

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

2001



1110000461



***"Estudo da Influência de
Reparos na Resistência
Mecânica de Juntas Soldadas
de Chapas Finas do Aço 300M"***

JOSÉ LUÍS GARZON LAMA

147

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE REPAROS NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS DE CHAPAS FINAS DO AÇO 300M

JOSÉ LUÍS GARZON LAMA

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. Valdir Alves Guimarães

461

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ

BIBLIOTECA

Guaratinguetá
2001

==461



24/01/02

R\$ 20,00

Doação

Ficha catalográfica preparada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da
Informação da Biblioteca FEG/UNESP

L213e **Lama, José Luis Garzon.**
Estudo da influência de reparos na resistência mecânica de
juntas soldadas de chapas finas do aço 300M / José Luis Garzon
Lama – Guaratinguetá : [s.n.], 2001
132f. : il.

Bibliografia: f. 128-132
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2001
Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

1.Aço I. Título

CDU 669.14

**“ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE REPAROS NA RESISTÊNCIA
MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS DE CHAPAS FINAS
DO AÇO 300M”**

JOSÉ LUÍS GARZON LAMA

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

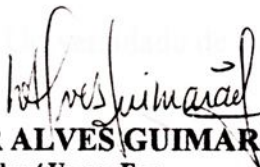
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



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



Prof. Dr. FRANCISCO CRISTOVÃO LOURENÇO DE MELO
Unesp-Feg



Prof. Dr. ITAMAR FERREIRA
UNICAMP

Julho de 2001

DADOS CURRICULARES

JOSÉ LUÍS GARZON LAMA

NASCIMENTO	27.08.1963
FILIAÇÃO	Juan Garzon de la Monja Amélia Lama Martin
1978/1981	Curso Técnico em Eletrônica
1982/1986	Curso de Bacharelado em Física UNITAU – Universidade de Taubaté
1987/1990	Curso de Engenharia Mecânica UNITAU – Universidade de Taubaté

DEDICATÓRIA

ALBA DE PINASTOS

*Aos meus pais e a minha esposa, pela motivação, confiança e incentivo e, em especial aos meus filhos **Luís Fernando, Natália e Laura**, razão principal para a realização deste trabalho.*



AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me agraciar com saúde e a minha família pela paciência e confiança ao ceder seu tempo em detrimento desta obra.

Ao meu orientador prof. Dr. Valdir Alves Guimarães, pela consideração, incentivo e amizade, prestando sempre seus conhecimentos com muita dedicação e paciência.

Ao Dr. Olivério Moreira de Macedo Silva da Divisão de Materiais (AMR) do IAE/CTA, pela dedicação e ajuda na metalografia das amostras.

Ao Eng^o Rogério Duque Gonçalves da AMR, pela Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para a análise fractográfica das amostras.

Ao Eng^o José Augusto Orlowski de Garcia da Divisão de Mecânica (AME) do IAE/CTA, pelo companheirismo e ajuda na soldagem dos cdp's.

Ao téc. Jaime Camilo de Sousa da (AME/IAE/CTA), pela excelente soldagem e reparos dos cdp's.

Ao téc. Luiz Antonio Ribeiro dos Santos da (AME/IAE/CTA), pela dedicação e ajuda nos tratamentos térmicos dos cdp's.

Aos técnicos João Batista Rodrigues e Claudemir Patuci da (AMR/IAE./CTA), pela ajuda na confecção das amostras metalográficas.

Aos técnicos e colegas do DMT/FEG/UNESP, também pela colaboração na confecção das amostras metalográficas.

A todas as pessoas e amigos que de forma direta ou indireta colaboraram para a realização deste trabalho.



LISTA DE FIGURAS

Fig. 1.1 - Veículo Lançador de Satélites VLS1-V2, instantes após seu lançamento da plataforma do Centro de Lançamento de Alcântara...(CLA), no Maranhão, em 11/Dez/1999.....	21
Fig. 2.1 - Características estruturais de um lingote de aço.....	26
Fig 2.2 - Comparação do modo de solidificação em lingote convencional e refundido.....	27
Fig 2.3 - Forno de refusão sob escória eletrocondutora (ESR).....	29
Fig 2.4 - Processo de refusão sob vácuo (VAR), de maneira esquemática.....	30
Fig. 2.5 - Fluxo de obtenção do lingote de aço 300M.....	31
Fig. 2.6 - Curva esquemática mostrando a relação inversa entre tenacidade à fratura e resistência mecânica.....	34
Fig 2.7 - Relação geral entre tenacidade à fratura e tamanho de grão.....	39
Fig. 2.8 - Dispositivo e o equipamento utilizado para confecção de solda longitudinal.....	42
Fig.2.9 - Dispositivo e o equipamento utilizado para confecção de solda transversal.....	43
Fig. 2.10 - Detalhe do chanfro realizado para soldagem das chapas.....	44
Fig.2.11 - Dispositivo para soldagem TIG.....	44
Fig. 2.12 - Envelope Motor sendo transferido do forno de austenitização para a têmpera em banho de sal.....	46
Fig. 2.13 - Relação entre a resistência mecânica e a dureza para aços temperados e revenidos, recozidos e normalizados.....	49
Fig.2.14 - Esquema de soldagem das virolas para confecção de um Envelope Motor.....	51
Fig.2.15 - Fractografia em um aço baixo carbono microligado ao Nb - Ti com microestrutura ferrítico-martensítica apresentando regiões com aspecto alveolar "dimples", e regiões onde tem-se a presença de facetas de quase-clivagem.....	54

Fig. 2.16 - Ilustra os mecanismos de coalescimento de microcavidades por: (a) ruptura normal; (b) ruptura por cisalhamento; (c) ruptura por rasgamento.....	56
Fig. 2.17 - Representação esquemática das diferentes zonas da fratura de um cdp de tração com geometria retangular.....	58
Fig.3.1 - Ilustra o aspecto do chanfro e a seqüência de passes realizada para confecção do cordão de solda.....	65
Fig. 3.2 - Disposição dos cordões de solda e dos cdp's , confeccionados, em relação aos sentidos de laminação da chapa.....	66
Fig. 3.3 - Equipamento utilizado para a remoção do cordão de solda submetido à reparo(s).....	68
Fig. 3.4 - Posição na junta soldada a ser protegida da oxidação do metal com argônio, durante a operação de soldagem.....	69
Fig. 3.5 - Fonte do equipamento de soldagem utilizada para a confecção e reparos dos cdp's.....	70
Fig. 3.6 - Mostra o(s) reparo(s) sendo realizado(s) manualmente.....	71
Fig. 3.7 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração, segundo a norma AWS -D- 13.1.61.....	73
Fig. 3.8 - Ciclo para normalização do Envelope Motor.....	76
Fig. 3.9 - Ciclo para têmpera do Envelope Motor.....	76
Fig. 3.10 - Ciclo para o duplo revenimento do Envelope Motor.....	77
Fig. 3.11 - Ilustra as quatro regiões identificadas nas amostras.....	79
Fig. 4.1 - Microdureza entre as regiões das seis condições de soldagem antes do Tratamento Térmico.....	85
Fig. 4.2 - Microdureza entre as regiões das seis condições de soldagem após o Tratamento Térmico.	88
Fig. 4.3 - Gráfico dos valores da tensão média de ruptura para as seis condições de soldagem.....	90
Fig. 4.4 - As 4 regiões destacadas no cdp, (condição L2) (10X).....	92
Fig. 4.5 - cdp para a condição L0, onde nitidamente observam-se as regiões microestruturais diferenciadas e os 3 passes de solda realizados.(10X).....	93

Fig.4.6 - Aspecto do cordão de solda na condição L1. Assim como nos demais cordões, observa-se a estrutura dendrítica de solidificação da ZF. (10X).....	93
Fig.4.7 - Cordão de solda da condição T0, onde pode-se notar os passes de soldagem, como na condição L0. (10X)	94
Fig.4.8 - Cordão de solda da condição T1 (10X).....	94
Fig. 4.9 - Cordão de solda da condição T2, onde observa-se um volume maior da região ZF, em virtude do segundo reparo feito manualmente.. (10X).....	95
Fig.4.10 - Cordão de solda para condição L0 (10X).....	96
Fig. 4.11 - Cordão de solda para condição L1.(10X)	96
Fig.4.12 - Cordão de solda para condição L2, com destaque da região da ZF..	97
Fig.4.13 - Cordão de solda para condição T0, onde se observa a homogeneização de todas as regiões microestruturais da junta soldada.....	97
Fig.4.14 - Cordão de solda para condição T1.....	98
Fig.4.15 - Cordão de solda para condição T2, onde nota-se traços da microestrutura dendrítica de solidificação na ZF.....	98
Fig.4.16 - CDP L0 (Antes de tratamento térmico, onde observa-se em):.....	100
Fig.4.17 - CDP L1 (Antes de tratamento térmico, onde observa-se em):.....	101
Fig.4.18 - CDP L2 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):.....	102
Fig.4.19 - CDP T0 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):.....	103
Fig.4.20 - CDP T1 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):.....	104
Fig.4.21 - CDP T2 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):.....	105
Fig.4.22 - CDP L0 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):.....	107
Fig.4.23 - CDP L1 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):.....	108
Fig.4.24 - CDP L2 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):.....	109
Fig.4.25 - CDP T0 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):.....	110
Fig.4.26 - CDP T1 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):.....	111
Fig.4.27 - CDP T2 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):.....	112
Fig.4.28 - Ilustra a seção transversal de fratura de um cdp submetido ao ensaio de tração, onde pode-se ver a forma de “gume de faca”	114

Fig.4.29 - Ilustra o aspecto da seção de fratura do cdp da condição (L1), submetido ao ensaio de tração, com destaque para as zonas de fratura..... 115

Fig.4.30 - Seção de fratura de um cdp na condição L1, com destaque para as regiões de fratura denominadas na Figura 4.29, onde se observa em:..... 116

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - composição química em peso de aços de ultra-alta resistência	23
Tabela 2.2 - Níveis de inclusões para o aço 300M, refundido pelo processo ESR, enquadradas pela norma ASTM E45-95	32
Tabela 2.3 - Efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico	35
Tabela 3.1- Resultado da análise química realizada no recebimento do material, em relação aos teores específicos	60
Tabela 3.2 - Profundidade de descarbonetação medida	61
Tabela 3.3 - Tipos e níveis médios de inclusões observados	62
Tabela 3.4 - Resultados da análise do tamanho de grão ASTM	63
Tabela 3.5- Parâmetros correspondentes aos passes de soldagem	64
Tabela 3.6 - Identificação dos corpos de prova para as seis condições de soldagem	74
Tabela 4.1 - Valores de microdureza médios Vickers e os valores correspondentes na dureza Rockwell C, obtidos antes do tratamento térmico	83
Tabela 4.2 - Valores de microdureza médios Vickers e os valores correspondentes na dureza Rockwell C, obtidos após o tratamento térmico	86
Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de tração	89



LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- ABNT** - Associação Brasileira de Normas Técnicas.
- AM** – air melted (fundido ao ar)
- ASME** – American Society of Mechanical Engineers.
- ASTM** – American Society for Testing and Materials
- AWS** – American Welding Society.
- CDP** – Corpo de Prova.
- CLA** - Centro de Lançamento de Alcântara .
- CS** – Coeficiente de Segurança.
- CTA** – Centro Técnico Aeroespacial.
- ESR** – Electro Slag Remelting (Refusão sob escória eletrocondutora).
- FMR** – Fragilização da Martensita Revenida.
- HV** – Hardness Vickers (Dureza Vickers).
- HRC** – Hardness Rockwell C (Dureza Rockwell).
- IAE** - Instituto de Aeronáutica e Espaço.
- IIW** – International Institute of Welding.
- K_{1c}** – Tenacidade à fratura em deformação plana.
- L0** – Condição de soldagem para junta no sentido longitudinal ao sentido de laminação da chapa sem reparo.
- L1** – Condição de soldagem para junta no sentido longitudinal ao sentido de laminação da chapa com 1 reparo.
- L2** – Condição de soldagem para junta no sentido longitudinal ao sentido de laminação da chapa com 2 reparos.
- MB** – Metal Base.
- MEV** – Microscopia Eletrônica de Varredura.
- MO** – Microscopia Óptica.
- M_s** – Temperatura de início da formação martensítica.
- TIG** – Tungsten Inert Gas.



T0 – Condição de soldagem para junta no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa sem reparo.

T1 – Condição de soldagem para junta no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa com 1 reparo.

T2 – Condição de soldagem para junta no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa com 2 reparos.

TTPS – Tratamento Térmico pós soldagem.

VAD – Vacuum Argon Degasing (Desgaseificação a Argônio sob Vácuo).

VAR – Vacuum Arc Remelting (Refusão à arc sob Vácuo).

VLS - Veículo Lançador de Satélites.

ZF - Zona Fundida.

ZTA – Zona termicamente afetada.

ZTA1 – Zona termicamente afetada 1.

ZTA2 – Zona termicamente afetada2.

σ_e – Limite de escoamento.

σ_t – Limite de resistência à tração.

σ_r - Tensão de ruptura.



LAMA, J.L.G. *Estudo da influência de reparos na resistência mecânica de juntas soldadas de chapas finas de aço 300 M.* Guaratinguetá – São Paulo, 2001. 132p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

Resumo

Este trabalho tem por objetivo avaliar e quantificar perdas de resistência mecânica em juntas soldadas de chapas finas do aço de ultra-alta resistência e baixa liga denominado 300M, quando submetidas a até 2 reparos nos respectivos cordões de solda, dispostos longitudinalmente e transversalmente ao sentido de laminação das chapas. Estas juntas são realizadas para a confecção dos Propulsores de 1º, 2º e 3º Estágios do Veículo Lançador de Satélites - VLS, ora em desenvolvimento no Instituto de Aeronáutica e Espaço - IAE, do Centro Técnico Aeroespacial – CTA em São José dos Campos/SP. Apresentam-se os métodos e procedimentos adotados na confecção dos CDP's, seguindo-se a mesma sistemática de confecção destes Propulsores, concernente à soldagem, inspeção não destrutiva por Raios-X e tratamentos térmicos. Todavia foram realizadas avaliações quanto à resistência mecânica, perfil de micro dureza Vickers (HV), análise metalográfica e fractográfica das microestruturas constituintes das juntas soldadas, antes e após o tratamento térmico para as diversas condições de soldagem. Os resultados obtidos revelaram que não houveram diferenças significativas na resistência mecânica das juntas soldadas quando submetidas a até 2 reparos em uma mesma região.

Palavras chave: Aço 300M, juntas soldadas, reparos.



LAMA, J.L.G. *Study of the influence of repairs in the mechanical resistance of welded joints of fine foils of the steel 300 M*. Guaratinguetá - São Paulo, 2001. 132p. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista

Abstract

This work has for objective to evaluate and to quantify losses of mechanical resistance in welded joints of fine foils of the steel of ultra-high resistance and it lowers denominated league 300M, when submitted the up to 2 repairs in the respective cords of it welds, disposed longitudinally and obliquely to the sense of laminação of the foils. These joints are accomplished for the making of the Motor Cases of 1°, 2° and 3° Stages of the Satellite Launch Vehicle - VLS, for now in development in the Institute of Aeronautics and Space - IAE, of the Aerospace Technical Center - CTA in São José of Campos/SP. Present the methods and procedures adopted in the evaluation and making of CDP's, being followed the same systematic of making of these propellers, regarding the weld, non destructive inspection for Ray-X and thermal treatments. Yet evaluations were accomplished as the mechanical resistance, profile of hardness Vickers (HV), analysis metallographic and fractography of the constituent microstructure of the welded joints, before and after the thermal treatment for the several weld conditions. The obtained results revealed that there were not significant differences in the mechanical resistance of the welded joints when submitted the up to 2 repairs in a same area.

keywords: Steel 300M, welded committees, repairs.



SUMÁRIO

CAPÍTULO 1

1.0 - INTRODUÇÃO	19
1.2 – OBJETIVO	21

CAPÍTULO 2

2.1 – Aços de ultra-alta resistência	22
2.2- Desenvolvimento do Aço 300M	24
2.2.1 –Desgaseificação.....	24
2.2.2 - Processos de Refusão.....	25
2.2.2.1 - Refusão sob Escória Eletrocondutora (Esr)-“Electro Slag Remelting”	28
2.2.2.2 - Refusão em Forno de Eletrodo Consumível a Arco sob Vácuo (VAR) “Vacuum Arc Remelting”.	30
2.3 - Descarbonetação Superficial	32
2.4 – Influência do controle microestrutural na tenacidade à fratura	33
2.5 - Efeitos do Processo de Fabricação	36
2.6 - Efeitos da Microestrutura	37
2.7- Tratamentos Térmicos	39
2.7.1 – Fragilização pelo revenido.....	40
2.8 – Soldagem do Envelope Motor	41
2.8.1 – Processo de soldagem.....	41
2.8.2 – Ciclo térmico.....	45
2.9 – Tratamento térmico do Envelope. Motor	46
2.10 - Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)	48
2.11 - Propriedades Mecânicas de Tração do Aço 300M	48
2.12 - Micromecanismos de Fratura	51
2.12.1 – Clivagem	52
2.12.2 – Quase Clivagem.....	53



2.12.3 - Alveolar ou Dúctil.....	55
----------------------------------	----

CAPÍTULO 3 - MATERIAL E PROCEDIMENTOS.....	59
---	-----------

3.1 – Material.....	59
----------------------------	-----------

3.2 - Controle de Recebimento da Chapa de Aço 300M.....	60
--	-----------

3.3 - Processo de Soldagem.....	63
--	-----------

3.4 – Confeção dos cdp's.....	65
--------------------------------------	-----------

3.5 - Reparos das Juntas.....	67
--------------------------------------	-----------

3.5.1 - Procedimento de Reparo para Cordões de Solda.....	67
---	----

Longitudinal e Transversal

3.6 – Alívio de tensões nas juntas soldadas.....	71
---	-----------

3.7 - Usinagem dos Cdp's.....	72
--------------------------------------	-----------

3.7.1 – Identificação dos cdp's de tração.....	74
--	----

3.8 – Tratamentos térmicos dos cdp's.....	75
--	-----------

3.9 – Confeção dos cdp's para análise metalográfica e microdureza...	77
---	-----------

3.10 – Microdureza Vickers(HV).....	78
--	-----------

3.10.1 – Perfil de Microdureza Vickers.....	80
---	----

3.11 - Ensaio de Tração.....	80
-------------------------------------	-----------

3.12 - Ensaio Metalográficos.....	81
--	-----------

3.13 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	82
--	-----------

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO.....	83
---	-----------

4.1 - ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	83
---	-----------

4.1.1 – Antes do Tratamento Térmico.....	83
--	----

4.1.2 – Após o Tratamento Térmico.....	86
--	----

4.2 Ensaio de Tração.....	88
----------------------------------	-----------

4.3 – Ensaio Metalográfico.....	92
--	-----------

4.3.1- Microscopia Óptica.....	92
--------------------------------	----

4.3.2 –Morfologia das Regiões.....	99
------------------------------------	----

4.4 – Análise Fractográfica.....	113
----------------------------------	-----

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS..... 119

5.1 –Conclusões.....	119
----------------------	-----

5.2 – Sugestões para trabalhos futuros.....	121
---	-----

ANEXOS..... 122

ANEXO 1 - Curva Tensão Deformação (Condição L0)	122
--	-----

ANEXO 2 - Curva Tensão Deformação (Condição L1).....	123
---	-----

ANEXO 3 - Curva Tensão Deformação (Condição L2).....	124
---	-----

ANEXO 4 - Curva Tensão Deformação (Condição T0)	125
--	-----

ANEXO 5 - Curva Tensão Deformação (Condição T1).....	126
---	-----

ANEXO 6 - Curva Tensão Deformação (Condição T2).....	127
---	-----

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... 128



CAPÍTULO 1

1.0 - INTRODUÇÃO

O Programa Espacial Brasileiro foi criado baseado na filosofia de aquisição de novas tecnologias e no desenvolvimento de materiais e componentes para o parque industrial nacional. Estabeleceu-se então o programa para o desenvolvimento de um aço de ultra-alta resistência para aplicações em Envelopes Motores, principalmente para o Veículo Lançador de Satélites (VLS), (Figura 1.1). Neste desenvolvimento, para a primeira geração de motores utilizou-se o clássico aço SAE 4140, produzido pelo processo VAD (Vacuum Argon Degassing), temperado e revenido para alcançar um nível de resistência de 1000 MPa.

Para a atual geração de motores foi necessário o desenvolvimento de um aço que aliasse a alta resistência com boa tenacidade. Após exaustiva análise dos possíveis aços a serem usados tais como, 300M, Vascojet 1000 e Maraging, o 300M foi selecionado, sendo produzido pelo processo ESR (Electro-Slag Remelting).

Os excelentes resultados alcançados neste programa são uma consequência direta da alta qualidade na obtenção deste aço, e na correta determinação dos parâmetros de soldagem associados aos tratamentos térmicos realizados.

O maior desafio em se utilizar este aço está na soldagem e qualificação das propriedades mecânicas. O aumento da tenacidade à fratura está diretamente ligado à eficácia do controle microestrutural. O processo adequado e sua avaliação, considerada a fina espessura da chapa é de suma importância, devido aos níveis de tensões envolvidos da ordem de 1800 MPa, com coeficientes de segurança reduzidos ($CS = 1,6$), de modo a evitar-se transporte de massa estruturalmente inútil.

A soldabilidade do aço e os níveis de resistência e tenacidade exigidos



para aplicação são mais críticos à medida que as condições do projeto se tornam mais rigorosas e o balanceamento dessas propriedades depende do processo de soldagem e dos tratamentos térmicos pré e pós-soldagem. Outro aspecto importante na confecção destes componentes é a necessidade de reprodutividade e confiabilidade da soldagem, o que conjuntamente com a imposição da não interrupção do cordão de solda num comprimento de 3,0 m, tornou indispensável o desenvolvimento de ferramental automático.

A execução de reparos nos cordões de solda consiste na identificação da região que contém uma descontinuidade ou defeito, revelada pelos ensaios não destrutivos por líquido penetrante e/ou raios-x, seguindo-se da remoção do cordão e limpeza da região, a ser preenchida realizando-se uma soldagem manual, segundo procedimento específico.

Na atual conjuntura, propôs-se tolerar reparos manuais nas soldas longitudinais desde que atendam aos critérios de aceitação da norma utilizada. As restrições impostas seriam com relação a apenas 1 reparo num mesmo ponto do cordão para soldas longitudinais e até 2 reparos num mesmo ponto para as circunferenciais, sem restrições quanto à profundidade ou comprimento e a natureza do defeito que gerou o reparo sejam trincas, porosidade, falta de fusão ou penetração, mordeduras, inclusões, etc.

A norma empregada como critério de confecção, aceitação ou rejeição de juntas soldadas de Envelopes Motores é a AWS D13-1.61.



1.2 - Objetivo

O objetivo deste trabalho está na verificação da ocorrência de perda na resistência mecânica de juntas soldadas de chapas finas do aço 300M, confeccionadas para ambos sentidos de laminação das chapas, sejam eles longitudinal e transversal, quando submetidas a até dois reparos num mesmo local.

Este estudo permitirá realizar uma avaliação com dados reais do comportamento estrutural e dos procedimentos adotados na confecção, tratamentos térmicos e reparos destas juntas.



Figura 1.1 - Mostra o Veículo Lançador de Satélites VLS1-V2, instantes após seu lançamento da plataforma do Centro de Lançamento de Alcântara (CLA), no Maranhão, em 11/Dez/1999.

CAPÍTULO 2

2.1 - AÇOS DE ULTRA-ALTA RESISTÊNCIA

Os aços de ultra-alta resistência são freqüentemente referenciados como sendo aços estruturais de resistência muito elevada, apresentando um limite de escoamento de no mínimo 1380 MPa, por intermédio de tratamento térmico e/ou mecânico. Portanto há mais de 100 tipos de aços que podem receber esta designação (ASM, 1978).

Estes aços têm sido nos últimos 20 anos muito empregados nas indústrias aeronáutica, aeroespacial e de material bélico. Como exemplos das aplicações destes materiais, no setor aeronáutico são confeccionados trens de pouso e diversos componentes das aeronaves, no setor espacial vasos de pressão (ou seja Envelopes Motores de foguetes), e no setor bélico estruturas de mísseis dentre outros vários componentes. Segundo Tomita (1991a), podemos enquadrar estes aços nas seguintes categorias:

Aços de baixa liga (AISI 4340 e 300M);

Aços de alta liga com endurecimento secundário (AISI HY 180, AF1410, HP 9-4-20 e HP 9-4-30);

Aços endurecidos por precipitação (AISI 15-5PH e PH 13-8);

Aços Maraging (AISI C 250).

Tratando-se de aplicações críticas, o desempenho do material figura como principal consideração, entretanto o custo e a viabilidade econômica devem também ser considerados, tornando os aços de baixa liga uma opção atrativa. Os aços de ultra-alta resistência e baixa liga são de médio teor de carbono (0,25 – 0,50 % C), contendo quantidades variáveis de Cromo, Molibdênio, Níquel, Silício e Vanádio. A Tabela 2.1, ilustra a percentagem da composição química em peso destes aços.

TABELA 2.1 – composição química em peso de aços de ultra-alta resistência (Tomita ,1991a).

AÇO	C	Si	Mn	P, S*	Cr	Mo	Ni	V
4340	0,38-0,43	0,20-0,35	0,60-0,90	0,010	0,70-0,90	0,20-0,30	1,65-2,00	-
300M	0,40-0,45	1,45-1,80	0,60-0,90	0,010	0,70-0,95	0,30-0,50	1,65-2,00	0,05-0,10
D6AC	0,42-0,48	0,15-0,30	0,60-0,90	0,015	0,90-1,20	0,90-1,10	0,40-0,70	0,07-0,15
4330-Si	0,27-0,33	0,40-0,70	0,60-0,90	0,015	1,00-1,35	0,35-0,55	1,85-2,25	-
4330-V	0,28-0,33	0,15-0,35	0,65-1,00	0,015	0,75-1,00	0,35-0,50	1,65-2,00	0,05-0,10
HV-TUF	0,23-0,28	1,30-1,70	1,20-1,50	0,015	0,20-0,40	0,35-0,45	1,65-2,00	-

*teor máximo

Com intuito de propiciar a melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura dos aços de ultra-alta resistência, estes são submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. O aço 300M é basicamente uma modificação do aço 4340, pela maior adição de Silício, com quantidades ligeiramente maiores de Carbono, Molibdênio além do Vanádio (ASM,1978).

Objetivando um material que aliasse resistência e dureza à boa tenacidade, este material foi desenvolvido pela International Nickel Company no início dos anos 50 (Suarez, 1984).

Suas propriedades são similares às do aço 4340, exceto que devido ao teor de Silício, possui um aumento da temperabilidade, resistência e tenacidade. Entretanto este aço é particularmente propenso à decarbonetação em função do aumento dos teores de Silício e Molibdênio, expirando portanto cuidados no tratamento térmico de maneira a se evitar a decarbonetação. Já o Vanádio serve de maneira a restringir o crescimento de grão da austenita durante a austenitização. Estas alterações na liga, em conjunto com a fusão por

indução à vácuo, dão ao aço 300M maior resistência em relação ao 4340 (Tomita, 1995).

2.2- DESENVOLVIMENTO DO AÇO 300M

A constante evolução da engenharia mecânica vem exigindo cada vez mais dos materiais. Para acompanhar as solicitações de materiais com propriedades excepcionais, foram desenvolvidos processos de refino, visando melhorar as características dos aços e ligas especiais.

Estes processos que visam melhorar as características dos aços e ligas especiais, são compreendidos como a desgaseificação, dessulfuração e injeção de pós na panela, influenciando na composição química e pureza do aço, sem entretanto, alterar sua solidificação.

Malakondaiak *et al* (1997), citam que a aplicação desses processos durante a produção do aço, resultam em melhorias na tenacidade à fratura dos aços de ultra alta resistência, como exemplo, o aço AISI 4340, obtido por estes processos, apresentou um aumento no K_{IC} de 45 MPa m^{1/2} na condição air-melted (AM), para 60 MPa m^{1/2}.

2.2.1 –DESGASEIFICAÇÃO

A desgaseificação é uma operação após-forno, em que o aço líquido é exposto a um vácuo médio (0,5 – 2 mmHg) e agitado. O objetivo principal deste processo é, obviamente, retirar os gases dissolvidos no aço líquido, principalmente o Hidrogênio, responsável pela clássica ocorrência da fragilização por Hidrogênio (Costa & Mei, 1988).

Steuber(1982) afirma que o principal efeito do Hidrogênio no ferro e suas ligas é a fragilização, que associada à segregação e tensões (por exemplo durante o tratamento térmico) pode causar o aparecimento de trincas internas,



chamadas “flocos”. A susceptibilidade ao aparecimento de flocos aumenta com o grau de segregação e com o abaixamento da temperatura de transformação (M_s), principalmente, sendo os aços de média liga (Ni, Mo, V, o 300M por exemplo), em geral os mais propensos a ocorrência deste defeito. Quanto maior a seção, mais difícil se torna para o Hidrogênio difundir-se para fora da peça, aumentando portanto as chances de problemas.

2.2.2 - PROCESSOS DE REFUSÃO

A refusão propicia uma estrutura muito superior à dos lingotes convencionais. Os processos denominados VAR – (Vacuum Arc Remelting), refusão em forno de eletrodo consumível a arco sob vácuo e, ESR – (Electroslag Remelting), refusão sob escória eletrocondutora, são essenciais para a produção do aço 300M. O processo VAR resulta em uma grande redução dos conteúdos de Hidrogênio e Oxigênio, e também Nitrogênio em alguns casos, enquanto o processo ESR reduz os teores de Enxofre e inclusões óxidas (Malakondaik *et al* 1997).

Apesar do elevado grau de limpeza e controle da composição química obtidos com os modernos processos de elaboração (Forno a Arco + VAD), o controle sobre a solidificação do metal (aço ou superliga) é praticamente inexistente nestes processos. Assim, a massa total do lingote é vazada no interior da lingoteira, solidificando naturalmente. Esta solidificação dá origem a heterogeneidades (como segregação, concentração de inclusões, etc). A Figura 2.1 ilustra esquematicamente tais defeitos (Costa & Mei, 1988).

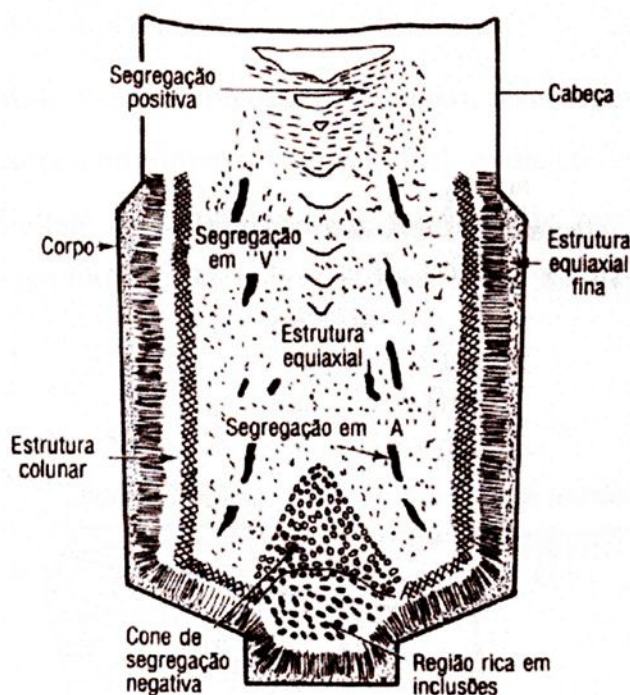


FIGURA 2.1 - Características estruturais de um lingote de aço.

Obviamente, tais heterogeneidades são aceitáveis em uma grande parte dos aços em aplicações usuais. Entretanto, à proporção que as solicitações crescem, nota-se a tendência às falhas concentrarem-se nestes defeitos, ou surgirem em decorrência deles.

Nestes casos, emprega-se processos de refusão que, mediante o controle da entrada e extração de calor, permitem a realização de uma solidificação progressiva, além do refino do metal. Os lingotes produzidos pelos processos de refusão e refino apresentam as seguintes principais características:

- Baixo nível de inclusões
- Baixo nível de segregação – homogeneidade química
- Ausência de porosidade
- Melhor microestrutura
- Macroestrutura homogênea (Figura 2.2)

Observa-se nesta Figura 2.2 uma comparação do modo de solidificação entre um lingote convencional e um refundido, no qual se verifica a qualidade superior devido a ausência de segregação, possuindo todavia uma estrutura densa e homogênea, além da não concentração de inclusões.

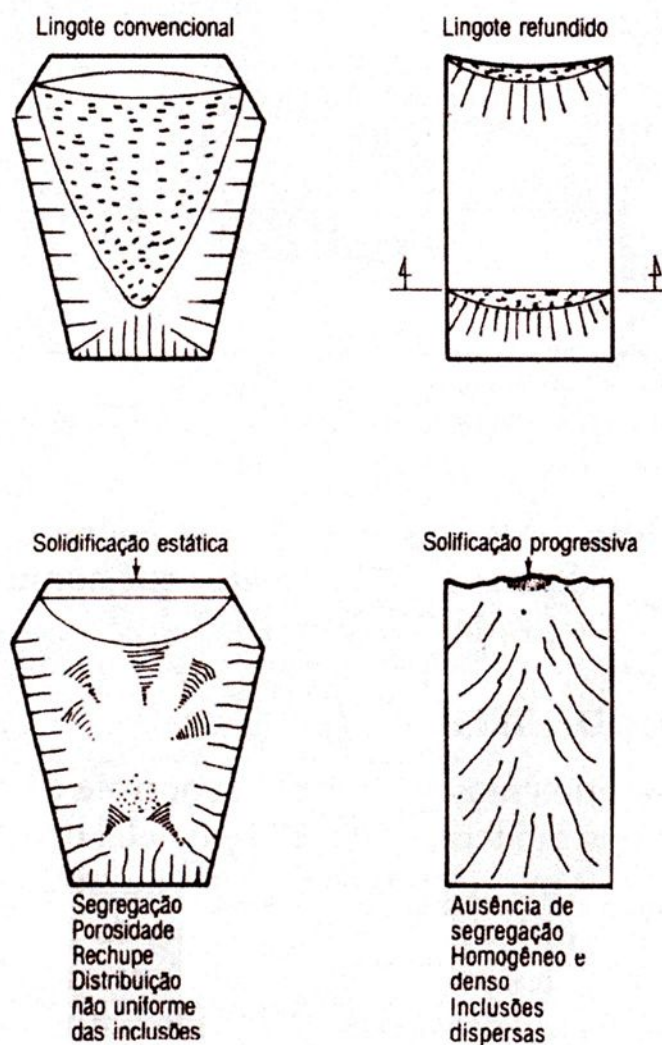


FIGURA 2.2, comparação do modo de solidificação em lingote convencional e refundido (Caccia & Alcoforado, 1980).

Tais características conferem aos produtos refundidos:

- Propriedades mecânicas mais elevadas (especialmente resistência ao impacto, ductilidade e resistência à fadiga).
- Isotropia das propriedades.
- Alta resistência à propagação de trincas.
- Estabilidade dimensional – Menor distorção no tratamento térmico.
- Reprodutibilidade de propriedades mecânicas.

2.2.2.1 - REFUSÃO SOB ESCÓRIA ELETROCONDUTORA (ESR) - “Electro Slag Remelting”

O processo ESR consiste basicamente em um circuito em série, constituído pelo eletrodo a ser refinado, normalmente um lingote obtido pelo processo (Forno a Arco + VAD), um banho de escória e o lingote refinado em formação, no interior de uma lingoteira de cobre refrigerado a água (Guimarães,1987).

A Figura 2.3, ilustra o forno Electros slag de maneira esquemática.



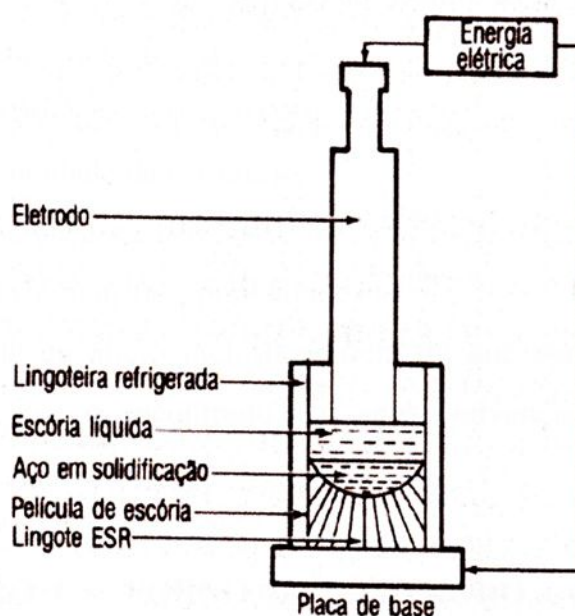


FIGURA 2.3 - Forno de refusão sob escória eletrocondutora (ESR), (Costa & Mei, 1988).

A fusão do metal ocorre devido ao aquecimento da escória eletrocondutora causada pela corrente elétrica (efeito Joule), no circuito em série formado pelo eletrodo (metal a ser refinado) – escória-lingote (metal refinado). As gotas de metal líquido atravessam a escória altamente reativa, caindo na poça líquida que se solidifica progressivamente para formar o lingote refinado. O contato com a escória de composição especialmente selecionada, à alta temperatura, remove grande parte das inclusões, além do Enxofre. As inclusões que permanecem no material refundido são obtidas do equilíbrio com a escória empregada e normalmente são aluminatos de cálcio e sulfetos complexos contendo cálcio, finamente distribuídos (Guimarães, 1987).

A elevada extração de calor pela refrigeração a água da lingoteira faz com que o metal líquido refinado solidifique rapidamente, com a produção de

um lingote praticamente isento de segregação. Dentre as propriedades obtidas pela refusão ESR têm-se:

- Elevada homogeneidade da estrutura
- Ausência de macrosegregação
- Ausência da macro inclusões, porosidade etc.
- Baixa quantidade de micro inclusões, além do que apresentam tamanho bastante menor que o encontrado nos aços convencionais (Guimarães, 1987).

2.2.2.2 - REFUSÃO EM FORNO DE ELETRODO CONSUMÍVEL A ARCO SOB VÁCUO (VAR) “Vácuum Arc Remelting”.

As principais diferenças entre os processos ESR e VAR, estão na fonte de calor para fusão e na atmosfera do processo. No processo VAR (Figura 2.4), ao invés de se aquecer a escória por efeito Joule, forma-se um arco elétrico entre o eletrodo a ser refundido e o lingote refinado. Obviamente, o processo passa sob vácuo, e inexistente escória.

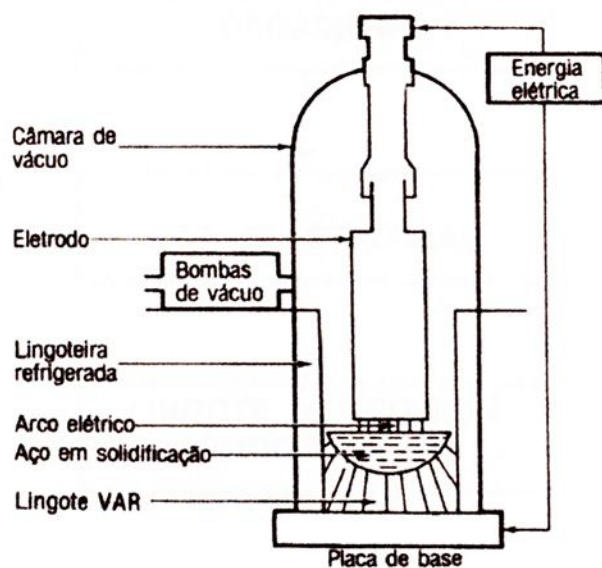


FIGURA 2.4 - Ilustra o processo de refusão sob vácuo (VAR), de maneira esquemática (Costa & Mei, 1988).

A refusão sob vácuo permite a volatilização de impurezas, protege os elementos de liga oxidáveis (Ti e Al nas superligas) e favorece a desoxidação final pelo carbono, através da reação:



A refusão possibilita também a flotação das inclusões, assim como uma notável desoxidação das ligas que contém carbono. Como a solidificação do material refinado ocorre em molde refrigerado a água, como no processo ESR, o material refundido pelo processo VAR é também praticamente isento de segregação.

Em suma, o lingote do aço 300M é produzido pela VILLARES METALS de acordo com a seguinte seqüência de processamento (Figura 2.5):

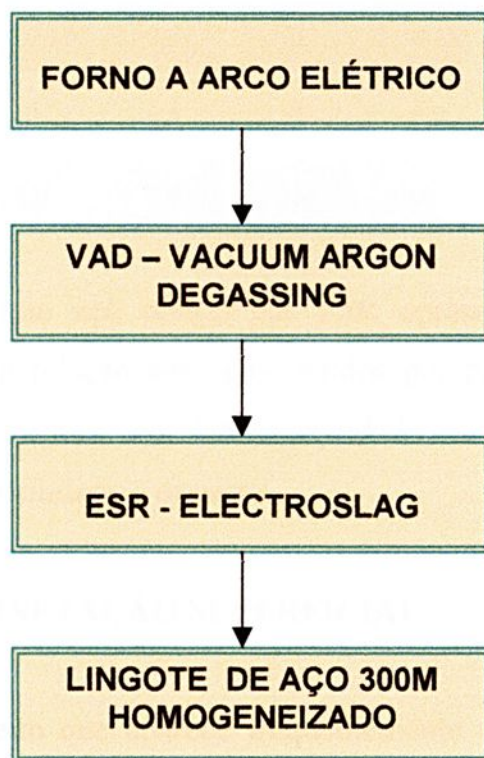


FIGURA 2.5 - Fluxo de obtenção do lingote de aço 300M (Bosco *et al*, 1990)

Considerando-se a aplicação deste aço, exige-se uma alta integridade, e alguns parâmetros serão considerados como fatores chave para assegurar a qualidade das chapas do aço 300M. Entre estes, certos tipos e tamanhos de inclusões não podem ser tolerados e há somente uma maneira de eliminá-las, realizando-se uma refusão secundária como já citado anteriormente. A Tabela 2.2, ilustra os tipos e níveis de inclusões com relação à sua posição no lingote do aço 300M, refundido pelo processo ESR, conforme a norma ASTM E45-95 (Bosco *et al*, 1990).

TABELA 2.2 - Níveis de inclusões em lingotes de aço 300M, refundido pelo processo ESR, enquadradas pela norma ASTM E45-95 (Bosco *et al*, 1990).

TIPO	A		B		C		D	
	FINA	GROSSA	FINA	GROSSA	FINA	GROSSA	FINA	GROSSA
TOPO	0	0	0,5	0	0	0	0,5	0
BASE	0	0	0,5	0	0	0	0,5	0
ASTM E45	2,0	2,0	2,0	2,0	3,0	2,0	2½	2,0

Portanto, este aço obtido por ESR apresenta um maior grau de homogeneidade em relação aos aços obtidos por processos ao ar, os quais exibem um certo grau de heterogeneidade e não uniformidade nas propriedades de ductilidade e impacto.

2.3 - DESCARBONETAÇÃO SUPERFICIAL

É um defeito que aparece frequentemente nos aços, principalmente nos mais ricos em carbono nas proximidades da superfície. É um fenômeno que ocorre quando o aço está rubro e em contato com uma atmosfera oxidante como o ar.

Quando há descarbonetação superficial, o exame micrográfico feito em seção próxima à superfície e paralela a esta, pode induzir a erros na apreciação da textura, principalmente na avaliação do teor de Carbono (Colpaert, 1987).

Sabe-se que o aquecimento em meio oxidante promove a descarbonetação superficial principalmente acima de 700°C.

O fenômeno é mais pronunciado nos aços ricos em Carbono. Há casos em que a descarbonetação superficial não tem importância, quer porque a diminuição da dureza na superfície não afeta o produto, ou porque a peça ainda vai sofrer desgaste na superfície. Em caso contrário, a descarbonetação deve ser cuidadosamente evitada pela criação de uma atmosfera neutra, se não levemente redutora, no interior do forno (fornos de atmosfera controlada), ou ainda realizando o aquecimento pela imersão da peça em banho de sais fundidos, já à temperatura desejada, que tem a vantagem de aquecê-la mais uniformemente isolando-a do contato com o ar (Bosco *et al*, 1990).

Para se evitar a descarbonetação durante o tratamento térmico para têmpera, a austenitização dos Envelopes Motores utilizados no VLS, utiliza-se um forno sob atmosfera controlada, especialmente desenvolvido para este tratamento.

2.4 – INFLUÊNCIA DO CONTROLE MICROESTRUTURAL NA TENACIDADE À FRATURA

Os materiais de alta resistência mecânica 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 à uma diminuição da tenacidade à fratura. A Figura 2.6 ilustra este fenômeno de caráter ambíguo. No desenvolvimento tecnológico dos aços de ultra-alta

resistência há um grande desafio em se propiciar aumentos simultâneos de resistência e tenacidade (Hertzberg, 1989).

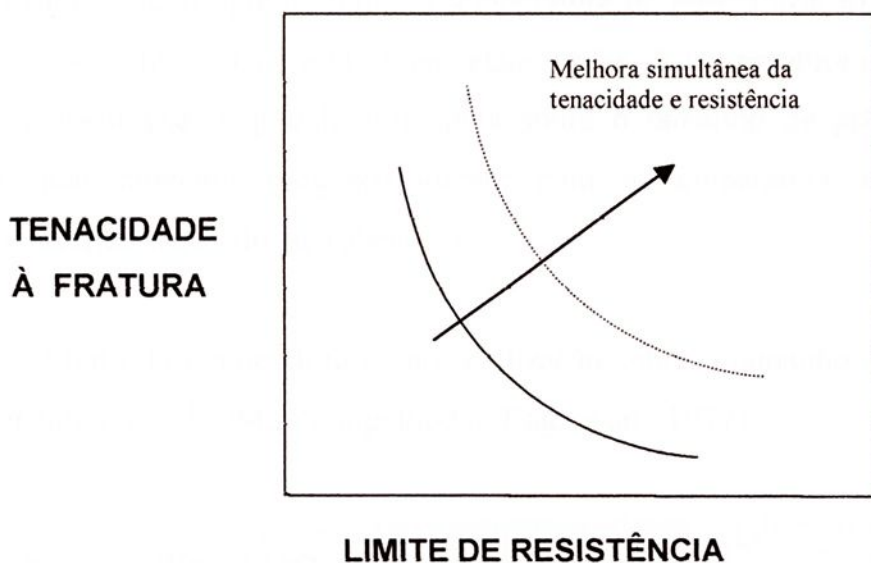


FIGURA 2.6 - Curva esquemática mostrando a relação inversa entre tenacidade à fratura e resistência mecânica (Hertzberg, 1989).

Youngblood & Raghavan (1977) demonstraram que uma substancial melhoria na tenacidade com nenhuma perda na resistência pode ser obtida para o aço 300M, quando austenitizado para t \acute{e} mpera a 982°C ou mais.

A melhoria na tenacidade à fratura deste aço quando austenitizado a maiores temperaturas é atribuída à dissolução das partículas de segunda fase. Por outro lado quando austenitizado a 871°C de forma convencional, apresenta baixa tenacidade, causada pela não dissolução dos precipitados, os quais promovem uma falha por quase clivagem. Estes precipitados mostram-se solúveis na faixa de 926 a 982°C. Os tratamentos térmicos são recomendados então para proporcionar uma ótima combinação de resistência e tenacidade às aplicações práticas. Para uma ótima resistência e tenacidade, recomenda-se

uma austenitização a 982°C e revenido na faixa de 204°C a 315°C; ou seja as temperaturas adotadas nos ciclos dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento do aço 300M.

Os resultados dos estudos realizados por Youngblood & Raghavan (1977), comprovam portanto que o efeito da temperatura de austenitização e de revenimento sobre a tenacidade estão inter-relacionadas. A temperatura de austenitização também exerce grande influência sobre o tamanho de grão austenítico, o qual aumenta progressivamente com a temperatura de austenitização conforme ilustrado na Tabela 2.3.

TABELA 2.3 – Efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico para o aço 300M (Youngblood & Raghavan , 1977).

Temperatura de austenitização °C	871	785	1093	1204
Tamanho de grão ASTM	8	5	3½	1

Sabe-se também que o aumento da tenacidade à fratura dos aços de ultra-alta resistência está diretamente ligado à eficácia do controle microestrutural de seus microconstituintes tais como, traços de impurezas, bainita, martensita, austenita retida, partículas de segunda fase e outros. Deste modo, quando detectado algum tipo de efeito prejudicial em uma determinada microestrutura, deve-se recorrer a propósitos ou métodos específicos com o intuito de eliminar, minimizar este efeito ou conceber outra estrutura. (Tomikatsu, 1995).

O controle microestrutural pode ser efetuado por vários métodos, dentre os quais os três mais empregados são:

- modificações nos tratamentos térmicos e termomecânicos,
- modificações na composição química e
- controle das impurezas.

Com relação às modificações nos tratamentos térmicos, Tomita & Okawa (1995), citam que quando realizados a altas temperaturas de austenitização, colaboram para o controle microestrutural. Nos tratamentos termomecânicos, o controle sobre a laminação a quente seguida de têmpera e revenimento também é usual neste tipo de controle (Tomita, 1988b).

Este controle pode também ser realizado alterando-se a composição química, surtindo efeito no sentido de aumentar-se a quantidade e a estabilidade da austenita retida (Narasimha & Thomas, 1980), (Khan & Bhadeshia, 1990).

As modificações na composição química agem também no refinamento microestrutural por intermédio da ação de elementos microligantes (Meyer *et al*, 1984).

Tratando-se do controle das impurezas; quando realizado, obtém-se também melhorias no processo de dessulfuração (Tomita, 1993). A respeito da laminação da chapa do aço 300M, o controle morfológico das inclusões é essencial e pode ser realizado através da redução da carga de laminação à quente (Tomita, 1988a & 1991b).

Verifica-se portanto que, o controle microestrutural através de tratamentos térmicos, termomecânicos, de impurezas e, o refinamento através de modificações na composição química, exercem grande influência sobre a tenacidade à fratura dos aços de ultra-alta-resistência.

2.5 - EFEITOS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO:

Além do controle morfológico das inclusões durante a laminação, a temperatura de laminação também desempenha uma função importante, pois



considerando-se a influência do tamanho de grão na tenacidade (Figura 2.7), é desejável que a laminação seja realizada em temperaturas mais baixas, por restringir o crescimento de grão. O grau de deformação na temperatura de laminação também é fundamental para aços de ultra-alta resistência. Os mesmos critérios são válidos para extensão e forjamento, Hill (1982), Meyers & Chawla (1982), Philip (1968).

Outro efeito que se faz presente num material laminado é a anisotropia. Prado (1990) relatou em seu trabalho que a tenacidade é maior na direção da laminação e que, além disso, o esquema de laminação afeta a anisotropia. As propriedades mecânicas de um material trabalhado mecanicamente (laminado, forjado, estampado, etc) podem variar conforme a direção em que se retira o CDP para ensaio. Esse fenômeno é chamado de anisotropia. Esta aparece devido à orientação preferencial dos grãos do metal após uma grande deformação por trabalho mecânico (anisotropia cristalográfica) ou devido ao alinhamento de inclusões, vazios, segregação ou alinhamento de uma segunda fase precipitada por causa também de trabalho mecânico.

2.6 - EFEITOS DA MICROESTRUTURA:

As estruturas nos aços resultam de velocidades de aquecimento e resfriamento além da cinética das reações controladas por difusão (tempo-temperatura-transformação). Nas reações de transformação de fase, os elementos de liga, as temperaturas de austenitização e o tamanho de grão são elementares e decisivos (Philip, 1984).

Tratando-se dos aços de ultra-alta resistência, a correlação microestrutura em função da tenacidade é uma condição necessária, entretanto nem sempre suficiente para garantir-se um comportamento adequado.

Pode-se dizer que, com relação a estes aços:



a) Partículas de segunda fase precipitadas são prejudiciais à tenacidade especialmente se localizadas em contornos de grão.

b) As estruturas 100% de bainita inferior possuem melhor tenacidade que as 100% martensita revenida para um mesmo valor de σ_e e σ_t (Koe, 1984).

c) As estruturas mistas resultantes de transformação bainítica incompleta, perdem substancialmente também a tenacidade (Koe, 1984).

d) Estruturas temperadas e revenidas estão sujeitas à fragilidade azul e fragilidade de revenido em faixas específicas de temperatura. Portanto, nem sempre a especificação de uma certa dureza numa temperatura de revenido especificada, garantirá a tenacidade adequada. Fora da faixa de fragilização, temperaturas maiores de revenido aumentam a tenacidade (Rhothey, 1968).

e) O tamanho de grão exerce grande influência sobre a resistência e a tenacidade. Observando-se a Figura 2.7, pode-se dizer que existe uma relação entre a tenacidade à fratura e o tamanho de grão. A medida que o tamanho de grão aumenta, ocorre uma diminuição da tenacidade do material.





FIGURA 2.7 – Relação geral entre tenacidade à fratura e tamanho de grão (Mei, 1989).

Diversas bibliografias que relacionam o tamanho de grão com as propriedades mecânicas indicam que as microestruturas mais refinadas apresentam também um número superior de contornos de grãos. Estes contornos agem como barreiras ao movimento das discordâncias. Metais de granulação fina contém mais contornos de grãos e, conseqüentemente, maior número de barreiras por unidade de volume (Tomikatsu, 1995).

2.7- TRATAMENTOS TÉRMICOS:

Os Tratamentos Térmicos dos aços carbono para a formação da perlita pura (aço eutetóide), ou perlita mais ferrita ou cementita (aço hipo ou hipereutetóide), recebem denominações diferentes, conforme for a velocidade de resfriamento ou o produto final, ou seja; recozimento quando o resfriamento do campo austenítico é lento, produzindo perlita grosseira,

normalização quando esse resfriamento é mais rápido, produzindo perlita fina, e esferoidização, quando ocorre a globulização da cementita que faz parte da perlita. Esses Tratamentos, são mais empregados para aços de baixo carbono (menos de 0,3 %) (Souza, 1982).

Assim como outros aços de ultra-alta resistência temperados, é fundamental o esquema de Tratamento Térmico para o aço 300M, como condicionante da tenacidade, devido a suscetibilidade deste aço à fragilidade de revenido (Suarez, 1984).

Existem dois fenômenos distintos associados à fragilização pelo revenido, os quais dependem do ciclo térmico ao que o aço é submetido. Os ciclos de aquecimento que caracterizam estes dois tipos de fragilização são denominados como sendo, a fragilização a 350°C e a fragilização pelo revenido reversível.

2.7.1 – FRAGILIZAÇÃO PELO REVENIDO

Os aços de ultra-alta-resistência podem estar suscetíveis a processos de fragilização durante o revenido. A fragilização a 350°C, ocorre em aços com σ_e relativamente alto, quando a martensita é revenida a baixa temperatura. Devido à fragilização ocorrer após um simples tratamento de revenido da martensita, o fenômeno tem sido designado por FRAGILIZAÇÃO DA MARTENSITA REVENIDA (FMR). Sabe-se que os aços martensíticos de ultra-alta resistência e baixa liga tratados termicamente para alcançarem uma combinação ótima de resistência, ductilidade e tenacidade, são suscetíveis à FMR. Este tipo de fragilização ocorre após a têmpera, quando a martensita é revenida por um curto período de tempo (1 ou 2 horas), à uma temperatura relativamente baixa (< 400°C). Este fenômeno de fragilização tem sido denominado também como primeiro estágio de fragilização pelo revenido, (Tomikatsu, 1995).



O aço 300M, é revenido a 280°C e apresenta uma alta σ_e , suscetível desta forma a este tipo de fragilização.

Porém os aços com σ_e muito baixo, estão sujeitos ao revenido reversível, como resultado de um revenido da martensita a alta temperatura, onde se observa a reação de decomposição da martensita \rightarrow ferrita + cementita. Este tipo de fragilização ocorre quando o aço é submetido a um tratamento isotérmico de envelhecimento, próximo de 500° C, ou quando é resfriado lentamente através da faixa de temperatura de fragilização durante o revenido. Devido à natureza desse fenômeno ocorrer numa faixa de temperatura mais elevada, ele tem sido denominado como segundo estágio de fragilização pelo revenido, (Tomikatsu, 1995).

2.8 - SOLDAGEM DO ENVELOPE MOTOR

2.8.1 - PROCESSO DE SOLDAGEM

O processo de soldagem adotado para a confecção das juntas soldadas do Envelope Motor é o Tungsten Inert Gas (TIG), pulsante automático devido à sua capacidade de oferecer o máximo de garantia quanto à qualidade da solda, da penetração e possibilidade de deposição de metal de adição, além de permitir possibilidades de regulagem tanto do calor imposto quanto da diluição (International Institute of Welding (IIW), 1988).

Este processo de soldagem é um processo bastante adequado para espessuras finas dado ao excelente controle da fonte de calor. A fonte de calor e o eletrodo são controlados separadamente. Apesar das vantagens citadas, é conveniente lembrar que a soldagem TIG, para ser bem sucedida, requer uma excepcional limpeza das juntas a serem soldadas.



Com exceção a inclusão de escória, a maioria das descontinuidades listadas para os outros processos de soldagem podem ser identificadas na soldagem TIG, tais como a falta de fusão, inclusões de tungstênio, porosidade e trincas (FBTS, 1983).

Dentre vários aspectos envolvidos em uma operação de soldagem, a escolha do metal de adição é um deles, devido ao problema metalúrgico em identificar o metal capaz de seguir a operação de soldagem sem apresentar trincas e que após o ciclo de tratamento térmico imposto ao metal base para levá-lo ao nível operacional, apresente características mecânicas compatíveis.

Outro aspecto de igual importância na confecção destes componentes é a necessidade de reprodutividade e confiabilidade da soldagem, face à obrigatoriedade da não interrupção do cordão de solda, a qual impôs a criação de ferramental automático (Figuras 2.8 e 2.9).

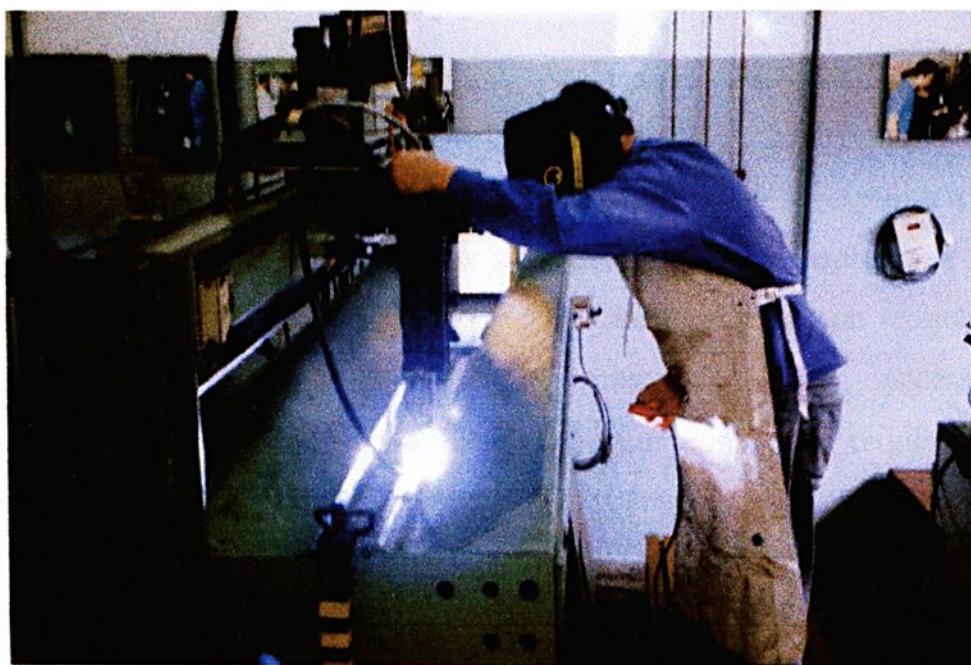


FIGURA 2.8 - Dispositivo e o equipamento utilizado para confecção de solda longitudinal.

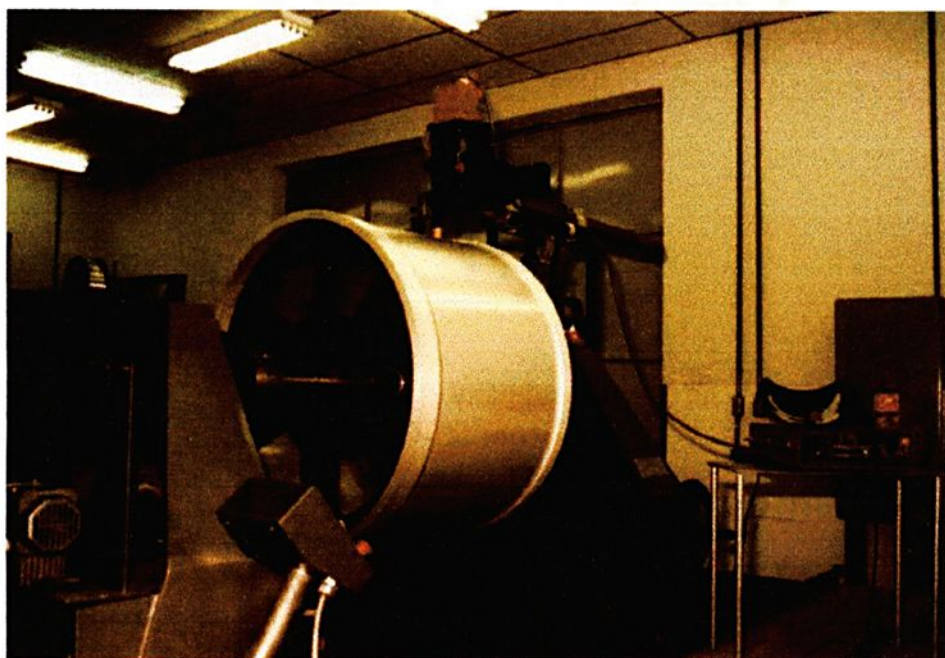


FIGURA 2.9 - Dispositivo e o equipamento utilizado para confecção de solda transversal (circunferencial).

Estes dispositivos automáticos de soldagem são necessários em função da necessidade de manter em posição as peças a soldar, uma vez que não é possível recorrer-se a pontamentos. O pontamento pode dar origem a trincas que durante a soldagem podem ser ampliadas. A estes dispositivos cabe também atender requisitos de pré e pós aquecimento através de resistências elétricas capazes de atingir uma temperatura de 200°C , necessários principalmente nas soldas circunferenciais, bem como aos requisitos de manutenção de posição com defasagem máxima entre as partes à serem unidas da ordem de 10% da espessura, além de alinhar perfeitamente as bordas (defasagem permitida da ordem de 0,2 mm) e fixá-las suficientemente também de maneira a evitar o pontamento e, proteger o lado oposto da solda com gás inerte (Damanet *et al* 1982).

Vale ressaltar que na soldagem dos CDP's deste trabalho, foram reproduzidos os mesmos procedimentos e parâmetros adotados na confecção

dos Envelopes Motores , inclusive o chanfro entre as partes a serem unidas pela solda Figura 2.10.

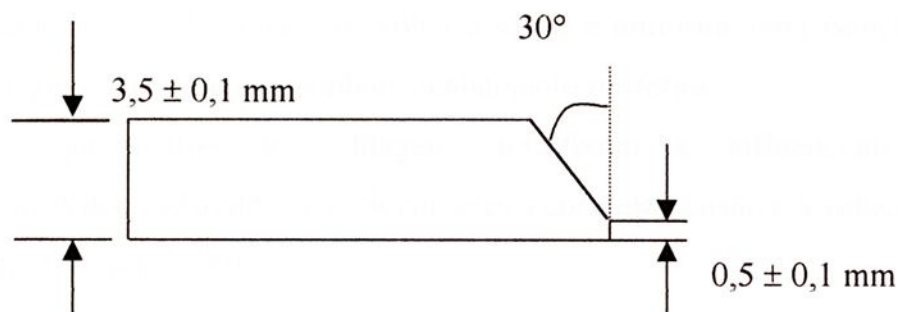


FIGURA 2.10 - Detalhe do chanfro realizado para soldagem das chapas.

A proteção durante a soldagem é obtida com gás inerte, neste caso utilizou-se o argônio, o qual tem a função de transmitir a corrente elétrica quando ionizado durante o processo.

A soldagem pode ser feita com ou sem metal de adição. Quando é feita com metal de adição, ele não é transferido através do arco, mas é fundido pelo arco. O eletrodo que conduz a corrente é um arame de tungstênio puro ou liga deste material.

A Figura 2.11, mostra esquematicamente este processo.

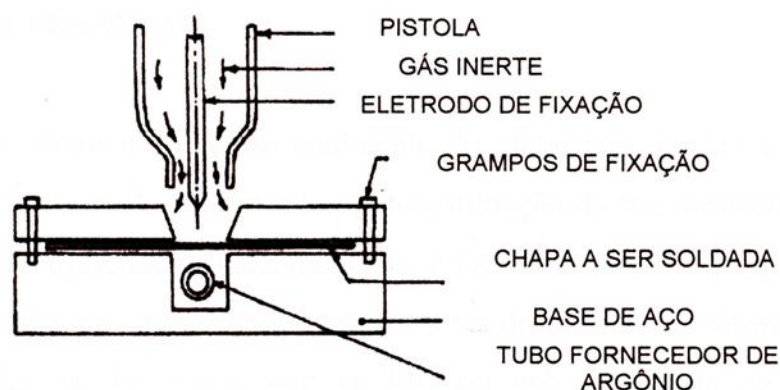


FIGURA 2.11 - Dispositivo para soldagem TIG (Mohandas & Madhusudan, 1997).

A área do arco é protegida da contaminação atmosférica pelo gás protetor, que flui do bico da pistola. O gás remove o ar, eliminando nitrogênio, oxigênio e hidrogênio de contato com o metal fundido e com o eletrodo de tungstênio aquecido. A camada da solda é suave e uniforme com isenção de escória, requerendo pouco ou nenhum acabamento posterior.

Os parâmetros de soldagem, interferem e influenciam nas características do cordão de solda. Sejam eles a corrente, tensão e a velocidade de soldagem (Brito, 1999).

CORRENTE: Controla a taxa de deposição, penetração e diluição sendo por isso a variável mais importante do processo.

TENSÃO: Assim como a corrente, a tensão afetará a forma do cordão e a composição do mesmo. Tensões mais altas diminuem a penetração e aumentam o consumo de fluxo, o que influi na composição e nas propriedades do cordão.

VELOCIDADE DE SOLDAGEM: Determina o aporte térmico por unidade de comprimento da junta.

2.8.2 - CICLO TÉRMICO

O ciclo térmico completo conhecido do metal base (antes, durante e após a soldagem) é muito importante na determinação da microestrutura final e, portanto as propriedades mecânicas da ZTA da solda. As propriedades mecânicas da ZTA são importantes mesmo antes do tratamento térmico final, devido à tendência de trincas que se formam sob influência de tensões residuais e/ou até mesmo no tempo que antecede o tratamento térmico final (Mohandas & Madhusudan, 1997).



2.9 – TRATAMENTO TÉRMICO DO ENVELOPE MOTOR

O tratamento térmico dos Envelopes Motores utilizados no Veículo Lançador de Satélites (VLS), é realizado na empresa Villares Metals, devido às dimensões destas estruturas demandarem enormes instalações e fornos especificamente desenvolvidos para realizar estas operações, além da necessidade de se manter uma temperatura homogênea por toda a área da estrutura a ser tratada. Como ilustração, a Figura 2.12, mostra um Envelope Motor, sendo tratado termicamente. É importante citar que este componente possui um diâmetro de $1000 \pm 0,15$ mm, e comprimento de $6502,3 \pm 0,15$ mm.



FIGURA 2.12 - Envelope Motor sendo transferido do forno de austenitização para a têmpera em banho de sal.

Deve-se salientar a necessidade de atentar à alguns cuidados quando realizam-se estes tratamentos térmicos, pois durante o aquecimento para têmpera, deve-se tomar as mesmas precauções adotadas para o recozimento, ou seja, aquecer uniformemente o Envelope Motor e prevenir a descarbonetação, a oxidação e a deformação, efeitos aos quais este aço é extremamente suscetível, devido todavia às dimensões deste componente. Desta forma, desenvolveu-se um forno especial para o tratamento térmico destes componentes, cuja operação de austenitização do Envelope Motor é realizada sob atmosfera controlada, com intuito de aquecer uniformemente o Envelope evitando-se também a descarbonetação.

Durante o resfriamento para têmpera, utilizou-se um banho de sal à base de nitratos à temperatura de 200°C, denominado (AS 140 BRASIMET), com objetivo de uniformizar a temperatura em todo o volume do banho.

A vantagem deste meio de resfriamento em relação ao resfriamento em óleo, reside, principalmente na não-formação de bolhas de vapor sobre a superfície quente do aço. Em vista disto, o resfriamento das peças será mais homogêneo determinando assim, menores distorções dimensionais e maior homogeneidade de durezas em toda a superfície do Envelope Motor.

Após a têmpera, realiza-se o tratamento de duplo revenimento, para a correção de possíveis efeitos da têmpera, quando se manifestam uma dureza ou fragilidade excessivas ou quando ainda se receiam tensões residuais.

Assim sendo, para cada composição de aço, pode-se através da escolha da temperatura de revenido, obter uma ampla faixa de limites de resistência, ou de escoamento, entre os limites do material simplesmente temperado ou completamente recozido. Em igualdade de resistência, ou de dureza, os aços temperados e revenidos tem geralmente maior ductilidade devido à maior uniformidade na distribuição da cementita. (Suarez, 1984).



2.10 - TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM (TTPS)

Os tratamentos térmicos pós-soldagem normalmente são realizados com intuito de aliviar as tensões residuais induzidas pela operação de soldagem, além de melhorar a tenacidade, aumentar a resistência mecânica e à corrosão. O tratamento térmico para alívio de tensões é realizado pelo aquecimento uniforme da estrutura a uma certa temperatura abaixo da zona crítica do metal base, acompanhado de resfriamento uniforme. Os Tratamentos térmicos de recozimento e normalização também são capazes de efetuar o alívio de tensões residuais mas os mesmos envolvem mudanças na estrutura dos grãos e alterações dimensionais que podem ser prejudiciais. Sendo assim, geralmente não se recomenda TTPS na faixa crítica de temperaturas.

Em se tratar de aços para vasos de pressão, a prática do alívio de tensões é normalizada pelo “ASME Boiler and Pressue Vessel Code”. Estas normas definem as condições do material, composição, espessura e aplicações nas quais se requer TTPS.

O Tratamento térmico para alívio de tensões causa alterações microestruturais tais como a esferoidização dos carbonetos, formação de carbonetos em perfis enriquecidos de carbono e ferrita, além de provocar um rearranjo das discordâncias, ocasionando diferentes efeitos nas propriedades mecânicas da solda (Farrar & Ferrante, 1982).

2.11 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO DO AÇO 300M

As propriedades de tração dos aços recozidos e normalizados são controladas pelo escoamento e características da fratura da ferrita e pela quantidade, forma e distribuição da cementita.

A resistência da ferrita depende da quantidade de elementos-liga em solução sólida e do tamanho do grão da ferrita (Lacy & Gensamer, 1984).



A percentagem de carbono tem um efeito bastante influente, pois em função do aumento deste elemento, a resistência mecânica aumenta e a ductilidade diminui, devido ao aumento da quantidade de cementita na microestrutura. Um aço normalizado terá uma resistência maior do que um aço recozido porque quanto mais rápida for a velocidade de resfriamento usada no tratamento de normalização mais baixa será a temperatura de transformação perlítica, resultando num espaçamento menor entre as lamelas de perlita.

A melhor combinação de resistência e ductilidade é obtida no aço que tenha sido temperado para uma estrutura martensítica e então revenida, como é o 300M. A dureza é usada como uma medida conveniente da resistência de aços temperados e revenidos. A validade desse procedimento é baseada na excelente correlação que existe entre a resistência mecânica e a dureza dos aços tratados termicamente, recozidos, e aços normalizados, (Figura 2.13) (Dieter, 1981).

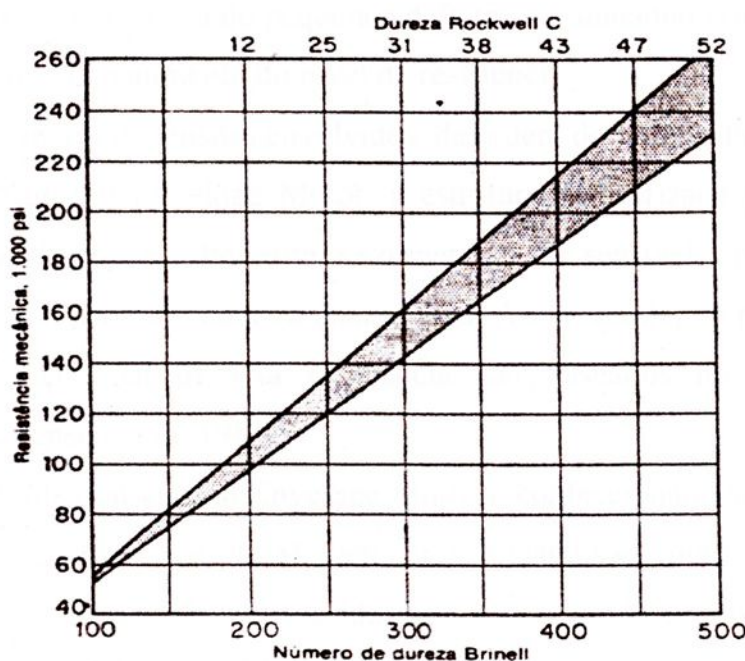


FIGURA 2.13 - Relação entre a resistência mecânica à tração (σ_t) e a dureza para aços temperados e revenidos, recozidos e normalizados (Dieter, 1981).

A dependência das propriedades com a direção é chamada de anisotropia. A tensão limite de escoamento e a resistência mecânica numa escala menor são as propriedades mais afetadas.

As propriedades transversais são particularmente importantes em tubos de paredes finas ou em vasos de pressão (Envelope Motor), que estão sujeitos a grandes pressões internas. Nessas aplicações a maior tensão principal atua na direção tangencial, que corresponde à direção transversal de forjamento cilíndrico (Dieter, 1981).

O conhecimento das máximas tensões atuantes na solda de um Envelope Motor por exemplo, onde a junta longitudinal será duas vezes mais solicitada que uma transversal, são fatores importantes.

Este fato talvez seja a principal relevância à não admissibilidade da execução de nenhum reparo na junta longitudinal, conforme critério estabelecido na norma AWS D13.1-61 .

Para níveis elevados de resistência, os aços comportam-se, em geral, de maneira frágil na presença de pequenos defeitos e o tamanho crítico desses defeitos diminui com o aumento do nível de resistência .

Para os níveis de tensões envolvidos, da ordem de 1800 MPa e, dado o regime de vôo de um Envelope Motor, a estrutura pressurizada pode estar sujeita a grandes vibrações. Portanto, se o material for sensível à propagação de trincas poderá falhar de maneira catastrófica. Assim sendo, os projetos de aplicação dos aços-liga de alta resistência são baseados no limite de escoamento (Sorensen *et al*, 1982).

A título ilustrativo, um Envelope Motor é confeccionado soldando-se as virolas das chapas de aço 300M , em série, tomando-se como requisito o posicionamento dos cordões de solda longitudinais defasados entre si conforme ilustrado na Figura 2.14.

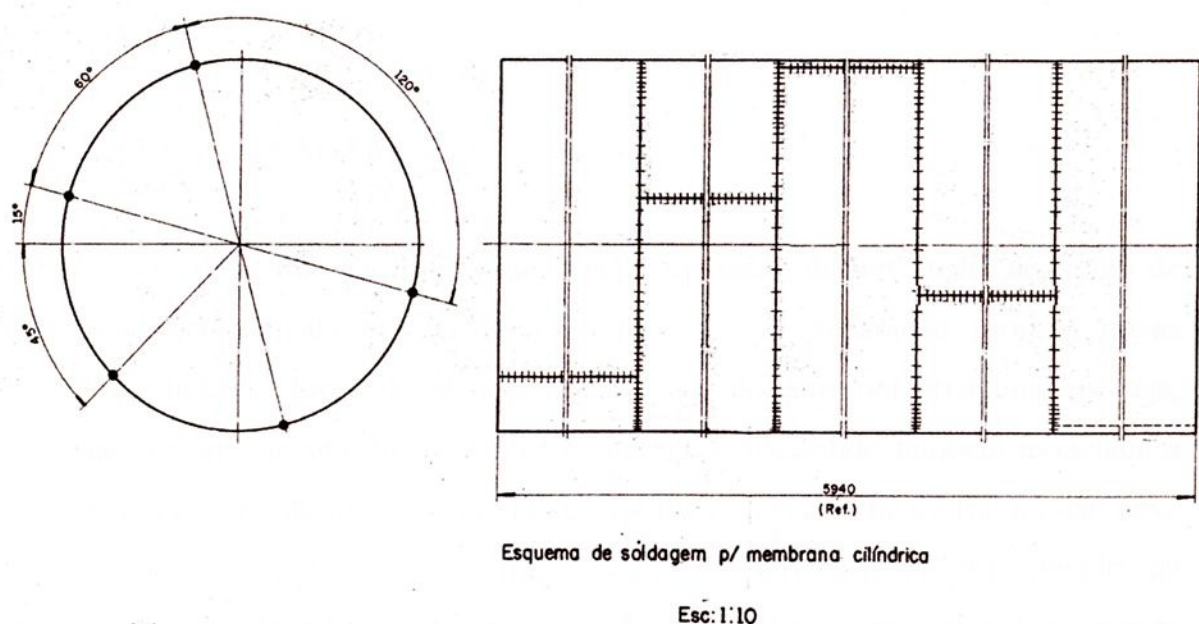


FIGURA 2.14 - Esquema de soldagem das virolas para confecção de um Envelope Motor.

2.12 - MICROMEKANISMOS DE FRATURA

Pode-se definir uma fratura quando ocorre uma separação completa, ou uma fragmentação de um sólido em duas ou mais partes, devido a aplicação de tensões. Uma trinca pode ser considerada como uma falha parcial que pode induzir a uma falha por fratura. Macroscopicamente a fratura pode ser dividida em frágil, dúctil ou mista. Geralmente a fratura dúctil apresenta superfície opaca acizentada com evidências de deformação plástica intensa. A fratura frágil geralmente é plana, lisa e apresenta pouca evidência de deformação plástica. Microscopicamente a fratura ocorre por quatro micromecanismos

denominados, clivagem, quasi-clivagem, alveolar "dimples" e intragranular (Guimarães, 1997).

2.12.1 - CLIVAGEM

Este tipo de fratura dá-se pela separação de um cristal ao longo de uma determinada orientação, cujo processo de separação formam novas superfícies a partir de planos preferenciais da estrutura cristalina, ou seja, ocorre uma separação de planos cristalográficos, sendo também associada a baixa energia de fratura. Entretanto esse micro mecanismo de fratura não deve ser relacionado à fratura frágil segundo Hertzberg (1996), devido ao comportamento de aços ferríticos de baixa resistência mecânica, que quando fraturados em baixas temperaturas apresentam comportamento frágil e fraturam por clivagem, os termos "fratura frágil" e "clivagem" tem sido utilizados como sinônimos na literatura sobre fratura. Essa associação é inadequada uma vez que a fratura frágil é definida quando o processo de ruptura estiver associado a baixos níveis de absorção de energia ou limitada plasticidade do material na ponta da trinca, enquanto a clivagem descreve um micromecanismo de falha (Guimarães, 1997).

É importante insistir que a ausência de deformação plástica é macroscópica pois em metais e ligas uma fratura é sempre iniciada e acompanhada por deformação plástica localizada. Este conceito macroscópico é importante para se evitar a confusão mais ou menos comum de se tomar esses mecanismos como sinônimos, ainda que fraturas que se desenvolvem pelo micro-mecanismo de clivagem sejam normalmente frágeis (há exceções), nem toda fratura frágil é por clivagem, ou mesmo intergranular, sendo freqüentes casos de fratura frágil por micromecanismos que envolvem alta deformação localizada, como "dimples".



A preocupação com este tipo de fratura frágil decorre de duas características deste tipo de fratura (Pelini, 1987):

- a) Como o próprio conceito indica, ela ocorre sob tensões inferiores às correspondentes ao escoamento generalizado. Assim critérios de projeto baseados em tensões médias ou coeficientes de concentração de tensões elásticas não são garantia da estabilidade da estrutura, pois estes critérios levam em conta apenas a possibilidade de deformações acentuadas ou instabilidade mecânica.
- b) A trinca instável, propaga-se sem necessidade de aumento de tensões e a sua velocidade de propagação é elevada (pode atingir cerca de 2000 m/s em aço) o que provoca conseqüências freqüentemente graves quando ocorrem em serviço. Isto é particularmente crítico em estruturas que apresentam uma possibilidade de percurso contínuo para a trinca, como acontece na maioria das construções soldadas, como são os Envelopes Motores do VLS, onde nestes casos as falhas em serviço atingem níveis de proporções catastróficas.

2.12.2 – QUASE CLIVAGEM

Dois aspectos característicos podem dificultar a interpretação fractográfica de fraturas frágeis. O primeiro, mencionado anteriormente, é a presença de "dimples" em superfícies de fraturas frágeis. Outro aspecto é o conhecido como "Quase-clivagem", típico de aços temperados e revenidos. Este mecanismo de fratura normalmente se apresenta associado a "dimples" e se distingue da clivagem propriamente dita pelos rios distorcidos, presença de



gumes de arrancamento, inexistência de relação cristalográfica definida entre as facetas e a estrutura cristalina do metal.

Este mecanismo de fratura corresponde a uma propagação descontínua da trinca, com as facetas sendo produzidas à frente da ponta da trinca e se unindo com esta pela formação e coalescência de micro-cavidades "dimples". Sob baixo aumento, no MEV, o aspecto da fratura por quase-clivagem em aços temperados e revenidos é típico apesar de ser freqüentemente difícil distinguir as facetas individuais (ABM, 1987).

A Figura 2.15 a seguir, mostra uma fratura por quase-clivagem, apresentando facetas, no entanto, pode-se ter ao seu redor a presença de "dimples".

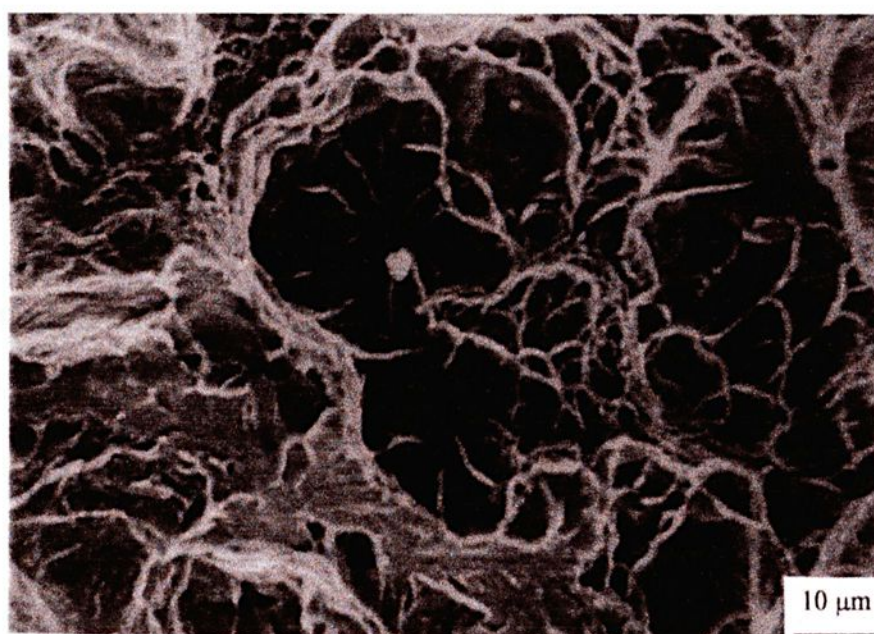


FIGURA 2.15 - Fractografia em um aço baixo carbono microligado ao Nb – Ti com microestrutura ferrítico-martensítica apresentando regiões com aspecto alveolar "dimples", e regiões onde tem-se a presença de facetas de quase-clivagem (Guimarães, 1996).

2.12.3 - ALVEOLAR OU DÚCTIL

O micromecanismo de fratura alveolar é um modo de fratura associado à presença de deformação plástica do ponto de vista microscópico e se caracteriza pela presença de alvéolos "dimples" sobre a superfície de fratura. Sabe-se que os "dimples" são microcavidades formadas a partir de inclusões ou partículas de segunda fase, e na sua formação estão envolvidos processos de nucleação, crescimento de vazios nessas partículas que levam o material à ruptura (Guimarães, 1997).

A fratura dúctil de componentes e estruturas metálicas dá-se pela formação e coalescência de micro-cavidades, formando uma superfície com cavidades hemisféricas ou parabólicas conhecidas como "dimples". Estes se caracterizam pela sua forma e pelo seu tamanho médio. A forma parece depender essencialmente da distribuição das deformações plásticas específicas nas regiões onde as cavidades crescem e coalescem. Seu tamanho está mais diretamente relacionado com a microestrutura e com as propriedades mecânicas do material.

Beachem (1985), realizou um estudo sobre a influência da distribuição das deformações plásticas específicas na forma dos "dimples". A Figura 2.16, mostra os três mecanismos de coalescência que são normalmente observados.



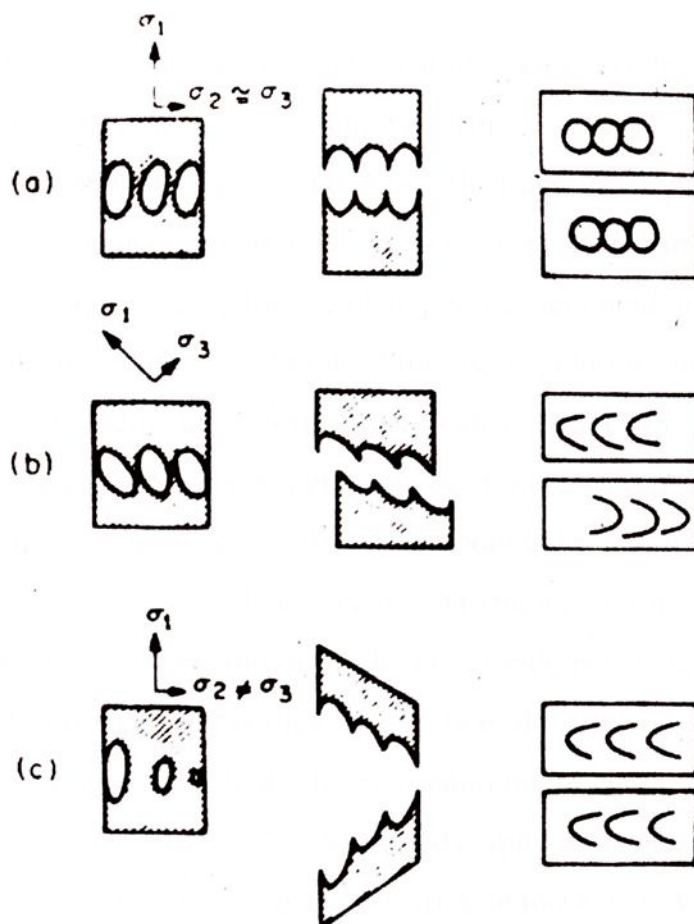


FIGURA 2.16 - Ilustra os mecanismos de coalescimento de microcavidades por: (a) ruptura normal; (b) ruptura por cisalhamento; (c) ruptura por rasgamento.

Na figura (a), observa-se que σ_2 é aproximadamente igual a σ_3 , e σ_1 é uniforme ao longo da seção transversal resistente. Este mecanismo de coalescimento é chamado "ruptura normal" (normal rupture). Na figura (b), o material acima das cavidades sofre cisalhamento em relação ao material abaixo destas cavidades, como acontece na zona de cisalhamento de um cdp de tração. O termo "ruptura por cisalhamento" (shear rupture) designa este mecanismo. Na figura (c), o mecanismo de "ruptura por rasgamento" (tearing rupture), pode ser observado, onde o estado de tensões é muito semelhante ao da figura (a), diferindo apenas no fato de que a intensidade de σ_1 não é

uniforme ao longo de toda seção transversal resistente do cdp; esta é a situação que existe junto ao vértice de um entalhe ou trinca.

Deve-se salientar que o processo ilustrado na figura (b) chamado ruptura por cisalhamento, não é um processo de cisalhamento puro; este produziria uma superfície de fratura plana, isto é, sem acidentes topográficos, "glide plane decohesion". Os "dimples" formados pelo mecanismo de ruptura por cisalhamento tem uma forma parabólica apontando na direção do cisalhamento, em ambas as superfícies da fratura. Como os sentidos de escorregamento são opostos, os "dimples" apontam em sentidos opostos, em regiões correspondentes nas duas metades da fratura. A forma dos "dimples" produzidos por este mecanismo depende, em grande parte, da relação entre os valores da deformação específica no vértice da trinca e da deformação específica no material à frente da trinca; quanto maior esta relação, tanto mais alongados serão os "dimples". À medida que a trinca se propaga, o escorregamento do material junto a seu vértice se torna cada vez mais difícil, e esta relação diminui; em consequência, os "dimples" se tornam mais arredondados.

É importante notar que, embora a fratura dúctil ocorra pela formação de "dimples" a presença destes não exclui a possibilidade da fratura ter ocorrido sem deformação plástica macroscópica, isto é, ser frágil, como no caso da fratura por clivagem citada anteriormente.

Os metais com estrutura cúbica de face centrada, como o aço inoxidável austenítico, ligas de alumínio, e os aços de alta resistência, não apresentam transição no mecanismo de fratura pelo efeito da temperatura ou velocidade de solitação. Desta forma, "dimples", em particular de rasgamento, são encontrados em fraturas frágeis destes materiais. Além disto, os "dimples" de cisalhamento ocorrem sempre na zona de cisalhamento "shear lip", isto é, na região a 45° aproximadamente, com a superfície da fratura, que invariavelmente se forma junto à superfície livre do cdp ou componente (Figura 2.17), quer a fratura seja dúctil ou frágil (ABM, 1987).



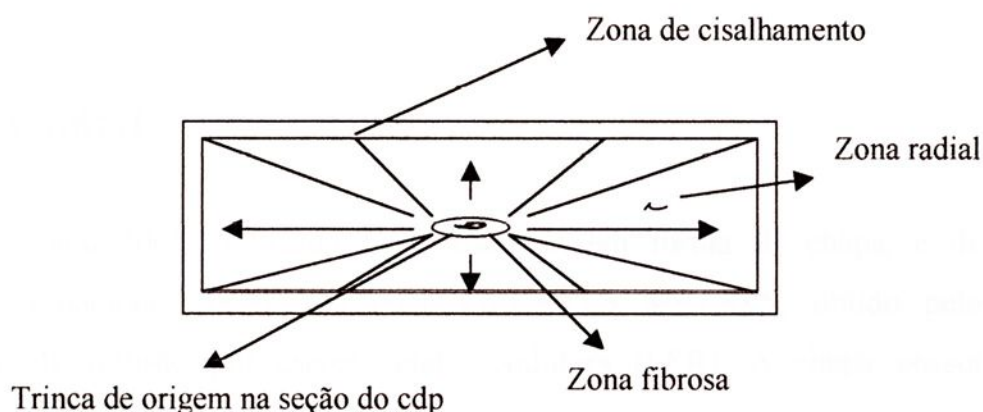


FIGURA 2.17 - Representação esquemática das diferentes zonas da fratura de um cdp de tração com geometria retangular

Além das influências da temperatura e velocidade de deformação durante um ensaio, existe a influência de outras variáveis na ductilidade dos metais e ligas, sendo estas a tensão hidrostática, porcentagem volumétrica das partículas de segunda fase, distribuição, natureza, tamanho e forma destas partículas.

Existem também outros tipos de fraturas sejam estas do tipo intergranular, fadiga, sob fluência, e, corrosão sob tensão, entretanto neste trabalho não foram descritos estes modos de falha em função da não observância dos mesmos nas fraturas dos cdp's, após serem submetidos ao ensaio de tração.

CAPÍTULO 3 - MATERIAL E PROCEDIMENTOS

3.1 - MATERIAL:

O aço 300M utilizado neste trabalho em forma de chapa, é de fabricação nacional, produzido pela VILLARES METALS, obtido pelo processo de refusão por escória eletrocondutora (ESR). A chapa possui espessura de 3,5 mm, a qual foi laminada a quente e recebida na forma de bobina.

Apresentava grãos ASTM nº 7 e 8 no estado de laminação a quente e dureza da ordem de 56 HRC. Esta bobina foi submetida à tratamento térmico de recozimento em atmosfera controlada de modo a diminuir a dureza da chapa para aproximadamente 20 HRC. A seguir foi desdobinada e desta maneira atinge o formato de chapa que sendo analisada metalograficamente quanto à descarbonetação, verificaram-se ocorrências de leve descarbonetação total e parcial com penetração máxima de 0,030 mm.

Outro aspecto analisado neste material diz respeito ao nível de inclusões as quais foram classificadas de acordo com o método D, plate III da norma ASTM E45-95.

As juntas soldadas para o estudo em questão foram confeccionadas dispostas em ambos sentidos, longitudinal e transversal em relação ao sentido de laminação da chapa, utilizando-se uma amostra de chapa de aço 300M, cujo controle de recebimento deste material foi realizado como descrito a seguir:



3.2 - CONTROLE DE RECEBIMENTO DA CHAPA DE AÇO 300M

(Relatório PMR, 1986)

Este controle de recebimento é realizado para determinar as características metalúrgicas e dimensionais da chapa na condição laminada à quente e resfriada ao ar. Foi realizado em uma amostra da chapa de aço 300M, com espessura de 3,5 mm. As medições dimensionais de espessura da chapa foram efetuadas nas direções longitudinal e transversal, utilizando-se um micrômetro. Constatou-se que a chapa enquadrava-se dentro das dimensões especificadas.

Em relação às condições metalúrgicas, foram realizadas análises química, dureza, metalografia para verificação da descarbonetação superficial, análise de inclusões, microestrutura e tamanho de grão da chapa. Estas análises foram realizadas nos laboratórios da Divisão de Materiais (AMR), do IAE/CTA, onde na análise química foram dosados os seguintes elementos: Carbono e Enxofre pelo método de análise por combustão direta, Silício por gravimetria, Molibdênio por fotometria-Tiocianato-Cloreto de Estanho II, Fósforo por fotometria-azul de Molibdênio e demais elementos por absorção atômica.

A Tabela 3.1, mostra os resultados da análise química com os teores detectados em cada elemento em relação aos valores máximos específicos deste material .

TABELA 3.1 - Resultado da análise química realizada para o aço 300M no recebimento do material, em relação aos teores específicos (% em peso).

AÇO	C	Si	Mn	P, S	Cr	Mo	Ni	V
300M	0,40	1,54	0,74	0,007, 0,001	0,79	0,35	1,65	0,05
*Valores específicos do material	0,40-0,45	1,45-1,80	0,60-0,90	0,010	0,70-0,95	0,30-0,50	1,65-2,00	0,05-0,10

* teores máximos



Os ensaios de Dureza Rockwell C do material como recebido, foram realizados em ambas faces da amostra da chapa bem como no núcleo da seção transversal, de acordo com a norma ASTM E18-94. Os resultados deste ensaio apresentaram uma dureza média de 53 HRC, nas regiões medidas.

Os exames metalográficos de recebimento para a verificação de descarbonetação, mostraram que a chapa apresentou descarbonetação total e parcial em ambas as faces. Estas medidas estão apresentadas na tabela 3.2.

TABELA 3.2 - Profundidade de descarbonetação medida.

AMOSTRA	PROFUNDIDADE MÁXIMA DE DESCARBONETAÇÃO (mm)	
	Lado a	Lado b
Chapa de 3,5 mm	0,030	0,030

Esses valores de descarbonetação encontram-se dentro dos limites especificados pelas normas utilizadas como referência, sendo a AMS 6426 S , e a MIL-S-8844D.

Os resultados da análise microestrutural realizada no material como recebido, onde foram retiradas duas amostras da seção longitudinal da chapa e examinadas sem ataque segundo a norma ASTM –E 45-95, método D, plate III (aplicado para aços processados em vácuo ou outro processo de qualidade especial), estão apresentados na tabela 3.3.



TABELA 3.3 - Tipos e níveis médios de inclusões observados

TIPOS DE INCLUSÕES		VALORES MÉDIOS OBSERVADOS EM 20 CAMPOS	NÍVEIS MÁXIMOS ACEITÁVEIS CONFORME A ASTM E 45-95
A (SULFETOS)	FINA	0,0	2,0
	GROSSA	0,0	2,0
B (ALUMINA)	FINA	0,5	2,0
	GROSSA	0,0	2,0
C (SILICATOS)	FINA		3,0
	GROSSA	--	2,0
D (ÓXIDOS)	FINA	1,27	2,½
	GROSSA	0,0	2,0

Observa-se pela tabela que os valores das inclusões se encontram enquadrados dentro dos valores limite da especificação da norma ASTM E 45-95, utilizada como referência.

Para a determinação da microestrutura, o exame metalográfico realizado na amostra retirada da seção transversal da chapa, foi atacada com o reagente nital a 2%, e revelou a presença de uma camada superficial, provavelmente de óxidos de Fe/Si, e no núcleo apresentaram microestrutura homogênea, constituída de martensita e bainita.

Na avaliação do tamanho de grão, os resultados obtidos são apresentados na tabela 3.4, a seguir.



TABELA 3.4 - Resultados da análise do tamanho de grão ASTM.

AMOSTRA	VALORES OBTIDOS (tamanho de grão ASTM)	NÚMERO DO TAMANHO DE GRÃO ESPECIFICADO PELA NORMA AMS 6416 A	NÚMERO DO TAMANHO DE GRÃO ESPECIFICADO PELA NORMA MIL-S-8844D
CHAPA DE AÇO 300M	7 e 8	Predominantemente grãos nº 5 ou mais finos, permitindo grãos ocasionais até nº 3	Predominantemente grãos nº 6 ou mais finos, permitindo grãos ocasionais até nº 4

Nota-se que os valores obtidos para os tamanhos de grão atendem às especificações AMS 6416 A e MIL – S – 8844 C.

3.3 - PROCESSO DE SOLDAGEM

O processo de soldagem adotado para a confecção dos cdp's foi o TIG pulsante, onde foram reproduzidos os mesmos procedimentos utilizados na confecção dos Envelopes Motores, descritos anteriormente. As partes da chapa a serem unidas originando as juntas soldadas foram cortadas em guilhotina em pedaços de 200 x 100 mm, para ambos sentidos de laminação da chapa.

Para a remoção de óxidos e resíduos superficiais, as chapas foram submetidas a jateamento por micropartículas de areia. A seguir foram soldadas, formando-se as juntas (Figura 3.2), analisadas para as seis condições de soldagem, objeto de estudo deste trabalho..

É importante lembrar que o terceiro passe é realizado sem metal de adição, sendo efetuado pelo lado da raiz do cordão de solda.

Nos dispositivos de soldagem, a tocha de soldagem TIG, é acoplada internamente à virola do Envelope Motor, de tal forma a permitir seu deslocamento, realizando assim a soldagem do último passe.

A Tabela 3.5, a seguir exemplifica os parâmetros utilizados nos respectivos passes para a confecção dos cordões de solda, realizados pelos dispositivos automáticos de soldagem longitudinal e transversal.

TABELA 3.5 - Parâmetros correspondentes aos passes de soldagem

PARÂMETROS DE SOLDAGEM	1° PASSE	2° PASSE	3° PASSE
CORRENTE DE PICO (A)	255	215	240
CORRENTE DE BASE (A)	160	180	95
Tp (ms)	100	100	100
Tb (ms)	100	100	100
Tensão (V)	14-16	14-16	14-16
Velocidade de soldagem (mm/min)	486	350	410
Velocidade do arame (mm/min)	836	2838	-
Vazão de gás no lado oposto(l/min)	15	15	15
Vazão de gás na tocha (l/min)	10	10	10
Eletrodo			
Arame: Turballoy AMS 64J8, ϕ 0,89 mm			
Gás: argônio			

Conforme exposto na Tabela 3.5, a junta soldada para confecção do Envelope Motor, é realizada em uma seqüência de 3 passes, na qual o último passe é realizado pelo lado da raiz da solda. A Figura 3.1 ilustra as regiões na junta soldada bem como seus respectivos passes de soldagem (Damanet *et al*, 1982).

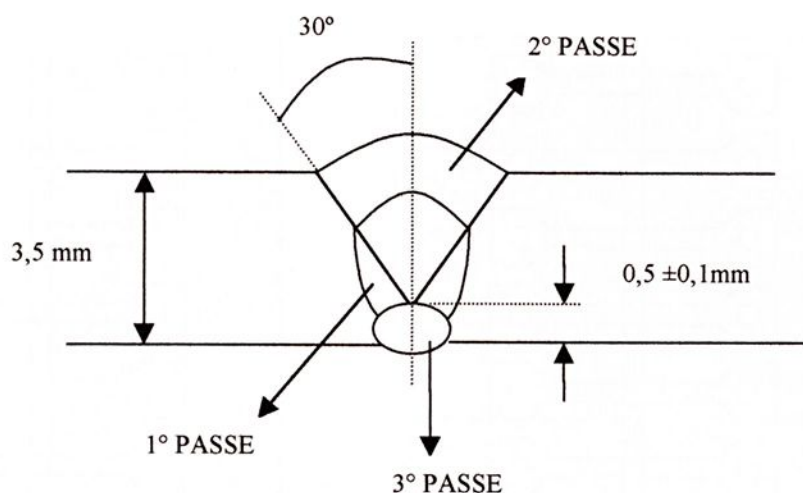


FIGURA 3.1 – Ilustra o aspecto do chanfro e a seqüência de passes realizada para confecção do cordão de solda (Damanet *et al*, 1982).

3.4 – CONFECÇÃO DOS CDP'S

Após a soldagem das chapas, os cdp's para os ensaios de tração, foram confeccionados conforme a disposição ilustrada na Figura 3.2 a seguir, onde pode-se observar a posição dos cordões de solda confeccionados para as seis condições de soldagem descritas no item 3.7.1, em relação ao sentido de laminação da chapa.

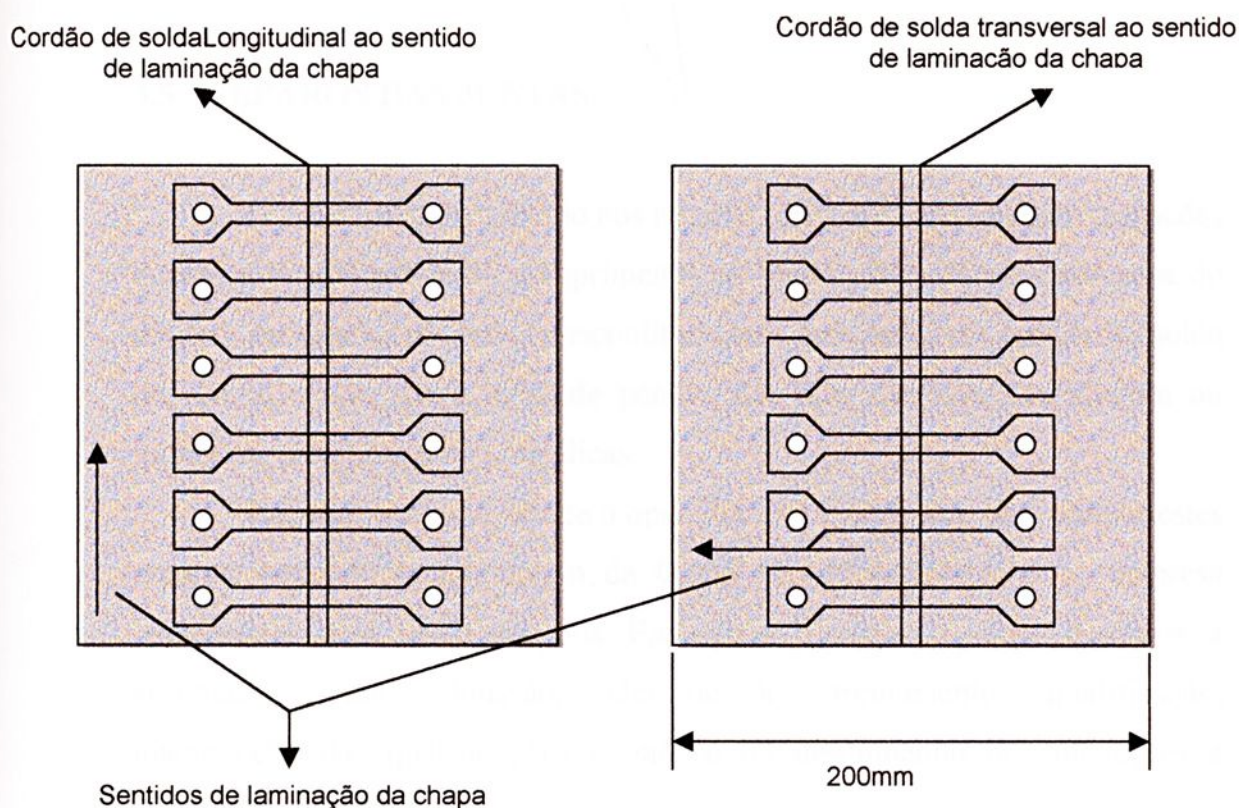


FIGURA 3.2 - Disposição dos cordões de solda e dos cdp's , confeccionados, em relação aos sentidos de laminação da chapa.

Após a soldagem das chapas nas condições supracitadas, os cdp's foram inspecionados de forma não destrutiva por Raios-X, segundo o código ASME seção 5, utilizando-se filme ASTM classe I.

Esta inspeção teve como objetivo certificar que as juntas soldadas estariam isentas de descontinuidades, as quais poderiam engendrar perdas de resistência quando os cdp's fossem submetidos ao ensaio de resistência mecânica. É importante citar que à cada reparo efetuado, nova inspeção por Raios-X foi realizada com intuito de certificar a sanidade da junta novamente.

3.5 - REPAROS DAS JUNTAS

O procedimento adotado nos reparos realizados não impõem restrições quanto à profundidade ou comprimento do reparo, bem como a natureza do defeito, ou seja as possíveis descontinuidades detectadas no cordão de solda tais como, trinca, poro, falta de penetração, falta de fusão, mordedura ou inclusões, metálicas e não metálicas.

Entretanto admite-se que o operador seja qualificado para efetuar estes reparos, segundo procedimento da CONFAB INDÚSTRIA S.A., empresa responsável pela soldagem dos Envelopes Motores, o qual descreve a sistemática para admissão, identificação, treinamento, qualificação, manutenção das qualificações e análise de desempenho de soldadores e operadores de soldagem.

3.5.1 - PROCEDIMENTO DE REPARO PARA CORDÕES DE SOLDA LONGITUDINAL E TRANSVERSAL

Este procedimento compreende a remoção completa do defeito utilizando-se um disco de corte abrasivo acoplado a um esmeril de ação pneumática (Figura 3.3), acompanhada de inspeção visual e líquido penetrante segundo a norma ASTM E 165-80.

Caso haja dúvida da completa remoção do defeito, realiza-se uma nova inspeção radiográfica, certificando-se assim o êxito desta atividade.





FIGURA 3.3 - Equipamento utilizado para a remoção do cordão de solda submetido à reparo(s).

Após a remoção da região do cordão de solda a ser reparada, deve-se executar a limpeza desta antes do preenchimento manual, utilizando-se uma escova de aço manual ou rotativa.

Antes do preenchimento, deve-se proteger o lado oposto da chapa com argônio, evitando-se assim a oxidação do metal. A Figura 3.4 ilustra a disposição da aplicação de argônio na execução da soldagem..

Esta remoção por meio abrasivo deve ser realizada lenta e uniformemente, evitando-se desta maneira um superaquecimento localizado. É importante esclarecer que há casos em que a região aberta para a remoção do(s) defeito(s) é muito profunda, restando uma espessura de metal muito fina,

o que torna difícil a inspeção radiográfica e neste caso adota-se o seguinte procedimento:

- Executar o enchimento manual da região já aberta;
- Abrir o lado oposto à esta região da junta soldada, até atingir o limite do enchimento previamente executado;
- Executar o enchimento manual neste lado oposto.

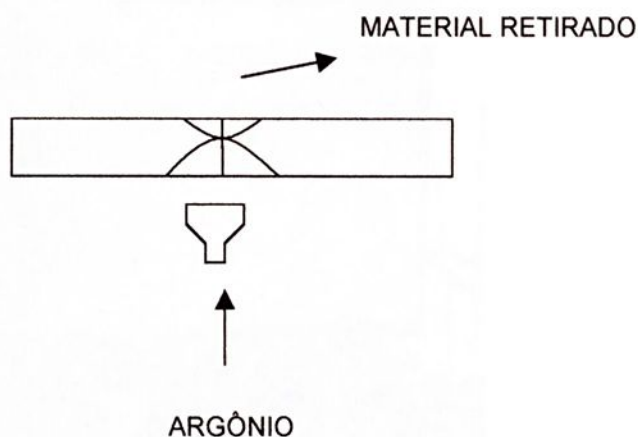


FIGURA 3.4 - Posição na junta soldada a ser protegida da oxidação do metal com argônio, durante a operação de soldagem.

Foram utilizados os mesmos procedimentos adotados em cada tipo de reparo, sejam estes nos sentidos longitudinal ou transversal do cordão de solda, em função do tipo de corrente inicial, corrente de base, corrente de pico, tempo de permanência na corrente inicial, tempo de subida da corrente, velocidade de soldagem, velocidade de alimentação do arame, porcentagem de tempo, pulsos por segundo, diâmetro do arame e da função Crater Fill.

A função Crater Fill é uma função interna do equipamento de soldagem utilizado denominado MILLER do tipo SYNCROWAVE 300 (Figura 3.5), que tem por finalidade extinguir o arco suavemente, ou seja, levar a corrente até zero em um determinado período.

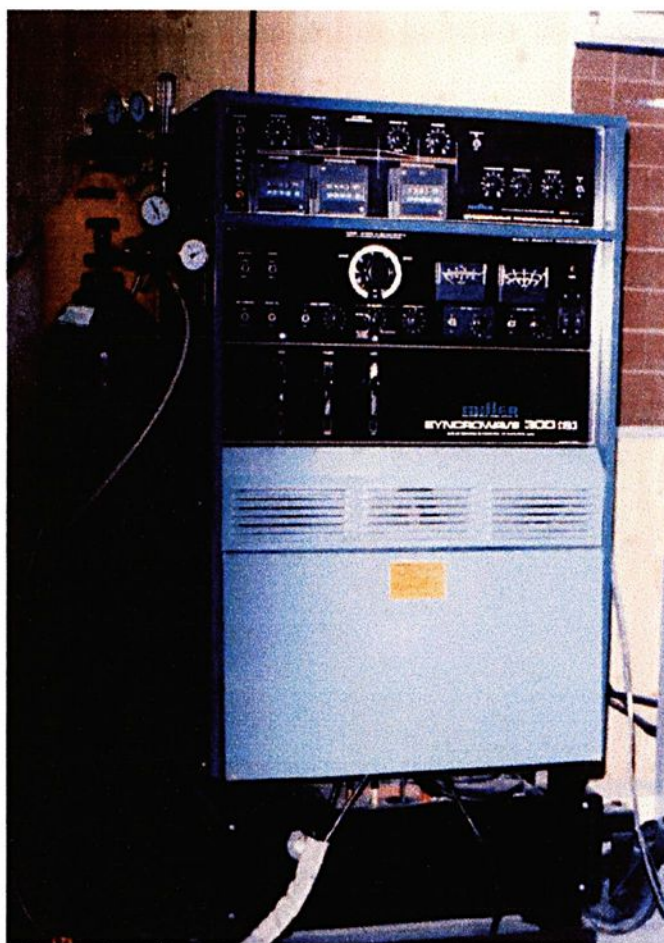


FIGURA 3.5 - Fonte do equipamento de soldagem utilizada para a confecção e reparos dos cdp's.

É de suma importância relatar que ambos cordões de solda (longitudinal e transversal), realizados sem nenhum reparo foram feitos utilizando-se os dispositivos de soldagem automáticos do equipamento. Entretanto, os reparos foram realizados manualmente após a remoção dos cordões de solda, por um soldador qualificado, seguindo-se a mesma sistemática adotada nos Envelopes Motores.

A Figura 3.6 ilustra o preenchimento do reparo sendo realizado manualmente.



FIGURA 3.6 - Mostra o(s) reparo(s) sendo realizado(s) manualmente

3.6 - ALÍVIO DE TENSÕES NAS JUNTAS SOLDADAS

O alívio de tensões foi realizado em todas as chapas soldadas, objetivando aliviar as tensões oriundas das operações de soldagem, bem como diminuir a dureza do cordão de solda e metal base, tornando as operações de corte e usinagem dos cdp's mais rápida, evitando-se todavia um desgaste acentuado das ferramentas de corte.

O ciclo térmico adotado para este alívio corresponde ao aquecimento das juntas soldadas em um forno tipo mufla, com controle eletrônico de aquecimento, à temperatura de 630° C, por um período de 2 horas, seguindo-se de resfriamento ao ar.

3.7 - USINAGEM DOS CDP's

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados segundo a norma AWS D13.1 – 61, cuja geometria está em conformidade com o desenho da Figura 3.7



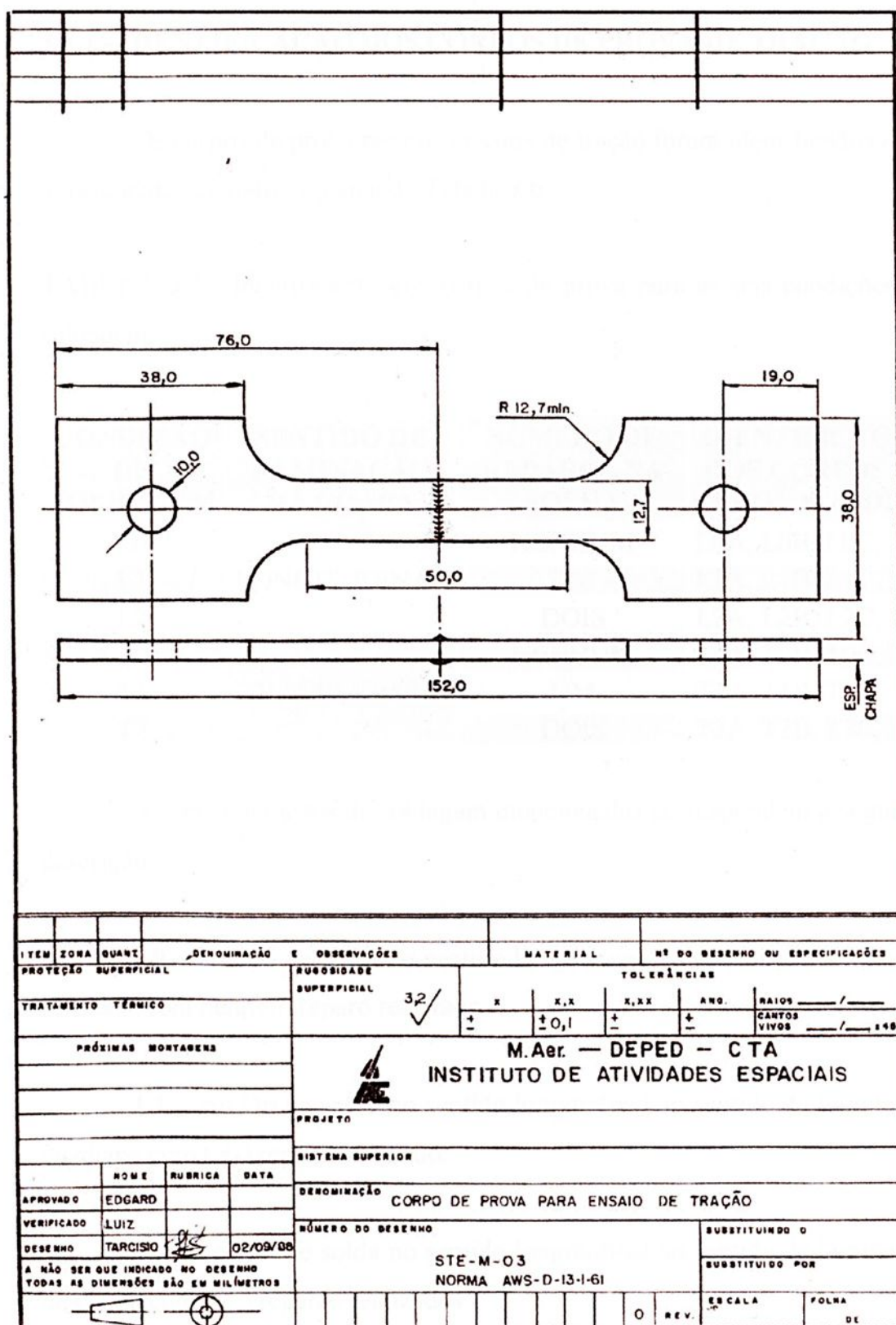


FIGURA 3.7 - Desenho do corpo de prova para ensaio de tração, segundo a norma AWS -D- 13.1.61.

3.7.1 - IDENTIFICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram identificados após a usinagem, segundo esquema da Tabela 3.6.

TABELA 3.6 - Identificação dos corpos de prova para as seis condições de soldagem.

CONDIÇÃO DE SOLDAGEM	SENTIDO DE LAMINAÇÃO DA CHAPA	NÚMERO DE REPAROS NA SOLDA	IDENTIFICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA – CDP's
L0		NENHUM	L0A, L0B, L0C, L0D
L1	LONGITUDINAL	UM	L1A, L1B, L1C, L1D
L2		DOIS	L2A, L2B, L2C, L2D
T0		NENHUM	T0A, T0B, T0C, T0D
T1	TRANSVERSAL	UM	T1A, T1B, T1C, T1D
T2		DOIS	T2A, T2B, T2C, T2D

As seis condições de soldagem mencionadas correspondem à seguinte descrição:

L0 = cordão de solda no sentido longitudinal ao sentido de laminação da chapa sem nenhum reparo realizado.

L1 = cordão de solda no sentido longitudinal ao sentido de laminação da chapa com (1) reparo realizado.

L2 = cordão de solda no sentido longitudinal ao sentido de laminação da chapa com (2) reparos realizados.

T0 = cordão de solda no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa sem nenhum reparo realizado.

T1 = cordão de solda no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa com (1) reparo realizado.

T2 = cordão de solda no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa com (2) reparos realizados.

3.8 – TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS CDP'S

Após a usinagem, os cdp's foram submetidos aos tratamentos térmicos de normalização, têmpera e duplo revenimento. As Figuras 3.8, 3.9 e 3.10, ilustram respectivamente estes ciclos os quais são aplicados nos tratamentos térmicos do Envelope Motor e, foram também aplicados nos tratamentos dos cdp's deste trabalho. Estes ciclos consistem em se realizar uma normalização a 930°C por 40 minutos, a seguir austenitiza-se a 980°C por 1 hora. Após esta 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 à temperatura ambiente entre o duplo revenimento.

Para a realização destes ciclos de tratamentos foi utilizada uma taxa de aquecimento de 180°C por hora.



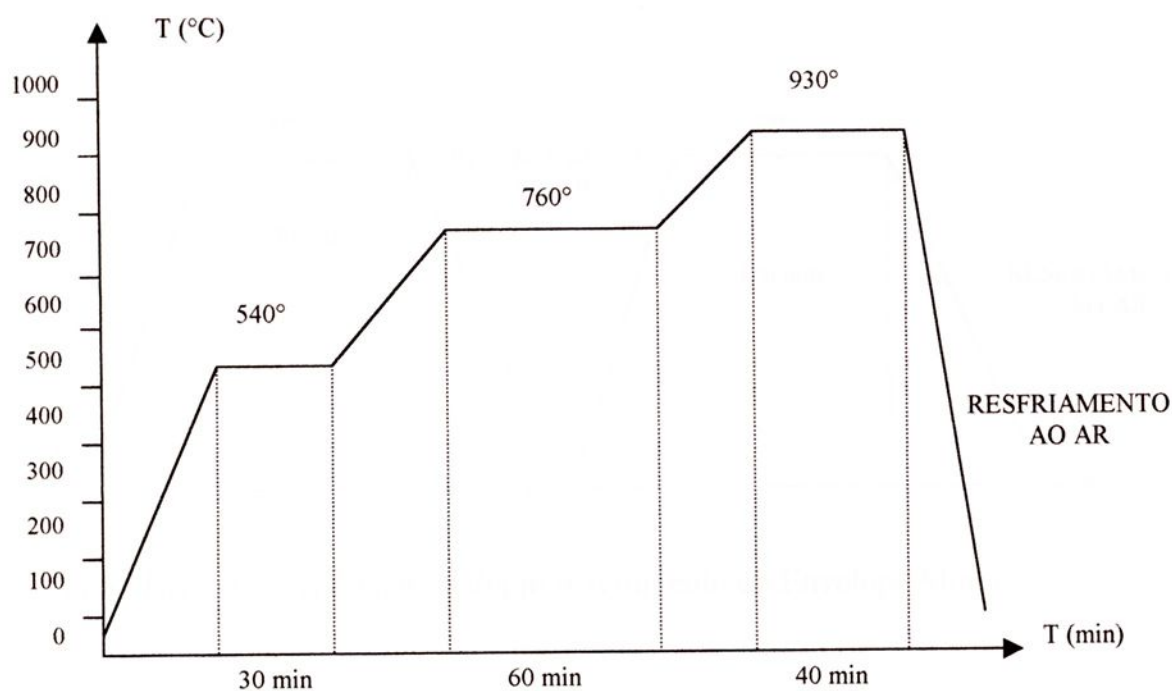


FIGURA 3.8 - Ciclo para normalização do Envelope Motor.

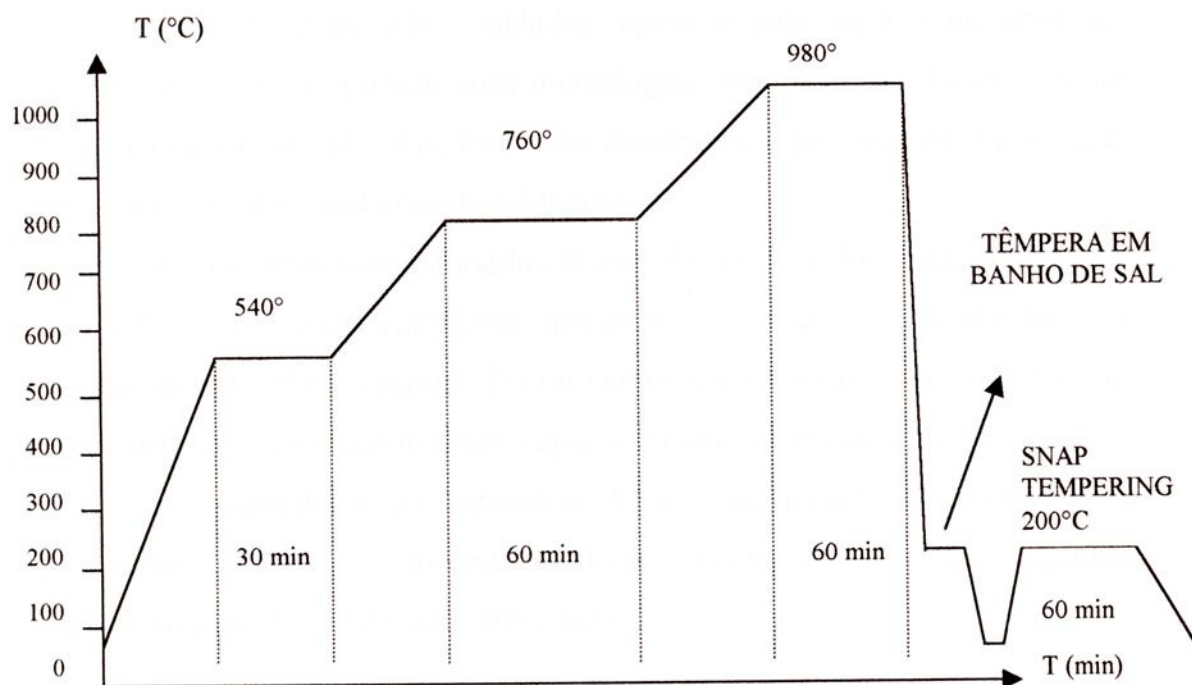


FIGURA 3.9 - Ciclo para têmpera do Envelope Motor.

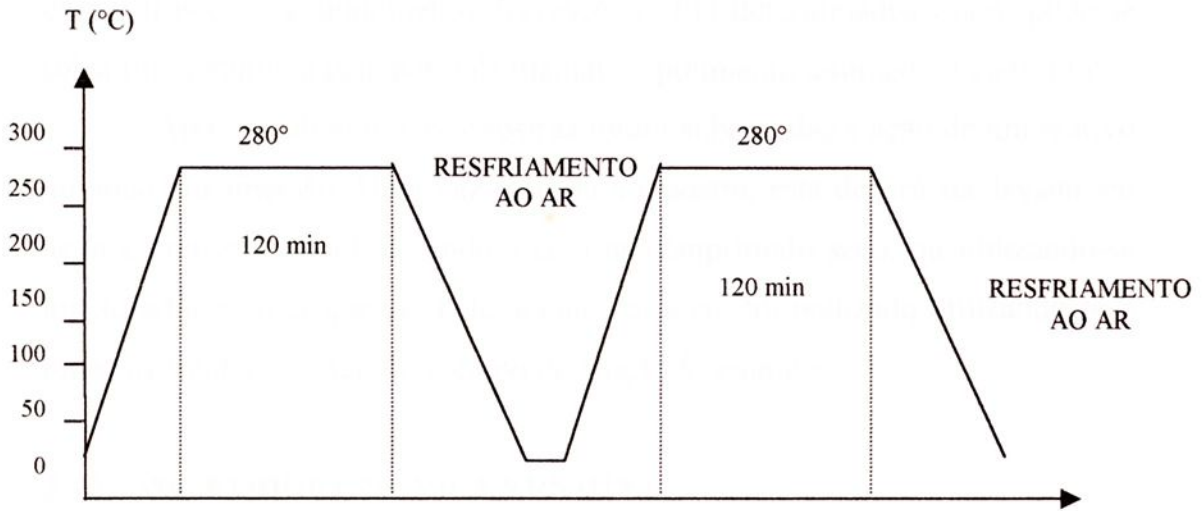


FIGURA 3.10 - Ciclo para o duplo revenimento do Envelope Motor.

3.9 - CONFEÇÃO DOS CDP's PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA E MICRODUREZA

Tratando-se de cdp's soldados, optou-se pela seção transversal aos cordões de modo a verificar suas morfologias, bem como as dimensões das zonas térmicamente afetadas, forma das dendritas e a presença de segregações para cada uma das condições de soldagem.

As amostras foram cortadas através de um cortador de disco abrasivo "cut-off", com refrigeração, com intuito de se evitar o aquecimento e/ou encruamento local em excesso. Foram embutidas amostras correspondentes às seis condições de soldagem antes e após o tratamento térmico final.

As superfícies das amostras foram preparadas submetendo-as a polimento mecânico, utilizando-se lixas seqüencialmente nas seguintes granulometrias, 100, 220, 320, 400 e 600.

A seguir efetuou-se o polimento em alumina, também utilizando-se dois filtros com granulometria decrescente. Em determinados casos, pode-se substituir a alumina pela pasta de diamante, polimento químico ou eletrolítico.

Após o polimento as amostras foram submetidas a ação de um reativo químico por imersão. Uma vez atacada a amostra, esta deverá ser lavada em água corrente e álcool, secando-a com ar comprimido seco, ou utilizando-se um secador com ar quente. Este ataque químico, foi realizado utilizando-se o reagente nital a 3%, sendo o tempo de reação 5 segundos.

3.10 - MICRODUREZA VICKERS (HV)

Neste trabalho, adotou-se este tipo de dureza por penetração com objetivo de se obter a dureza dos constituintes individuais de uma microestrutura, além das pequenas dimensões das amostras, visando todavia diferenciar e caracterizar as quatro regiões distintas observadas na metalografia das amostras analisadas, para as seis condições de soldagem, bem como certificar a eficácia do tratamento térmico realizado.

Estas regiões foram denominadas como sendo a zona fundida (ZF), zona termicamente afetada 1 (ZTA1), zona termicamente afetada 2 (ZTA2) e, metal base (MB). A Figura 3.11, mostra esquematicamente a localização destas regiões.

Para realizar estas medidas, utilizou-se um microdurômetro marca Equilam, modelo Tester FM o qual apresenta os valores de microdureza medidos em duas escalas distintas denominadas Vickers e sua equivalência na escala Rockwell C.

A microdureza Vickers é muito utilizada para pesquisas, estudos e mais especificamente para determinação da profundidade de têmpera nos aços, profundidade de camadas de proteção superficial, profundidade de descarbonetação nos aços, para lâminas finíssimas, para ensaios de metais muito duros ou muito moles, etc.



A microdureza produz uma impressão microscópica no material. A preparação do corpo de prova foi feita metalograficamente, em função da pequena carga aplicada (500 g).

Esta carga foi escolhida para se evitar uma provável recuperação elástica do material quando aplicam-se cargas menores, responsáveis desta forma por erros nas medidas das diagonais, as quais resultariam em valores de dureza superiores (Souza, 1982).

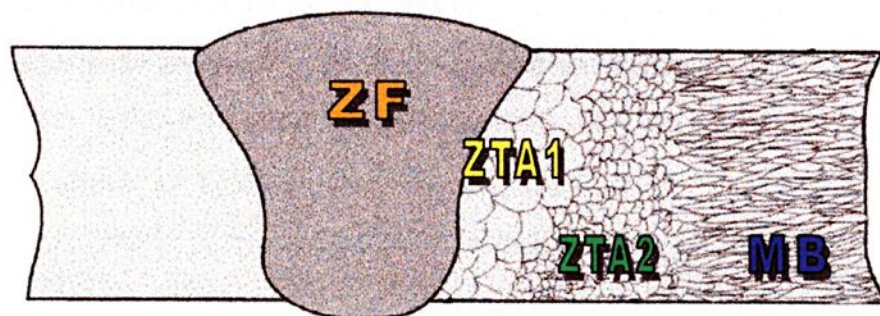


FIGURA 3.11 - Ilustra as quatro regiões identificadas nas amostras (Orlowski, 2000).

Este tipo de dureza foi escolhido pela série de vantagens que apresenta, sejam elas, a escala contínua, impressões extremamente pequenas que não inutilizam a amostra, grande precisão de medida, deformação nula do penetrador, aplicação para toda a gama de durezas encontradas nos diversos materiais e em qualquer espessura de material, podendo portanto medir também durezas superficiais.

3.10.1 - PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS

Foram medidas impressões de microdureza por penetração antes e após o tratamento térmico, podendo-se desta forma comparar os níveis de dureza das microestruturas, certificando-se ainda a eficácia do tratamento térmico realizado.

A carga adotada para o ensaio foi de 500g., sendo aplicada por um período de 5 segundos.

Em cada região, foram realizadas quatro impressões, tomando-se como valor nominal a média destes valores.

O perfil de microdureza Vickers foi obtido para as seis condições de soldagem.

As amostras selecionadas foram identificadas segundo a mesma identificação adotada para os cdp's do ensaio de tração (Tabela 3.6), sendo L0, L1, L2, T0, T1 e T2, correspondentes respectivamente às seis condições de soldagem.

Após o tratamento térmico final, foram confeccionadas amostras para medir-se a microdureza, seguindo-se a mesma sistemática anterior.

3.11 - ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, em uma máquina para ensaio de tração MTS, com capacidade para até 20 toneladas, equipada com célula de carga rotineiramente aferida. Os cdp's foram confeccionados conforme desenho ilustrado na Figura 3.7, segundo a norma AWS 13.1-61.

A carga foi aplicada monotonicamente a uma velocidade de deformação de 1×10^{-2} mm/s. As curvas tensão x deformação (ANEXOS 1 a 6), foram plotadas através do software DPLOT 95.



Neste trabalho, o limite de escoamento foi determinado seguindo-se o critério do limite de escoamento convencional, o qual foi determinado pela tensão correspondente à intersecção da curva tensão-deformação com uma linha paralela à porção elástica da curva, deslocada de uma deformação específica de 0,2 %.

3.12 - ENSAIOS METALOGRAFICOS

Os ensaios metalográficos foram realizados nas amostras confeccionadas para as seis condições de soldagem abordadas neste trabalho, objetivando certificar se estas apresentavam heterogeneidade, zona segregada, dendritas brancas, bôlhas, fibras finas, estrias ou regiões diferenciadas, ou seja, caracterizar morfológicamente o material observado.

Constatar todavia a existência de defeitos inerentes ao próprio metal, tais como: porosidades, vazios, falhas, segregações, bolhas, inclusões metálicas e não metálicas, concentrações de impurezas não reveladas pela inspeção não destrutiva por Raios-X, bem como estruturas dendríticas graúdas, cristalizações grosseiras e decarbonetação superficial.

Verificar também a existência de trabalho mecânico de conformação, caldeamento, soldas, têmperas (ex: os halos escuros em torno da solda são zonas que sofreram têmpera devido ao calor da solda); (têmpera desigual). Esses detalhes são examinados em seção transversal ao seu desenvolvimento.

Pesquisar a causa de ruptura dos cdp's submetidos ao ensaio de resistência mecânica.



3.13 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada na observação da superfície de fratura de todas as condições de soldagem dos cdp's analisados, através do microscópio eletrônico de varredura marca LEO VPI, modelo 435.

É importante salientar a medida adotada para proteção da superfície de fratura após a ruptura no ensaio de tração, a qual consiste da proteção desta superfície pela aplicação de um esmalte, face à suscetibilidade a corrosão acentuada do aço 300M.

Este revestimento protetivo é facilmente removido por imersão em acetona PA em um recipiente para limpeza por ultra-som, antes da observação ao microscópio. Esta análise microscópica da superfície de fratura dos cdp's teve como objetivo identificar o tipo e o mecanismo de fratura associado.



CAPÍTULO 4 - RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO

4.1 - ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)

4.1.1 – MICRODUREZA VICKERS ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO

As amostras para as medidas de microdureza foram retiradas dos cdp's confeccionados para o ensaio de tração.

Os valores dos perfis de microdureza obtidos antes e após o tratamento térmico, confirmam as distintas microestruturas presentes observadas pela análise metalográfica, realizada nas amostras das seis condições de soldagem, anteriormente denominadas como zona fundida (ZF), zona termicamente afetada 1 (ZTA1), zona termicamente afetada 2 (ZTA2), e metal base (MB). Os resultados destas medidas de microdureza realizadas antes do tratamento térmico estão listados na Tabela 4.1.

TABELA 4.1 - Valores médios de microdureza Vickers e os valores correspondentes na dureza Rockwell C, obtidos antes do tratamento térmico.

Condição de soldagem	REGIÕES	Valor médio Dureza Vickers (HV)	Valor médio Dureza Rockwell C (HRC)
L0	ZF	398,47 ± 5,40	40,60
	ZTA 1	436,97 ± 12,42	44,20
	ZTA2	438,47 ± 4,35	44,30
	MB	249,40 ± 4,72	22,15

Condição de soldagem	REGIÕES	Valor médio Dureza Vickers (HRV)	Valor médio Dureza Rockwell C (HRC)
L1	ZF	407,72 ± 3,96	41,52
	ZTA 1	455,37 ± 6,62	45,75
	ZTA2	428,10 ± 4,39	43,42
	MB	253,70 ± 1,44	22,90
L2	ZF	411,30 ± 10,32	41,82
	ZTA 1	451,92 ± 10,70	45,47
	ZTA2	410,45 ± 2,02	41,80
	MB	257,95 ± 2,69	24,10
T0	ZF	408,35 ± 9,96	41,57
	ZTA 1	443,22 ± 9,92	44,70
	ZTA2	415,35 ± 6,79	42,25
	MB	261,20 ± 1,79	24,25
T1	ZF	390,85 ± 19,82	39,80
	ZTA 1	443,20 ± 5,98	44,72
	ZTA2	431,07 ± 9,30	43,67
	MB	248,32 ± 1,36	22,00
T2	ZF	421,12 ± 6,63	43,05
	ZTA 1	432,90 ± 9,98	43,82
	ZTA2	437,67 ± 5,08	44,25
	MB	245,12 ± 2,92	21,40

Pode-se notar que a dureza na ZF permaneceu em média 41,39 RC. Um pequeno incremento dessa dureza foi medido na ZTA1 com valor médio de 44,77 RC. Na ZTA2, a dureza decresceu para 43,28 RC, e no MB, a dureza diminuiu bruscamente para 22,80 RC, provavelmente em função da maior distância dessa região ao aporte térmico gerado na operação de soldagem.

Neste caso a ZTA1 sofreu maior influência pelo calor gerado, seguindo-se do resfriamento ao ar, propiciando dessa forma um aumento da dureza, devido à microestrutura martensítica desenvolvida nessa região.

É importante salientar que os valores de dureza medidos em cada região para as seis condições de soldagem em questão não sofreram diferenças significativas tanto para maiores ou menores valores.

Para melhor visualização, estes valores de microdureza medidos, foram dispostos a seguir em formato de gráfico de barras (Figura 4.1), permitindo desta forma observar que, os valores de microdureza entre os cdp's das seis condições de soldagem, apresentam valores bem próximos entre as respectivas regiões., onde se pode constatar que a realização do(s) reparo(s) não promoveu diferenças significativas na microdureza destas regiões.

MICRODUREZA VICKERS (HRV) ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO

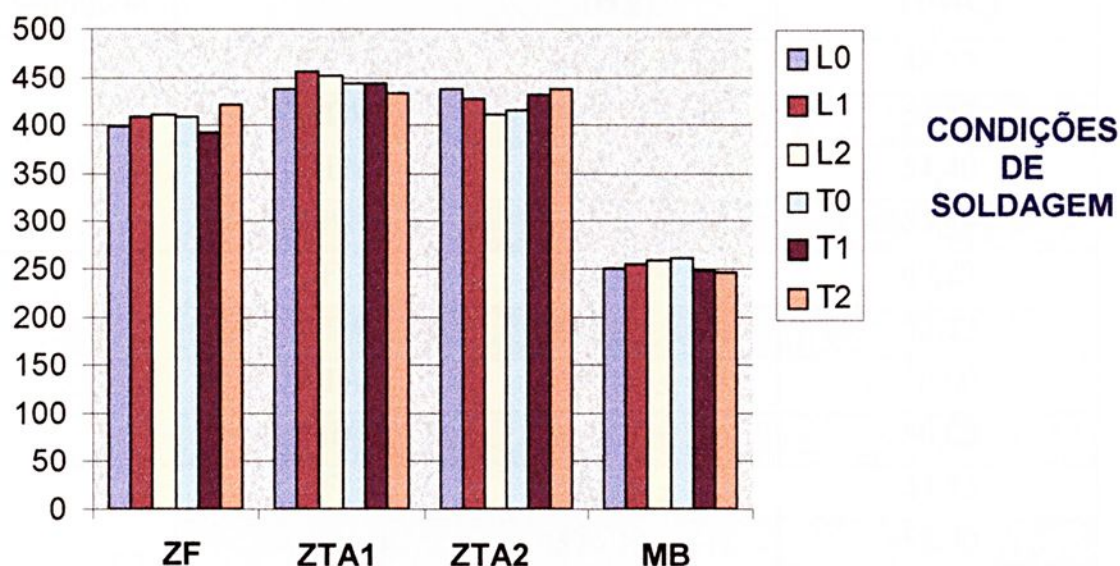


FIGURA 4.1 – Microdureza entre as regiões das seis condições de soldagem antes do Tratamento Térmico

4.1.2 – MICRODUREZA VICKERS APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO

As amostras foram confeccionadas seguindo-se a mesma sistemática das amostras anteriores.

Após o tratamento térmico, observou-se que os valores médios de micro dureza nas regiões foram: ZF 47,56 RC, ZTA1 53,55 RC, ZTA2 55,42 RC e MB 55,42.

Os resultados destas medidas de microdureza realizadas após o tratamento térmico estão listados na Tabela 4.2.

TABELA 4.2 - Valores médios de microdureza Vickers e os valores correspondentes na dureza Rockwell C, obtidos após o tratamento térmico.

Condição de soldagem	REGIÕES	Valor médio	
		Dureza Vickers (HV)	Dureza Rockwell C (HRC)
L0	ZF	494,86 ± 3,54	48,73
	ZTA 1	573,22 ± 14,29	53,67
	ZTA 2	585,05 ± 10,11	54,40
	MB	585,05 ± 10,11	54,40
L1	ZF	474,93 ± 1,38	47,23
	ZTA 1	548,00 ± 6,56	52,23
	ZTA 2	614,25 ± 3,15	56,00
	MB	614,25 ± 3,15	56,00
L2	ZF	482,93 ± 12,34	47,83
	ZTA 1	576,16 ± 3,15	53,90
	ZTA 2	612,16 ± 1,59	55,86
	MB	612,16 ± 1,59	55,86



Condição de soldagem	REGIÕES	Valor médio Dureza Vickers (HV)	Valor médio Dureza Rockwell C (HRC)
T0	ZF	498,15 ± 6,55	49,15
	ZTA 1	567,70 ± 10,35	53,40
	ZTA 2	606,96 ± 5,18	55,60
	MB	606,96 ± 5,18	55,60
T1	ZF	455,50 ± 3,34	45,80
	ZTA 1	571,66 ± 15,59	53,60
	ZTA 2	604,93 ± 5,52	55,46
	MB	604,93 ± 5,52	55,46
T2	ZF	467,33 ± 11,03	46,66
	ZTA 1	587,30 ± 6,03	54,53
	ZTA2	599,57 ± 8,09	55,22
	MB	599,57 ± 8,09	55,22

Nota-se que também não há grandes diferenças entre as ZTA's 1 e 2, bem como a ZTA2 e o MB. Este fato deve-se à homogeneização das microestruturas destas regiões em função do tratamento térmico efetuado, como observado na metalografia das amostras realizada.

Verificou-se ainda que o maior aumento na dureza deu-se na região do MB após o tratamento. Estas medidas de microdureza, confirmam todavia o valor de dureza conhecido para o aço 300M, cujo valor é compreendido entre 54 e 56 RC. Desta forma, atesta-se a eficácia do tratamento térmico realizado.

A Figura 4.2, a exemplo da Figura 4.1, ilustra os valores de microdureza após o tratamento térmico. Pode-se notar que, os valores entre os cdp's das seis condições de soldagem, apresentam valores bem próximos entre as respectivas

regiões, onde se verifica novamente que, a realização do(s) reparo(s) também não promoveu diferenças significativas na microdureza destas regiões.

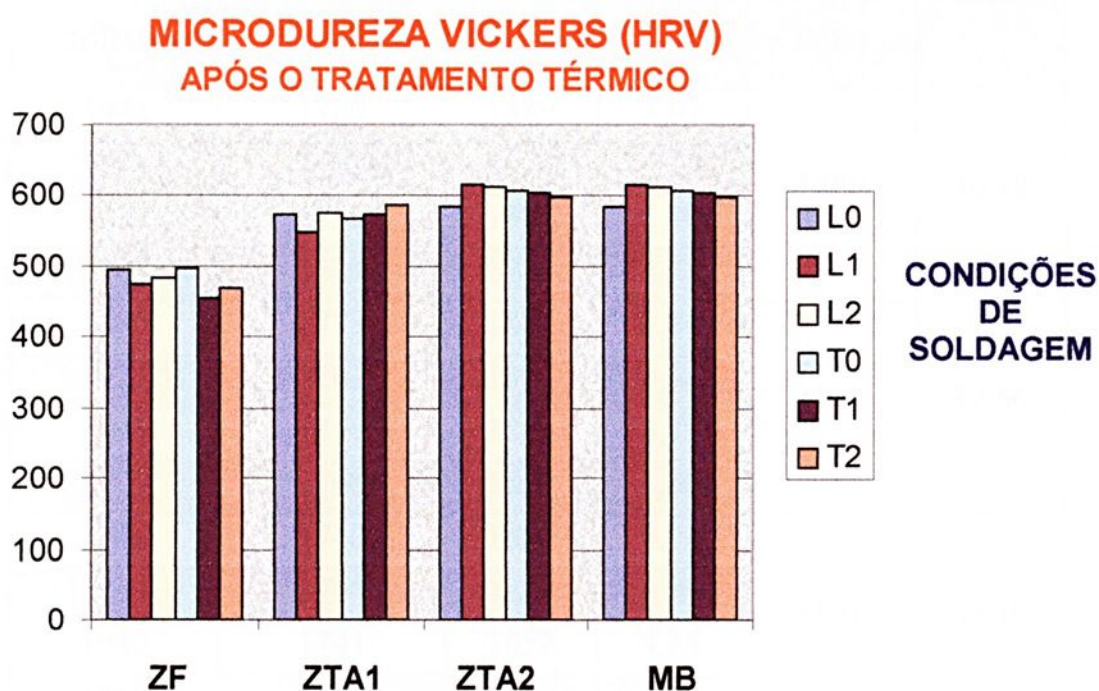


FIGURA 4.2 – Microdureza entre as regiões das seis condições de soldagem após o tratamento térmico.

4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 4.3, mostra os resultados dos ensaios de tração realizados nos cd's confeccionados para as seis condições de soldagem, após serem submetidos aos ciclos de tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento apresentados no item 3.8.

TABELA 4.3 - Resultados do ensaio de tração dos cdp's, após o tratamento térmico

CDP	LIMITE DE RESISIÊNCIA À TRAÇÃO σ_t (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO σ_e (MPa)	TENSÃO DE RUPTURA σ_r (MPa)	ALONGAMENTO (%)	TENSÃO MÉDIA DE RUPTURA (MPa)	DESVIO PADRÃO
L0a	1948	1760	1889	3,97	1858	40,48
L0b	1942	1703	1834	4,55		
L0c	1937	1750	1896	3,80		
L0d	1960	1711	1814	4,70		
L1a	1896	1773	1871	3,84	1848	32,56
L1b	1924	1762	1821	3,88		
L1c	1934	1750	1880	4,25		
L1d	1907	1748	1818	3,85		
L2a	1942	1740	1880	4,06	1841	41,10
L2b	1917	1764	1849	3,89		
L2c	1940	1741	1852	4,25		
L2d	1868	1699	1783	4,26		
T0a	1897	1773	1895	3,63	1846	111,51
T0b	1890	1768	1917	3,39		
T0c	1958	1762	1928	3,85		
T0d	1896	1768	1692	4,25		
T1a	1961	1799	1811	3,40	1817	28,71
T1b	1888	1718	1816	3,82		
T1c	1899	1756	1857	3,90		
T1d	1919	1753	1788	4,15		
T2a	1871	1727	1862	3,23	1775	66,59
T2b	1907	1711	1765	4,28		
T2c	1917	1733	1772	4,03		
T2d	1911	1757	1700	4,39		

O gráfico da figura 4.3 a seguir, permite visualizar os resultados dos valores médios da tensão de ruptura medidos entre os cdp's ensaiados para as 6 condições de soldagem.

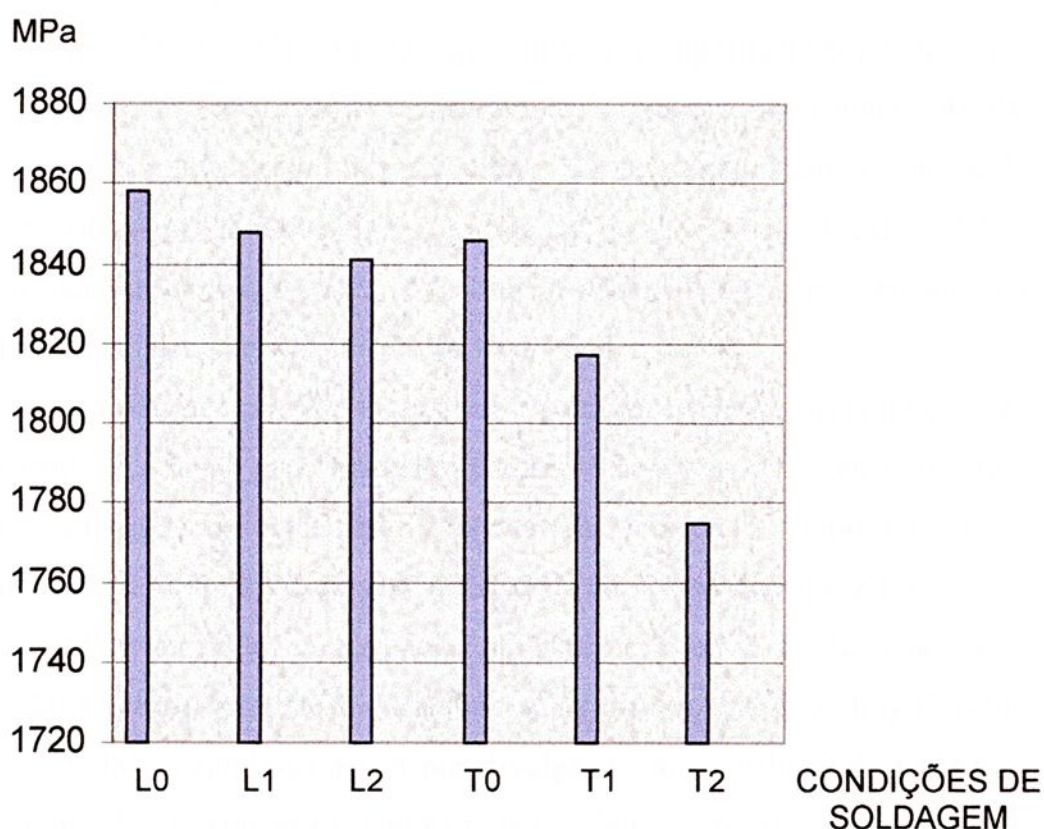


FIGURA 4.3 – Gráfico dos valores médios da tensão de ruptura para as seis condições de soldagem.

É importante citar que em materiais soldados, segundo Souza (1982), pode-se retirar corpos de prova com a solda no meio, procedimento adotado neste trabalho, mas o único valor que é registrado é a carga de ruptura, pois em materiais heterogêneos a determinação da parte que sofre o escoamento é duvidosa, o alongamento é afetado pela solda e não se pode precisar o local da ruptura para medir-se de antemão a seção inicial, a menos que não haja nenhuma

irregularidade entre a solda e o metal base, pode-se calcular o limite de resistência e a estrição com finalidades práticas. Pode-se medir também em qualquer caso, a eficiência da solda, que seria o quociente entre a carga de ruptura do material soldado e a carga de ruptura do material base em %.

Zhang e Shi (1997), afirmam que diferenças significantes existem nos níveis de resistência e ductilidade nas diferentes regiões de uma junta soldada. Muita atenção tem sido dispensada aos efeitos da heterogeneidade mecânica da solda sobre a avaliação da tenacidade à fratura do metal de solda ZF e das ZTA's. A heterogeneidade mecânica afeta diretamente não somente a performance da junta soldada mas também a avaliação da tenacidade à fratura

Entretanto o aço 300M é um material homogêneo devido às condições de sua obtenção, já citadas anteriormente. Observou-se então que todos os cdp's romperam-se de maneira semelhante e as rupturas ocorreram sempre na mesma região (metal base) dos cdp's, ou seja, distante da zona fundida e das ZTA's.

Sendo assim, pôde-se diferenciar nitidamente a região de escoamento na curva tensão x deformação, mesmo tratando-se de um material dito "frágil", neste caso o aço 300M, optando-se assim por divulgar tanto os valores da tensão de ruptura, limite de escoamento e tensão máxima, bem como as curvas tensão x deformação das seis condições de soldagem (ANEXOS 1 a 6).

Os resultados apresentados na Tabela 4.3, também revelaram que os valores de resistência mecânica dos cdp's, atendem aos valores mínimos de resistência mecânica conhecidos para o aço 300M, cujos níveis de tensão estão entre 1764 a 1823 MPa.

Observa-se ainda que alguns cdp's atingiram níveis de tensões de ruptura próximos a 1862 MPa.

4.3 – ENSAIO METALOGRAFICO

4.3.1- MICROSCOPIA ÓPTICA

As amostras foram preparadas antes e após o tratamento térmico conforme a técnica metalográfica convencional, atacadas com nital a 3% (HNO_3) ácido nítrico e 97% de álcool etílico, observadas e fotografadas através de microscópio estereoscópico marca ZEISS.

Esta análise foi realizada com objetivo de observar as distintas regiões identificadas nas amostras das seis condições de soldagem antes e após o tratamento térmico, já denominadas anteriormente e visualizadas na Figura 4.4, (ZF, ZTA1, ZTA2 e MB), bem como o aspecto dos cordões de solda quanto aos passes de soldagem realizados, a microestrutura dendrítica de solidificação e o perfil da fratura dos cdp's.

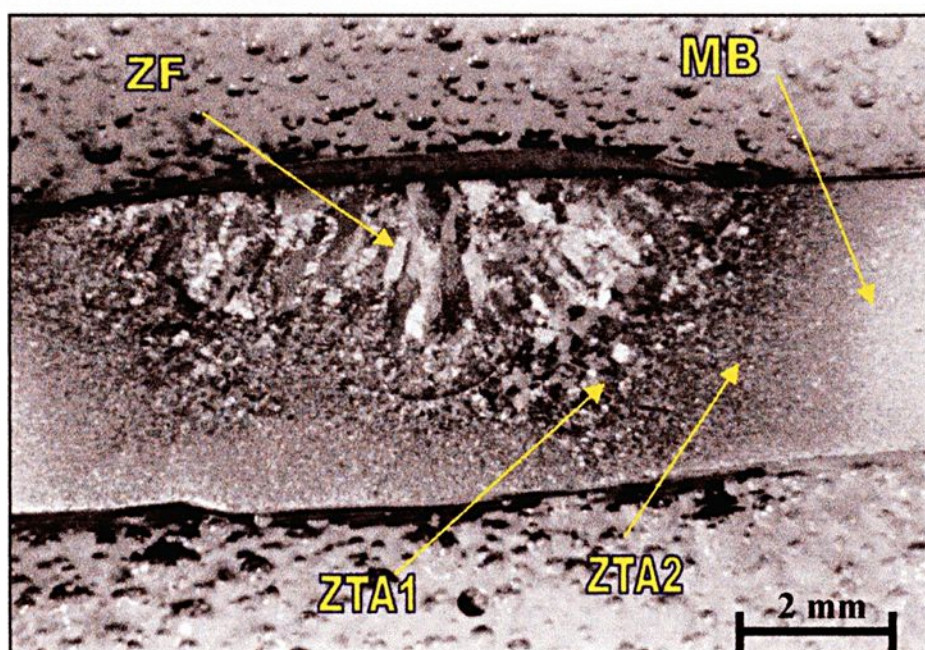


FIGURA 4.4 – As 4 regiões destacadas no cdp, (condição L2).

As Figuras 4.5 a 4.9 a seguir, mostram os cordões de solda para as demais condições de soldagem sem tratamento térmico.

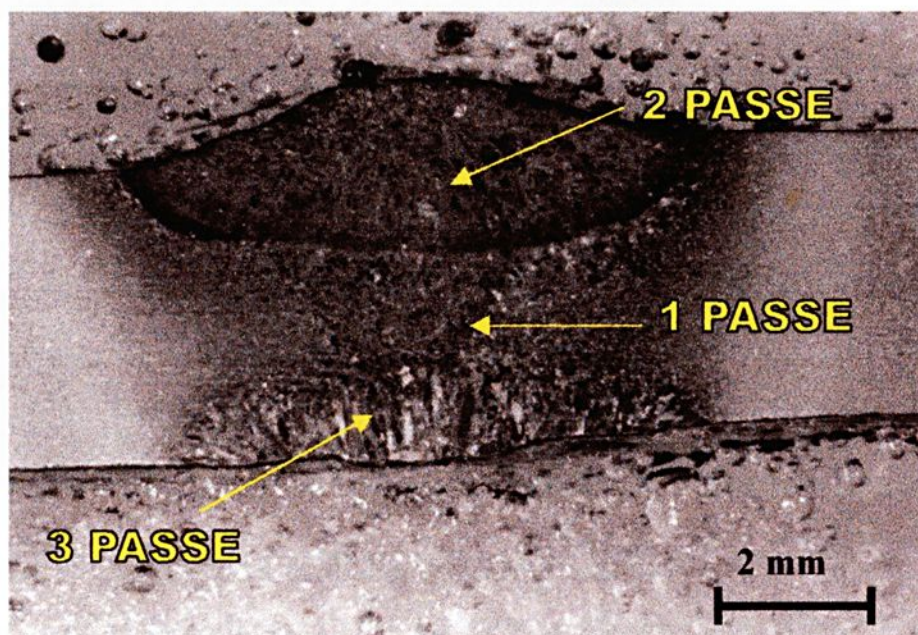


FIGURA 4.5 - cdp para a condição L0, onde nitidamente observam-se as regiões microestruturais diferenciadas e os 3 passes de solda realizados.

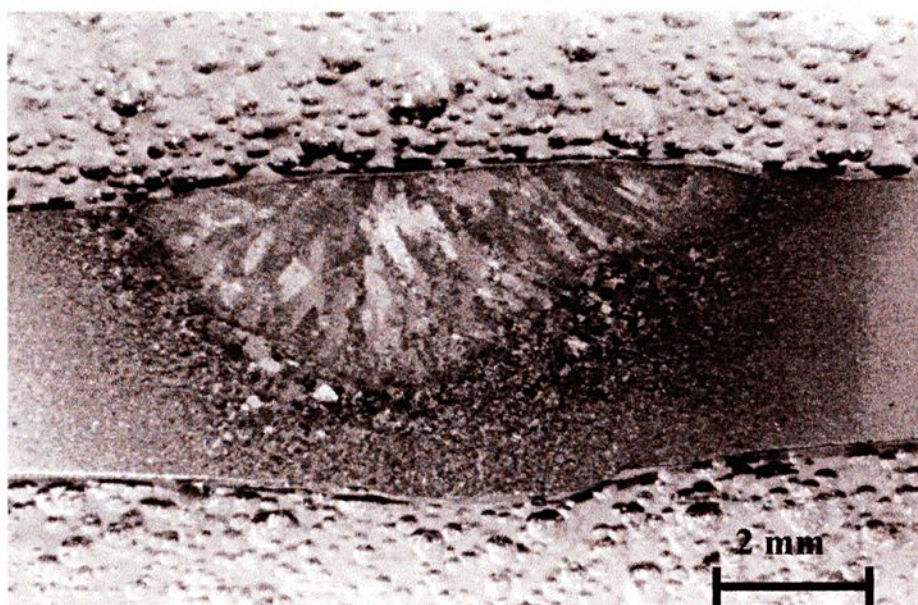


FIGURA 4.6 - Cordão de solda da condição L1, Assim como nos demais cordões, observa-se a estrutura dendrítica de solidificação da ZF.

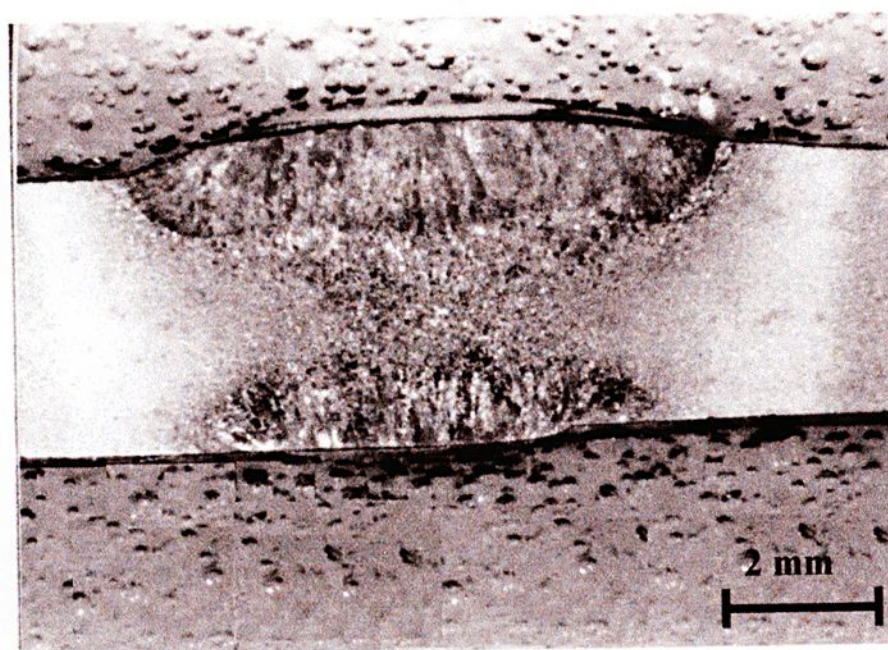


FIGURA 4.7 - Cordão de solda da condição T0, onde pode-se notar os passes de soldagem, como na condição L0.

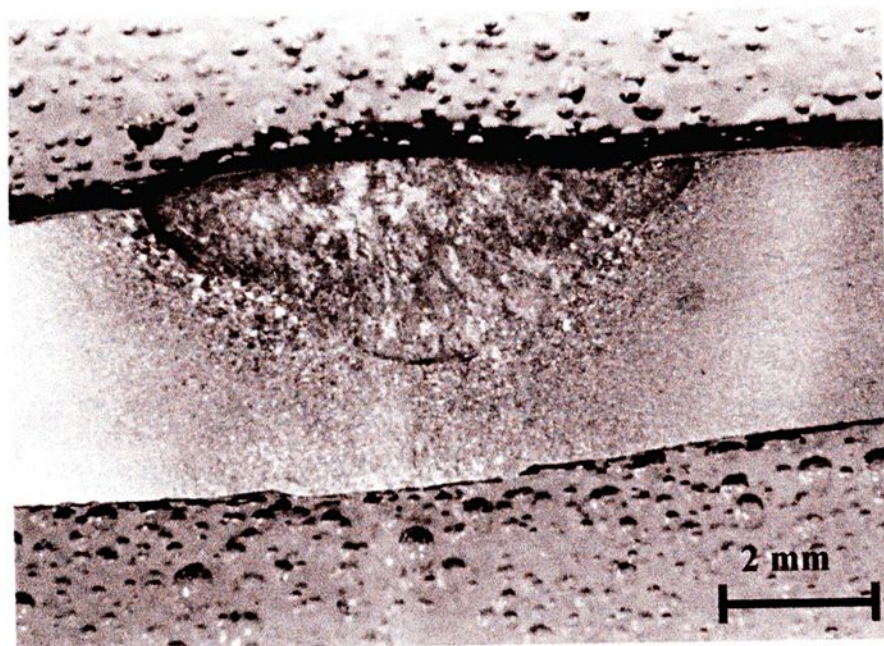


FIGURA 4.8 - Cordão de solda da condição T1.

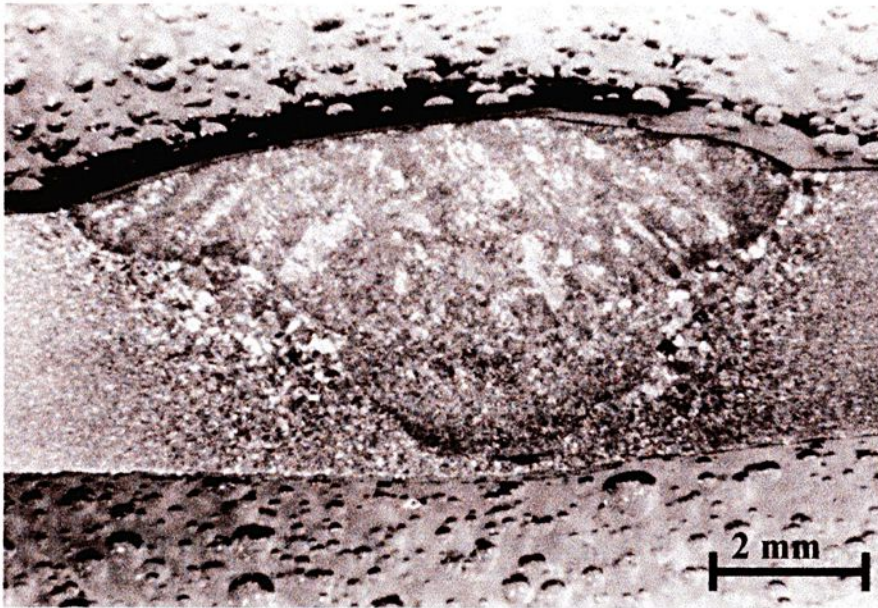


FIGURA 4.9 - Cordão de solda da condição T2, onde observa-se um volume maior da região ZF, em virtude do segundo reparo feito manualmente.

Após o tratamento térmico realizado nos cdp's , segundo os ciclos de normalização, têmpera e revenimento para o aço 300M, descritos no capítulo 3, as amostras foram fotografadas, revelando as diferenças microestruturais geradas pelos ciclos térmicos.

Nota-se que as distintas microestruturas das regiões ZTA1, ZTA2 e MB foram homogeneizadas.

As Figuras 4.10 a 4.15, a seguir mostram os cordões de solda para as seis condições de sodagem após o tratamento térmico.

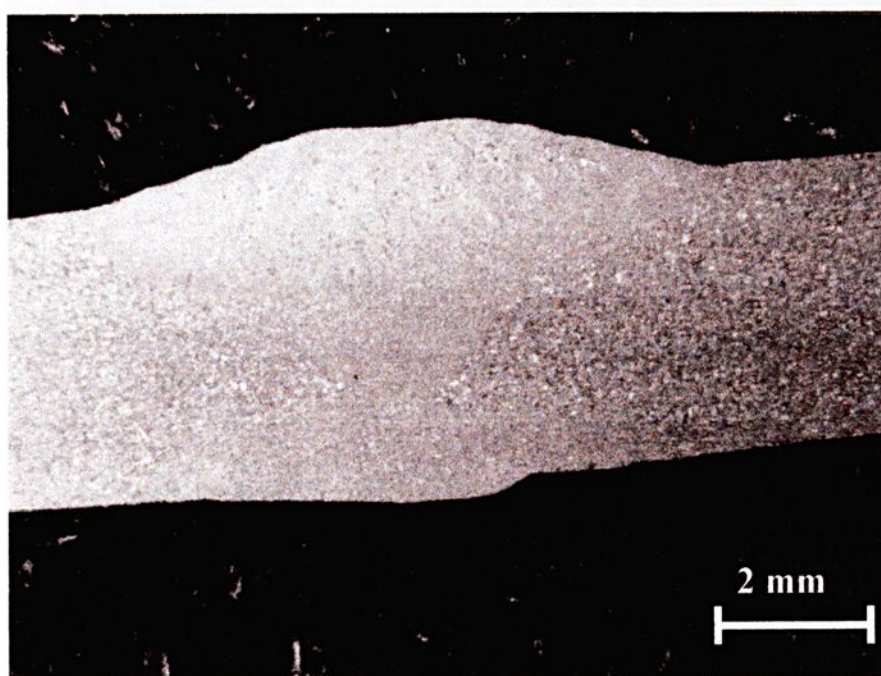


FIGURA 4.10 - Cordão de solda para condição L0.

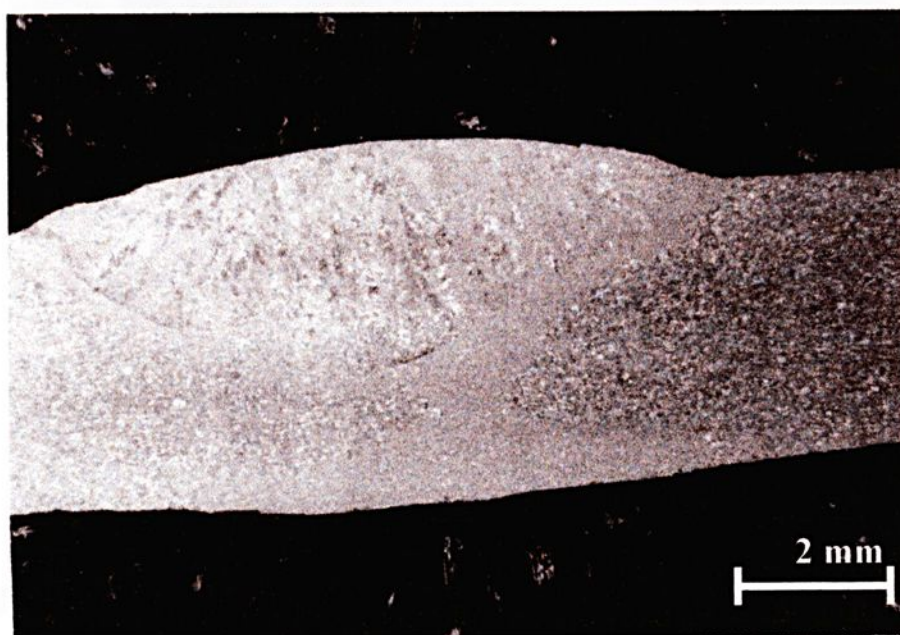


FIGURA 4.11 - Cordão de solda para condição L1

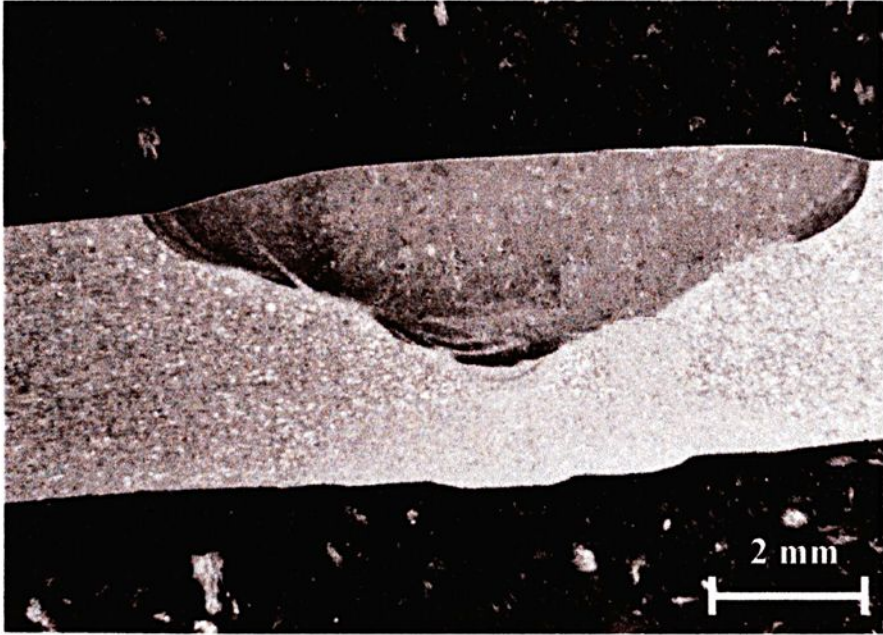


FIGURA 4.12 - Cordão de solda para condição L2, com destaque da região da ZF.

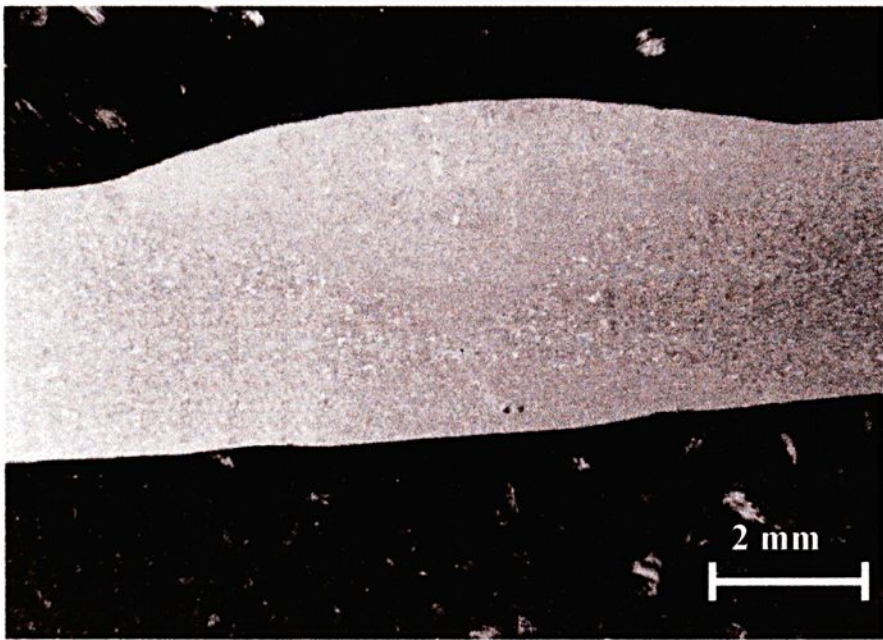


FIGURA 4.13 – Cordão de solda para condição T0, onde se observa a homogeneização de todas as regiões da junta soldada.

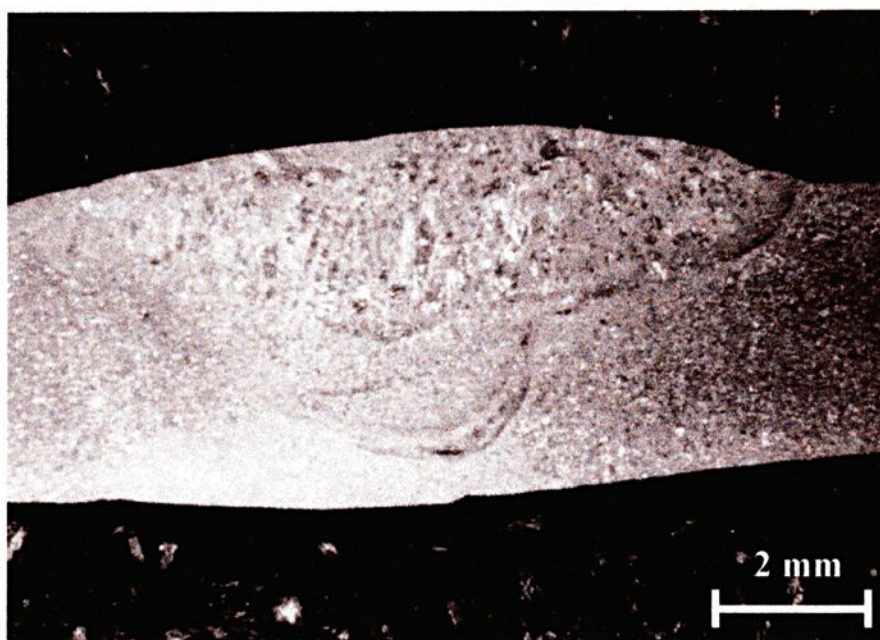


FIGURA 4.14- Cordão de solda para condição T1.



FIGURA 4.15 - Cordão de solda para condição T2, onde nota-se traços da microestrutura dendrítica de solidificação na ZF.

4.3.2 – MORFOLOGIA DAS REGIÕES

As amostras foram observadas em um microscópio óptico marca LEICA, modelo DM RXP, conectado à um microcomputador, e uma câmera JVC acoplada para a aquisição das imagens.

As 4 regiões distintas nas amostras sem tratamento térmico foram observadas onde verificou-se que a ZTA1 apresentou crescimento dos grãos em relação à ZTA2 e o MB, devido à sua adjacência com a ZF, região onde a temperatura atinge níveis dentro do campo austenítico propiciando desta forma este crescimento após o resfriamento, onde os produtos de transformação martensítica adquirem a granulação grosseira da austenita original.

Na ZTA2, identificou-se o fenômeno de recristalização com uma sensível redução no tamanho dos grãos.

Com relação ao MB, observou-se que sua microestrutura permaneceu sem alterações, face aos níveis de temperatura alcançados não serem suficientes para produzir alterações microestruturais. Esta região apresentou grãos alongados oriundos da operação de laminação da chapa.

A caracterização microestrutural da solda tem dois objetivos, o de avaliar a microestrutura com relação às propriedades mecânicas e revelar a microestrutura correspondente ao processo adotado.

Outro objetivo é o de otimizar o processo de maneira a produzir a microestrutura desejada. Em resumo, os efeitos do processo e seus parâmetros sobre a microestrutura atuam em função da composição e dos efeitos térmicos (ASM, 1995).

As Figuras 4.16 a 4.21, a seguir mostram as morfologias e os constituintes das microestruturas das regiões dos cordões de solda das seis condições de soldagem, antes do tratamento térmico.

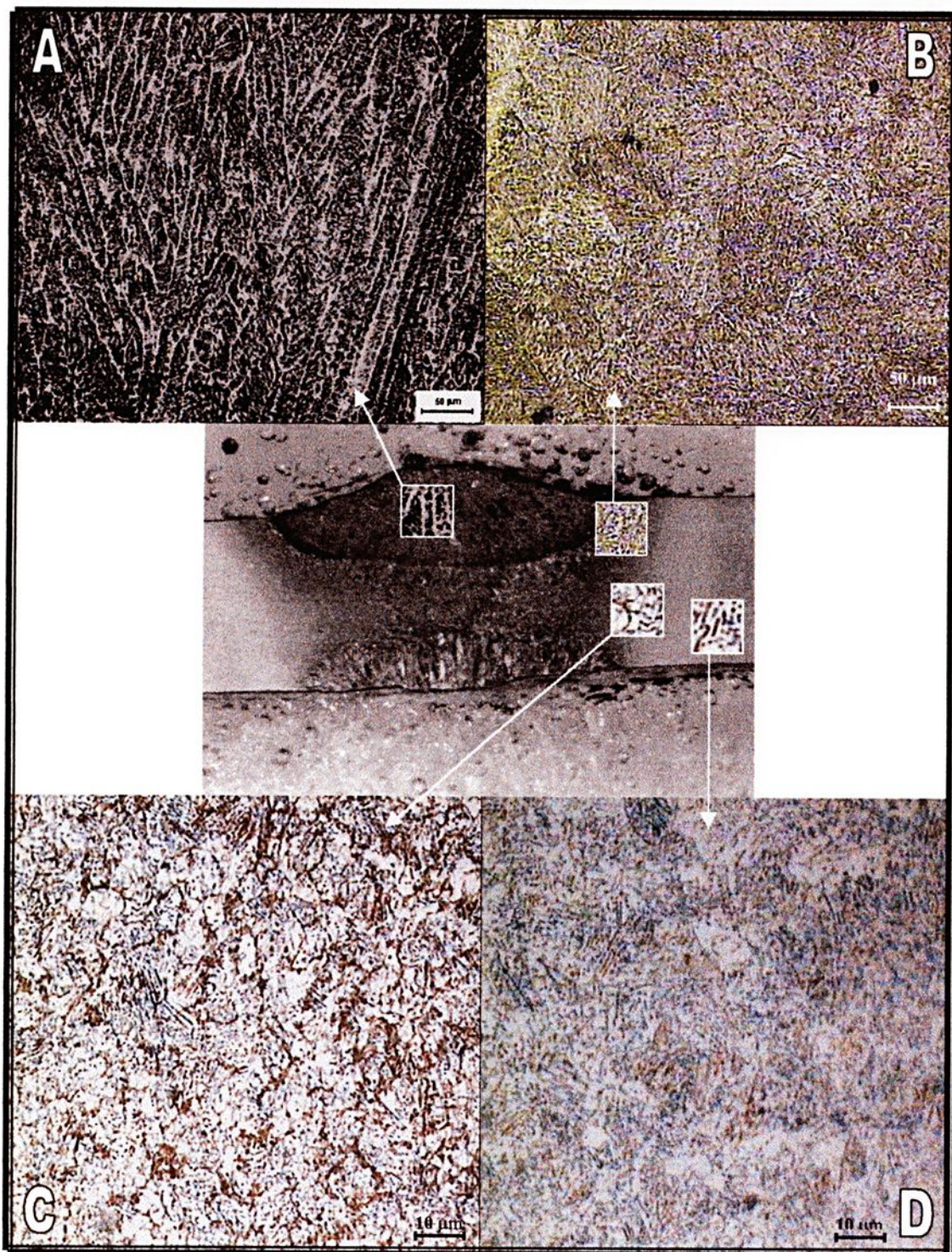


FIGURA 4.16 - CDP LO (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):

- (A) ZF, apresenta uma estrutura martensítica .
- (B) ZTA 1, microestrutura constituída de martensíta, obtida devido a alta temperabilidade do aço 300M.
- (C) ZTA2, microestrutura constituída de perlita , ferrita e martensita.
- (D) MB, microestrutura constituída de ferrita e perlita lamelar.

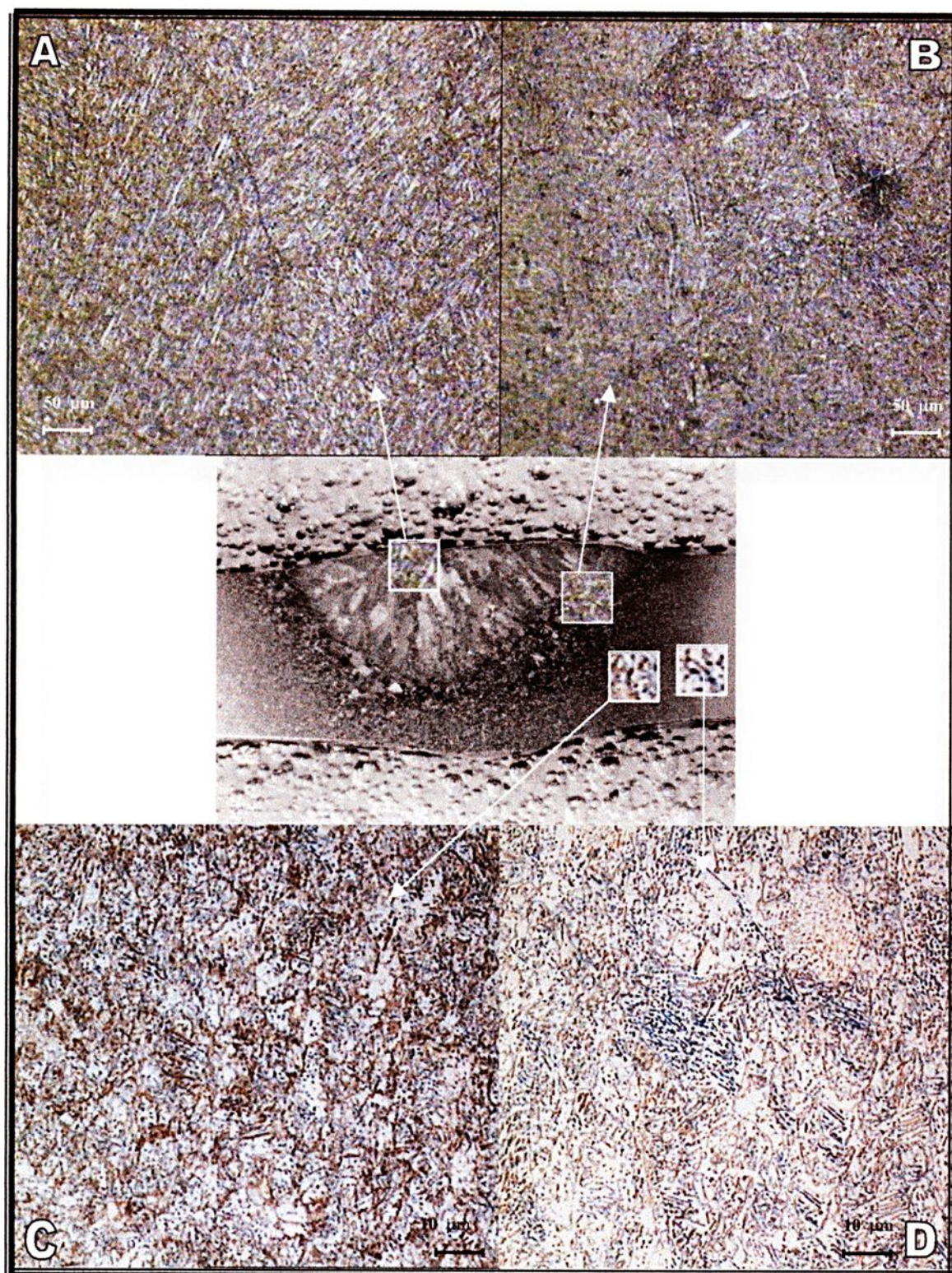


FIGURA 4.17 – CDP L1 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):

- (A) ZF, apresenta uma estrutura martensítica .
- (B) ZTA 1, microestrutura constituída de martensita, obtida devido a alta temperabilidade do aço 300M .
- (C) ZTA2, microestrutura constituída de perlita , ferrita e martensita .
- (D) MB, microestrutura constituída de ferrita e perlita lamelar .

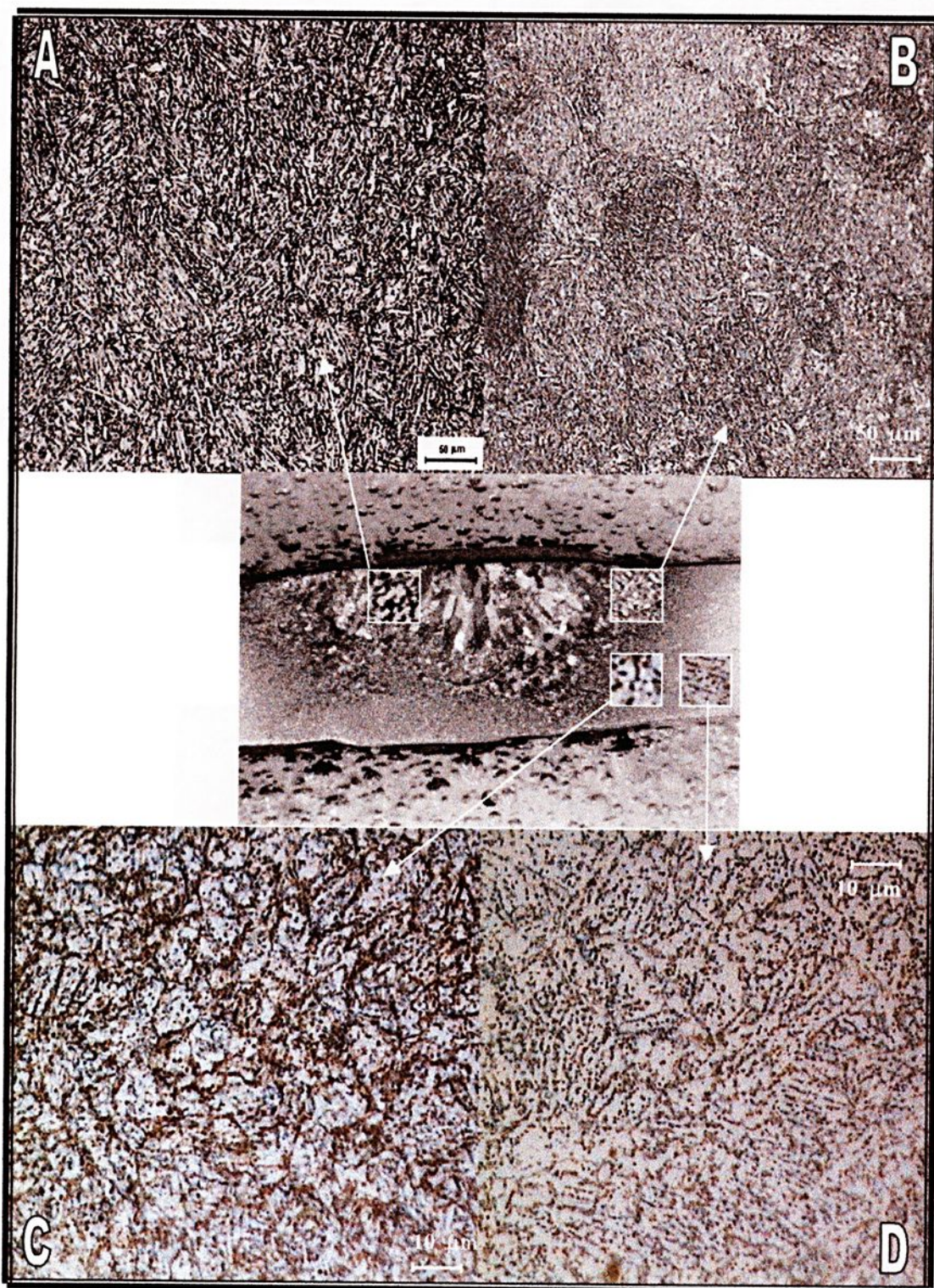


FIGURA 4.18 – CDP L2 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):

- (A) ZF, apresenta uma estrutura martensítica .
- (B) ZTA 1, microestrutura constituída de martensita.
- (C) ZTA2, microestrutura constituída de perlita , ferrita e martensita .
- (D) MB, microestrutura constituída de ferrita e perlita lamelar .

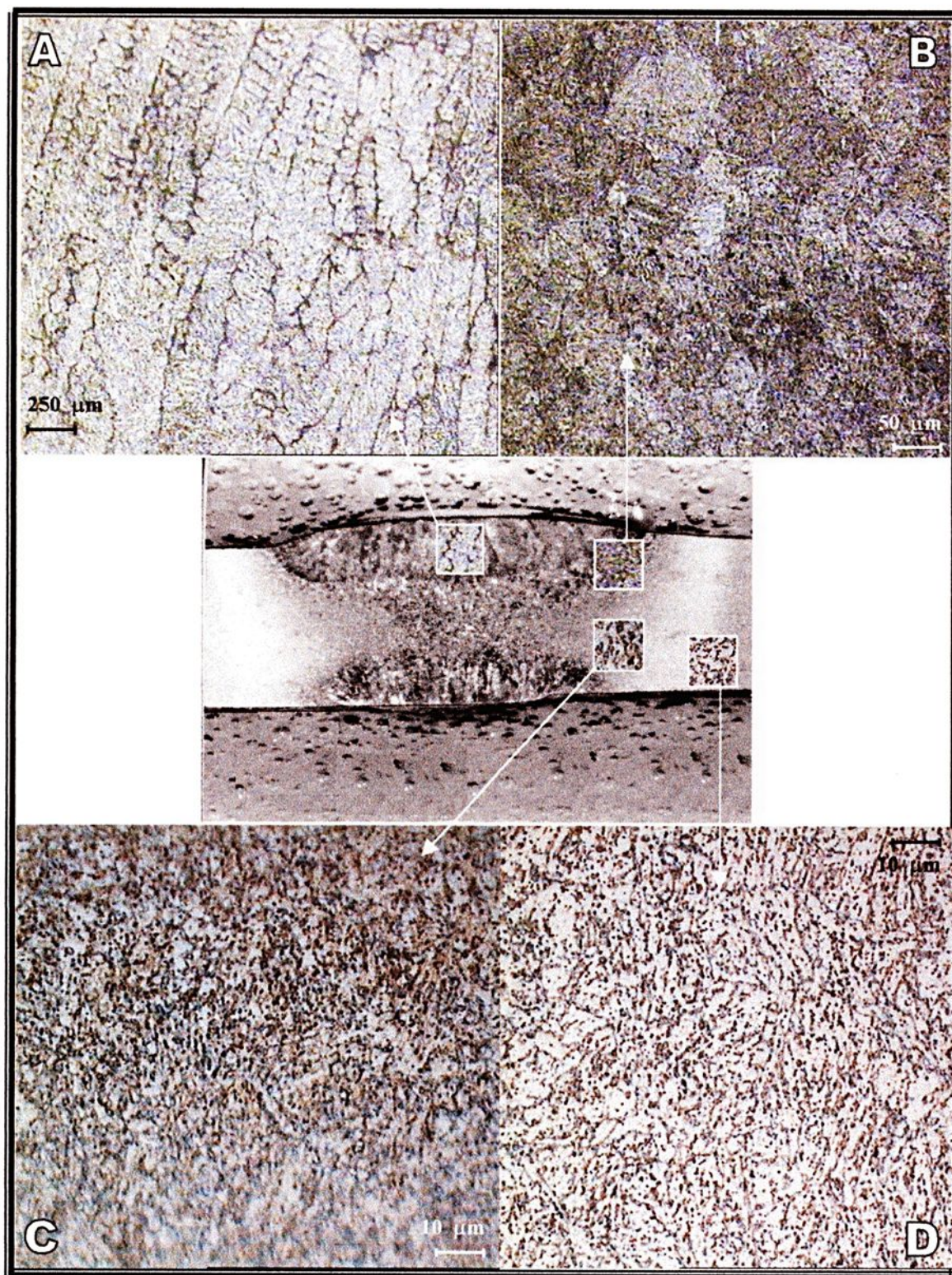


FIGURA 4.19 – CDP T0 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):

- (A) ZF, pode-se observar uma estrutura dendrítica de solidificação .
- (B) ZTA 1, microestrutura constituída de martensita.
- (C) ZTA2, microestrutura constituída de perlita , ferrita e martensita .
- (D) MB, microestrutura constituída de ferrita e perlita .

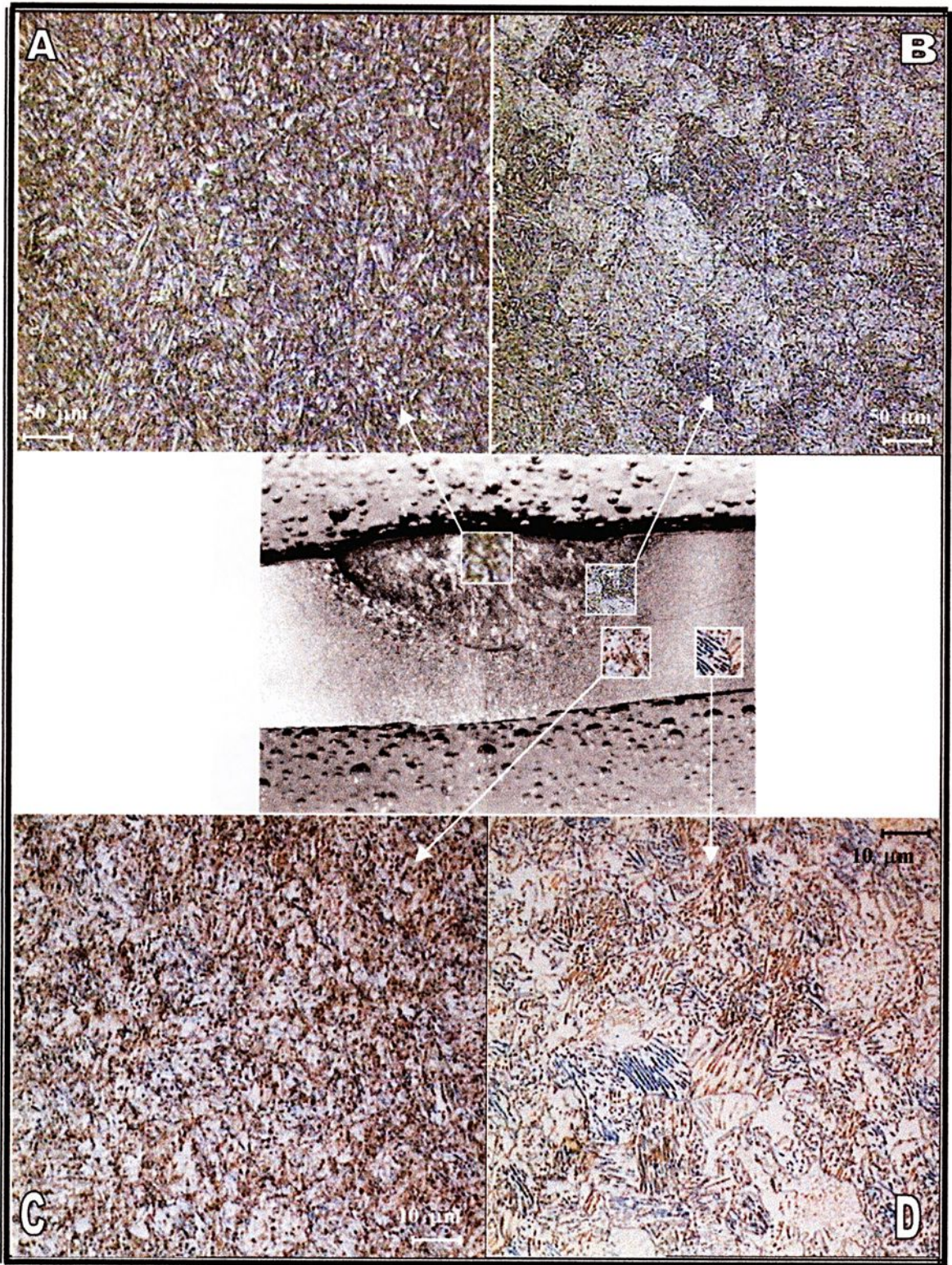


FIGURA 4.20 – CDP T1 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):

- (A) ZF, apresenta uma estrutura martensítica .
- (B) ZTA 1, microestrutura constituída de martensita, .
- (C) ZTA2, microestrutura constituída de perlita , ferrita e martensita .
- (D) MB, microestrutura constituída de ferrita e perlita .

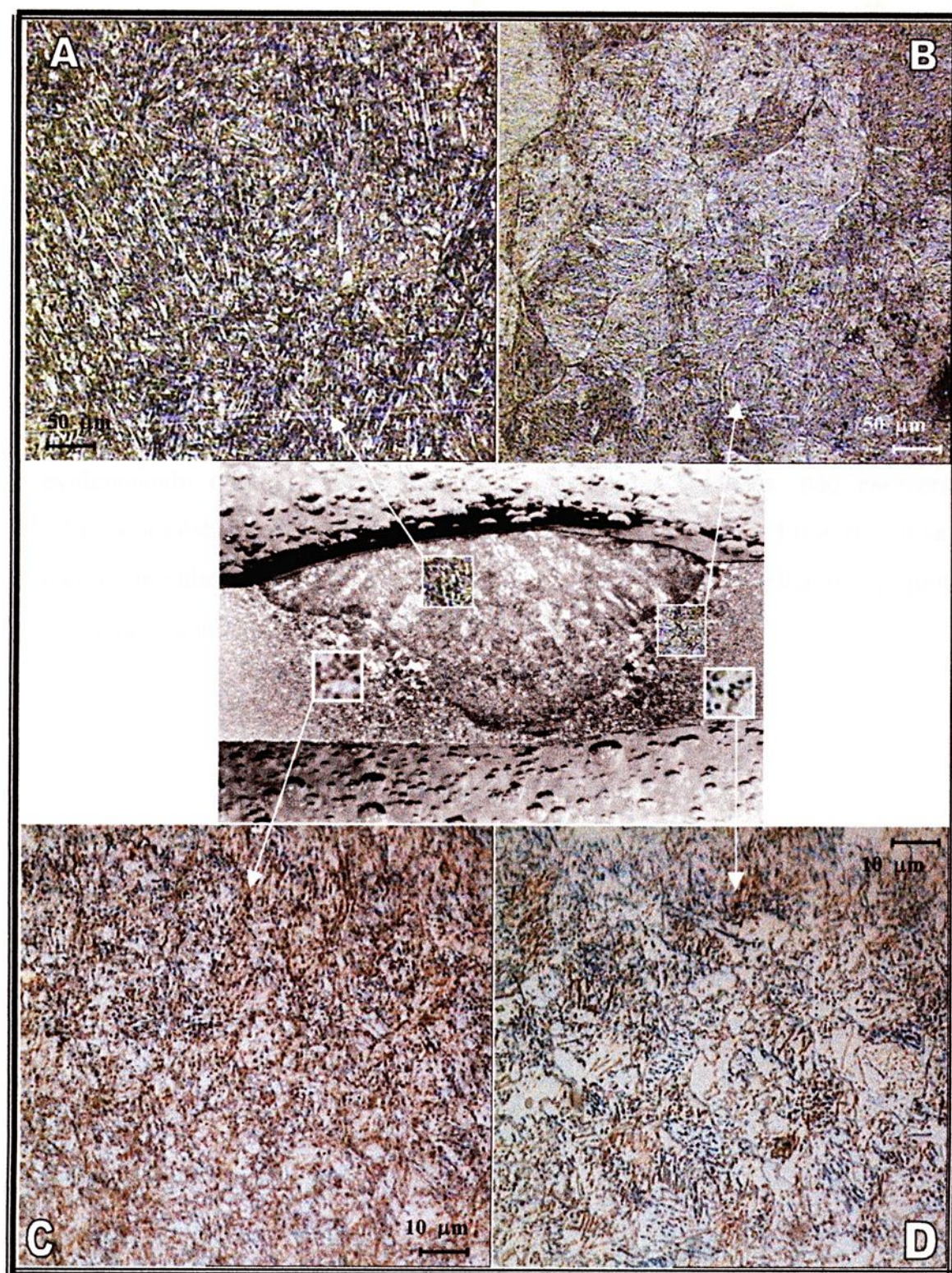


FIGURA 4.21 – CDP T2 (Antes do tratamento térmico, onde observa-se em):

- (A) ZF, pode-se observar uma estrutura martensítica .
- (B) ZTA 1, microestrutura constituída de martensita.
- (C) ZTA2, microestrutura constituída de perlita , ferrita e martensita .
- (D) MB, microestrutura constituída de ferrita e perlita .

Após o tratamento térmico, verificou-se que as microestruturas das regiões ZTA1, ZTA2 e MB homogeneizaram-se de maneira uniforme, fato que pode ser visualizado nas Figuras 4.22 a 4.27, a seguir. Entretanto, observa-se a transição de microestruturas entre a ZF e a região da ZTA1.

Os resultados da metalografia após o tratamento térmico, mostram que as microestruturas das regiões (ZF, ZTA1, ZTA2 e MB), não apresentaram diferenças em relação às condições de soldagem (L0, L1, L2, T0, T1 e T2), evidenciando que os reparos realizados nas juntas soldadas, não exerceram influência nestas microestruturas, uma vez que, tanto as juntas L0 e T0, ou seja, não submetidas à reparos, apresentaram microestruturas semelhantes às juntas submetidas a até dois reparos (L2 e T2).



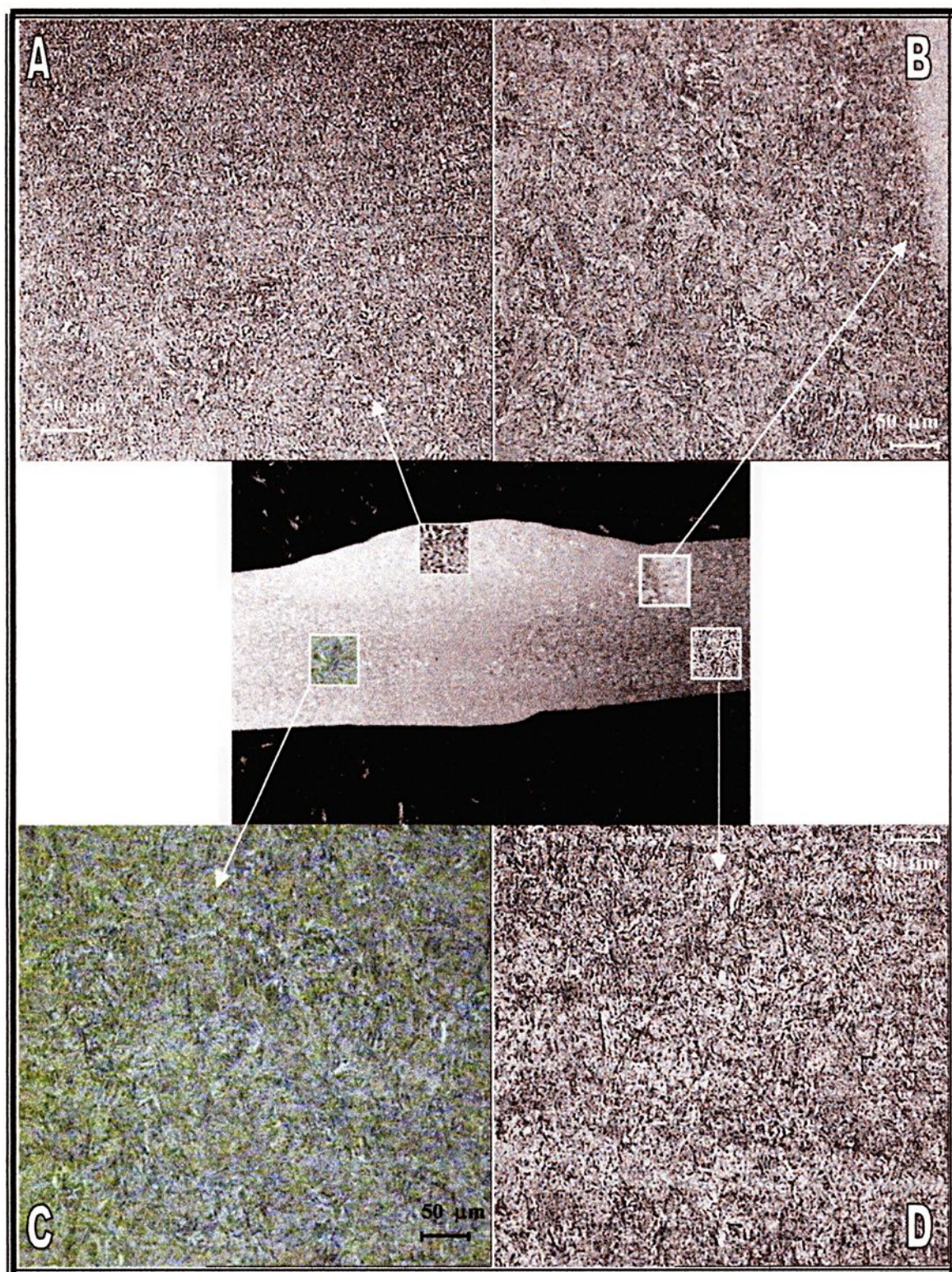


FIGURA 4.22 – CDP L0 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):

(A) ZF, pode-se observar uma estrutura típica de martensita revenida .
 (B),(C) e (D) microestruturas constituídas também de martensita revenida.

OBS: Nota-se em (B), a transição entre as regiões ZF/MB.

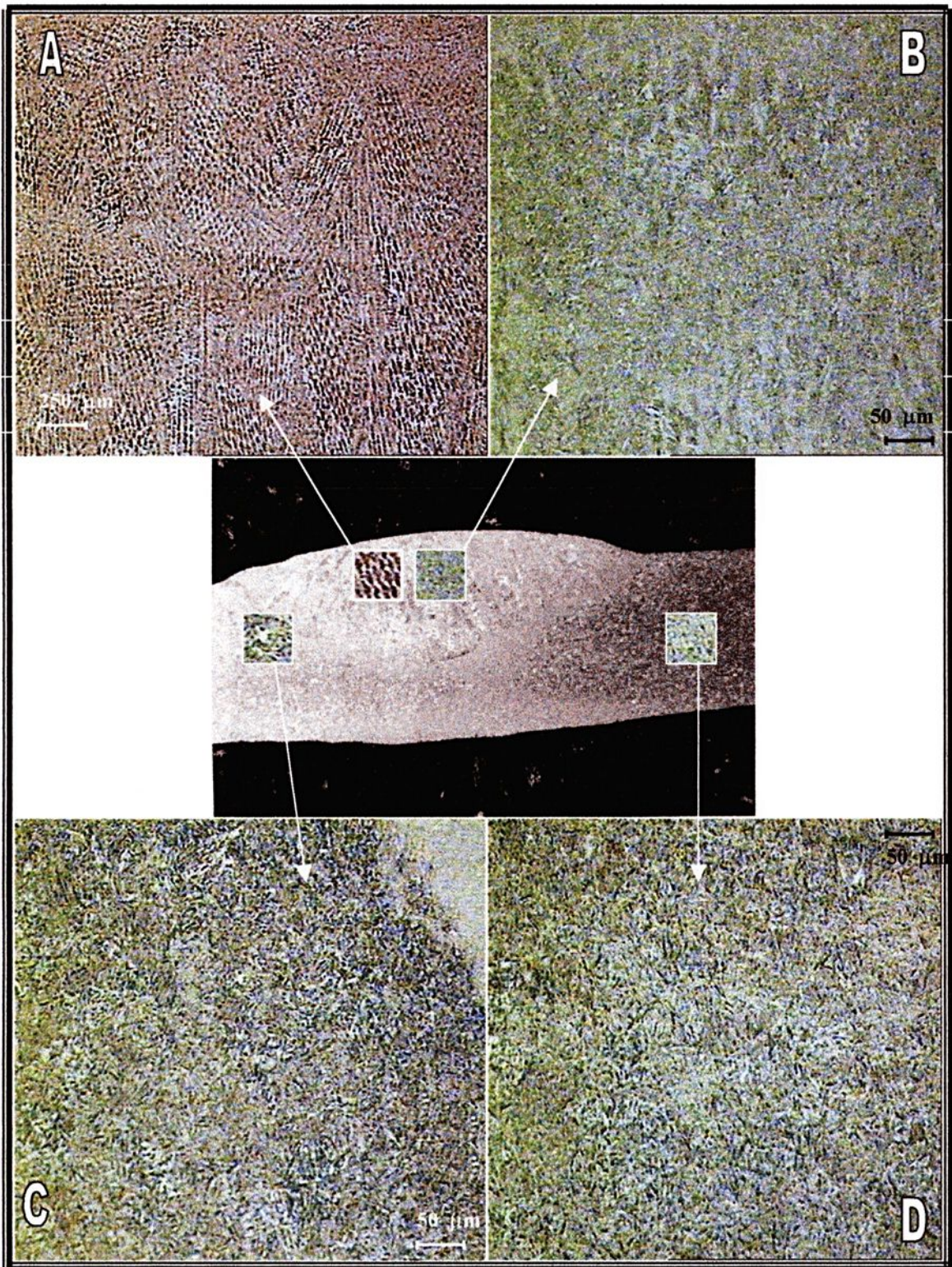


FIGURA 4.23 – CDP L1 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):

(A) ZF, pode-se observar o aspecto dendrítico da estrutura de solidificação da poça de fusão .

(B),(C) e (D) microestruturas constituídas também de martensita revenida.

OBS: Nota-se em (C), a transição entre as regiões ZF/MB.

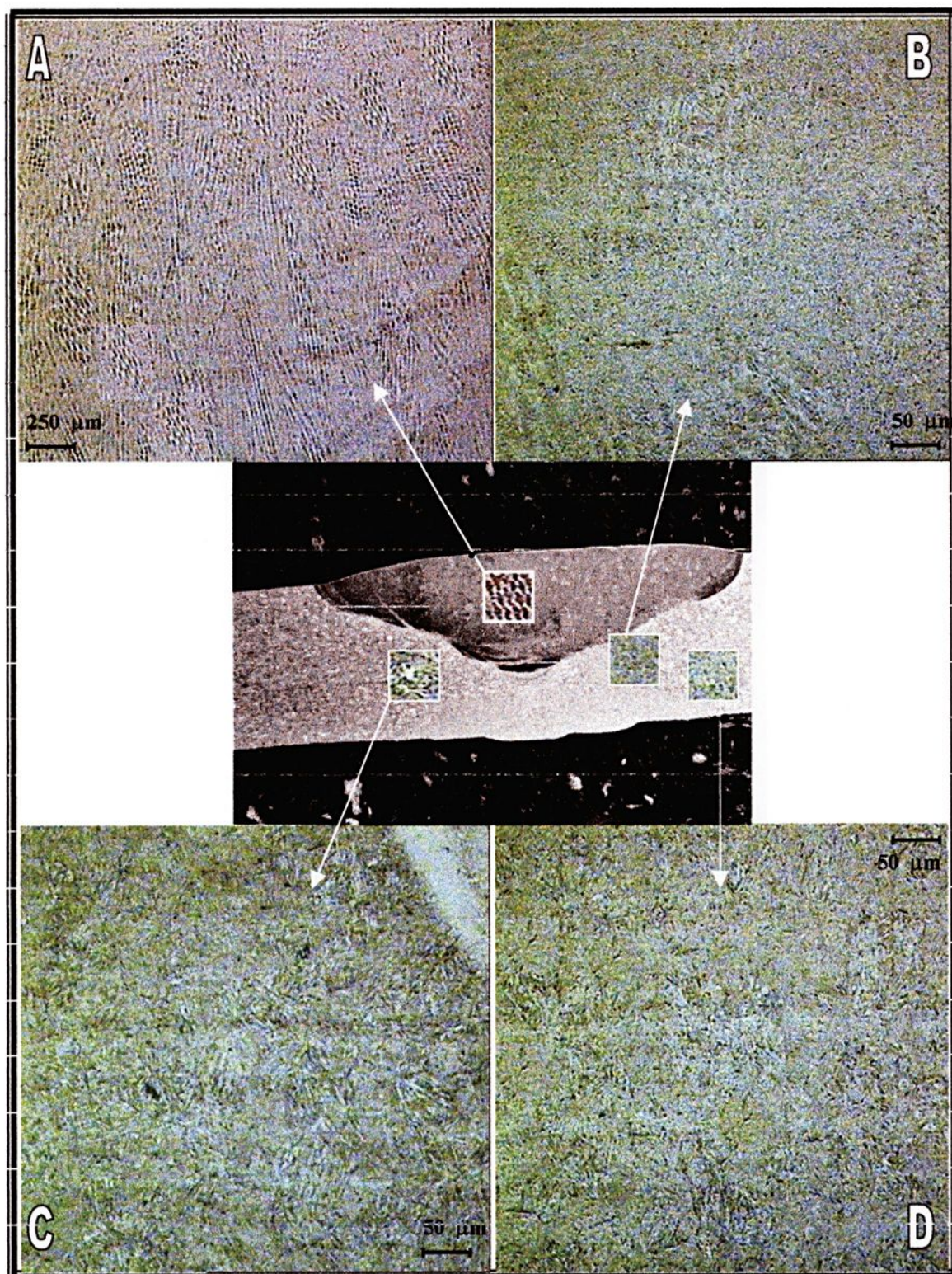


FIGURA 4.24 – CDP L2 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):

(A) ZF, pode-se observar o aspecto dendrítico da estrutura de solidificação da poça de fusão .

(B),(C) e (D) microestruturas constituídas também de martensita revenida.

OBS: Nota-se em (C), a transição entre as regiões ZF/MB.

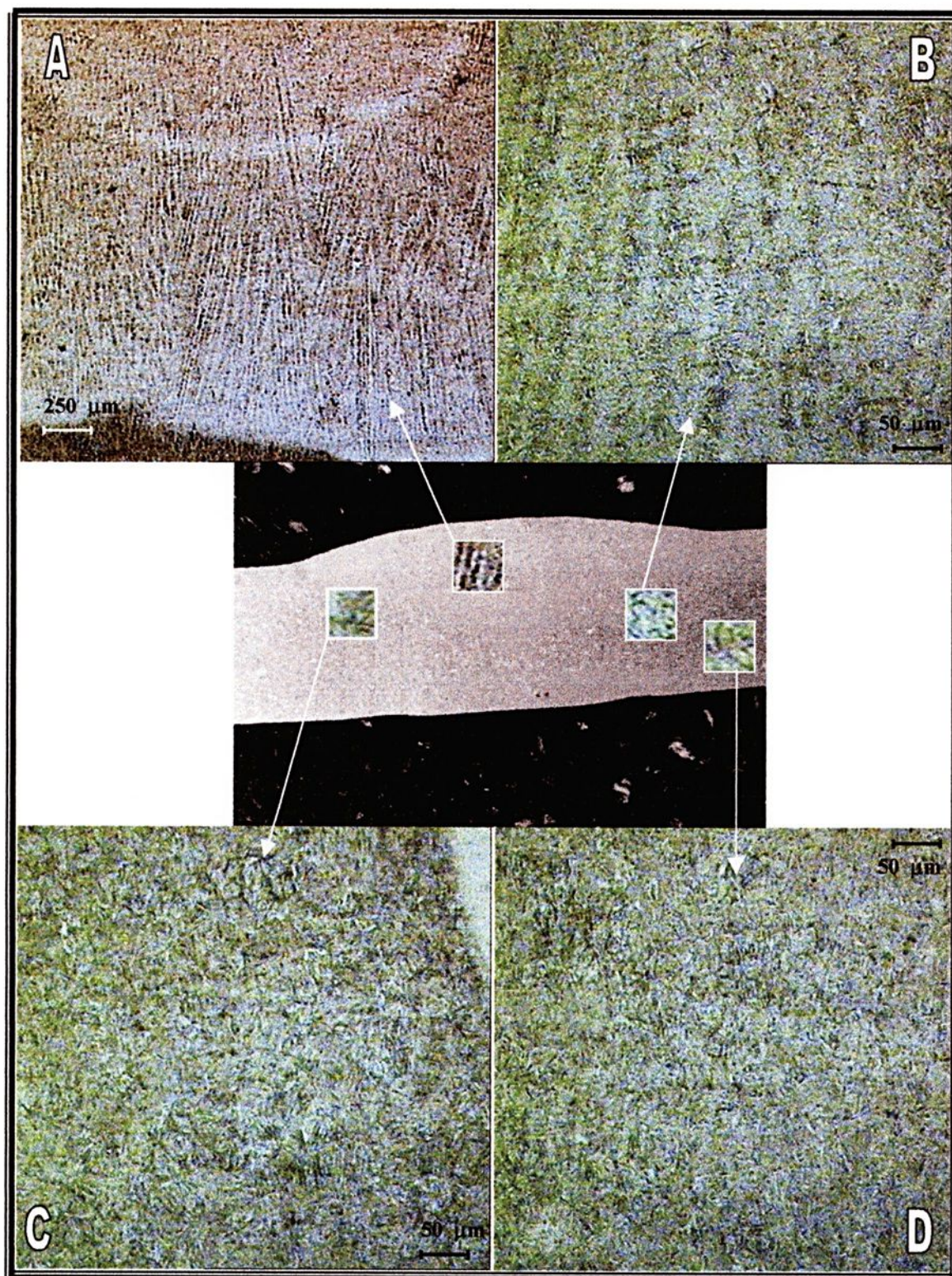


FIGURA 4.25 – CDP T0 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):

(A) ZF, pode-se observar o aspecto dendrítico da estrutura de solidificação da poça de fusão.

(B),(C) e (D) microestruturas constituídas também de martensita revenida.

OBS: Nota-se em (C), a transição entre as regiões ZF/MB.

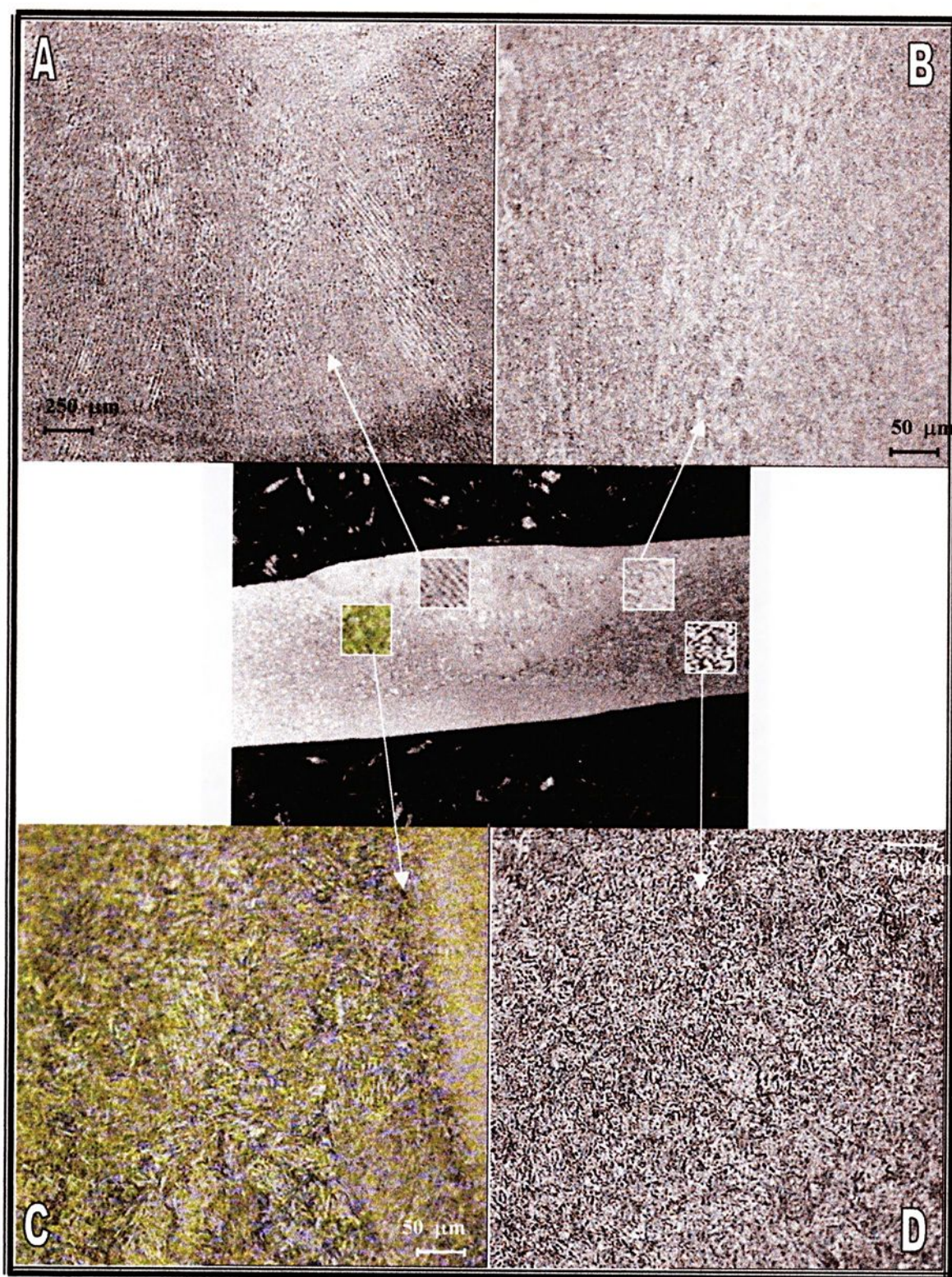


FIGURA 4.26 – CDP T1 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):

(A) ZF, pode-se observar o aspecto dendrítico da estrutura de solidificação da poça de fusão.

(B),(C) e (D) microestruturas constituídas também de martensita revenida.

OBS: Nota-se em (C), a transição entre as regiões ZF/MB.

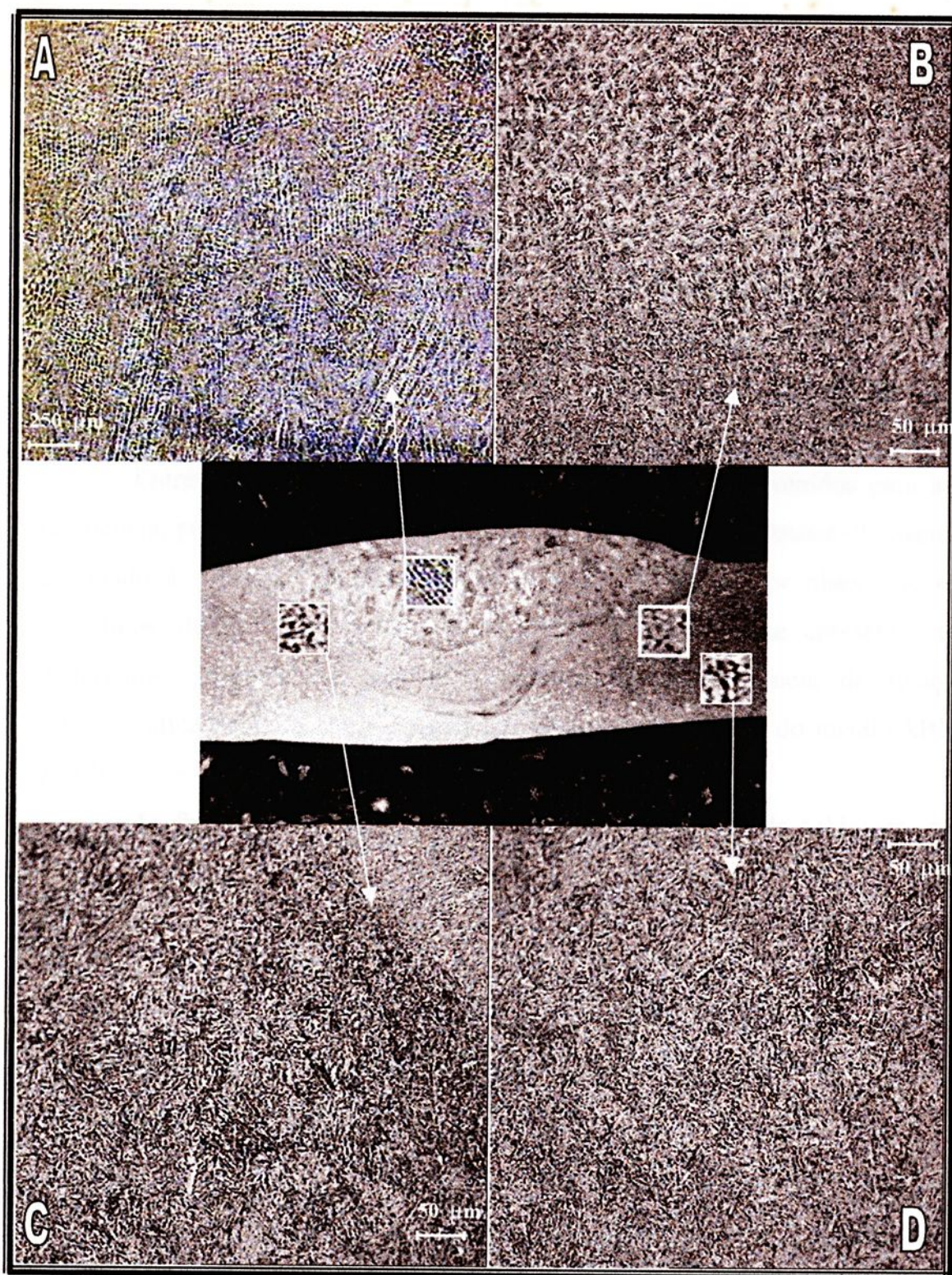


FIGURA 4.27 – CDP T2 (Após o tratamento térmico, onde observa-se em):

(A) ZF, pode-se observar o aspecto dendrítico da estrutura de solidificação da poça de fusão.

(B),(C) e (D) microestruturas constituídas também de martensita revenida.

OBS: Nota-se em (C), a transição entre as regiões ZF/MB.

4.4 – ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Foram analisadas as superfícies de fratura dos cdp's correspondentes às seis condições de soldagem em questão. Pôde-se identificar que em todas as condições, notou-se a predominância do micromecanismo de fratura do tipo alveolar “dimples”. Este micromecanismo de fratura alveolar ocorre devido à nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades.

Entretanto, sabe-se que aços ligados temperados e revenidos para alta resistência, podem apresentar o mecanismo de fratura do tipo “quase-clivagem”, associado à sua fratura, quando a presença de “dimples” for observada em superfícies de fraturas frágeis. Este mecanismo normalmente apresenta rios distorcidos, presença de gumes de arrancamento, inexistência de relação cristalográfica definida entre as facetas e a estrutura cristalina do metal (ABM, 1987).

As fractografias observadas para todas as condições de soldagem, não revelaram entretanto facetas de quase-clivagem como as identificadas na Figura 2.15, tendo ao seu redor a presença dos “dimples”, desconsiderando desta forma a associação deste tipo de mecanismo às fraturas dos cdp's.

Na fratura observada, nota-se que a seção resistente se reduz por deformação plástica a um ponto ou linha, na forma de gume de faca “chisel edge” (Figura 4.28) (ABM, 1987).



Este tipo de ruptura é observada em cdp's de espessura ou diâmetro reduzido de metais de elevada pureza, como o aço 300M.

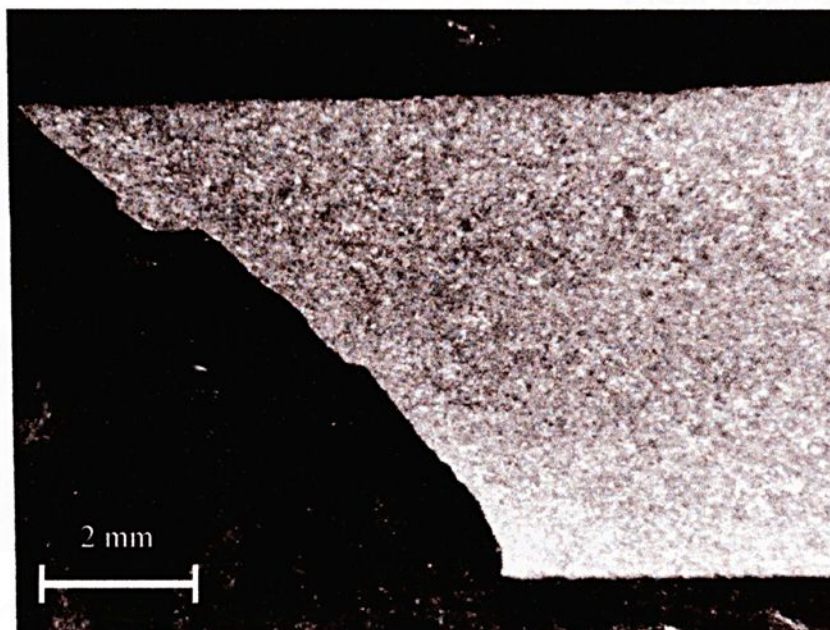


FIGURA 4.28 – Ilustra a seção transversal de fratura de um cdp submetido ao ensaio de tração, onde pode-se ver a forma de “gume de faca” .

Observando-se o aspecto da fratura, verificou-se que a topografia das superfícies de fratura produzida por ruptura normal, consiste de “dimples” equiaxiais, que, são macroscopicamente normais à direção da tensão de tração principal.

Nota-se todavia que, as fraturas das seis condições de soldagem, apresentaram as diferentes zonas de fratura características de cdp's de tração com seção retangular, sejam elas a zona fibrosa, radial e cisalhamento, conforme ilustradas anteriormente na Figura 2.17.

A Figura 4.29 mostra estas zonas de fratura de um dos cdp's submetidos ao ensaio de tração.

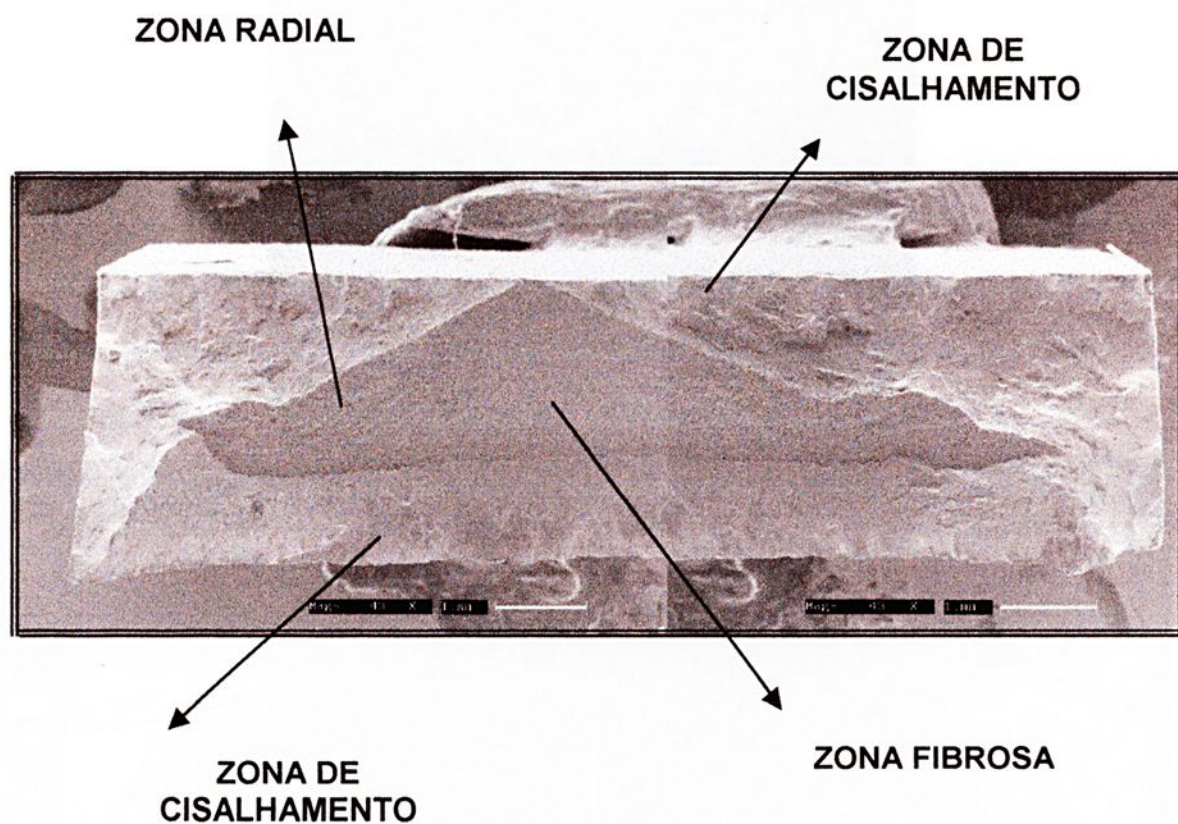


FIGURA 4.29 – Ilustra o aspecto da seção de fratura do cdp da condição (L1), submetido ao ensaio de tração, com destaque para as zonas de fratura.

A Figura 4.30, a seguir mostra as zonas de fratura, onde se identifica o tipo de mecanismo associado à ruptura deste cdp.

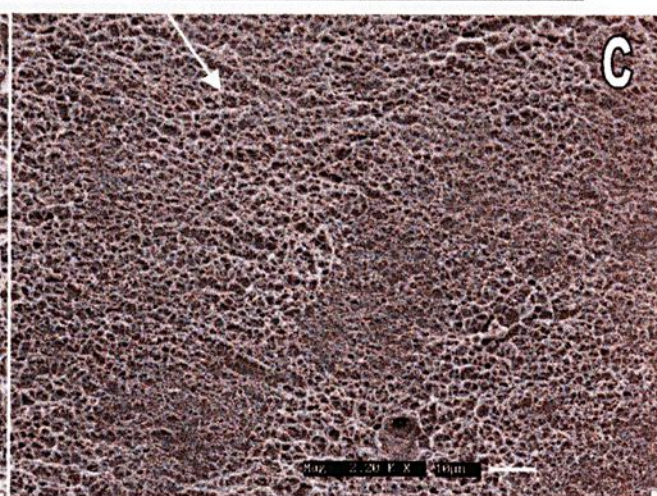
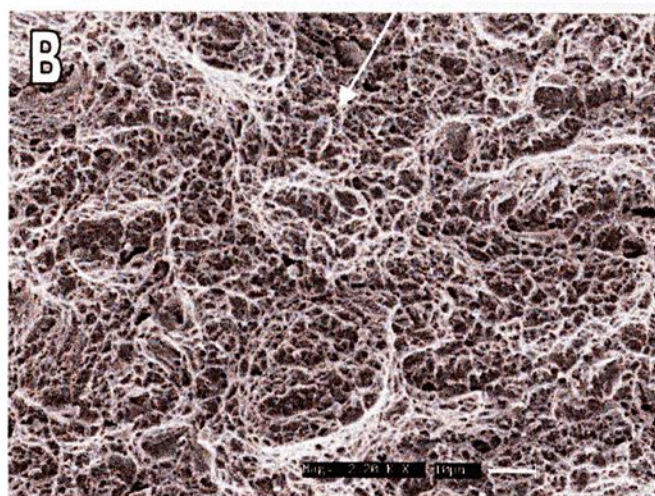
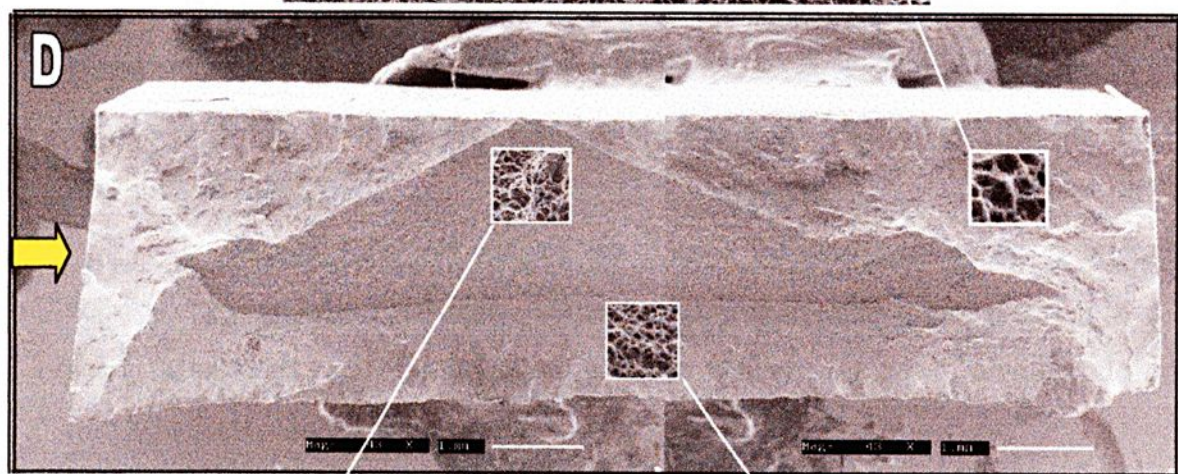
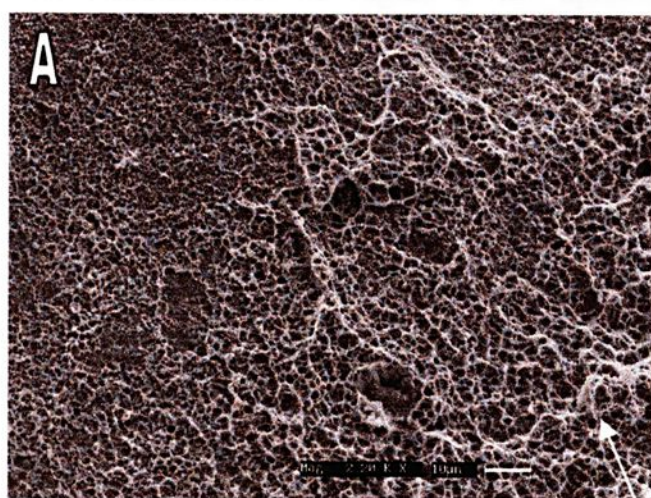


FIGURA 4.30 – Seção de fratura de um cdp na condição L1, com destaque para as regiões de fratura denominadas na Figura 4.29, onde se observa em:

- (A) “Dimples” de cisalhamento, na região a 45° aproximadamente, com a superfície de fratura, que se forma junta à superfície livre do cdp.
- (B) “Dimples” localizados na região fibrosa, onde se origina a fratura
- (C) “Dimples” de cisalhamento com menores diâmetros das cavidades esféricas ou parabólicas.
- (D) Seta indica a região onde pode-se visualizar a geometria característica do “gume de faca”, descrita anteriormente.

Do ponto de vista macroscópico, a Figura 4.29 apresenta uma fratura frágil, no entanto através da Microscopia Eletrônica de Varredura, verifica-se pela Figura 4.30 que, o micromecanismo predominante foi o tipo alveolar com a presença de “dimples”.

Na Figura 4.30, observa-se que a zona fibrosa, onde ocorre o início da fratura, corresponde à propagação estável da trinca, sob cargas crescentes, e se localiza na região de maior triaxialidade de tensões, ou seja, no centro do cdp, não entalhado superficialmente, como os cdp's deste trabalho.

Esta zona pode ter um aspecto fibroso não orientado, ou apresentar uma série de linhas circunferenciais, mais ou menos concêntricas, normais à direção de propagação da fissura sendo um aspecto característico de aços temperados e revenidos, particularmente quando ligados (ASM, 1996).

A zona radial corresponde à propagação instável da fratura. As marcas radiais se iniciam na periferia da zona fibrosa ou no ponto de nucleação da trinca quando não se forma zona fibrosa. Portanto estas marcas divergem a partir da região de nucleação da fratura instável (ASM, 1996).

A zona de cisalhamento é inclinada de aproximadamente 45° com o eixo de tração e se forma em consequência do alívio da triaxialidade de tensões com a

proximidade da superfície livre do cdp. Seu tamanho depende das propriedades mecânicas do material e do estado de tensões (ASM, 1996).

É importante lembrar que a ruptura por cisalhamento, não é um processo de cisalhamento puro, pois este produziria uma superfície de fratura plana, isto é, sem acidentes topográficos, mecanismo que é conhecido em inglês como “glide plane decohesion” (ABM, 1987).

Os “dimples” formados pelo mecanismo de ruptura por cisalhamento tem uma forma parabólica apontando na direção do cisalhamento, em ambas as superfícies da fratura, como ilustrado na Figura 2.16 (b).

Desta forma, verifica-se pela análise das fraturas dos cdp's que de fato, estas apresentam as características mencionadas para cada zona de fratura supracitada, configurando assim o micromecanismo de fratura alveolar.

Devido à semelhança das fraturas, bem como o tipo de mecanismo associado, julgou-se redundante e, portanto desnecessário que fossem apresentadas as fractografias dos demais cdp's.



CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 – CONCLUSÕES

Através da análise dos resultados obtidos para as diversas condições de soldagem estudadas para o aço 300M, foi possível concluir que:

- ① Os ensaios de microdureza realizados, antes e após o tratamento térmico das amostras, revelaram que a realização de 1 ou 2 reparos nos cordões de solda longitudinais e transversais, não exerceram influência significativa na microdureza das regiões das juntas soldadas.
- ② Comprovou-se que, os valores de microdureza das regiões denominadas (ZF, ZTA1, ZTA2 e MB), permaneceram próximos para as respectivas regiões das juntas soldadas (antes e após o tratamento térmico), para as 6 condições de soldagem (L0, L1, L2, L3, L4, L5 e L6).
- ③ Nenhum cdp se rompeu na região do cordão de solda ou nas ZTA's. Todos os cdp's romperam-se de forma simétrica à 14 mm do cordão e, comprovadamente no Metal Base.
- ④ Os resultados dos ensaios de tração, apresentaram uma pequena diferença em relação à resistência mecânica das juntas. As juntas soldadas na condição L2, ou seja, submetida a 2 reparos, apresentaram valores de tensão de ruptura insignificamente inferiores em relação às condições L1 e L0 respectivamente, contrariando as perspectivas de que uma maior perda poderia ser percebida.
- ⑤ As juntas da condição T2, também apresentaram valores de resistência à ruptura inferiores entre 2,38% e 3,98% respectivamente em relação às condições T1 e T0. Entretanto nestes cdp's observou-se um desvio padrão

maior em relação aos das juntas longitudinais. Essas pequenas perdas não seriam atribuídas aos reparos realizados, uma vez que, a metalografia e a microdureza das amostras revelaram semelhança entre os microconstituintes das regiões destas juntas, antes e após o tratamento térmico.

- ⑥ Considerou-se como fator relevante com relação à resistência mecânica das juntas soldadas, os níveis de tensões de ruptura obtidos no ensaio de tração, alcançando-se valores próximos a 1862 MPa. Estes valores superam os níveis de tensões conhecidos do aço 300M, indicando que, caso ocorressem maiores perdas na resistência mecânica destas juntas, os resultados seriam válidos até os níveis de tensão conhecidos para o aço em questão.
- ⑦ As análises realizadas nos cdp's fraturados, através da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), , atestaram que, o mecanismo atuante na fratura destes cdp's foi por "dimples".
- ⑧ Os resultados obtidos neste trabalho, permitem realizar uma avaliação segura das condições e dos procedimentos adotados na confecção de juntas soldadas e submetidas a até 2 reparos num mesmo local, para a fabricação de Envelopes Motores, assegurando a eficácia dos reparos e dos tratamentos térmicos, verificando também que estes reparos, quando realizados, pouco interferem na resistência mecânica destas juntas, atestando portanto a qualidade e a segurança destes procedimentos.

5.2 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

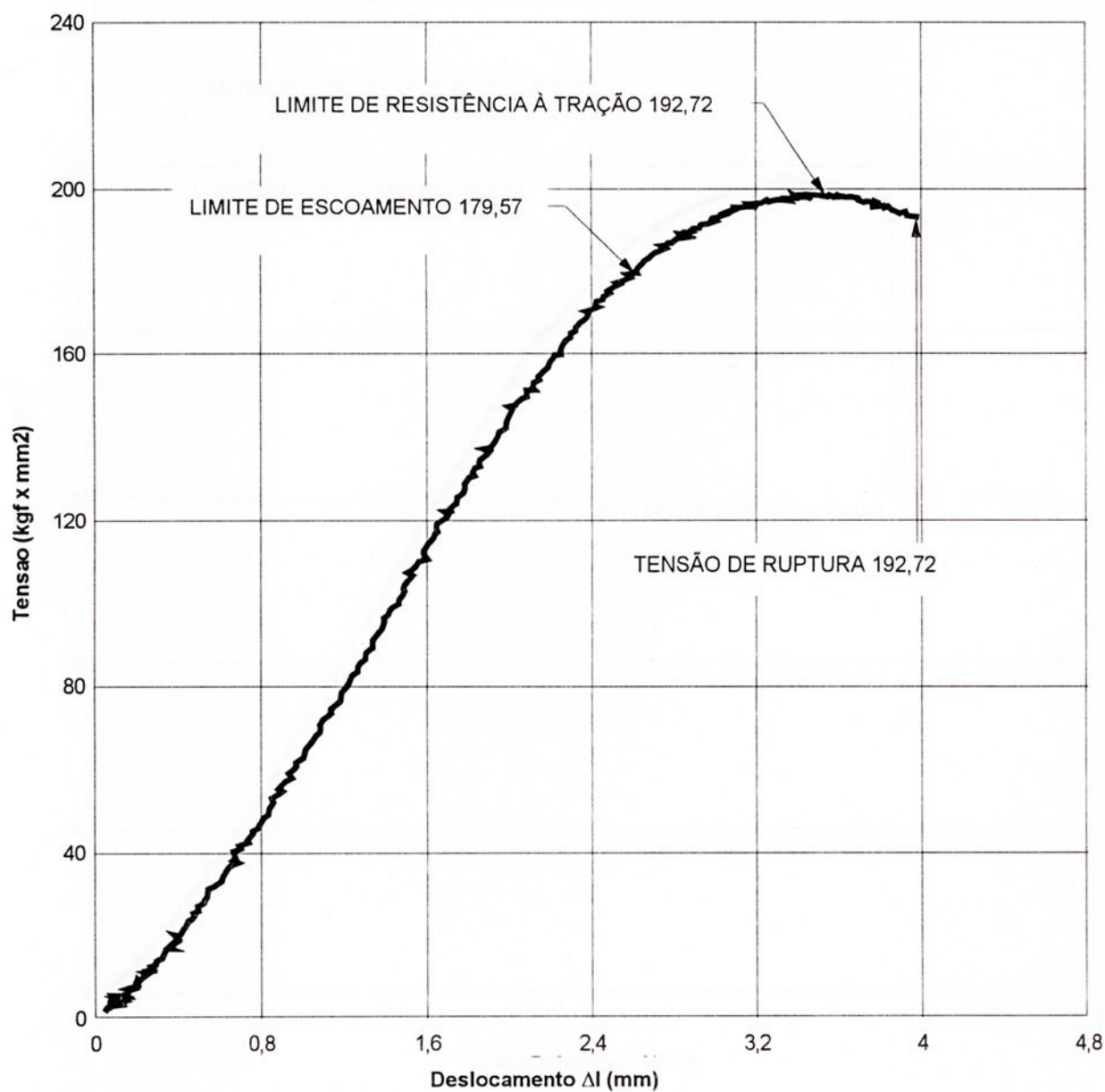
Poderiam ser realizados ensaios para a determinação da tenacidade à fratura das 6 condições de soldagem analisadas no trabalho em questão, com objetivo de verificar se os reparos exercem influência na tenacidade à fratura destas juntas.



ANEXO 1 - CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO (CONDIÇÃO LO)

MATERIAL: CHAPA DE AÇO 300M -LO – Longitudinal s/ reparo

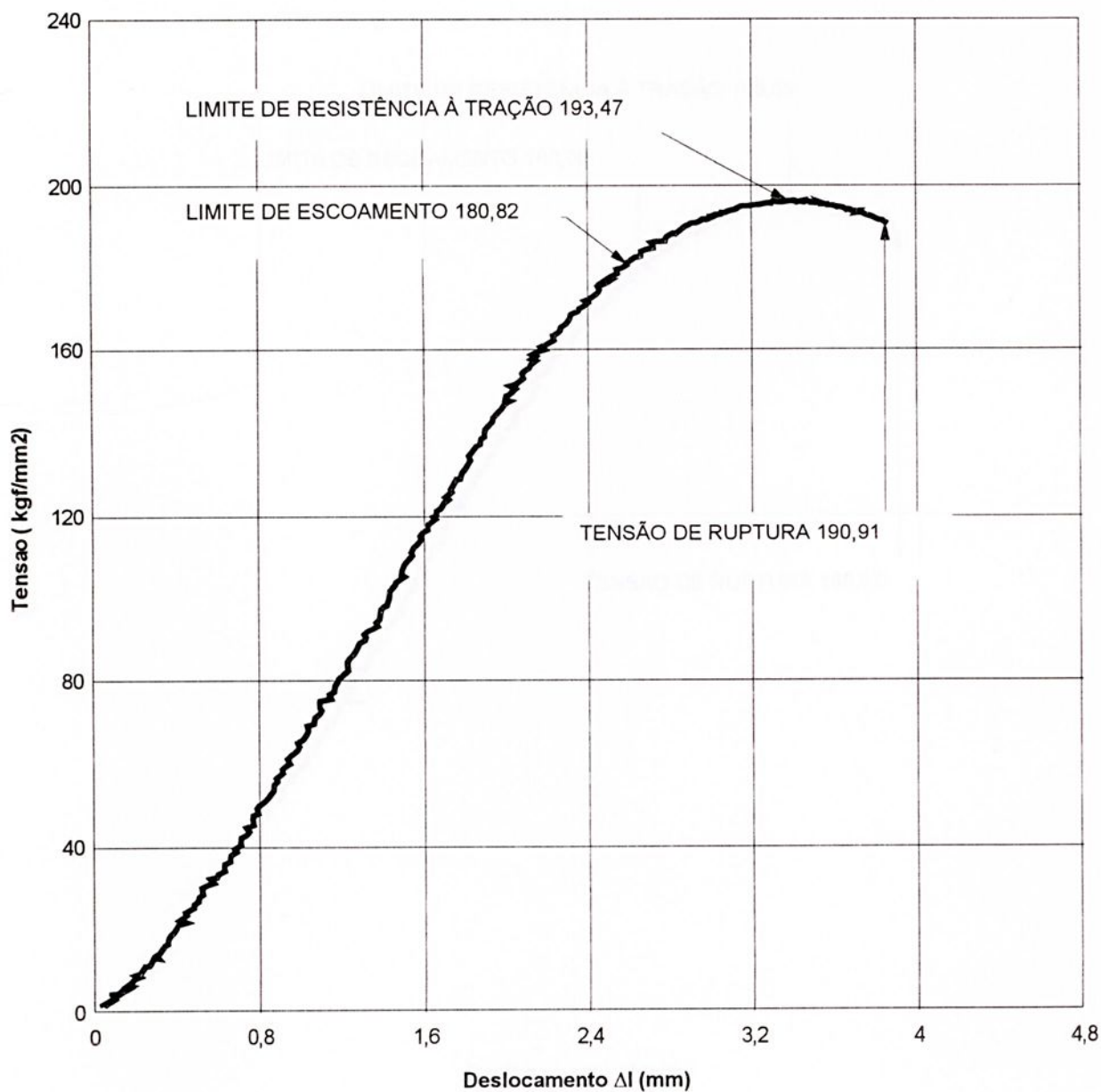
DADOS DO CDP: Dimensões: 152 x 12,7 x 3,5 mm
 Área do cdp: 44,45 mm²
 Lo refência: 50 mm
 Alongamento total: 3,97%
 Redução de área: 34,7%



ANEXO 2 - CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO (CONDIÇÃO L1)

MATERIAL: CHAPA DE AÇO 300M – L1– Longitudinal c/ um reparo.

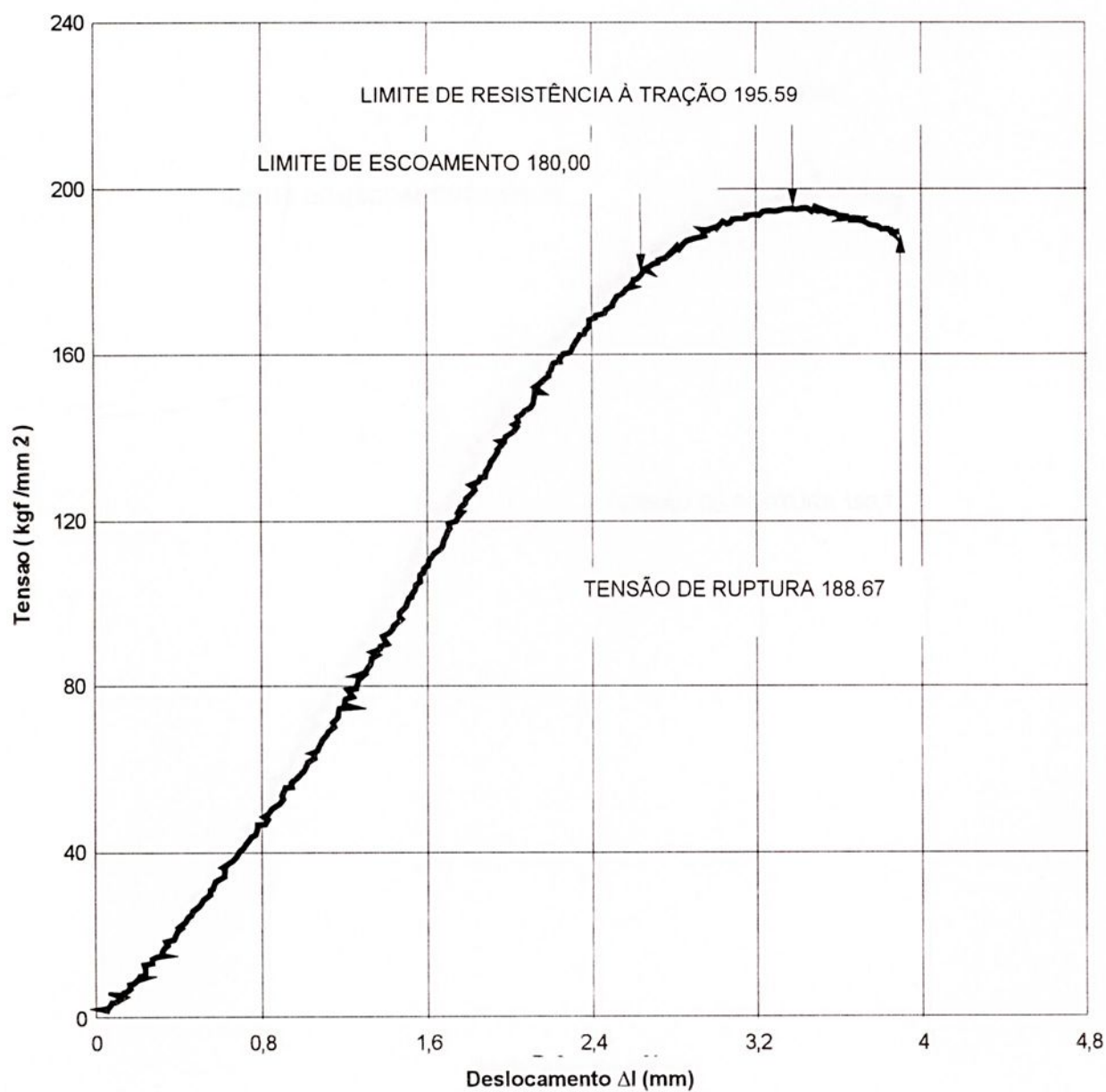
DADOS DO CDP: Dimensões: 152 x 12,7 x 3,5 mm
 Área do cdp: 44,45 mm²
 Lo referência: 50 mm
 Alongamento total: 3,84%
 Redução de área: 19,48%



ANEXO 3 - CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO (CONDIÇÃO L2)

MATERIAL: CHAPA DE AÇO 300M – L2 – Longitudinal c/ dois reparos.

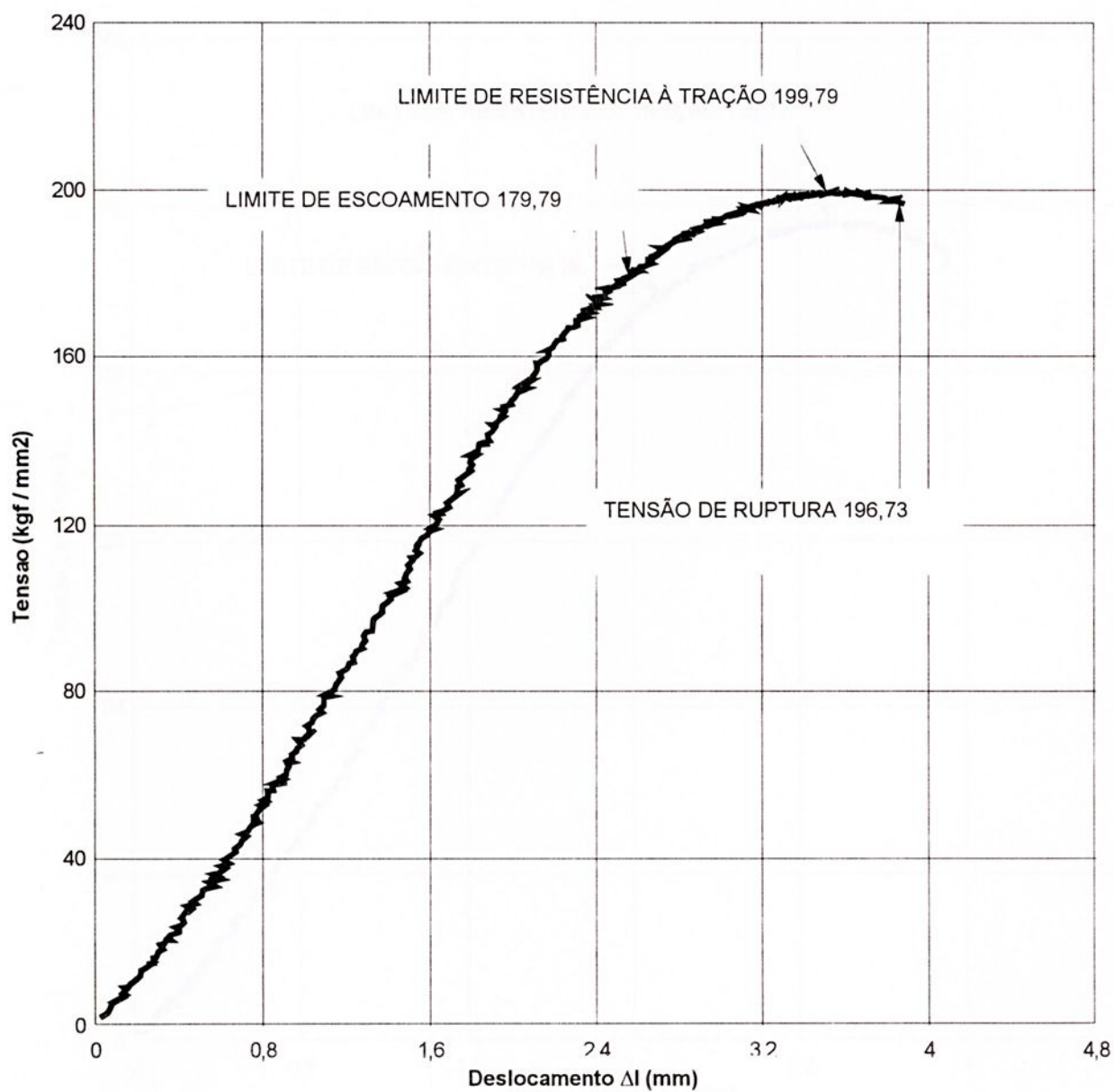
DADOS DO CDP: Dimensões: 152 x 12,7 x 3,5 mm
 Área do cdp: 44,45 mm²
 Lo referência: 50 mm
 Alongamento total: 3,89%
 Redução de área: 17,7%



ANEXO 4 - CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO (CONDIÇÃO T0)

MATERIAL: CHAPA DE AÇO 300M – T0 – Transversal s/ reparo.

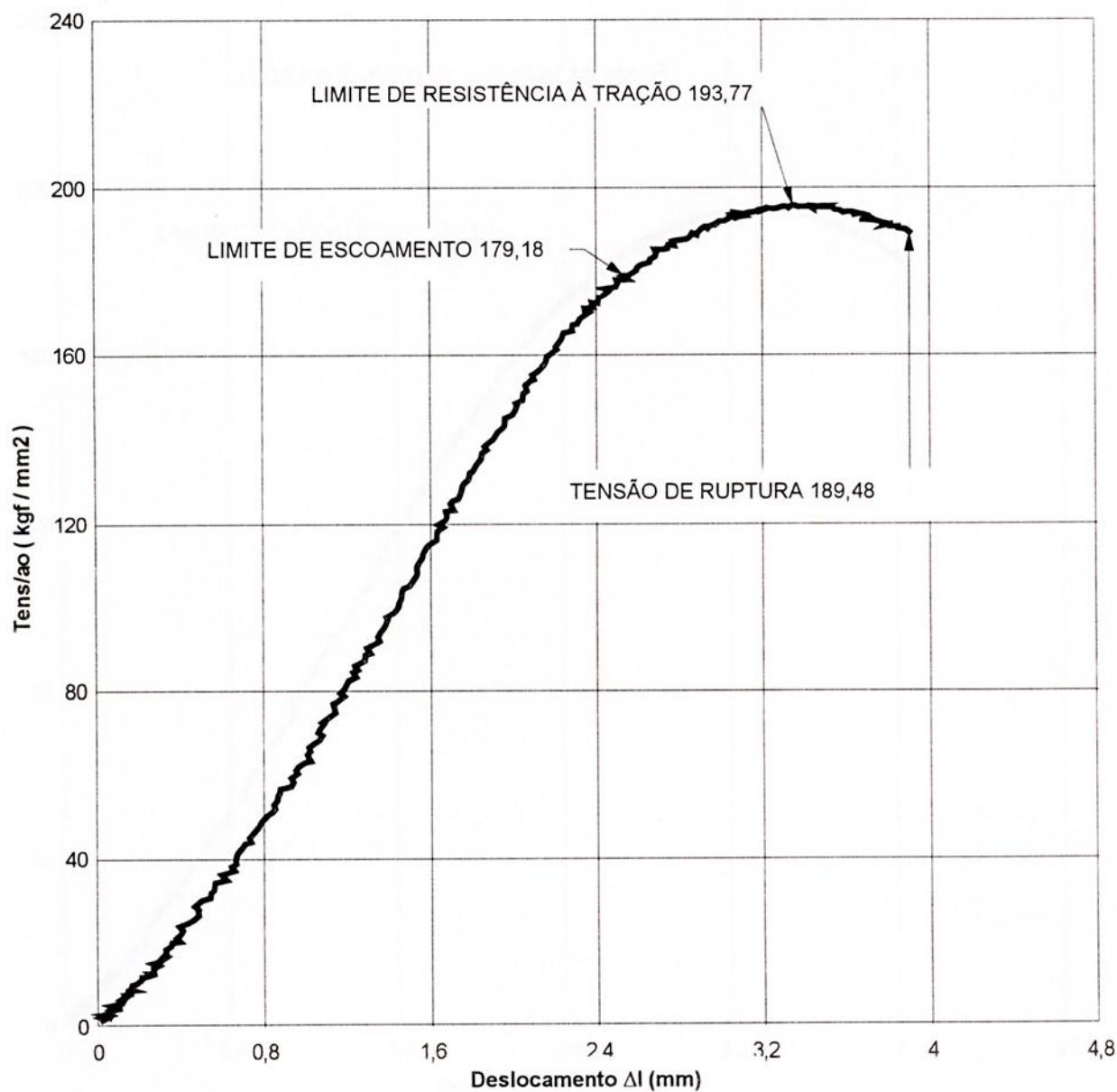
DADOS DO CDP: Dimensões: 152 x 12,7 x 3,5 mm
Área do cdp: 44,45 mm²
Lo referência: 50 mm
Alongamento total: 3,85%
Redução de área: 17,7%



ANEXO 5 - CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO (CONDIÇÃO T1)

MATERIAL: CHAPA DE AÇO 300M – T1 – Transversal c/ um reparo

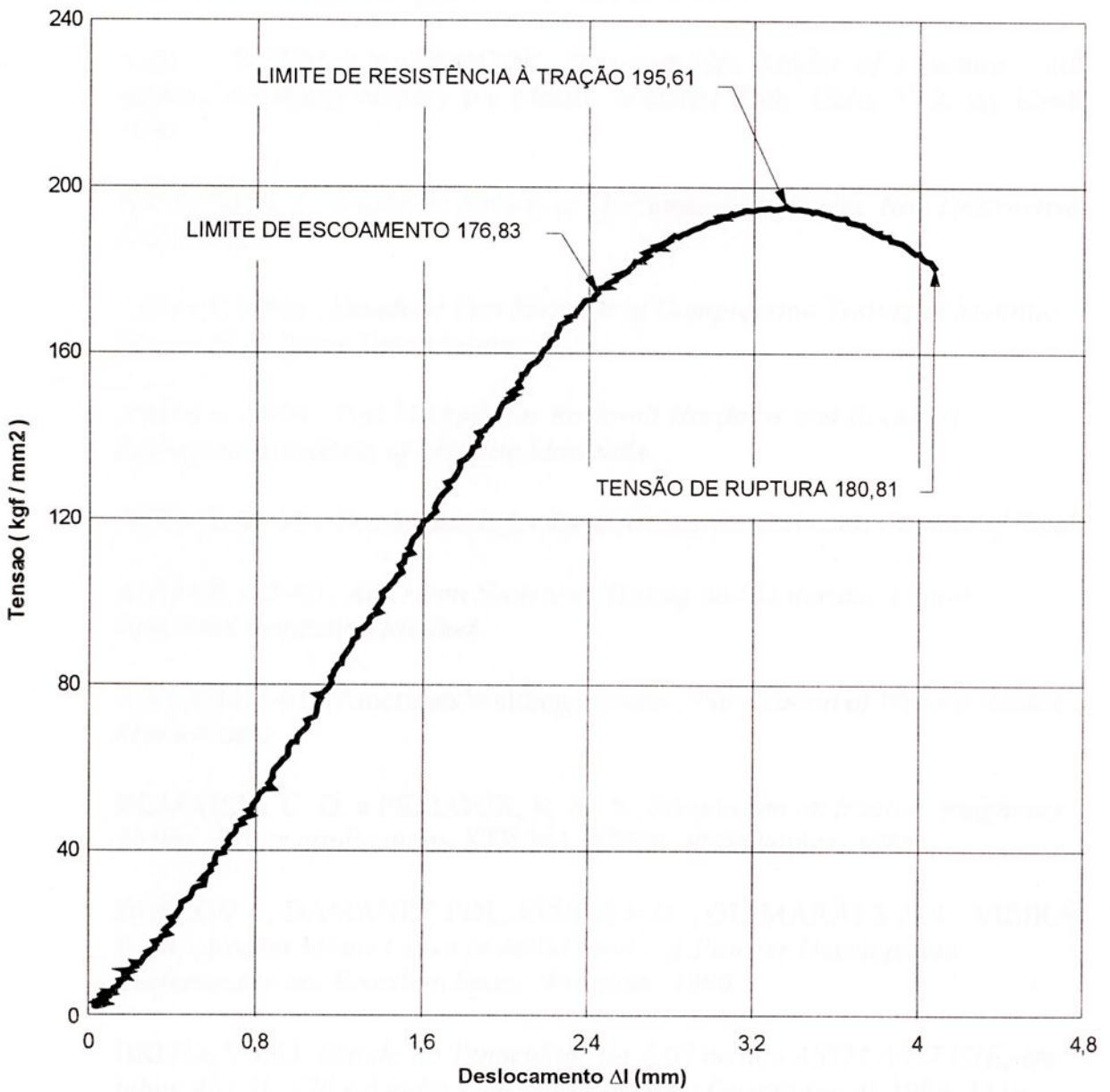
DADOS DO CDP: Dimensões: 152 x 12,7 x 3,5 mm
 Área do cdp: 44,45 mm²
 Lo refêrência: 50 mm
 Alongamento total: 3,9%
 Redução de área: 16,7%



ANEXO 6 - CURVA TENSÃO DEFORMAÇÃO (CONDIÇÃO T2)

MATERIAL: CHAPA DE AÇO 300M – T2 – Transversal c/ dois reparos.

DADOS DO CDP: Dimensões: 152 x 12,7 x 3,5 mm
 Área do cdp: 44,45 mm²
 Lo referência: 50 mm
 Alongamento total: 4,03%
 Redução de área: 9,5%



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABM – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, *Análise de fraturas*, 5ª impressão, 1987

ASM-METALS HANDBOOK – *Ultrahigh-Strength Steels*, in: *Properties and Selection: Irons and Steels*, v.1; 9ª ed., Metals Park, Ohio, 1978, p.421-43.

ASM – METALS HANDBOOK, *Characterization of Welds*, in: *Welding, Brazing and Soldering*, pg99, V6, 3ª ed., June 1995.

ASM – METALS HANDBOOK, *Fractography, Modes of Fracture*, 10th edition, American Society for Metals, Materials Park, Ohio, V12, pg 12-68, 1996.

ASME Seção 5, *American Society of Mechanical Engineers, Non Destructive Examination*

ASTM E 9-89a, *Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature*.

ASTM E 18-94, *Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials*.

ASTM E 45-95, *Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*.

ASTM E 165-80, *American Society of Testing and Materials, Liquid Penetrant Inspection Method*.

AWS D13-1-61, *American Welding Society, Fabrication of Welded Rocket Motor Cases*.

BEACHEM, C. D. e PELLOUX, R. M. N. *Symposium on fracture toughness testing and its applications*. STP 381, ASTM, Philadelphia, 1985.

BOSCOV J., DAMANET POL, PEREIRA O., GUIMARÃES A.A., VIEIRA E. M., *Rocket Motor Cases in 300M Steel – A Pioneer Development Performed in the Brazilian Space Program*, 1990.

BRITO, V.L.O. *Estudo da Tenacidade da ZAC no aço ASTM A537 C1E, em tubos API 5L X70 soldados com arco submerso*. Guaratinguetá, 1999. 111p.



Dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

CACCIA, C., ALCOFORADO, A. E., *Os processos especiais de fabricação de aços finos e superligas da Eletrometal Aços Finos S/A*, Anais do congresso da ABM, ABM, São Paulo, 1980.

COLPAERT Hubertus, - *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, 3ª edição, 1987.

COSTA, A. L. & MEI, P. S., *Aços e ligas especiais*, 2ª edição, Sumaré, SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

DAMANET POL, SORENSEN BORUP S., MOURA BELLO E., METZGER IDEL, *Obtenção de soldas de alta performance em aço 300M para emprego no programa aeroespacial brasileiro*, 5º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT, Dez. 1982.

DIETER G.E., *Metalurgia Física*, 2ª edição, GUANABARA DOIS, 1981.

FARRAR, R. A. And FERRANTE, M. , *Properties and microstructure of stress-relieved submerged-arc weld metal containing niobium*. Journal of Materials Science 17 p. 2405-12 , 1982.

FBTS *Inspetor de Soldagem*, V2, pág. 5/84 – 11, Rio de Janeiro, 1983.

GUIMARÃES, A.A., *A fabricação de ligas e aços pelo processo Electroslag*, Mineração e Metalurgia n° 490, p.39, 1987.

GUIMARÃES, V.A., et al. *Influência da microestrutura na tenacidade à fratura e no micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65*, Anais do IV Congresso de Engenharia Mecânica NNE/96, UFPE, Recife-PE, 1996.

GUIMARÃES, V.A., *Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de uma aço mcroligado com nióbio e titânio*, Tese de doutorado, Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP, Faculdade de Engenharia Mecânica, 1997.

HERTZBERG, R.W. *Some Useful Generalities*, in: *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3ª ed. John Wiley & Sons. 1989, p353-7.



HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, ed by John Wiley & Sons, 4th edition, New York, p. 261 – 312. 1996.

HILL, Robert E. Reed. *Princípios de Metalurgia Física*, Editora Edgard Blücher, São Paulo, p. 304-20, 1982.

IIW, *International Institute of Welding, Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*. Doc n° IX – 1533 – 88, June 1988, p22.

KHAN S.A., and BHADSHIA H.K.D.H - *The bainite transformation in chemically heterogeneous 300M high-strength steel*, Metallurgical Transactions, V21.p859-875, April 1990.

KOE, G. I. *Notch Toughness of Steels*, Metals Handbook, v.1, p. 689-707, 1984.

LACY E. & GENSAMER E M., Trans. Am. Soc. Met., vol. 32, p.88, 1984

MALAKONDAIAK G., SRINIVAS M. & RAMA RAOT P, *Ultrahigh-Strength low-alloy steels with enhanced fracture toughness*- Progress in Materials Science. Vol. 42 pag. 209-242. 1997.

MEI, Paulo Roberto. *Efeitos do Tratamento Termomecânico na Estrutura e Propriedades dos Aços com médio e alto teor de carbono microligados com Nióbio*, Tese de Livre Docência apresentada à Universidade de Campinas (UNICAMP), p. 33-4, 54, 203-18, Julho 1989.

MEYER, L; STRASSBURGER, C. & SCHNEIDETM C. *Effect and present application of the microalloying elements Nb, V, Ti, Zr and B in HSLA steels* – in: HSLA Steels Technology & Applications. Proceedings of International Conference, Philadelphia, American Society of Metals, p.29-44, 1984.

MEYERS e CHAWLA, Marc A. e Krishan. *Princípios de Metalurgia Mecânica*, Editora Edgard Blücher, São Paulo, p. 397, 1982.

MOHANDAS T., MADHUSUDAN REDDY G., *A comparison of continuous and pulse current gas tungsten arc welds of an ultra high strength steel*. Journal of Materials Processing Technology 69 (1997) pag. 222-226.

NARASIMHA RAO, B.V. & THOMAS, G. *Structure-property relations and the design of Fe-4Cr-C base structural steels for high strength and toughness*. Metall. Trans. A, v.11A, p. 441-57, March 1980.



ORLOWSKI, J. A. ; *Caracterização microestrutural de juntas soldadas em aço maraging empregando-se técnicas distintas de união*. IAE/CTA, junho 2000.

PELINI, W.S. *Structural integrity technology principles*, Naval Research Lab., 1987.

PHILIP, T. V. *Heat Treating of Ultra High-Strength Steels*, Metals Handbook, v1, p. 142-63, 1968.

PHILIP, T.V. *Ultra High-Strength Steels*, Metals Handbook, v1, p.421-43, 1984.

PRADO, J. S. do Amaral, *Tratamento Térmico e Tenacidade dos aços 300M e Maragin 300*, Tese de Mestrado apresentada ao Instituto Técnico de Aeronáutica , ITA, p. 74, 1990.

Relatório PMR - *Controle de recebimento da bobina de chapa de aço 300M*, Relatório nº 083 – PMR/CTA/IAE, 1986, pg. 01 – 08.

RHOTHERY, W. Hume. *Estrutura das ligas de ferro*, Editora Blücher Ltda. São Paulo, p. 142-63, 1968.

SORENSEN B.S, LAERTE V. L., MENDES DE SOUZA L., MOURA BELLO .E., *Avaliação de propriedades mecânicas de chapas finas de aço 300M soldadas para emprego aeroespacial*, 5º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT, Dez.1982.

SOUZA, S. Augusto de – *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos, Fundamentos Teóricos e Práticos*, São Paulo, Edgard Blucher, 1982.

STEUBER, J. E., in *Proc. 1st. Int. Conf. In Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels*, Interrante, C. G., Pressouyere, G. M., eds., ASM, Metal Park, 1982, p.55.

SUAREZ, J .C .M. *Influência da temperatura de revenido na tenacidade de um aço 300M*, *Metalurgia* – ABM, v40, nº319,p305-9, Junho 1984

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



TOMITA, Y. *Effect of hot-rolling reduction on shape of sulfide inclusions and fracture toughness of AISI 4340 ultrahigh strength steel.* Metall. Trans A, v.19A, p. 1555-61, June 1988a.

TOMITA, Y. *Low temperature mechanical properties of quenched and tempered 0,4-C-Ni-Cr-Mo steel after controlled rolling.* Materials Science and Technology, V4, p.613-20, July 1988b.

TOMITA Y. *Development of fracture toughness of ultrahigh strength low alloy steels for aircraft and aerospace applications.* Materials Science and Technology. V7. P.481-9, June 1991a.

TOMITA, Y. *Application of decreased hot-rolling reduction treatments for improved mechanical properties of quenched and highly-tempered low alloy structural steels.* Journal of Materials Science., v.26, p. 35-42, 1991b.

TOMITA, Y. *Improved fracture toughness of ultrahigh strength steel through control of non-metallic inclusions.* Journal of materials science 28, p.853-59, 1993.

TOMITA Y. and OKAWA T. – *Effect of Modified heat treatment on Mechanical Properties of 300M steel.* -Materials Science and Technology, March 1995 v. 11, p.245-251.

ZHANG, J. X. and SHI, W. Y. *The effect of welding mechanical heterogeneity on fracture toughness feature of base metal.* Int.J.Pres.Ves and Piping 72 (1997) pg. 199-202.

YOUNGBLOOD J.L.and RAGHAVAN M. – *Correlation of Microstructure with Mechanical Properties of 300M Steel.*, Metallurgical Transactions, v8A, September 1977,p1439-1448.





unesp



.1 12 13 14 15 16 17 18