UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

ANDRÉIA DE SOUZA MARTINS CARDOSO

**Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após
soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma**

Lorena - SP

2011

ANDRÉIA DE SOUZA MARTINS CARDOSO

Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma.

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista.

Edição reimpressa e corrigida

Lorena – SP
Abril, 2011

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Catálogo na Publicação
Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo

Cardoso, Andréia de Souza Martins

Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma / Andréia de Souza Martins Cardoso.—ed. reimpr., corr.--2011.

112p: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.

Orientador: Carlos Antonio Reis Pereira Baptista.

1. SAE 4340 2. Aço 300M 3. Soldagem a laser 4. Nitretação a plasma 5. Microestrutura 6. Propriedades mecânicas I. Título.

669.018 - CDU

Aos meus amados familiares e companheiros de jornada, Terezinha Barbosa Fernandes, Tereza Barbosa Fernandes de Souza, Sebastião Daniel de Souza, Marta Angélica Fabrício, Anderson Fernandes de Souza, André Fernandes de Souza, Débora Guedes, Ageu Marcelo Daniel, Aline Regina Fabrício, Mateus Henrique Fabrício, Guilherme da Silva Martins Cardoso e Rogério Martins Cardoso.

AGRADECIMENTOS

Inicialmente tenho muito a agradecer a Deus, acima de tudo, por ter amado, encaminhado e abençoado minha vida, dando-me oportunidade de aprendizado e aperfeiçoamento, transformando-me pessoal, intelectual e profissionalmente.

Aos meus pais, Tereza Barbosa Fernandes de Souza e Sebastião Daniel de Souza, pela dedicação, amor, paciência e investimento, visando fazer da minha vida uma grande história, demonstrando que o esforço em educar por amor, transforma vidas.

Agradeço aos meus irmãos, Anderson Fernandes de Souza, André Fernandes de Souza e Ageu Marcelo Daniel pela oportunidade de crescimento aliada ao esforço, paciência e carinho destes.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Carlos Antônio Reis Pereira Baptista pelo recomeço, com sua dedicação, carinho, respeito, incentivo e diretrizes dadas, sem as quais o meu crescimento e entendimento profissional não seria possível.

Ao IEAv/CTA na figura dos professores, Dr. Antônio Jorge Abdalla e Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima, pelo apoio e estrutura cedida ao longo desse trabalho.

A EEL/USP, na figura dos Professores e Funcionários do LOM pelo apoio, atenção, ensino e infra-estrutura cedida.

Aos amigos que com o somatório do tempo, formam a minha história, agradeço pelo apoio, ajuda e amizade constante.

Ao meu companheiro de jornada, amigo e confidente, a quem com amor agradeço pela paciência e dedicação, que me mostrou o caminho quando não conseguia vê-lo, a você Rogério Martins Cardoso, com ternura divido esta nossa conquista.

Existem pessoas que caminham conosco mesmo quando fisicamente já não fazem parte deste mundo, contudo deixam uma história imortalizada por atitudes brilhantes, dedico esta etapa de minha vida à minha avó **Terezinha Barbosa Fernandes**, que sempre estará ao meu lado, lembrando-me que o amor nos faz acreditar e realizar o impossível para os homens.

Agradeço a toda família e a todos que de alguma forma colaboraram para a conclusão deste trabalho.

**“Tudo posso Naquele que me fortalece”
Filipenses 4:13**

RESUMO

CARDOSO, A. S. M. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma.** 2010. 112f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

O aço de médio carbono e baixa liga SAE 4340 vem sofrendo diversas modificações e neste processo de desenvolvimento surgiu o aço 300M. O presente trabalho visa avaliar e comparar a microestrutura e a resistência mecânica dos aços SAE 4340 e 300M, submetidos ao processo de soldagem autógena a laser e em seguida a duas formas de tratamento: o revenimento pós-soldagem e a nitretação à plasma. Também é avaliado o efeito combinado dos tratamentos de revenimento e nitretação. Após soldagem, as chapas foram divididas nos lotes: como recebido, soldado, soldado e revenido, soldado e tratado superficialmente por nitretação a plasma e soldado, revenido e tratado superficialmente por nitretação a plasma. A partir desses lotes, foram obtidas amostras para análise microestrutural e produzidos corpos-de-prova para ensaios de tração. Os resultados mostraram que a presença de precipitados confere ao aço 300M maior resistência mecânica em relação ao aço 4340. Após a soldagem a laser, a zona fundida e zona termicamente afetada de ambos os materiais apresentaram fases diferentes das fases presentes no metal base, a zona fundida mostrou-se martensítica em sua maioria, e a zona termicamente afetada apresentou-se multifásica. Devido às dimensões reduzidas do cordão de solda, o comportamento em tração dos corpos-de-prova soldados não diferiu significativamente dos corpos-de-prova produzidos com os materiais de base. O tratamento térmico de revenimento pós-soldagem promoveu queda na dureza da zona fundida em ambos os aços. Após a nitretação, os aços 4340 e 300M apresentaram aumento de dureza próximo às superfícies. O aço 4340 apresentou aumento na resistência mecânica sem perda significativa de ductilidade. Quando revenido e nitretado após a soldagem, o aço 4340 apresentou ligeira queda na resistência mecânica. A nitretação do aço 300M, com a temperatura e tempo escolhidos, levou à fragilização do material em ambas as situações (com e sem revenimento), resultando em uma piora significativa das propriedades mecânicas, o que indica que os parâmetros de nitretação para este aço devem ser revistos.

Palavras-chave: SAE 4340, Aço 300M, Soldagem a Laser, Nitretação a Plasma, Microestrutura, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

CARDOSO, A. S. M. **Mechanical and microestructural characterization of SAE 4340 and 300M steels after laser beam welding and plasma nitriding.** 2010. 112p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

The high-strength low-alloy (HSLA) steel SAE 4340 has been modified over time giving raise to the 300M steel. This study intends to evaluate and compare the microstructure and the mechanical behavior of the steels SAE 4340 and 300M, after laser beam welding in one pass, followed by distinct treatment routes: tempering, plasma nitriding and tempering plus plasma nitriding. After welding, the plates were divided into five sets: as welded, welded and tempered, welded and plasma nitrided, welded and tempered and plasma nitrided. The samples for microstructural analyses and tensile tests were taken from these material conditions. The results revealed that the presence of precipitates allow higher mechanical strenght to the 300M steel compared to 4340 steel. The melted zone showed more fases if compared with base material, fase like martensite, and the heat affected zone presented a multiphase in your matrix. The melted zone in both materials suffered a hardness decreasing after tempering, although no microstructural changes were observed. After nitriding the 4340 and 300M steels showed a surface hardness increase. The 4340 steel showed an increase in tensile strenght without significant ductility loss. When tempered and nitrided after welding, the 4340 steel suffered a drop in its mechanical strenght. The 300M steel suffered an embrittlement after nitriding in both situations (with and without tempering), resulting in unsatisfactory mechanical properties. This indicates that improvements are needed in the plasma nitriding parameters for this steel.

KEYWORDS: SAE 4340, 300M Steel, Laser-Beam Welding, Plasma Nitriding, Microstructure, Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono.....	28
Figura 2 - Esquema representativo das transformações dos aços hipoeutetóides.....	29
Figura 3 - Curva TTT do aço SAE 4340 com 0,42% C, 0,78% Mn, 1,79% Ni, 0,80% Cr e 0,33% Mo.....	30
Figura 4 - Ataque do contorno de grão autenítico, com presença da bainita e martensita (336°C/60s).....	31
Figura 5 - Morfologia das plaquetas de martensita de uma liga Fe-Ni-C.....	33
Figura 6 - Laser a fibra ótica.....	45
Figura 7 - Estação de processamento de materiais com laser a fibra.....	46
Figura 8 - Soldagem a laser por condução (a) (energia difusiva, pequena penetração e pequena vaporização), por penetração (b) (energia concentrada, alta penetração e alta vaporização).....	47
Figura 9 - (a) Desenvolvimento do Keyhole com balanço entre pressão do vapor, força de recuo, tensão superficial e pressão hidrostática. (b) Perturbação inicial notada pela instabilidade da parede posterior. (c) Colapso do Keyhole que aprisiona vapor metálico próximo à raiz. (d) Reestabelecimento do Keyhole.....	48
Figura 10 - Microestruturas favorecidas pela taxa de resfriamento do aço.....	49
Figura 11 - Metalurgia da soldagem a laser do aço.....	50
Figura 12 - Dispositivos para fixação de materiais para soldagem a laser do IEAv/DCTA: a) Fixação para corpo de prova (cdp), b) Fixação para chapas.....	50
Figura 13 - Esquema do processo de nitretação a plasma.....	54
Figura 14 - Micrografia de uma amostra de aço 4140 nitretada.....	55
Figura 15 - Equipamento de solda a laser, com detalhe do cabeçote de soldagem.....	59
Figura 16 - Preparação para soldagem a laser, das chapas de aço SAE 4340 e 300M....	60
Figura 17 - Desenho do corpo-de-prova (cdp) para ensaios mecânicos de tração.....	61
Figura 18 - Encapsulamento dos cdps em tubos de quartzo e tratamento de revenimento em mufla para aços SAE 4340 e 300M.....	62
Figura 19 - Reator a plasma da empresa Metal Plasma.....	63
Figura 20 - Microdurômetro IEAv/DCTA.....	64
Figura 21 - Equipamento utilizado para ensaios mecânicos de tração MTS 810 M, com célula de carga de 250 kN.....	64

Figura 22 - Fotomicrografias da solda em chapas de aço 300M e 4340 (não ocorrência de fundição até a raiz e apresentam defeitos de porosidade no cordão de solda).....	65
Figura 23 - Medidas de profundidade de solda e espessura da ZF e ZTA, do aço 4340.....	66
Figura 24 - Medidas de profundidade de solda e espessura ZF e ZTA do aço 300M.....	66
Figura 25 - Equipamento para corte ISOMET e embutidoras TERMOTEC e TERMOPRESS.....	67
Figura 26 - Equipamento para lixamento e polimento (POLITRIS AROTEC), juntamente com equipamento para análises de microscopia óptica (LEICA).....	68
Figura 27 - Seções transversais das soldas do aço 4340 com V= 50 mm/s e P= 1600W.....	69
Figura 28 - Micrografias das seções transversais das soldas referentes ao aço 300M com V= 50 mm/s e P= 1400 W, cordão sem penetração total.....	70
Figura 29 - Amostras retiradas do cordão de solda com presença de porosidade nos aços 4340 (A e B) e 300M (C e D), respectivamente.....	70
Figura 30 - Medidas de dureza Vickers.....	71
Figura 31 - Microdureza vickers no cordão, na direção transversal e longitudinal, dos aços 300M e 4340.....	72
Figura 32 - Microdureza vickers no cordão, após revenimento, na direção transversal e longitudinal, dos aços 300M e 4340.....	73
Figura 33 - Microdureza vickers no cordão, após tratamento superficial de nitretação a plasma, nas direções transversal e longitudinal dos aços 300M e 4340.....	74
Figura 34 - Microdureza vickers após revenimento e nitretação a plasma, nas direções transversal e longitudinal, dos aços 300M e 4340.....	75
Figura 35 - Resultados dos ensaios de tração para materiais, condição CR.....	77
Figura 36 - Resultados dos ensaios de tração para os materiais, condição S.....	77
Figura 37 - Resultados dos ensaios de tração para os materiais, condição SR.....	78
Figura 38 - Resultados dos ensaios de tração para os materiais, condição SN.....	79
Figura 39 - Resultados dos ensaios de tração para os materiais, condição SRN.....	79
Figura 40 - Imagem da superfície de fratura (a) e região central (b) na condição S.....	81
Figura 41 - Borda do aço 4340 ensaiado uniaxialmente por tração, na condição S.....	81
Figura 42 - Imagem da superfície de fratura (a) e região central (b) do aço 4340, na condição SN.....	82
Figura 43 - Imagem da superfície de fratura (a) e região central (b) do aço 4340, na condição SRN.....	82

Figura 44 - Imagem da superfície de fratura (a) e região central (b) aço 300M, na condição SR.....	83
Figura 45 - Análise da superfície de fratura do aço 300M, na condição SN.....	83
Figura 46 - Imagem da superfície de fratura na solda (a) e região central (b) do aço 300M, na condição S, no qual encontramos defeitos de soldagem (seta verde).....	84
Figura 47 - O aço 300M nitretado, rompeu na solda onde foram encontrados defeitos de soldagem (a) e trincamento (b) no meio da superfície analisada.....	84
Figura 48 - Análise microestrutural via MO, do MB do aço 4340, condição CR.....	85
Figura 49 - Análise de MEV, referente ao meio do MB do aço SAE 4340, condição CR.....	86
Figura 50 - Análise de EDS, referente ao meio do MB do aço SAE 4340.....	86
Figura 51 - Análise de EDS, referente ao meio do MB do aço SAE 4340.....	86
Figura 52 - Microestrutura da ZTA em diferentes amostras do aço 4340, após ataque nital 1%.....	87
Figura 53 - Análise de MEV da transição ZTA/MB e meio da ZTA do aço 4340, respectivamente.....	87
Figura 54 - MEV da transição ZTA/ZF (a) e ZTA (b) do aço 4340, condição S.....	88
Figura 55 - Análise em MO, após ataque Nital 1%, início do cordão de solda (topo), formação de dendritas colunares (b), no aço 4340.....	88
Figura 56 - Análise em MO, do CS, topo (a) e região central (b) dos aços 4340.....	89
Figura 57 - Análise de MEV, referente ao meio da zona fundida do aço 4340.....	89
Figura 58 - Aço 4340 após soldagem e tratamento de revenimento.....	90
Figura 59 - Aço 4340, tratado termicamente a 400°C durante 2 horas, sendo a ZTA (A), transição ZTA/ZF (B,C) e a ZF (D).....	90
Figura 60 - Análise de MEV do MB, transição MB e ZTA do aço 4340, após revenimento.....	91
Figura 61 - MEV da ZF, transição ZTA/ZF do aço 4340, após revenimento.....	91
Figura 62 - Análise em MO da borda do aço 4340, após nitretação a plasma.....	92
Figura 63 - Análise em MO da borda do aço 4340, após revenimento e nitretação a plasma.....	92
Figura 64 - Análise de MEV e MO da borda do aço 4340, após revenimento e nitretação a plasma.....	92
Figura 65 - Ataque químico Klenn, da transição ZF/ZTA, do aço 4340.....	93

Figura 66 - A ZF do cordão, atacado com metabissulfito 10%, do aço 4340.....	93
Figura 67 - Análise em MEV e MO, da borda inferior do aço 300M, na condição CR..	94
Figura 68 - Análise microestrutural via MO e MEV do meio do MB do aço 300M.....	94
Figura 69 - Análise de EDS, referente ao meio do MB do aço 300M, condição CR.....	94
Figura 70 - Análise composicional dos precipitados dispersos na matriz perlítica, do aço 300M.....	95
Figura 71 - Análise de MO e MEV das transições da ZF, ZTA e MB, do aço 300M....	96
Figura 72 - Análise composicional por EDS, da transição ZF/ZTA, do aço 300M.....	96
Figura 73 - Análise composicional por EDS, da transição ZF/ZTA, do aço 300M.....	96
Figura 74 - Análise composicional por EDS, da transição ZF/ZTA, do aço 300M.....	97
Figura 75 - Início (topo) e região central do CS do aço 300M.....	97
Figura 76 - Análise de MEV da formação dendrítica na ZF do aço 300M.....	98
Figura 77 - Análise composicional da ZF do aço 300M.....	98
Figura 78 - EDS da ZF, no aço 300M.....	98
Figura 79 - Análise do MB e transição ZTA/ZF do aço 300M, após revenimento.....	99
Figura 80 - Análise da ZTA e ZF do aço 300M, após revenimento.....	99
Figura 81 - Análise da ZTA em ZF em MEV do aço 300M, após revenimento.....	99
Figura 82 - Análise em MEV e MO da CN e CD, do aço 300M, soldado e nitretado..	100
Figura 83 - Análise em MO da CD do aço 300M, na condição SRN.....	101
Figura 84 - Ataque Klenn da ZF e transição ZF/ZTA do aço 300M, respectivamente.	101
Figura 85 - Ataque metabissulfito 10%, na ZF e transição ZF/ZTA, do aço 300M.....	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química dos aços SAE 4340 e 300M conforme normas AMS 6359D (1980) e AMS 6416A (1973).....	35
Tabela 2 - Composição química dos aços ARBL 4340 e ultra alta resistência 300M no metal base (MB) e cordão de solda (CS).....	58
Tabela 3 - Resultados dos ensaios mecânicos de tração (média de 3 ensaios).....	80

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	21
2 OBJETIVOS.....	24
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	25
3.1 OS AÇOS.....	25
3.2 OS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA (ARBL).....	34
3.2.1 O aço 4340.....	36
3.2.2 O aço 300M.....	38
3.3 SOLDAGEM DOS AÇOS 4340 e 300M.....	40
3.3.1 Tratamento térmico pós-soldagem.....	40
3.4 O laser.....	42
3.4.1 Fontes de laser.....	43
3.4.2 Soldagem a laser.....	45
3.5 OS TRATAMENTOS SUPERFICIAIS TERMOQUÍMICOS.....	51
3.5.1 O tratamento termquímico superficial de nitretação.....	51
3.5.2 O tratamento termquímico de nitretação a plasma.....	53
3.5.2.1 Vantagens do tratamento termquímico de nitretação a plasma.....	55
3.5.2.2 Desvantagens do tratamento termquímico de nitretação a plasma.....	56
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
4.1 MATERIAIS.....	58
4.1.1 Composição Química.....	58
4.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	58
4.2.1 Corte das chapas.....	58
4.2.2 Soldagem a laser.....	59
4.2.2.1 Passe de soldagem.....	60
4.2.3 Confeção dos corpos de prova.....	61
4.2.4 Tratamento térmico e termquímico.....	61
4.2.5 Microdureza Vickers (HV).....	63
4.2.6 Ensaio de tração.....	64
4.2.7 Medida da profundidade da raiz.....	65
4.2.8 Caracterização microestrutural.....	66
4.2.8.1 Preparação das amostras para metalografia.....	67

4.2.8.2 Ataques Químicos.....	68
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	69
5.1 SOLDAGEM.....	69
5.2 MICRODUREZA VICKERS.....	70
5.3 ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO.....	76
5.4 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	80
5.4.1 Aço 4340.....	80
5.4.2 Aço 300M.....	82
5.5 ANÁLISES MICROESTRUTURAIS.....	85
5.5.1 Análise microestrutural do aço SAE 4340.....	85
5.5.1.1 Material conforme recebido (CR) e/ou metal base (MB).....	85
5.5.1.2 Material soldado (S).....	87
5.5.1.3 Material soldado e revenido (SR).....	89
5.5.1.4 Material soldado nitretado (SN) e soldado, revenido e nitretado (SRN).....	91
5.5.1.5 Caracterização da austenita retida.....	92
5.5.2 Análise microestrutural do aço 300M.....	93
5.5.2.1 Material conforme recebido (CR) e/ou metal base (MB).....	93
5.5.2.2 Material soldado (S).....	95
5.5.2.3 Material soldado e revenido (SR).....	99
5.5.2.4 Material soldado nitretado (SN) e soldado, revenido e nitretado (SRN).....	100
5.5.2.5 Caracterização da austenita retida.....	101
6 CONCLUSÕES	103
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	105
REFERÊNCIAS.....	106

1 INTRODUÇÃO

Os aços SAE (*Society of Automotive Engineers*) 4340 e 300M podem ser classificados como aços ARBL (alta resistência e baixa liga) e são utilizados em trens de pouso de aeronaves, envelopes motores para foguetes, em junções de algumas partes de veículos lançadores de satélites e outros fins estruturais, nas indústrias automotiva e de equipamentos. Os aços estruturais da série 4XXX, entre eles o 4340, também vêm sendo empregados em aplicações que anteriormente eram restritas a aços mais nobres como os aços ferramentas (ASM, 1990; LEE, 1997). O Brasil desenvolveu o aço 300M, como uma evolução tecnológica do aço 4340. Este possui uma maior resistência à tração e excelente combinação entre resistência mecânica, tenacidade, resistência à fadiga e ductilidade, mostrando potencial para substituição do aço 4340 (CHANG, 1994; ANAZAWA, 2007).

O aço 300M é basicamente uma modificação do aço SAE 4340 pelo teor de silício (tipicamente: 300M - 1,60% Si; 4340 - 0,27% Si) e pela introdução de Vanádio (V), com teores de carbono (C) e molibdênio (Mo) ligeiramente superiores (GRAÇA, 2009). Seu maior teor de silício aumenta a profundidade de têmpera, aumenta o endurecimento por solução sólida e diminui a tendência ao amolecimento em temperaturas elevadas (TOMITA, 1993).

Nos tratamentos térmicos destes aços, outras fases tais como a martensita e/ou bainita, além da austenita retida, apresentam-se como alternativas na microestrutura comum de um aço médio carbono, que em equilíbrio, é composto por matriz perlítica com ferrita nos contornos de grão (ANAZAWA, 2008). A microestrutura multifásica, combinando microconstituintes duros e dúcteis, permite ajustar a resistência mecânica e a ductilidade de forma a otimizar a tenacidade dos aços (PIVATO, 2008).

O estudo da soldabilidade desses aços tem sido objeto de especial interesse, visto que, ao ser soldado pelos processos convencionais, observa-se uma perda na resistência mecânica e na ductilidade (CARVALHO, 2009). Existem poucos dados na literatura sobre a soldagem dos aços ARBL, principalmente no que diz respeito à soldagem por laser, cujas aplicações na área aeroespacial são mais recentes. No entanto, sabe-se que essas ligas são apropriadas para soldagem desde que estejam na condição normalizada ou recozida. O processo, que inevitavelmente envolve fusão e solidificação, tem

intensidade variando de 10^4 a 10^9 W.cm⁻². A soldagem é realizada sem metal de adição e pode ocorrer por meio de dois diferentes mecanismos: condução ou penetração (LIMA, 2007). O material é fundido durante a operação de soldagem e se resfria rapidamente. Neste caso, o material ressolidificado não tem tempo suficiente para sofrer transformações de fases governadas por difusão e a sua estrutura torna-se praticamente martensítica, tanto na zona fundida (ZF) como na zona termicamente afetada (ZTA) (CARVALHO, 2009). O efeito de elementos de liga como V, Nb, e Ti nas propriedades mecânicas e microestrutura da ZTA em soldas de aços ARBL tem sido objeto de extensiva pesquisa (CHEN, 2006). Embora seja bem conhecido o fato de que a adição de vanádio leva ao refino de grão e endurecimento por precipitação dos aços ARBL, seu efeito sobre as propriedades da ZTA ainda é investigado. Chen e colaboradores (CHEN, 2006) verificaram que teores de vanádio até 0,047% resultaram em boa combinação de resistência e tenacidade ao impacto, enquanto que teores de 0,097% e 0,151% levaram ao aumento da resistência mecânica, bem como do tamanho do microconstituente MA (martensita e austenita), além de redução da resistência ao impacto. Visando aumentar a sua ductilidade, os aços soldados são submetidos ao tratamento térmico de revenimento pós-soldagem.

Outro fator de interesse é a possibilidade de associar a boa qualidade estrutural desses aços aos processos de tratamento de superfície, promovendo diversas características: proteção contra a corrosão, aumento da dureza superficial e da resistência ao desgaste, bem como a melhoria das propriedades em fadiga (SOUZA, 2002). Processos termoquímicos como a nitretação a plasma têm se mostrado eficientes para estas finalidades. Entretanto, estes tratamentos introduzem alterações na microestrutura dos aços em questão, uma vez que atuam como um ciclo de tratamento térmico, devido ao tempo de permanência nas temperaturas utilizadas durante o processo. Mahboubi e colaboradores (MAHBOUBI, 1995), por exemplo, avaliaram o efeito da temperatura do tratamento de nitretação a plasma na microestrutura e microdureza de um aço ARBL laminado a quente. Sirin e colaboradores (SIRIN, 2008) avaliaram o efeito da temperatura e do tempo de nitretação na dureza superficial e resistência à fadiga de um aço SAE 4340 temperado e revenido. No entanto, não foi encontrado na literatura um estudo sistemático sobre o efeito da nitretação no *bulk* de aços ARBL com microestrutura martensítica. Em face do exposto, conclui-se que é de grande interesse avaliar e comparar as propriedades mecânicas dos aços SAE 4340 e

300M, soldados a laser e em seguida submetidos a duas formas de tratamento: o revenimento pós-soldagem e a nitretação a plasma. Um dos aspectos a serem analisados é verificar se este revenimento torna-se desnecessário quando o material é nitretado. Também é de interesse avaliar o efeito combinado do tratamento de revenimento seguido da nitretação a plasma.

2 OBJETIVOS

O presente trabalho de mestrado está inserido em um projeto mais amplo, que visa comparar e avaliar o comportamento mecânico dos aços 4340 e 300M em diferentes tratamentos. Neste estudo os aços serão analisados com diferentes tratamentos térmico e de superfície, após soldagem a laser à fibra de alta potência.

Os objetivos do presente projeto são:

- Realizar a soldagem autógena (sem adição de metal) a laser em chapas dos aços SAE 4340 e 300M, seguida de tratamentos pós-soldagem, a saber:
  1. Tratamento térmico de revenimento;
  2. Tratamento de superfície de nitretação a plasma;
  3. Tratamento térmico de revenimento e termoquímico de nitretação a plasma na superfície dos metais.
- Caracterizar a microestrutura dos materiais soldados, com tratamento pós-soldagem e com tratamento de superfície.
- Avaliar e comparar a resistência mecânica das chapas, soldadas e tratadas, por meio de ensaios de tração e microdureza.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 OS AÇOS

Os aços são ligas metálicas compostas basicamente por ferro e carbono com percentagens deste último variando entre 0,008 e 2,14%. Distinguem-se do ferro fundido, que também é uma liga de ferro e carbono, mas com teor de carbono entre 2,14% e 6,67%. Usualmente são acrescidos outros elementos de ligas a fim de se obter as propriedades desejadas para uma determinada aplicação. A diferença fundamental entre ambos é que o aço é facilmente deformável por forjamento, laminação e extrusão, enquanto que uma peça em ferro fundido é fabricada pelo processo de fundição (CALLISTER, 2002).

O aço pode ser classificado de diferentes formas:

- Quantidade de carbono
- Composição química
- Quanto à constituição microestrutural
- Quanto à sua aplicação
- Quanto ao processo de fabricação
- Processo de acabamento
- Forma do produto final
- Processo de desoxidação
- Nível de resistência
- Tratamento térmico

A classificação mais comum é de acordo com a composição química e dentre os sistemas de classificação química o SAE é o mais utilizado, e adota a notação ABXX, em que AB se refere a elementos de liga adicionados intencionalmente, e XX ao percentual em peso de carbono multiplicado por cem (CHAYERINI,2008). Além dos componentes principais indicados, o aço incorpora outros elementos químicos, alguns prejudiciais, outros são adicionados intencionalmente para melhorar algumas características do aço, como por exemplo aumentando-se a resistência, dureza, ou para facilitar algum processo de fabricação. No aço carbono o teor de liga (elementos além do ferro e do carbono) estará sempre abaixo dos 2%. Acima dos 2 até 5% de outros

elementos já é considerado aço de baixa-liga, acima de 8% é considerado de alta-liga. Sendo assim, os aços podem ser classificados como (CALLISTER, 2002):

1) Aços carbono: são ligas de ferro-carbono contendo geralmente entre 0,008% e 2,14% de carbono, além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação, tais como:

- Baixo carbono: o teor de carbono é menor que 0,3%, são aços que possuem grande ductilidade, bons para o trabalho mecânico e soldagem (construção de pontes, edifícios, navios, caldeiras e peças de grandes dimensões em geral). Estes aços convencionalmente não são temperáveis;
- Médio carbono: o teor de carbono está entre 0,3 e 0,7%; são aços utilizados em engrenagens, bielas, etc. São aços que, temperados e revenidos, atingem boa tenacidade e resistência;
- Alto carbono: o teor de carbono está entre 0,7 e 2,1%, são aços de elevada dureza e resistência após tempera, e são comumente utilizados em molas, engrenagens, componentes agrícolas sujeitos ao desgaste, pequenas ferramentas, etc.

2) Aços ligados: contém outros elementos de liga, além do carbono, e são divididos em:

- Baixa liga: o teor de elemento de liga menor que 5,0%;
- Alta liga: o teor de elemento de liga maior que 8,0%.

Atualmente, emprega-se o aço devido a sua nítida superioridade frente às demais ligas considerando-se o seu preço, pois apresenta uma interessante combinação de propriedades mecânicas que podem ser modificadas dentro de uma ampla faixa variando-se os componentes da liga e as suas quantidades, e mediante a aplicação de tratamentos térmicos e termomecânicos. Além disso, a experiência acumulada na sua utilização permite realizar previsões de seu comportamento, reduzindo custos de projetos e prazos de colocação no mercado.

A composição, o processo de solidificação e tratamentos térmicos posteriores influenciam decisivamente a microestrutura do aço. O ponto de partida para entender as transformações de fases compreende o diagrama de fases Fe-C (Ferro-Carbono) e as curvas TTT (tempo, temperatura, transformação) (PADILHA, 1995).

Existem dois tipos de diagramas Fe-C, o diagrama Fe-C estável, que mostra o equilíbrio entre o Fe e a grafita e o diagrama Fe-Fe₃C, metaestável, que apresenta o equilíbrio entre o ferro e a cementita (Fe₃C). Em virtude das velocidades de

resfriamento vigentes no processamento dos aços serem elevadas, em relação às condições de equilíbrio, o diagrama empregado como ferramenta para o estudo de aços ao carbono e ferros fundidos brancos é o diagrama Fe - Fe₃C.

O diagrama de fases Ferro-Carbono (Fe- Fe₃C), mostrado na Figura 1, correlaciona o percentual de carbono na liga de Fe e as transformações de fases deste material com a temperatura, sendo possível observar os campos das fases: líquida, γ - austenita (solução sólida do carbono em ferro gama), Fe₃C (carboneto de ferro)- cementita e α - ferrita (solução sólida do carbono em ferro alfa) e a grafita: variedade alotrópica do carbono (estrutura cristalina hexagonal).

Alguns elementos químicos apresentam variedades alotrópicas, isto é, estruturas cristalinas diferentes que passam de uma para outra em determinadas temperaturas, denominadas temperaturas de transição. O ferro apresenta três variedades: ao se solidificar (temperatura de aproximadamente 1540°C), o ferro apresenta estrutura cúbica de corpo centrado, chamada de ferro delta (Fe δ). Permanece nessa condição até cerca de 1390°C e, abaixo desta temperatura, transforma-se em ferro gama (Fe γ), cuja estrutura é cúbica de face centrada. Abaixo de 912°C, readquire a estrutura cúbica de corpo centrado agora, chamada de ferro alfa (Fe α). Continuando o resfriamento, a 770°C ocorre o ponto de Curie, isto é, ele passa a ter propriedades magnéticas.

- Reação peritética - (0,17%C / 1495°C): L (líquido) + δ (ferrita delta) $\rightarrow$ γ (austenita).
- Reação eutética- (4,3% de C / 1148°C): L (líquido) $\rightarrow$ γ (austenita) + Fe₃C (cementita).

A solubilidade do carbono na ferrita é muito pequena (máximo 0,008%) e pode ser considerada nula em muitos casos práticos. As reações relevantes no diagrama Fe-Fe₃C ocorrem durante o resfriamento e podem ser divididas em (CALLISTER, 2002):

- Reação eutetóide - (0,76% de C / 727°C): γ (austenita) $\rightarrow$ α (ferrita) + Fe₃C (cementita). Observando que o produto da reação eutetóide é uma mistura mecânica de duas fases (ferrita e cementita) denominada perlita.
- Aços eutetóides apresentam 0,76% de C.
- Aços hipoeutetóides apresentam % de C inferior a 0,76%.
- Aços hipereutetóides apresentam % de C superior a 0,76%
- O campo bifásico (α + γ) é denominado ZONA CRÍTICA.

Figura 1 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono (CALLISTER, 2002).

As possíveis transformações microestruturais para aços médio carbono encontram-se na região hipoeutetóide, na qual o resfriamento do material é representado na Figura 2, por meio do movimento da linha vertical yy' do ponto c (fase austenítica), para os pontos d e e (fase austenítica e ferrítica nos contornos de grãos) e ponto f (matriz perlítica composta por fases com ferrita e cementita, juntamente com fase ferrítica nos contornos de grãos).

Figura 2 - Esquema representativo das transformações dos aços hipoeutetóides (CALLISTER, 2002).

Quando temos um resfriamento fora do equilíbrio, ocorrem algumas fases ou transformações em temperaturas diferentes daquelas previstas no diagrama Fe-C. As curvas TTT (tempo, temperatura e transformação) possibilitam o controle das transformações, apresentam formas gráficas para representarem as mudanças microestruturais que o aço pode sofrer durante o resfriamento da fase austenítica, para a construção deste gráfico é utilizado resfriamento à temperatura constante (isotérmica), temos como exemplo a Figura 3, mostrando a curva TTT para os aços 4340, mostrando as possíveis transformações para este aço (ANAZAWA, 2007).

A bainita (regiões B da Figura 3) é um microconstituente dos aços formado a partir de um condicionamento térmico de resfriamento rápido (aproximadamente 10 a 10^4 segundos) da austenita em temperaturas que variam de 300 a 540°C (ABDALLA, 2006). Temperaturas acima de 540°C originam a perlita (ferrita e cementita - $\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$), e abaixo de 300°C martensita, sendo que a bainita geralmente se apresenta junto com estes outros microconstituintes, visto que na prática diferentes partes de uma peça resfriaram em velocidades diferentes.

Figura 3 - Curva TTT do aço SAE 4340 com 0,42% C, 0,78% Mn, 1,79% Ni., 0,80% Cr, 0,33% Mo (ANAZAWA, 2007).

Os valores de dureza e resistência à tração da bainita são maiores que os da perlita, pois suas partículas de ferrita e cementita são menores. Para a dureza, são encontrados valores médios entre 375 e 550 HV e sua principal característica é a maior tenacidade, quando comparada à martensita (CALLISTER, 2009). A Figura 4 exemplifica uma microestrutura bainítica observada ao microscópio óptico, com ataque nital e ataque com reagente para realçar contorno de grão (SOUZA, 2008). A bainita tem a mesma composição da austenita, sendo que durante a transformação bainítica pode-se observar a decomposição em duas fases: crescimento da ferrita seguida por uma precipitação dos carbonetos (BHADESHIA, 2001).

Figura 4 - Ataque Contorno de grão austenítico, com presença de bainita e martensita (336°C/60s) (ABDALLA, 2006).

A martensita é formada quando ligas de ferro, após serem austenitizadas, são resfriadas rapidamente (como no tratamento térmico de têmpera), se transformando em uma estrutura monofásica tetragonal de corpo centrado conforme observado nas Figuras 4 e 5. Os elementos de liga presentes em um determinado tipo de aço determinam sua temperabilidade, ou seja, qual a velocidade de resfriamento necessária, a partir da temperatura de austenitização, para que toda a austenita se transforme em martensita.

Lee e Su observaram que a morfologia da martensita consiste basicamente de ripas desalinhadas, as ripas têm cerca de 0,5μm de comprimento, são separadas por contornos de baixo ângulo e cada ripa de martensita é circundada por muitas células de discordâncias. Uma estrutura martensítica, embora apresente alta dureza, promove um cordão de solda frágil, diminuindo a ductilidade do material, o que é um efeito indesejável em peças soldadas.

No estado pós-têmpera, a microestrutura martensítica necessita de um tratamento térmico posterior à têmpera, denominado revenimento, aliviando as tensões através do processo difusional, além de reduzir a dureza.

A transformação martensítica pode ser considerada como uma transformação de fase espontânea de um material cristalino, em resposta às forças químicas internas e/ou esforços externos. Na segunda década do século passado Bain descobriu a existência de uma deformação intrínseca à transformação (mudança de forma) e propôs um mecanismo pelo qual a martensita poderia ser formada com um mínimo de movimentação atômica partindo da austenita. O mecanismo proposto foi descrito como deformação homogênea em que o movimento coordenado dos átomos converte a malha de Bravais cúbica de faces centradas (CFC) da austenita (γ) na tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita.

O início da transformação martensítica ocorre quando os primeiros volumes da fase austenítica se transformam em martensita. A temperatura na qual isso ocorre é conhecida como M_i (M_s). O resfriamento rápido da austenita limita a difusão do carbono, nitrogênio ou dos elementos de liga especiais, nela dissolvidos, para os seus lugares de preferência, como para formar carbonetos, mas em geral, não evita a transformação alotrópica da γ -Fe em α -Fe. A cinética de transformação tem dois tipos principais de transformação martensítica: atérmica e isotérmica (GUIMARÃES, 1981).

O primeiro tipo de transformação corresponde à transformação atérmica. Durante o processo de resfriamento, se a amostra for mantida em uma temperatura isotérmica, abaixo de M_s , e acima de M_f , a reação cessará no momento em que toda a amostra estiver na presente temperatura. Não haverá crescimento da fase até que a temperatura novamente decresça. Logo, o processo de nucleação do cristal é ausente de ativação térmica e esta transformação será denominada de transformação martensítica atérmica. Esse comportamento é observado em ligas Fe-C, Fe-Ni, Fe-Ni-C, etc. Uma possível explicação para o caráter atérmico é o fato de a austenita vizinha a uma placa de martensita ser fortemente deformada pela reação. Como os volumes das duas fases são diferentes, a martensita pode ter seu crescimento condicionado à resistência mecânica da fase mãe (austenita).

O segundo tipo de transformação é denominado isotérmico, na qual a quantidade de martensita formada é função da temperatura e do tempo. Assim, as transformações martensíticas isotérmicas se diferenciam das transformações atérmicas por serem dependentes do tempo (SANTOS, 2008).

Na transformação isotérmica o aumento inicial na taxa de transformação é devido à nucleação autocatalítica, na qual as primeiras martensitas formadas produzem outros

locais de nucleação de placas de martensita causando o subsequente aumento da taxa de nucleação. Entretanto, com o passar do tempo, a taxa de formação da martensita diminui e isto ocorre em virtude do chamado efeito de particionamento, isto é, a fração de volume transformado por evento de nucleação decresce progressivamente à medida que a fração volumétrica da matriz austenítica se divide em quantidades cada vez menores. Esse comportamento é observado em certas ligas de Fe-Ni-Mn, Fe-Ni-Cr-C, Fe-Ni e Fe-Ni-C.

As transformações da austenita para martensita envolvem cisalhamento da rede, sendo um processo de endurecimento, na Figura 5 pode-se observar a formação das plaquetas de martensita. A alta resistência da martensita está relacionada a muitas barreiras que dificultam a movimentação das discordâncias (DIETER, 1981).

Figura 5 - Morfologia das plaquetas de martensita de uma liga Fe-Ni-C (SANTOS, 2008).

3.2 OS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Aços de alta resistência e baixa liga, são aços com baixos teores de liga com altos limites de resistência, eles possuem as chamadas microadições de elementos de liga e associados com os tratamentos termomecânicos têm microestrutura com grãos finos, apresentando como principais características: são mais resistentes e tenazes que os aços carbono convencionais, são dúcteis, tem boa conformabilidade e são soldáveis. Na denominação de mercado, os aços de alta resistência e baixa liga podem ser classificados em (ASM, 1990):

- Aços patináveis - projetados para ter resistência à corrosão atmosférica elevada;
- Aços de laminação controlada - laminados a quente para desenvolver uma estrutura austenítica altamente deformada que se transforma em uma estrutura ferrítica equiaxial de grãos finos no resfriamento;
- Aços com perlita reduzida - reforçados por uma estrutura de grão finos de ferrita e endurecimento por precipitação, porém com baixo teor de carbono e, portanto, com pouca ou nenhuma perlita na microestrutura;
- Aços microligados – contém pequenas adições de elementos como nióbio, vanádio e/ou titânio para refinamento do tamanho de grão e/ou endurecimento por precipitação;
- Aço com ferrita acicular – possui teores muito baixos de carbono e endurecibilidade suficiente para gerar uma estrutura de ferrita acicular muito fina e resistente no resfriamento, no lugar da estrutura ferrítica poligonal usual;
- Aços dual phase ou bifásicos – processados para microestrutura de ferrita contendo pequenas regiões de martensita de alto carbono uniformemente distribuídas, resultando num produto com baixo limite de escoamento e alta taxa de encruamento, gerando um aço de alta resistência e conformabilidade superior.
- Aços multifásicos: com diferentes frações volumétricas das fases para otimizar as propriedades mecânicas desejadas.

Neste trabalho, estuda-se dois aços médio carbono sendo eles, o aço 4340 e o aço 300M, sendo o primeiro um aço ARBL e o segundo um aço ultra-alta resistência, sendo que o aço 300M é proveniente do aço SAE 4340 com algumas variações nos elementos da composição química, conforme mostrado na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química dos aços SAE 4340 e 300M conforme normas AMS 6359D (1980) e AMS 6416A (1973).

4340										
Elem. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
Quantidade	0,38-0,43	0,6-0,8	0,2-0,35	0-0,025	0-0,025	0,7-0,9	1,65-2	0,2-0,3	0-0,035	0
300M										
Elem. (%)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
Quantidade	0,41-0,46	0,6-0,9	1,45-1,8	0-0,015	0-0,015	0,7-0,95	1,65-2	0,3-0,5	0-0,35	0,05-0,1

A tecnologia dos aços 300M foi desenvolvida como um melhoramento do aço 4340, baseado no estudo do efeito dos elementos de liga nos aços em propriedades mecânicas como a tenacidade, que são sensíveis aos tempos e temperaturas de austenitização e revenimento (SANTOS, 2001).

A adição do molibdênio tende a melhorar a resistência mecânica e reduzir a suscetibilidade do material à “fragilização por revenimento”. O vanádio aumenta a resistência dos aços, sua temperabilidade e controla o crescimento de grão, formando carbonetos estáveis fortalecendo e refinando a ferrita. O endurecimento ocorre por precipitação de carboneto e nitreto de vanádio, estes elementos liga melhoram a fluência e diminuem a resistência à oxidação (CHIAVERINI, 2008).

Os elementos de liga podem ser classificados em elementos estabilizadores de austenita ou ferrita, formadores ou inibidores de carbonetos, sendo que o silício (Si) é um exemplo de elemento estabilizador de austenita (ANAZAWA, 2007).

A ultra-alta resistência mecânica dos aços é obtida por tratamentos térmicos. Por meio de um resfriamento adequado promoverá uma estrutura de alta dureza conhecida como martensita, no qual as dimensões das estruturas no reticulado tencionam o material. Então, faz-se o revenimento para melhorar a ductilidade e a tenacidade (CARVALHO, 2009).

O tratamento de normalização visa homogeneizar a granulação do material de aço após a fundição, laminação ou forjamento, sendo ainda usado como tratamento preliminar à têmpera e ao revenimento. Na normalização, o aço é mantido na temperatura de austenitização por um determinado tempo e depois resfriado lentamente ao ar, no qual se pode obter um aumento na resistência mecânica e uma melhoria significativa na tenacidade à fratura (YOUNGBLOOD, 1977). Os constituintes que se

obtem após a normalização são ferrita e perlita ou cementita e perlita e, dependendo do tipo de aço, bainita.

A têmpera consiste no arrefecimento desde o estado austenítico a uma velocidade tal que a reação eutetóide seja inibida, levando a formação de uma solução sólida de ferro saturada em carbono, sendo a rede do solvente deformada pelos átomos de soluto, fator que provoca um considerável aumento de resistência.

Durante o processo de resfriamento rápido ocorrem transformações no aço, tornando o material pouco elástico e frágil, criando tensões internas, o que é corrigido pelo revenido ou revenimento, que consiste em reaquecer a peça temperada a uma temperatura inferior à da austenitização, favorecendo o processo de difusão, aumentando a ductilidade e a elasticidade do aço.

A têmpera é um efeito que pode aparecer no processo de soldagem, pois envolve altas taxas de resfriamento em um curto período de tempo, sendo que boa parte da zona fundida e da afetada pelo calor transforma-se em martensita que fragiliza o cordão e deforma a peça. Tais inconvenientes são atenuados ou eliminados pelo revenimento (CALLISTER, 2003).

A temperatura de revenido e o tempo de manutenção desta temperatura influem decisivamente nas propriedades finais obtidas no aço: quanto mais tempo e/ou maior temperatura, mais dúctil se torna o aço. Os elementos de liga contidos no aço também influem no revenido, mudando o comportamento do aço no processo (endurecimento secundário). Todavia, quanto maior a temperatura empregada, mais o revenido tende a reduzir a dureza originalmente obtida na têmpera.

O aquecimento na martensita permite a reversão do reticulado instável tetragonal ao reticulado estável cúbico centrado da ferrita, produzindo rearranjos internos que aliviam as tensões e, além disso, induzem a precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram de acordo com a temperatura e o tempo, sendo assim, percebe-se que a temperatura de revenimento pode ser escolhida de acordo com a combinação das propriedades mecânicas que se deseja no aço temperado (CHIAVERINI, 1986).

3.2.1 O aço 4340

As ligas metálicas tratadas termicamente evoluíram dos aços-carbono na década de 1950, pois até então os aços apresentavam baixa resistência mecânica e péssima soldabilidade. Este desenvolvimento foi impulsionado no final da década de 1960, por

imposição dos programas aeroespaciais, principalmente os de cunho militar, na área de mísseis balísticos intercontinentais nos Estados Unidos da América, União Soviética e França, com a intenção de obter materiais mais resistentes mecanicamente. Essa evolução ocorreu partindo das primitivas ligas ferro/carbono, passando por uma série de combinações até chegar às ligas com percentual de carbono muito baixo, composição química com altos teores de elementos ligantes tais como níquel, cobre, vanádio, silício, manganês, entre outros. Na comunidade européia, após tentativa frustrada de se empregar o aço VASCOJET 1000, foi decidido usar o aço 4340 modificado, o aço *Maraging* e a liga de Ti-6Al-4V.

No início de 1970, o CTA selecionou algumas ligas para serem estudadas e empregadas em sua família de foguetes SONDA, que seria a família precursora do VLS (Veículo Lançador de Satélites) e para o próprio VLS, após examinar todas as possibilidades de desenvolver e produzir aços (SAE 4340, MARAGING, VASCOJET 1000 e 300M), optou pela utilização dos aços 4340 e 300M (BOSCOV, 1996).

Os aços 4340 possuem alta temperabilidade, alta resistência mecânica, elevada tenacidade, contudo, usinabilidade e soldabilidade ruins. É possível se obter neste aço boa forjabilidade, facilidade para tratamento térmico e baixa susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio e boa resistência à fadiga. A dureza na condição temperada varia de 54 a 59 HRC, são considerados de baixo custo e alta relação resistência/massa específica. (SOUZA, 1999).

No processo de têmpera encontram-se alguns efeitos indesejáveis, a redução da ductilidade (baixos valores de alongamento e estrição), da tenacidade e o aparecimento de apreciáveis tensões internas.

Como a soldagem envolve altas taxas de resfriamento, boa parte da zona fundida e parte da zona termicamente afetada pelo calor transformam-se em martensita. Tais inconvenientes são atenuados ou eliminados pelo revenimento.

As propriedades mecânicas com microestruturas martensíticas do aço 4340, mostraram-se fragilizadas, sendo necessário o estudo de processos de revenimento em diferentes temperaturas. Nos ensaios de tração e fadiga com deformação constante, foi observado que quanto maior a temperatura e tempo de revenimento menor a resistência mecânica e dureza do aço, contudo a ductilidade aumenta, sendo que as falhas

apresentaram-se de modo dúctil exceto na temperatura de 300°C, no qual a martensita revenida é fragilizada pela ocorrência de austenita retida (LEE; SU, 1997).

3.2.2 O aço 300M

O aço 300M é basicamente um aço SAE 4340, modificado com a adição de teores de silício, próximos a 1,6%, porém com concentrações de carbono e molibdênio ligeiramente maiores, além de conter vanádio. Este aço apresenta, como características principais, alta profundidade de têmpera, boas ductilidade e tenacidade, e limites de resistência à tração de 1860 a 2070 MPa. Muitas das propriedades deste aço são similares às do aço 4340, exceto que, devido à presença de uma maior porcentagem de silício, ao aço 300M apresenta uma maior temperabilidade, devido ao retardamento das transformações austeníticas e endurecimento por solução sólida, e uma melhora na resistência mecânica em altas temperaturas (PHILIP, 1978).

Durante a utilização do aço 300M em envelopes de motor foguete, foi constatada a baixa soldabilidade deste aço, e duas soluções paralelas para este problema foram estudadas no Brasil: primeiramente, a solução conhecida, que usa o aço SAE 4340 nas partes soldadas, tratadas para um limite de resistência à tração de 1460 MPa e aço 300M apenas para o fechamento do extremo traseiro e a segunda solução, mais inovadora e arriscada, utilizaria somente o aço 300M, tratado termicamente para atingir um limite de resistência à tração de 2000 MPa (ANAZAWA, 2007).

Alguns estudiosos relacionam a resistência mecânica do aço 300M, seu maior endurecimento e melhor soldabilidade com a adição de alguns elementos químicos como o silício, vanádio e diminuição do carbono (ASM, 1990). Sabe-se que o carbono, quando utilizado em altas concentrações, é responsável por um elevado endurecimento da liga metálica devido às estruturas martensíticas, o que acarreta a perda de sua tenacidade durante o tratamento térmico de têmpera, levando a fragilização da estrutura. Portanto, o controle efetivo da concentração de carbono merece atenção especial, de forma que ele seja mantido em concentrações mais baixas, tanto quanto possível, para propiciar melhoria nas propriedades de soldabilidade e da tenacidade à fratura (MEI; SILVA, 2006).

As técnicas de fusão e de processamento mecânico têm melhorado a tenacidade desses aços. A qualidade de matérias-primas, inclusões, a fusão à vácuo e tratamentos térmicos, por exemplo, geram propriedades muito melhores (TOMITA; OKAWA,

1993), sendo assim, a tenacidade do aço poderá ser elevada com o revenimento (aparecimento de estruturas tais como ferrita e cementita) e pouca presença de enxofre e fósforo.

Quando o aço 300M é tratado termicamente para níveis de resistência mecânica maiores que 1380 MPa, ele torna-se susceptível à fragilização pelo hidrogênio, sendo necessário alguns cuidados tais como: após decapagem e/ou galvanização o material deverá ser mantido aquecido (aproximadamente 190°C) por um determinado tempo (PHILIP, 1978).

Os tratamentos térmicos típicos para os aços 300M são (NICOLETTI, 2004):

- Normalização: aquecimento entre 915 e 940°C por um tempo variável, segundo o tamanho da peça e resfriamento ao ar. Lembrando que o aço 300M deve ser normalizado e revenido ou recozido após soldagem porque endurecem por têmpera com resfriamento ao ar (PRADO, 1990).
- Têmpera: austenitização entre 860 e 885 °C. Resfriamento ao óleo até abaixo de 70°C ou resfriamento em banho de sal entre 200 e 210°C. O aço é mantido por 10 minutos no banho, seguido de resfriamento ao ar até abaixo de 70 °C.
- Revenimento: aquecimento por 2 a 4 horas entre 260 e 315°C. É recomendado duplo revenimento. Este procedimento de revenimento produz a melhor combinação de alta tensão de escoamento e altas propriedades de impacto.

Outros estudos envolvendo tratamentos térmicos foram realizados, como os tratamentos isotérmicos e intercríticos abaixo de 350°C no qual apresentaram frações de 15% em média de austenita retida, e aumento de 87% no limite de escoamento após envelhecimento por deformação (ANAZAWA et al, 2008). Neste caso, foi observado o efeito TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*), pois apresentam maior plasticidade mediante a ocorrência de transformação de fase induzida por deformação plástica. Estes aços possuem baixos teores de elementos de liga, entre eles silício, alumínio e magnésio. A microestrutura do aço TRIP é complexa, mas consiste basicamente de uma dispersão fina de austenita retida em uma matriz ferrítica em coexistência com martensita e bainita. O efeito TRIP resulta da transformação contínua da austenita metaestável em martensita, proporcionando ao aço uma deformação uniforme e uma maior absorção de energia no ensaio de impacto. Esse efeito é visto nos aços 300M

multifásicos, sobretudo quando são aplicados tratamentos térmicos abaixo de 350° C (TOMITA; OKAWA, 1993).

3.3 SOLDAGEM DOS AÇOS 4340 e 300M

A soldagem de aços martensíticos é sempre temida na indústria, pois estes são suscetíveis à formação de defeitos tais como porosidades e trincas. Contudo, quando se realiza um processo de soldagem adequado à combinação do tipo de material e às dimensões do componente, é possível se obter uma junta íntegra e com propriedades mecânicas otimizadas (ZEEMAN, 2003).

A soldabilidade e usinabilidade dos aços SAE 4340 são baixas. No entanto, com a diminuição do teor de carbono a soldabilidade tende a melhorar (TOMITA, 1993). Os aços 300M possuem adições de elementos ligas que favorecem a soldagem desde que estejam na condição normalizada ou recozida (KEY TO STEEL, 1999). A resistência mecânica desejada é obtida após o tratamento térmico da peça soldada.

Os aços multifásicos, com microestrutura complexa (bainita, ferrita, martensita, carbonetos e austenita retida), apresentam microestruturas martensíticas após soldagem, pois se fundem e resfriam muito rapidamente, promovendo um cordão de solda frágil, diminuindo a ductilidade do material, o que é um efeito indesejável em peças soldadas.

Visando a melhoria da tenacidade das juntas soldadas, Youngblood e Raghavan (1977) estudaram os efeitos da alta temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do aço 300M, constataram um aumento na resistência mecânica e uma melhoria significativa na tenacidade à fratura devido à dissolução de uma segunda fase com estrutura CFC, solúveis na faixa de austenitização entre 926°C a 982°C e precipitam em temperaturas entre 204 a 315°C.

3.3.1 Tratamento térmico pós-soldagem

Num processo de soldagem por fusão de aços médio carbono, ocorre liquefação do metal da junta, iniciando-se em seguida a solidificação por resfriamento rápido, dando origem a uma estrutura composta, em sua maioria, por martensita (CHIAVERINI, 1986)

Um aquecimento (revenimento) da martensita permite o rearranjo interno (difusão) que aliviam as tensões e, além disso, induzem a precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram de acordo com a temperatura e o tempo.

Nas faixas entre 100 e 250°C, ocorre a precipitação do carboneto de ferro de reticulado hexagonal e temos uma queda na dureza, entre 200 e 300°C as austenitas retidas tendem a transformarem-se em bainitas (CHIAVERINI, 1986).

Entre 250 e 350 °C observa-se a formação de carboneto, sobretudo em aços de alto carbono, e já se nota, ao microscópio, uma mudança sensível na estrutura; esta se apresenta como uma massa escura, que era, até há algum tempo atrás, chamada de “troostita”; a microdureza continua caindo, e entre 400 e 600 °C, os carbonetos precipitados adquirem uma formação esferoidal sobre um fundo de ferrita fina acicular, Estas estruturas são chamadas de “sorbíticas” (CHIAVERINI, 1986).

Entre 600 e 700°C começa a ocorrer a recristalização e o crescimento de grãos; os carbonetos precipitados, em particular a cementita nos aços carbono, apresentam-se em forma nitidamente esferoidal sobre o fundo de ferrita; essa estrutura é chamada frequentemente de “esferoidita”. Essa estrutura é muito tenaz e mole: sua dureza varia de 5 a 20 Rockwell C (CHIAVERINI, 1986).

O revenimento duplo em temperaturas de aproximadamente 300°C produz a melhor combinação de alta tensão de escoamento e altas propriedades de impacto. Lee e Su (LEE & SU; 1970) estudaram aços ARBL, no qual realizou-se a austenitização a 850°C por 30 minutos, resfriaram em óleo com posterior revenimento nas seguintes temperaturas: 100, 200, 250, 300, 400, 500 e 600°C, por 2 horas e 48 horas, respectivamente, sendo observado que o comportamento mecânico do material foi fortemente afetado pela temperatura e tempo de revenimento. Observou-se que, em cdp's revenidos, a resistência e a dureza decrescem com o aumento da temperatura e do tempo de revenimento, entretanto o efeito da temperatura é mais significativo do que o efeito do tempo de revenimento; já a estrição e o alongamento aumentam com a temperatura e tempo de revenimento. Porém, existe um decréscimo na tenacidade e na ductilidade à temperatura de 300°C, o que foi correlacionado com a austenita retida e com a formação de filme de carbonetos que é decomposto nos contornos de grãos da austenita retida.

A microdureza sofre quedas constantes no cordão com o aumento da temperatura de revenimento. Quando este tratamento à temperatura de 300°C é realizado, pode-se ocorrer fragilização, tanto na região soldada como no material base. Ao ser utilizada a temperatura de 500 °C ou superior para o revenimento, ocorre crescimento de grão e precipitação secundária, alterando a microestrutura do material base, zona fundida e zona termicamente afetada (LEE; SU, 1970; CARVALHO, 2009).

3.4 O LASER

A palavra laser pode ser traduzida como “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação” (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation), sendo um dispositivo que produz radiação eletromagnética com características muito especiais como frequência bem definida (monocromática) e relações de fase bem definidas (coerente), além de ser colimada (propaga-se como um feixe paralelo) (ALLEN, 2004).

Em 1916, Albert Einstein lançou os fundamentos da emissão estimulada, a partir dos postulados de Max Planck. A teoria ficou esquecida até o final da Segunda Guerra Mundial. Em 1953, Charles Hard Townes, James P. Gordon e Herbert J. Zeiger produziam o primeiro maser, que produzia um feixe de microondas. Nikolai Basov e Aleksander Prokhorov, da União Soviética, trabalharam de forma independente em um oscilador quantum e elaboraram a emissão contínua utilizando duas fontes de energia com níveis diferentes.

O laser pode ser formado por radiação com frequência variando do ultra-violeta ao infr-vermelho do espectro, o efeito físico por trás de seu funcionamento é a emissão estimulada, prevista pelo físico Albert Einstein, como condição necessária ao balanço dos níveis de energia.

Por suas propriedades especiais, o laser é hoje utilizado nas mais diversas aplicações, sendo produzido por materiais como o cristal de rubi dopado com safira, mistura de gases no caso do hélio e neônio, dispositivos de estado sólido como laser díodo, moléculas orgânicas como os lasers de corante, e no uso industrial, o laser de CO₂ (dióxido de carbono) vem cada dia mais sendo utilizado (LIMA, 2008).

3.4.1 Fontes de laser

Um corpo está em equilíbrio termodinâmico quando as taxas de emissão e absorção de radiação são iguais. No entanto, existem níveis ocupados fora do equilíbrio termodinâmico, apresentando uma distribuição de níveis de energia anormal.

Uma distribuição de estados pode ser alterada artificialmente de tal forma que o número de espécies ocupando níveis superiores exceda aqueles dos níveis inferiores, “bombeando” a população, utilizando uma fonte externa de energia. A inversão de população é pré-requisito essencial para a geração do laser. Agora existe um potencial termodinâmico cuja energia será liberada na forma de luz (LIMA, 2008).

Várias fontes de energia externas podem ser usadas para excitar as espécies: em lasers industriais, as mais comuns são: elétrica, óptica e química. Espécies gasosas absorvem radiação em vários intervalos discretos dos comprimentos de onda (linhas), assim a excitação elétrica, que produz energia em uma banda larga, é comum em lasers a gás. Os meios sólidos não são facilmente excitados eletricamente, mas o bombeamento óptico pode ser muito eficiente em lasers de estado sólido. Métodos químicos são geralmente mais difíceis de serem controlados, mas são bastante efetivos na excitação dos lasers líquidos. A eficiência na criação da inversão de população está ligada a um grande número de níveis superiores de absorção, permitindo que a energia seja absorvida dentro de uma faixa de frequência apreciável. Essencialmente, o nível de absorção alimenta o nível superior laser. A transição entre os níveis de energia laser superior e inferior causa o efeito laser. A luz pode ser gerada por emissão estimulada de fótons, contudo o laser precisa de amplificação através da cavidade ótica (LIMA, 2008).

Um laser necessita de componentes básicos:

- Meio ativo onde a luz pode ser amplificada por emissão estimulada de radiação;
- Excitação do meio, através de uma fonte de excitação ou bombeamento, para manter a inversão de população;
- Meio para promover o ganho do laser, sendo a cavidade óptica;
- Mecanismo para permitir que uma quantidade de energia deixe o meio para ser usada em aplicações.
- Sistemas de potência, refrigeração e controles diversos.

Lasers industriais são normalmente classificados por meio ativo:

- Gás
- Sólido isolante
- Semicondutor
- Líquido

Lasers que utilizam o gás como meio ativo são muito comuns no mercado e podem ser divididos em três: gás neutro (He-Ne), gás ionizado (laser argônio) e gás molecular (laser CO₂). O laser com meio ativo sólido mais utilizado, é o Nd:YAG com eficiência de até 3% (LIMA, 2008).

Os atuais lasers industriais de alta potência, usados para o processamento de materiais, geralmente utilizam misturas gasosas contendo dióxido de carbono (CO₂) ou cristais de óxido de ítrio-alumínio dopado com neodímio (Nd:YAG) como meio ativo (onde é produzido o laser). Nos lasers de CO₂, o meio ativo é uma mistura gasosa de CO₂, N₂ e He, cuja fonte de excitação (bombeio) é uma descarga elétrica. No caso dos lasers do tipo Nd:YAG, os cristais são excitados por meio de diodos ou lâmpadas para a produção do laser (LIMA, 2008).

No presente estudo utilizou-se um laser a fibra. O lasers a fibra de Yb: Vidro possuem uma eficiência elétrica em torno de 20%, tamanho compacto, e requisitos de resfriamento reduzidos. O laser a fibra possui alta qualidade do feixe para um comprimento de onda de 1,07 μm , tornando-o apropriado para soldagem e corte de metais. Em um laser a fibra de Yb: vidro, o meio ativo é contido na própria fibra, ou seja, um núcleo de sílica dopada com itérbio e revestido por um revestimento de sílica não dopada. Este tipo de laser pode atingir até 40 kW de potência, porém, devido ao seu aparecimento recente, existem poucas aplicações em processamento de materiais até o momento (CARVALHO, 2009).

Laser a fibra é um tipo de laser no qual o meio ativo é uma fibra óptica dopada com terras-raras, como itérbio, túlio ou érbio, conforme Figura 6. O bombeamento é geralmente realizado por diodos. O comprimento do meio de ganho (fibra) é extremamente grande. O meio pode suportar vários kW de emissão, pois a alta relação comprimento/diâmetro permite boa extração de calor. A distorção do feixe é minimizada pela guia de onda (fibra). Um equipamento típico é feito de uma fibra de vidro multi-camada dopada por itérbio com emissão entre 1.07 e 1.08 μm , ou por túlio com λ entre 1.7 e 2.2 μm ou érbio com λ igual a 1.54 μm . Extremamente estáveis, sem

manutenção por mais de 20.000 horas, têm qualidade de feixe excepcional (LIMA, 2008).

Figura 6 - Laser a fibra ótica (LIMA, 2008).

3.4.2 Soldagem a laser

A soldagem a laser limita as dimensões da zona afetada termicamente, reduz a rugosidade da superfície soldada, elimina efeitos mecânicos ou estabelece rotinas de automatização.

O processo de soldagem a laser pode se proceder de duas maneiras: por condução e por penetração. O material a ser soldado é ajustado no suporte, onde o feixe laser é focado, então o metal é aquecido até seu ponto de fusão e, em seguida, resfriado após a saída do feixe conforme exemplo da Figura 7.

Os lasers podem ser operados de duas maneiras, pulsado ou contínuo. Em regime pulsado o laser pode liberar potências de pico muito elevadas em períodos curtos de tempo e são aplicados em operações de corte. O sistema contínuo é preferido para soldagem, pois permitem cordões mais regulares e com menos defeitos tais como vazios e porosidades (LIMA, 2008).

Vários parâmetros devem ser levados em conta na soldagem a laser, entre eles podemos destacar a velocidade de soldagem, a largura temporal do pulso, a frequência destes pulsos, a taxa de sobreposição (que depende dos 3 fatores anteriores, caso o laser seja pulsado), o gás de proteção, o fluxo do gás de proteção, o bocal de distribuição do gás, a distância do bocal até a superfície e a posição do foco em relação à superfície das peças a serem soldadas, a intensidade do feixe, a potência do laser e a posição do foco (TZENG, 2000).

Figura 7 - Estação de processamento de materiais com laser a fibra (OLIVEIRA, 2008).

A soldagem a laser é um método de união que usa energia proveniente de um feixe de luz colimada, eficiência típica de $0,35 \text{ kJ.mm}^{-1}$, e que inevitavelmente envolve fusão e solidificação, com intensidade de 10^4 a 10^9 W.cm^{-2} , podendo ocorrer por condução ou penetração (LIMA, 2008).

Ao envolver a energia do laser da superfície para o seu interior, a soldagem por condução pode ser transmitida por emissão contínua ou pulsada com atmosfera de proteção e intensidade relativamente baixa conforme Figura 8a.

A soldagem por penetração utiliza maior potência, pois envolve a vaporização do material base. A alta intensidade do feixe cria uma cavidade de vapor ao redor do metal líquido, chamada “*keyhole*”, então se tem o equilíbrio entre densidade, viscosidade e pressão hidrostática, permitindo alta razão de aspecto (relação entre comprimento e largura do cordão) e a seção transversal da solda tem formato em “V” conforme Figura 8b. (LIMA, 2008).

Figura 8 - Soldagem a laser por condução (a) (energia difusiva, pequena penetração e pequena vaporização), por penetração (b) (energia concentrada, alta penetração e alta vaporização) (LIMA,2008).

Num processo altamente dinâmico como a soldagem a laser, instabilidades no processo levam comumente à formação de porosidades, sendo que as porosidades mais severas podem ser oriundas do desacoplamento do laser.

Alguns defeitos como porosidades, vazios e microtrincas, podem ocorrer durante a soldagem não otimizada. Os poros são causados pelo controle incorreto e podem colaborar nas alterações microestruturais, fragilização e na presença de tensões residuais (LANCASTER, 1999). A porosidade pode ser oriunda do desabamento do *keyhole* quando o acoplamento entre material e feixe se torna instável, outra possibilidade é a desgaseificação do metal líquido com consequente aparecimento de bolhas, conforme mostrada na Figura 9.

Figura 9 - (a) Desenvolvimento do Keyhole com balanço entre pressão do vapor, força de recuo, tensão superficial e pressão hidrostática. (b) Perturbação inicial notada pela instabilidade da parede posterior. (c) Colapso do Keyhole que aprisiona vapor metálico próximo a raiz. (d) Reestabelecimento do Keyhole (LIMA, 2008).

Outro exemplo de defeito, ocasionado pelo processo de soldagem a laser, é o aparecimento de trincas, que podem se apresentar de três tipos: trincas a frio (material já solidificado), trincas a quente (ocorrem no último estágio da solidificação, em presença de um filme líquido de baixo ponto de fusão, que ocupa os contornos de grãos, espaços interdendríticos ou intercelulares da liga) e trincas de liquefação da ZTA, no qual durante o aquecimento, pode ser que ocorra a fusão de alguma fase intergranular, levando à formação de vazios.

O estudo dos aços e ferros fundidos sempre começa pelo diagrama Fe-C, que apresenta um mapa das fases presentes em equilíbrio termodinâmico, no qual na soldagem, outras microestruturas intervêm, devido ao processo rápido de solidificação, levando à modificação da localização das linhas do diagrama, pois algumas fases são favorecidas pela taxa de resfriamento conforme observado na Figura 10 (estas fases são chamadas de metaestáveis). Com o aumento da velocidade de resfriamento têm-se o aparecimento de microconstituintes diferentes da perlita e ferrita, pois o processo de difusão não é favorecido. Inicialmente na Figura 10 pode observar a formação de ferrita

e perlita grossa, com o resfriamento mais rápido, tem-se o aparecimento de ferrita e perlita fina, aumentando a taxa de resfriamento observa-se o aparecimento de bainita e num resfriamento rápido (brusco) observa-se a formação de martensita.

Figura 10 - Microestruturas favorecidas pela taxa de resfriamento do aço.

Na Figura 11 são apresentadas regiões imediatamente adjacentes à zona de fusão e que estão sujeitas a altas temperaturas, levando a transformação de fase austenítica e o crescimento de grão. O tamanho de grão da ZTA também é favorecido pela presença de austenita, pois a sua condutividade térmica é menor causando um acúmulo de energia local, baixo resfriamento e consequentemente o crescimento de grão (MUJICA et al., 2010). O tamanho médio da austenita (γ) diminui rapidamente com o distanciamento da zona fundida (ZF), lembrando que a austenita fina possui melhor propriedade mecânica. Conforme a temperatura diminui ao se afastar da interface ZF e ZTA, as regiões se tornam parcialmente austenitizadas com alto teor de carbono devido a difusão, a parte que não se transforma em austenita torna-se revenida, ao continuar se afastando tem-se um gradiente de revenimento. Após resfriamento, próximas a ZF, a matriz se apresentará martensítica e bainica (LIMA, 2008).

Figura 11 - Metalurgia da soldagem a laser do aço (LIMA, 2008).

Nos estudos de Carvalho (2009) os cdps foram fixados num dispositivo conforme Figura 12 e soldados a laser, no qual ficou constatado que a profundidade de solda é maior quando maior a potência e menor a velocidade do laser. Os corpos de prova soldados, sem revenimento, são muito frágeis e possuem tensão de ruptura de cerca de 1/3 daquele observado nos cdps inteiriços, já no caso dos cdps soldados e revenidos a 200 e 400 °C, o limite de escoamento é ligeiramente superior e a tensão de ruptura é ligeiramente inferior ao material inteiriço. O alongamento dos cdps ficou em 4,0 e 4,7 % para os tratamentos de revenimento a 200 e 400 °C, respectivamente (CARVALHO, 2009).

Figura12 - Dispositivos para fixação de materiais para soldagem a laser do IEAv: a) Fixação para corpo de prova (cdp), b) Fixação para chapas.

3.5 OS TRATAMENTOS DE SUPERFÍCIES TERMOQUÍMICOS

As técnicas de endurecimento de superfície de peças e ferramentas são largamente empregadas na indústria por proporcionar ao material elevadas durezas superficiais ao mesmo tempo em que mantém um núcleo relativamente tenaz (LAMPMAN, 1991; DAVIS, 2002; KRAUSS, 2005).

Os tratamentos termoquímicos são aqueles que combinam a ação do calor com a ação química e o resultado é o enriquecimento de uma camada, ou mesmo todo o volume, de uma peça com um elemento metálico ou não metálico geralmente difusivos tais como: carbono, nitrogênio e boro.

Dentre os processos empregados, destaca-se a nitretação, que consiste na difusão do nitrogênio atômico na superfície do metal.

Tendo como finalidade o endurecimento superficial através da adição de elementos químicos na superfície do material, levando à difusão e precipitação de fases, mudando a estrutura inicial da superfície do componente. Estes tratamentos apresentam como resultado a melhora da resistência ao desgaste da peça sem afetar a ductilidade no seu interior.

Alguns métodos são empregados para endurecimento superficial tais como: adição de camadas, recobrimento metálico (*hardfacing*) camadas soldadas, recobrimento sem solda (*thermal spray*), revestimento (*coating*), deposição química a vapor e outros.

Além dos métodos convencionais de endurecimento por difusão temos: métodos de endurecimento seletivo *flame hardening* (endurecimento por chama direta), *induction hardening* (endurecimento por indução), *laser hardening*, *ion implantation*, *selective carburizing or nitriding* e métodos difusivos de endurecimento (métodos que envolvem a modificação química da superfície e que necessitam de aquecimento para aumentar a difusão dos elementos na superfície da peça).

3.5.1 O tratamento termoquímico superficial de nitretação

A nitretação, desenvolvida inicialmente para ligas ferrosas, é realizada no campo de estabilidade da ferrita, no sistema Fe-N, no qual se promove enriquecimento superficial usando-se de um ambiente nitrogenoso à determinada temperatura, buscando com a difusão do nitrogênio o aumento da dureza do aço até certa profundidade.

Tradicionalmente, a nitretação é realizada pelos processos gasoso (com amônia) e líquido (em banhos de sais). Na nitretação, o nitrogênio atômico penetra na superfície do metal e se difunde para o seu interior, formando com os elementos de liga, como cromo e alumínio, finas dispersões de nitretos. Estes precipitados elevam a dureza da superfície, introduzindo uma tensão compressiva na superfície, propriedades estas benéficas tanto para redução do desgaste, quanto para o aumento da vida em fadiga (NICOLETTI et al., 1996).

O endurecimento ocorre pela formação de uma zona de difusão (camada difusa, CD) e de uma camada de compostos (camada nitretada, CN). Por utilizar temperaturas relativamente baixas e não necessitar de uma posterior têmpera para que ocorra o aumento de dureza, este tratamento termoquímico é preferido quando se requer um mínimo de variações dimensionais nas peças (KNERR et al., 1991; O'BRIEN; GOODMAN, 1991). Contudo, nos processos convencionais de nitretação, são empregadas altas temperaturas em longos períodos de tempo, causando um indesejável revenimento que acaba por diminuir a dureza do núcleo a patamares indesejáveis (PINEDO, 2009).

A nitretação tem menos empenamento em relação a cementação, porém, a camada é muito mais fina, observando que algumas propriedades podem ser alteradas, aumentando sua dureza, resistência à corrosão, fadiga, desgaste, resistência térmica e diminuindo o atrito pela incorporação de átomos de nitrogênio na estrutura do material.

Nas últimas duas décadas tem havido diversos progressos na tecnologia utilizada nos processos de tratamentos de superfície, principalmente com o desenvolvimento do método de nitretação por plasma em forno a vácuo e métodos de implantação iônica.

Apresentando muitas vantagens, a Nitretação sob Plasma é uma tecnologia utilizada de forma crescente em todo o mundo e particularmente em crescimento no Brasil. Existem vários processos de tratamento termoquímico de nitretação disponíveis industrialmente, contudo a nitretação a plasma mostra vantagem, por sua versatilidade, precisão e reprodutibilidade no controle sobre a metalurgia da superfície nitretada.

A nitretação a plasma pulsado é uma nova tecnologia sendo realizada em temperaturas relativamente baixas (~550 °C) e representa uma nova alternativa aos processos convencionais. A técnica é limpa, segura e relativamente simples de usar, sendo cada vez mais comum em aplicações industriais, envolvendo nitretação de aços carbono, ligas, materiais sinterizados, podendo inclusive ser combinada com

carburização, oxidação, a formação de filmes finos tais como nitreto de titânio. Algumas das principais aplicações são nitretação de ferramentas de corte, peças sinterizadas, eixos, matrizes e estampas.

3.5.2 O tratamento termoquímico de superfície de nitretação a plasma

Diferentemente de outras técnicas, tais como nitretação gasosa e banhos de sais, a nitretação a plasma permite um controle apurado das espécies precursoras do processo resultando em um produto de alta qualidade. O processo de nitretação sob plasma foi desenvolvido por Berghaus no início dos anos 30, do século XX, não tendo sido continuado em função das restrições tecnológicas encontradas na época em controlar os principais parâmetros do processo.

Os avanços tecnológicos, principalmente relacionados à eletrônica, automação e informatização, permitiram o pleno desenvolvimento da tecnologia de plasma, a partir do final do século XX. Esse processo é realizado em níveis de vácuo que variam entre 100 Pa e 1.000 Pa. A tensão de operação, da ordem de 0,2 kV a 1 kV, é fornecida ao sistema por uma fonte pulsada, com forma de onda quadrada de duração entre 50 s e 200 s e repetição do ciclo entre 50 s e 2.000 s. A tecnologia da descarga incandescente, que introduz nitrogênio na superfície do aço, emprega a energia elétrica de alta voltagem para excitar o gás e ionizá-lo. Forma-se então um plasma no vácuo, através do qual os íons de nitrogênio são acelerados com objetivo de bombardear a superfície do aço, ocorrendo a absorção do nitrogênio e difusão com direção ao núcleo (CHIAVERINI, 2008).

O processo de nitretação inicia-se pela aplicação de uma diferença de potencial entre dois eletrodos (CHIAVERINI, 2008; PINEDO, 1995). Quando a diferença de potencial é aplicada entre o catodo e o anodo, na presença de uma mistura gasosa composta basicamente de N_2 e H_2 parcialmente ionizados, o sistema mantém a neutralidade globalmente em condições de temperatura e pressão específicas, e ocorre a geração de uma descarga brilhante (*glow discharge*), que determina a ocorrência do plasma. Nesse processo, as moléculas gasosas são dissociadas, os íons carregados positivamente são acelerados para a superfície do anodo (peça) e os elétrons são direcionados para o catodo (carcaça). A aceleração dos íons na direção do material

ocorre devido a aplicação de um campo elétrico negativo nas peças a serem tratadas. Após implantação, estes íons neutralizam-se e penetram por difusão térmica no corpo do material, conforme mostrado na Figura 13, lembrando que a presença de oxigênio/ar residual deve ser controlada para permitir uma boa formação da camada nitretada.

A energia proveniente desse bombardeamento iônico é suficiente para promover o aquecimento das peças e intensifica o processo de difusão. Na nitretação sob plasma, o controle sobre a metalurgia da camada nitretada é, sem dúvida, a vantagem mais importante no processo. Um sistema computadorizado permite a introdução individual e precisa dos gases (PINEDO, 2009).

Figura 13 - Esquema do processo de nitretação a plasma (PINEDO, 2009).

Num aço de “baixa liga” tipo 4140 o carbono forma compostos intersticiais com o Fe formando as fases γ , α , cementita e Fe_3C ortorrômbica. A camada nitretada é geralmente composta por duas fases metalúrgicas, sendo que a fase alfa (CCC), do aço 4140, muda para uma mistura entre a fase épsilon (ϵ , Fe_{2-3}N , HCP, hexagonal compacta) e a componente γ' (Fe_4N). A espessura da parte mais externa (CN), varia de acordo as exigências entre 3 e 20 μm . A Figura 22 mostra claramente os componentes da camada nitretada formadas pela camada branca (ϵ e γ'), a zona de difusão (γ e α) e o núcleo (α) do material.

Figura 14 - Micrografia de uma amostra de aço 4140 nitretada (PINEDO, 2009).

No tratamento de nitretação a plasma é possível controlar a obtenção da camada difundida, obtendo boa dureza e tenacidade da camada em função dos precipitados nos contornos dos grãos sem formação de camada branca, sendo recomendado para situações onde o material sofrerá solicitações correspondentes a cargas dinâmicas e altas tensões compressivas.

A Nitretação por Plasma é ainda, um processo compatível às novas exigências ambientais. Este processo não causa dano ambiental e não produz misturas gasosas explosivas ou prejudiciais à saúde, podendo ser instalado em áreas normais do fluxo produtivo sem qualquer preocupação adicional. No futuro, este processo terá um papel importante por ser um processo que não causa qualquer impacto negativo ao meio ambiente e ao ser humano, portanto dentro da filosofia da NBR ISO 14.001 (PINEDO, 2004).

3.5.2.1 Vantagens do tratamento de superfície de nitretação a plasma

O tratamento termoquímico a plasma, quando comparado a métodos tradicionais de nitretação banho de sal ou nitretação gasosa, oferece diversas vantagens como (PINEDO, 2004; CHIAVERINI, 2007):

- É realizado a vácuo e com uma temperatura inferior aos métodos convencionais de nitretação, proporcionando uma menor distorção do reticulado, camada uniforme, eliminação ou minimização o trabalho de acabamento das peças;

- Permite conseguir melhores propriedades metalúrgicas com materiais de custo menor e maior dureza superficial;
- Enquanto que a nitretação gasosa produz na superfície uma camada composta de características quebradiças (denominada camada branca), a nitretação com plasma produz uma camada densa, não porosa, muito dura, mas não quebradiça e com um baixo coeficiente de atrito, ao que se soma uma excelente resistência ao desgaste;
- Permite a proteção de regiões que não devem ser tratadas através do uso de uma técnica de máscara que é simples e de baixo custo;
- Permite resultados reprodutíveis e de qualidade constante devido ao controle microprocessado dos parâmetros do processo;
- Não produz contaminação ambiental, pois o processo de nitretação com plasma usa baixa quantidade de gases neutros, enquanto que os processos convencionais usam sais tóxicos ou grandes quantidades de gases tóxicos;
- Apresenta menor custo se comparado aos processos convencionais, por ser um processo mais rápido, que usa menores quantidades de produtos químicos, sem necessidade de retrabalho e com menor refugo;
- Possibilita a combinação da ação termoquímica com o processo de deposição;
- Incremento de vida útil das peças tratadas;
- Mínima alteração dimensional das peças;
- Boa penetração do plasma em orifícios permitindo nitretação uniforme;
- Redução do custo de manufatura, eliminando operações de retífica e usinagem para correção de deformações estruturais;
- Economia de energia elétrica;
- Maior controle do suprimento de nitrogênio.

3.5.2.2 Desvantagens do tratamento termoquímico de superfície de nitretação a plasma

- A presença de heterogeneidade de temperaturas nas peças por serem alocadas em diferentes regiões do forno, pois existe uma diferença de temperaturas entre o conjunto peças/base e as paredes da câmara. O aquecimento das peças se dá pelo bombardeamento iônico sobre as peças (na região catódica do sistema) e não pelo aquecimento de resistências externas. Dessa forma, estabelece-se um gradiente de temperaturas no interior da câmara que interfere nas trocas térmicas sejam elas

vinculadas a radiação ou a convecção, podendo gerar diferenças significativas de temperatura [SKONIESKI et al, 2008].

- Pode ocasionar superaquecimento localizado (CHIAVERINI, 2008).
- A ocorrência de descargas diferenciadas entre picos (maior intensidade) e vales (menor intensidade), podem gerar heterogeneidades na camada formada.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Neste trabalho foram utilizadas chapas de aço SAE 4340 e 300M com dimensões aproximadas de 1,15 X 0,5 metros e espessura de aproximadamente 4,10 milímetros para o aço 4340 e 3,75 mm para o aço 300M, fornecidas pelo Instituto de Estudos Avançados (IEAv). Estas chapas foram submetidas ao tratamento térmico de normalização a 950°C, durante 2 horas e resfriadas ao forno marca GCA a vácuo com atmosfera controlada até temperatura ambiente, tendo como objetivo eliminar os efeitos da laminação.

4.1.1 Composição Química

Os materiais usados na confecção dos corpos-de-prova foram analisados no Laboratório de Análises Químicas da Gerdau Pindamonhangaba. Os resultados obtidos encontram-se na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química dos aços 4340 e 300M no metal base (MB) e cordão de solda (CS).

4340	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	V
MB	0,39	0,3	0,69	0,016	0,007	1,8	0,81	0,22	0,12	0,023	0,0014	0,006
CS	0,35	0,27	0,68	0,018	0,004	1,9	0,8	0,21	0,12	0,02	0,0009	0,004
300M	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	V
MB	0,44	1,83	0,82	0,008	0,006	1,68	0,77	0,39	0,14	0,036	0,0037	0,08
CS	0,43	1,83	0,83	0,008	0,007	1,69	0,78	0,39	0,13	0,035	0,0041	0,08

4.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.2.1 Corte das chapas

As chapas de aço SAE 300M e 4340 com espessuras 3,75 mm e 4,10 mm, respectivamente, foram cortadas em guilhotina pelo que foram obtidas chapas de 180mm na direção de laminação por 280mm de comprimento, no qual foram usinados

cdps para ensaios de tração, sendo retiradas amostras iniciais para preparação metalográfica.

4.2.2 Soldagem a laser

O laser a fibra utilizado neste trabalho está instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do IEAv. Trata-se de um laser de 2 kW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) dotado de uma fibra de saída com 50 μm de diâmetro e 5 metros de extensão. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra com 100 μm de diâmetro e 10 metros de comprimento que será utilizada nos processos de solda. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. Este laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio ($3 \times 3 \times 3 \text{m}^3$) equipada com sistemas de gases auxiliares de processo e de exaustão de fumos. A Figura 15 mostra o equipamento para o processo de soldagem a laser e em detalhe observa-se o cabeçote de soldagem com a entrada da fibra óptica, gases e refrigeração por cima e a fixação de chapas planas na parte inferior.

Figura 15 - Equipamento de solda a laser, com detalhe do cabeçote de soldagem.

4.2.2.1 Passe de soldagem

Foram realizadas soldas em cheio autógenas para soldagem de 20 chapas de 280X180mm, sendo 10 de cada aço estudado. Os parâmetros de soldagem aplicados foram: potência (P) de 1400 watts para o aço 300M e 1600 watts para o aço 4340. A velocidade (V) de soldagem foi de 50mm/s, fluxo de Argônio de 30 l/min, o foco foi na superfície da chapa com inclinação da cabeça de 5° e distância focal de 160,5 mm com a lente em 160mm. O nitrogênio foi utilizado como gás de proteção da cabeça do dispositivo. Estes parâmetros foram definidos com base nos resultados de um trabalho anterior com o mesmo laser (CARVALHO, 2009).

A limpeza prévia das superfícies a serem soldadas foi feita com lixamento usando lixas d'água de 100 *mesh*, seguidas de jato de nitrogênio e enxágue com álcool etílico para chapas de 300M e lixamento com lixas d'água de 100 *mesh*, seguidas de jateamento de areia, enxágue com álcool etílico e jato de nitrogênio para chapas de 4340.

Um dispositivo foi utilizado para fixar e posicionar as chapas na mesa de trabalho. A Figura 16 apresenta a chapa acoplada ao equipamento, para iniciação da soldagem a laser.

Figura 16 - Preparação para soldagem a laser, das chapas de aço SAE 4340 e 300M.

4.2.3 Confeção dos corpos-de-prova

Foram fabricados corpos de prova conforme Figura 17, para ensaios mecânicos de tração de acordo com a norma ASTM E8M. Quarenta corpos de prova retangulares de 139X10X6mm que foram retirados na direção de laminação da chapa, observando que os materiais com cordão de solda foram retificados para aproximação da raiz, sendo assim, após soldagem, os cdps ficaram com aproximadamente 3mm de espessura para ambos os aços. Os cdps foram fabricados de forma que o cordão de solda ficasse localizado no centro do seu comprimento útil.

Figura 17 - Desenho do corpo de prova (cdp) para ensaios mecânicos de tração.

4.2.4 Tratamento térmico e termoquímico

Os cdps foram divididos em quatro lotes para cada aço. Um lote de cdps de cada material não sofreu tratamento pós soldagem, permanecendo como lote de controle. Os demais receberam os seguintes tratamentos:

- Tratamento térmico de revenimento;
- Tratamento de superfície de nitretação a plasma;
- Tratamento térmico de revenimento seguido de tratamento de superfície a plasma.

O tratamento térmico de revenimento e o tratamento de nitretação a plasma são descritos a seguir.

A) Tratamento térmico de revenimento

O tratamento térmico de revenimento foi realizado em um forno elétrico (mufla), à temperatura escolhida foi a de 400°C, durante 2 horas. Esta temperatura foi escolhida tendo em vista que a fragilidade ao revenido se dá em temperatura próxima a 300 °C; e que, a partir de 500 °C, tanto os microconstituintes do metal base, quanto do cordão de solda começam a passar por transformações mais próximas à normalização (CARVALHO, 2009).

Para evitar a oxidação em contato com o ar, os cdps foram encapsulados a vácuo em tubos de quartzo e posteriormente inseridos no forno com ajuda de uma pinça metalúrgica conforme Figura 18.

Figura 18 - Encapsulamento dos cdps em tubos de quartzo e tratamento de revenimento em mufla para aços SAE 4340 e 300M.

B) Tratamento termoquímico superficial de nitretação a plasma

Baseado em trabalhos anteriores (ABDALLA, 2006), a nitretação ocorreu em temperatura de 500°C durante 3 horas, em uma atmosfera com mistura de gases, num reator a plasma da empresa Metal Plasma, no equipamento mostrado na Figura 19. As amostras limpas e desengraxadas foram nitretadas em um reator que utiliza uma fonte de tensão/corrente dc-pulsada de 30 k, a câmara é de alto vácuo, feita em aço inoxidável, com um volume útil de 120 l, um sistema de bombeamento “roots” com uma vazão de 150 m³/h. As amostras foram tratadas em uma atmosfera gasosa contendo, 75% N₂ – 25% H₂ e a pressão foi mantida a 370MPa.

Figura 19 - Reator a plasma da empresa Metal Plasma.

4.2.5 Microdureza Vickers (HV)

Foram realizadas medidas de dureza Vickers por indentação com o objetivo de se obter o perfil de microdureza das amostras. Foi empregado nessas medidas um microdurômetro digital microhardness tester FM-700 Future Tech, com penetrador piramidal de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , do tipo Vickers, representado na Figura 20.

A carga aplicada pode ser variada entre 5 e 500 gf, e sua escolha irá depender do tipo de material a ser analisado. Neste método, as impressões são sempre proporcionais à carga, para um mesmo material. Deste modo, o valor de dureza será o mesmo, independentemente da carga utilizada. Esta máquina não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide.

No presente estudo, a carga utilizada foi de 50 gf e com tempo de endentação de 9 segundos. As medidas foram realizadas em na direção transversal e longitudinal ao cordão de solda, abrangendo o MB, a ZTA e a ZF.

Figura 20 – Fotografia do Microdurômetro - IEAv.

4.2.6 Ensaio de tração

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M-95a, que especifica as condições para ensaios de tração para chapas metálicas à temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi uma máquina SERVO HIDRÁULICA MTS 810.23M mostrada na Figura 21, com célula de carga com capacidade de 250 kN. A carga aplicada foi de 25 kN, a velocidade do deslocamento do atuador foi de 1 mm/min e a taxa de aquisição de dados foi de 2 pontos por segundo. Foram ensaiados 3 cdps de cada condição de tratamento para cada um dos tipos de aço. Após ensaios de tração foram realizadas análises de fractografia.

Figura 21 - Equipamento utilizado para ensaios mecânicos de tração MTS 810 M, com célula de carga de 250 kN.

Nos ensaios de tração foram avaliados os seguintes parâmetros:

- Limite de escoamento: foi considerada a tensão que produz uma deformação permanente de 0,2%. Este método é utilizado quando a curva tensão X deformação apresenta escoamento contínuo;
- Limite de resistência a tração: é calculada pela carga máxima atingida durante o ensaio dividida pela área inicial transversal do corpo-de-prova (cdp);
- Alongamento: calculado pela variação percentual no comprimento da região útil do corpo de prova, antes e após o rompimento.
- Tensão de ruptura: foi considerada a última tensão antes do rompimento do cdp.

4.2.7 Medida da profundidade da raiz

Para a obtenção da profundidade de raiz, as micrografias obtidas da seção transversal da solda mostrada nas Figuras 22 a 24, foram analisadas por microscopia óptica (MO).

Figura 22 - Fotomicrografias da solda em chapas de aço 300M e 4340 (não ocorrência de fusão até a raiz e apresentam defeitos de porosidade no cordão de solda).

Figura 23 - Medidas de profundidade de solda e largura da ZF e ZTA do aço 4340.

Figura 24 - Medidas de profundidade de solda e largura da ZF e ZTA do aço 300M.

4.2.8 Caracterização microestrutural

Para analisar e comparar as microestruturas dos aços empregados neste trabalho, foram utilizadas técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) juntamente com análise química por espectroscopia de energia dispersiva (EDS). As análises foram realizadas no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e no cordão de solda (Zona Fundida- ZF).

Durante o trabalho foram retiradas amostras nas seguintes condições:

- Material como recebido;
- Material pós-soldagem a laser;
- Material soldado com tratamento térmico de revenimento;
- Material soldado com tratamento de superfície de nitretação a plasma.

- Material soldado com tratamento térmico de revenimento e tratamento de superfície a plasma.

4.2.8.1 Preparação das amostras para metalografia

Foram preparadas 30 amostras, sendo 8 no estado como recebido, 16 amostras para os materiais após soldagem, 2 amostras para materiais revenidos, 2 amostras para materiais revenidos nitretados e 2 amostras para materiais nitretados. As Figuras 25 e 26 mostram os equipamentos utilizados para a preparação metalográfica e análise de microscopia óptica. As amostras foram seccionadas em uma cortadeira de precisão ISOMET, empregando-se um disco diamantado com espessura de 0,5mm e fluido refrigerante (Isocut Plus, fluido para corte Buehler). As amostras foram embutidas a quente no equipamento TEMPOPRESS 2 – STRUERS, do Laboratório de Metalografia da EEL/USP, utilizando a resina sintética baquelite. Foram utilizadas lixas em sequência de 800, 1200 e 2400 *mesh*. Após o lixamento, a superfície das amostras foram polidas em politriz AROTEC com rotação de 300 rpm, empregando-se pano (Pano MD-NAP), com pasta de diamante de 1 μm para acabamento final, lavadas com água corrente e álcool etílico e finalmente secas com um jato de ar de nitrogênio.

Figura 25 - Equipamento para corte ISOMET e Embutidoras TERMOTEC e TERMOPRESS.

Figura 26 - Equipamento para lixamento e polimento (POLITRIS AROTEC), juntamente com equipamento para análises de microscopia óptica (LEICA).

4.2.8.2 Ataques químicos

Para permitir a visualização das diferentes fases existentes no material e revelar os grãos, os cdps foram atacados com os reagentes Nital-1% (1ml HNO_3 e 99ml de álcool etílico PA) para análise da ZF, ZTA e MB, lavadas em água, em seguida em álcool etílico e secas com um jato de ar, lembrando que, o tempo de ataque variou de 4 a 8 segundos, conforme cada amostra.

Após ataque nital 1%, para análise de austenita retida no cordão e ZTA, foram feitos ataques químicos com o metabissulfito de sódio 10% em água, com tempo inicial de 8 segundos chegando até 30 segundos e reagente Klenn a base de 15 gramas de tiosulfato de sódio diluído em 50 ml de água destilada, com adição posterior de 1 grama metabissulfito de potássio com tempo de 30 segundos a 120 segundos.