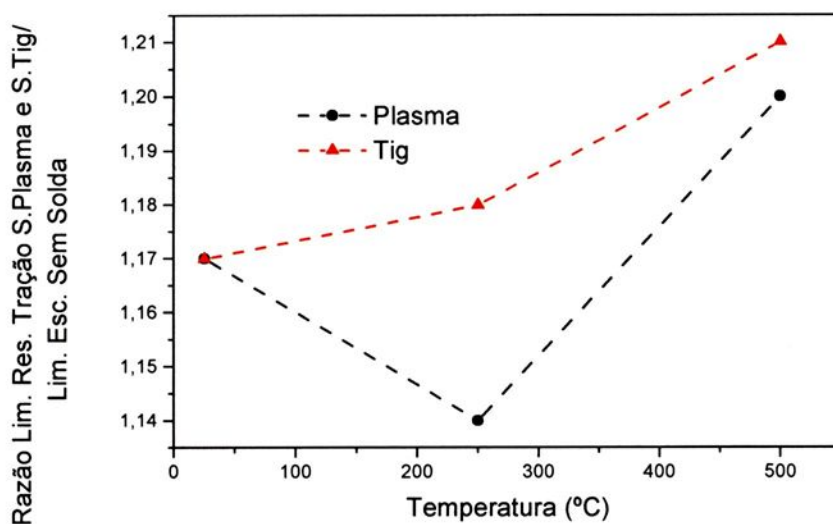


Figura 4.7 – Razão do limite de resistência a tração do material soldado a TIG e a plasma nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C pelo limite de escoamento do material sem solda na temperatura de 25°C.

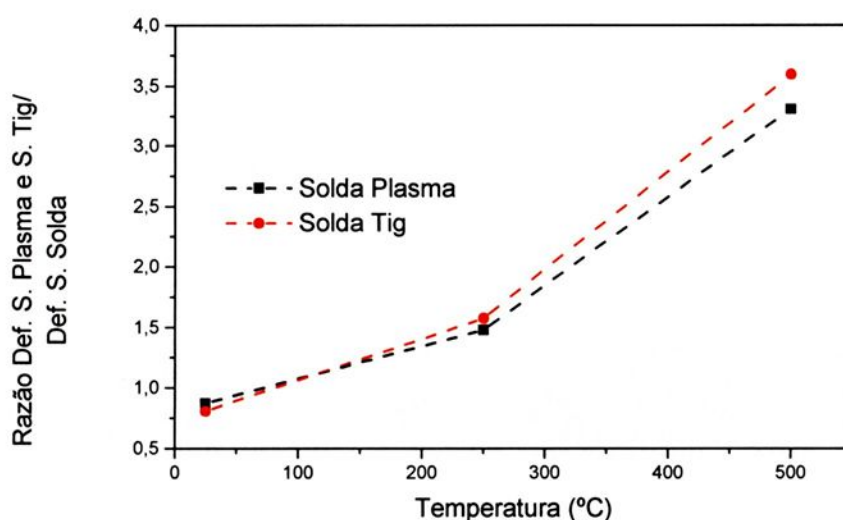


Figura 4.8 – Razão da deformação total do material soldado a TIG e a plasma nas temperaturas de 25°C, 250°C e 500°C pela deformação total do material sem solda na temperatura de 25°C.

De uma forma geral os valores de resistência mecânica obtidos para amostras soldadas pelo processo a plasma apresentaram valores ligeiramente inferiores quando comparado com as amostras soldadas pelo processo TIG e sem solda. No entanto os valores inferiores de resistência mecânica, da solda plasma, provavelmente não comprometem a manufatura do envelope motor, pois as relações mostradas nas Figuras 4.6 à 4.8 fornecem valores muito próximos.

Outra análise visível apresentada é o comportamento das soldas TIG e plasma em acompanhar o comportamento do material sem solda. O fato acima fornece condições da integridade dos processos de soldagem, para os parâmetros de solda utilizados na manufatura dos envelopes motores.

4.3 ANÁLISE MICROSCÓPICAS DAS REGIÕES DE SOLDA

Com ataque dos cdps com a solução de nital a 3%, foi constatado que as diferenças morfológicas são notáveis entre os dois processos de solda TIG e plasma Figura 4.9 “a” e “b” respectivamente.

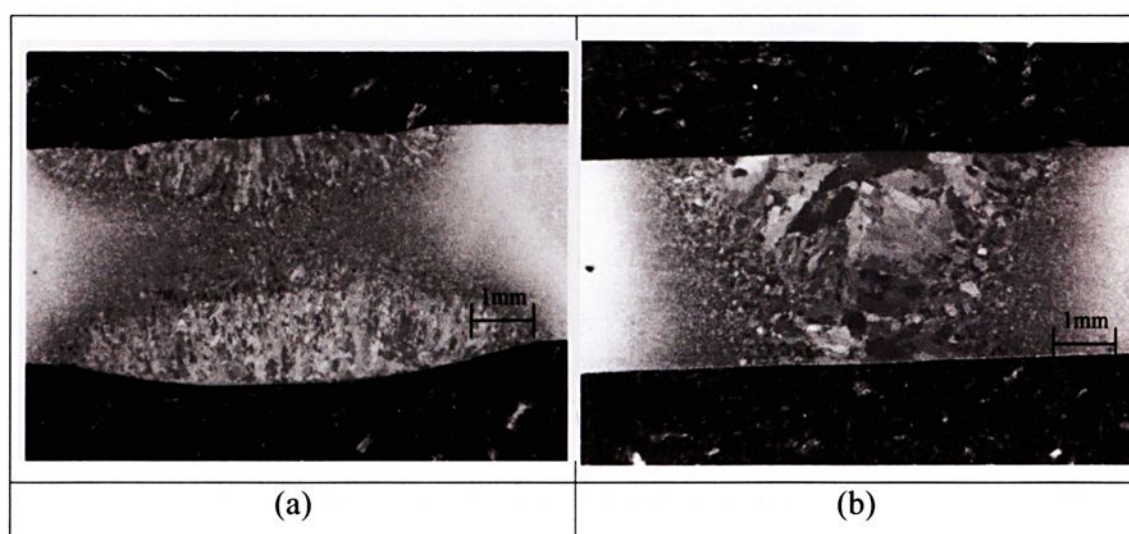


Figura 4.9 – Aspecto geral das superfícies de solda TIG e plasma

Tanto a solda TIG, como solda plasma macroscopicamente apresentam as três regiões bem definidas (MB, ZTA e ZF). Uma diferença marcante entre os dois processos de soldagem, é quanto à morfologia das zonas fundidas, para a solda TIG temos semi-esferas e para plasma um tronco de cone.

As Figuras 4.10 e 4.11 mostram que a solda TIG possui a zona fundida com aspecto geométrico de calota esférica, nela percebe-se os passes de solda.

A diferença da região de solda é atribuída ao fluxo de soldagem dos processos, uma vez que os parâmetros dos processos de soldagens não foram os mesmos. Comparando-se os processos de soldagens tem-se:

A solda plasma foi realizada com um passe apenas, possui arco contristado, não usou metal de adição, possui menor aporte térmico.

A solda TIG foi realizada com três passes de solda, usou metal de adição, possui maior aporte térmico, seu arco é não contristado.

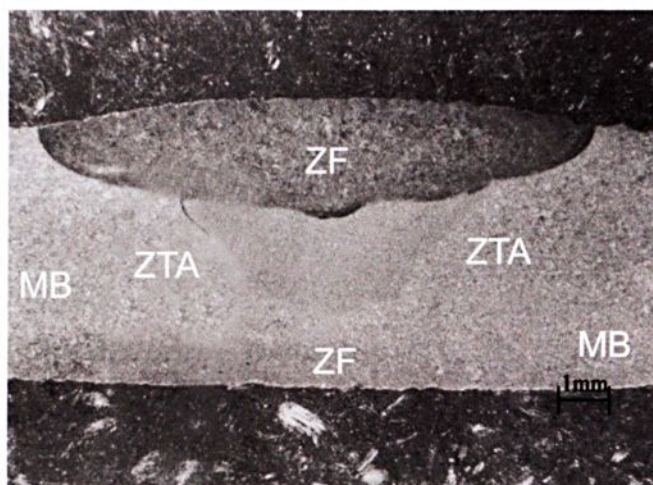


Figura 4.10 – Região do cordão de solda TIG com zf, zta e mb

As Figuras 4.11 e 4.12 mostram a interface entre os passes de solda TIG, com microestrutura bruta de fusão dentritica.

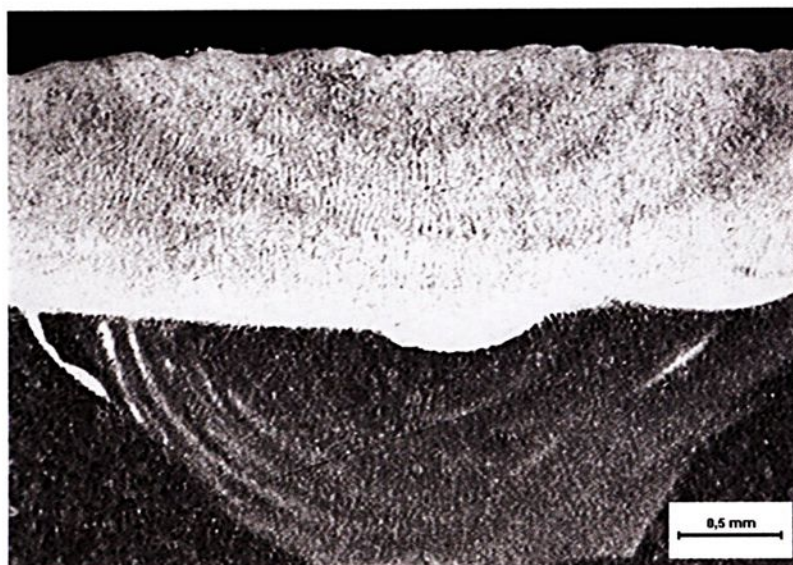


Figura 4.11 – Região central do cordão de solda TIG mostrando os passes de solda



Figura 4.12 – Região central do cordão de solda TIG mostrando região dendrítica para ZF

As Figuras 4.13 e 4.14 mostram que a ZTA possui granulação grosseira em relação ao MB, ou seja, existe uma queda do tamanho de grão em direção ao MB.

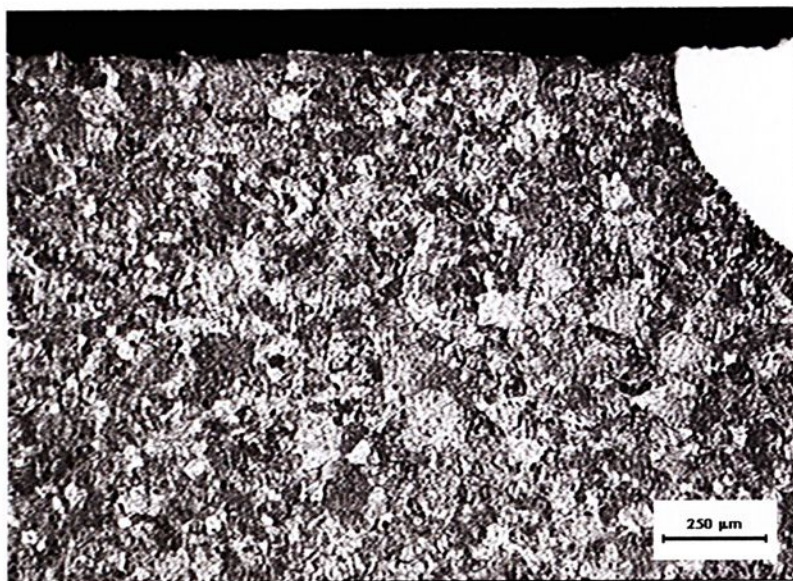


Figura 4.13 – Vista geral mostrando ZF, ZTA e MB para condição soldada a TIG

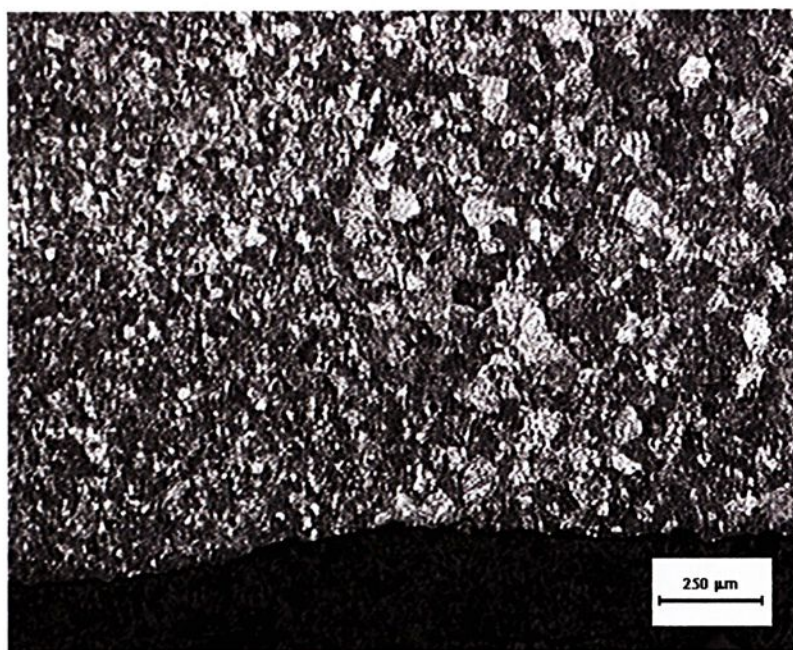


Figura 4.14 – Região de transição entre ZTA e MB mostrando a diminuição da granulação em direção ao MB para condição soldada a TIG

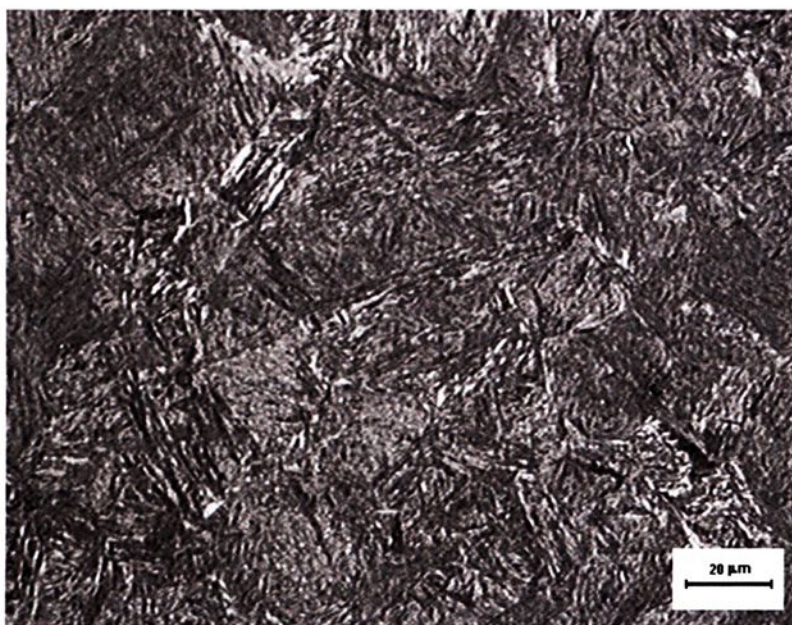


Figura 4.15 – Região MB mostrando uma microestrutura martensítica para a condição soldada a TIG

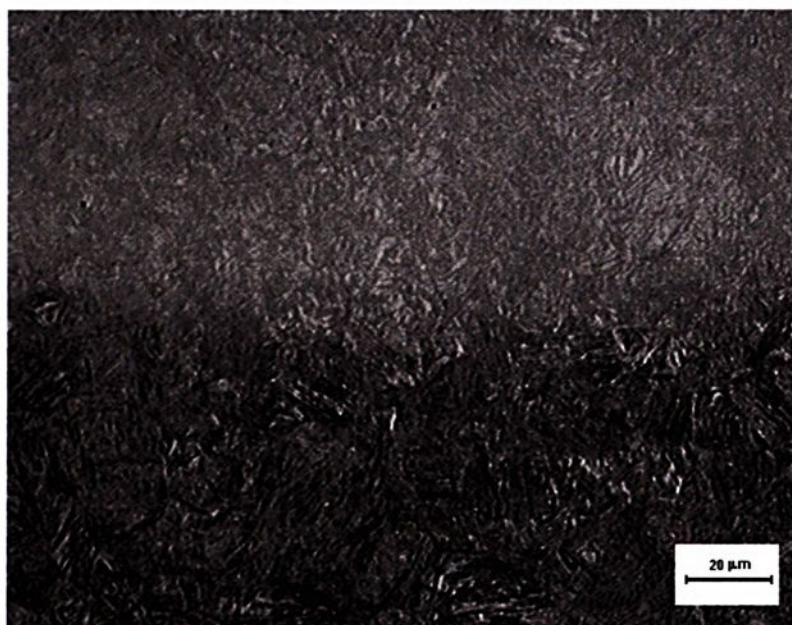


Figura 4.16 – Região de transição entre ZF e ZTA mostrando uma microestrutura martensítica para condição soldada a TIG

As Figuras 4.15 e 4.16 mostram microestrutura martensítica obtida após tratamento térmico.

A diferença na eficiência de transferência de energia foi refletida na largura da ZTA, na granulação da ZTA e na forma do cordão de solda. O processo de solda plasma fornece menor ZTA que o processo de solda TIG, isso é provocado pelo menor aporte térmico apresentado pelo processo de solda plasma, que foi realizado com um passe e sem metal de adição.

As características operacionais dos processos de solda utilizadas neste trabalho diferem muito, o que resultou na diferença da forma do cordão de solda. Entretanto, as diferenças não apresentaram uma melhora acentuada da performance da resistência mecânica de um processo para outro, sem qualquer deterioração importante do comportamento mecânico do material.

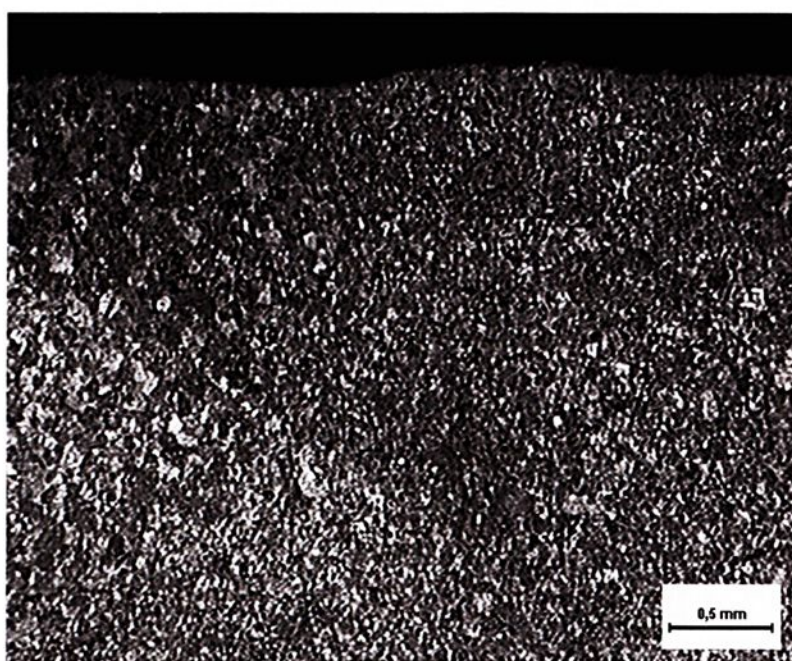


Figura 4.17 –Região central do cordão de solda plasma entre ZF e ZTA mostrando o tronco de cone.

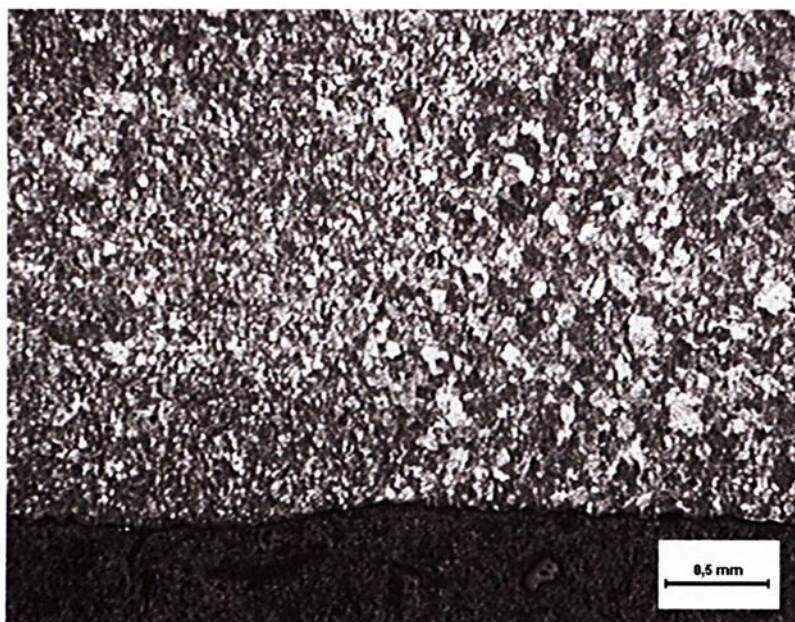


Figura 4.18 – Região de transição entre ZTA e MB mostrando a diminuição da granulação em direção ao MB para condição soldada a plasma

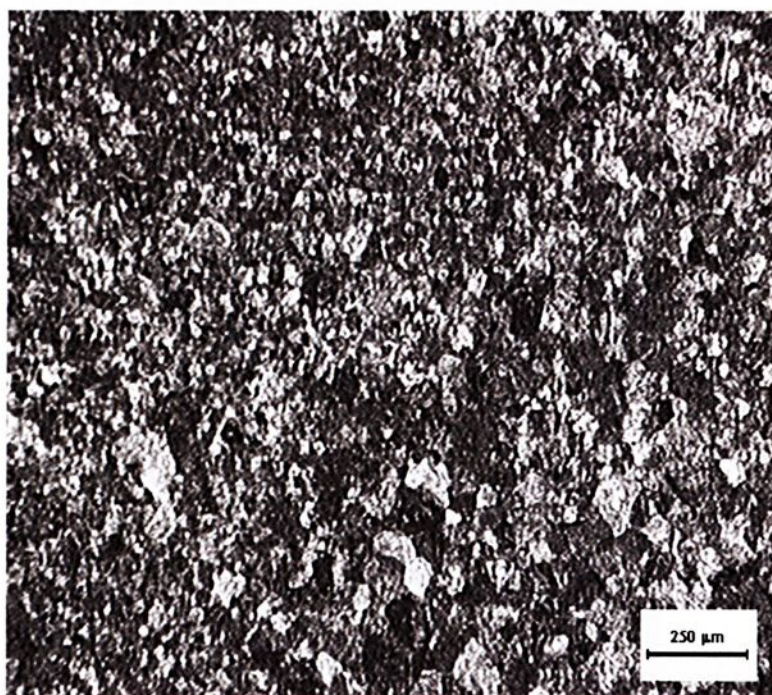


Figura 4.19 – Região de transição entre ZTA e MB para condição soldada a plasma.

Em ambos processos de soldagens, TIG e plasma ocorreram o fenômeno da recristalização de grãos na linha adjacente a ZF e ZTA, com diminuição do tamanho de grão em direção ao MB. As Figuras 4.13 à 4.21 indicam que a solda TIG apresentou maiores grãos que a solda plasma, também atribuímos ao aporte térmico da solda TIG.

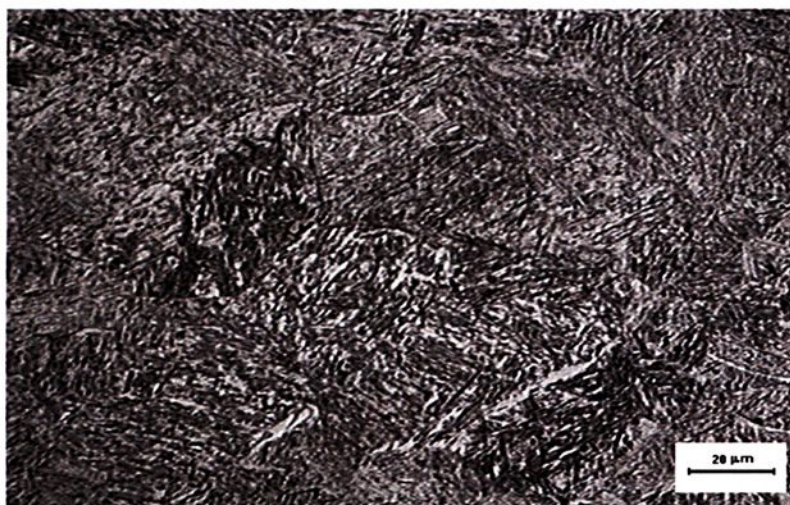


Figura 4.20 – Região ZTA mostrando uma microestrutura martensítica para condição soldada a plasma.



Figura 4.21 – Região MB mostrando uma microestrutura martensítica para condição soldada a plasma

4.3.1 Ensaios de microdureza para os processos de soldagens

A Tabela 4.2 indica os resultados do perfil de microdureza encontrados após o tratamento térmico, para as condições soldadas e sem solda, todas no sentido ZF para MB.

Os valores do perfil de microdureza estão de acordo com o valor estabelecido para o aço 300M (54 à 56 HRC, valores convertidos) e mostram-se superiores ao encontrado por Lama (2001), que verificou a influência de reparos em juntas soldadas pelo processo TIG de chapas finas do aço 300M. O perfil de microdureza mostrou também que ocorreu um aumento de dureza em direção metal base, no processo de solda TIG. Isso mostrou a eficiência do tratamento térmico pós solda, em aliviar as tensões internas provocadas pelo processo de soldagem na região de solda.

As figuras 4.22 e 4.23 mostram a variação da microdureza em função da distância da região central do cordão de solda. É possível verificar inicialmente que os valores obtidos para o metal sem solda apresentaram menor dispersão de dureza. Este comportamento é atribuído a uniformidade da microestrutura do material. O mesmo não aconteceu para os processos de solda TIG e plasma, devido as microestruturas diferentes originárias do processo de soldagem. As amostras soldadas pelo processo TIG apresentaram maior variação de dureza, onde verificou-se valores inferiores na região da ZF com crescimento acentuado de dureza em direção ao MB. Esta variação pode ser atribuída a heterogeneidade da estrutura soldada pelo processo de solda TIG que, além de apresentar três regiões bem definidas (ZF, ZTA e MB), sofreu influência de diferentes passes de soldagem e adição de arame.

Comparando os perfis de microdureza dos processos de soldagem, observamos que o processo de solda TIG apresentou valores maiores que o processo de solda plasma. Atribuímos a isso a presença de elementos de liga do



arame de solda, que possuem forte afinidade com o carbono, ao seu maior aporte térmico, fornecendo maiores índices de dureza e para constituição do cordão de solda que torna saliente no processo TIG. Isso não ocorreu no processo a plasma, que foi realizado sem adição de arame, apresentando uma superfície lisa. O processo de solda a plasma forneceu uma alternância nos valores de dureza, não importando a região de solda. Ambos processos de soldagens sofreram o mesmo tratamento térmico pós solda.



Tabela 4.2 – Valores de microdureza para condições de ensaios

Medidas do Perfil de Microdureza	Dureza Vickers HV Solda TIG	Dureza Vickers HV Solda Plasma	Dureza Vickers HV Sem Solda
1	530,2	533,1	582
2	544,7	578,7	595,2
3	556,7	550,7	598,6
4	566	541,8	616
5	649,2	538,9	616
6	637,9	533,1	616
7	649,2	566,0	598,6
8	649,2	541,8	602
9	664,9	544,7	591,9
10	677	559,8	602
11	649,2	547,7	598,6
12	657	550,7	608,9
13	668,9	588,5	608,9
14	672,9	547,7	602
15	668,9	562,9	591,9
16	677	566	588,5
17	##	541,8	598,6
18	##	553,7	582
19	##	538,9	602
20	##	562,9	602

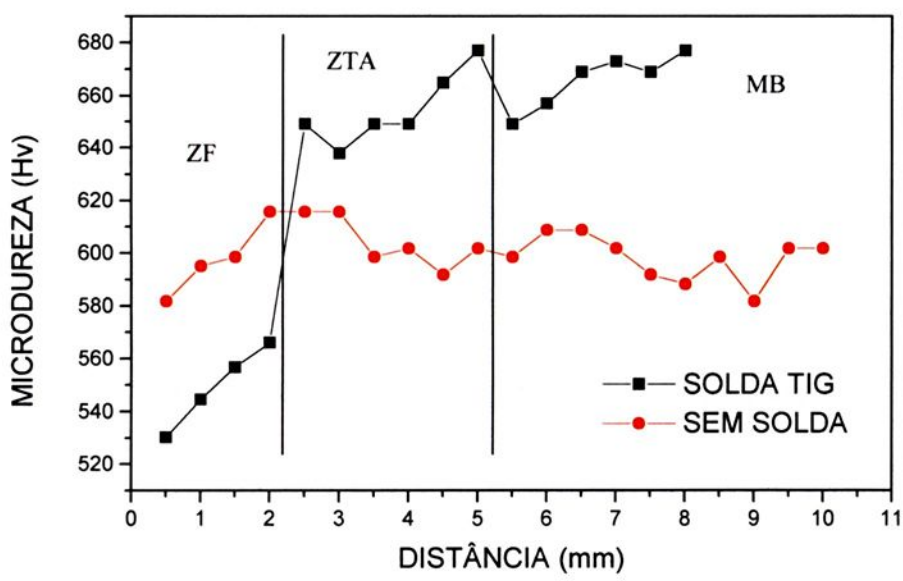


Figura 4.22 – Perfil de microdureza para solda TIG e sem solda

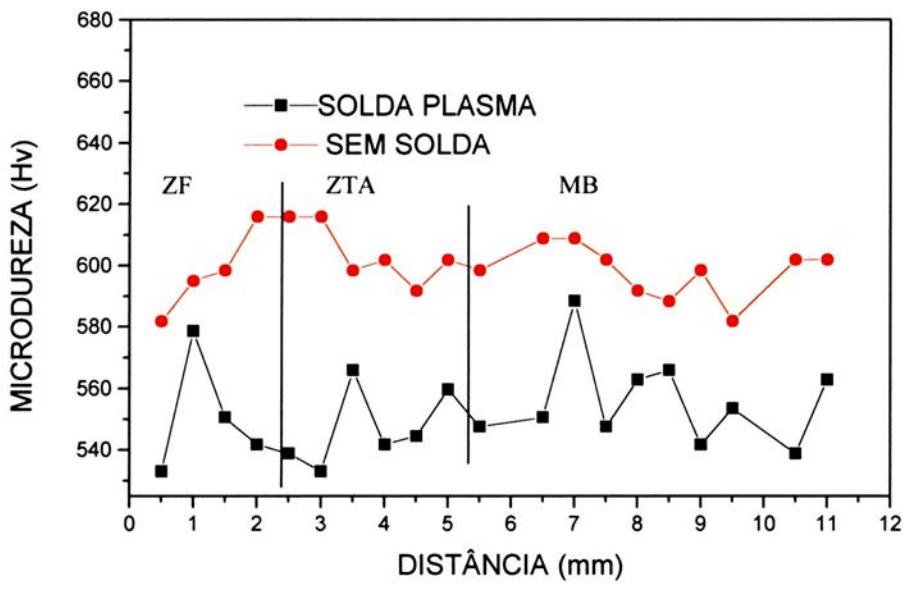


Figura 4.23 – Perfil de microdureza para solda plasma e sem solda

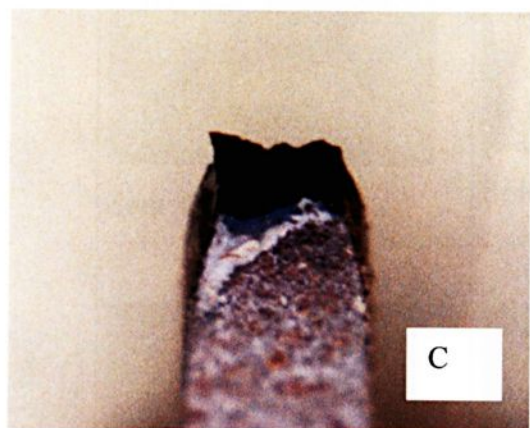
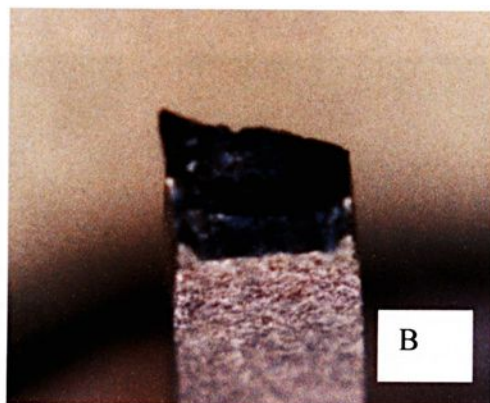
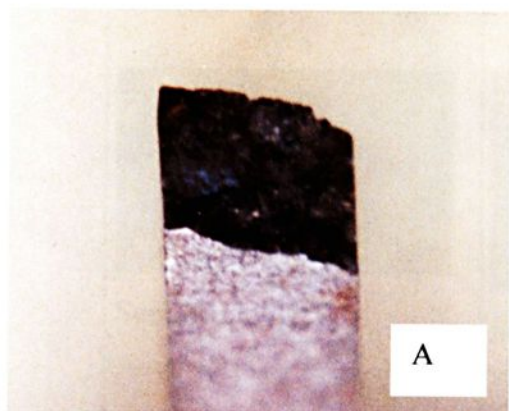
4.4 ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS DOS ENSAIOS

4.4.1 Análises fractográficas macroscópicas

A análise de fractografia mostrou que para as condições ensaiadas nas temperaturas de 25°C e 250°C, o quadro de fratura característico é dominado pelo mecanismo frágil do ponto de vista macroscópico.

Como pode ser visto na Figura 4.24, na amostra ensaiada a temperatura de 500°C, foi verificado nitidamente o fenômeno da estrição, com deformação acentuada, predominando o modo característico de fratura dúctil, com fratura quase perpendicular a carga aplicada. Para as condições ensaiadas nas temperaturas de 25°C e 250°C o fenômeno da redução de área não foi acentuado. O aspecto de fratura possui planos de inclinação, cavidades profundas, como pode ser visto nas figuras 4.24 e 4.25. Esse tipo de fratura é característico para materiais que apresentam espessura ou diâmetro reduzidos e de alta pureza, tal como o aço 300M obtido pelo processo ESR (“Eletroslag Remeting” Refusão sob Escória Eletrocondutora). Tipo semelhante de topografia de fratura foi encontrado por Lama (2001), com o aço 300M.





A: Sem Solda 25°C

B: Sem Solda 250°C

C: Sem Solda 500°C

Figura 4.24 – Fractografia dos cdp a 25°C, 250°C e 500°C

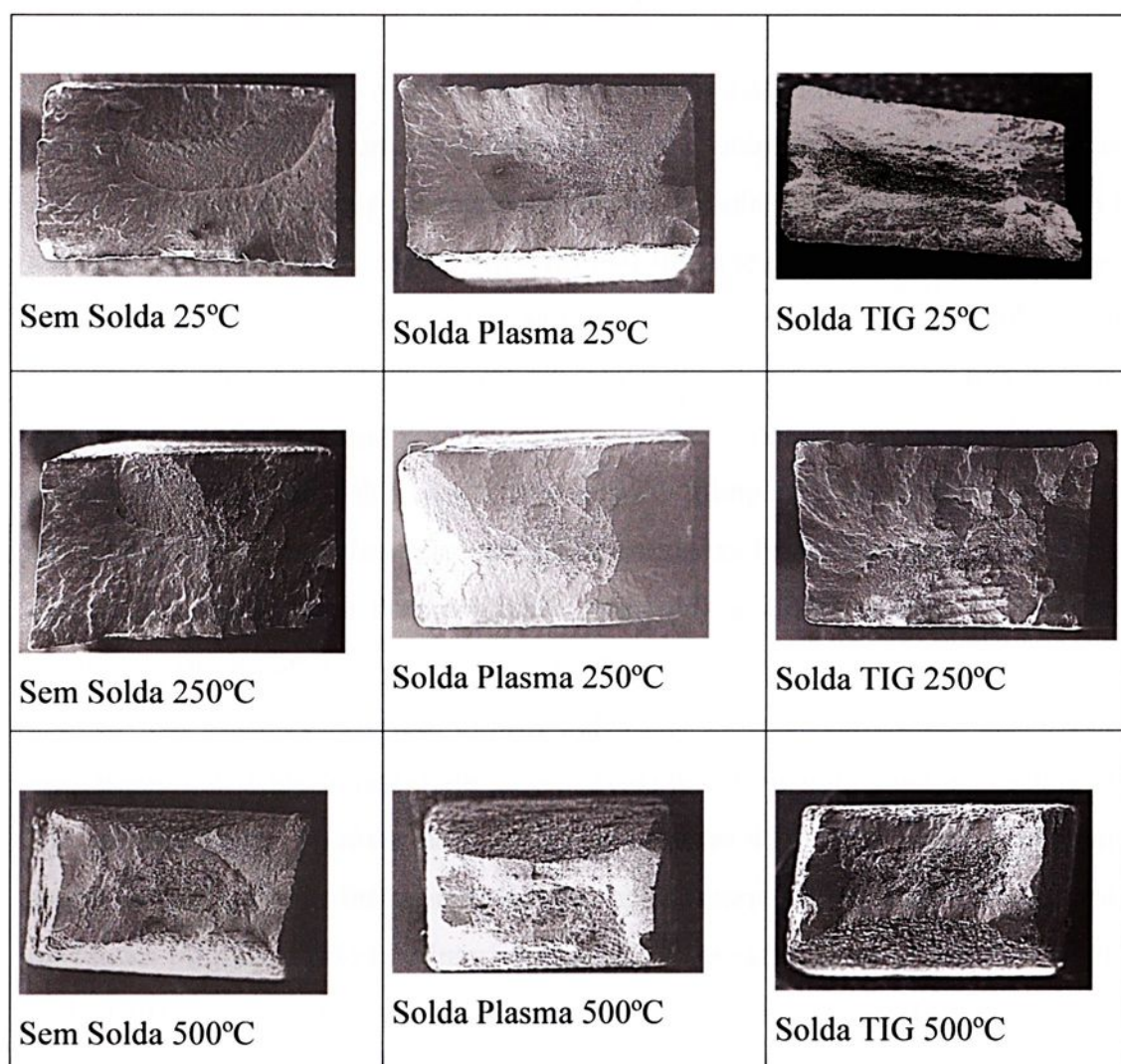


Figura 4.25 – Superfície de fratura para as condições de ensaios

4.4.2 Análises fractográficas microscópicas

Foi verificado através das análises realizadas no MEV que não houve variação sensível do micromecanismo de fratura, entre as amostras pesquisadas, notou-se entretanto uma pequena tendência de crescimento dos “dimples” com o aumento da temperatura, o que leva a afirmar que a temperatura foi a responsável pela diminuição da resistência mecânica das amostras estudadas a 500°C neste trabalho. As Figuras 4.26 a 4.35 mostram os aspectos fractográficos das diversas condições estudadas, onde podemos verificar que o mecanismo predominante de fratura foi do tipo alveolar com a presença de “dimples”. Conseqüentemente, os comportamentos mecânicos nas condições ensaiadas foram similares. O aumento da resistência mecânica para condição sem solda a 250°C não foi considerado como uma discrepância grande entre o material soldado a TIG e plasma.

O mecanismo de fratura alveolar ocorre devido à nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades, formando uma superfície de fratura homogênea, no teste realizado. O mecanismo de fratura ocorre do seguinte modo: Primeiramente temos a estricção, onde ocorre a formação de pequenas cavidades ou microvazios no interior da seção transversal. Com a deformação em andamento, esses vazios aumentam, se unem e coalescem na forma de trinca elíptica, a qual tem seu maior eixo perpendicular à direção de tensão. A trinca continua a crescer na direção paralela ao seu eixo principal e finalmente a fratura resulta pela propagação rápida da trinca para o lado externo da área do cone. O processo pode acentuar com o aumento da deformação (GUIMARÃES, 1997). A coalescência de microcavidades ocorre da nucleação de regiões de deformações descontínuas localizadas, como partículas de segunda fase, inclusões e da fronteira de grão (ASM HANDBOOK, v.12, p. 12-13).

As Figuras 4.26 à 4.37 mostraram que o aço 300M falhou com fratura de modo alveolar, na sua quase totalidade. Pesquisadores como Tomita (1991),



Lee e Su (1999) e Youngblood; Raghavan (1977) encontraram em seus trabalhos, também modo de fratura alveolar “dimples”, analisando um aço estrutural de alta resistência e baixa liga (0,4C-Cr-Mo-Ni) e aço 300M respectivamente; com condições semelhantes a que foi usada neste trabalho.

A morfologia da superfície de fratura exhibe “dimples” com variação de tamanho e forma. A forma alongada de alguns “dimples” pode indicar que ocorreu tensão de cisalhamento local e é associada ao esforço de tração, durante a deformação. É também notável que os “dimples” grandes são formados a partir de minúsculos “dimples”.

A microestrutura constituída de austenita retida e martensita revenida, pode ser obtida no tratamento térmico de têmpera e duplo revenimento. A formação de carbonetos de ferro (Fe_3C) com morfologia de placa, fase observada por Lee e Su (1999) pesquisando o aço 4340, aço que deu origem ao aço 300M, para o ciclo de revenimento de 300°C por 2 horas, podem ter funcionado como agentes nucleadores de microcavidades.

Para a presente condição de austenitização (Figuras 3.7 e 3.8) efetuada neste trabalho, o aço 300M, apresentou o modo de fratura por microcavidades. Contudo não foram encontradas partículas em grandes quantidades no interior das microcavidades, o que levaria a caracterização do mecanismo de formação de “dimples”. No estudo de Tokimatsu (1995), foi verificado a não ocorrência de partículas no interior da microcavidade. Tal ocorrência foi atribuída aos fatos da limpeza das amostras por ultra-som, sugerindo que deve ter sido baixa a adesão dos carbonetos na matriz, e ao tratamento térmico com temperatura de austenitização elevada, seguida de revenimento a baixa temperatura, aumentando o espaçamento entre as partículas. No entanto a ausência de inclusões pode ser atribuída, também, ao tipo de obtenção do aço 300M por ESR, que fornece excelente controle microestrutural e alta pureza.



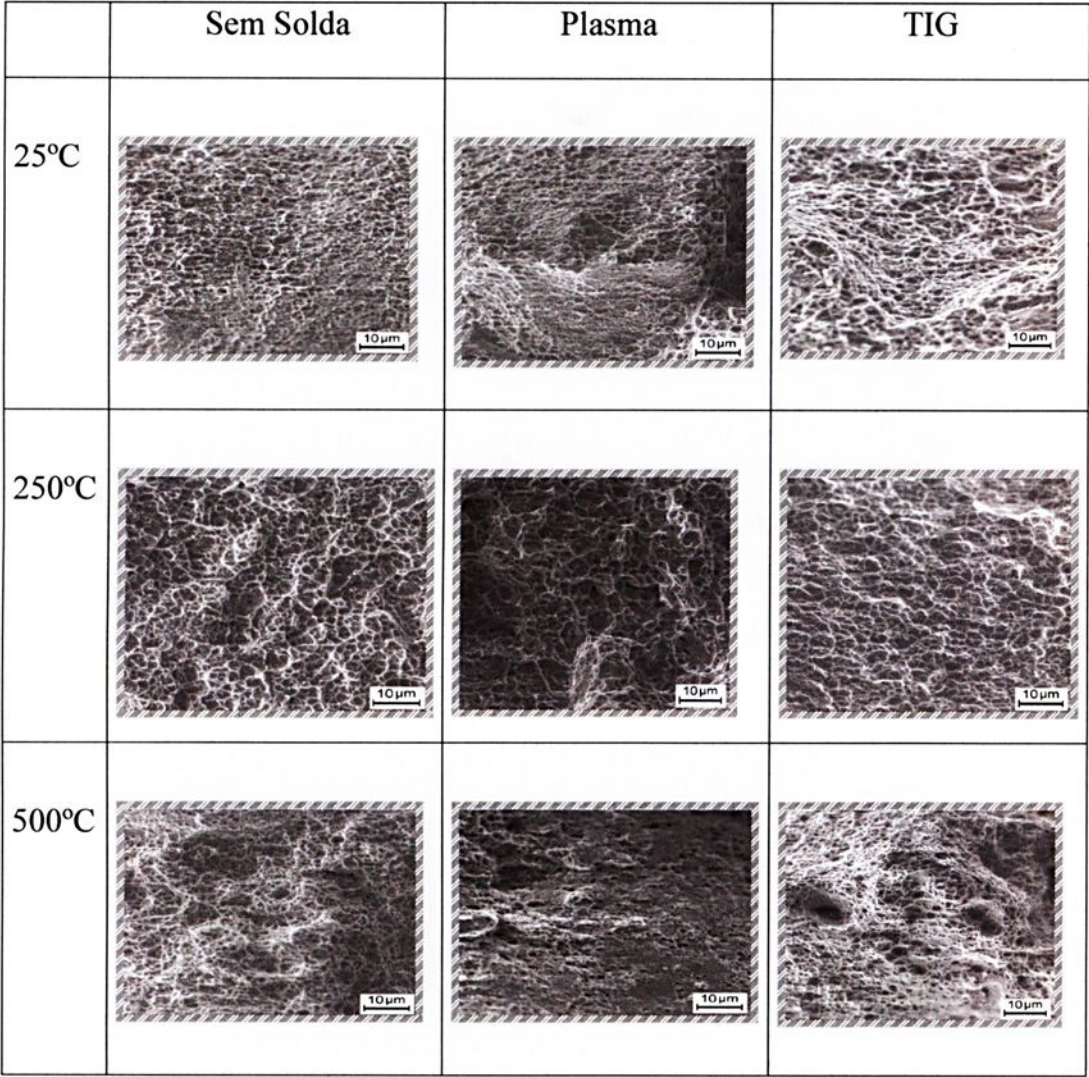


Figura 4.26 – Superfícies de fratura alveolar “dimples” para as condições de ensaios

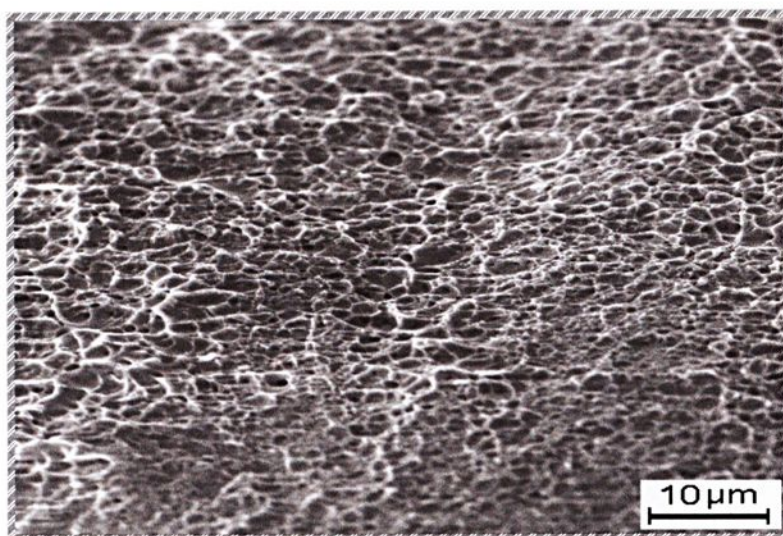


Figura 4.27 Fractografia do material na condição sem solda ensaiado à temperatura de 25°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

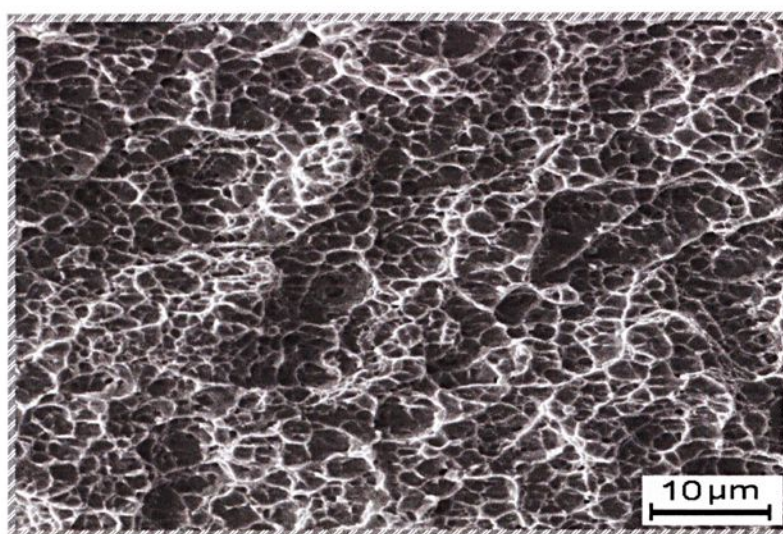


Figura 4.28 Fractografia do material na condição sem solda ensaiado à temperatura de 250°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

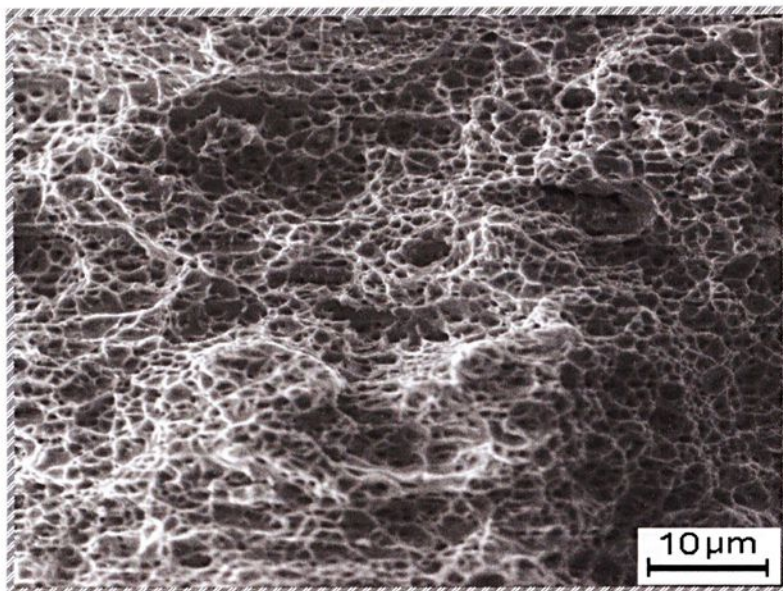


Figura 4.29 Fractografia do material na condição sem solda ensaiado à temperatura de 500°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

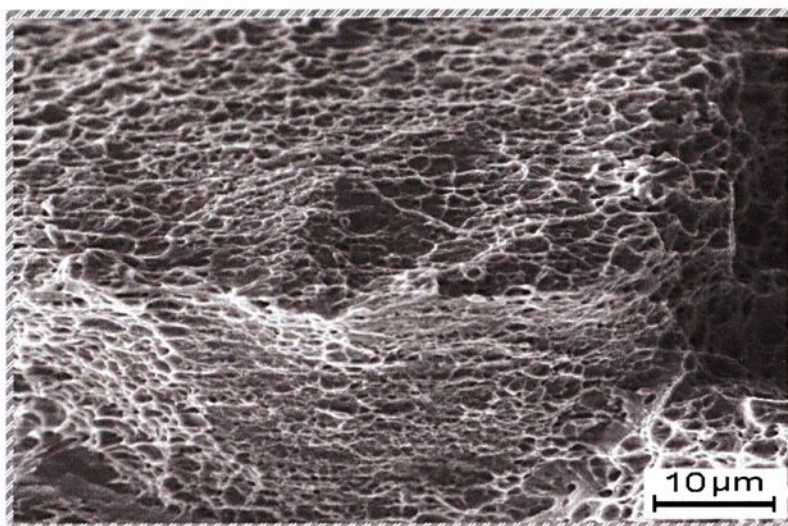


Figura 4.30 Fractografia do material na condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 25°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

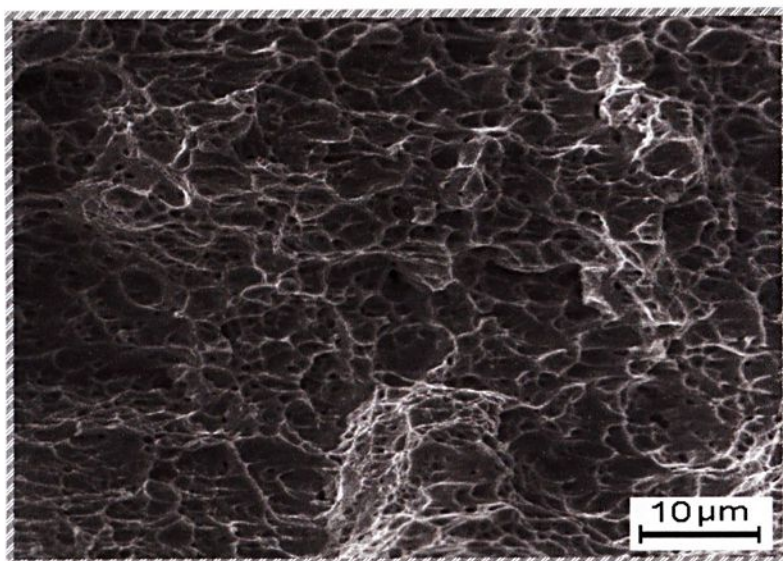


Figura 4.31 Fractografia do material na condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 250°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

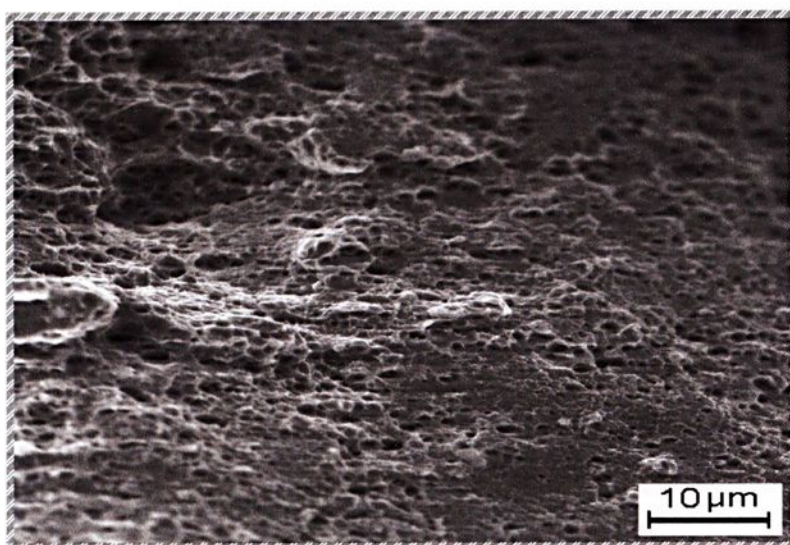


Figura 4.32 Fractografia do material na condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 500°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

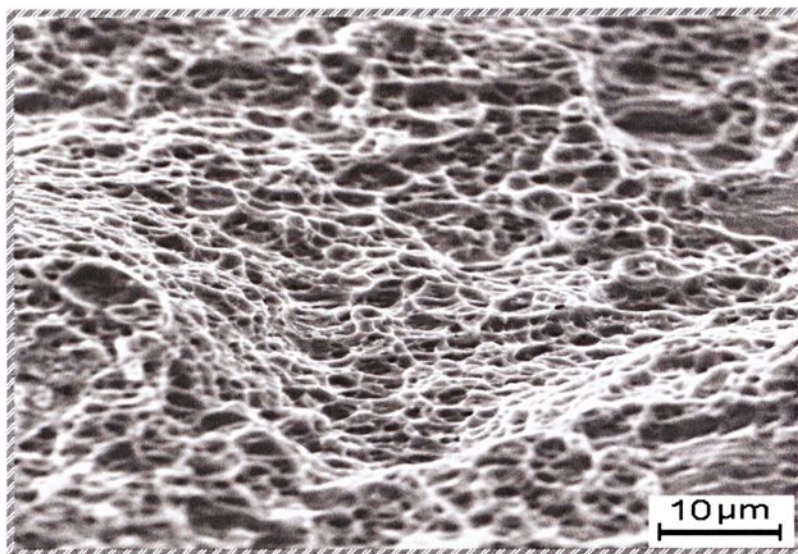


Figura 4.33 Fractografia do material na condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 25°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

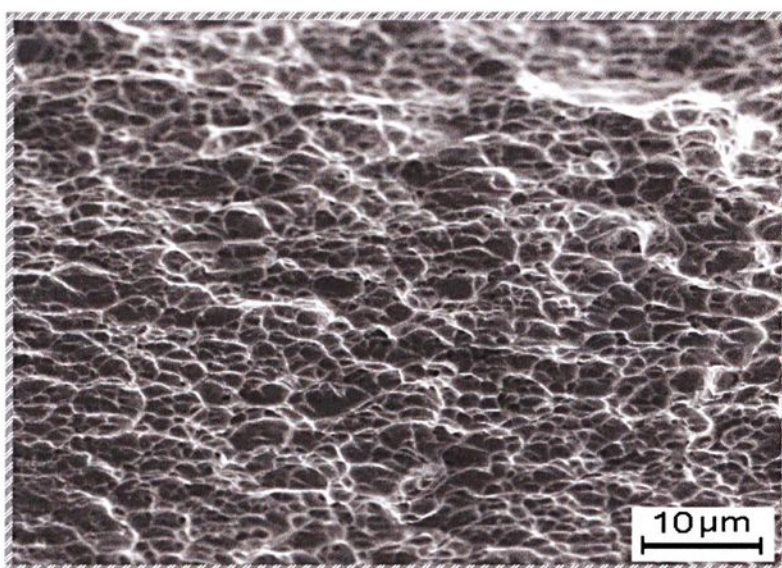


Figura 4.34 Fractografia do material na condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 250°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

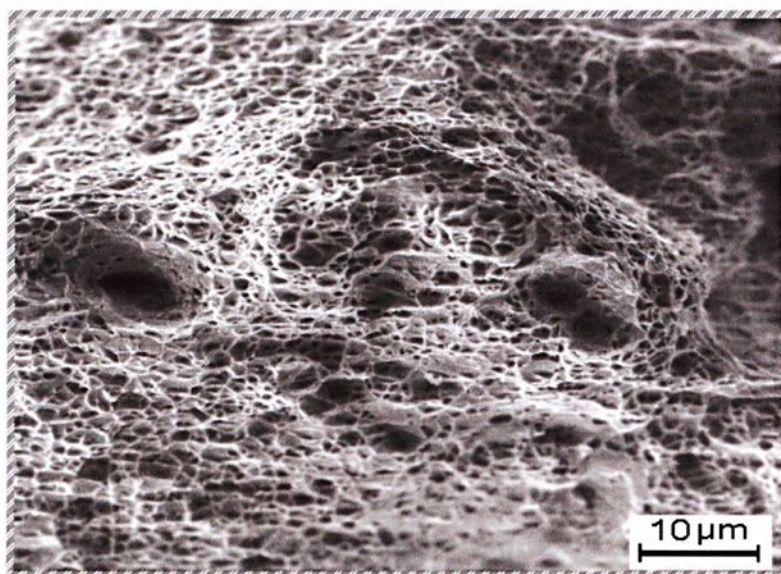


Figura 4.35 Fractografia do material na condição soldada a TIG ensaiado à temperatura de 500°C, mostrando micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

Embora não tenha sido um mecanismo predominante, foi constatado também que ocorreu fratura intergranular com “dimples” nos contornos de grão e trincas secundárias, na condição soldada a TIG, ensaiada a temperatura de 25°C, como pode ser verificado na Figura 4.36. Isso foi atribuído aos elementos fragilizantes (P, S, N, Sn, Cu e outros). No caso de aços de ultra-alta resistência e baixa liga, similares ao aço 4340 o P tem sido apontado como o principal agente fragilizante, principalmente quando emprega-se alta temperatura de austenitização. Em seu trabalho Tokimatsu (1995) observou que ocorreu fratura intergranular com o aço 300M, mesmo com o teor de P estando abaixo do limite recomendado ($P_{\max} = 0,01\%$). Cabe observar que neste trabalho o limite recomendado de P estava dentro do especificado por norma. O mesmo tipo de fratura ocorreu no estudo elaborado por Prado, com o aço 300M.

A Figura 4.37 mostra uma partícula, supostamente, inclusão. A partícula está localizada sobre uma trinca, isso fornece evidência da segregação de impurezas para a área de contorno de grão, aspecto característico da ocorrência da fratura por “dimples”. As partículas funcionam como bloqueios ao movimento das discordâncias, portanto, introduzem deformações heterogêneas próximas da partícula. Estes locais, onde a matriz sofre uma restrição ao escoamento plástico, são fontes potenciais de nucleação de cavidades, levando no desenvolvimento de uma trinca, levando a ruptura da partícula ou pela decoesão da interface partícula/matriz.

Nas diversas condições estudadas no desenvolvimento deste trabalho não foi verificado o fenômeno da fragilização da martensita revenida, uma vez que a temperatura de revenimento (280°C) adotada e as temperaturas de ensaios não foram próximas da temperatura de 400°C ; temperatura para ocorrência do fenômeno da fragilização da martensita, para o aço 300M. Esta verificação está de acordo com o modo de fratura encontrado em todas situações de ensaio, a qual não é característica da fragilização da martensita revenida. A mesma ocorre pela segregação de elementos de liga fragilizantes como P, Sn, Sb para fronteira do grão. Quando ocorre tal segregação a energia interfacial do contorno de grão é reduzida, formando caminhos preferenciais para propagação da trinca, nos contornos dos grãos, ocorrendo à fratura de modo intergranular. A fragilização da martensita revenida provoca perda da tenacidade, tal fato é relacionado a austenita retida inter-ripa e a formação de filmes de carbonetos inter-ripa que são decompostos na fronteira da rede da austenita retida. Portanto, o papel da austenita retida é ímpar, devendo ser escolhida a temperatura do tratamento térmico para evitar tal fragilização e fornecer melhores propriedades mecânicas.

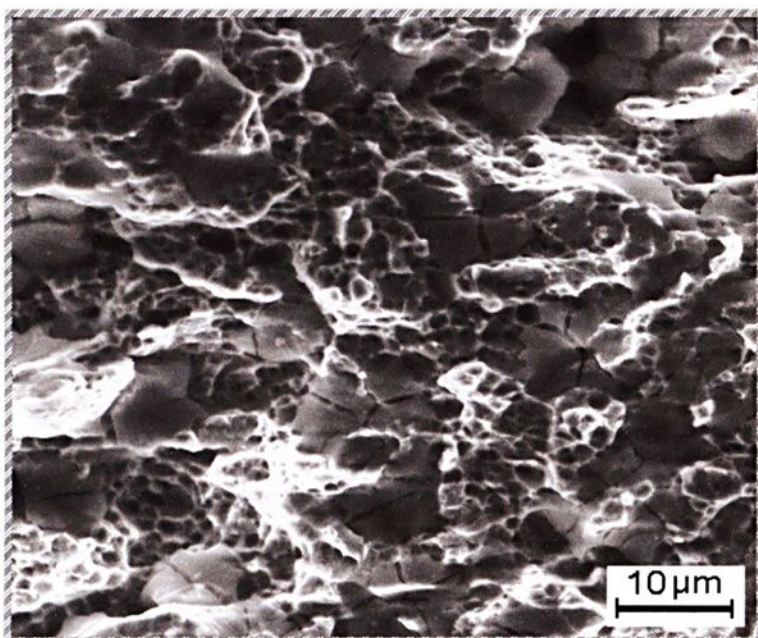


Figura 4.36 Fractografia do material para condição soldada a TIG ensaiada a temperatura de 25°C, mostrando mecanismo de fratura intergranular, com “dimples” e trincas secundárias

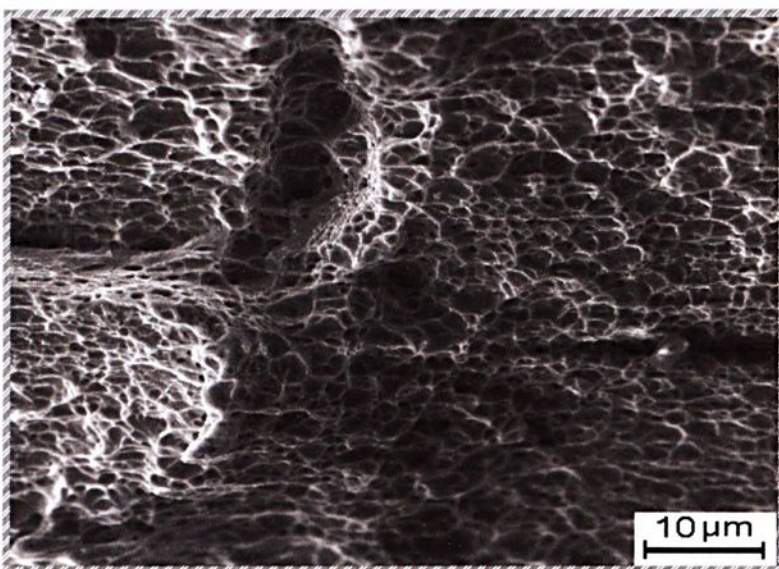


Figura 4.37 Fractografia do material para a condição soldada a plasma ensaiado à temperatura de 250°C, mostrando uma possível inclusão e “dimples”.

Observações microscópicas foram feitas para a superfície de fratura, para ajudar na identificação do modo de fratura em função da temperatura. As análises de fraturas feitas pelo MEV indicaram que o aço 300M usado neste trabalho é homogêneo devido ao processo de obtenção, já mencionado anteriormente, que fornece características como: homogeneidade na composição química, mínima anisotropia nas propriedades mecânicas tanto no plano de laminação, como na direção da espessura do material, ausência de micro-defeitos e delaminação do material, fatores essenciais do material para um bom processo de soldagem. Observou-se que todos cdps romperam-se de maneira semelhante e as rupturas ocorreram sempre na mesma região (metal base) dos cdps, ou seja, distante da zona fundida e da ZTA, o que leva a notificar a ausência de inclusões não metálicas na região de solda.



5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 – CONCLUSÕES

Os ensaios realizados para o aço 300M nas condições propostas por este estudo proporcionaram as análises do comportamento mecânico, onde podemos verificar:

1) As propriedades mecânicas (σ_e , σ_t , σ_r , ϵ , n) do aço 300M mostraram ser fortemente dependentes da temperatura. Onde verificou-se: o aumento da ductilidade e perda da resistência mecânica com ao aumento da temperatura (500°C). Entretanto, mudanças microestruturais, tais como precipitações de carbonetos finos e austenita retida, que se transforma em martensita durante o processo de deformação mecânica, podem ocorrer em certas faixas de temperatura (250°C) alterando esse comportamento.

2) Os valores de resistência mecânica para a solda plasma foram ligeiramente inferiores quando comparados com a solda a TIG, e ao material sem solda, embora tais diferenças não foram significativas. A homogeneidade da microestrutura do cordão de solda plasma associada com os menores valores de dispersão obtidos nos ensaios de tração e de microdureza indicam uma maior confiabilidade proporcionada pela solda plasma, o que justifica sua utilização.

3) A morfologia da região de solda TIG e plasma mostram ser completamente diferente. A solda TIG apresenta calota esférica com maior ZTA, com cordão de solda saliente e a solda plasma tronco de cone com menor ZTA, tendo superfície plana do cordão de solda. Tais morfologias são devido às condições de operação dos processos de soldagem. A solda TIG foi realizada com três passes de solda, usou metal de adição (importado e caro), possui maior aporte

térmico, seu arco é não contristado, precisa de preparação da soldagem (usinagem de chanfros). A solda plasma foi realizada com um passe apenas, possui arco contristado, não usou metal de adição, possui menor aporte térmico.

4) O processo de soldagem a plasma fornece granulação mais fina que o processo de soldagem a TIG para a região de solda. Atribuímos isso ao aporte térmico da solda a plasma que é menor que a solda TIG e ao metal de adição.

5) O aço 300M apresentou com predominância o modo de fratura alveolar para quase todas condições ensaiadas, apresentando também modo de fratura intergranular com trincas secundárias (25°C). Para temperaturas elevadas o aço torna-se consideravelmente mais dúctil, na qual decresce a tendência de fratura intergranular.

6) A análise fractográfica mostrou que, do ponto de vista macroscópico, o aço 300M falhou de maneira frágil quando ensaiado a 25°C e 250°C, com aspecto da fratura apresentando planos de inclinação e cavidades profundas. O material ensaiado a 500°C falhou de modo dúctil, apresentando nitidamente o fenômeno da estrição.

7) A temperatura não apresentou influência significativa no mecanismo de fratura para o aço 300M, pois a quase totalidade das amostras verificadas neste trabalho houve predominância de fratura alveolar (“dimples”).

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1 – Estudo comparativo entre os processos de soldagens: plasma pulsante, plasma contínuo, com e sem metal de adição e TIG.



2 – Estudo comparativo entre os tratamentos térmicos: austêmpera e têmpera e revenimento.

3 – Estudo comparativo para determinação da tenacidade à fratura da região de solda, pelos processos de soldagens TIG e plasma.

4 – Estudo das propriedades de fadiga das juntas soldadas pelos processos TIG e plasma

REFERÊNCIAS

AMS 6257 – Aerospace Material Specification – **Steel, bars, forgings, and tubing – consumable electrode vacuum remelted normalized and tempered**, 1990.

AMS 6417E – Aerospace Material Specification – **Steel, bars, forgings, and tubing – consumable electrode vacuum remelted**, 1996.

AMS 6414H – Aerospace Material Specification - **Steel, bars, forgings, and tubing – Vacuum consumable electrode remelted**, 1998.

AMS 6419E – Aerospace Material Specification – **Steel, bars, forgings, and tubing – consumable electrode vacuum remelted**, 1996.

AMS H-6875A – Aerospace Material Specification – **heat treatment of steel raw materials**, 1998.

ARP1110 revisão A – Aerospace recommended Practice – **minimizing stress corrosion cracking in wrought forms of steels and corrosion resistant steels and alloys**, 1994.

ASM Handbook, **Properties and Selection : Irons and Steels**, Ohio: AMS, vol. 1, 9^aed., pag. 181, 182 e 427.

ASM Handbook, **Metallography and Microstructures**, Ohio: AMS, vol. 9, 9^aed., pag. 178

ASM Handbook, **Welding, Brazing and Soldering**, Ohio, AMS, vol. 6, 9^aed., pag. 214, 215, 217 e 219.

ASM Handbook, **Fractography**, Ohio: AMS, vol. 12, 9^aed., pag. 12-40.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM-E8M: standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric)**, 1995.



AMERICAN WELDING SOCIETY. **fabrication of welded rocket motor cases**. AWS D13-1-61 –USA, 1961.

BARBACKI, A. e MIKOLAJSKI, E. –Optimization of heat treatment conditions for maximum toughness of high strength silicon steel, **Journal Materials Processing technology**, p. 18-23, 1998.

BENNETT, B. – Gases for tig and plasma arc welding. **Welding & Metal Fabrication**, p. 335-336, july 1990.

BRANCO, et al. – Fatigue performance of tungsten inert gas (TIG) and plasma welds in thin sections. **International Journal of Fatigue**, vol. 21, p. 587-601, 1999.

BRIANT, C.L. and BANERJI, S.K. – The fracture behavior of quenched and tempered manganese steels, **Metalurgical Transactions A**, vol. 13A, p.827-836, maio 1982

CARSI, M. “et al” – Influence of strain rate on the microstructure of a thermo-mechanically processed medium carbon microalloyed steel. **Materials Science and Engineering A234-236**, p. 703-706, 1997.

CARSI, M.; LOPES, V.; PENALBA, F.; RUANO, O. .A. – The strain rate as a factor influencing the hot forming simulation of médium carbon microalloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, p. 155-160, 1996

CASTELETTI, L. C; ALVES Junior.,C.; RODRIGUES, J. A. – Comparação de Desempenho à abrasão de aços AISI 4340 e 300M nitretados ionicamente - . **Anais do 50º Congresso Anual Corrosão e Tratamento de Superfície - ABM Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - vol. 5, São Pedro –SP – ago, 1995.**

FAUCHAIS, P; VARDELLE A.; DENOIRJEAN A. – Reactive thermal plasmas: ultrafine particle synthesis and coating deposition - **Surface & Coatings Technology**., p. 66-78, 1997.



FRANCO, C.V. et. al. –Influência dos elementos Si e Mo na corrosão eletroquímica de aços sinterizados e nitretados por plasma. **Anais do 50º Congresso Anual Corrosão e Tratamento de Superfície - ABM Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais** - vol. 5, São Pedro –SP – ago, 1995

GARCIA, J. A. O.; LEITÃO JUNIOR. A C.; BOCALHÃO, W. D. – Soldagem do aço 304L para aplicações espaciais, VII Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade, São Paulo, Brasil, nov. 1998.

GARCIA, J. A. O, PERDIGÃO, S. C. – Soldagem do aço 4340 por plasma a arco transferido. **Anais XIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, São Paulo, Brasil, nov. 1998

GARCIA, W.; RODRIGUES, A; KIMINAMI, C. S. - Trincas a frio na zona termicamente afetada na soldagem de aços ARBL temperados e revenidos. **Anais do 50º Congresso Anual Corrosão e Tratamento de Superfície - ABM Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**- vol. 5, São Pedro –SP – ago, 1995.

GONÇALVES, V.; QUINTINO, L. – Development of automatized system for plasma arc welding, **FWP Journal**, 1989, p.108-114

GRAIG, E. – The plasma arc process has an untapped potential for widespread use in the future - The plasma arc process – **A review. Welding Journal**, vol. 67, nº 2, p. 19-25, fev. 1988.

GUIMARÃES, V.A. – **Influência da taxa de resfriamento nas propriedades e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio**, Tese de Doutorado, Unicamp – faculdade de Eng. Mec., 1997.

HAIDEMENOPOULOS, G.N; GRUJICIC, M; OLSON. G.B.; COHEN, M. – Thermodynamics-based alloy desing criteria for austenite stabilization and transformation toughening in the Fe-Ni-Co system – **Journal of Alloys and Compounds**, p. 142- 147, 1995.



HAIDEMENOPOULOS, G.N and VASILAKOS, A. N.- On the Thermodynamic stability of retained austenite in 4340 Steel.- **Journal of Alloys and Compounds**, p. 128-133, 1997.

HENNE, R. – Thermal plasmas for material processing. **Plasma Physics**, vol. 39, n 5, p. 385-397, 1999.

HSIEH, K.C., BABU, S.S., VITEK, S.A. DAVID – Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds – **Materials Science & Engineering A**, 1996, p.84-91

KIMMINS, S. T.; WALKER, N. S.; SMITH, D. J. – Creep deformation and rupture of low alloy ferritic weldments under shear loading. **Journal of Strain Analysis**, vol. 31, n 2, 1996, p. 125-

KIRKHOPE, K. J.; BELL, R.; CARON, L.; BASU, R. I; MA, K-T. – Weld detail fatigue improvement techniques. Part 1: review. – **Marine Structures**, 1999, p. 447-474.

KRAUSS, G. – Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering A** 273-275, p. 53, 1999.

KRAUSS, G. and Saeglitz, M. – Deformation, fracture, and mechanical properties of low-temperature-tempered martensite in SAE 43xx steels. **Journal of Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 28A, 1997, p. 377-387

KRAUSS, G., MATLOCK, D.K., JEONG, W.C. – Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0,14C-1,12Si-1,5Mn steel with ferrite-bainite-austenite structure. **Journal Materials Science and Engineering A**165, 1993, p. 1-8.

LAMA, J.L.G. – **Estudo da influência de reparos na resistência mecânica de juntas soldadas de chapas finas do aço 300M**, 147p. Dissertação Mestrado, Unesp – Campos de Guaratinguetá - faculdade de Eng. Mec., 2001.



LEE, W.S; SU, T. T. - Mechanical properties and microstructural features of 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions, **Journal Materials Processing Technology**, 1999, p. 198-206.

LEE, W.S; YEH, G.W. - The plastic deformation behavior of AISI 4340 alloy steel subjected to high temperature and high strain rate loading conditions, **Journal Materials Processing Technology**, 1997, p. 224-234.

MACHADO, GERSON; TANIGUCHI, CÉLIO - Analise da zona termicamente afetada de um aço liga temperado e revenido - **Anais do XXXIX Congresso Anual Metalurgia Física & Tratamentos Térmicos; Ensaio & Controle; Soldagem & Refratários**, jul 1994, Belo Horizonte, MG.

MACIEJNY, A. - Development problems of materials in mechanical engineering - **Journal Materials Processing Technology**, 2000, p. 184-190.

MALAKONDAIAH, G; SRINIVAS, M and RAMA RAO, P. - Ultrahigh-strength low-alloy steels with enhanced fracture toughness - **Progress in Materials Science**. 1997 - vol.42, p.209-242.

MODENESI, P.J. e STARLING, C. M. D. -Efeito da composição química na microestrutura e no desempenho da solda de aços resistentes ao fogo durante e após a exposição a temperaturas elevadas, **XV Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica**, Águas de Lindóia, novembro 1999.

MODENESI, P.J.; APOLINÁRIO, E.R.; PEREIRA, I.M. -Tig welding with single-component fluxes. **Journal Materials Processing Technology**, p.260-265, 2000

MODZHUK, M.D. - Problems of weldability and welding technology of low-alloy, high-strength steels, **Welding International**, vol.9, n 5, 1995, p. 10-16.

NAM, W.J. "et al", - Microstructural influence on fatigue properties of a high-strength spring steel, **Journal Materials Science & Engineering**, 1998, pag. 30-37



OGURA, T. – Temper embrittlement diagram of NiCr steel doped with phosphorus. **Metallurgical Transactions A**, vol. 13A, 1982, p. 2205-2207.

OHKITA, S.; HORRI, YUKIHIKO. – Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals. **ISIJ International**, vol. 35, 1995, n 10, p.1170-1182.

OLSON, G.B, New directions in martensite theory - – **Materials Science & Engineering A**. 1999, p. 11-20

PRADO, J.S.A. – **Tratamento térmico e tenacidade do aço 300M e maraging 300**. São José dos Campos, 1990. 159p. Dissertação (mestrado em Engenharia mecânica Aeronáutica), Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA.

PINFOLD, B. E.; JUBB –Plasma Arc Welding Part 1, **Welding and Metal Fabrication** , 1973, p. 391-393.

RAY B. & JAYAKUMAR T. – NDE methodologies for characterization of defects, stress and microstructures in pressure vessels and pipes. **International Journal of Pressure Vessels & Piping**, vol. 73, 1997, p. 133-146.

REID. A. C. E; OLSON, G.B. - Martensite Embryo Formation at Dislocations near Surfaces – **Materials Science & Engineering A**. 1999 – p.257-261

ROTHERY, W.H. – **Estruturas das Ligas de Ferro – Introdução Elementar** – ed. Edgard Blucher Ltda, p.142 a 163, 1968.

SANDVIK, B.P.J. – The bainite reaction in Fe-Si-C alloys: the primary stage. **Metallurgical Transactions A**. vol.13A, mayo 1982, p.777-787.

SARIKAYA, M.; STEINBERG, B.G.; THOMAS, G. – Optimization of Fe/Cr/C base structural for improved strength and toughness. **Metallurgical Transactions A**, vol. 13A, December 1982, p. 2227-2237.

SHIGA, C; GOTOH, A.; KOJIMA, T.; HORII, Y.; FUKADA, Y.; IKEUTI, K. and MATUDA, F. – State of the art review on the effect of PWHT on properties of steel weld metal. – **Welding in the World**, vol. 37, n 4, 1996, p. 163-176.

SILVA, A.L.C & MEI, P.R. – **Aços e Ligas Especiais** Eletrometal S/A– 2ª edição, p. 281, 393, 394, 457, 1998

SUCHENTRUNK, R.; STAUDIGL, G., JONKE, D.; FUESSER, H. J. – Industrial applications for plasma processes – examples and trends. **Surface & Coatings Technology**. vol.97, 1997,p. 1-9

TOKIMATSU, R. C. – **Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga**. Campinas, 1995. 435p, (Doutorado em Engenharia Mecânica) , Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP.

TOKIMATSU, R. C. e FERREIRA, I. – Influência da temperatura de austenitização sobre a tenacidade à fratura de um aço de ultra-alta resistência mecânica. **Anais do 50º Congresso Anual Corrosão e Tratamento de Superfície - ABM Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais-** vol. 5, São Pedro –SP – ago, 1995.

TOMITA, Y. –Development of fracture toughness of ultrahigh strength low alloy steels for aircraft and aerospace applications. - **Materials science and technology**, 1991, vol.7, p. 481-489.

TOMOTA, Y. – Effect of martensite morphology on mechanical properties of low alloy steels having mixed structure of martensite and lower bainite, **Materials science and technology**, 1991, vol.7, p. 299-306.

TOMITA Y. & OKAWA T – Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel, **Journal Materials Science and Engineering**, 1993, p. 145-151.



TSAY, L. W.; CHEN, C.; CHENG, S.W. – Effect of welding parameters on the working envelopes for plasma arc welding, **International Journal of Materials and Product Technology**, 1991, vol. 3, p. 217-226.

Tusek, J. and Suban, M. – Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel. – **International Journal of Hidrogen Energy** – 2000, p. 369-376.

VLADIMIR, G., RODRIGUES, A., KIMINAMI, C.S. – Trincas a frio na zona termicamente afetada na soldagem de aços ARBL temperados e revenidos. . **Anais do 50º Congresso Anual Corrosão e Tratamento de Superfície - ABM** Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais- vol. 5, São Pedro –SP – ago, 1995.

WEBER, K. - Advances in welding techniques using plasma and tig for stainless steel – **FWP Journal**, vol.31,nº 1, 1991, p. 33-39.

YOUNGBLOOD, J.L. and RAGHAVAN, M. - Correlation of microstructure with mechanical properties of 300M steel. **Metallurgical Transaction A**, vol. 8A, September, 1977, p. 1439-1448.

YU, K. O. & DOMINGUE, J.A. – Control of solidification structure in var and esr processed alloy 718 ingots. **The Minerals, Metals & Materials Society** , 1989



ANEXO:

Tabela 4.3 – Valores de limite de escoamento (σ_e), para média, Sx e e_0 .

Limite de Escoamento (MPa)	Temperatura (°C)								
	média			S			e_0		
	25	250	500	25	250	500	25	250	500
S. Plasma	1615	1486	813	11,6	17,9	89,0	12,6	19,5	96,9
Solda TIG	1650	1533	793	20,1	120,9	39,3	21,8	131,7	42,7
Sem Solda	1620	1643	778	4,0	82,6	54,0	4,3	90,0	58,8

Tabela 4.4 – Valores de limite de resistência (σ_t), para média, Sx e e_0 .

Limite de Resistência (MPa)	Temperatura (°C)								
	média			S			e_0		
	25	250	500	25	250	500	25	250	500
S. Plasma	1890	1863	936	30,7	40,9	44,0	33,4	44,5	47,9
Solda TIG	1899	1937	945	44,3	134,3	118,7	48,3	146,3	129,5
Sem Solda	1949	2090	894	33,2	109,3	34,2	36,1	119,0	37,2

Tabela 4.5 – Valores de tensão de ruptura (σ_r), para média, Sx e e_0 .

Tensão de Ruptura (MPa)	Temperatura (°C)								
	média			S			e_0		
	25	250	500	25	250	500	25	250	500
S. Plasma	1711	1850	470	131,8	43,6	52,5	143,6	47,5	57,2
Solda TIG	1747	1923	494	48,0	124,0	122,6	52,2	135,0	133,5
Sem Solda	1814	2084	451	18,3	118,7	30,7	20,0	129,1	33,4

Tabela 4.6 – Valores de deformação total (ϵ_t), para média, Sx e e_0 .

Deformação Total (%)	Temperatura (°C)								
	média			S			e_0		
	25	250	500	25	250	500	25	250	500
S. Plasma	3,73	6,36	14,24	0,79	1,33	0,89	0,86	1,45	0,97
Solda TIG	3,49	6,81	13,94	0,46	0,16	0,90	0,50	0,17	0,98
Sem Solda	4,30	6,67	15,47	0,81	1,60	1,70	1,09	1,74	1,85

Tabela 4.7 – Valores do coeficiente de encruamento (n), para média, Sx e e₀.

Coeficiente de Encruamento	Temperatura (°C)								
	média			S			e ₀		
	25	250	500	25	250	500	25	250	500
S. Plasma	0,079	0,081	0,059	8x10 ⁻³	2,4x10 ⁻³	6,7x10 ⁻³	9,0x10 ⁻³	2,6x10 ⁻³	9,0x10 ⁻³
Solda TIG	0,068	0,080	0,063	5,5x10 ⁻³	0,015	5,7x10 ⁻³	5,9x10 ⁻³	0,016	7,6x10 ⁻³
Sem Solda	0,075	0,080	0,063	4x10 ⁻³	7,1x10 ⁻³	5,3x10 ⁻³	5,3x10 ⁻³	7,8x10 ⁻³	5,8x10 ⁻³

Tabela 4.8 – Valores de razões entre limite de resistência a tração plasma e TIG e limite de escoamento sem solda

Temperatura (°C)	Razões	
	$\sigma_{t\text{plasma}}/\sigma_{e\text{ssolda}}$	$\sigma_{t\text{tig}}/\sigma_{e\text{ssolda}}$
25/25	1,17	1,17
250/250	1,13	1,18
500/500	1,20	1,21

Tabela 4.9 – Valores de razões entre deformação total a plasma e TIG e deformação total sem solda

Temperatura (°C)	Razões	
	$\epsilon_{\text{plasma}}/\epsilon_{\text{ssolda}}$	$\epsilon_{\text{tig}}/\epsilon_{\text{ssolda}}$
25/25	0,87	0,81
250/25	1,48	1,58
500/25	3,31	3,60

Tabela 4.10 – Valores de razões entre limite de escoamento plasma e TIG e limite de escoamento sem solda.

Temperatura (°C)	Razões	
	$\sigma_{e_{plasma}}/\sigma_{e_{ssolda}}$	$\sigma_{e_{tig}}/\sigma_{e_{ssolda}}$
25/25	0,99	1,02
250/25	0,92	0,95
500/25	0,50	0,49

