

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2001



1110000470



***"Otimização dos Parâmetros de
Tratamento Térmico e Soldagem
do Aço Maraging 18Ni 300"***

DALCY ROBERTO DOS SANTOS

154

**OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE
TRATAMENTO TÉRMICO E SOLDAGEM DO
AÇO MARAGING 18Ni 300.**



DALCY ROBERTO DOS SANTOS

Dissertação apresentada à Faculdade
de Engenharia de Guaratinguetá da
Universidade Estadual Paulista, para
a obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá

2001

470

470

Santos, Dalcy Roberto
S237o Otimização dos Parâmetros de Tratamento Térmico e Soldagem
do Aço Maraging 18Ni 300 / Dalcy Roberto dos Santos –
Guaratinguetá: [s. n.], 2001.
118f.: il.

Bibliografia: f.113-118
Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2001.
Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Tratamento Térmico

2. Soldagem

CDU 669-15

**“OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO E
SOLDAGEM DO AÇO MARAGING 18Ni 300”**

DALCY ROBERTO DOS SANTOS

**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. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Unesp-Feg



Prof. Dr. OLIVÉRIO MOREIRA DE MACEDO SILVA
CTA/IAE

Agosto de 2001

DADOS CURRICULARES

DALCY ROBERTO DOS SANTOS

NASCIMENTO 10.08.1952

FILIAÇÃO Sílvio Mancilha dos Santos

Dirce de Andrade Vilela dos Santos

1973/1977 Curso de Graduação em Engenharia Mecânica

UNITAU – Universidade de Taubaté

Pesquisador da Divisão de Materiais do Instituto de
Aeronáutica e Espaço – CTA



DEDICATÓRIA

Dedico todo o esforço deste trabalho ao meu pai Sílvio, minha mãe Dirce, meus irmãos e principalmente a minha esposa Regina Mancilha e meus filhos Ricardo, Regiane e a minha filha de criação Marta, pelo apoio, paciência, compreensão e incentivo demonstrados durante o desenvolvimento do mesmo, os quais foram de vital importância para que fosse possível concluí-lo.

E acima de tudo, a Deus que sempre iluminou-me em todos os dias de minha vida.

AGRADECIMENTOS

O desenvolvimento deste trabalho teve como objetivo principal realizar uma série de experimentos, análises, ensaios e exames em liga de aço Maraging 18Ni 300, para aplicação aeroespacial e só pode ter sucesso graças à infraestrutura laboratorial existente na Divisão de Materiais IAE/CTA, e não poderia deixar de agradecer ao Chefe da Divisão de Materiais (AMR) do Instituto de Aeronáutica e Espaço, Ten. Cel. Cosme Roberto Moreira da Silva, pelo apoio recebido, dando oportunidade de cursar as matérias para conclusão dos créditos necessários.

Entre tantas outras pessoas que apoiaram-me, não poderia deixar de agradecer especialmente:

- ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira meus agradecimentos pela orientação constante e paciente em todas as etapas desse trabalho.
- ao Dr. Tomaz Manabu Hashimoto pelo apoio e incentivo durante o desenvolvimento desse trabalho.
- a EDE – EMBRAER Divisão de Equipamentos na pessoa do Eng^o Walter Luiz Pigatini, pelo tratamento térmico de solubilização.
- a FAUTEC, Ferramentaria, Automação e Usinagem na pessoa do Sr Genésio Duarte e Victor pela usinagem dos corpos-de-prova.
- ao Dr. Carlos Antônio R. P. Batista e o Tec. Francisco Paiva, que através do laboratório da FAENQUIL/LORENA, colaboraram na realização de parte dos ensaios.
- ao Mc José Augusto Orlowski de Garcia e o Tec. Jaime Camilo de Souza, da Divisão de Mecânica do IAE/CTA, pelo grande apoio na execução de soldagem dos corpos-de-prova.
- ao Mc Pedro Paulo de Campos que muito incentivou-me e dedicou ao longo do desenvolvimento deste trabalho.
- ao Mc Mário Lima Alencastro Graça pelo apoio nos exames e ensaios realizados no material.

- a Mc Física Elizabeth Godoy César Salgado e o Eng. Rogério Duque Gonçalves, pelo apoio na área de microscopia eletrônica de varredura (MEV).
- ao Dr. Francisco Cristóvão Melo, Olivério Moreira de Macedo Silva e Francisco Piorino pela amizade e incentivo para a realização desse trabalho.
- ao Mc Rodolfo de Padilha Queiroz pelo apoio nos ensaios mecânicos.
- aos técnicos Júlio César dos Santos, Rui de Araújo e Roseli de Fátima Cardoso pela realização de análises químicas do material.
- aos técnicos Claudemir Patuci, João Batista Rodrigues pelo apoio nos exames metalográficos.
- ao fotógrafo Jefferson Rodrigues Tavares pela sua dedicação na elaboração das fotografias, edição de imagens e digitação.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS

LISTA DE SÍMBOLOS

Resumo

Abstract

1	INTRODUÇÃO.....	20
1.1	Considerações sobre o trabalho.....	20
1.2	Objetivo.....	21
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1	Evolução dos aços.....	23
2.1.1	Aços de alta resistência – generalidades.....	23
2.2	Aços Maraging.....	24
2.2.1	Aplicações dos aços Maraging.....	26
2.2.1.1	Envelopes de motor foguete.....	26
2.2.1.2	Carcaças de submarinos.....	27
2.3	Composição química dos aços Maraging e efeito dos principais elementos de liga.....	27
2.3.1	Elementos de liga.....	28
2.3.2	Elementos residuais.....	30
2.4	Metalurgia física dos aços Maraging.....	31
2.4.1	Diagrama Fe-Ni metaestável e de equilíbrio.....	31
2.4.2	Martensita nos aços Maraging.....	35
2.4.3	Reações de envelhecimento.....	36
2.4.3.1	Curvas de envelhecimento.....	37
2.4.3.2	Características do envelhecimento dos aços Maraging.....	39

2.5	Tratamento térmico.....	39
2.5.1	Tratamento térmico de solubilização.....	40
2.5.2	Tratamento térmico de envelhecimento.....	40
2.6	Propriedades mecânicas dos aços Maraging.....	41
2.7	Soldagem.....	42
2.7.1	Efeito dos elementos de liga e resíduos nas propriedades mecânicas do metal base e metal de solda.....	45
2.7.2	Processo plasma de soldagem.....	46
2.8	Aço 300M.....	49
2.8.1	Características gerais.....	49
2.8.2	Tenacidade e resistência à fratura.....	50
2.8.3	Ciclo de tratamento térmico para o envelope motor.....	52
2.8.3.1	Ciclo para normalização do envelope motor.....	53
2.8.3.2	Ciclo para têmpera do envelope motor.....	53
2.8.3.3	Ciclo para revenimento do envelope motor.....	54
3	MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	56
3.1	Caracterização do material recebido.....	56
3.1.1	Análise química.....	57
3.1.2	Exames metalográficos.....	58
3.1.2.1	Nível de inclusões.....	58
3.1.2.2	Microestrutura.....	58
3.1.2.3	Tamanho de grão.....	58
3.1.3	Ensaio de dureza.....	59
3.1.4	Ensaio de tração.....	59
3.1.5	Ensaio de dobramento.....	60
3.1.6	Ensaio não destrutivo.....	60
3.2	Tratamento térmico.....	61
3.2.1	Tratamento térmico de solubilização.....	61
3.2.2	Tratamento térmico de envelhecimento.....	62

3.3	Soldagem do aço Maraging 18Ni 300.....	63
3.3.1	Ensaio não destrutivo nos cordões de solda.....	65
3.3.2	Confeção de corpos-de-prova em juntas soldadas e tratamentos térmicos.....	65
3.3.3	Ensaio de tração em corpos-de-prova soldados.....	66
3.3.4	Ensaio de Microdureza Vickers (HV).....	66
3.3.5	Exames Metalográficos.....	66
3.3.5.1	Macroestrutura.....	67
3.3.5.2	Microestrutura.....	67
3.3.6	Exames por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	67
4	RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO.....	68
4.1	Caracterização do material recebido.....	68
4.1.1	Análise química.....	68
4.1.2	Exames metalográficos.....	69
4.1.2.1	Nível de inclusões.....	69
4.1.2.2	Microestrutura.....	72
4.1.2.3	Tamanho de grão.....	74
4.1.3	Ensaio de dureza.....	75
4.1.4	Ensaio de tração.....	76
4.1.5	Ensaio de dobramento.....	77
4.1.6	Ensaio não destrutivo.....	79
4.2	Caracterização do material tratado termicamente.....	79
4.2.1	Ensaio de dureza em corpos-de-prova após tratamento térmico de solubilização.....	80
4.2.2	Microestrutura após tratamento térmico de solubilização.....	81
4.2.3	Ensaio de dureza em corpos-de-prova após tratamento térmico de envelhecimento.....	83
4.2.4	Ensaio de tração em corpos-de-prova após tratamento térmico de solubilização.....	85

4.2.5	Ensaio de tração em corpos-de-prova após tratamento térmico de envelhecimento.....	86
4.3	Soldagem do aço Maraging 18Ni 300.....	92
4.3.1	Ensaio não destrutivo nos cordões de solda.....	92
4.3.2	Tratamentos térmicos.....	92
4.3.3	Ensaio de tração.....	93
4.3.4	Ensaio de microdureza Vickers (HV).....	96
4.3.4.1	Microdureza Vickers nas juntas soldadas nas condições CS, SL, SEV3 e SEV6.....	96
4.3.4.2	Microdureza Vickers após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.....	99
4.3.5	Exames metalográficos.....	101
4.3.5.1	Macroestrutura.....	101
4.3.5.2	Microestrutura.....	103
4.3.6	Exames por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV).....	108
5	CONCLUSÕES	111
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	112
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	113

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Efeito do C, Mn, Si e S nas propriedades transversais de chapas com 12,7 mm de espessura de aço Maraging 18Ni 250.....	31
FIGURA 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-Ni.....	32
FIGURA 3 - Diagrama de transformação Fe-Ni.....	33
FIGURA 4 - Dureza de aço Maraging 18Ni 250 em função de seu envelhecimento a diferentes tempos e temperaturas.....	38
FIGURA 5 - Representação esquemática das diversas regiões de uma solda em um aço Maraging.....	43
FIGURA 6 (a e b) - Técnicas de soldagem pelo processo plasma.....	48
FIGURA 7 - Representação da corrente pulsada em forma de onda quadrada.....	48
FIGURA 8 - Ciclo para normalização do envelope motor.....	53
FIGURA 9 - Ciclo para têmpera do envelope motor.....	53
FIGURA 10 - Ciclo para o duplo revenimento do envelope motor.....	54
FIGURA 11 - Aspecto geral do material recebido.....	56
FIGURA 12 - Ilustração das regiões onde foram retirados os corpos-de-prova para as análises, exames e ensaios.....	57
FIGURA 13 - Dimensões dos corpos-de-prova para ensaios de tração.	60
FIGURA 14 (a, b e c) - Representação esquemática dos ciclos térmicos de solubilização.....	62
FIGURA 15 - Equipamento e acessórios utilizados na confecção dos cordões de solda.....	64
FIGURA 16 - Dimensões dos corpos-de-prova para ensaios de tração da junta soldada.....	65
FIGURA 17 - Inclusões do tipo D óxido globulares.....	71
FIGURA 18 - Inclusões do tipo E nitreto de titânio.....	72

FIGURA 19 (a e b) - Microestrutura do aço Maraging 18Ni 300, como recebido, seções transversal e longitudinal.	73
FIGURA 20 - Tamanho de grãos do aço Maraging 18Ni 300, seção transversal.....	74
FIGURA 21 - Tamanho de grãos do aço Maraging 18Ni 300, seção longitudinal.....	75
FIGURA 22 - Aspecto geral dos corpos-de-prova, após ensaios de dobramento a 180°	78
FIGURA 23 - Aspecto da região tracionada.....	78
FIGURA 24 - Aspecto lateral do corpo-de-prova.....	79
FIGURA 25 - Dureza Rockwell C em função do tempo de solubilização.....	81
FIGURA 26 - Fotomicrografia do aço Maraging 18Ni 300 solubilizado. Seções transversal e longitudinal.....	82
FIGURA 27 - Dureza Rockwell C em função do tempo de envelhecimento.....	84
FIGURA 28 - Gráfico mostrando os valores de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento.....	88
FIGURA 29 - Gráfico mostrando os valores do limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento.....	88
FIGURA 30 - Gráfico mostrando os valores de resistência à tração em função do tempo de envelhecimento.....	90
FIGURA 31 - Gráfico mostrando os valores do limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento.....	90
FIGURA 32 (a e b) - Aspecto geral dos cordões de solda.....	92
FIGURA 33 - Fornos de tratamentos térmicos.....	93

FIGURA 34 - Microdureza Vickers em função das regiões das juntas soldadas para diversas condições.....	98
FIGURA 35 - Microdureza Vickers em função do processo de soldagem.....	100
FIGURA 36 - Macrografia do cordão de solda obtido pelo processo plasma pulsante.....	102
FIGURA 37 - Macrografia do cordão de solda obtido pelo processo plasma contínuo.....	102
FIGURA 38 - Morfologia do cordão de solda.....	103
FIGURA 39 - Microestrutura da Zona Fundida.....	104
FIGURA 40 - Microestrutura da Zona Superaquecida.....	104
FIGURA 41 - Microestrutura da Zona Recristalizada.....	105
FIGURA 42 - Microestrutura do Metal Base.....	105
FIGURA 43 - Microestrutura da junta soldada, mostrando o tamanho de grão das suas respectivas regiões.....	107
FIGURA 44 - Aspecto da região de fratura do corpo-de-prova.....	108
FIGURA 45 - Aspecto da superfície de fratura do corpo-de-prova.....	109
FIGURA 46 - Superfície de fratura do corpo-de-prova onde observa-se a presença de dimples.....	109
FIGURA 47 - Detalhe da superfície de fratura do corpo-de-prova mostrada na Figura 46.....	110

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Composição química de aços Maraging comerciais.....	28
TABELA 2 - Propriedades mecânicas dos aços Maraging no estado solubilizado 1h a 815° e resfriado ao ar.....	41
TABELA 3 - Propriedades mecânicas dos aços Maraging no estado endurecido por envelhecimento.....	42
TABELA 4 - Efeito dos elementos de liga e resíduos no aço Maraging.....	45
TABELA 5 - Composição química dos aços 300M e SAE 4340.....	50
TABELA 6 - Ciclo térmico proposto por Youngblood & Raghavon...	51
TABELA 7 - Análise comparativa de soldagem em aços 300M e aços Maraging 300.....	55
TABELA 8 - Composição química determinada pelo Lab. Análises Químicas e especificada pela norma AMS 6521 A.....	68
TABELA 9 - Frequência média de inclusões observadas nas amostras.....	70
TABELA 10 - Níveis de inclusões especificados pela norma AMS 6521 A.....	72
TABELA 11 - Tamanho de grão observado e indicado pela literatura (AMS 6521 A).....	74
TABELA 12 - Valores de dureza Rockwell C no material como recebido.....	75
TABELA 13 - Níveis de tensão obtidos em ensaios de tração no material como recebido.....	76
TABELA 14 - Ensaios de dobramento do material no estado como recebido.....	77

TABELA 15 -	Valores de dureza Rockwell C após tratamento térmico de solubilização.....	80
TABELA 16 -	Dureza Rockwell C após tratamento térmico de envelhecimento.....	83
TABELA 17 -	Valores de resistência a tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e) e alongamento (ϵ) dos corpos-de-prova solubilizados.....	85
TABELA 18 -	Valores de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento após tratamento térmico de envelhecimento.....	87
TABELA 19 -	Valores de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento após tratamento térmico de envelhecimento.....	89
TABELA 20 -	Valores de resistência à tração em corpos-de-prova soldados pelo processo plasma pulsante após tratamentos térmicos.....	94
TABELA 21 -	Valores de resistência à tração em corpos-de-prova soldados pelo processo plasma contínuo após tratamentos térmicos.....	95
TABELA 22 -	Medidas de microdureza Vickers nas regiões das juntas soldadas.....	97
TABELA 23 -	Microdureza Vickers em função do processo de soldagem após tratamento térmico de envelhecimento.	99

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
AMR – Divisão de Materiais
AMS – Aerospace Material Specification
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
CS – Como Soldado
CTA – Centro Técnico Aeroespacial
EDE – Divisão de Equipamentos
EMBRAER – Empresa Brasileira de Aeronáutica
END – Ensaios não Destrutivos
FAENQUIL – Faculdade de Engenharia Química de Lorena
FEG – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
IAE – Instituto de Aeronáutica e Espaço
MB – Metal Base
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
MIL – Military Specification
MTS – Mechanical Testing Standard
NASA – National Aeronautics and Space Administration
PAW – Plasma Arc Welding
SEV3 – Solubilizado e Envelhecido a temperatura de 480°C por 3 horas
SEV6 – Solubilizado e Envelhecido a temperatura de 480°C por 6 horas
SL – Solubilizado
V.L.S. – Veículo Lançador de Satélite
Z.F – Zona Fundida
Z.T.A. – Zona Termicamente Afetada
Z.T.A.₁ – Zona Termicamente Afetada 1
Z.T.A.₂ – Zona Termicamente Afetada 2
Z.T.A.₃ – Zona Termicamente Afetada 3



LISTA DE SÍMBOLOS

ccc – cúbica de corpo centrado

CuCl_2 – Cloreto de cobre

ddp – Diferença de potencial

gf – grama força

HCl – Ácido clorídrico

HNO_3 – Ácido nítrico

HRc – Dureza Rockwell C

Hv – Microdureza Vickers

IB – corrente de base

IP – corrente de pico

J – Joule

K_{ic} – Tenacidade à fratura

K_{iscc} – Tenacidade à fratura em corrosão sob tensão

KN – KiloNewton

mA – miliamper

N – Newton

$^{\circ}\text{C}$ – graus Celsius

Sa – Tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura ambiente até 815°C com taxa de 200°C/h

Sb – Tratamento térmico de solubilização a temperatura de 815°C

Sc – Tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura de 590° até 815°C com taxa de 200°C/h

t – tempo

V – Volt

ϵ – Alongamento percentual

σ_e – tensão limite de escoamento

σ_t – tensão máxima de resistência



SANTOS, D. R. *“Otimização dos parâmetros de tratamento térmico e soldagem do aço Maraging 18Ni 300”*. Guaratinguetá - São Paulo; 2001 118p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Os objetivos deste trabalho foram estudar e caracterizar o aço Ni 300 Maraging assim como definir os parâmetros de tratamento térmico que conferem melhor nível de resistência mecânica para usar como aço nacional para aplicações aeroespaciais. Considerando que o envelope do motor do foguete do VLS é atualmente feito de aço 300M, suas propriedades mecânicas foram utilizadas como parâmetros de referência para o presente estudo de aço 18Ni 300 Maraging. Aspectos econômicos foram considerados com respeito ao processo de tratamento térmico para obter um material confiável para aplicação aeroespacial. Os parâmetros avaliados foram a resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e dureza. Todos esses parâmetros estão diretamente relacionados com o processo de fabricação desse aço. O estudo foi feito em função do tratamento térmico aplicado no material antes e depois do processo de soldagem. Os tratamentos térmicos aplicados foram o de solubilização e envelhecimento. A microestrutura do material foi caracterizada e analisada utilizando-se microscópios óptico e eletrônico de varredura para amostras com e sem ataques químicos nas seguintes condições do material: como recebido, após tratamento térmico e após o processo de soldagem. Os resultados mostraram que baseado nas condições do material como recebido e dos estudos efetuados neste trabalho, é possível obter um material com propriedades mecânicas que habilitam o aço 18Ni 300 Maraging possível substituto do aço 300M, com vantagens em diferentes aplicações e em especial na fabricação do envelope do motor do foguete VLS.

PALAVRAS-CHAVE: aço Maraging, tratamento térmico, soldagem.

Santos, D. R. *“Optimization of the thermal treatment and welding parameters on the Maraging 18Ni 300”*. Guaratinguetá – São Paulo; 2001, 118p. Master Dissertation (Mechanical Engineering Master Dissertation) –Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

The objectives of this work were to study and characterized the Ni 300 Maraging steel as well as to define thermal treatment parameters that will yield better level of mechanical strength in order to use as a national steel for aerospace applications. Considering that the rocket engine case of VLS (Veículo Lançador de Satélite - Satellite Launcher Vehicle) is currently made of 300 M steel, its mechanical properties were used as reference parameters for the present study of 18Ni 300 Maraging Steel. Economical aspects with respect to the thermal treatment process to get a material, reliable for the aerospace application were also considered. The evaluated parameters were the tensile strength, yield stress, elongation and hardness. All these parameters are directly related to the manufacturing process of this steel. The study was done as function of the thermal treatment applied to the material before and after the welding process. Solubilizing and aging were the applied thermal treatment. The microstructure of the resulting material was characterized and studied by means of optical and scanning electron microscopy for etched and non-etched samples in the following conditions: as received, after thermal treatment and after the welding process. The results showed that based on the condition of the material as received and the studies developed in this work, it was possible to obtain a material with mechanical properties that makes 18Ni 300 Maraging eligible to be used as substitute of 300 M steel, with some advantages in different applications mainly in making VLS rocket engine cases.

KEYWORDS: Maraging steel, heat treatment, welding.

1 - INTRODUÇÃO

1.1 Considerações sobre o trabalho

A filosofia do Programa Espacial Brasileiro tem-se pautado no desenvolvimento técnico-científico das áreas necessárias à produção de peças e componentes, bem como, pela auto-suficiência nacional. Nesse sentido, tem-se fomentado o desenvolvimento e a aplicação de produtos nacionais, visando eliminar a dependência de materiais e de componentes importados.

Nesse tipo de atividade, há de se considerar a qualidade do produto final e a limitação de peso das estruturas envolvidas, ou seja, a utilização de chapas finas na confecção de estruturas de foguetes movidos a combustível sólido. Dessa forma, deve-se recorrer aos aços de ultra-alta resistência, dentre os quais os aços Maraging que destacam-se em relação aos demais.

Atualmente, o Veículo Lançador de Satélites (VLS), e alguns veículos de sondagem, os quais fazem parte do Programa Espacial Brasileiro, utilizam o aço de ultra-alta resistência 300M para a confecção de seus envelopes motores (propulsores). O aço 300M foi utilizado em substituição à liga de aço 4340, devido aos excelentes resultados obtidos na determinação dos parâmetros de tratamento térmico e de soldagem realizados para este aço.

Na década de 80, o Centro Técnico Aeroespacial (CTA/IAE) iniciou contatos para uma cooperação com as Empresas VILLARES, USIMINAS e ACESITA, com o objetivo de elaborar um projeto de estudos do aço Maraging 300, visando sua aplicação em futuros veículos lançadores de satélites e de sondagem. Desde então, a Divisão de Materiais do CTA/IAE acompanha os processos de obtenção, fabricação e controle da qualidade das chapas desse aço.

Sabe-se que estudos comparativos entre os aços Maraging 300 e 300M revelaram diversas vantagens do aço Maraging quando analisadas as suas propriedades mecânicas, estabilidade dimensional, menor tendência de



concentração de tensões residuais, menor susceptibilidade a trincas de solda, melhor tenacidade à fratura da junta soldada e da zona termicamente afetada (ZTA), com menores custos dos processos de soldagem e tratamentos térmicos, além da utilização de chapas com menores espessuras reduzindo, dessa maneira, o peso da estrutura final, permitindo o transporte de maior carga útil pelo veículo lançador.

Baseado nesses estudos e no programa estabelecido, este trabalho tem como objetivo otimizar parâmetros de tratamento térmico e de soldagem pelo processo plasma para o aço Maraging 18Ni 300, que correspondam a melhores valores de propriedades mecânicas. Para isso, este trabalho foi conduzido de maneira sistemática atendendo à seguinte metodologia:

- controle de recebimento da matéria-prima por meio de análises, exames e ensaios;
- estabelecimento de ciclos de tratamentos térmicos através de levantamento experimental da curva de envelhecimento, considerando-se os parâmetros dureza e limite de resistência;
- determinação dos parâmetros de soldagem via processo plasma para execução de cordões de solda qualificados conforme AWS-D13-1-61-classe I;
- determinação da resistência mecânica e da microdureza da junta soldada, e a análise da superfície de fratura dos corpos-de-prova fraturados.

1.2 Objetivo

O trabalho em questão procura otimizar parâmetros de tratamento térmico e de soldagem pelo processo de plasma para o aço 18Ni 300 (Maraging), objetivando melhores índices de resistência mecânica, de maneira a viabilizar sua aplicação na confecção de envelopes motores, utilizados como propulsores dos 1º, 2º e 3º estágios do Veículo Lançador de Satélites (VLS), bem como dos veículos de sondagem.

Os resultados aqui obtidos serão avaliados, visando a aplicação deste aço em substituição ao 300M hoje utilizado, tendo em vista suas vantagens em relação às propriedades mecânicas, estabilidade dimensional, tratamento térmico e soldabilidade. Estas vantagens correspondem a menores custos, em função da redução dos ciclos de tratamento térmico, peso estrutural e demanda de tempo para a confecção dos envelopes motores.



2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Evolução dos aços

A história dos aços iniciou cerca de 3.000 anos antes de Cristo, quando os egípcios já usavam instrumentos fabricados em ferro. Inicialmente este material foi utilizado para a fabricação de armas de guerra e, posteriormente, com o desenvolvimento obteve-se o “ferro trabalhado”, originado da mistura de massa porosa de esponja de ferro com escória contendo óxidos reduzidos e silicatos.

O grande avanço ocorreu no século XIV, quando altas temperaturas produziram ferro líquido, chamado “PIG IRON”, contendo 4,0% de carbono dissolvido. Foi observado que esse teor de carbono abaixava o ponto de fusão do metal e o mesmo podia ser moldado e fundido em moldes para peças com diferentes geometrias. Esse ferro fundido possuía uma estrutura frágil devido ao carvão de ferro produzido, além de outras impurezas, que só foram eliminadas no século XVIII.

Essas duas formas de ferro, fundido e trabalhado, começaram a ser utilizadas em materiais estruturais. Já no século XIX, Hustman produz uma ferramenta de aço obtida através da fusão de ferro com diferentes teores de carbono, quando então foi fundada a primeira indústria de aço chamada Sheffield (England) (Cottrell, 1968).

2.1.1 Aços de alta resistência – generalidades

Para a indústria de aços estruturais, os aços que têm sido desenvolvidos nas últimas décadas representam uma etapa significativa para a inovação de projetos, principalmente onde se utilizam aços de alta resistência com seções finas, proporcionando redução de custos bem como menor peso.



Hoje obtém-se aços de alta resistência (acima de 1400 MPa), e que são desenvolvidos com excelentes resistências ao dobramento, com espessuras de 1,8 a 12 mm e com resistência a deformação de 315 a 700 MPa.

Alguns desses aços, além de apresentarem bons valores de resistência mecânica, também têm sido investigados para aplicações que requerem resistência a meios atmosféricos agressivos. São aços de baixa liga mas com alta resistência à corrosão, que podem conter em suas composições químicas os elementos níquel (Ni) e cobre (Cu) (Vaynman, *et al*, 1997).

Além dessas propriedades, os aços de alta resistência têm sido estudados para obtenção de melhores propriedades, tais como soldabilidade e tenacidade à fratura, comparados com os já existentes, reduzindo-se o teor de carbono e utilizando-se tratamentos térmicos adequados. Não é suficiente que esses aços tenham elevada resistência mecânica. É necessário também que os elementos de liga, bem como o nível de impurezas, segregações, processos de conformação mecânica e tratamentos térmicos, sejam rigorosamente controlados a fim de cada vez melhorar mais a tenacidade dos mesmos (Vaynman, *et al*, 1997).

2.2 Aços Maraging

Os aços Maraging pertencem a uma classe de aços de ultra-alta-resistência que diferem da maioria dos aços pelo mecanismo de endurecimento. Enquanto nos aços convencionais o endurecimento é obtido por transformação martensítica, nos aços Maraging ocorre uma reação metalúrgica que não envolve carbono, sendo o aumento das propriedades mecânicas obtido pela precipitação de compostos intermetálicos em temperatura na ordem de 480°C.

O nome Maraging deriva de MARTENSITA + AGE HARDENING, oriundo do endurecimento por envelhecimento de uma matriz martensítica de baixo teor de carbono (Neto & Almeida, 1997).



O conceito de temperabilidade não é aplicável aos aços Maraging. A martensita de baixo teor de carbono formada após o resfriamento é relativamente mole, com cerca de 30 a 35 HRc de dureza. Durante o envelhecimento há apenas uma ligeira mudança dimensional, o que permite a usinagem de peças extremamente complicadas na condição martensítica, pois as distorções após o tratamento térmico serão mínimas (Hall & Slunder, 1968).

Os tipos comerciais de aços Maraging são designados para prover níveis específicos de limite de escoamento variando de 1030 até 2420 MPa (Maraging 150, 200, 250, 300, e 350). Esses aços possuem em sua composição química altos teores de níquel, cobalto, molibdênio e titânio com percentual de carbono muito baixo.

A ausência de carbono e o mecanismo de endurecimento por precipitação conferem a esses aços uma série de vantagens:

- a variação dimensional que acompanha o “endurecimento”, isto é, a precipitação, é mínima, facilitando a fabricação de peças complexas (de alta resistência) endurecida somente após a usinagem final;
- apresenta excelente soldabilidade em decorrência do baixíssimo teor de carbono;
- a tenacidade à fratura e a ductilidade são superiores a dos aços de ultra-alta-resistência convencionais, sendo os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento relativamente simples, sem riscos de descarbonetação (Silva & Mei, 1988).

Essas ligas possuem baixos teores de carbono e classicamente contêm 18% de níquel, 9,0% de cobalto, 5,0% de molibdênio e 0,7% de titânio. Entretanto, dependendo das aplicações, a composição do material pode ser modificado como, por exemplo, quando solicita-se que o mesmo tenha uma melhora na resistência à corrosão, onde deve-se variar os teores de níquel e cromo. A alta resistência desses aços é atingida quando esses são envelhecidos na faixa de 400 a 500°C, onde ocorre a precipitação de



compostos intermetálicos como η – Ni_3Ti e as fases formadas são conhecidas como fases de Laves, constituídas de Fe_2Mo , $\mu\text{-Fe}_7\text{Mo}_6$ (Applied Surface Science, 1996).

2.2.1 Aplicações dos aços Maraging

Os aços Maraging têm sido utilizados em larga variedade de aplicações incluindo mísseis, peças de aeronaves, tais como eixos de transmissão, peças hidráulicas, parafusos, punções e matrizes. Esses têm sido utilizados no campo aeronáutico e, principalmente, no aeroespacial, no qual as propriedades mecânicas e de soldabilidade são as mais importantes. Alguns exemplos de aplicações diretas dos aços Maraging são dados a seguir.

2.2.1.1 Envelopes de motor-foguete

Aços que combinam alta relação resistência/peso, boa tenacidade à fratura, boa soldabilidade e um simples tratamento térmico a baixa temperatura, tornaram-se disponíveis justamente na época em que os Estados Unidos da América (particularmente a NASA) começaram a escalada para os grandes programas espaciais, onde envelopes de motor seriam necessários. Assim, em 1962 começou o programa da NASA, conjuntamente com a Força Aérea Americana, de desenvolvimento de envelopes de motor com 6.600 mm de diâmetro e 15,2 mm de espessura, e o material selecionado foi o Maraging 200 fundido à vácuo, o qual podia ser soldado facilmente sem a necessidade de nenhum tratamento térmico pré e pós soldagem, necessitando apenas desenvolver uma completa resistência mecânica com tratamento térmico de envelhecimento a 480°C, resfriado ao ar (Hall & Slunder, 1968).



2.2.1.2 Carcaças de submarinos

Alguns veículos submergíveis possuem carcaças fabricadas em aços Maraging do tipo 18Ni. Nesses casos não só a tenacidade é importante (K_{IC}) mas também a tenacidade à fratura em corrosão sob tensão (K_{ISCC}). Isso significa que, nesses casos, o máximo tamanho de defeito tolerável é bem menor do que em condições normais, pois o ambiente é marinho. Estudos de crescimento subcrítico de trincas devem ser feitos para caracterizar melhor o comportamento dos aços Maraging em diferentes meios. Para altos níveis de limite de escoamento, os dados atuais demonstram a vantagem dos aços Maraging em relação a outros de alta resistência inclusive o 17-7 PH ou 17-4 PH (Hall & Slunder, 1968).

2.3 Composição química dos aços Maraging e efeitos dos seus principais elementos de liga

A resistência dos aços Maraging depende dos teores dos elementos de liga e, qualquer variação na concentração dos mesmos, altera o comportamento de envelhecimento do aço e, conseqüentemente, suas propriedades. Daí a importância do controle rigoroso da concentração dos elementos de liga na composição química dos aços Maraging, conforme mostra a Tabela 1.



TABELA 1 – Composição química de aços Maraging comerciais (Novak & Diran, 1966).

Tipos de aços Maraging	Elementos químicos (%)				
	Ni	Co	Mo	Al	Ti
18 Ni (200)	17,0 – 19,0	8,0 – 9,0	3,0 – 3,5	0,05 – 0,15	0,15 – 0,25
18 Ni (250)	17,0 – 19,0	7,0 – 8,5	4,6 – 5,2	0,05 – 0,15	0,30 – 0,50
18 Ni (300)	18,0 – 19,0	8,5 – 9,5	4,6 – 5,2	0,05 – 0,15	0,5 – 0,8
18 Ni (350)	17,5 – 18,5	12,0 – 12,5	3,8 – 4,6	0,10 – 0,15	1,4 – 1,7

Observações: teor de carbono não superior a 0,03%, silício 0,12% máx. manganês 0,12% máx. ou Si + Mn igual a 0,20%, fósforo e enxofre 0,01% máx., cálcio 0,05 máx., zircônio 0,02 máx., boro 0,003 %.

2.3.1 Elementos de liga

O elemento químico molibdênio (Mo) atua como endurecedor por precipitação, sendo que a liga ternária (Fe-Ni-Mo) no estado envelhecido, apresenta o composto intermetálico do tipo sigma FeMo. O molibdênio além de participar ativamente na formação dos precipitados, melhora a tenacidade das ligas Maraging por evitar a segregação ou precipitação nos contornos dos grãos, portanto, reduzindo a tendência à fratura intergranular e favorecendo a precipitação, preferencialmente, nas discordâncias e contornos das ripas de martensita de baixo carbono.

O cobalto não forma precipitados mas algum endurecimento resulta de uma reação ordenada na matriz. Sua principal contribuição é diminuir a solubilidade do molibdênio na matriz martensítica, aumentando a quantidade de precipitados (Ni₃Mo) (Hall & Slunder, 1968).

O elemento titânio atua como endurecedor e encontra-se na forma de precipitados Ni_3Ti dispersos na matriz martensítica, cuja função é remover o carbono do aço evitando dessa forma a precipitação de carbonetos do tipo Mo_6C , $(\text{Fe Mo})_6\text{C}$ durante o resfriamento. Esta reação pode interferir seriamente na reação de envelhecimento primário pela redução da quantidade de Mo para a formação de precipitados Ni_3Mo .

É conhecido que um aumento nos níveis do limite de escoamento, da ordem de 41 a 69 MPa, é obtido para cada 0,1 % de Ti adicionado. Sendo assim, o Ti é considerado o elemento que mais influencia na resistência à tração dos aços Maraging no estado envelhecido. O Mo e Ti formam a base do mecanismo de endurecimento (Contractor, 1966).

Outra reação importante que ocorre nesses aços é a formação de filmes de TiC no contorno de grão austenítico na faixa de temperaturas entre 900 e 1100°C. Esses filmes podem fragilizar o aço, endurecido por envelhecimento, porque causam fratura em baixa energia, preferencialmente nos contornos de grãos (Dolotova & Kucheryavyi, 1976).

O elemento alumínio contribui tanto para o endurecimento por solução sólida como para o endurecimento por envelhecimento da liga binária Fe-Ni, atuando também como desoxidante (Banerjee & Hauser, 1967).

Teores superiores a 0,15% de alumínio favorecem uma diminuição da tenacidade, e portanto sua concentração é mantida em torno de 0,10 %. O alumínio contribui consideravelmente para melhorar a resistência mecânica do aço (Novak & Diran).

Adições de boro (B) na ordem de 0,003% e de zircônio (Zr) da ordem de 0,02%, retardam as precipitações nos contornos dos grãos. O cálcio (Ca), adicionado em pequena quantidade (0,05%), age provavelmente como dessulfurante (Novak & Diran).

2.3.2 Elementos residuais

Em relação aos elementos residuais sabe-se que os mesmos não exercem praticamente influência no comportamento dos aços Maraging durante a deformação a quente e nos tratamentos térmicos (Metals Handbook 9th edition,).

Os aços Maraging são pouco sensíveis a elementos residuais como arsênico (As) , antimônio (Sb) e fósforo (P) que causam fragilidade de revenido nos aços convencionais temperados e revenidos. Tudo indica que são mais resistentes à fragilidade pelo hidrogênio (H) em relação aos aços de baixa liga. Embora os aços Maraging sejam considerados resistentes à fragilidade pelo hidrogênio (H), a cadmiação em banhos convencionais pode fragilizá-los. Essa fragilização pode ser eliminada fazendo-se a cadmiação com baixo teor de H, não contendo agentes abrillantadores adicionados ao eletrólito, seguido de recozimento durante um certo tempo (Laucher & Herfert, 1966).

O carbono (C) é prejudicial à resistência ao entalhe, particularmente em concentrações superiores a 0,03%, tendendo a formar carbonetos de Ti e/ou de Mo diminuindo, dessa maneira, a quantidade de Ti ou de Mo disponíveis para o endurecimento. Além disso, forma carbonetos frágeis, carbonitretos e inclusões de carbosulfetos. Quando o metal é deformado, essas partículas se fraturam agindo como concentradores de tensões, diminuindo a tenacidade (Metals Handbook 9th Edition,).

O silício (Si) como o manganês (Mn) aumentam a resistência, porém exercem influências adversas na tenacidade e ductilidade. Por isso, suas concentrações não devem ser superiores a 0,12% de Si ou 0,20% combinadas, isto é, % de Si + % de Mn deve ser menor ou igual a 0,20%.

O enxofre (S) é várias vezes mais ativo como agente fragilizante do que o Mn e o Si juntos, conforme se observa na Figura 1. Este elemento



combina-se formando sulfetos, sendo extremamente prejudicial à liga, devendo, por conseguinte, ser eliminado do material (Novak & Diran, 1966).

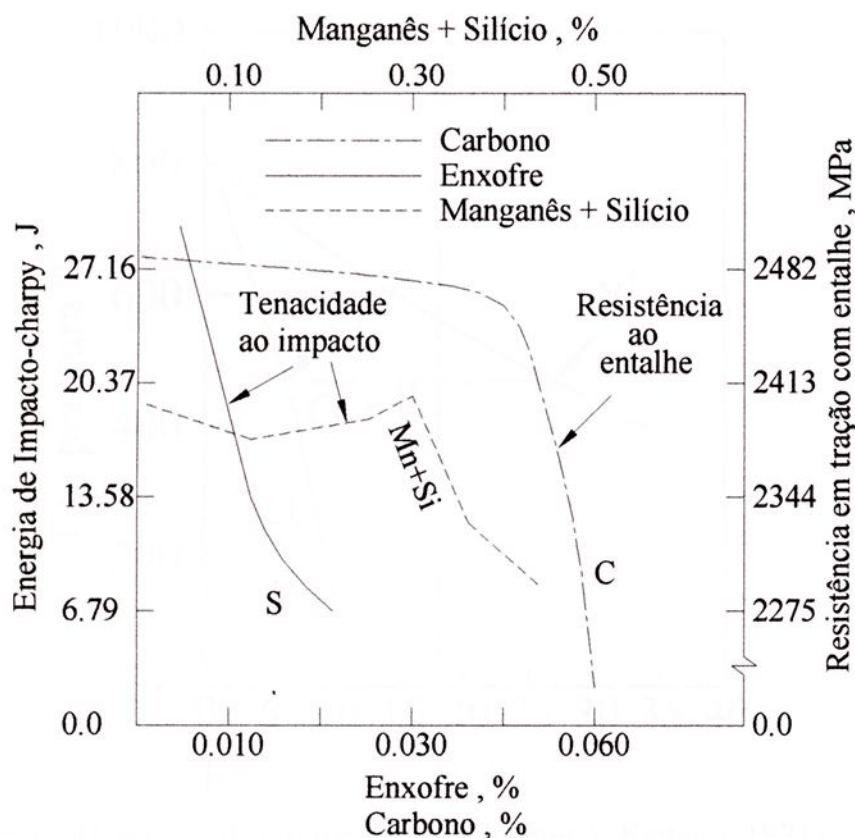


FIGURA 1 - Efeito do C, Mn, Si, e S nas propriedades transversais de chapas com 12,7 mm de espessura de aço Maraging tipo 18 Ni 250 (Contractor, 1966).

2.4 Metalurgia física dos aços Maraging

2.4.1 Diagrama Fe-Ni metaestável e de equilíbrio

A Figura 2 mostra a extremidade do diagrama de equilíbrio Fe-Ni, rico em Fe. Pelo diagrama verifica-se que, sob condições de equilíbrio, a estrutura de uma liga com 18% de Ni é completamente austenítica à temperatura acima de 590°C. Para temperaturas abaixo, têm-se uma estrutura duplex composta das fases γ' (austenita) e α (ferrita). Uma notável

característica desses sistemas é a rapidez com que o campo das duas fases se alarga com a redução da temperatura.

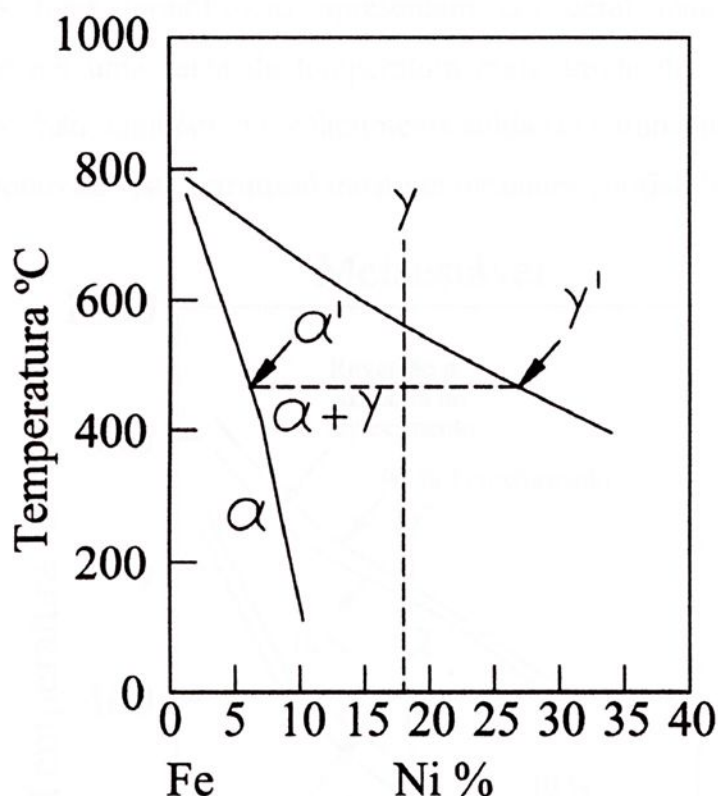


FIGURA 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-Ni (Lang & Kenyon, 1971).

À medida que o teor de Ni aumenta e a temperatura diminui, o campo de estabilidade bifásica se expande. A expansão desse campo, em conjunto com temperaturas mais baixas, propicia nessa região extrema lentidão nas reações de transformação. O diagrama de equilíbrio mostra que as reações que ocorrem no sistema, sob condições normais de aquecimento e resfriamento, são pouco alteradas. Neste caso, o diagrama de transformação da Figura 3 ilustra esta condição (Lang & Kenyon, 1971).

Comparando-se o diagrama de transformação (Figura 3), com o de equilíbrio (Figura 2), observa-se que, no resfriamento o início da transformação austenita-ferrita dá-se a temperaturas mais baixas, acelerando o fim da transformação e o campo bifásico estreita-se mais, favorecendo a

transformação austenítica e desfavorecendo a formação de estruturas bifásicas como produtos de transformação (Lang & Kenyon, 1971).

As ligas monofásicas apresentam em geral maior tenacidade e ductilidade em uma faixa de temperatura mais ampla do que os materiais polifásicos. São, também, mais facilmente soldadas e trabalhadas a quente e a frio. Do ponto de vista estrutural mostram ter maior confiabilidade.

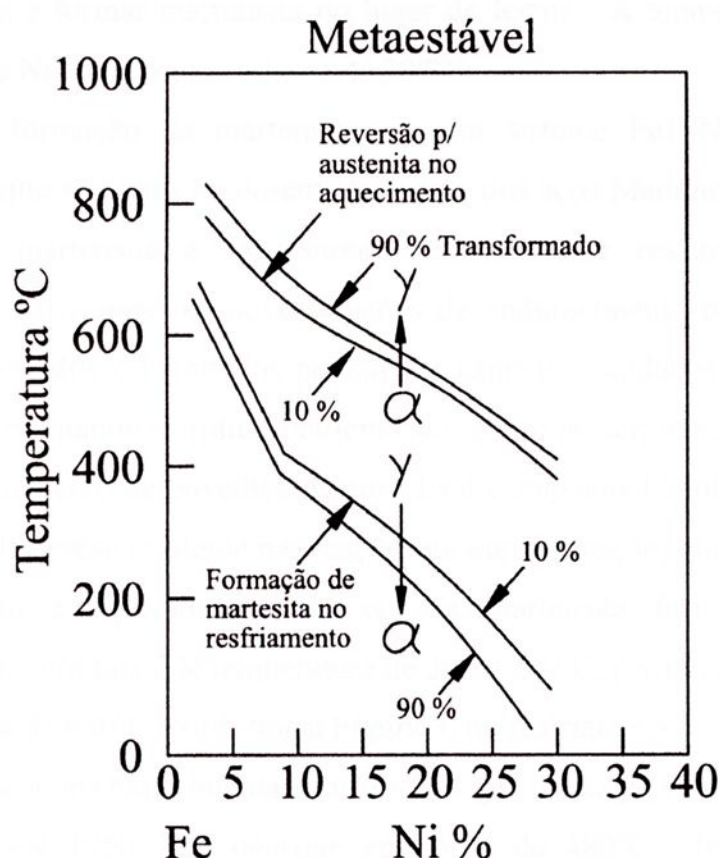


FIGURA 3 – Diagrama de transformação Fe-Ni (Lang & Kenyon, 1971).

Um aspecto importante do sistema Fe-Ni é quanto à formação da martensita, a partir do campo austenítico, durante o resfriamento normal e, mesmo que esse seja lento, não ocorre difusão na transformação martensítica. Tudo indica que em temperaturas elevadas e concentrações menores de Ni favorecem os processos de transformação controlados por difusão. Concentrações elevadas de Ni e temperaturas correspondentes mais baixas desfavorecem os processos controlados por difusão. Assim, dependendo da

temperatura, tempo de encharque e da composição das ligas, com teores de Ni mais baixos podem ser transformados por difusão em ferrita, enquanto que para concentrações mais altas, elas tendem a se transformar por cisalhamento em martensita.

Para um teor de Ni mínimo de 18% a temperatura de transformação necessária pode ser baixa, de modo que sob qualquer condição de resfriamento a tendência é formar martensita no lugar de ferrita. A temperatura M_s para este teor de Ni é de aproximadamente 288°C .

A formação da martensita em um sistema Fe18Ni traz algumas vantagens que são úteis no desenvolvimento dos aços Maraging 18Ni 300, ou seja, esta martensita é excepcionalmente tenaz e resistente, possuindo excelente matriz para promover reações de endurecimento por precipitação. Produtos forjados e laminados podem ser usinados, soldados e conformados mesmo apresentando estrutura martensítica, sendo posteriormente endurecidos durante tratamento de envelhecimento. Esta excepcional vantagem deve-se à acentuada histerese existente nas reações de transformação, durante as fases de resfriamento e aquecimento, ou seja, a martensita formada durante o resfriamento, em faixa de temperatura de 304 a 260°C , permanece estável até a temperatura de 620°C , conforme a Figura 3, no resfriamento.

Trabalhos experimentais mostraram que as reações de precipitação no aço Maraging 18Ni 300, ocorrem em torno de 480°C . Isto possibilita a obtenção da estrutura martensítica endurecida por precipitação a uma temperatura considerada baixa, o que reduz sensivelmente os riscos de distorção e empenamento que geralmente ocorrem em peças de aços temperadas e revenidas, possibilitando a execução do tratamento de endurecimento em peças acabadas.

Estudos indicam que o super envelhecimento (overaging) é benéfico à tenacidade à fratura sem comprometer a resistência mecânica, embora o fator limitante desse tratamento seja a reprodutividade em escala industrial (Hall & Slunder, 1968).



2.4.2 Martensita nos aços Maraging

Para teores de Ni suficientemente altos, independentemente da velocidade de resfriamento o produto da transformação da austenita será essencialmente martensita, não se formará nem ferrita nem qualquer outra fase (Hall & Slunder, 1968). A inexistência de produtos alternativos da decomposição da austenita, em geral formados por processos controlados por difusão, assegura que a transformação martensítica não é essencialmente perturbada pela velocidade de resfriamento. Portanto, dimensões de diferentes seções não constituem fatores importantes a serem considerados em relação à transformação martensítica. No sistema Fe-C, fases como ferrita e carbonetos são formados quando a velocidade de resfriamento é suficientemente lenta para permitir que esses produtos sejam gerados através de reações, em geral controlados por processos de difusão, à temperaturas relativamente elevadas (Hall & Slunder, 1968), (Floreen, 1984).

Outro fato decorrente da martensita ser o único produto de transformação da austenita, durante o resfriamento nos aços Maraging é que, sob condições normais, a transformação martensítica é reversível. Em consequência, o tamanho de grão não se altera durante o aquecimento ou resfriamento na região da transformação. A estrutura sofre simplesmente cisalhamento entre a austenita original e a martensita resultante. Portanto, para refinar o grão, é necessário que ocorra deformação plástica antes ou durante o tratamento de austenitização, causando a recristalização da austenita. Quanto maior o nível de deformação, maior será o número de núcleos ativados durante o tratamento térmico e menor será o tamanho do grão.

Em contraste, o tamanho de grão ferrítico de aços-carbono e aços-liga comuns está sujeito a alterações ao passar pela faixa de transição ferrita-austenita, durante a normalização e outros tratamentos de recozimento. Esta transformação dá condições para o refino de grãos por ser um processo



irreversível de nucleação e crescimento, cujos parâmetros podem ser controlados.

A martensita no sistema Fe-Ni tem estrutura cristalográfica cúbica de corpo centrado (CCC) cujo limite de escoamento (σ_e) é da ordem de 290 MPa. A estrutura é similar à ferrita nos sistemas Fe-Ni com exceção da alta densidade de discordâncias, podendo ocorrer a formação de maclas finas dependendo do teor de Ni (Hall & Slunder, 1968).

Em contraposição, a martensita de aços-carbono é TCC e o grau de tetragonalidade é diretamente proporcional à concentração de C da martensita, e o teor de C é o fator dominante na resistência dos aços carbono.

O efeito do C na resistência da martensita de baixo teor de carbono é bastante crítico. Por exemplo, a presença de 0,02% de C eleva o limite de escoamento da martensita para aproximadamente 689 MPa. O limite de escoamento da martensita do sistema Fe-Ni-C, contendo 30,8% de Ni e 0,02% de C, é da ordem de 655 MPa.

Os limites de escoamento dos aços Maraging com 18% de Ni no estado martensítico variam comumente entre 655 a 827 MPa, e o comportamento da martensita desses aços pode ser considerado, em primeira aproximação, igual ao da martensita da liga Fe-Ni-C contendo cerca de 0,02% de C. Aparentemente, a presença de certos elementos de liga como o Mo, Co, Ti e Al não exercem grande influência na resistência da martensita, entretanto, o C parece exercer muita influência mesmo presente em pequenas concentrações (Hall & Slunder, 1968).

2.4.3 Reações de envelhecimento

A dureza e a resistência dos aços Maraging aumentam substancialmente com o aquecimento à temperatura abaixo da faixa de reversão à austenita. O efeito do envelhecimento artificial é grande e o



endurecimento resultante se manifesta rapidamente. Essa ação rápida de envelhecimento é muito comum nas ligas envelhecíveis (Tricket, 1966).

O efeito prático imediato decorrente da rapidez dos mecanismos de envelhecimento é o de introduzir um fator de inflexibilidade no tratamento térmico das ligas envelhecíveis, isto é, a tendência é estreitar a faixa de temperatura ideal para os tratamentos de envelhecimento.

A faixa de temperatura na qual o envelhecimento da liga oferece maior vantagem é de 400°C a 510°C. Para temperaturas mais baixas são poucas as alterações nas propriedades, a menos que o tempo de permanência à temperatura seja consideravelmente maior. Para temperaturas mais altas os processos prejudiciais às propriedades, resultantes do envelhecimento, agem rapidamente diminuindo as chances de se obter boas propriedades mecânicas. Além disso, na faixa de temperatura de envelhecimento, as reações ocorrem tão rapidamente que é praticamente impossível interrompê-las para tentar obter uma combinação de propriedades mecânicas intermediárias.

Esses parâmetros limitam as possibilidades de alterações de roteiros de tratamento térmico para compensar, por exemplo, possíveis variações de composição química, bem como obter as combinações desejadas de propriedades mecânicas, como fazemos por exemplo com os aços de médio carbono e de baixa liga, onde o processo de revenimento proporciona grande facilidade para se alcançar as propriedades desejadas. Esses aços podem ser revenidos na faixa de 150 a 705°C, apresentando variações significativas de propriedades mecânicas. Essas variações permitem ajustar o tratamento térmico e as propriedades desejadas, objetivando compensar composições químicas inadequadas.

2.4.3.1 Curvas de envelhecimento

Aquecendo-se as ligas de aços Maraging a temperaturas inferiores à faixa de reversão da austenita, há um aumento significativo na dureza e



consequentemente na resistência mecânica (Tricket, 1966). Em três horas a 480°C o limite de escoamento da martensita pode passar de 689 para 1724 MPa. A Figura 4 mostra o efeito do tempo e temperatura na reação de envelhecimento de um aço Maraging 18Ni 250.

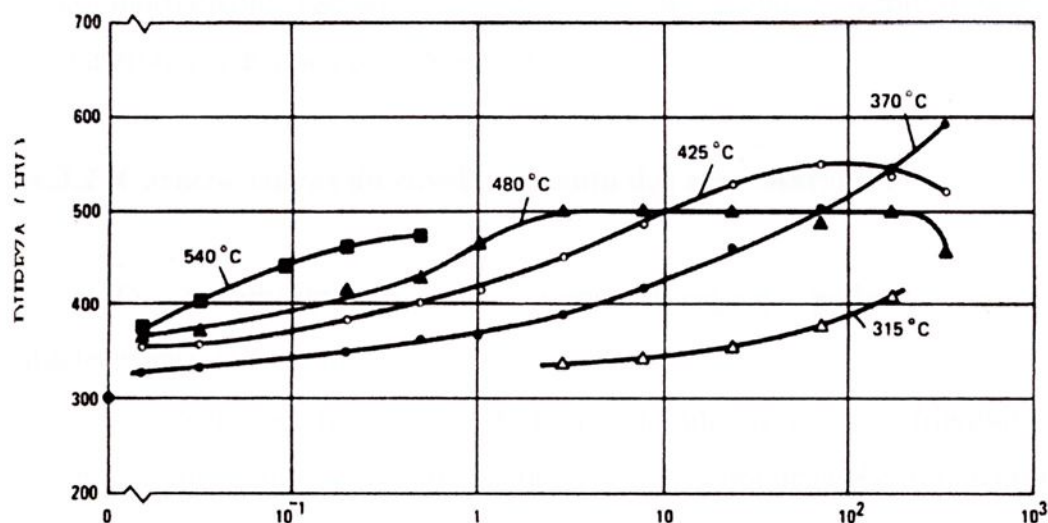


FIGURA 4 – Dureza de aço Maraging 18Ni 250 em função de seu envelhecimento a diferentes tempos e temperaturas (Lang & Kenyon, 1971).

Examinando a Figura 4 pode-se inferir cinco pontos básicos e fundamentais (Floreen, 1984):

- para temperaturas mais baixas, os tempos necessários para dureza máxima são extremamente longos;
- para um nível de dureza predeterminado, a resposta ao tratamento será mais rápida a temperaturas maiores;
- para temperaturas altas a dureza máxima diminui e a resposta ao tratamento é muito rápida;
- os pontos de intersecção das curvas a diferentes temperaturas representam opções ou alternativas de tratamento, cuja escolha exigirá outra variável comparativa, além da dureza e da resistência mecânica, e,

via de regra, essa outra variável será a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{Ic}) ou tensão plana (K_{Ic}) para uma dada espessura;

- e) para cada composição química o fabricante deve construir curvas experimentais como apresentadas na Figura 4, que caracterizam o comportamento mecânico, tendo em vista a alta susceptibilidade do material aos desvios de composição.

2.4.3.2 Características do envelhecimento dos aços Maraging

O envelhecimento dos aços Maraging podem apresentar características, tais como:

- a) a resposta ao tratamento é muita rápida nos aços Maraging a temperaturas altas e muito lentas e não econômicas em temperaturas baixas;
- b) há uma certa inflexibilidade no que tange a compensar defeitos aos desvios de composição química com os tratamentos térmicos. Sob esse aspecto, os aços temperáveis e revenidos são mais adaptáveis.

Portanto, um dos fatores mais importantes a cumprir em um programa de desenvolvimento de aços Maraging é, sem dúvida, o controle da composição química e caracterização do material (Lange, 1971).

2.5 Tratamento térmico

A transformação que os aços Maraging sofre, como o seu próprio nome revela, é a mudança para a estrutura martensítica seguida de endurecimento com o envelhecimento. Sua principal característica é que a austenita se transforma sob resfriamento ao ar para uma martensita macia, a qual pode facilmente ser trabalhada e que pode ser envelhecida por um simples tratamento térmico em torno de 480°C. O ciclo de tratamento térmico é então contínuo e os problemas de distorção são então minimizados. Se o



teor de carbono for baixo (0,03% máx.), o processamento térmico pode ser realizado sem necessidade de atmosfera controlada (Contractor, 1966). Esses aços, estabilizados durante o tratamento de envelhecimento à temperatura de 480°C e três horas de exposição, é satisfatório para uma combinação de alta resistência e boa tenacidade à fratura.

2.5.1 Tratamento térmico de solubilização

Os aços Maraging são normalmente solubilizados a 815°C e resfriados ao ar. Para uma melhor combinação de tenacidade e resistência, esses podem ser submetidos a solubilização dupla, isto é, aquecimento entre 870 e 980°C, resfriamento ao ar, reaquecimento entre 760 e 815°C e, novamente, resfriados ao ar (Wei, 1969). Os fornos podem ser dos tipos banho de sal, semi-muflas ou muflas. Não é necessário atmosfera especial para evitar a descarbonetação, devido ao baixo teor de C. Para se ter superfícies isentas de óxidos, o material deve ser aquecido e resfriado até a temperatura ambiente em atmosfera controlada.

A peça deve estar completamente limpa antes da solubilização. Todas as superfícies devem estar isentas de compostos sulfurosos, materiais carbonáceos e detritos industriais.

2.5.2 Tratamento térmico de envelhecimento

A temperatura de envelhecimento dos aços Maraging é comumente 480°C. Os tempos de envelhecimento variam entre 3 e 6 horas (Vasco, 1966). A atmosfera de tratamento térmico é em geral o ar. A temperatura da carga deve ser uniforme e não deve variar muito admitindo-se uma variação de $\pm 5^\circ\text{C}$ em torno da temperatura desejada. Esta variação é fácil de ser mantida em fornos elétricos e banho de sal. Quando se trata de peças volumosas (motor-foguete) deve-se tomar providências no sentido de forçar a circulação dos



gases quentes, para garantir a homogeneidade da temperatura, obtendo assim, melhores resultados.

2.6 Propriedades mecânicas dos aços Maraging

As Tabelas 2 e 3 apresentam as propriedades mecânicas dos principais aços Maraging em função do tratamento térmico.

TABELA 2 – Propriedades mecânicas dos aços Maraging no estado solubilizado 1h a 815° C e resfriado ao ar (Metals Handbook U. S., 1987) (.Schimdt & Rohrbach, 1991).

Liga	Resistência à tração (σ_t) MPa	Limite de escoamento (σ_e) MPa	Alongamento em 50 mm %	Redução de área %	Dureza HRc
18 Ni 200	965 – 1000	760 – 807	17 – 18	72 – 79	28 – 30
18 Ni 250	1000 – 1140	725 – 895	8 – 16	55 – 70	28 – 35
18 Ni 300	1000 - 1170	760 - 895	6 – 15	45 – 60	30 – 37

TABELA 3 – Propriedades mecânicas dos aços Maraging, no estado endurecido por envelhecimento (Gondolf, 1981).

A – Solubilizado 1 h a 815°C, envelhecido 3 h a 480°C.

B – Solubilizado 1 h a 815°C, envelhecido 12 h a 480°C.

Liga	Tratamento térmico	Resistência à tração (σ_t) MPa	Limite de escoamento (σ_e) MPa	Alongamento em 50 mm %	Redução de área %	Tenacidade à fratura K_{ic} MPa $\sqrt{m}$
18 Ni 200	A	1500	1400	10	60	150 – 240
18 Ni 250	A	1800	1700	8	55	120
18 Ni 300	A	2050	2000	5	40	80
18 Ni 350	B	2450	2400	4	25	35 - 50

2.7 Soldagem

Basicamente um processo de soldagem ideal para os aços Maraging é aquele que proporciona uma junta soldada com aproximadamente a mesma resistência e melhor tenacidade à fratura, no estado envelhecido que o metal base. Essas propriedades são influenciadas principalmente pela microestrutura do metal de solda, zona termicamente afetada, composição da solda e pela relação entre a alimentação e a dissipação de calor (Knoth & Lang, 1966).

a) Aspectos microestruturais do metal de solda

A microestrutura do cordão de solda (zona fundida) dos aços Maraging no estado envelhecido é constituída de dendritas de martensita, circundada por regiões de contorno constituídas de martensitas (severamente atacadas) com ilhas de austenita, em geral, nas interseções desses contornos. A austenita localizada nessas regiões é rica em Ni, Ti, e Mo, enquanto que as células

martensíticas dendríticas são pobres desses elementos. Observa-se ainda que, a fratura quando ocorre na solda, tende a propagar-se pelos contornos interdendríticos, devido ao acúmulo nesses locais de carbonetos e nitretos de Ti e outros compostos que reduzem a tenacidade à fratura das soldas (Knoth & Lang, 1966).

b) Composição do metal de solda

As composições químicas do metal base e do metal de solda são os principais fatores que têm influência nos cordões de solda. Assim sendo, deve-se efetuar um rígido controle químico para evitar grandes concentrações dos compostos danosos (TiC, TiN e outros) nos contornos interdendríticos do metal de solda. Cabe ressaltar que, os elementos, tais como C, S, O e N, devem ser mantidos nos mais baixos níveis, de modo a obter máxima tenacidade à fratura na solda (Knoth & Lang, 1966).

c) Zona termicamente afetada

De acordo com a Figura 5, a zona termicamente afetada após a solda em um aço Maraging pode apresentar três faixas distintas (Kammer & Martin, 1966).

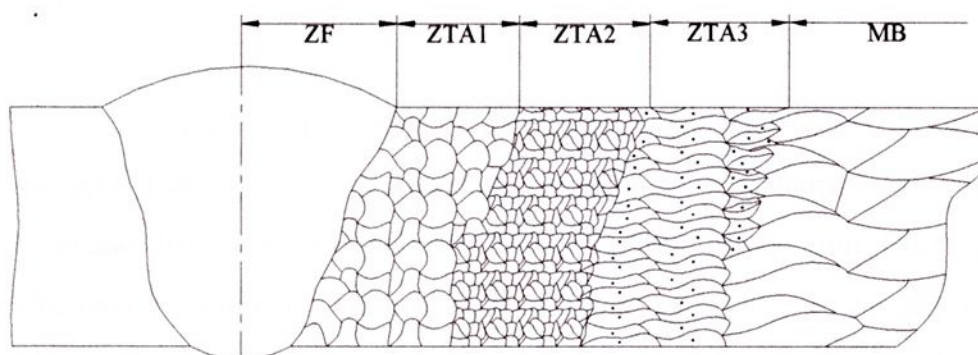


FIGURA 5 – Representação esquemática das diversas regiões de uma solda em um aço Maraging.

A zona termicamente afetada (ZTA) apresenta três regiões distintas. A primeira delas é identificada por ZTA_1 , região esta adjacente à linha de fusão. Nessa, as temperaturas atingem níveis dentro do campo austenítico, favorecendo o crescimento do tamanho de grãos. Com o resfriamento, o metal transforma-se em martensita grosseira. A reação de transformação da austenita em martensita é reversível e conseqüentemente a martensita herda a granulação grosseira da austenita original.

Na segunda região (ZTA_2) ocorre uma recristalização com uma sensível redução do tamanho de grão.

Na terceira região (ZTA_3) ocorre um fenômeno de reversão da austenita. Esta zona é severamente atacada (região mais escura) onde iniciou o processo de envelhecimento, que geralmente ocorre em temperatura em torno de 480°C.

d) Aporte e dissipação de calor durante a soldagem

O nível de deterioração da resistência dos aços Maraging na zona afetada pelo calor das juntas soldadas, é influenciado pelo aporte de energia durante a soldagem. Esse, afeta a extensão das bandas de granulação grosseira, das bandas severamente atacadas e da quantidade de austenita retida na junta soldada.

Um aumento na quantidade de contornos interdendríticos do metal de solda, pode melhorar suas propriedades mecânicas, pois permite uma melhor distribuição dos compostos danosos, evitando grandes concentrações. Assim sendo, uma maneira de melhorar a tenacidade seria através do emprego de baixa aporte e dissipação de calor durante a soldagem, evitando assim dentritas alongadas, bem como reduzindo a extensão da ZTA.

Alguns efeitos observados levaram à formulação de algumas regras gerais referentes à aporte de energia na soldagem dos aços Maraging, tais como (Evans & Monroe, 1963):



- 1) evitar tempos prolongados a temperaturas elevadas;
- 2) não pré-aquecer. Manter a temperatura entre passes inferiores a aproximadamente, 140°C;
- 3) o aporte de energia na solda deve ser o mínimo possível;
- 4) evitar condições que provoquem resfriamentos muito lentos.

2.7.1 Efeito dos elementos de liga e resíduos nas propriedades mecânicas do metal base e metal de solda

A Tabela 4 mostra a influência dos elementos de liga e resíduos nos aços Maraging.

TABELA 4 – Efeito dos elementos de liga e resíduos no aço Maraging (Linnert).

Elemento	Faixa aprox. %	Nível apresentado	Efeito no metal base	Efeito no metal soldado
Níquel	17-19	Muito baixo	Diminui a resistência	Diminui a resistência. Aumenta a possibilidade de trincas
		Muito alto	Promove a retenção da Austenita, diminui a resistência e reduz a tenacidade	Promove a reversão da austenita em “piscinas de segregados” que reduzem a resistência e a tenacidade.
Cobalto	7,0 – 9,5	Muito baixo	Diminui a resistência	Diminui a resistência, aumenta a possibilidade de trincas.
		Muito alto	Aumenta a resistência, diminui a tenacidade	Reduz a resistência e a tenacidade
Molibdênio	3,0 – 5,2	Muito baixo	Diminui a resistência	Diminui a resistência, aumenta a possibilidade de trincas.
		Muito alto	Aumenta a resistência, diminui a tenacidade	Reduz a resistência e a tenacidade

Elemento	Faixa aprox. %	Nível apresentado	Efeito no metal base	Efeito no metal soldado
Titânio	0,10 – 0,80	Muito baixo	Diminui a resistência	Aumenta a porosidade, diminui a resistência.
		Muito alto	Reduz a tenacidade	Forma sulfetos de baixo ponto de fusão. Promove segregação da austenita
Silício	0,10 max	Muito alto	Reduz a tenacidade	Aumenta a possibilidade de trincas a quente. Reduz a tenacidade
Manganês	0,30 max	Muito alto	Reduz a tenacidade	Reduz a tenacidade
Carbono	0,03 max	Muito alto	Reduz a resistência	Reduz sensivelmente a tenacidade
Enxofre	0,01 max	Muito alto	Reduz a tenacidade	Aumenta sensivelmente a possibilidade de trincas a quente e reduz a tenacidade
Alumínio	0,05 – 0,15	Muito alto	Aumenta a resistência e diminui a tenacidade	Aumenta a resistência e diminui a tenacidade
Boro	Pouca adição		Aumenta a tenacidade	Aumenta a possibilidade de trincas e reduz a tenacidade
Zircônio	Pouca adição		Aumenta a tenacidade	Aumenta a possibilidade de trincas e reduz a tenacidade
Hidrogênio	Residual			Aumenta a possibilidade de trincas .
Oxigênio	Residual			Reduz a tenacidade.
Nitrogênio	Residual		Forma partículas de TiN e TiCN que reduzem a tenacidade	Reduz a tenacidade pela formação de partículas de TiN e TiCN
Cálcio	Desoxidante			

2.7.2 Processo plasma de soldagem

O processo plasma (plasma Arc Welding – PAW) faz parte dos processos de soldagem por fusão, fazendo com que a energia aplicada tenha a



função de produzir calor suficiente para fundir o material (Houldcroft, 1989). É composto de um arco elétrico no qual passa uma corrente elétrica através de uma atmosfera de gás inerte ionizado entre dois eletrodos submetidos a uma diferença de potencial (ddp) (Martikainen & Moisio, 1983). A peça a ser utilizada para a soldagem atua como um eletrodo e o outro eletrodo, propriamente dito, neste caso não consumível.

Objetivando minimizar a formação de zonas termicamente afetadas (ZTAs), o arco elétrico passa por um orifício, onde o mesmo terá uma geometria praticamente cilíndrica, o que dá uma estabilidade direcional com densidade de energia mais acentuada (Pinfold, 1973-1974) (Craig, 1988).

A soldagem pelo processo plasma pode ser aplicada usando duas diferentes técnicas. A primeira é chamada técnica de fusão “Melt-in”, onde o plasma colide sobre a área a ser soldada, funde e penetra na superfície com alguma profundidade, esta técnica emprega baixas correntes e vazões reduzidas de gás plasmático, sendo a sua principal aplicação a soldagem manual. A Figura 6(a) ilustra essa técnica.

A segunda técnica é chamada técnica do furo “keyhole”, obtida através da combinação dos parâmetros amperagem, velocidade de soldagem e vazão de gás ionizado que, em conjunto, produzem uma poça fundida com um furo passante através do metal base, produzindo uma completa penetração. Esta técnica, ilustrada na Figura 6 (b), é usada em soldagem automática e apresenta as seguintes vantagens:

- o arco pode ser visto lateralmente, aumentando a segurança no acompanhamento da técnica de penetração total;
- habilidade para soldagem com maiores velocidades;
- penetração total e uniforme;
- simplificação nos procedimentos de preparação das juntas (Houldcroft, 1989) (Pinfold, 1973-1974) (Craig, 1988).

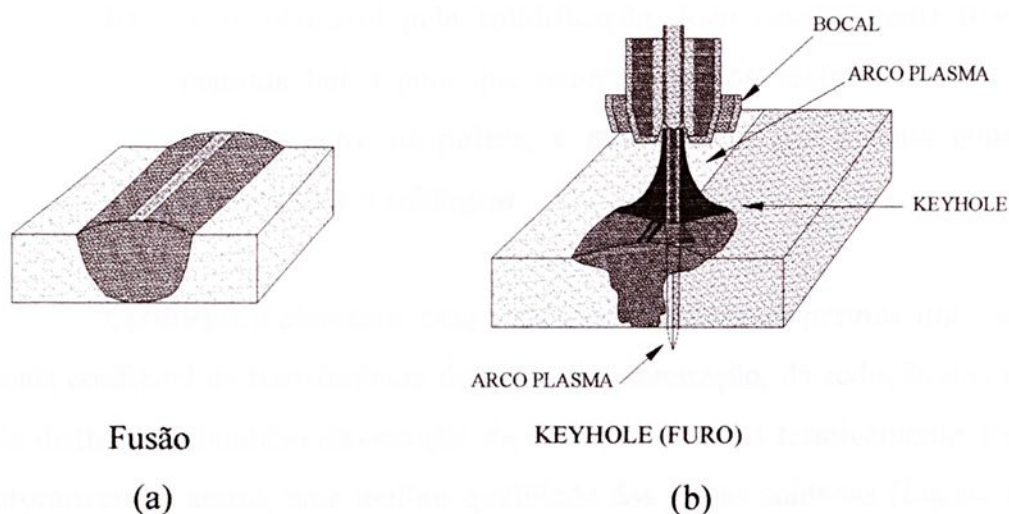


FIGURA 6 – As duas técnicas de soldagem pelo processo de plasma: (a) técnica de fusão (Melt-in), (b) técnica do furo (keyhole).

No caso do plasma pulsado a corrente caracteriza-se por variar a amplitude entre um valor mínimo I_B (corrente de base) e um máximo I_P (corrente de pico), conforme mostra a Figura 7.

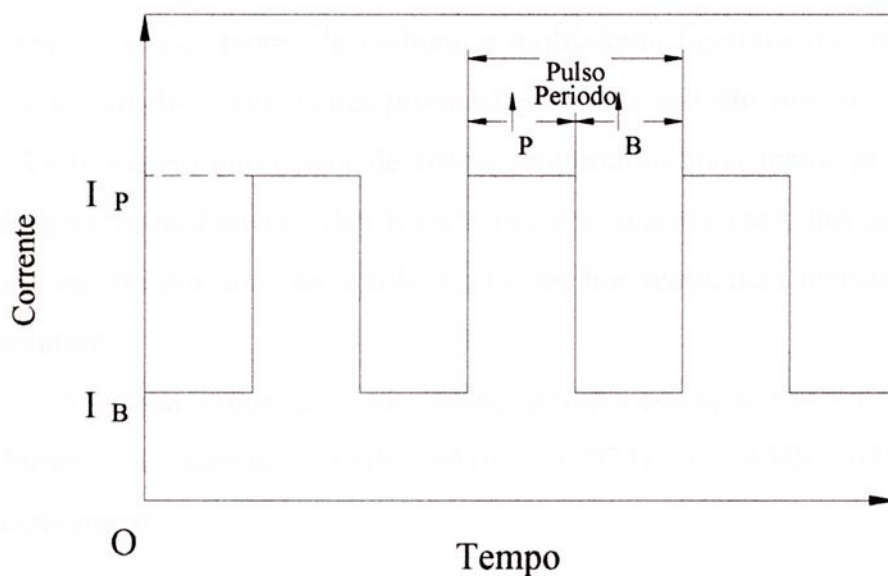


FIGURA 7 – Representação da corrente pulsada em forma de onda quadrada, associada com parâmetros de pulso.

I_P – corresponde a um período, onde ocorre a fusão, consequentemente, a penetração no metal base;

IB – é responsável pela solidificação, logo essa corrente deve ser mantida baixa para que ocorra o rápido resfriamento da poça fundida entre os pulsos, e mantendo o gás plasma constante durante toda a soldagem.

Conforme a literatura, essa condição de soldagem permite um controle mais confiável da transferência de calor, da penetração, da redução dos níveis de distinção e também da redução da extensão da zona termicamente afetada, promovendo, assim, uma melhor qualidade das juntas soldadas (Lucas, 1978) (Omar & Lundin, 1979).

2.8 Aço 300M

2.8.1 Características gerais

O aço de ultra-alta-resistência 300M difere do aço SAE 4340 por um alto teor de silício, teores de carbono e molibdênio ligeiramente maiores, e a adição de vanádio. Muitas das propriedades deste aço são similares as do aço SAE 4340, exceto que o teor de silício proporciona uma maior profundidade de têmpera (retardamento das transformações austeníticas), um aumento no endurecimento por solução sólida e uma melhor resistência mecânica a altas temperaturas.

A Tabela 5 mostra a composição química dos aços 300M e SAE 4340. Conforme as normas AMS 6416A (1973) e AMS 6359D(1980) respectivamente.



TABELA 5 – Composição química dos aços 300M e SAE 4340.

Aço Elementos	300M	4340
C	0,41 – 0,46	0,38 – 0,43
Mn	0,60 – 0,90	0,60 – 0,80
Si	1,45 – 1,80	0,20 – 0,35
P	---- 0,015	---- 0,025
S	---- 0,015	---- 0,025
Cr	0,70 – 0,95	0,70 – 0,90
Ni	1,65 – 2,00	1,65 – 2,00
Mo	0,30 – 0,50	0,20 – 0,30
V	0,05 – 0,10	----
Cu	---- 0,35	---- 0,35

Como se vê, a tecnologia dos aços 300M foi desenvolvida como um melhoramento do aço 4340, baseado no estudo do efeito dos elementos de liga nos aços em propriedades mecânicas como a tenacidade, que são sensíveis aos tempos e temperaturas de austenização e revenimento (Rhothey, 1968). Contudo, fica claro o avanço tecnológico que representa o aço 300M, relativamente ao 4340, principalmente no que concerne à tenacidade, quando baixas temperaturas de revenido são necessárias para altas resistências, levando-se então a aumentar o teor de silício.

2.8.2 Tenacidade e resistência à fratura

Os materiais de alta resistência são freqüentemente selecionados para otimizar a relação resistência/peso, entretanto, para que os aços tenham alto desempenho é necessário otimizar a combinação das propriedades mecânicas,



ou seja, associar a alta resistência à tenacidade adequada. Por outro lado, aumentos de resistência, via de regra conduzem a uma diminuição da tenacidade à fratura. No desenvolvimento tecnológico dos aços de ultra-alta-resistência um grande desafio em se proporcionar aumentos simultâneos de resistência e tenacidade (Hertzberg, 1989).

De modo geral, o grande problema encontrado na utilização do aço 300M é a combinação da tenacidade à fratura com altos níveis de resistência mecânica. Segundo resultados de trabalhos (Youngblood & Raghavan, 1977) (Huang & Thomas, 1971), pode-se melhorar significativamente a tenacidade à fratura evitando a formação de martensita ou promovendo maior dissolução das fases intermediárias que tendem a fragilizar o material.

Youngblood & Raghavan (1977) que estudaram os efeitos da alta temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do aço 300M constataram um aumento na resistência mecânica e uma melhoria significativa na tenacidade à fratura devido à dissolução de uma Segunda fase com estrutura C.F.C..

O ciclo térmico proposto por Youngblood & Raghavan está apresentado na Tabela 6.

TABELA 6 – Ciclo térmico proposto por Youngblood & Raghavan.

	Normalização	Têmpera	Revenimento duplo
Temperatura °C	910	980	280
Tempo (h)	0,5	1,0	2,0
Resfriamento	ar	óleo	ar

Quando o aço 300M é austenitizado a 871°C de forma convencional norma AMS 6416 A, apresenta baixa tenacidade, causada pela não dissolução dos precipitados, os quais promovem uma falha quase clivagem. Estes precipitados mostram-se solúveis na faixa de 926 a 982°C e revenido de 204 a 315°C.

2.8.3 Ciclo de tratamento térmico para o envelope motor

As Figuras 8 a 10 mostram, respectivamente, os ciclos de normalização, têmpera e revenimento do envelope motor, os quais consistem em realizar-se uma normalização a 930°C por 40 minutos, a seguir austenitização a 980°C por 1 hora. Após a austenitização, realiza-se a têmpera em banho de sal a 200°C, seguido de um duplo revenimento a 280°C por 2 horas, com intervalo de 1 hora a temperatura ambiente entre os revenimentos.

Este tratamento térmico é realizado na empresa VILLARES METALS, devido às dimensões destas estruturas demandarem enormes instalações e fornos especificamente desenvolvidos para realizar estas operações.

Para a realização desses tratamentos térmicos deve-se tomar algumas precauções para prevenir a decarbonização, a oxidação e a deformação, efeito aos quais este aço é extremamente susceptível.



2.8.3.1 Ciclo para normalização do envelope motor

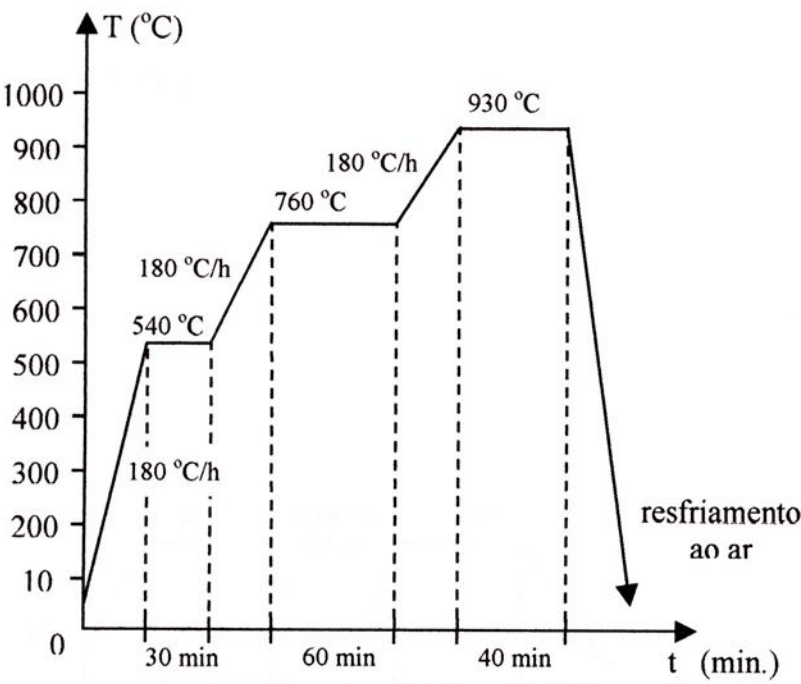


FIGURA 8 – Ciclo para normalização do envelope motor.

2.8.3.2 Ciclo para têmpera do envelope motor

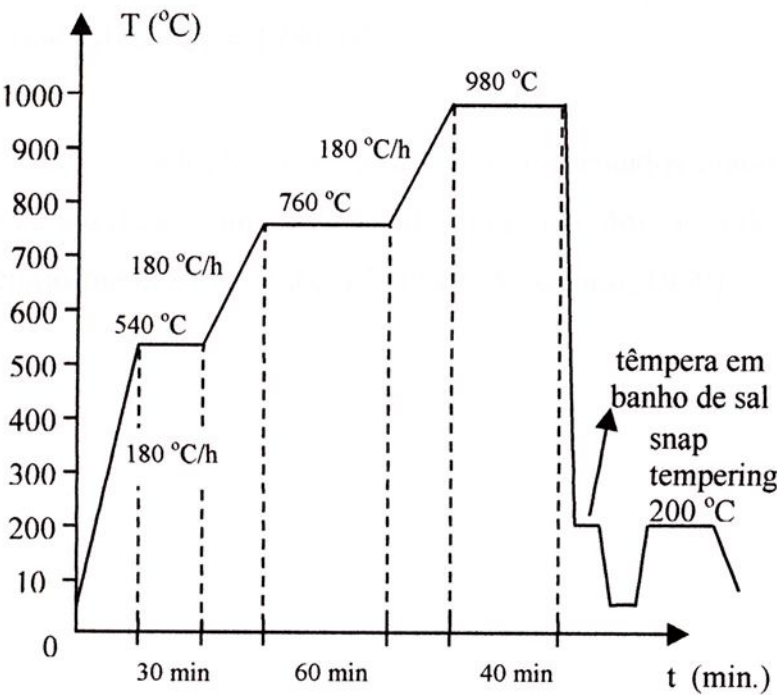


FIGURA 9 – Ciclo para têmpera do envelope motor.

2.8.3.3 Ciclo para revenimento do envelope motor

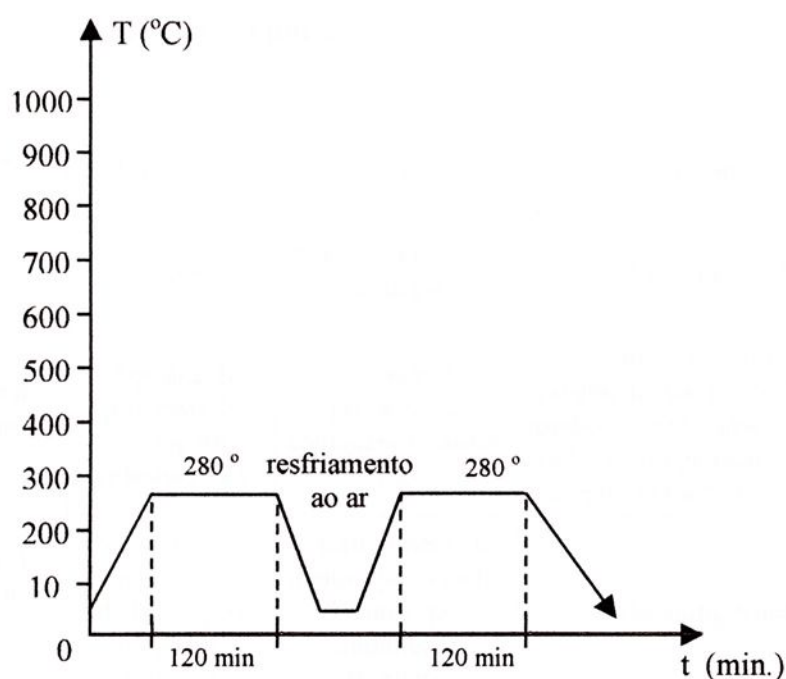


FIGURA 10 – Ciclo para o duplo revenimento do envelope motor.

O aço 300M quando tratado segundo o ciclo proposto no item 2.8.3 adquiri $\sigma_t = 1890$ MPa e $\sigma_e = 1750$ MPa.

Em relação à seleção do material, são apresentados alguns aspectos tecnológicos de interesse, como critérios de seleção de dois aços de ultra-alta-resistência, conforme mostra a Tabela 7 (Prado & Amaral, 1990).

TABELA 7 – Análise comparativa de soldagem em aços 300M e aços Maraging 300, utilizando critérios de seleção e objetivando tenacidade na junta.

Critério de seleção	Maraging	300M	Julgamento
Tensões residuais e susceptibilidade a trincas de solda.	Baixa (martensita mole)	Média/alta (exige cuidados)	Maraging é melhor.
Tenacidade à fratura da junta soldada.	Depende do processo de soldagem (plasma, tig)	Depende do processo de soldagem (plasma, tig)	Para um mesmo nível de resistência da junta, Maraging é melhor (tenacidade inerente da solda, consequência da tenacidade inerente do metal base)
Tenacidade à fratura da zona afetada termicamente	Normalmente iguala o metal de base após tratamento térmico	Normalmente é menor que o metal de base após tratamento térmico.	Maraging é melhor.
Espessuras pequenas	Bom	Bom	Comparáveis. Para uma mesma espessura, Maraging é melhor.
Custo do processo de solda e tratamentos térmicos.	Após solda, necessita de solubilização à 815°C e envelhecer por 6h à 480°C.	Após solda necessita de normalizar a 930°C e austenilizar a 982°C e duplo revenimento a 280°C.	Maraging é melhor (diminui bem custos de equipamento).
Custo de material de solda.	Alto	Médio/alto	300M é melhor.
Custo combinado material/processo	Baixo	Alto	Maraging é melhor
Custo controle de qualidade da solda.	Médio	Médio/alto	Maraging é melhor. Para mesmo nível de resistência, defeito máximo tolerável no 300M é menor que no Maraging. Investimento em equipamento de inspeção é baixo.
Sensibilidade a impurezas (proteção da solda)	Alta	Alta	Comparáveis. Proteção é fundamental. Maraging é levemente mais sensível.

3 – MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

O material utilizado neste trabalho foi o aço Maraging 18Ni 300 em forma de chapa (1.062 x 3.437 x 3,0 mm), conforme mostra a Figura 11. Foi desenvolvido pelo CTA/IAE e a empresa Eletrometal, atualmente VILLARES, posteriormente laminado a quente e resfriado ao ar, pela empresa ACESITA.

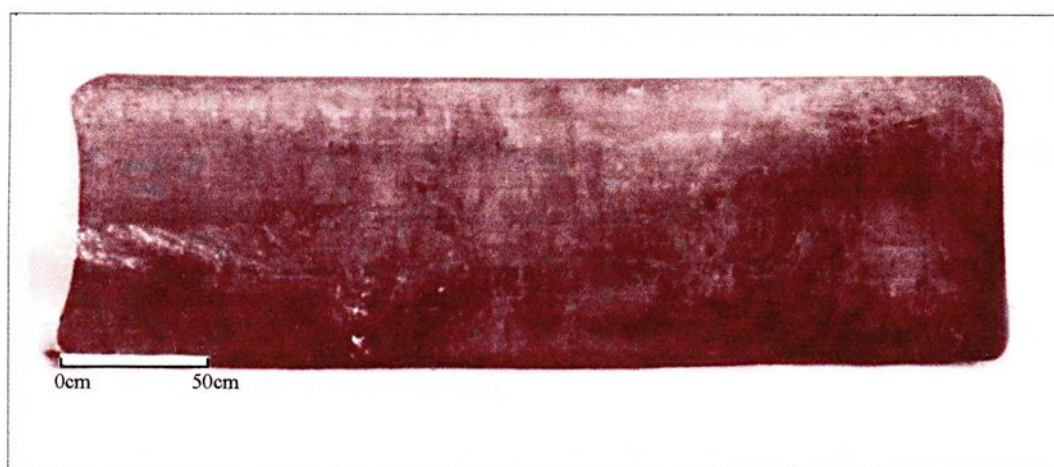


FIGURA 11 – Aspecto geral do material recebido

3.1 Caracterização do material como recebido

Na caracterização do material como recebido foram realizadas análises químicas, exames metalográficos e ensaios mecânicos, em conformidade com os requisitos especificados pela norma AMS 6521 A (1983). Os corpos-de-prova foram retirados da chapa de aço Maraging 18Ni 300, conforme a Figura 12.

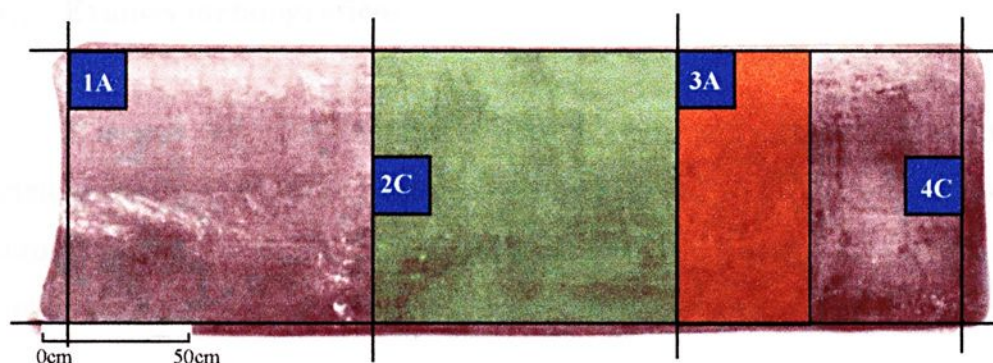


FIGURA 12 – Ilustração das regiões onde foram retirados os corpos-de-prova para as análises químicas, exames metalográficos, ensaios de dureza, tração e dobramento e levantamento das propriedades mecânicas após soldagem.

- Análises químicas e exames metalográficos (1A, 2C, 3A e 4C);
- Determinação das propriedades mecânicas sem solda (ensaios de dureza, tração e dobramento);
- Determinação das propriedades mecânicas após soldagem.

3.1.1 Análise química

As análises químicas do material como recebido foram realizadas nos laboratórios de análises químicas da Divisão de Materiais (AMR) do IAE – CTA, dosando-se os seguintes elementos: carbono e enxofre, pelo método de análise por combustão direta (ASTM E 30); silício e níquel por gravimetria (ASTM E 30); fósforo pelo método de fotometria (ultra violeta); manganês, cromo, molibdênio, cobalto, titânio, cálcio, alumínio e zircônio, por absorção atômica no equipamento Spectro Fotômetro de Absorção Atômica, modelo AA-Zv Plus, marca Varian.

3.1.2 Exames metalográficos

Os exames metalográficos foram realizados no Laboratório de Metalografia da Divisão de Materiais (AMR) do IAE – CTA, utilizando-se o microscópio óptico marca LEICA, modelo DM RXP, tendo sido avaliado o nível de inclusão, microestrutura e tamanho de grão.

3.1.2.1 Nível de inclusões

Para verificação do nível de inclusões foram confeccionados seis corpos-de-prova, retirados da seção longitudinal da chapa, tendo sido examinados cinquenta campos em cada corpo-de-prova sem ataque, segundo a norma ASTM E 45 Método D Plate III (Practice for determining the inclusion content of steel, ASTM, 1990). Foram analisadas as inclusões do tipo A (sulfetos), B (alumina), C (silicatos), D (óxidos globulares) e E (nitretos), conforme mencionado na norma AMS 6521 A.

3.1.2.2 Microestrutura

Para análise microestrutural foram retiradas amostras das seções transversal e longitudinal da chapa e preparados metalograficamente, de acordo com a norma ASTM E3 (Methods of Preparation of Metallographic Specimens, ASTM, 1986), sendo atacadas com o reagente químico Fry (CuCl_2 – 5g; HCl – 40 ml; água destilada – 30 ml e álcool etílico 25 ml).

3.1.2.3 Tamanho de grão

A verificação do tamanho de grão foi realizada nas amostras retiradas das seções transversal e longitudinal da chapa, de acordo com a norma ASTM E 112, plate IV (Methods for determining average grain size, ASTM 1985).



Para a revelação do contorno de grão foi utilizado um reativo eletrolítico contendo 60% de HNO_3 em água destilada (4V e 100 mA).

3.1.3 Ensaaios de dureza

Os ensaios de dureza na escola Rockwell C (HRC) foram realizados em amostras retiradas da chapa no estado como recebido e no estado tratado. As amostras foram retiradas da seção transversal, de acordo com a norma ASTM E 18 (Test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials, ASTM, 1990). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Divisão de Materiais (AMR) do IAE – CTA, utilizando-se o equipamento marca Wilson, modelo 1 JR.

3.1.4 Ensaaios de tração

Foram confeccionados corpos-de-prova para a realização dos ensaios de tração, nas condições como recebido e tratado termicamente, sendo utilizadas as seções transversal e longitudinal à direção de laminação da chapa, obedecendo os critérios da norma ASTM E 8M (Methods of tension testing of metallic materials, ASTM, 1990).

Os corpos-de-prova foram ensaiados a temperatura ambiente (24°C) em uma máquina marca MTS, modelo 810.23M, com capacidade para 250 KN, pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia Química de Lorena (FAENQUIL). Nos ensaios foram determinados o limite de escoamento (σ_t), a resistência a tração (σ_r) e o alongamento total (ϵ).

As dimensões dos corpos-de-prova estão mostrados na Figura 13.



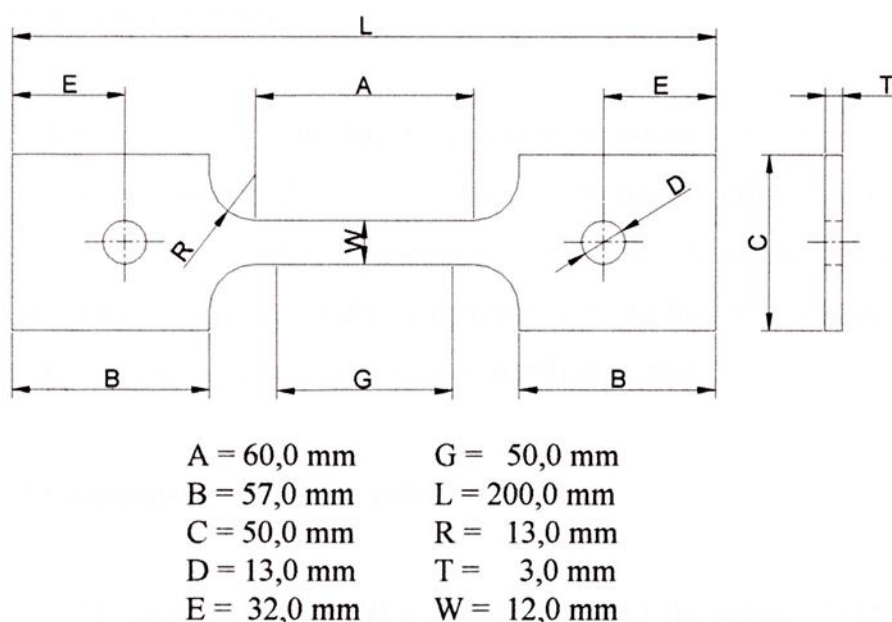


FIGURA 13 - Dimensões dos corpos-de-prova para ensaios de tração.

3.1.5 Ensaios de dobramento

Os ensaios de dobramento foram realizados em corpos-de-prova retirados das seções transversal e longitudinal à direção de laminação da chapa, de acordo com a norma ABNT NBR 6153/88 (Produtos metálicos- ensaios de dobramento semi-guiado).

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Divisão de Materiais do IAE-CTA, utilizando-se uma máquina marca Instron, modelo 1332, com capacidade para 250 KN.

3.1.6 Ensaios não destrutivos

Foram realizados ensaios não destrutivos, por ultrassom e líquido penetrante, na chapa para verificação de possíveis descontinuidades interna e superficial, de acordo com as normas MIL-STD-2154 e ASTM E 1417 (Inspection, ultrasonic, wrought metals, process for. MIL-STD-2154-1982 e Practice for Liquid Penetrant Examination, ASTM, 1995, respectivamente).

3.2 Tratamento térmico

Antes da realização dos tratamentos térmicos nos corpos-de-prova, confeccionados para a realização dos ensaios de tração, conforme Figura 13, foram realizados tratamentos térmicos em corpos-de-prova com dimensões (20 x 25 x 3,0mm), objetivando selecionar os melhores parâmetros para tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

3.2.1 Tratamento térmico de solubilização

A literatura (Wei, 1969) e a especificação da norma AMS 6521 A (1983) mostram que a temperatura usual para o tratamento térmico de solubilização é de $815 \pm 5^\circ\text{C}$. Para essa temperatura pode-se perceber que o tratamento térmico de solubilização de componentes de grandes dimensões, por exemplo os envelopes motor utilizados no Veículo Lançador de Satélite (VLS), que possui um diâmetro de 1000 mm e comprimento de 6500 mm, torna-se uma operação complexa e com grande risco de distorção e empenamento, quando os mesmos são introduzidos no forno à temperatura de 815°C . Com essa consideração estudamos outras opções de ciclos de tratamento térmico, onde a diferença básica entre eles está na temperatura de início do ciclo e na taxa de aquecimento até a temperatura do tratamento. Os ciclos de tratamento térmico de solubilização estão apresentados na Figura 14.

Para a realização desses ciclos de tratamento térmico de solubilização, utilizou-se um forno tipo mulfla, marca Brasimet, modelo Koe 40/25/65, temperatura máxima de 1000°C , alocado na Divisão de Materiais do IAE/CTA.



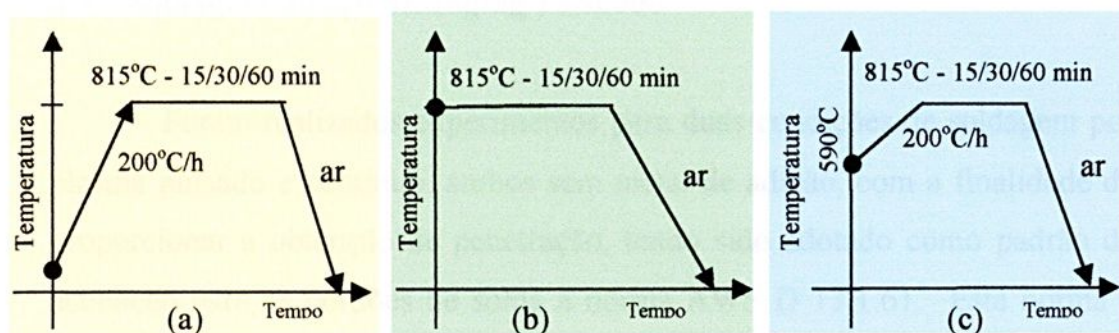


FIGURA 14 – Representação esquemática dos três ciclos térmicos de solubilização:

- Sa - tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura ambiente até 815°C com taxa de 200°C/h .
- Sb - tratamento térmico de solubilização a temperatura de 815°C .
- Sc - tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura de 590°C até 815°C com taxa de 200°C/h .

3.2.2 Tratamento térmico de envelhecimento

Para o tratamento térmico de envelhecimento utilizou-se um forno de banho de sal marca Brasimet, modelo ABO 35/60, temperatura máxima 550°C , alocado na Divisão de Materiais do IAE-CTA.

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado em corpos-de-prova retirados da chapa no estado como recebido e após solubilizados (Sa, Sb e Sc), de acordo com os seguintes parâmetros:

- temperatura: $480 \pm 2^{\circ}\text{C}$
- tempo de permanência, em horas: 1, 2, 3, 6, 9, 12, 15, 18, 21 e 24, sendo utilizado um corpo-de-prova para cada tempo de permanência.
- resfriamento: ao ar.

3.3 Soldagem do aço Maraging 18Ni 300

Foram realizados experimentos para duas condições de soldagem por plasma pulsado e contínuo, ambos sem metal de adição, com a finalidade de proporcionar a obtenção de penetração, tendo sido adotado como padrão de aceitação para os cordões de solda a norma AWS D 13.1.61. Esta norma é utilizada para as inspeções durante a fase de fabricação dos veículos espaciais.

Para a execução da solda, foram seccionadas partes da chapa do aço Maraging com uma guilhotina convencional, nas dimensões de 700 x 100 x 3,0mm, sendo que a superfície de corte foi devidamente lixada, porém não faceada na seção plana e nas direções transversal e longitudinal ao sentido da laminação da chapa, para a realização da soldagem. Antes da aplicação da solda, as chapas sofreram um tratamento de limpeza superficial por jateamento, para a remoção da camada de óxido, seguido de aplicação do solvente acetona, na região a ser soldada. Após ter sido definidos os parâmetros, tais como: corrente, velocidade de soldagem e vazão de gás plasmático, iniciou-se a soldagem, isto é, união de partes da chapa empregando-se juntas de topo com chanfro reto e passe único sem metal de adição, pelo processo plasma pulsante e contínuo a temperatura ambiente. Estas operações foram realizadas na posição plana e nas direções transversal e longitudinal ao sentido de laminação da chapa.

Para o processo de soldagem por plasma utilizou-se um equipamento automatizado, modelo Inversal 300, pertencente ao IAE-AME, ilustrado na Figura 15, composto de:

- Fonte de soldagem multi-processo com capacidade de 300A;
- Módulo plasma;
- Medidores digitais de vazão de gás de velocidade de adição de arame;
- Tocha de soldagem plasma com capacidade de 300A;
- Dispositivo longitudinal com cabeçote para o posicionamento da tocha, que se desloca a uma velocidade pré-fixada e constante; o posicionamento

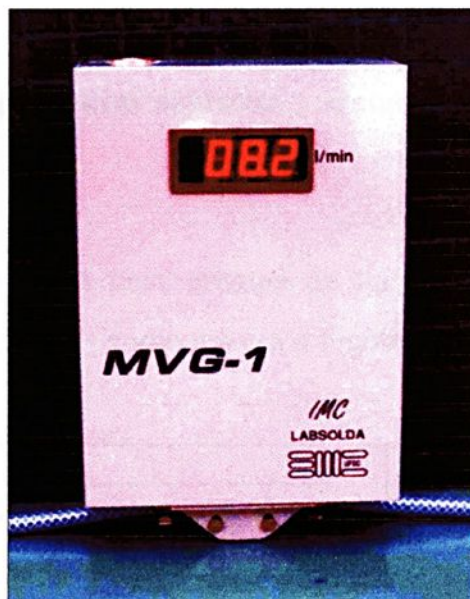


e alinhamento das juntas são feitas através de um sistema de garras acionadas pneumaticamente;

- Softwares para comando e aquisição dos parâmetros de soldagem;
- Microcomputador;
- Impressora.



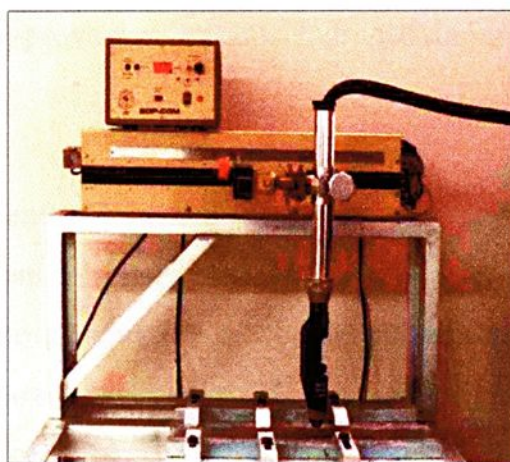
Módulo para o processo



Instrumento eletrônico para medição de vazão de gás.



Instrumento para medição de tensão e corrente de



Dispositivo de deslocamento automático de tocha de

FIGURA 15 – Equipamento e acessórios utilizados na confecção dos cordões de solda.

3.3.1 Ensaios não destrutivos nos cordões de solda

Após as soldagens, foram efetuados ensaios não destrutivos (END) sobre os cordões de solda, do tipo inspeção visual, líquido penetrante e raios-x, conforme a norma AWS D13.1-61 – classe I (American Welding Society “Fabrication of Welded Rocket Motor Cases” U.S.A 1961).

3.3.2 Confeção de corpos-de-prova em juntas soldadas e tratamentos térmicos

Foram confeccionados corpos-de-prova para ensaios de tração em junta soldada, conforme a norma AWS D13.1-61, como mostra a Figura 16.

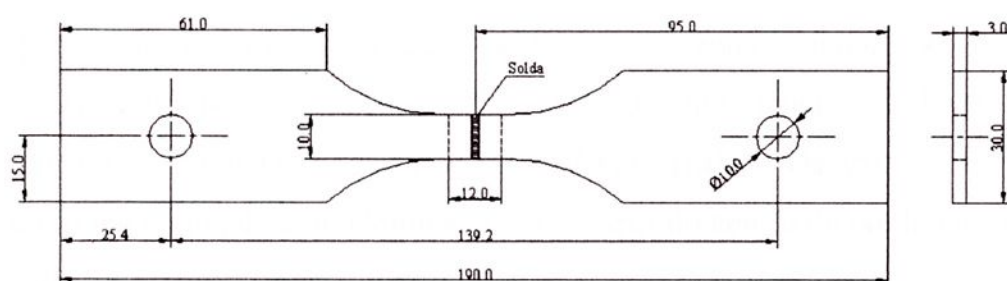


FIGURA 16 – Dimensões dos corpos-de-prova para ensaios de tração da junta soldada.

Para a realização dos tratamentos térmicos nos corpos-de-prova soldados, os mesmos foram separados em três lotes com 24 corpos-de-prova cada, sendo o 1º lote no estado como recebido, o 2º lote solubilizado conforme descrito no item 3.2.1, Figura 14 (a), e o 3º lote solubilizado conforme descrito no item 3.2.1, Figura 14 (b). Os três lotes foram submetidos igualmente a um tratamento térmico de envelhecimento na temperatura de $480 \pm 2^\circ\text{C}$ por tempos de permanência de 3 e 6 horas, seguido do resfriamento ao ar.

3.3.3 Ensaios de tração em corpos-de-prova soldados

Os ensaios de tração foram realizados em corpos-de-prova retirados das seções longitudinal e transversal à direção de laminação da chapa. Os ensaios foram realizados na Divisão de Materiais (AMR) do IAE-CTA, em uma máquina marca MOHU-FERDER HAFF AG, modelo VPD 20, com capacidade para 200KN.

3.3.4 Ensaios de Microdureza Vickers (HV)

O ensaio de microdureza Vickers (HV) foi realizado nesse trabalho devido a sua praticidade em caracterizar regiões de pequena área.

Os ensaios foram feitos de forma a caracterizar a região soldada. A microdureza Vickers foi medida nas cinco regiões de interesse, mostradas no esquema da Figura 5. Essas regiões são: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada 1 (ZTA_1), zona termicamente afetada 2 (ZTA_2), zona termicamente afetada 3 (ZTA_3) e o metal base (MB). Os valores medidos constituem média de cinco leituras feitas a partir do centro do cordão de solda em direção ao metal base.

A microdureza foi medida no material como soldado (CS), após solubilização (SL), e após envelhecimento em ciclos de três e seis horas à 480°C, denominados SEV3 e SEV6, respectivamente.

Para os ensaios utilizou-se um equipamento digital pertencente à Divisão de Materiais do IAE/CTA, marca Future Tech Corporation, modelo FM, sendo aplicada uma carga de 200 gf e o tempo de penetração de cinco segundos.

3.3.5 Exames Metalográficos

Os exames metalográficos foram realizados na Divisão de Materiais (AMR) do IAE-CTA com auxílio de um microscópio estereoscópio e também



um microscópio óptico, marca LEICA, modelo DM RXP, para avaliação das macroestrutura do material base e dos cordões de soldas.

3.3.5.1 Macroestrutura

Para exames da macroestrutura foram retiradas amostras da seção transversal ao cordão de solda e preparados metalograficamente de acordo com a norma ASTM E 340-87 (Macroetching Metals and Alloys, U.S.A., ASTM), sendo atacado com o reagente Nital 30%.

3.3.5.2 Microestrutura

As amostras foram retiradas da seção transversal ao cordão de solda e preparados metalograficamente de acordo com a norma ASTM E 3 (Methods of Preparation of Metallographic Specimens, ASTM, 1986), sendo atacados com o reagente químico Fry (CuCl_2 – 5g; HCl – 40ml; água destilada – 30ml e álcool etílico – 25ml).

3.3.6 Exames por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Os exames por microscopia eletrônica de varredura nas superfícies de fratura obtidas nos ensaios de tração dos corpos-de-prova soldados, foram realizados no equipamento ZEISS LEO, modelo 435VPI, pertencente à Divisão de Materiais do IAE-CTA.

Estes exames foram realizados em algumas superfícies de fratura, representativa de todas as obtidas nos ensaios de tração para caracterização dos aspectos morfológicos das mesmas.

4 – RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do material como recebido

Para a caracterização das propriedades do material como recebido (chapa de aço Maraging 18Ni 300), foram realizadas análises químicas, exames metalográficos, ensaios de dureza, tração, dobramento e ensaios não destrutivos. Esses procedimentos são necessários para que os corpos-de-prova submetidos aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, sem solda e com solda, sejam posteriormente ensaiados com boa confiabilidade nos resultados.

4.1.1 Análise química

Os valores de porcentagens em peso obtidos de análises químicas, bem como os valores especificados pela norma AMS 6521 A (1983).

TABELA 8 – Composição química determinada pelo Lab. de Análises Químicas e da especificada pela norma AMS 6521 A.

Porcentagem em Peso (%)					
Regiões (*) Elementos	Valores obtidos				Valores especificados pela Norma AMS 6521A
	1A	3A	2C	4C	
C	0,01	0,01	0,01	0,01	0,03 máx.
S	0,007	0,007	0,007	0,007	0,010 máx.
P	0,002	0,002	0,002	0,002	0,010 máx.
Si	0,05	0,04	0,05	0,05	0,10 máx.
Mn	0,01	0,01	0,01	0,01	0,10 máx.
Cr	0,04	0,04	0,04	0,04	—
Ni	17,87	17,85	17,85	17,86	18,00 – 19,00
Co	9,41	9,32	9,20	9,32	8,50 – 9,50
Mo	4,84	4,96	4,99	5,05	4,60 – 5,20
Al	0,14	0,14	0,14	0,13	0,05 – 0,15
Ti	0,76	0,80	0,80	0,80	0,50 – 0,80
Ca	0,04	0,04	0,04	0,04	0,05 máx.
Zr	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,02 máx.

(*) 1A, 3A, 2C e 4C, representam regiões onde as amostras foram retiradas para análises, indicadas na Figura 12 do item 3.1.



De acordo com os resultados obtidos nas análises químicas realizadas nas quatro amostras retiradas de diferentes regiões da chapa, pode-se afirmar que o material enquadra-se no especificado para o aço Maraging 18Ni 300, conforme a norma AMS 6521 A (1983) e Tabela 1 da referência (Novak & Diran, 1966). O teor de níquel atende a especificação, considerando-se a tolerância de análise de verificação (níquel $\pm 0,15\%$), conforme a norma AMS 2248 E.

Deve-se dar ênfase aos teores dos elementos C, S e P, os quais encontram-se com valores inferiores ao especificado, que denotam um tratamento especial durante o processo de fabricação da matéria-prima.

A importância dessa análise deve-se ao fato da confirmação de que os teores dos elementos químicos presentes estejam dentro da especificação, pois para os aços Maraging é de extrema importância o controle da composição química, tendo em vista a alta susceptibilidade do material aos desvios de composição (Lange, 1971).

4.1.2 Exames metalográficos

Os exames metalográficos foram realizados em corpos-de-prova retirados da chapa conforme indicado na Figura 12 do item 3.1.

4.1.2.1 Nível de inclusões

A Tabela 9 mostra a frequência média das inclusões encontradas nas amostras retiradas da chapa, examinadas sem ataque.



TABELA 9 – Frequência média de inclusões observadas nas amostras

Tipo de inclusões	Nº de campos observados por amostra						Média	
	1	2	3	4	5	6	F	G
Tipo A (Sulfetos)								
0,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
0,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
Tipo B (Alumina)								
0,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
0,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
Tipo C (Silicatos)								
0,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
0,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
Tipo D (Óxidos Globulares)								
0,5 F	3	4	1	2	4	1	2,5	0
0,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0 F	2	2	3	3	2	2	2,3	0
1,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0 G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 F	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5 G	0	0	0	0	0	0	0	0

Tipo E (Nitretos)									
0,5	F	3	2	2	2	0	0	1,5	0
	G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,0	F	3	1	3	3	0	2	2,0	0
	G	0	0	0	0	0	0	0	0
1,5	F	0	0	0	0	0	0	0	0
	G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,0	F	0	0	0	0	0	0	0	0
	G	0	0	0	0	0	0	0	0
2,5	F	0	0	0	0	0	0	0	0
	G	0	0	0	0	0	0	0	0

F – fina
G – grossa.

Conforme a Tabela 9, as amostras examinadas apresentam somente inclusões finas dos tipos óxido globulares, D (Figura 17) e nitretos de titânio E (Figura 18). Observou-se que os níveis de inclusões encontrados são inferiores aos comparados com a norma AMS 6521 A, mostrados na Tabela 10.

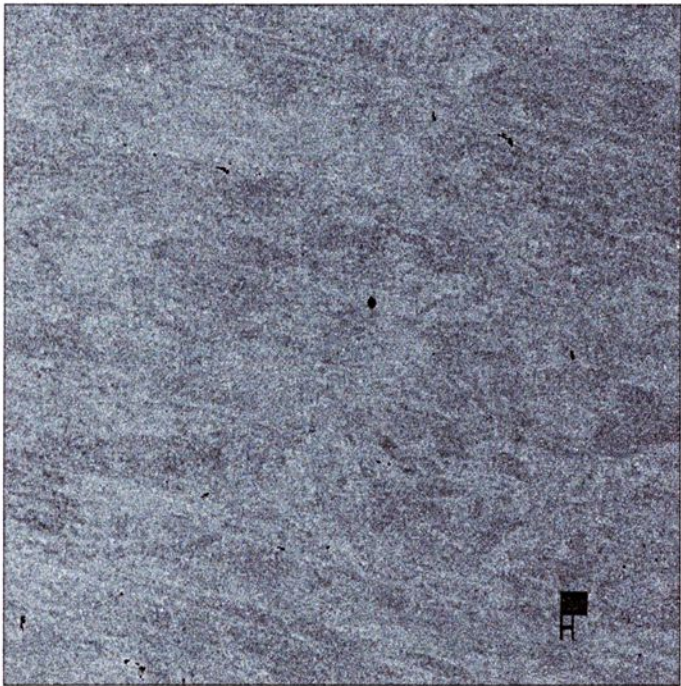


FIGURA 17 – Observa-se inclusões do tipo “D” óxido globulares.



FIGURA 18 – Observa-se inclusões do tipo “E” nitreto de titânio.

TABELA 10 – Níveis de inclusões especificados pela norma AMS 6521 A.

Tipo	A	B	C	D	E
Fina	1,5	1,5	1,5	2,0	3,0
Grossa	1,0	1,0	1,0	1,5	2,0

Pode-se dizer que os baixos níveis de inclusões encontrados favorecerão o bom comportamento mecânico das peças fabricadas com este material.

4.1.2.2 Microestrutura

Os exames realizados para a verificação da microestrutura nos corpos-de-prova, retirados das seções transversal e longitudinal à direção de laminação da chapa no estado como recebido, e mostraram uma microestrutura característica da liga de aço Maraging 18Ni 300, que é constituída basicamente de martensita, Figura 19 (a e b).



(a)



(b)

FIGURA 19 (a e b) – Fotomicrografia da liga de aço Maraging 18Ni 300 como recebida. Seções transversal (a) e longitudinal (b). Ataque: reagente Fry. Observa-se uma microestrutura constituída de martensita.

4.1.2.3 Tamanho de grão

O tamanho dos grãos observados, representados pelas Figuras 20 e 21, bem como o especificado pela norma, está apresentado na Tabela 11.

TABELA 11 – Tamanho de grão observado e indicado pela literatura (AMS 6521 A).

Valores obtidos	Valores de literatura
4 e 5	Predominantemente grão nº 5 ou mais finos, permitindo grãos ocasionais até nº 3

Os valores obtidos para o tamanho dos grãos ASTM, nas amostras como recebidas, atendem o especificado pela norma AMS 6521 A. As Figuras 20 e 21 mostram, respectivamente, os grãos nas seções transversal e longitudinal. Pode ser observado a diferença no aspecto dos grãos, que tende à morfologia equiaxial na seção transversal, enquanto apresenta acentuado alongamento no sentido de laminação (longitudinal).

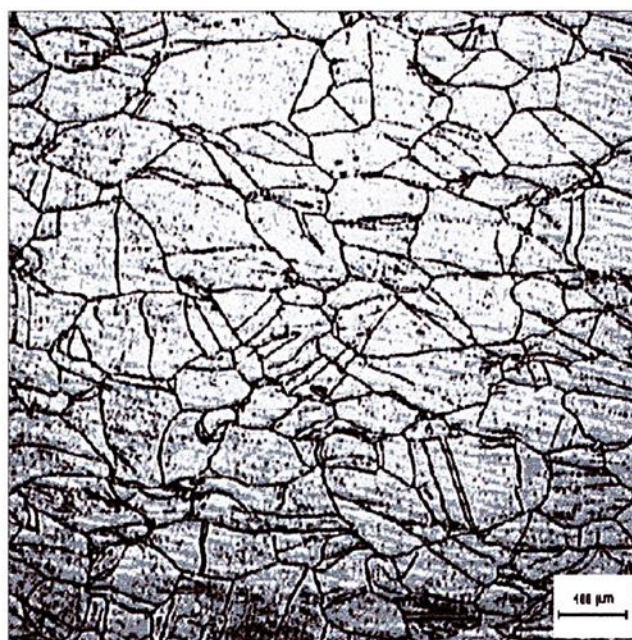


FIGURA 20 – Fotomicrografia da liga de aço Maraging 18Ni 300 como recebida, mostrando o tamanho de grão. Seção transversal. Ataque: eletrolítico 4V 100mA. Solução de HNO_3 60% em água destilada.

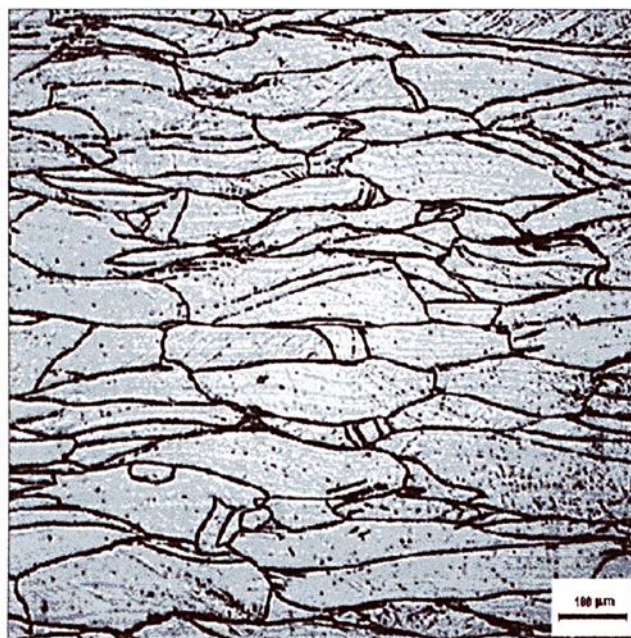


FIGURA 21 – Fotomicrografia da liga de aço 18Ni 300 (maraging) como recebida, mostrando o tamanho de grão. Seção longitudinal. Ataque: eletrolítico 4V 100mA. Solução de HNO_3 60% em água destilada.

4.1.3 Ensaios de dureza

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza Rockwell C no material como recebido, estão apresentados na Tabela 12, a seguir.

TABELA 12 – Valores de dureza Rockwell C (HRC), obtidos em corpos-de-prova retirados da chapa como recebida.

DUREZA ROCKWELL C						
Impressões Região	1	2	3	4	5	Média (HRC)
NÚCLEO	34,0	34,0	33,5	34,0	34,0	33,9 ±0,22

Os ensaios de dureza Rockwell C mostraram um valor médio de $(33,9 \pm 0,22)$, o que indica que a dureza do material está de acordo com o especificado na norma AMS 6521 A, (34,0 HRC máxima).

4.1.4 Ensaios de tração

Foram submetidos aos ensaios de tração seis corpos-de-prova, retirados da chapa, sendo três na seção transversal e três na seção longitudinal, à direção de laminação, objetivando a determinação da resistência a tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e) e alongamento (ϵ), conforme mostrado na Tabela 13.

TABELA 13 – Valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento obtidos nos ensaios de tração do material no estado recebido.

Corpos de prova		Resistência à tração σ_t (MPa)	Limite de escoamento σ_e (MPa)	Alongamento ϵ %
Seção Transversal	1	1157	953	7,70
	2	1144	977	8,02
	3	1139	952	8,10
	média	$1146,7 \pm 9,3$	$960,7 \pm 14,2$	$7,94 \pm 0,21$
Seção Longitudinal	1	1161	1020	7,30
	2	1163	1027	7,62
	3	1167	1045	7,45
	média	$1163,7 \pm 3,1$	$1030,7 \pm 12,9$	$7,46 \pm 0,16$

4.1.5 Ensaios de dobramento

Considerando que uma das aplicações desse aço será no envelope motor do foguete VLS e que a operação de calandragem é primordial para a confecção do mesmo, os ensaios de dobramento tornam-se uma ferramenta importante para obter-se uma indicação qualitativa da ductilidade do material.

Os resultados dos ensaios de dobramento mostraram que o aço Maraging 18Ni 300 tem uma boa ductilidade, pois não apresentou microfissuras na zona tracionada quando submetido ao dobramento de 180°.

Os resultados obtidos dos ensaios realizados no material como recebido estão apresentados na Tabela 14. As Figuras 22 a 24 mostram os aspectos dos corpos-de-prova, após os ensaios de dobramento a 180°.

TABELA 14 – Ensaios de dobramento do material no estado como recebido

Corpos de prova		Carga (N)	Ângulo de dobramento
Seção Transversal	1	6900	180°
	2	6750	180°
	3	6950	180°
Seção Longitudinal	1	6998	180°
	2	6945	180°
	3	6898	180°

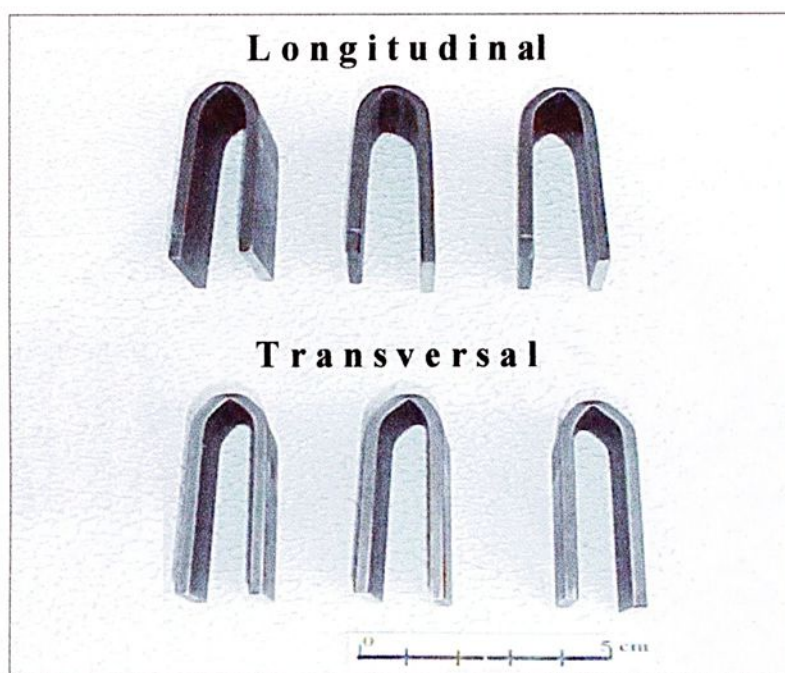


FIGURA 22 – Aspecto geral dos corpos-de-prova, após ensaios de dobramento a 180° .



FIGURA 23 – Aumento 32x. Aspecto da superfície tracionada do corpo-de-prova isenta de microfissura.

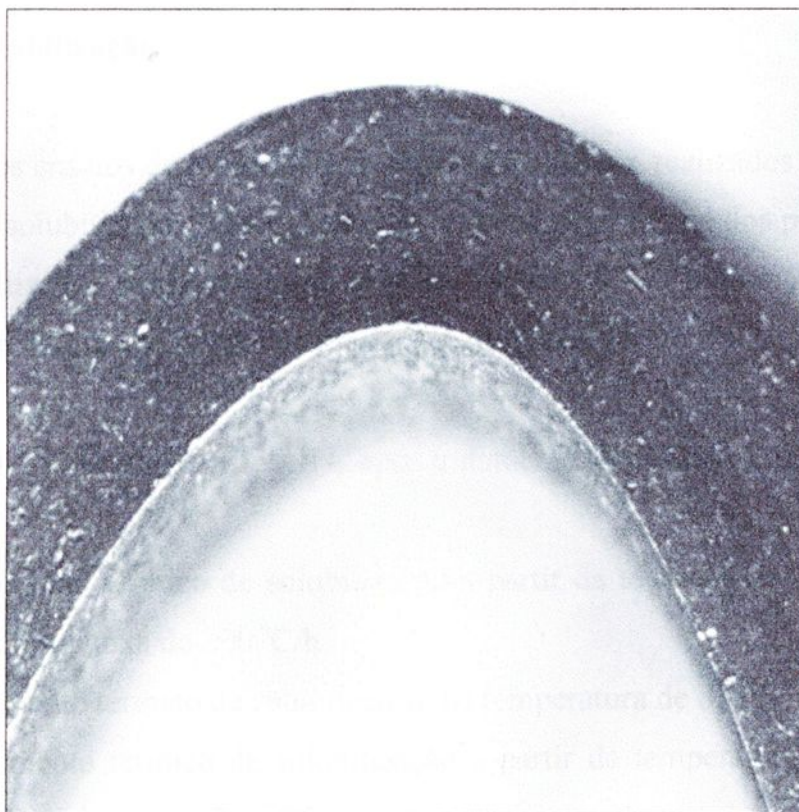


FIGURA 24 – Aumento 10x. Aspecto lateral do corpo-de-prova.

4.1.6 Ensaios não destrutivos

Nos ensaios não destrutivos por ultrassom e líquido penetrante, não foram detectadas descontinuidades interna e superficial na chapa.

4.2 Caracterização do material tratado termicamente

Os ensaios de dureza Rockwell C (HRC) e de tração foram realizados em corpos-de-prova após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

4.2.1 Ensaios de dureza em corpos-de-prova após tratamento térmico de solubilização

Os ensaios de dureza Rockwell C (HRc) foram realizados em corpos-de-prova solubilizados, objetivando um levantamento inicial dos parâmetros a serem utilizados conforme mostrados na Tabela 15. A Figura 25 mostra o gráfico de dureza em função do tempo de solubilização.

TABELA 15 –Dureza Rockwell C após tratamento térmico de solubilização.

- Sa - tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura ambiente, até 815°C com taxa de 200 °C/h.
- Sb - tratamento térmico de solubilização na temperatura de 815°C.
- Sc - tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura de 590 até 815°C com taxa de 200°C/h.

DUREZA ROCKWELL C (HRc)			
Tempo (min.) Condições	15	30	60
Sa	33,5	32,5	31,0
Sb	33,0	32,0	30,0
Sc	32,5	31,3	29,5

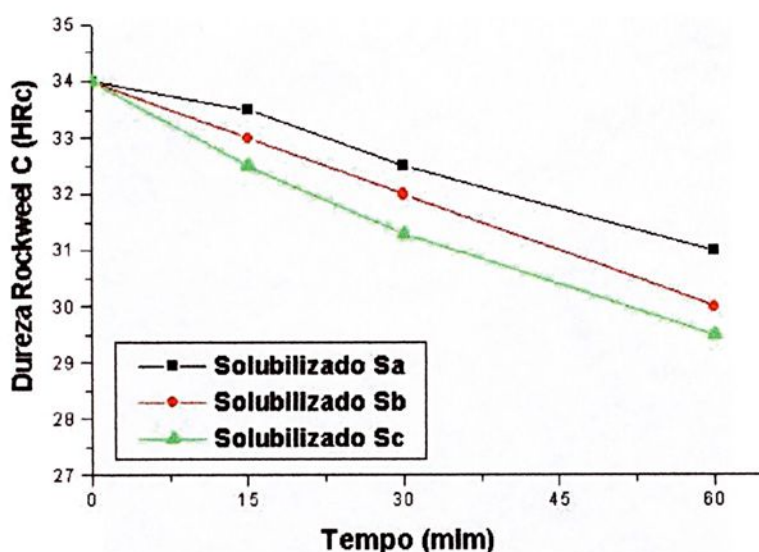


FIGURA 25 – Dureza Rockwell C em função do tempo de solubilização.

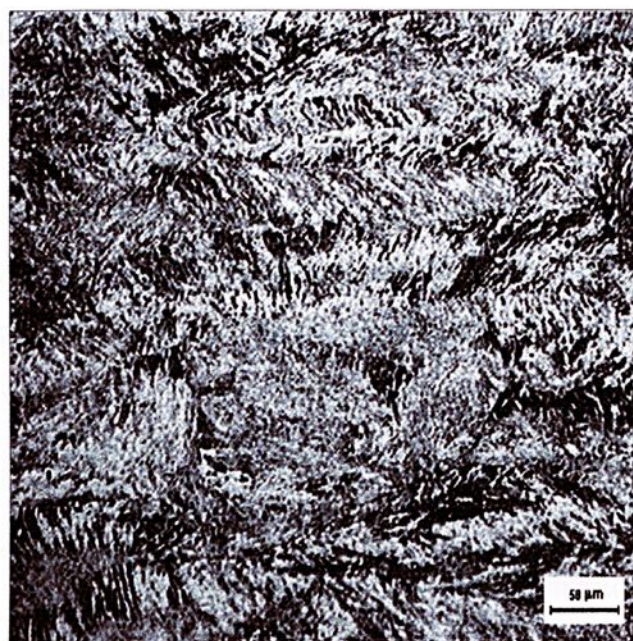
Como pode ser observado na Figura 25, com a realização do tratamento térmico de solubilização, ocorreu queda de dureza com relação ao material no estado como recebido, em função do tempo de encharque.

Pelos resultados apresentados na Tabela 15, a dureza diminuiu de 34,0 HRc para 30 HRc após 60 minutos na temperatura de solubilização. Pode ser também observado que há uma pequena variação da dureza final em função das diferentes condições de solubilização Sa, Sb e Sc mostrada na Figura 14.

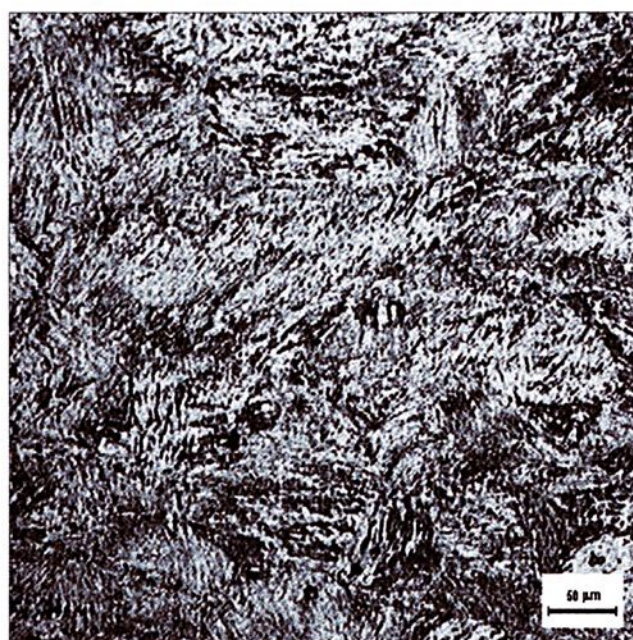
A maior dureza final (31,0 HRc) foi obtida com a condição de solubilização Sa, enquanto a menor dureza final (29,5 HRc) foi observada com a condição de solubilização Sc.

4.2.2 Microestrutura após tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico de solubilização promoveu uma alteração no aspecto da microestrutura martensítica, tornando-a menos grosseiras, como pode ser observado na Figura 26 (a e b) em comparação com a do material no estado como recebido (Figura 19 (a e b)).



(a)



(b)

FIGURA 26 (a e b) – Fotomicrografia da liga de aço Maraging 18Ni 300 solubilizado. Seções transversal (a) e longitudinal (b). Ataque: reagente Fry. Observa-se uma microestrutura constituída de martensita.

4.2.3 Ensaio de dureza em corpos-de-prova após tratamento térmico de envelhecimento

As medidas de dureza Rockwell C obtidas nos corpos-de-prova após tratamento térmico de envelhecimento estão apresentadas na Tabela 16. A Figura 27 mostra o gráfico de dureza em função do tempo de envelhecimento.

TABELA 16 – Dureza Rockwell C após tratamento térmico de envelhecimento.

Tempo de envelhecimento (horas)	Temperatura de envelhecimento / Condição			
	480°C recebido	480°C Sa	480°C Sb	480°C Sc
1	49,0	50,5	51,0	50,8
2	50,0	51,0	51,5	51,9
3	51,5	52,4	53,0	53,8
6	53,0	53,8	55,5	55,8
9	53,0	54,4	55,5	55,6
12	54,0	54,4	55,5	55,9
15	54,0	54,4	55,5	55,8
18	54,0	54,4	55,5	55,8
21	54,0	54,4	55,5	55,8
24	54,0	54,4	55,5	55,8

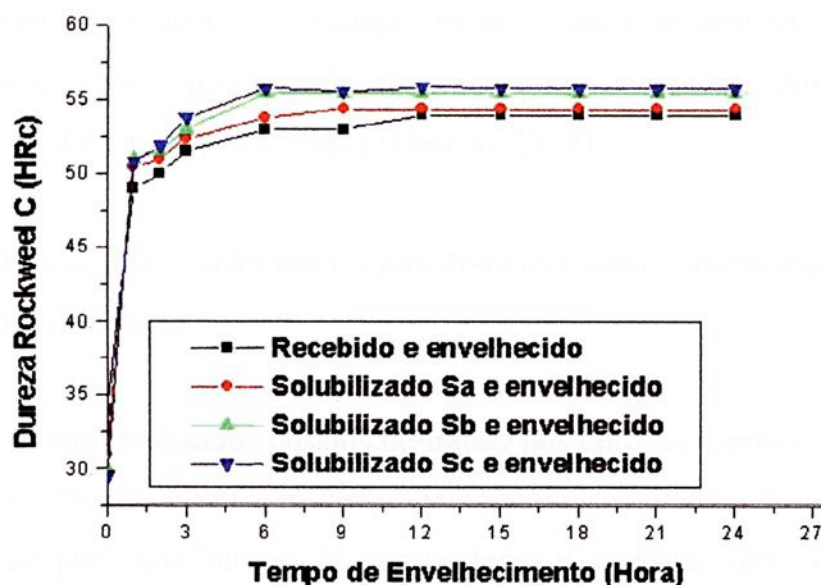


FIGURA 27 – Dureza em função do tempo de envelhecimento.

Como pode ser observado na Tabela 16, a dureza aumenta de $\pm 30,0$ HRc para mais de $50,0$ HRc após o tratamento de envelhecimento. O estado inicial do material tem influência na máxima dureza obtida e também no tempo necessário de envelhecimento para alcançá-la.

Para a condição como recebido, a dureza máxima de $54,0$ HRc é obtida somente após 12 horas de tratamento. Para as demais condições, nota-se um aumento da dureza máxima sendo alcançada em menores tempo de envelhecimento.

A dureza $55,5$ HRc foi obtida para as duas condições, Sb e Sc, após 6 horas de tratamento. A explicação para esse comportamento parece estar na microestrutura de cada amostra antes do tratamento de envelhecimento.

As literaturas (Floren, 1984) (Other Maraging Grades) mostram que existe tendência da reversão nas fases de equilíbrio, ferrita e austenita, durante o envelhecimento. No entanto, as reações de precipitações são muito mais rápidas que as de reversões e com substancial aumento da dureza, como pode ser observado nos resultados apresentados na Tabela 16. Tempos curtos podem não ser suficientes para uma completa precipitação das fases

endurecedoras, enquanto para tempos muito longos pode ocorrer coalescimento dos precipitados e reversão da austenita com consequente diminuição dos valores de dureza (Floreen, 1984) (Floreen, 1978).

4.2.4 Ensaios de tração em corpos-de-prova após tratamento térmico de solubilização

Foram realizados ensaios de tração nos corpos-de-prova, tratados nas condições (Sa, Sb e Sc) com tempo de permanência de 60 minutos, tendo em vista que para este tempo de permanência o material apresentou valores menores de dureza (Figura 25). Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 17.

TABELA 17 – Valores de resistência a tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e) e alongamento (ϵ) dos corpos-de-prova solubilizados.

Corpos-de-prova	Resistência à tração σ_t (MPa)	Limite de Escoamento σ_e (MPa)	Alongamento %
(Sa) Seção Transversal	$1121,9 \pm 7,4$	$941,6 \pm 3,4$	$9,76 \pm 0,73$
(Sa) Seção Longitudinal	$1148,6 \pm 5,5$	$958,9 \pm 2,2$	$9,18 \pm 0,26$
(Sb) Seção Transversal	$1070 \pm 5,0$	$803,7 \pm 6,2$	$10,07 \pm 0,72$
(Sb) Seção Longitudinal	$1134,7 \pm 2,2$	$837,0 \pm 8,4$	$9,26 \pm 0,36$
(Sc) Seção Transversal	$1050,6 \pm 3,6$	$798,3 \pm 7,1$	$10,32 \pm 0,12$
(Sc) Seção Longitudinal	$1119,6 \pm 8,3$	$830,4 \pm 7,9$	$9,69 \pm 0,32$

Sa = tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura ambiente até 815°C, com taxa de 200°C.

Sb = tratamento térmico de solubilização na temperatura de 815°C.

Sc = Tratamento térmico de solubilização a partir da temperatura de 590 até 815° C com taxa de 200°C/h.

Para obtenção de melhores resultados na etapa de tratamento térmico de envelhecimento é necessário que o material recebido seja submetido ao tratamento térmico de solubilização, para que suas propriedades mecânicas fiquem na faixa indicada pela literatura. Essa faixa de valores, mostrada na Tabela 2 do item 2.6, é indicativa de uma microestrutura ideal para que a precipitação das fases endurecedoras possa ocorrer durante o envelhecimento.

A Tabela 14 mostra que o tratamento Sa não foi suficiente para atingir os valores do limite de escoamento da faixa estipulada. Já os demais tratamentos Sb e Sc atingiram os valores necessários, tanto na seção transversal como na longitudinal.

Observa-se que os resultados obtidos para resistência à tração e para o limite de escoamento são maiores nos corpos-de-prova retirados no sentido de laminação (longitudinal), provavelmente devido à orientação e alongamento dos grãos obtidos durante a etapa de laminação da chapa.

4.2.5 Ensaio de tração em corpos-de-prova após tratamento térmico de envelhecimento

As amostras como recebidas e com tratamento térmico de solubilização Sa, Sb e Sc foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento. Os tempos de envelhecimentos utilizados nesse trabalho foram de 3, 6, 15 e 24 horas, com a finalidade de avaliar o efeito do tempo de envelhecimento em função das propriedades mecânicas do material.



Os resultados obtidos para a resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, realizados nos corpos-de-prova retirados das seções da chapa, longitudinal e transvesal, estão apresentados nas Tabelas 18 e 19 e Figuras 28 a 30.

TABELA 18 – Valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, obtidos nos ensaios de tração após tratamento térmico de envelhecimento.

Indentificação	Tempo de envelhecimento (horas)	Resistência à tração σ_t (MPa)	Limite de Escoamento σ_e (MPa)	Alongamento ϵ %
Recebido e envelhecido Seção Longitudinal	3	2016,1 $\pm$ 14,2	1973,3 $\pm$ 8,1	4,80 $\pm$ 0,06
	6	2163,3 $\pm$ 13,6	2123,1 $\pm$ 11,1	4,16 $\pm$ 0,09
	15	2225,5 $\pm$ 16,8	2190,6 $\pm$ 10,4	3,38 $\pm$ 0,12
	24	2218,8 $\pm$ 9,4	2185,9 $\pm$ 7,6	3,40 $\pm$ 0,26
Solubilizado (Sa) e envelhecido Seção Longitudinal	3	2088,1 $\pm$ 6,2	2044,6 $\pm$ 9,4	5,00 $\pm$ 0,10
	6	2195,3 $\pm$ 8,4	2154,2 $\pm$ 6,8	4,05 $\pm$ 0,16
	15	2265,4 $\pm$ 12,2	2231,0 $\pm$ 12,4	3,78 $\pm$ 0,28
	24	2275,9 $\pm$ 11,4	2244,6 $\pm$ 8,0	3,68 $\pm$ 0,19
Solubilizado (Sb) e envelhecido Seção Longitudinal	3	2158,7 $\pm$ 6,8	2112,7 $\pm$ 6,1	5,96 $\pm$ 0,07
	6	2224,6 $\pm$ 12,4	2170,6 $\pm$ 9,4	5,18 $\pm$ 0,14
	15	2295,5 $\pm$ 16,0	2255,3 $\pm$ 14,2	4,03 $\pm$ 0,31
	24	2302,6 $\pm$ 14,1	2275,3 $\pm$ 13,0	3,99 $\pm$ 0,26
Solubilizado (Sc) e envelhecido Seção Longitudinal	3	2179,0 $\pm$ 8,1	2117,3 $\pm$ 6,7	6,04 $\pm$ 0,03
	6	2235,8 $\pm$ 6,7	2177,8 $\pm$ 12,0	5,94 $\pm$ 0,15
	15	2295,8 $\pm$ 12,0	2256,8 $\pm$ 11,2	4,05 $\pm$ 0,28
	24	2305,5 $\pm$ 11,6	2264,3 $\pm$ 12,6	4,00 $\pm$ 0,33

As Figuras 28 e 29 mostram os gráficos de resistência à tração e limite de escoamento, na seção longitudinal.

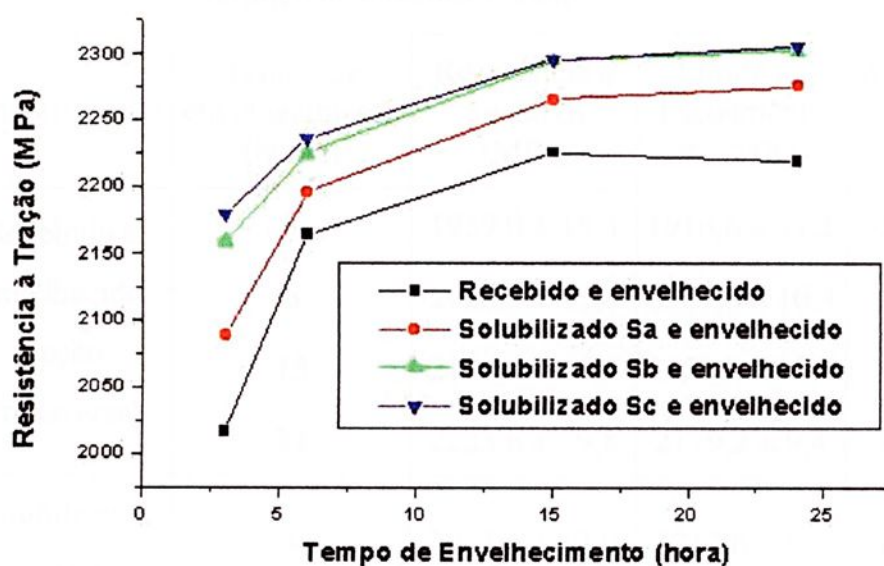


FIGURA 28 – Gráfico mostrando a resistência à tração em função do tempo de envelhecimento.

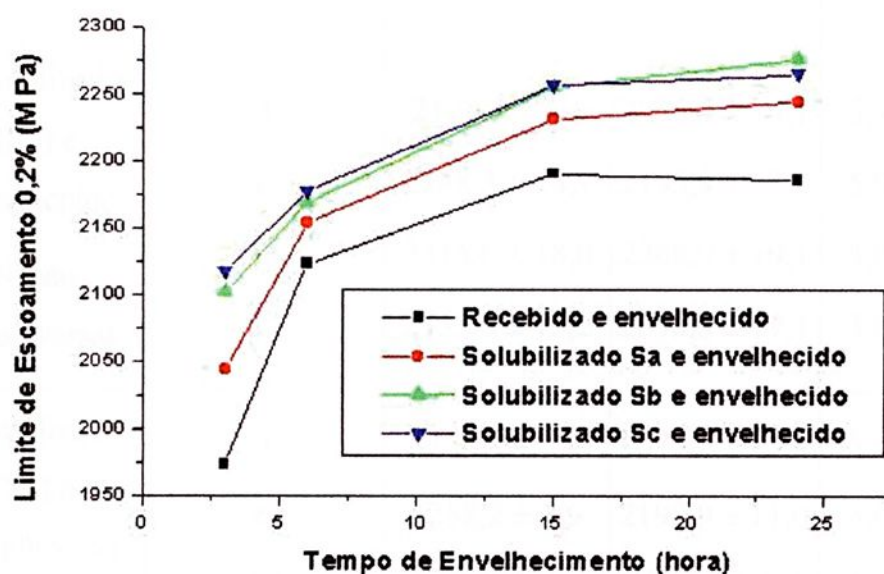


FIGURA 29 – Gráfico mostrando o limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento.

TABELA 19 – Valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, obtidos nos ensaios de tração após tratamento térmico de envelhecimento.

Identificação	Tempo de envelhecimento (horas)	Resistência à tração σ_t (MPa)	Limite de Escoamento σ_e (MPa)	Alongamento ϵ %
Recebido e envelhecido Seção Transversal	3	1959,0 $\pm$ 16,4	1916,6 $\pm$ 11,1	4,60 $\pm$ 0,09
	6	2122,2 $\pm$ 13,6	2081,6 $\pm$ 10,4	4,06 $\pm$ 0,12
	15	2196,6 $\pm$ 15,4	2153,1 $\pm$ 13,0	3,69 $\pm$ 0,27
	24	2223,6 $\pm$ 9,8	2179,2 $\pm$ 9,4	3,60 $\pm$ 0,27
Solubilizado (Sa) e envelhecido Seção Transversal	3	2062,4 $\pm$ 13,0	2017,6 $\pm$ 8,3	4,80 $\pm$ 0,10
	6	2183,3 $\pm$ 12,2	2141,0 $\pm$ 13,6	4,18 $\pm$ 0,32
	15	2254,5 $\pm$ 17,4	2207,1 $\pm$ 19,4	3,88 $\pm$ 0,41
	24	2275,5 $\pm$ 19,1	2229,5 $\pm$ 17,4	3,84 $\pm$ 0,28
Solubilizado (Sb) e envelhecido Seção Transversal	3	2129,1 $\pm$ 8,1	2075,4 $\pm$ 14,1	5,40 $\pm$ 0,09
	6	2248,2 $\pm$ 14,1	2195,9 $\pm$ 13,9	5,08 $\pm$ 0,14
	15	2315,6 $\pm$ 18,0	2268,0 $\pm$ 19,1	4,00 $\pm$ 0,32
	24	2333,6 $\pm$ 15,2	2290,6 $\pm$ 17,1	3,06 $\pm$ 0,40
Solubilizado (Sc) e envelhecido Seção Transversal	3	2138,4 $\pm$ 3,8	2070,2 $\pm$ 15,4	5,98 $\pm$ 0,18
	6	2258,2 $\pm$ 7,9	2190,9 $\pm$ 11,0	5,62 $\pm$ 0,12
	15	2316,9 $\pm$ 12,8	2270,5 $\pm$ 4,9	4,00 $\pm$ 0,32
	24	2328,6 $\pm$ 14,5	2286,6 $\pm$ 10,6	3,44 $\pm$ 0,28

As Figuras 30 e 31 mostram gráficos de resistência à tração e limite de escoamento na seção transversal.

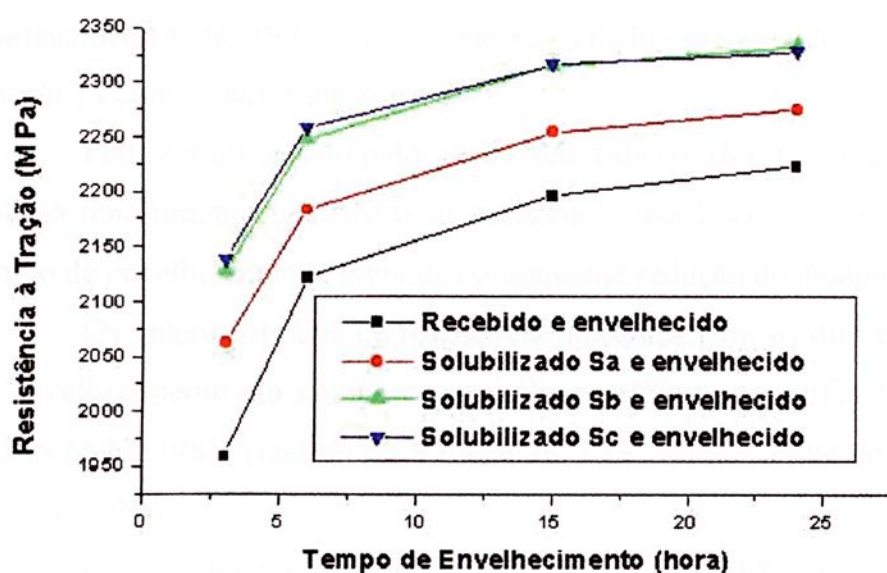


FIGURA 30 – Gráfico mostrando a resistência à tração em função do tempo de envelhecimento.

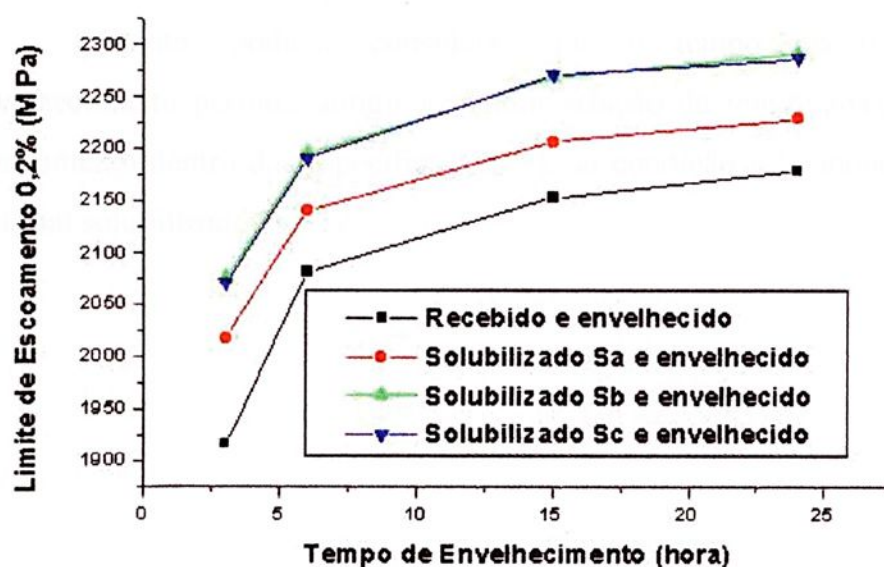


FIGURA 31 – Gráfico mostrando o limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento.

O tratamento térmico de envelhecimento promoveu um aumento significativo da resistência mecânica, causado pela precipitação de um ou mais compostos intermetálicos numa matriz sem carbono e essencialmente martensítica (Neto, 1997). Isso pode ser notado comparando-se os dados da Tabela 14 com os das Tabelas 18 e 19.

Pode ser observado pelos dados das Tabelas 18 e 19 e Figuras 28 a 31 que há um aumento nos níveis de resistência mecânica, com o aumento do tempo de envelhecimento, além de consequente redução do alongamento.

Os valores obtidos de resistência mecânica para os diferentes tempos de envelhecimento são superiores aos valores mínimos especificados na norma (AMS 6521, 1983) (resistência à tração de 1930 MPa e limite de escoamento de 1860 MPa).

Para o alongamento a norma (AMS 6521, 1983) indica 5% como limite mínimo. Desta forma é preciso relacionar a máxima resistência à tração com o alongamento mínimo, considerando também o aspecto econômico relacionado a maiores tempos de tratamento térmico de envelhecimento.

Portanto, pode-se considerar que o tempo de 6 horas de envelhecimento permite atingir a melhor relação da tensão máxima com o alongamento dentro das especificações. Essa condição foi encontrada para o material solubilizado Sb e Sc.



4.3 Soldagem do aço maraging 300

Os resultados obtidos na caracterização das juntas soldadas são apresentados e discutidos nos itens subsequentes.

4.3.1 Ensaios não destrutivos nos cordões de solda

Os resultados obtidos nos exames e ensaios não destrutivos, inspeção visual, líquido penetrante e raios-x, das juntas soldadas, não mostraram evidências de defeitos internos e externos. O aspecto dos cordões de solda representativos das duas condições, estão ilustrados na Figura 32 (a e b).

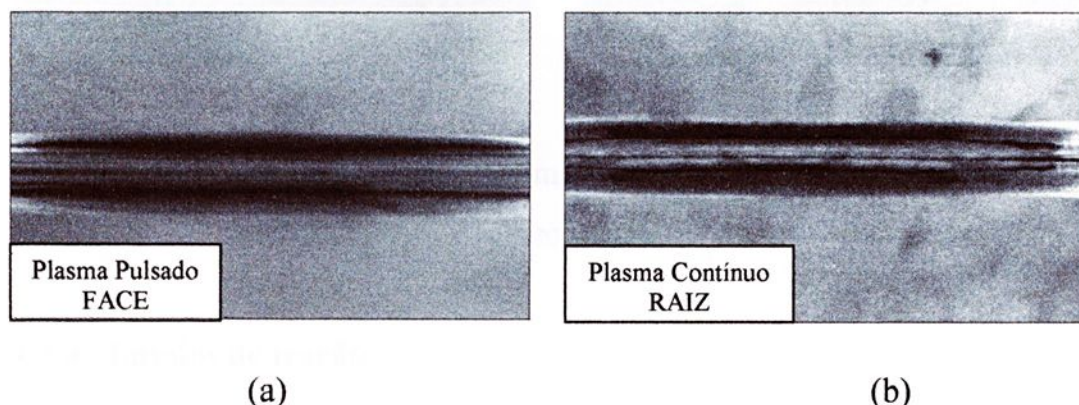


FIGURA 32 (a e b)– Aspecto geral dos cordões de solda.

4.3.2 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos realizados nos fornos (Koe 40/25/60 estufa e ABO 35/60, utilizando sal a base de nitratos, marca Durferit AVS 250 BRASIMET, Figura 33), foram suficientes para atingir as propriedades requeridas. As respostas aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, foram comprovadas através dos ensaios posteriores, conforme mostrado no item 4.3.3.

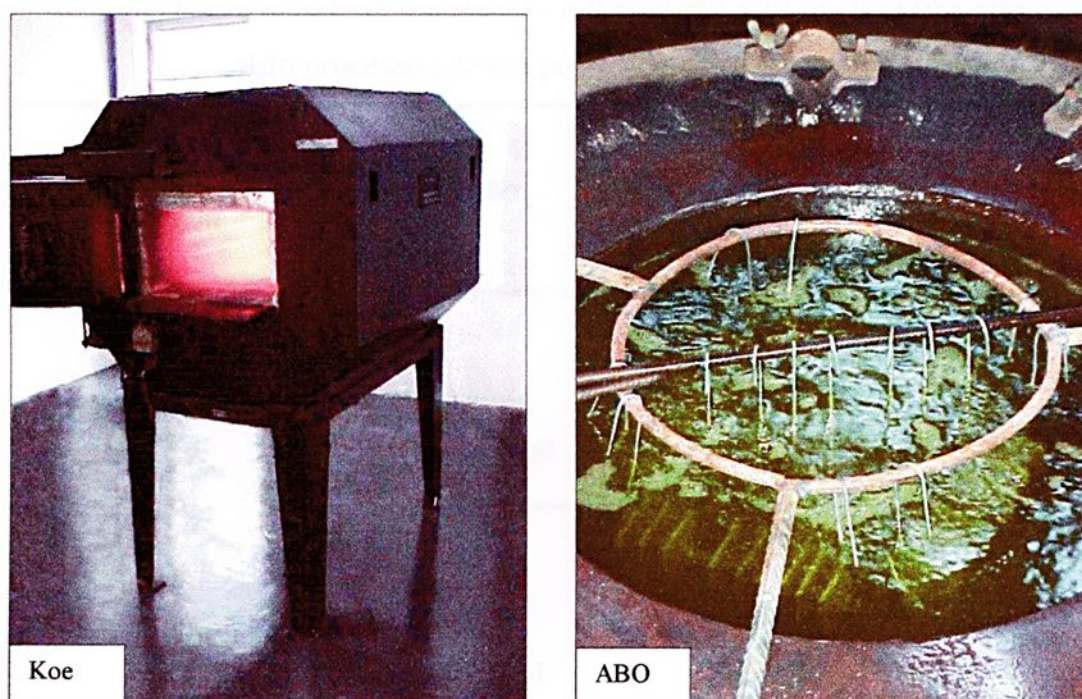


FIGURA 33 – Fornos nos quais foram realizados os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

4.3.3 Ensaios de tração

Foram realizados ensaios de tração em corpos-de-prova, soldados por plasma pulsante e plasma contínuo, com o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas após tratadas termicamente. Os resultados estão apresentados nas Tabelas 20 e 21.

TABELA 20 – Valores de resistência à tração em corpos-de-prova soldados pelo processo plasma pulsante após tratamentos térmicos.

Processo de Soldagem	Identificação	Tempo de Envelhecimento (horas)	Resistência à Tração σ_t (MPa)
Plasma Pulsante	Recebido e envelhecido, seção longitudinal	3	1889,2 $\pm$ 6,0
		6	1992,3 $\pm$ 5,3
	Recebido e envelhecido, seção transversal	3	1952,1 $\pm$ 7,2
		6	2005,6 $\pm$ 4,3
	Solubilizado Sa e envelhecido, seção longitudinal	3	1967,2 $\pm$ 7,2
		6	1947,3 $\pm$ 4,2
	Solubilizado Sa e envelhecido, seção transversal	3	1896,7 $\pm$ 6,9
		6	1985,4 $\pm$ 5,3
	Solubilizado Sb e envelhecido, seção longitudinal	3	2001,1 $\pm$ 8,1
		6	2125,6 $\pm$ 7,4
	Solubilizado Sb e envelhecido, seção transversal	3	1989,2 $\pm$ 4,8
		6	2094,6 $\pm$ 5,3

TABELA 21 – Valores de resistência à tração em corpos-de-prova soldados pelo processo plasma contínuo após tratamentos térmicos.

Processo de Soldagem	Identificação	Tempo de Envelhecimento (horas)	Resistência à Tração σ_t (MPa)
Plasma Contínuo	Recebido e envelhecido, seção longitudinal	3	1856,1 $\pm$ 4,0
		6	1968,3 $\pm$ 4,3
	Recebido e envelhecido, seção transversal	3	1850,2 $\pm$ 3,8
		6	1981,6 $\pm$ 7,0
	Solubilizado Sa e envelhecido, seção longitudinal	3	1896,4 $\pm$ 6,1
		6	1955,6 $\pm$ 7,4
	Solubilizado Sa e envelhecido, seção transversal	3	1892,1 $\pm$ 3,8
		6	1917,3 $\pm$ 5,0
	Solubilizado Sb e envelhecido, seção longitudinal	3	1998,6 $\pm$ 4,7
		6	2056,2 $\pm$ 3,2
	Solubilizado Sb e envelhecido, seção transversal	3	1923,1 $\pm$ 3,0
		6	2048,7 $\pm$ 5,1

As juntas soldadas obtidas pelo processo plasma são qualificadas conforme norma AWS D 13.1-61 classe 1, que após os ensaios de tração, apresentaram rompimento no metal de solda. Nota-se pelos dados mostrados na Tabela 20 e 21, para os dois tipos de solda, plasma pulsante e plasma contínuo, que a resistência à tração na junta soldada foi em média 7% menor

que a do metal base, conforme as Tabelas 18 e 19. Importante mencionar que mesmo com esta redução de 7%, os valores para o tempo de envelhecimento de 6 horas são compatíveis com os requisitos de desempenho de componentes como envelope motor do foguete V. L. S.

Esta queda na resistência à tração do metal de solda em relação ao metal base, possivelmente deve-se à vaporização de alguns elementos endurecedores sob a ação do arco elétrico, bem como a formação de compostos finamente segregados, ricos em Ti. Esses dois fatores alteram a composição química do metal de solda, de modo a ter uma diminuição da resistência à tração em relação ao metal base. A modificação da microestrutura no cordão de solda e a austenita retida são outros fatores que reduzem a resistência à tração.

Os melhores resultados obtidos para as juntas soldadas foram encontrados nos corpos-de-prova solubilizados Sb e envelhecidos por 6 horas. Para esta condição os valores de resistência à tração obtidos para o processo de soldagem por plasma pulsante e contínuo, são compatíveis com a literatura, mostrado na Tabela 3.

4.3.4 Ensaios de microdureza Vickers (HV)

4.3.4.1 Microdureza Vickers nas juntas soldadas nas condições CS, SL, SEV3 e SEV6

A Tabela 22 apresenta os valores de microdureza Vickers (HV) obtidos nas regiões ZF, ZTA₁, ZTA₂, ZTA₃ e Metal Base, nas condições CS (como soldado), SL (solubilizado), SEV3 (solubilizado e envelhecido a 480°C/3h) SEV6 (solubilizado e envelhecido à 480°C/6h).

A Figura 34 mostra o gráfico de microdureza Vickers em função das regiões para as diversas condições.



TABELA 22 – Medidas de microdureza Vickers (HV) nas regiões distintas das juntas soldadas.

Condições	Regiões	Valor médio de microdureza Vickers (Hv)	Valor médio de dureza Rockwell C (HRC)
CS	ZF	$335,5 \pm 6,1$	33,9
	ZTA ₁	$348,9 \pm 4,3$	35,4
	ZTA ₂	$353,2 \pm 6,8$	35,9
	ZTA ₃	$456,6 \pm 4,5$	45,8
	M. B.	$347,4 \pm 7,2$	34,1
SL	ZF	$302,7 \pm 5,3$	30,0
	ZTA ₁	$318,0 \pm 6,1$	32,0
	ZTA ₂	$327,4 \pm 3,8$	32,8
	ZTA ₃	$307,5 \pm 5,1$	30,8
	M. B.	$302,7 \pm 3,2$	30,0
SEV3	ZF	$530,2 \pm 4,8$	51,1
	ZTA ₁	$567,7 \pm 6,1$	53,4
	ZTA ₂	$577,0 \pm 3,9$	54,0
	ZTA ₃	$586,2 \pm 3,8$	54,3
	M. B.	$599,5 \pm 4,6$	55,2
SEV6	ZF	$563,9 \pm 4,8$	52,9
	ZTA ₁	$595,7 \pm 6,9$	55,0
	ZTA ₂	$607,9 \pm 7,1$	55,7
	ZTA ₃	$620,4 \pm 3,4$	56,3
	M. B.	$630,6 \pm 5,1$	56,8

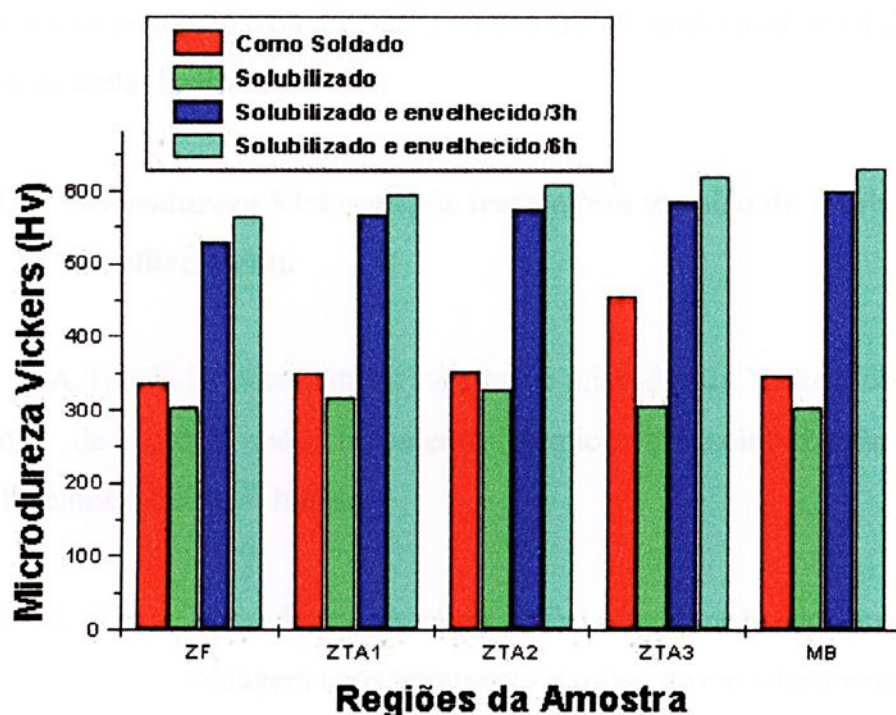


FIGURA 34 – Microdureza Vickers em função das regiões das juntas soldadas para diversas condições.

Os resultados das medidas de microdureza Vickers obtidos, mostrados na Tabela 22, podem ser melhor visualizados na Figura 34. Esses resultados referem-se às juntas soldadas pelo processo plasma pulsante.

O efeito do processo de soldagem ao longo das diferentes zonas avaliadas pode ser notado pelos resultados de microdureza Vickers obtidos no corpo-de-prova como soldado (CS). Nesse corpo-de-prova a dureza mantém-se estável nas zonas ZF, ZTA₁, ZTA₂ e no metal base, enquanto que na ZTA₃ apresentou uma elevação nos valores de dureza. A explicação para este comportamento é que nessa região iniciou-se o processo de envelhecimento, que geralmente ocorre em temperatura em torno de 480°C.

Os resultados mostram a eficácia do tratamento de solubilização para homogeneizar a dureza das diferentes regiões. Mostra também que o envelhecimento proporcionou o aumento da dureza ao longo das regiões, partindo da ZF (530,2 HV) em direção ao metal base (599,5 HV) para o corpo-

de-prova na condição SEV3 e, na condição SEV6, encontrou-se na ZF (563,9 HV) e no metal base (630,6 HV).

4.3.4.2 Microdureza Vickers após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

A Tabela 23 apresenta os valores de microdureza Vickers obtidos nos cordões de solda, após tratamento térmico de solubilização (Sb) e envelhecidos à 480°C/6 horas.

TABELA 23 – Microdureza Vickers (HV) em função do processo de soldagem após tratamento térmico de envelhecimento.

Regiões	Procedimento de Soldagem			
	Plasma Pulsado		Plasma Contínuo	
	Hv	HRc (*)	Hv	HRc (*)
ZF	563,9 ± 3,8	52,9	549,8 ± 4,6	52,7
ZTA ₁	595,0 ± 4,1	55,0	591,6 ± 3,8	54,9
ZTA ₂	607,9 ± 4,0	55,7	604,3 ± 5,4	55,5
ZTA ₃	620,6 ± 5,2	56,3	619,4 ± 4,4	56,1
M. B.	630,6 ± 3,1	56,8	626,3 ± 6,1	56,4

(*) Os valores em Rockwell C são convertidos de acordo com a norma ASTM E 140-86.

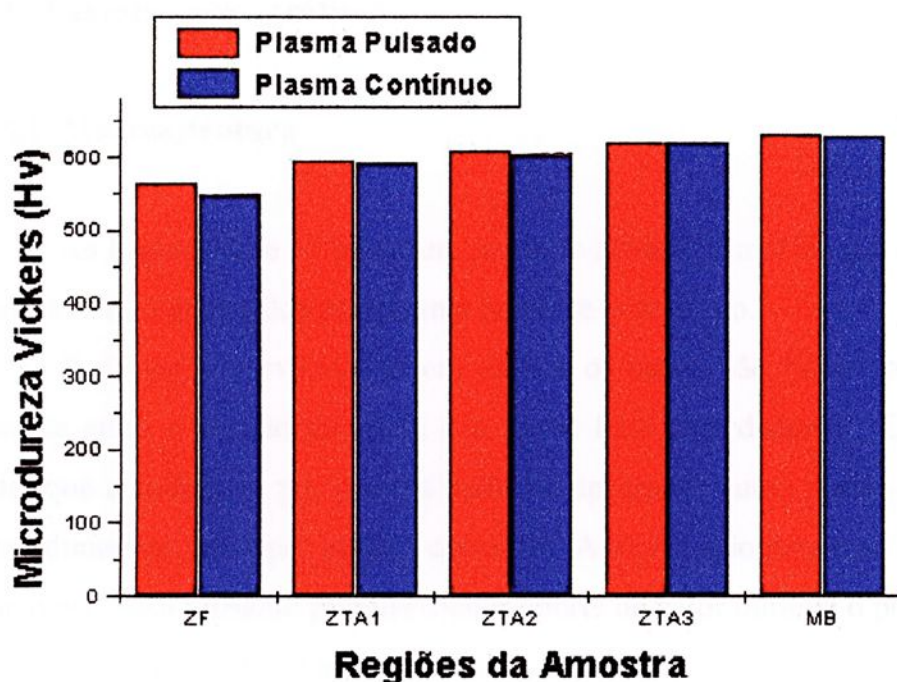


FIGURA 35 – Microdureza Vickers em função do processo de soldagem.

A comparação entre o processo de soldagem por plasma pulsante e plasma contínuo utilizada neste trabalho foi feita utilizando-se os resultados apresentados na Tabela 23 e Figura 35.

Os valores de microdureza Vickers indicam que não há diferença significativa entre as duas condições de soldagem, mas apresenta uma queda de dureza nos cordões de solda preferencialmente na zona fundida (ZF) em ambas as condições. Esta redução pode estar associada a vaporização de alguns elementos sob a ação do arco elétrico durante a execução de soldagens autógenas, bem como pela formação de composto finamente segregados responsável por alterações na composição química daquela região. Outro fator que pode ter contribuído para a redução da dureza é ocorrência da reversão da austenita no metal de solda.

4.3.5 Exames metalográficos

4.3.5.1 Macroestrutura

As Figuras 36 e 37 mostram, respectivamente, a morfologia do cordão de solda obtido após solda por plasma pulsante e contínuo.

Pode ser observado que em ambos os casos não houve rebaixo na interface entre o cordão de solda e o metal base (mordedura). Observa-se ainda, que a soldagem por plasma pulsante apresentou uma região da ZF de menor dimensão que a por plasma contínuo. A explicação para essa menor ZF é que o processo pulsante permite menor aporte de calor durante o processo de soldagem (Lucas, 1978) (Omar & Lundin, 1979).

O controle do aporte de calor é de extrema importância durante a soldagem dos aços Maraging. Valores elevados deste parâmetro induzem as segregações nas regiões interdendríticas do metal de solda, principalmente dos elementos Ni, Mo e Ti, os quais favorecem a estabilização da austenita, mantendo-a estável mesmo a temperatura ambiente. Em termos de propriedades mecânicas, a sua presença é bastante prejudicial, pois a mesma não responde ao tratamento térmico posterior. Desta forma, o emprego de corrente pulsada é bastante benéfico do ponto de vista metalúrgico, pois a quantidade de austenita retida é minimizada em função das reduções no aporte térmico. Uma segunda vantagem seria a redução nas dimensões das células dendríticas do metal de solda, aumentando-se a proporção dos contornos celulares e de áreas interdendríticas por unidade de volume, dispensando as partículas consideradas prejudiciais (Hall & Slunder, 1968).

A consequência direta da menor dimensão da ZF é que a dimensão da ZTA também é menor, melhorando a qualidade das juntas como um todo, particularmente para componentes com pequenas espessuras.



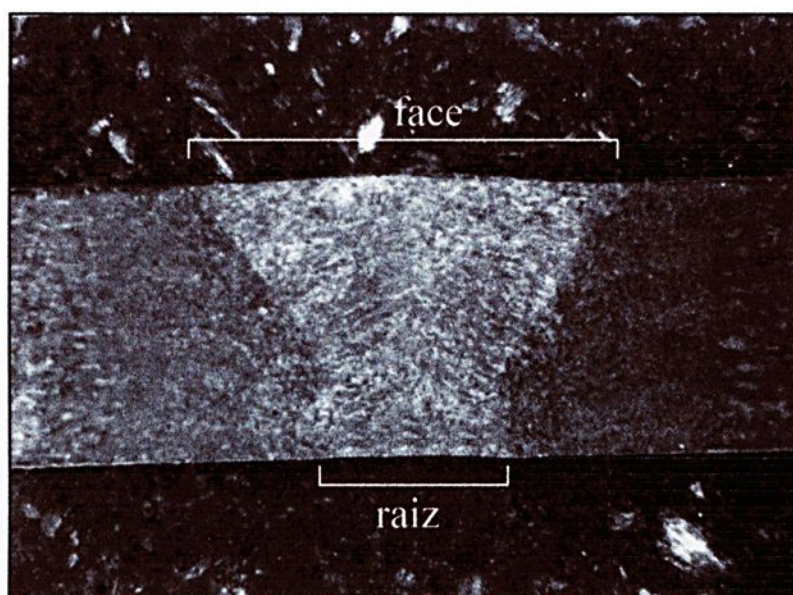


FIGURA 36 – Aumento 12x. Ataque: Nital 30%. Observa-se a morfologia do cordão de solda utilizando o processo plasma pulsante. A face do cordão de solda mede 4,62 mm e a raiz 2,02 mm.

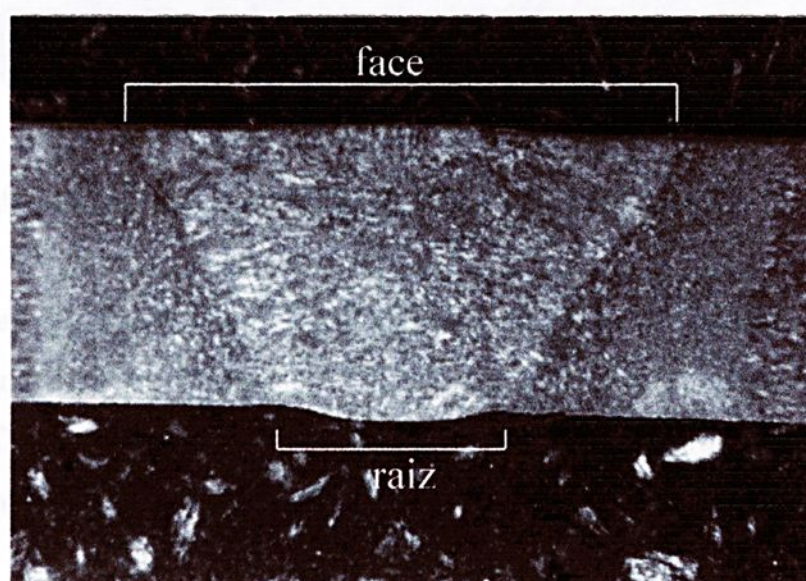


FIGURA 37 – Aumento 12x. Ataque: Nital 30%. Observa-se a morfologia do cordão de solda utilizando o processo plasma contínuo. A face do cordão de solda mede 6,30 mm e a raiz 3,0 mm.

4.3.5.2 Microestrutura

A Figura 38 ilustra as diversas regiões morfologicamente distintas de uma junta soldada, onde observam-se as ZF, ZTA₁, ZTA₂, e o Metal Base.



FIGURA 38 – Morfologia do cordão de solda. Aumento 20x.

Nas Figuras 39, 40, 41 e 42 pode-se observar os aspectos típicos da microestrutura do aço Maraging 18Ni 300, após solubilizado e envelhecido à $480 \pm 2^\circ\text{C}$ por 6 horas, da zona fundida (ZF), zona superaquecida (ZTA₁), zona recristalizada (ZTA₂) e metal base (MB), respectivamente.



FIGURA 39 – Aspecto microestutural da zona fundida (ZF).



FIGURA 40 – Aspecto microestrutural da zona superaquecida (ZTA_1), região adjacente a linha de fusão.



FIGURA 41 – Aspecto microestrutural da zona de recristalização (ZTA₂).



FIGURA 42 – Aspecto microestrutural do metal base (MB). Observa-se que a microestrutura do metal base permanece inalterada, visto que os níveis de temperatura alcançados não são suficientes para produzir alterações microestruturais.

Na Figura 43 estão mostrados os aspectos da morfologia dos grãos em função das diferentes regiões afetadas pelo calor, oriundos do processo de soldagem em destaque a ZF, ZTA₁, ZTA₂ e MB. Conforme ilustrado, na ZF observa-se células de dentritas de martensita circundada por regiões de contorno, constituídas de martensita com ilhas de austenita.. Na ZTA₁, adjacente à linha de fusão, além da recristalização dos grãos originalmente alongados, ocorre também um aumento no tamanho. Na ZTA₂ ocorre uma recristalização com sensível redução do tamanho dos grãos. Já no metal base (MB) os grãos são alongados devido ao encruamento ocorrido durante a etapa de laminação. Pode ser observado na Figura central uma região de transição entre a ZTA₂ e MB chamada de ZTA₃. Essa região não sofre modificação sensível na morfologia dos grãos do metal base, porém torna-se susceptível ao envelhecimento localizado em função da temperatura do processo de soldagem. Em função desse envelhecimento, essa região apresenta um aumento significativo de dureza, conforme mostrado na Tabela 22, Figura 34, item 4.3.4.1.

A Figura 43 mostra o tamanho de grão da ZF, ZTA₁, ZTA₂ e MB.



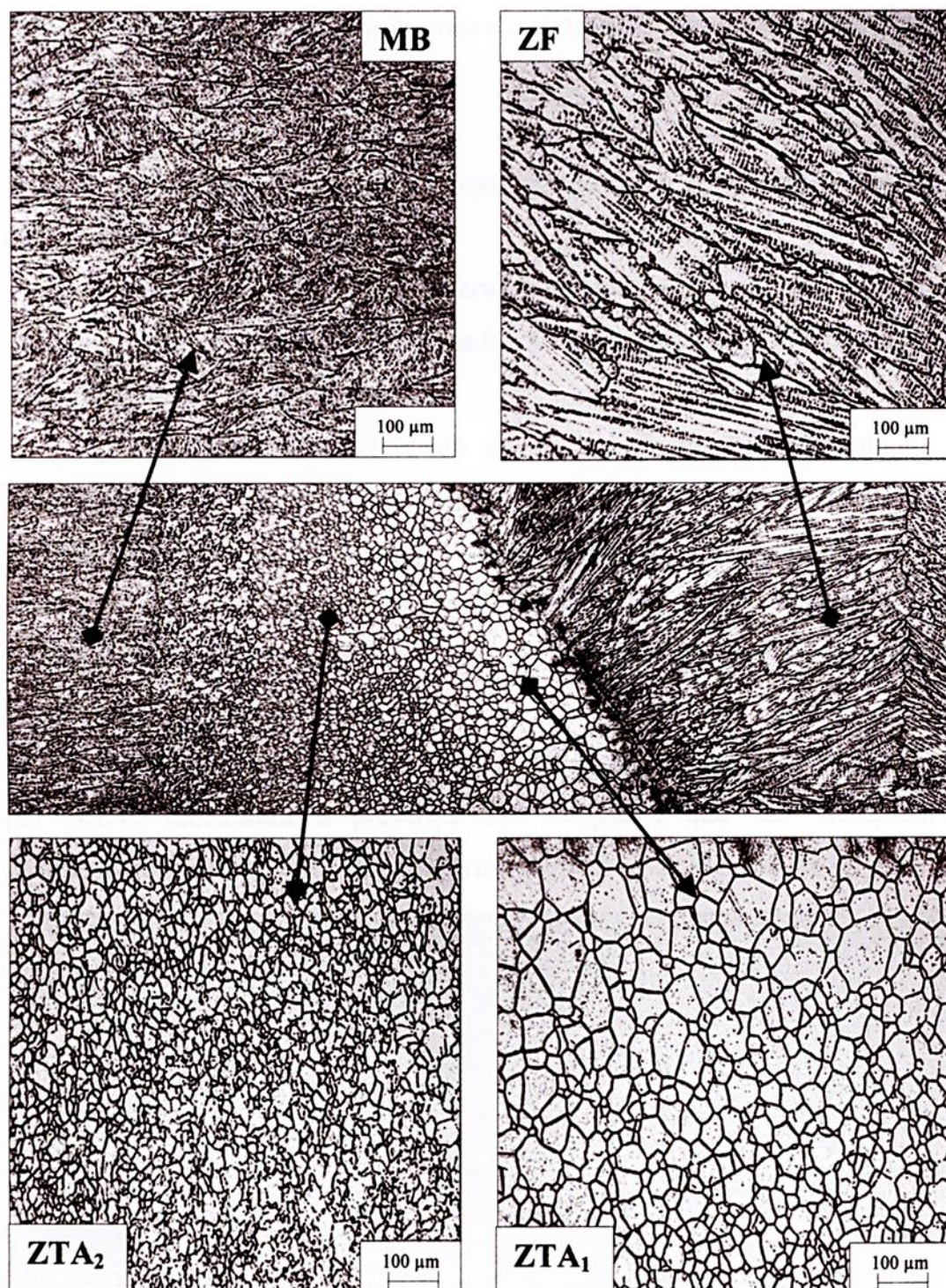


FIGURA 43 – Aspecto microestrutural da junta soldada como recebida, mostrando o tamanho dos grão nas regiões: ZF – grãos alongados, com célula de martensita; ZTA₁ - região adjacente a linha de fusão, observa-se o crescimento acentuado de grãos; ZTA₂ – zona onde ocorre a recristalização dos grãos; MB – sem alteração microestrutural.

4.3.6 Exames por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV)

As regiões de ruptura dos corpos-de-prova, preparados metalograficamente, foram examinadas utilizando-se microscópio óptico e eletrônico de varredura (MEV).

Pela Figura 44 pode ser observado o aspecto micrográfico da região de ruptura que ocorreu na junta soldada. Observa-se também, que a ruptura ocorreu na região da zona fundida.

Para evidenciar a região de menor resistência da junta soldada é necessário que a mesma tenha uma igual seção útil ao longo de todas as regiões. No entanto, durante o processo de soldagem, há formação de um reforço na zona fundida, o que faz com que esta região tenha maior seção útil. Portanto, foi necessário a remoção deste reforço por usinagem nos corpos-de-prova para os ensaios de tração.

As superfícies de fratura obtidas nos ensaios de tração e examinadas por MEV, mostraram a presença de “dimples”, que são mecanismos característicos de fratura dúctil, conforme mostrado nas Figuras 45, 46 e 47.

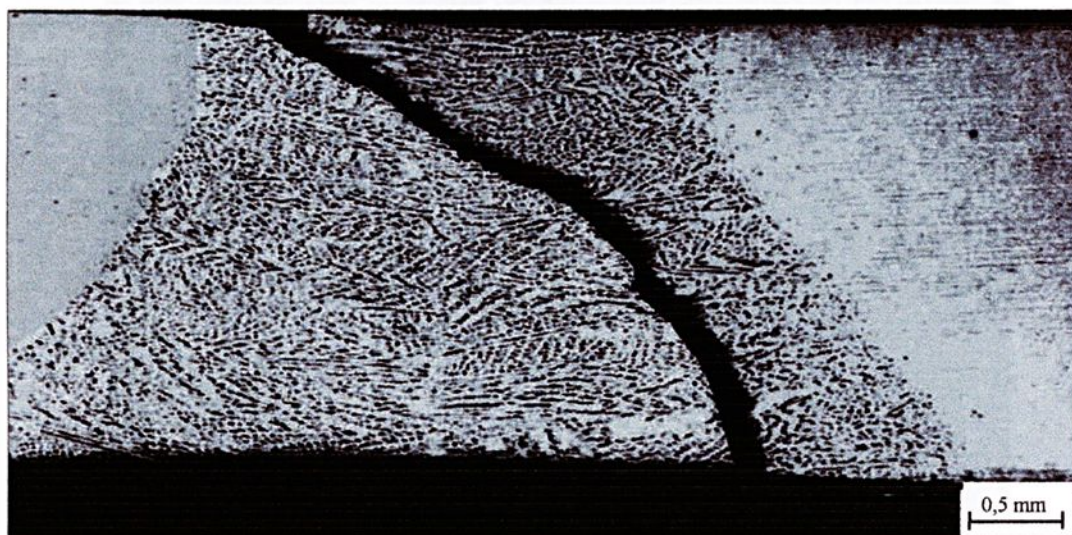


FIGURA 44 – Aspectos das regiões examinadas, junto à superfície de fratura, preparadas metalograficamente, mostrando a localização do rompimento na zona fundida (ZF).

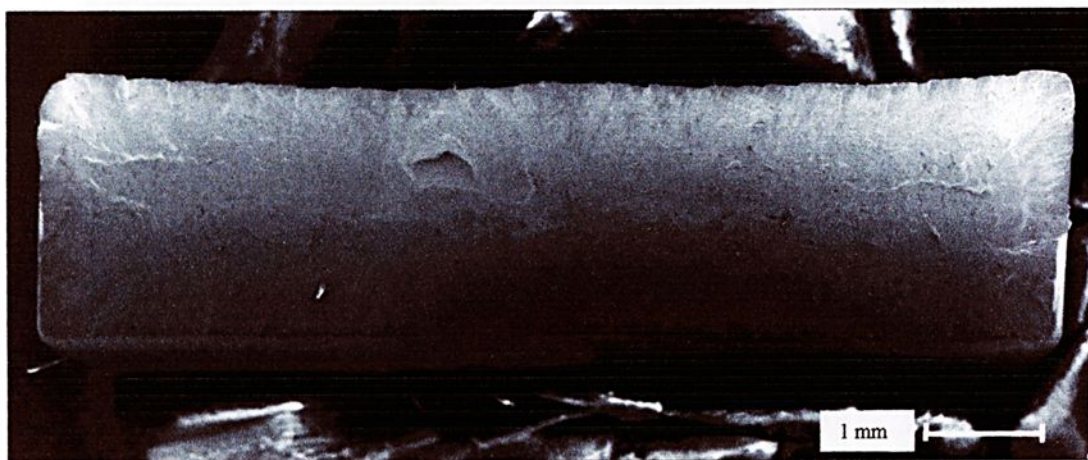


FIGURA 45 – Aspecto da superfície de fratura representativo dos corpos-de-prova, ensaiados em tração.

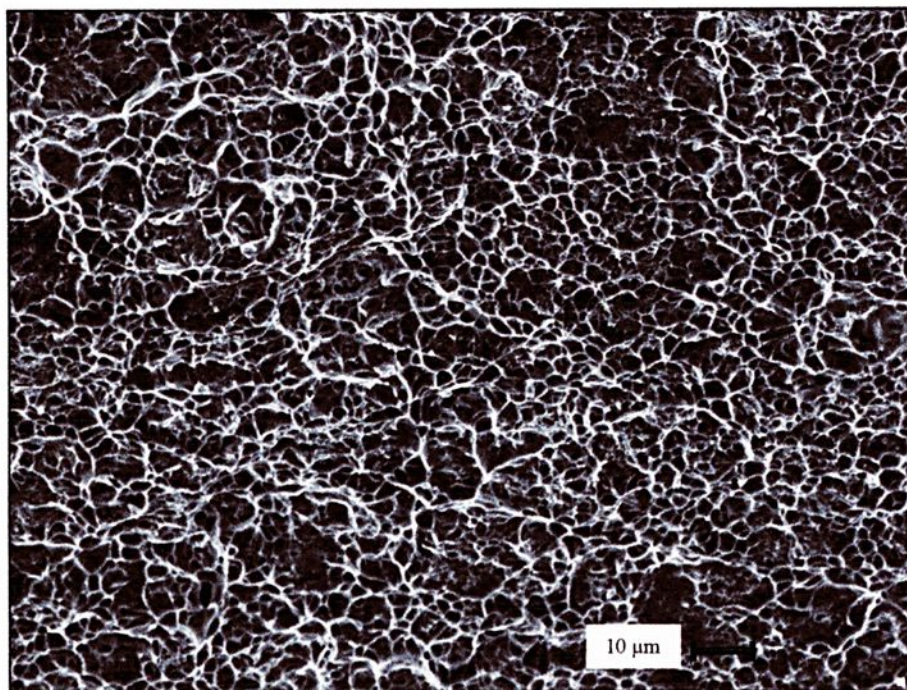


FIGURA 46 – Superfície de fratura do corpo-de-prova ensaiado em tração, mostrado na figura anterior, onde se observam a presença de “dimples”, que são característicos de fratura dúctil.

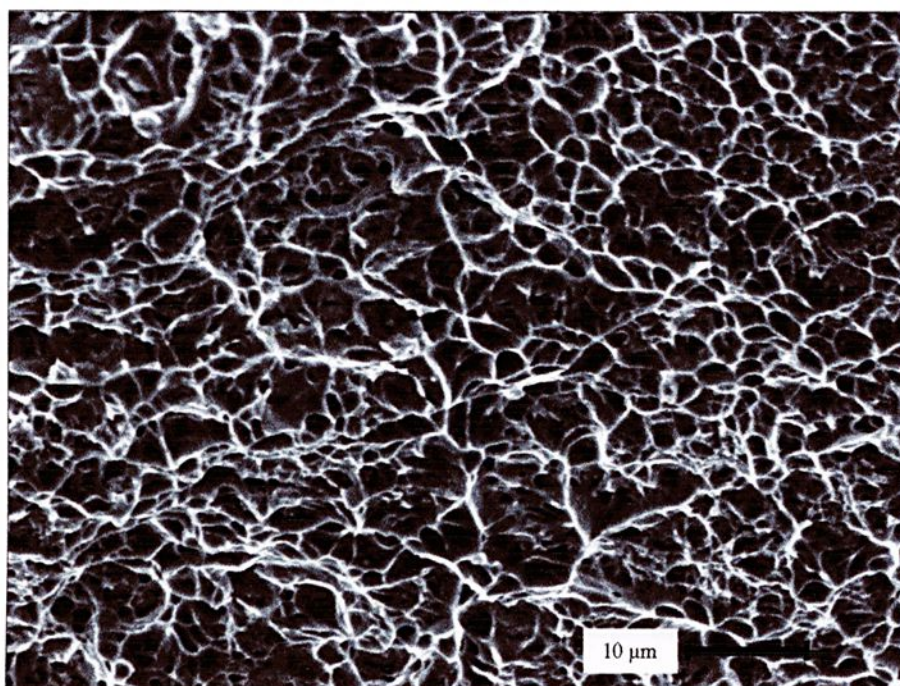


FIGURA 47 - Detalhe da figura anterior, mostrando a presença de “dimples”, típicos de fratura dúctil.

5 – CONCLUSÕES

- 1 – Pelos resultados obtidos pode-se concluir que o aço Maraging 18Ni 300 nacionalizado atende a todos os requisitos estabelecidos pela norma AMS 6521 A .
- 2 – Os tratamentos de solubilização Sa, Sb e Sc foram mais eficazes para o tempo de 60 minutos, em que obteve-se uma microestrutura martensítica menos grosseira. Não foram verificadas diferenças significativas de dureza para os três ciclos de solubilização.
- 3 – Os melhores valores de resistência à tração e limite de escoamento foram obtidos para amostras envelhecidas por 6 horas a partir do material solubilizado Sb e Sc, cujo alongamento encontra-se dentro do valor mínimo especificado pela norma para o aço Maraging 18Ni 300.
- 4 – Com resultados ligeiramente superiores, o processo de solda por plasma pulsante foi considerado mais eficaz, devido ao fato de que durante a soldagem o aporte de calor necessário à fusão do material é menor, tendo como consequência uma menor ZF e menor ZTA.
- 5 - A resistência mecânica das juntas soldadas após envelhecidas foi em média 7% menor que a resistência do metal base.
- 6 – Os melhores resultados de resistência mecânica para as juntas soldadas foram obtidas após solubilizadas Sb e envelhecida por 6 horas.
- 7 – Pelos resultados obtidos para as condições otimizadas, o aço Maraging nacionalizado atende aos requisitos para ser utilizado nos motores foguete do VLS.



6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1 – Estudo da composição do cordão de solda visando aumentar a resistência da junta soldada.
- 2 – Estudo comparativo entre a soldagem por plasma pulsante e contínuo com e sem metal de adição.
- 3 – Estudo para determinação da influência do arco elétrico sobre a composição química do metal de solda para ser evitada a perda de elementos de liga por vaporização.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATION AMS 2248 E: **chemical check analysis limits corrosion and heat resistant steels and alloys, Maraging and other highly – alloyed steels and Iron alloys.** 1993.

AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATION AMS 6359 D: **steel sheet, strip and plate SAE 4340.** USA. 1980.

AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATION AMS 6416 A: **steel sheet, strip and plate 300M.** USA. 1973.

AEROSPACE MATERIAL SPECIFICATION AMS 6521 A: **steel , sheet, strip and plate – 18,5Ni: 9,0 Co: 4,9 Mo: 0,65 Ti: 0,10 Al.** USA. 1983.

ALLEGHERY LUDLUM STEEL CORPORATION. **Other Maraging Grades.** [s. n. i.]. p. 2-15.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook: properties and selection: irons and steels.** Ohio: Metals Park, 9º ed. v 1, p. 44-73.

AMERICAN WELDING SOCIETY AWS D 13.1.61 : **fabrication of welded rocket motor cases.** U.S.A. 1961.

BANERJEE, B. R.; HAUSER, J.J. **Transformation kinetics in maraging type Fe-18% Ni steels.** In: Symposium: Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Company of Michigan (intercoporated), Am Amax

Subsidiary, 1600, Huron Parkway, Ann Arbor, Michigan 48105, Feb., 1967. p. 133-153.

CONTRACTOR, G. P. **The marvel of maraging.** Reprinted from Journal of Metals, Climax Molybdenum Company, AM Amax Division, 1270, Avenue of The America, New York, N. Y. 10020, Aug., 1966.

COTTRELL, A. H. **An introduction to metallurgy** christ's college. Cambridge; SNB 7131.2044. 1968. p. 1-8.

CRAIG, E. **The plasma arc process – a review.** Welding Journal. 1988. v. 67, n° 2, p. 19-25.

DOLOTOVA, T. S.; KUCHERYAVYI, V. **Effect of alloying elements on structural recrystallization of maraging stainless steels.** Termiveclerie e Termicloskasa Obrabotka Meloltoy, set., 1976. p. 33-37.

EVANS, R.M.; MONROE, R. E. **The current status of the welding of maraging steels.** DMIC. Memorandum 182, Defense Metals Information, Center Battelle Memorial Institute. Columbus, Ohio, Oct., 1963.

FLOREEN, S. **Maraging steels.** In: Methods Handbook, 1984. v. 1, 8^a ed., p. 445-451.

FLOREN, S. **The physical metallurgy of Maraging steels.** Metallurgical Reviews, London, 1978. p. 115-128.



GONDOLF, E. **Ultra-high strength steels: properties and applications.** *In:* Conference on Cobalt Metallurgy and Uses, Nov. 1981, v. 2, Brussels, Belgium, 255-261, 10.13.

HALL, A. M.; SLUNDER, C. J. **The metallurgy, behavior, and application of the 18-percent nickel maraging steels.** National Aeronautics and Space Administration, (NASA SP 5051) Washington, D. C., 1968.

HERTZBERG, R. W. **Some useful generalities.** *In:* Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 3^a ed. John Wiley & Sons 357 – 7p.

HILL, R.; REED, E. **Endurecimento por precipitação.** *In:* Princípios de metalurgia física. Editora Edgard Blucher. São Paulo – SP, 1982. p. 304-320.

HOULDCROFT, P. **Welding and cutting – a guide to fusion welding and associated cutting processes.** Woodhead: Falkner Ltd. 1989.

HUANG, D.; THOMAS, H. G.. **Structure and mechanical properties of tempered martensite and lower bainite in Fe-Ni-Mn-C steel.** Metallurgical Transactions. New York, Jun. 1971. v. 2.

IMRIE, W. M. **An assessment of maraging steel for aircraft applications.** Journal of the Royal Aeronautical Society, London. 1966, v. 70, n° 668, p. 776-777.

STILLER, K.; DANOIX, F.; BOSTEL, A. **Investigation of precipitation in a new maraging stainless steel.** Applied Surface Science, Mont Saint Aignan, France, Mar. 1996. v. 94/95. p. 326-333.



JONES, F. W.; PUMPHREY, W. I. **Free energy and metastable states in the iron-nickel and iron-manganese systems.** J. iron and Steel Institute. London, 1949. vol. 163, pp 121-131.

KAMMER, P. A.; MARTIN, D. C. **Welding high strength steels.** DMIC Report 229, Defense Metals. Information Center Battelle Memorial Institute Columbus, Ohio. 1966 (report 229).

KNOTH, R. J.; LANG, F.H. **18% nickel maraging steel metallurgy and its effects on welding.** Metals Engineering Quarterly, May 1966. p. 213-217.

LANG, F. H.; KENYON, N. **Welding of maraging steels.** Welding Research Council Bulletin, New York, Feb., 1971, n° 159, p. 41.

LANGE, E. A. **Criteria of ductility and toughness for fracture – safe design - the iron steel.** Institute of Japan, Japão, 1971. p. 33-35.

LAUCHER, E. A.; HERFERT, R. E. **Preventing embrittlement in cadmium plated maraging steel.** Metal Progress, Cleveland. Sept., 1966. v. 90, n° 3, p. 84-85.

LINNERT, G. E; HENRY, O. H. **Welding metallurgy carbon and alloy steels.** American Welding Society, New York, v. 2, 3^a ed, p. 517-542.

LUCAS, W. **Pulsed plasma welding.** Welding Institute Bulletin. Cambridge. 1978. v. 19, p. 140-145.

MARTIKAINEN, J. K.; MOISIO, T. J. I. **Investigation of the effect of welding parameters on weld quality of plasma arc keuhole welding of structural steels.** Welding Journal. New York. 1983. v. 72, n° 7, p. 329s-340s.

METALS HANDBOOK U. S **Aerospace Structural.** Department of Defense, v. 1, section 1220, 1987. p. 24-27.

METALS HANDBOOK, 9th Edition, v. 1, **Properties and selection: irons and steels.** American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44-73.

NETO, C. M.; ALMEIDA, D S. **Materiais para fabricação de vasos de pressão de alto desempenho.** In: Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica de Materiais, 2^a ed. ABM . São Paulo, out., 1997.

NOVAK, C. J.; DIRAN, L. M., **Proceedings, Aime Eletric Furnace Conference**, p. 294-307, 1962. **Influence of residual elements in maraging steels**, Metals Progress, Sept., 1966. vol. 90, n° 3, p. 164-168.

OMAR, A. A.; LUNDIN, C. D. **Pulsed plasma – pulsed GTA arc: a study of the process variables.** Welding Journal, New York. Apr., 1979, p. 97s-105s.

PINFOLD, B. E. **Plasma arc welding.** Part 1 p. 391-393, part 2 p. 422- and 423, part 3 p. 65-67, par 4 p. 102-103 and part 5 p. 219-221, Welding and Metal Fabrication., 1973-1974. v. 41, n° 12.

PRADO, J. S. do A.. **Tratamento térmico e tenacidade dos aços 300M e Maraging 300.** Dissertação (Mestrado em 1990). Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA). São José dos Campos. 1990. p 93.

RHOTHERY, W. H. **Estrutura das ligas de ferro.** Editora Blucher Ltda. São Paulo. 1968. p 142 – 163.

ROHRBACH, K., SCHUMDT, M. **Maraging steels.** Metals Handbook, edition Spediduty steels and Heat-Resistence Alloys, 1990. p. 793-800.

SCHIMDT, M.; ROHRBACH, K. **Heat treating of maraging steels.** *In:* Metals Handbook, v. 4-Heat Treating, 1991. p. 219-228.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** Eletrometal S/A. Metais Especiais, 2^a ed. Sumaré, SP. 1988. p. 65-9, 143, 315-6, 457.

TRICKET, G. W. **Manufacturing process development for high strenght steels.** (Technical Report AFML-TR-6-340). Air Force Systems Comand E.U.A., 1966.

VASCO, L. P. **Vascomax 200 – 250 – 300 – 350 18 percent, niquel ultra high strenght. Maraging Steels.** Cortiss Wright Corporation – Progress report, nov., 1966. n° 3, p. 20-25.

VAYNMAN, S.; GUICO, R. S.; FINO, M. E.; MANGANELLO, S. J. **Metallurgical and materials transaction.** A physical metallurgy and materials science, Warrindale, May, 1997. v. 28 A, n° 5.

WEI, R. P. **Ferrous alloys.** *In:* Aerospace Structural Metals Handbook. Code 1225, 1969. p. 1-39.

YOUNGBLOOD, J. L.; RAGHAVAN, M. **Correlation of microstructure properties of 300M steel.** Metallurgical transactions A. New York. Setp., 1997, v. 8^A.

