

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PAMPA
ENGENHARIA MECÂNICA**

NATASHA MAYHASSEN DE SOUZA

TÊMPERA SUPERFICIAL A *LASER* NO AÇO AISI 300M

**Alegrete - RS
2018**

NATASHA MAYHASSEN DE SOUZA

TÊMPERA SUPERFICIAL A *LASER* NO AÇO AISI 300M

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pampa, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Dr^a Ana Claudia Costa de Oliveira

**Alegrete
2018**

Ficha catalográfica elaborada automaticamente com os dados fornecidos
pelo(a) autor(a) através do Módulo de Biblioteca do
Sistema GURI (Gestão Unificada de Recursos Institucionais) .

d271t de Souza, Natasha Mayhassen
Têmpera superficial a laser no aço AISI 300M / Natasha
Mayhassen de Souza.
52 p.

Trabalho de Conclusão de Curso(Graduação)-- Universidade
Federal do Pampa, ENGENHARIA MECÂNICA, 2018.
"Orientação: Ana Claudia Costa de Oliveira".

1. Tratamento térmico. 2. Materiais. I. Título.

Natasha Mayhassen de Souza

Têmpera superficial a *laser* no aço AISI 300M

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pampa, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Trabalho de Conclusão de Curso defendido e aprovado em: 29 de junho de 2018.

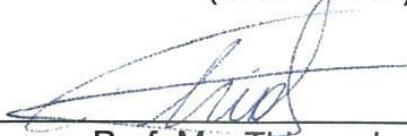
Banca examinadora:



Prof. Dr.^a. Ana Claudia Costa de Oliveira
Orientadora
(UNIPAMPA)



Prof. Me. Leandro Antônio Thesing
(UNIPAMPA)



Prof. Me. Thiago da Silveira
(UNIPAMPA)

A memória de Marilda Vieira,
minha madrinha.

Dedico este trabalho a minha família, em
especial minha mãe Vanilda.

AGRADECIMENTO

A Deus, pela vida concedida a mim e por sua presença em todos os momentos da minha vida.

A minha família e meus padrinhos por todo apoio, incentivo, compreensão e que não mediram esforços para que eu chegasse até aqui, em especial minha mãe, minha avó Maria Rosa e meu padrinho Enio.

A Prof. Dr. Ana Claudia por todas as ideias, apoio, orientação e incentivo.

Aos professores, pelo conhecimento compartilhado, disponibilidade e comprometimento com o ensino.

Aqueles colegas que se tornaram grandes amigos, por todos os momentos de companheirismo e amizade. Em especial ao Manoel e as Isadora's por toda a ajuda, carinho e apoio me dada durante a graduação e por se tornarem a minha segunda família.

Ao Pedro por todo amor, carinho, apoio e companheirismo em diversos momentos durante a vida.

Aqueles amigos da pastoral universitária que foi de imensa alegria contar com eles nos mais diversos momentos.

As minhas amigas Tifhany, Emily e Naryanna que mesmo de longe me ajudaram muito durante esse período.

*“Quanto mais aumenta o nosso conhecimento,
mais a nossa ignorância se evidencia.”*

JOHN F. KENNEDY

RESUMO

A engenharia de superfícies tem como objetivo aperfeiçoar a performance dos materiais através de transformações superficiais. As modificações superficiais podem ser realizadas pelo meio de aplicação de revestimentos ou por tratamentos térmicos ou termoquímicos. Neste trabalho, a alteração da superfície é obtida pela têmpera superficial a *laser* de Nd: YAG, que fundamenta-se na aplicação de um feixe de *laser* com alta potência sobre a superfície do material, atinge em segundos a temperatura de austenitização em uma fina camada. Dentre as vantagens da utilização do Nd: YAG na têmpera superficial podemos citar: maior condutividade térmica, menor comprimento de onda e a possibilidade de realizar têmpera em regiões localizadas. Este trabalho analisou o efeito da potência e velocidade de processamento da têmpera superficial a *laser* de Nd: YAG na microestrutura do aço 300M. São apresentados resultados referentes à dureza superficial e à profundidade de endurecimento e os tipos de microestrutura correspondentes, permitindo assim, identificar as condições que propiciam os melhores resultados para o aço 300M. O melhor parâmetro de têmpera a *laser* por Nd: YAG foi a uma velocidade de 20 mm/s, uma potência de 400 W propiciando uma camada na ordem de 20 μm e uma dureza de 503 HV.

Palavras-Chave: Têmpera superficial a *laser*, 300M; Nd: YAG.

ABSTRACT

Surface engineering aims to improve the performance of materials through surface transformations. Surface modifications may be carried out by the coating application means or by thermal or thermochemical treatments. In this work, the surface change is obtained by the laser surface tempering of Nd: YAG, which is based on the application of a laser beam with high power on the surface of the material, to reach in seconds the selected austenitization temperature in a thin layer. With the removal of the laser beam, the marked thermal gradient originated between the layer and the core produces self-annealing, transforming the microstructure of the austenite surface to martensite. Among the advantages of using Nd: YAG in surface quenching we can mention: higher thermal conductivity, shorter wavelength and the possibility to perform quenching in localized regions. This work analyzed the effect of the power and processing speed of the Nd: YAG laser surface tempering on the microstructure of the 300M steel. The results presented are concerning surface hardness and the depth of hardening and the corresponding microstructure types, thus allowing to identify the conditions that provide the best results for 300M steel. The best laser quench parameter for Nd: YAG was at a speed of 20 mm/s, a power of 400 W providing a layer in the order of 20 μm and a hardness of 503 HV.

Keywords: Laser surface tempering; 300M; Nd: YAG.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1 - Diagrama esquemático do sistema Fe-C. | 12 |
| Figura 2 : Estrutura atômica de Nd:YAG: os íons de Nd ³⁺ substituem os de Y ³⁺ na matriz cristalina | 17 |
| Figura 3: Estrutura atômica de Nd:YAG: os íons de Nd ³⁺ substituem os de Y ³⁺ na matriz cristalina | 18 |
| Figura 4: Fluxograma da metodologia utilizada na pesquisa | 19 |
| Figura 5: Amostra do aço 300M temperado a laser Nd:YAG | 20 |
| Figura 6: Embutidora e lixadeira que são utilizadas no processo | 23 |
| Figura 7: MEV da Universidade Federal do Pampa/ Alegrete. a) Visão interna da câmara..... | 24 |
| Figura 8: Esquema de endentadura Vickers e formato de impressão | 25 |
| Figura 9: Microscopia ótica da Amostra 1- Parâmetros 1 e 2 | 27 |
| Figura 10: Microscopia ótica da Amostra 1 - Parâmetros 3 e 4 | 28 |
| Figura 11: Microscopia ótica da Amostra 2 - Parâmetros 1 e 2 | 28 |
| Figura 12: Microscopia ótica da Amostra 2 - Parâmetros 3 e 4 | 28 |
| Figura 13: Microscopia ótica – (A) Amostra 3 – (B) Amostra 4 – (C) Amostra 5 | 29 |
| Figura 14: MEV das amostras dos melhores parâmetros – (A) Amostra 3 – (B) Amostra 4 – (C) Amostra 5..... | 30 |
| Figura 15: Gráfico da microdureza Vickers dos melhores parâmetros | 31 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1: Composição química dos aços SAE 4340 e 300M. | 6 |
| Tabela 2: Parâmetros para as amostras | 21 |
| Tabela 3: Melhores parâmetros para as amostras | 22 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI – American Iron and Steel Institute
Al – Alumínio
ARBL – Aços de alta resistência e baixa liga
As - Arsenieto
C – Carbono
CCC - Cúbica de corpo centrado
Cl – Cloro
CO₂ – Dióxido de carbono
Cr – Cromo
Cu – Cobre
CW – *Continuous waveform* (laser no modo contínuo)
EDS – Sistema de Energia Dispersiva
Fe - Ferro
Ga - Gálio
gf – Grama-força
H - Hidrogênio
He - Hélio
HV – *Hardness Vickers*
IEAv – Instituto de Estudos Avançados
kg – Quilograma
kV – Quilovolt
kW - Quilowatts
M_f – Temperatura final de formação da martensita
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
mm – Milímetro
mm/s – Milímetro por segundo
mW – miliwatts
Mn – Manganês
Mo – Molibdênio
MPa – Megapascal
N – Nitrogênio
Nd – Neodímio

Ne - Neônio

Ni – Níquel

O – Oxigênio

P – Fósforo G -

S – Enxofre

Si – Silício

SAE – Society of Automotive Engineers

TCC - tetragonal de corpo centrado

TRC – Transformações por resfriamento contínuo

TRIP – Transformation induced plasticity

TTT – Tempo – Temperatura – Transformação

V – Vanádio

VLS - Veículo Lançador de Satélite

UNIPAMPA – Universidade Federal do Pampa

W – Watts

Y – Ítrio

YAG - granada de alumínio ítrio

°C – Graus Celsius

°C/s – Graus Celsius por segundo

μm – Micrometro

SUMÁRIO

| | |
|--|-----------|
| 1 INTRODUÇÃO | 1 |
| 1.1 Objetivos | 2 |
| 1.1.1 Objetivo Geral | 2 |
| 1.1.2 Objetivos específicos | 2 |
| 1.2 Justificativa | 2 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 3 |
| 2.1 Aços | 3 |
| 2.2 OS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL) | 5 |
| 2.2.1 Aço AISI 300M | 7 |
| 2.3 Têmpera | 9 |
| 2.3.1 Têmpera Superficial a <i>laser</i> | 11 |
| 2.4 Laser | 14 |
| 2.3.1 Tipos de <i>laser</i> | 16 |
| 2.3.2 Laser Nd: YAG | 16 |
| 3 METODOLOGIA | 19 |
| 3.1 Material e Preparação das Amostras | 19 |
| 3.2 Têmpera Superficial a Laser Nd: YAG | 20 |
| 3.2.1 Parâmetros da têmpera superficial a laser Nd: YAG..... | 20 |
| 3.3 Técnicas de Análise | 22 |
| 3.3.1 Caracterização microestrutural | 22 |
| 3.3.2 Análise Microscópica | 23 |
| 3.3.3 MEV..... | 23 |
| 3.3.4 Microdureza | 25 |
| 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES | 27 |
| 4.1 Análises Microestruturais | 27 |
| 4.1.1 Microscopia óptica | 27 |
| 4.1.2 Microscopia eletrônica de varredura..... | 29 |
| 4.2 Ensaio de Microdureza Vickers | 30 |
| 5 CONSIDERAÇÕES FINAIS | 32 |
| 5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 32 |
| 6 REFERÊNCIAS | 33 |

1 INTRODUÇÃO

O advento tecnológico exige uma busca contínua de novos materiais e novos métodos de fabricação que aperfeiçoem a eficiência dos mesmos em serviço e assegurem um processamento econômico e aprimorado, visto que os materiais são submetidos a condições cada vez mais extremas e agressivas quanto ao desgaste, corrosão, oxidação e fadiga (DAVIS, 2002). A têmpera superficial utilizando o *laser* é uma técnica efetiva para melhorar as propriedades dos materiais.

Tendo em vista a sua aplicação no processamento dos materiais, o *laser* oferece várias vantagens importantes, dentre elas pode-se citar: (1) a densidade de energia canalizada a uma certa região de um material é substancialmente maior quando comparada com qualquer outra tecnologia. A possibilidade de atingir temperaturas elevadas em tempos muito curtos permite processar qualquer tipo de material; (2) um feixe de *laser*, na prática, não tem inércia e é possível focá-lo com precisão ótica. Consequentemente, o *laser* é ideal para técnicas com controle automático e aplicações de processamento rápido de formas complexas (ORZA, 1998).

Os tratamentos superficiais a *laser* têm-se apresentado como processos capazes de produzir transformações estruturais que possibilitam favorecer principalmente a resistência ao desgaste e à corrosão dos materiais. Particularmente, o aumento do uso do *laser* em tratamentos superficiais, deve-se a uma série de vantagens: aquecimento localizado, solidificação rápida da zona fundida, estrutura de granulação muito fina, boa homogeneidade, rugosidade controlável e fácil automatização do processo, o que não ocorre com os métodos convencionais de tratamentos superficiais.

O grande problema dos tratamentos a *laser* está na determinação dos parâmetros de processo e da correlação destes com a estrutura formada. Atualmente, a busca pelo controle e otimização dos parâmetros de processo tem crescido visando garantir as propriedades finais desejadas do material.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Com os avanços tecnológicos houve a necessidade de novos materiais mais resistentes e de baixa liga como o aço AISI 300M. Muito utilizado na indústria aeronáutica e de precisão. Neste presente trabalho serão avaliados os melhores parâmetros para o tratamento térmico de têmpera superficial a *laser* do mesmo com a utilização do *LaserNd YAG*.

1.1.2 Objetivos específicos

- Caracterizar a microestrutura a partir de análises de micrografia.
- Avaliar o comportamento mecânico através de ensaios de dureza.
- Analisar os melhores parâmetros para a utilização do *laser Nd YAG*.

1.2 Justificativa

A realização deste trabalho procura consolidar os conhecimentos teóricos na área de tratamentos térmicos superficiais e processos de fabricação, junto a observações investigativas, conforme a realização dos ensaios, contribuindo para a formação profissional do pesquisador.

O trabalho procura garantir a qualidade do tratamento térmico para os melhores parâmetros de têmpera superficial a *laser* do mesmo com a utilização do *LaserNd YAG*. Permitindo um novo destino aos perfis que possuam a têmpera a *laser*, que na atualidade são pouco comercializados por não haver qualificação adequada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Será apresentada neste capítulo a revisão da literatura relacionada ao processo de têmpera superficial a *laser* por Nd YAG no aço AISI 300M.

2.1 Aços

Os aços são ligas metálicas compostas essencialmente por ferro e carbono com percentagens deste último variando entre 0,008 e 2,11%. Particularizam-se do ferro fundido, que também é uma liga de ferro e carbono, mas com teor de carbono entre 2,11% e 6,67%. 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 da seguinte maneira:

- 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;

Usualmente a classificação 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 (CHIAVERINI, 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 sua resistência, dureza, ou para facilitar algum processo de fabricação. No aço comum 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):

Aços carbono: são ligas de Ferro-Carbono contendo geralmente de 0,008% até 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação, tais como:

1) 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;

2) 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;

3) Alto carbono: o teor de carbono está entre 0,7 e 2,1%, são aços de elevada dureza e resistência após a têmpera, e são comumente utilizados em molas, engrenagens, componentes agrícolas sujeitos ao desgaste, pequenas ferramentas, etc.

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

1) Baixa liga: o teor de elemento de liga menor que 5,0%;

2) Alta liga: o teor de elemento de liga maior que 8,0%.

Atualmente emprega-se o aço devido a sua irrefutável superioridade frente às demais ligas haja vista o seu preço, devido sua interessante combinação de propriedades mecânicas que podem ser modificadas dentro de uma ampla faixa variando-se os componentes da liga e as suas quantidades, mediante a aplicação de tratamentos térmicos e termomecânicos. Além de que a experiência acumulada na sua utilização permite realizar previsões de seu comportamento, reduzindo custos de projetos e prazos de colocação no mercado (CHIAVERINI, 2008).

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).

2.2 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, contêm as chamadas micro adições de elementos de liga e, associados com os tratamentos termo mecânicos, tem microestrutura com grãos finos, como principais características: são mais resistentes e tenazes do que 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 grãos 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 – possuem 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 fase 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 aperfeiçoar as propriedades mecânicas desejadas.

Neste estudo o aço médio carbono 300M é analisado, um aço ultra-alta resistência, sendo que ele 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. Fonte: 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 | 01,45- 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 |

O desenvolvimento dos aços 300M foi como um melhoramento do aço 4340, fundamentado 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 melhora da resistência mecânica e a redução da suscetibilidade do material à “fragilização por revenimento” ocorre devido ao acréscimo do molibdênio. Já 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 de liga melhoram a fluência e diminuem a resistência à oxidação (CHIAVERINI, 2008).

Os aços de ultra-alta resistência obtêm alta resistência mecânica por tratamentos térmicos, tendo eles um resfriamento adequado promoverão uma estrutura de alta dureza conhecida como martensita, no qual as dimensões das estruturas no reticulado tensionam o material, sendo necessário o revenimento para melhorar a ductilidade e a tenacidade, uma vez que ductilidade, tenacidade e limite de resistência estão ligados intimamente às características e dimensões das microestruturas obtidas a partir da martensita gerada.

2.2.1 Aço AISI 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 e mantém certa ductilidade e tenacidade a 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).

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 (SILVA; MEI, 2006).

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, seguindo como exemplo 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), apresentando efeitos TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*: aços que 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. Do ponto de vista microestrutural, a microestrutura do aço TRIP é complexa e 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).

O aço AISI 300M quando tratado termicamente apresenta limite de escoamento de 1.750 MPa e limite de resistência à tração de 1.890 Mpa, sendo normalmente empregado como: fixadores de alta resistência, carcaças de motores e motores de mísseis, como o VLS – Veículo Lançador de Satélite (o AISI 4340 foi substituído pelo aço 300M em função de sua superioridade com relação aos parâmetros de tratamento térmico e de soldagem usados para este aço), trens de pouso, tubos de canhão, parafusos, pinos e componentes estruturais de aviões, eixos, engrenagens componentes de bombas, vasos de pressão, eixos de equipamento de conformação, etc.

Conquanto seja consensual o avanço tecnológico do aço 300M em relação ao 4340, principalmente ao que concerne à tenacidade, em distintas aplicações ainda prevalece o emprego do aço 4340, provavelmente devido a fatores como o custo unitário dos elementos. Esses aços, usualmente empregados nas condições temperados e revenidos, em que a temperatura e o tempo de revenimento da microestrutura predominantemente martensítica, são escolhidos de acordo com o nível de dureza solicitado.

2.3 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera abrange um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos materiais metálicos, sob condições controladas de temperatura, velocidade de resfriamento e atmosfera conferindo ao material um aumento da dureza e conseqüentemente da resistência mecânica.

O objetivo da têmpera em ligas de ferro-carbono é atingido com a formação da estrutura martensítica (fase α'), por meio de uma alta taxa de resfriamento, reduzindo a ocorrência da transformação da austenita (fase γ) em outros produtos, como a perlita ou bainita. Como o espaço disponível para os átomos de carbono é menor no ferro- α' do que no ferro- γ , os átomos de carbono expandem a rede, gerando uma tensão interna e aumentando a dureza do aço. A nova microestrutura formada com esta transformação de fase sem difusão é chamada de martensita, uma solução sólida supersaturada de carbono, apresentando uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), resultante da distorção ocorrida na estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (THELNING, 1984). Esta transformação é associada a um aumento de aproximadamente 4% no volume da estrutura final (REED-HILL, 1982 e PORTER, 1994). A martensita é uma fase metaestável, e entre as várias microestruturas que podem ser produzidas para uma dada liga de aço é a que possui maior dureza, entretanto a mais frágil (CHIAVERINI, 1990).

A transformação da martensita ocorre quando o material passa por uma temperatura de equilíbrio que separa os intervalos de instabilidade das fases existentes. Abaixo desta temperatura, a energia livre do material diminui quando ele passa de uma fase estável em alta temperatura para outra estável em baixa temperatura. Essa variação de energia livre é a principal força motriz para a reação martensítica. A força motriz promove deslocamentos entre os átomos de carbono inferiores a uma distância interatômica (REED-HILL, 1982).

Na nucleação martensítica, pequenos deslocamentos significam que a reação apresenta elevadas taxas de transformação, por sua vez as altas taxas de transformação significam a ausência de difusão de longo alcance. Contudo, ainda hoje, não existe uma teoria totalmente aceita para explicar a nucleação da martensita (PORTER, 1994).

A nucleação da martensita é uma etapa importante para a resistência do aço, pois esta etapa influencia na forma e dimensão da ripa final. Em aços hipoeutetóides com teores de carbono inferior a 0,5% em peso, a martensita possui forma de lamelas ou ripas, e aços eutetóides/hipereutetóides com médio/alto teor de carbono (acima de 0,77%C) a morfologia é de placas de martensita (REED-HILL, 1982).

Quando os grãos de austenita são pequenos, o espaço para as agulhas de martensita se desenvolverem é menor, gerando uma estrutura mais refinada, caso que ocorre com a têmpera a *laser*. Grãos maiores de austenita facilitam a obtenção de martensita, pois a distância necessária para o deslocamento dos átomos de carbono no centro dos grãos de austenita para a formação de novas fases é maior.

Porém, grãos maiores também facilitam a obtenção de austenita retida. Após o resfriamento de aços com mais de 0,4%C, uma parte da austenita pode permanecer na estrutura em mensuráveis quantidades, e esta austenita que não é transformada em martensita chamamos de austenita retida (PORTER, 1994).

A austenita retida pode ser formada de duas maneiras. A primeira ocorre ao interromper o resfriamento antes de cruzar M_f (temperatura final de formação da martensita) e a segunda devido às tensões impostas pela variação de volume na formação das agulhas de martensita. Cada agulha/placa que se forma gera tensões compressivas tanto na martensita quanto na austenita em sua volta, e em um dado instante, a compressão pode ser tão grande que a transformação da austenita em martensita fica impedida (PORTER, 1994).

Como a têmpera resulta também em tensões internas e uma redução da ductilidade, o tratamento térmico de revenido geralmente é utilizado na sequência para eliminar tais inconvenientes e atingir um equilíbrio entre as propriedades mecânicas de dureza e ductilidade. Na têmpera superficial a *laser*, o revenido não é necessário, pois as alterações microestruturais se dão em uma camada superficial de aproximadamente 2 mm, mantendo o núcleo com suas propriedades inalteradas.

O diagrama de equilíbrio de transformação isotérmica (TTT) ferro-carbono é sem dúvida de fundamental importância para o aproveitamento dos tratamentos térmicos. Entretanto as condições usuais de processamento metalúrgico ocorrem em condições fora do equilíbrio, com transformações por resfriamento contínuo (TRC), especialmente processos a *laser* que possuem ciclos curtos de aquecimento e resfriamento, deslocando as linhas de transformação do diagrama de equilíbrio.

2.3.1 Têmpera Superficial a *laser*

A têmpera superficial a *laser* é um processo para endurecer áreas localizadas, sendo que o calor gerado na peça através da absorção do *laser* é controlado para garantir a austenitização da microestrutura e posterior transformação desta camada em martensita, através da rápida dissipação do calor por toda a peça (ASM HANDBOOK, SURFACE ENGINEERING, 1994).

Na têmpera superficial a *laser* o tempo de aquecimento é muito menor do que os métodos convencionais, particularmente as temperaturas de austenitização são alcançadas em segundos, ou em frações de segundos, sendo frequentemente o tempo de aquecimento muito menor que o tempo de resfriamento (ASM HANDBOOK, HEAT TREATING, 1991).

A têmpera a *laser* consiste no aquecimento rápido (10^4 - 10^6 °C/s) até temperaturas de austenitização, graças à concentração elevada de energia em uma fina camada, com até 3 mm, bem como no resfriamento rápido (10^3 - 10^4 °C/s). Graças ao volume, que continua frio, não há necessidade de se utilizar um líquido de resfriamento, ocorrendo auto têmpera. O tempo de interação do feixe com a superfície deve ser suficiente para se atingir temperaturas acima de 727°C, sem, entretanto, permitir o surgimento de fase líquida, e por um intervalo de tempo suficiente para que ocorra a difusão do carbono das placas de cementita para as de ferrita. Após esse intervalo de tempo, ocorre um resfriamento rápido pela transferência de calor ao volume da peça que não foi afetado pelo calor, gerando a martensita e evitando-se a precipitação de outras fases como perlita e bainita. (SELVAN, J.S.; SUBRAMANIAN K.; NATH, A.K., 1999)

Um diagrama de fases esquemático do sistema Fe-C é apresentado na Figura 1. Neste diagrama estão indicadas as faixas da temperatura de austenitização e composições de partida para a têmpera convencional e para a têmpera a *laser*.

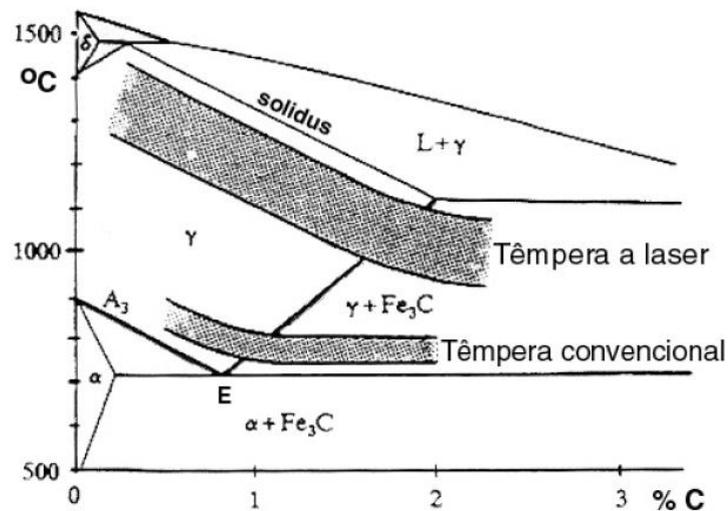


Figura 1 - Diagrama esquemático do sistema Fe-C. Fonte: LIMA, 1997.

A Figura 1 mostra que as temperaturas de austenitização da têmpera a *laser* são mais elevadas do que na têmpera convencional, devido ao ciclo de aquecimento da têmpera a *laser* ser muito maior do que na têmpera convencional. Uma vez finalizada a austenitização, é preciso resfriar o material o mais rapidamente possível para a formação da martensita. Embora as duas faixas estejam delimitadas pela linha A₃ e *solidus*, a temperatura de austenitização é muito maior para a têmpera a *laser*, aumentando assim a dissolução dos elementos de liga na matriz fazendo com que os grãos de austenita se tornem maiores, dificultando transformações difusionais. Com a temperatura maior para o processo a *laser*, o carbono se difunde mais rapidamente e diminui o tempo para que haja homogeneização e o grão se torne austenítico, o que é muito recomendável para um processo rápido como a têmpera a *laser*. O gradiente térmico elevado, no caso do *laser*, também assegura uma penetração térmica maior em tempo menor, gerando maior profundidade de endurecimento. A velocidade de aquecimento também é maior para a têmpera a *laser*, fazendo com que a temperatura eutetóide (E) suba (GOIA, 2010). As altas taxas de aquecimento e de resfriamento promovem durezas consideravelmente maiores do que as atingidas em processos convencionais (ASM HANDBOOK, HEAT TREATING, 1991).

Quando o feixe atinge a superfície do material, parte desta energia é absorvida em forma de calor pela superfície. Se a densidade de potência do feixe do *laser* for suficientemente alta, o calor gerado na superfície será muito maior do que a taxa de calor conduzido para o restante do material, gerando um acréscimo rápido e

localizado da temperatura na região do feixe. Conseqüentemente em um breve espaço de tempo uma fina camada superficial alcança temperaturas de austenitização, enquanto o interior do material ainda está frio. Com o deslocamento do feixe do *laser* sobre a superfície, outras regiões são rapidamente aquecidas e subsequentemente estas regiões serão rapidamente resfriadas através da dissipação do calor para o interior do material após a passagem do *laser* (ASM HANDBOOK, SURFACE ENGINEERING, 1994).

Por meio da definição dos parâmetros do processo (potência, velocidade e temperatura) os materiais podem ser endurecidos a profundidades diferentes e caso estes parâmetros não estejam adequados, a fusão poderá advir (ASM HANDBOOK, SURFACE ENGINEERING, 1994), um resultado indesejado no caso da têmpera superficial a *laser*.

A profundidade de endurecimento obtida é também uma resposta do material, mas raramente atingem-se profundidades superiores a 2,5 mm. Para aços com baixa temperabilidade a profundidade obtida é muito menor, variando de 0,25 mm para aços de baixo carbono a 1,2 mm para os aços de médio carbono (ASM HANDBOOK, HEAT TREATING, 1991).

Assumpção (2009) estudou o efeito dos parâmetros da têmpera superficial a *laser* CO₂ na microestrutura de um aço de boa usinabilidade e verificou que o parâmetro determinante para se obter têmpera superficial plena é a potência utilizada, sendo que potências menores que para 1500 W a austenitização não se completa, e que alterações na velocidade e no foco do feixe implicam em ajustes da potência.

Pashby *et al.* (2003) analisaram o efeito da potência da têmpera superficial a *laser* por diodo, entre 400 a 1000 W na profundidade de endurecimento dos aços normalizados 080M40 e 817M40 com composições químicas similares de carbono ($\pm 0,4\%$) e de Mn ($\pm 0,8\%$). O aço 817M40 contém outros elementos de liga (Ni, Cr, Mo). Estes autores obtiveram um aumento da dureza do aço 817M40 de 250 para 800 HV a uma profundidade de 0,5 mm e para o aço 080M40 uma dureza máxima de 500 HV a 0,15 mm de profundidade. Estes resultados mostraram que os aços liga são temperáveis em combinações mais baixas de potência e de velocidade de processamento, gerando perfis de dureza maiores do que os aços carbono comuns.

Slud *et al.*, (2002) analisaram a influência dos parâmetros da têmpera superficial a *laser* por diodo no perfil de dureza do aço AISI 1045, e verificaram que

com a potência constante e com o aumento da velocidade há uma redução da profundidade tratada. Já com a velocidade constante e um aumento da potência há um aumento da profundidade tratada. O aço atingiu um ganho da dureza de 200 HV para aproximadamente 700 HV a uma profundidade de 0,6 mm. LUSQUINOS *et al.*, (2007) também fizeram o mesmo estudo, entretanto utilizaram a potência constante e variaram as temperaturas de austenitização de 750°C e 800°C, obtendo um ganho da dureza de 200 para 650 HV a uma profundidade de 0,3 mm com a maior temperatura.

Miralles (2003) relatou a comparação dos processos de têmpera superficial a *laser* por diodo e têmpera por indução na resistência ao desgaste em ferramentas de corte. Em todos os parâmetros estudados a têmpera a *laser* obteve resultados superiores à têmpera por indução.

Miokovic *et al.*, (2007) utilizaram um *laser* por diodo para obter diferentes microestruturas no aço AISI 4140. Estes autores verificaram que a quantidade de austenita retida e da martensita pode ser controlada pelos ciclos térmicos. Portanto, diferentes propriedades superficiais são obtidas pela modificação dos ciclos de potência do *laser*.

2.4 Laser

A palavra *laser* pode ser traduzida como “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação” (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation). O equipamento que emite a luz do *laser*, o raio *laser*, é composto basicamente, de três partes principais (Rubahn, 1999): i. Uma fonte de energia externa; ii. O meio ativo que pode ser sólido, líquido ou gasoso; iii. Um oscilador óptico composto de dois espelhos sendo um 100% reflexivo e outro 99% reflexivo.

Certamente o *laser* é uma das maiores inovações do século XX. Seu desenvolvimento continuado foi um capítulo instigante na história da ciência, da engenharia e da tecnologia. O *laser* surgiu como uma ferramenta interessante e um instrumento de pesquisa com potencial para uma extraordinária variedade de aplicações, além de uma fonte versátil de pura energia (MAJUMDAR e MANNA, 2003).

O início da teoria do *laser* se deu por Einstein em 1917 com a teoria do fóton.

Kopfermann & Ladenburg em meados de 1940 apresentaram os experimentos que confirmaram a previsão de Einstein. Em 1960, Maiman desenvolveu o primeiro *laser*, o *laser* rubi, e nos anos subsequentes de 1962 a 1968 muitas pesquisas foram realizadas e quase todos os tipos de *lasers* foram inventados nesta fase, como os *lasers* coloridos, o Nd:YAG (neodímio dopado em granada de alumínio ítrio), CO₂ (dióxido de carbono), e também os *lasers* semicondutores, como o diodo (AlGaAs - arsenieto de gálico-alumínio). A partir de 1968 os *lasers* foram fabricados com mais confiabilidade e durabilidade o que proporcionou sua utilização em aplicações industriais (corte, solda e marcação), e a partir de 1980 os *lasers* começaram a ser explorados na engenharia de superfície, na utilização de tratamentos térmicos, revestimentos de camadas, deposição de filmes finos e outros (MAJUMDAR e MANNA, 2003).

Para a formação de um *laser* devem ser satisfeitas três condições fundamentais: em primeiro lugar é necessário um material ativo, ou seja, uma coleção de átomos, moléculas ou íons que emitam radiação na parte óptica do espectro. Em segundo lugar deve ser satisfeita uma condição conhecida de inversão de população. Esta condição, geralmente não satisfeita em nosso ambiente natural, é gerada por um processo de excitação, denominado bombeamento, que transforma o material ativo em meio amplificador de radiação. E em terceiro lugar é indispensável dispôr de uma reação óptica para que o sistema composto por esta reação óptica e pelo meio ativo promova uma oscilação *laser* (MAILLET, 1987).

Os *lasers* podem gerar potências muito baixas (~mW) a potências extremamente altas (1-100 kW), sendo esta potência focada em um feixe de dimensão bastante preciso, aliado a um tempo de pulsação que pode variar de 10^{-3} a 10^{-15} s em qualquer tipo de material. O *laser* é distinguido de outras radiações eletromagnéticas pela sua coerência, monocromaticidade e habilidade de propagação em uma linha direta, resultando num campo bastante amplo de aplicações, sendo as baixas potências utilizadas para comunicação, metrologia, entretenimento e com altas potências utilizadas na área química, medicinal e na engenharia de superfícies (MAJUMDAR e MANNA, 2003).

2.3.1 Tipos de *laser*

Os diferentes tipos de *lasers* são classificados de acordo com o comprimento de onda e com o estado ou as propriedades físicas do material ativo. Conseqüentemente, há *lasers* formados a partir de gases, cristais ou de semicondutores (MAJUMDAR e MANNA, 2003). Exemplos de *lasers* formados de gases são o CO₂ (dióxido de carbono), o He-Ne e Íon argônio; o Nd: YAG (neodímio dopado em granada de alumínio ítrio) é um exemplo de *laser* formado de cristais que será utilizado neste trabalho e o *laser* por diodo (AlGaAs – arsenieto de gálio-alumínio) é um exemplo de *laser* formado através de semicondutores, que consiste em um transdutor que transforma energia elétrica em fótons.

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).

2.3.2 *Laser* Nd: YAG

A granada de ítrio e alumínio dopada com neodímio, citada seguidamente pela sigla YAG, do inglês *yttrium aluminium garnet* (Y₃Al₅O₁₂) foi testada pela primeira vez por Geusic et al. 1964 e logo demonstrou superioridade com relação às demais matrizes hospedeiras especialmente por apresentar o menor limiar *laser* para operação CW (contínuo) em todas as combinações matriz-dopante conhecidas até então.

Atualmente o *laser* de Nd:YAG é o *laser* de estado sólido mais utilizado. O cristal puro de Y₃Al₅O₁₂ é um cristal incolor artificial, opticamente isotrópico. Quando dopado com Neodímio cerca de 1% de Y³⁺ é substituído por Nd³⁺ (Figura 2) e este passa a apresentar uma coloração rosada.



Figura 2 : Estrutura atômica de Nd:YAG: os íons de Nd^{3+} substituem os de Y^{3+} na matriz cristalina. Fonte: KANCHANA VELEERAT E. et al., 2004.

Este cristal possui uma combinação de propriedades excepcionalmente favorável para a operação *laser*. A matriz do YAG apresenta boa dureza, boa qualidade óptica, e tem uma elevada condutividade térmica.

Quanto maior a concentração do dopante maior o ganho em um *laser* de estado sólido, no entanto há uma grande dificuldade em crescimento de cristais de YAG dopado com neodímio em concentrações superiores a 1,1%. A diferença de tamanho dos íons de Nd^{3+} e Y^{3+} torna difícil a incorporação dos íons de Nd^{3+} em concentrações maiores na rede cristalina. O desenvolvimento de poli cristais (cerâmica) tem possibilitado dopagens em concentrações superiores às encontradas em monocristais. Embora a síntese destes cristais ainda seja um processo complexo e ainda pouco utilizado em larga escala, os resultados recentes têm se apresentado como promissores (KANCHANA VELEERAT E. et al., 2004.; LIU W. et al., 2013; QI Y. et al., 2005.)

Como orientação geral, pode-se dizer que uma concentração de maior dopagem (aproximadamente 1,2%) é desejável para a operação Q-switch (pulsado), porque isso vai levar ao armazenamento de alta energia. Para a operação CW (contínuo), uma concentração baixa (0,6-0,8%) é geralmente escolhida para obter uma boa qualidade de feixe.

Vale a pena notar que, devido ao próprio processo de crescimento do cristal, em geral, não há uma concentração uniforme de dopante ao longo de todo o cristal visto que durante o processo de substituição dos íons de Y^{3+} por Nd^{3+} parte do neodímio vai sendo retida na massa fundida.

Lasers de Nd:YAG possuem potências contínuas de até 8 kW. O comprimento de onda da radiação do *laser* de Nd:YAG é 1,06 μm , tornando a sílica um meio

convenientemente transmissivo para esse comprimento de onda, ou seja, fibras ópticas podem ser usadas para direcionar o feixe do *laser* de Nd:YAG para o material a ser processado, resultando em um sistema de entrega de feixe muito flexível. No entanto, a eficiência elétrica do *laser* de Nd:YAG é da ordem de 1 a 3% (CARVALHO,2009).

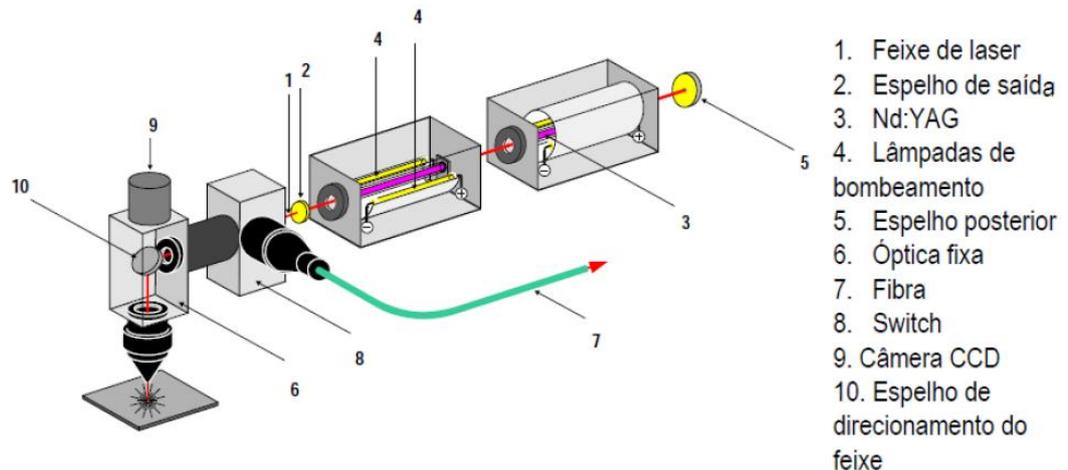


Figura 3: Estrutura atômica de Nd:YAG: os íons de Nd^{3+} substituem os de Y^{3+} na matriz cristalina. Fonte: LIMA, 2008.

Na Figura 3 verifica-se que a tecnologia Nd:YAG necessita de óticas e espelhos para conduzir o feixe do ressonador para o cabeçote. O mesmo gera um único feixe de *laser*, apresentando um perfil de feixe irregular decorrentes de pequenas variações durante a excitação do material ativo (KENNEDY *et al.*, 2004). No sistema Nd:YAG também há outras restrições como menor coeficiente de absorvidade e a falta de controle da temperatura de austenitização (PASHBY *et al.*, 2003).

3 METODOLOGIA

A metodologia utilizada no desenvolvimento deste trabalho é apresentada no fluxograma esquemático da Figura 4.

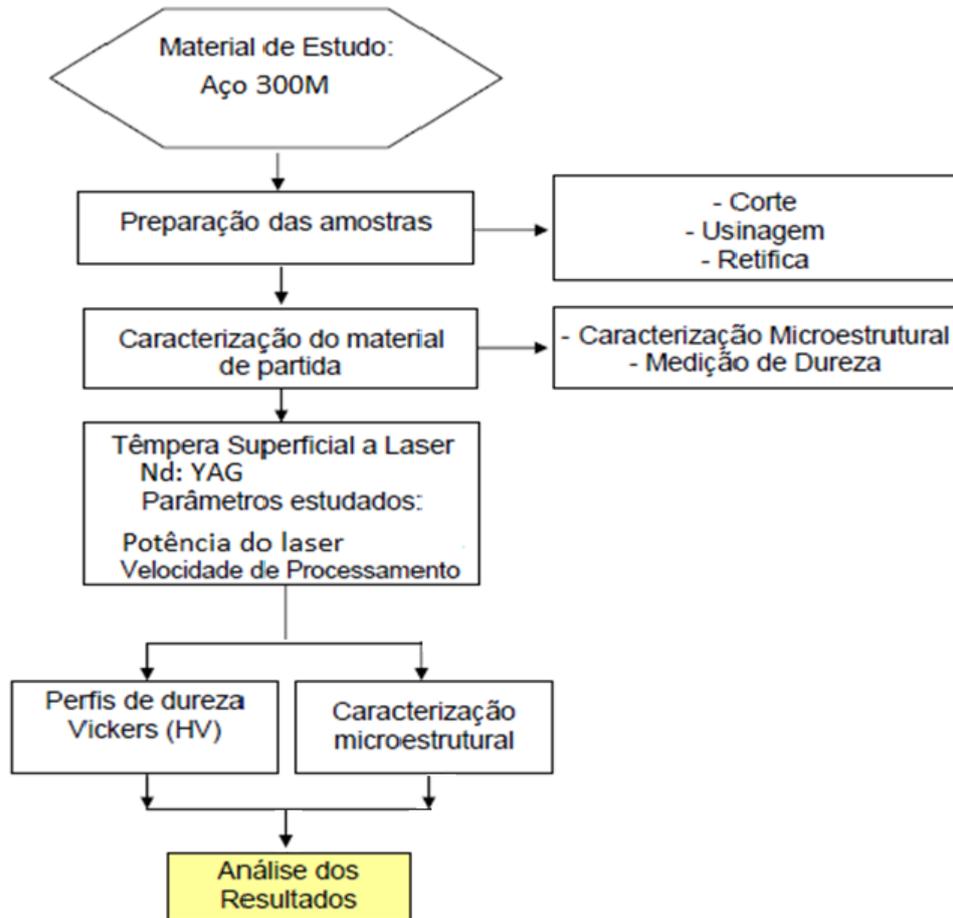


Figura 4: Fluxograma da metodologia utilizada na pesquisa. Fonte: Autoria própria.

3.1 Material e Preparação das Amostras

Neste trabalho foram utilizadas chapas de aços AISI 300M. As placas de aço foram cortadas nas dimensões de 51 x 53 x 3 mm. A superfície do material a ser temperado interfere nos resultados da têmpera superficial, portanto, geralmente, é o último processo a ser realizado, aplicado em amostras sem rugosidade. A seguir observa-se a Figura 5 onde se observa uma amostra utilizada no trabalho.

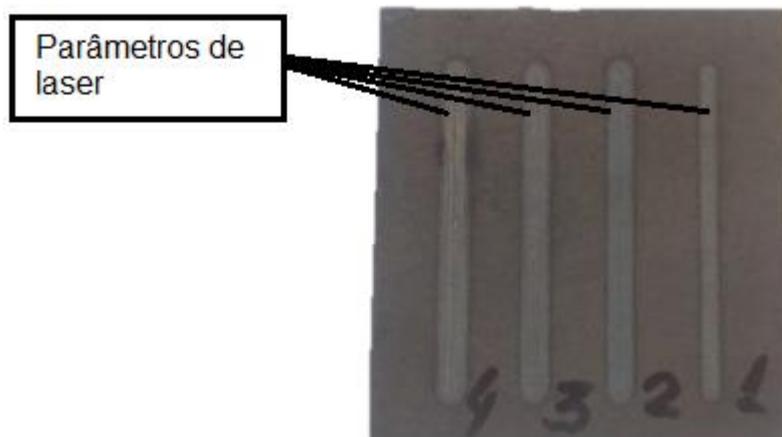


Figura 5: Amostra do aço 300M temperado a *laser* Nd:YAG. Fonte: Acervo próprio.

Nas amostras serão realizadas a caracterizações destes materiais quanto à composição química, microestrutura no estado de fornecimento e dureza inicial. Posteriormente os blocos serão submetidos ao tratamento de têmpera superficial a *laser* Nd: YAG, aplicando as trilhas de *laser* na superfície, para garantir que não haja sobreposição e obedecendo à distância de 7 mm entre as pistas de *laser* como mostra a Figura 5. As trilhas de *laser* são aplicadas variando os parâmetros do processo de potência do *laser* e velocidade.

3.2 Têmpera Superficial a *Laser* Nd: YAG

O *laser* Nd: YAG utilizado neste trabalho está instalado no Instituto de Estudos Avançados - DCTA. Trata-se de um *laser* de potência média.

O processo ocorre da seguinte forma: uma fina camada é aquecida acima da temperatura de austenitização e é resfriado em uma taxa muito alta, produzindo então uma estrutura martensítica.

3.2.1 Parâmetros da têmpera superficial a *laser* Nd: YAG

Foram realizados experimentos variando os parâmetros da potência do *laser* e da velocidade de processamento da têmpera superficial a *laser* Nd: YAG, para analisar seu efeito nas propriedades metalúrgicas e mecânicas da camada temperada do aço 300M.

No processo a *laser* a fonte de energia que promove o aquecimento é a radiação incidente à superfície da amostra. Parte da radiação é absorvida na superfície do substrato e esta é a responsável pelo aquecimento. O aumento da temperatura é extremamente rápido até a faixa de austenitização, em decorrência da concentração de energia em finas camadas. O resfriamento, devido às camadas frias vizinhas, também ocorrerá rapidamente, produzindo o efeito de têmpera na zona afetada pelo calor, sem a necessidade de se utilizar um líquido de resfriamento (ASSUMPÇÃO, L. F., 2009; ABDALLA, A. J., HASHIMOTO T. M., PEREIRA, M. S., ANAZAWA, R. M., 2006; ASSUMPÇÃO, L. F., OLIVEIRA, A.S.C.M., 2008).

Para cada uma das amostras passou por uma determinada potência e velocidade, totalizando 8 condições, como mostra a Tabela 2 a seguir.

Tabela 2: Parâmetros para as amostras. Fonte: Autoria própria.

| Amostra 1 | | | | |
|-----------|-------|----------|--------|--------|
| Linha | P (W) | V (mm/s) | h (mm) | D (mm) |
| 1 | 400 | 10 | +30 | 4,91 |
| 2 | 400 | 5 | +30 | 4,91 |
| 3 | 400 | 20 | +30 | 4,91 |
| 4 | 400 | 40 | +30 | 4,91 |
| Amostra 2 | | | | |
| Linha | P (W) | V (mm/s) | h (mm) | D (mm) |
| 1 | 300 | 20 | +30 | 4,91 |
| 2 | 500 | 20 | +30 | 4,91 |
| 3 | 600 | 20 | +30 | 4,91 |
| 4 | 700 | 20 | +30 | 4,91 |

Os parâmetros analisados foram a velocidade (V) em mm/s, a potência (P) em W, o diâmetro do feixe do *laser* (D) em mm e a distância entre o *laser* e a amostra (h) em mm.

Analisando os parâmetros por uma inspeção visual após feita a têmpera, observou que três se sobressaíram como apresentadas na tabela acima de forma destacada, sendo assim foram feitas amostras apenas com esses melhores resultados.

A seguir é apresentada a Tabela 3 com os melhores parâmetros observados pela análise ao microscópio ótico.

Tabela 3: Melhores Parâmetros para as amostras. Fonte Autoria própria.

| Amostra 3 | | | |
|-----------|----------|--------|--------|
| P (W) | V (mm/s) | h (mm) | D (mm) |
| 400 | 20 | +30 | 4,91 |
| Amostra 4 | | | |
| P (W) | V (mm/s) | h (mm) | D (mm) |
| 300 | 20 | +30 | 4,91 |
| Amostra 5 | | | |
| P (W) | V (mm/s) | h (mm) | D (mm) |
| 600 | 20 | +30 | 4,91 |

3.3 Técnicas de Análise

Esta seção tem por objetivo apresentar de maneira clara as etapas de processos utilizados nesse trabalho para análise das amostras.

3.3.1 Caracterização microestrutural

O ensaio metalográfico é elementar, visto que é uma solução eficiente e segura de avaliação da qualidade do material, sendo capaz inclusive de corrigir defeitos e melhorar a qualidade. A principal utilidade deste ensaio é relacionar as propriedades do material com os aspectos de fabricação, que se divide em macrografia e micrografia. A macrografia analisa o aspecto da superfície da amostra, polida e atacada conforme norma. Por meio da macrografia, pode-se averiguar a homogeneidade, distribuição e natureza de falhas e impurezas. A micrografia analisa os aspectos metalúrgicos com auxílio de microscópio, observando a granulação do material, natureza, forma, quantidade e distribuição de vários constituintes ou inclusões (BAPTISTA et al, 2015).

São preparadas 6 amostras, sendo 1 para o material como recebido e 5 amostras para os materiais após têmpera a *laser* Nd; YAG cada amostra com um parâmetro já descrito anteriormente. A Figura 6 mostra os equipamentos que são utilizados para a preparação metalográfica. As amostras serão seccionadas em uma Cortadeira Metalográfica. As amostras, depois, são embutidas a quente no equipamento Embutidora Digital Fortel 30, do Laboratório de Metalografia da UNIPAMPA, utilizando a resina sintética baquelite. Após, são utilizadas lixas em

sequência de 120, 220, 400, 600, 800, 1200, 1500 e 2000. Posteriormente ao lixamento, as superfícies das amostras serão polidas utilizando um veludo para polimento com alumina (Al_2O_3) de 1 μm para acabamento final. Posteriormente o ataque químico, finalizando com um jato de ar frio para secar. O agente químico responsável pelo ataque químico à superfície de estudo é o Kalling composto por 3 g de CuCl_2 , 5 ml de HCl e 50 ml de etanol.



Figura 6: Embutidora e lixadeira que são utilizadas no processo. Fonte: Acervo próprio.

3.3.2 Análise Microscópica

As amostras são fotografadas em um microscópio metalográfico. O fato de esse microscópio ter capacidade apenas para observar superfícies perfeitamente polidas e planas demonstra a importância dos processos anteriores. Se não executado perfeitamente as fotografias apresentarão riscos devido a eventual falha no lixamento. Serão feitas observações ao microscópio ótico na ampliação de 100X, 200X, 400X e 800X.

3.3.3 MEV

A microscopia eletrônica de varredura utiliza-se da maioria dos sinais gerados pela interação entre o feixe de elétrons e o espécimen, fornecendo informações adicionais sobre os materiais. Pode-se obter aumentos de até 100.000X com resoluções da ordem de 20 nm. Microscópio eletrônico de varredura trabalha com os

mesmos princípios do microscópio ótico, exceto que utiliza elétrons ao invés de luz para produzir uma imagem, e lentes magnéticas ao invés de lentes de vidro para focalizar o feixe.

O princípio de funcionamento do MEV fundamenta-se na emissão de feixes de elétrons por um filamento capilar de tungstênio (eletrodo negativo), através da aplicação de uma diferença de potencial que pode variar de 0,5 a 30 KV. Dentro da coluna de alto vácuo, os elétrons gerados a partir de um filamento de tungstênio, por efeito termiônico, são acelerados por uma diferença de potencial entre cátodo e ânodo entre 0,3 kV a 30 kV. O feixe gerado incide por lentes condensadoras que reduzem o seu diâmetro e por uma lente objetiva que o focaliza sobre a amostra. Logo acima da lente objetiva existem dois estágios de bobinas eletromagnéticas responsáveis pela varredura do feixe sobre a amostra (MANNHEIMER, 2002).

Devido à maneira com que as imagens são criadas, imagens de MEV tem uma aparência tridimensional característica e são úteis para avaliar a estrutura superficial de uma dada amostra (FUNDAÇÃO RICARDO FRANCISCO, 2013). Para a realização deste trabalho utiliza-se o equipamento Zeiss EVO/MA10 apresentado a seguir.

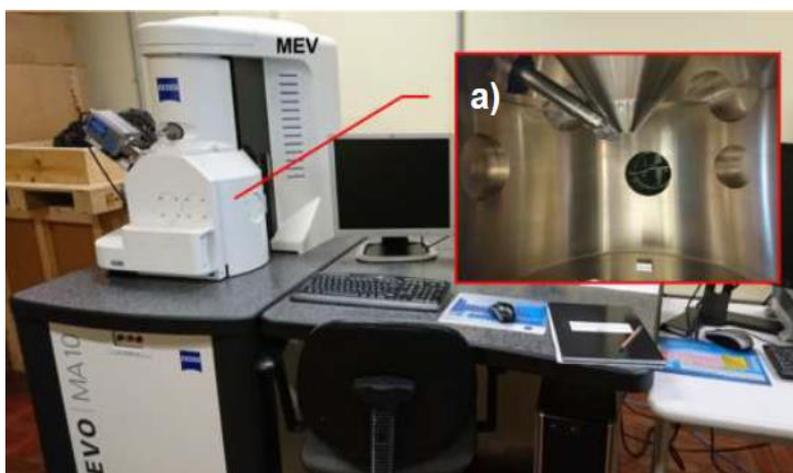


Figura 7: MEV da Universidade Federal do Pampa/ Alegrete. a) Visão interna da câmara. Fonte: Ronzani, 2017.

Após preparação metalográfica padrão e ataque com os reagentes adequados, as amostras serão submetidas à análise através de microscopia eletrônica de varredura (MEV). O equipamento utilizado é da marca Zeiss EVO/MA10. As micrografias foram feitas empregando o modo de elétrons retro espalhados,

obtendo-se uma melhor qualidade de imagem que com o modo de elétrons secundários.

3.3.4 Microdureza

O ensaio de microdureza consiste na utilização de um endentador que punciona o corpo de prova deixando neste uma impressão (endentação). É basicamente uma medida de resistência do material à penetração. A dureza Vickers consiste na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada de ângulo de diedro de 136° , sob uma determinada carga, o quociente dessa carga aplicada pela área endentada caracteriza essa dureza (HASAN, WANG e BERNDT, 2014). A seguir observa-se a Figura 8 na qual mostra-se a geometria da endentação.

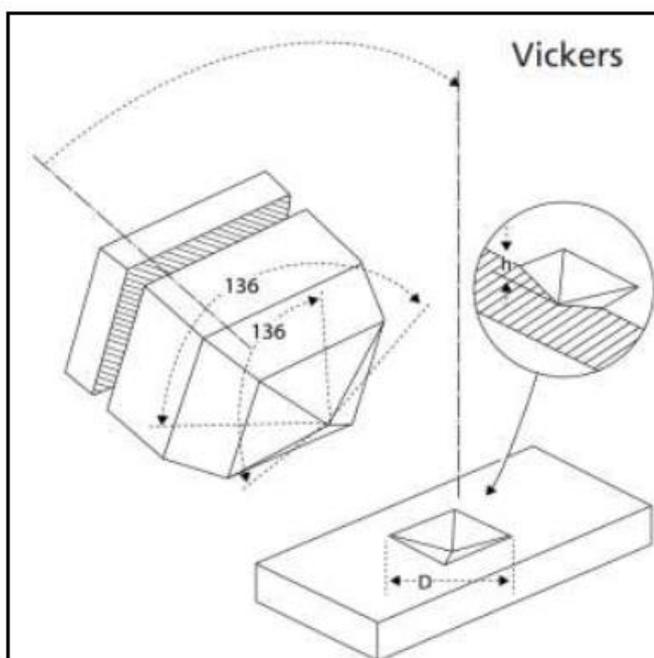


Figura 8: Esquema de endentadura Vickers e formato de impressão. Fonte: (BUEHLER® SUMMET™, 2013)

Foi empregado nessas medidas um microdurômetro digital, com penetrador piramidal de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , do tipo Vicker. 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.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados dos processos e métodos apresentados no capítulo anterior juntamente com uma análise aprofundada no intuito de atingir os objetivos propostos neste trabalho.

4.1 Análises Microestruturais

Serão expostos os resultados obtidos na análise qualitativa da microestrutura do material, ou seja, na observação da estrutura para identificação das fases presentes. As técnicas de microscopia óptica e MEV foram utilizadas para realizar a caracterização do material.

4.1.1 Microscopia óptica

Nesta etapa do trabalho são apresentados os resultados obtidos na análise microestrutural do material a partir do microscópio ótico, ou seja, na observação da estrutura para identificação das fases presentes, após o tratamento térmico.

Foram preparadas amostras metalográficas de cada condição de tratamento aplicado ao aço, seguindo procedimentos de padrões de corte, embutimento e polimento, além de tomar precauções como limpeza, secagem e acondicionamento em local conveniente. Em seguida foram realizados ataques químicos na amostra.

A seguir são apresentadas as Figuras das microscopias óticas.

- **Amostra 1**

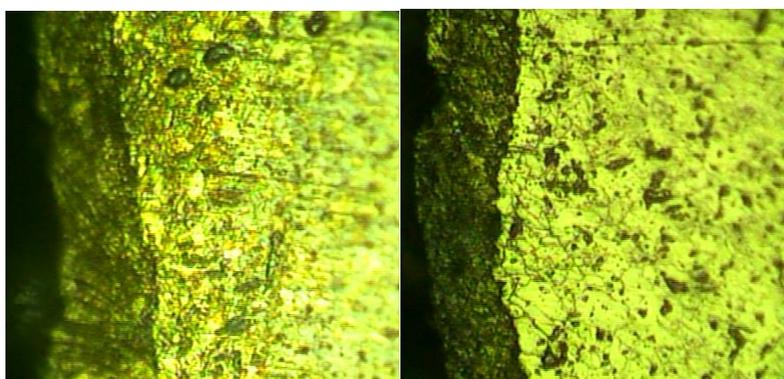


Figura 9: Microscopia ótica da Amostra 1- Parâmetros 1 e 2. Fonte: Acervo próprio.

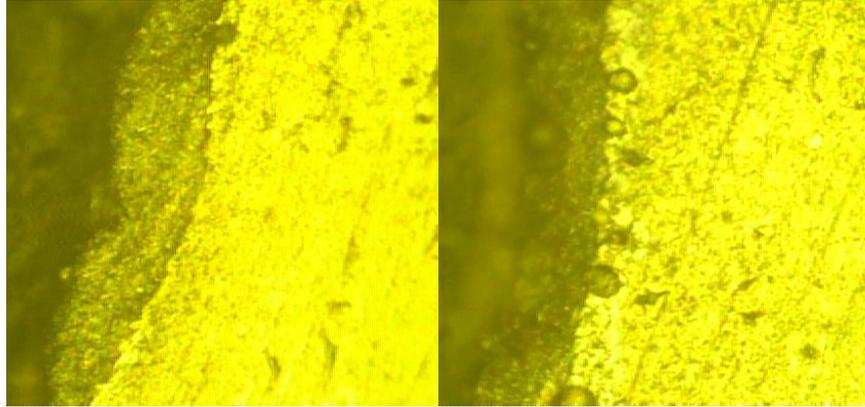


Figura 10: Microscopia ótica da Amostra 1 - Parâmetros 3 e 4. Fonte: Acervo Próprio.

Observa-se que a microestrutura do substrato (região não tratada) das Figuras 9 e 10 indicam fases perlíticas e ferrita. Na região endurecida apresenta fases martensíticas, característica, pela ocorrência de têmpera. Normalmente, quando se realizam ataques químicos para a observação por microscopia ótica, a bainita é de difícil visualização (ANAZAWA, 2007).

- **Amostra 2**

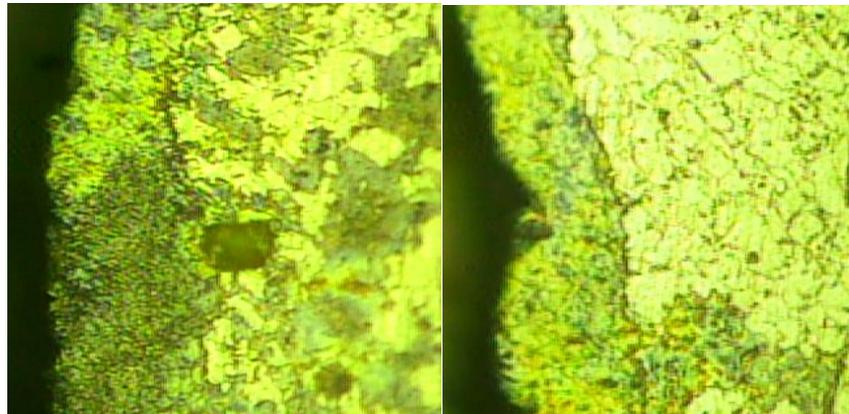


Figura 11: Microscopia ótica da Amostra 2 - Parâmetros 1 e 2. Fonte: Acervo Próprio

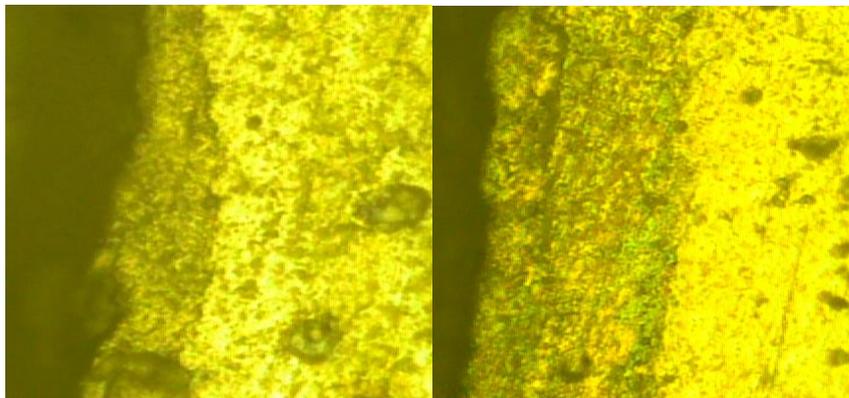


Figura 12: Microscopia ótica da Amostra 2 - Parâmetros 3 e 4. Fonte: Acervo Próprio

As Figuras 13(A), (B) e (C) apresentam as camadas formadas pelo processo a *laser*, em amostras do aço 300M, para parâmetros escolhidos como adequados para esse aço.

- **Melhores Parâmetros**

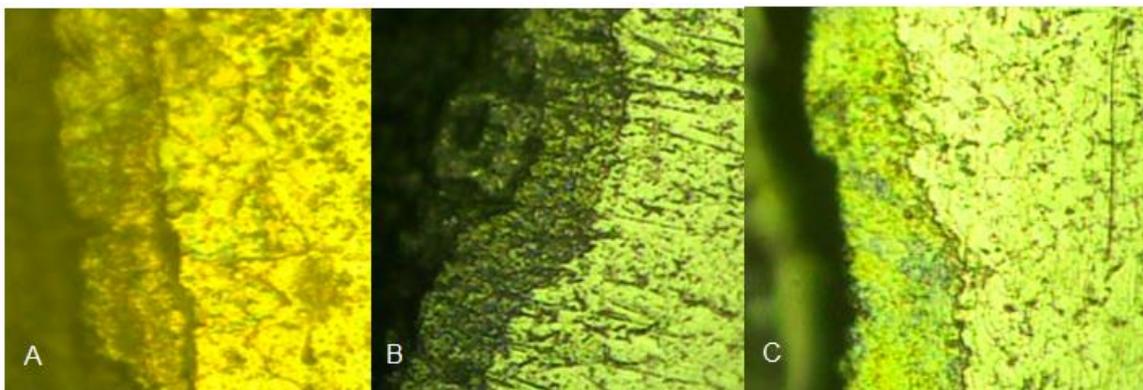


Figura 13: Microscopia ótica – (A) Amostra 3 – (B) Amostra 4 – (C) Amostra 5. Fonte: Acervo Próprio.

Através de uma inspeção ótica analisa-se que os melhores parâmetros foram obtidos pela velocidade de 20mm/s com as potências de 300 W, 400 W e 600 W.

4.1.2. Microscopia eletrônica de varredura

A análise de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada no Laboratório da UNIPAMPA. Registraram-se imagens com magnificações de 800 vezes para cada condição.

A seguir observa-se a Figura 14 com as micrografias da amostra 3, 4 e 5 nela as trilhas de *laser* se modificaram em função da potência.

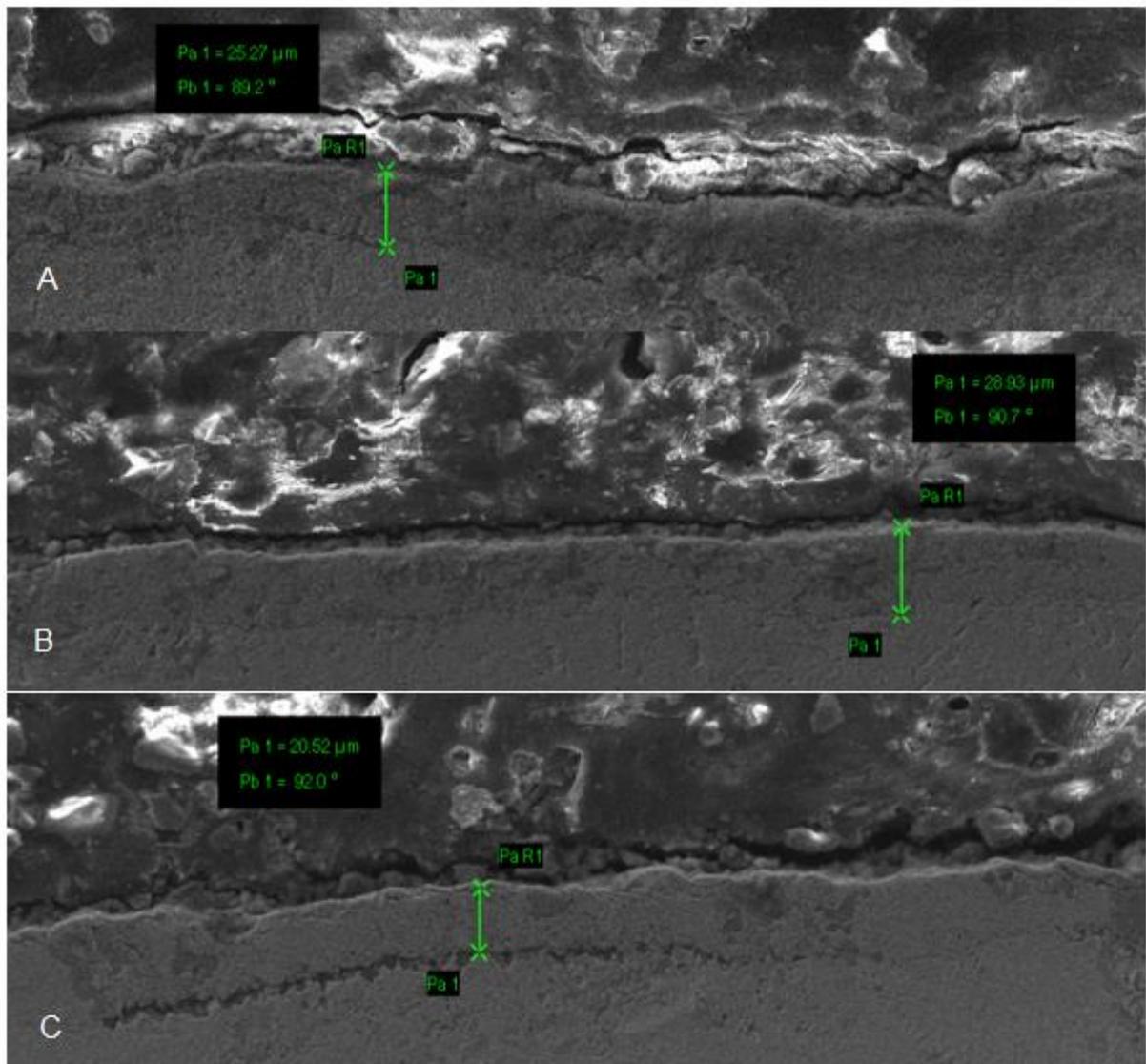


Figura 14: MEV das amostras dos melhores parâmetros – (A) Amostra 3 – (B) Amostra 4 – (C) Amostra 5. Fonte: Acervo Próprio.

Nota-se que a profundidade da têmpera é maior na amostra 4 com 28,93 μm e a menor é da amostra 5 com 20,52 μm . Isso ocorre devido à potência do *laser* na têmpera ser diferentes em ambos os casos, 300 W na amostra 4 e 600 W na amostra 5. A velocidade é a mesma em todos os casos, 20 mm/s.

4.2. Ensaio De Microdureza Vickers

Foram realizados os ensaios de dureza Vickers por microindentação com uma carga de 0,5 kg pelo período de 10 s nas amostras de aço 300M, visando determinar a variação da dureza ao longo das camadas submetidas ao tratamento superficial.

Os perfis de microdureza foram levantados na direção da espessura da chapa (transversal).

Os resultados das medições de microdureza Vickers realizadas em amostras nas condições mostradas anteriormente estão demonstrados na Figura 15.

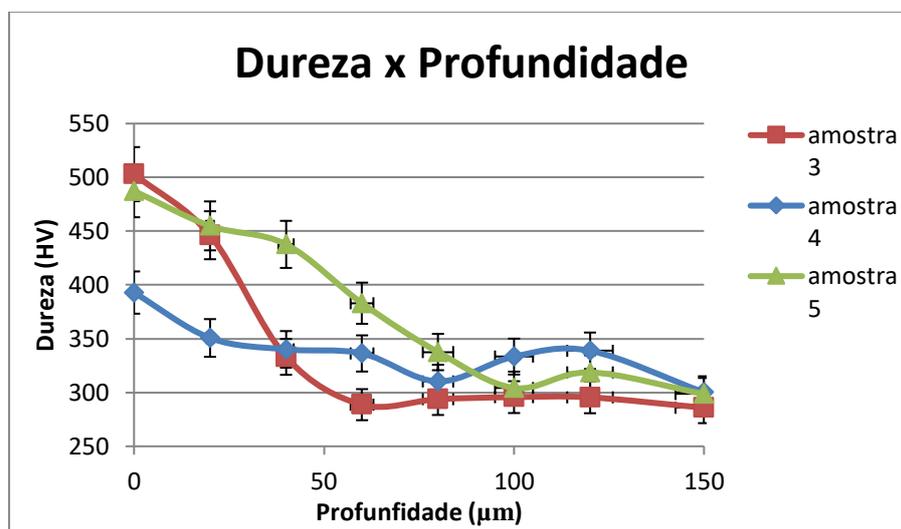


Figura 15: Gráfico da microdureza Vickers dos melhores parâmetros. Fonte: Autoria Própria.

O endurecimento por transformação via *laser* constitui-se de aquecimento da superfície, abaixo da temperatura de fusão, para ocasionar uma transformação de fase no estado sólido sem alterar o substrato. A energia absorvida pelo material é transformada em calor em um tempo curto e quando a fonte de calor é retirada, uma fase dura é formada na zona aquecida e resfriada rapidamente (SOARES, E. J. F., 2005).

Nestes resultados, verifica-se o grande aumento da dureza na superfície promovido pela têmpera, pois o aço tem sua dureza elevada devido à não ocorrência do fenômeno de difusão, ou seja, o carbono fica retido na martensita, o que aumenta a dureza do material.

A extensão da camada endurecida foi da ordem de 20 μm, e a dureza máxima alcançada foi da ordem de 503 HV, para as condições de parâmetros de *laser* apresentados.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O presente trabalho teve como principal objetivo estudar o efeito dos parâmetros da têmpera superficial a *laser* por Nd: YAG na microestrutura da camada temperada do aço de ultra-alta resistência 300M. Analisando os parâmetros do processo e os resultados obtidos, conclui-se que:

- A potência também depende da absorvidade dos materiais. O aço 300M demandou altas potências de trabalho, devido ao seu maior percentual de elementos de liga na composição química.
- No geral obtiveram-se maiores durezas superficiais e profundidades de endurecimento com potências altas de processamento. Entretanto, vale ressaltar que quanto maior for a dissolução dos carbonetos, maior será a fração de austenita retida na camada temperada.
- Os melhores parâmetros de têmpera a *laser* por Nd: YAG, que forneceram as melhores camadas, mais regulares, de maior dureza e espessura, para o aço 300M foi a uma velocidade de 20 mm/s e uma potência de 400 W. A potência de 300 W também apresentou resultados favoráveis.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Caracterização microestrutural detalhada dos efeitos dos parâmetros da têmpera superficial a *laser* de Nd: YAG, utilizando o Sistema de Energia Dispersiva (EDS).
- Realizar ensaio de resistência ao desgaste e corrosão nas amostras temperadas superficialmente a *laser*.
- Estudar o efeito da austenita retida nas propriedades do aço 300M temperado a *laser*.
- Realizar experimentos com sobreposição do feixe do *laser* e analisar seu efeito nas propriedades do aço de alta-ultra resistência.

6 REFERÊNCIAS

ABDALLA, A. J., HASHIMOTO T. M., PEREIRA, M. S., ANAZAWA, R. M. Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono. *Revista Brasileira de Vácuo*, v. 25, p. 175-181, 2006.

ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007, 193 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

ANAZAWA, R.M.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S.; CARRER, G.R.; ELISEI, C.C.A.; BAPTISTA, C.A.R.P. Aumento do limite de escoamento de um aço multifásico devido ao envelhecimento por deformação e efeito TRIP. *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo*, São José dos Campos, v.27, n.1, p.19-23, mar. 2008.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, v I, 10. ed. Ohio (EUA): Metals Handbook, 1990, v. 1, 2521p.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK: **Heat Treating**, Vol.4, 1991.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK: **Surface Engineering**, Vol.5, 1994.

ASSUMPÇÃO, L. F. Otimização de um processo de têmpera por *laser* em aço 1045. Tese (Mestrado), Universidade Federal do Paraná, Centro Politécnico. Curitiba, 2009.

ASSUMPÇÃO, L. F., OLIVEIRA, A.S.C.M. Têmpera superficial por *laser* de aço ao chumbo. Universidade Federal do Paraná, Centro Politécnico. Curitiba, 2008

BAPTISTA, A. L. B.; SOARES, A. R.; NASCIMENTO, I. A. O Ensaio Metalográfico no Controle da Qualidade. 2015, UFF, Rio de Janeiro, 2015. Laboratório de

metalografia. Disponível em: <http://www.spectru.com.br/ensaio_metal.pdf>. Acesso em 29 de outubro de 2017.

BUEHLER® SUMMET™. **The Sum Of Our Experience A Guide to Materials Preparation & Analysis**. 2ª. ed. Lake Bluff: Worldwide Headquarters, 2013.

CALLISTER, W. D. Jr., **Ciências e engenharia de materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 589 p.

CALLISTER, J.; DAVID G. RETHWISCH. Materials science and engineering: An introduction. **Materials & Design**, p. 885, 2010.

CARVALHO, S. M. **Soldagem com laser a fibra do aço 300M de alta resistência**. Dissertação (Mestrado), 2009, 80 f. – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2009.

CHIAVERINI V.; **Aços e Ferros Fundidos**. 6ª Edição, 1990.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008, 599p.

FUNDAÇÃO RICARDO FRANCISCO. Microscopia Eletrônica de Varredura com Emissão de Campo (MEV-FEG) de Materiais Nanoestruturados. **RF IME (Fundação Ricardo Francisco)**, 2013. Disponível em: <<http://www.frf.br/website/realizacoes/144-microscopia-eletronica-de-varredura-comemissao-de-campo-mev-feg-de-materiais-nanoestruturados>>. Acesso em: 10 de maio de 2018.

GEUSIC, J.E.; MARCOS H.M.; VAN UITERT L.G. Laser oscillations in nd-doped yttrium aluminium, yttrium gallium and gadolinium garnets. **Applied Physics**, v. 4, n. 10, p. 182, 1964.

GOIA, F. A. **Endurecimento da superfície do aço ferramenta VC131 utilizando laser a fibra**. 99f. Tese (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, ITA, São José dos Campos, 2010.

HASAN, M. F.; WANG, J.; BERNDT, C. Evaluation of the mechanical properties of plasma sprayed hydroxyapatite coatings. **Applied Surface Science (ELSEVIER)**, p. 155-162, 2014.

KANCHANA VELEERAT E. et al. Crystal growth of high doped Nd:YAG. **Optical Materials**, v. 26, p. 337-341, 2004.

KENNEDY E.; BYRNE G.; COLINS D.N. **A review of the use of high power diode lasers in surface hardening**. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier Science, 2004.

LIMA, M.S.F. **Uma contribuição ao estudo da microestrutura dos ferros fundidos refundidos superficialmente por laser**. 1997. 167f. Tese (Doutoramento)- Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

LIMA, M.S.F. Lasers in Material Processing. In: LACKNER, Lasers in Chemistry: Influencing Matter, 2008, p.1195-1209.

LIU W. et al. High power single wavelength ceramic Nd:YAG laser at 1116 nm. **Optics and Laser Technology**, v. 46, p. 139-141, 2013.

LUSQUINÕS, F., CONDE, J.C., BONSS, S., *et. al.*: **Theoretical and experimental analysis of high power diode laser (HPDL) hardening of AISI 1045 steel**. Applied Surface Science, Elsevier Science, August 2007.

MANNHEIMER, W. A. **Microscopia dos Materiais - Uma introdução**. Rio de Janeiro: E-papers Serviços Editoriais, 2002.

MAILLET, H. **O Laser, Princípios e técnicas de aplicação**. Editora Manole Ltda, 1987.

MAJUMDAR J. D. and MANNA, I. **Laser Processing of Materials**. Sadhana Vol, Parts 3 & 4, pp.495-562, 2003.

McLachlan, D. J.; **X-Ray Crystal Structure**, 1a ed.; McGraw-Hill: New York, USA, 1957.

MIOKOVIC, T., SCHULZE, V., VÖHRINGER, O., LÖHE, D. **Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening**. Acta Materialia, v.55, p.584-599, 2007.

MIRALLES, M. **Laser Hardening of Cutting Tools**. Tese (Mestrado em Física e Engenharia Mecânica) – Lulea University of Technology, 2003.

NICOLETTI, J.C., Caracterização microestrutural e mecânica de aços bifásicos de ultra alta resistência com médio teor de carbono. 2004. 144f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá. Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

ORZA, M. Una introducción a las aplicaciones industriales de los láseres. Aspectos económicos y nuevos desarrollos. Revista de Metalurgia de Madrid, v. 34, nº2, p.188-193, 1998.

Padilha, A. F., Ambrósio Filho, F. **Técnicas de Análise Microestrutural**, Ed. Hemus pp 45-75, 1995.

PASHBY, I.R.; BARNES, S.; BRYDEN, B.G.. **Surface hardening of steel using a high power diode laser**. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier Science, 2003.

PHILIP, T.V. **Ultrahigh-Strength Steels**. In: Metals Handbook – ASM, Properties and selection. 9th ed. Utah: Iron and Steels, 1978.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformation in metals and alloys**, 4 edition, Chapman and Hall, London, 1994.

Prado, J.S.A., Tratamento térmico e tenacidade de aços 300M e Maraging 300. 1990, 159p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, ITA/CTA, São José dos Campos.

QI Y. et al. Nd:YAG ceramic laser obtained high slope-efficiency of 62% in high power applications. **Optics Express**, v. 13, p. 8725-8729, 2005.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Ed. Guanabara Dois, ed. 2, Rio de Janeiro, 1982.

RONZANI, Antonio Guilherme. **Resistência à Cavitação do Revestimento de Carbetto de Tungstênio Refundido via Laser de CO2 Aplicado em Aço AISI 1020**. 2017. 121f. Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade Federal do Pampa, Alegrete, 2017.

Rubahn, H. G. **Laser Applications in Surface Science and Technology**, Ed John Wiley & Sons, 1999, 336p.

SANTOS, D.R., **Otimização dos parâmetros de tratamento térmico e soldagem do aço maraging 18Ni 300**. 2001. 118f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 2001.

SELVAN, J.S.; SUBRAMANIAM, K. and NATH A. K. **Effect of laser surface hardening on En18 (AISI 5135) steel**. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier Science, 1999.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços** - 2ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.

SLUD, R.; GOUVEIA, H.; OLIVEIRA, A.S.M. **Laser de diodos – Uma alternativa no tratamento de superfícies**. In: CBECIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2002.

SOARES, E. J. F. Tratamento superficial a laser dos aços AISI 1045 e AISI 4340: transformações microestruturais. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2005.

THELNING, K-E. **Steel and its heat treatment**. 2 ed., 1984.

TOMITA, Y.; OKAWA, T. Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel. *Materials Science and Engineering A*, v.172, p. 145-151, apr. 1993.