

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE MECÂNICA
ENGENHARIA MECÂNICA

LUIZ PAULO JAVORNIK

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM FERRO FUNDIDO
VERMICULAR APÓS TRATAMENTO DE TÊMPERA SUPERFICIAL A
LASER E NITRETAÇÃO A PLASMA

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

CURITIBA

2016

LUIZ PAULO JAVORNIK

**ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM FERRO FUNDIDO
VERMICULAR APÓS TRATAMENTO DE TÊMPERA SUPERFICIAL A
LASER E NITRETAÇÃO A PLASMA**

Monografia de projeto de pesquisa apresentada de Trabalho de Conclusão de Curso 2 do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, como requisito parcial para aprovação na disciplina.

Orientador: Prof. Dr. Marcos R. Rodacoski

Co-orientador: Prof. Ma. Viviane Writzl

Prof. Dr. Paulo C. Borges

CURITIBA

2016

TERMO DE ENCAMINHAMENTO

Venho por meio deste termo, encaminhar para a apresentação a Proposta de Projeto de Pesquisa “**ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM FERRO FUNDIDO VERMICULAR APÓS TRATAMENTO DE TÊMPERA SUPERFICIAL A LASER E NITRETAÇÃO A PLASMA**”, realizado pelo aluno Luiz Paulo Javornik, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Dr. Marcos Roberto Rodacoski

Departamento de Engenharia Mecânica, UTFPR

Orientador

Prof. Euclídes Alexandre Bernardelli

Departamento de Engenharia Mecânica, UTFPR

Avaliador

Prof. Dr. Rodrigo Lupinacci Villanova

Departamento de Engenharia Mecânica, UTFPR

Avaliador

TERMO DE APROVAÇÃO

Por meio deste termo, aprovamos a monografia do Projeto de Pesquisa "ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM FERRO FUNDIDO VERMICULAR APÓS TRATAMENTO DE TÊMPERA SUPERFICIAL A LASER E NITRETAÇÃO A PLASMA", realizado pelo aluno(s) LUIZ PAULO JAVORNIK, como requisito para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Marcos Roberto Rodacoski
Departamento Acadêmico de Mecânica, UTFPR
Orientador

Prof. Euclídes Alexandre Bernardelli
Departamento Acadêmico de Mecânica, UTFPR
Avaliador

Prof. Rodrigo Lupinacci Villanova
Departamento Acadêmico de Mecânica, UTFPR
Avaliador

Curitiba, 07 de dezembro de 2016.

Dedico este trabalho à minha família, por estarem sempre presentes e me apoiando em todas as decisões tomadas durante o período da graduação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a minha família, por ser o pilar mais importante da minha vida, pelo companheirismo, amor e esforços ilimitados. Por toda a dedicação, carinho e compreensão para vencer cada etapa.

Agradeço ao professor Marcos R. Rodacoski, Paulo Borges e a professora Viviane Writzl, por estarem sempre disponíveis para o esclarecimento de eventuais dúvidas durante a elaboração deste trabalho.

À Tupy fundições pelo fornecimento do material para a pesquisa.

Ao ITA por prestar uma ajuda quando foi necessário o uso de seus equipamentos.

À UTFPR e à Technische Universität Dortmund por terem proporcionado as melhores experiências acadêmicas, pessoais e profissionais.

Aos meus amigos de faculdade por terem tornado essa jornada mais prazerosa e cheia de lembranças felizes.

Aos amigos do intercâmbio Tainá, Gasques, Alisson, Ronnye, Bolívia, André, Juliana, Batalha, Zitti, Erik, Filipi, David, Armando, Eduardo, Lucas, Demartino, França, Luciano, Samuel, Thyago, Leo e Thiago por terem me mostrado que o mundo deixa de ser preto e branco e passa a ser colorido quando se tem as pessoas certas do seu lado.

RESUMO

JAVORNIK, Luiz Paulo. **Análise de tensões residuais em ferro fundido vermicular após tratamento superficial de têmpera a laser e nitretação a Plasma.** 2016. 52 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2016.

Atualmente, uma das maiores fabricantes mundiais de blocos de motores à diesel e cabeçotes, a Tupy, vem utilizando como material na fabricação dos blocos o ferro fundido vermicular (FFV), também conhecido como CGI, por apresentar propriedades mecânicas superiores às dos materiais convencionais, possibilitando maiores pressões na câmara de combustão e paredes menos espessas, resultando em produtos mais leves, menores e mais duráveis. Visando uma maior confiabilidade ao bloco de motor, o estudo das tensões residuais se faz necessário, pois elas se fazem presentes em todos os componentes mecânicos submetidos a processos de conformação. Após ter passado por tratamentos superficiais, como nitretação a plasma e/ou têmpera superficial a laser, com o objetivo de melhorar suas propriedades superficiais, principalmente resistência ao desgaste, fez-se a análise das tensões residuais no FFV que surgiram devido ao alto gradiente térmico (aquecimento seguido de resfriamento), mudança de composição química e volume na superfície gerados pelos tratamentos. Por ser um método com baixo custo, fácil portabilidade e alto grau de confiabilidade nos resultados, o método escolhido para essa análise foi do furo cego. Tendo como objetivo analisar e avaliar o comportamento das tensões residuais após os tratamentos supracitados, esse trabalho pode vir a colaborar com uma maior resistência ao desgaste pro FFV, conseqüentemente uma vida mais longa para o bloco de motor a diesel. Os resultados mostram que as tensões geradas durante a têmpera superficial à laser são maiores do que as geradas pela nitretação à plasma e que as tensões provenientes do processo de retificação, podem ser vistas com clareza no material em estado de fornecimento.

Palavras-chave: Ferro Fundido Vermicular. Têmpera Superficial à laser. Nitretação à Plasma. Tensões Residuais. Método do furo cego.

ABSTRACT

JAVORNIK, Luiz Paulo. **Analysis of residual stresses in vermicular cast iron after laser quenching surface treatment and Plasma nitriding.** 2015. 52 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2015.

Nowadays, one of the world's biggest diesel engine block producer, Tupy uses the vermicular cast iron as the diesel engine block producing material. This iron, is also known as CGI and its use has been increasing in the automotive industry in recent times due to its mechanical properties, that enable the manufacture engines with higher pressures in the combustion chamber and thinner walls, which can imply in lighter, smaller and more lasting products. Aiming for a greater reliability to the engine block, the study of residual stresses is more than necessary, since the residual stresses are present in all the mechanical components submitted to conformation processes. In this work presented, after been submitted to surface treatments as plasma nitriding and laser surface hardening with the aim of improving its surface properties, especially wear resistance, the CGI was submitted to residual stresses analysis that emerged due the high thermal gradient (heating followed by cooling), changes in chemical composition and surface volume generated by the treatments. By being a low cost method, easily portable and a high degree of reliability in the results, the chosen method for this analysis was the Hole-Drilling method. Aiming to analyse and evaluate the behavior of residual stresses after the above mentioned treatments, this work may collaborate with a higher wear resistance to the CGI, consequently a longer life for the diesel engine block. The results show that the residual stresses generated during the laser surface hardening are higher than those generated by plasma nitriding and that the grinding process stresses can be clearly seen in the base material.

Keywords: 1. Vermicular Cast Iron 2. Laser Quenching Surface Treatment 3. Plasma Nitriding 4. Residual Stresses 5. Hole-Drilling Method

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono.....	15
Figura 2 - Forma e distribuição do veio de grafita em ferros fundidos.....	18
Figura 3 - Aspecto do FoFo Vermicular.....	19
Figura 4 - Forma dos tipos de grafita dos ferros fundidos.....	20
Figura 5 - Diagrama Esquemático Fe-C.....	24
Figura 6 - Colisão de íons na superfície catódica durante o bombardeio iônico.....	27
Figura 7 - Tensão residual induzida pela deformação plástica.....	29
Figura 8 - Esquema geométrico de uma roseta com 3 elementos..	31
Figura 9 – Micrografia do material base.....	37
Figura 10 – Fluxograma representando as etapas do trabalho.....	38
Figura 11 - Vistas dos corpos de prova.....	39
Figura 12 - Representação esquemática do reator de plasma.....	40
Figura 13 - Bancada para o ensaio furo cego.	43
Figura 14 – Conexões entre os equipamentos e a guia de furação.	44
Figura 15 - Broca cônica utilizada nos ensaios do furo cego.	45
Figura 16 – Extensômetros indicados pelo padrão da norma ASTM.....	45
Figura 17 - Extensômetro do tipo B colado na amostra.	46
Figura 18 - Estado de fornecimento do ferro fundido vermicular.....	48
Figura 19 –Fofo vermicular após tratamento de nitretação a plasma.....	49
Figura 20 –Fofo vermicular após tratamento de têmpera superficial a laser.....	51
Figura 21 - Fofo vermicular após tratamento nitretação a plasma e têmpera superficial a laser.	51
Figura 22 - Gráfico de microdureza x profundidade da amostra temperada à laser T2 em comparação com o material base.	53
Figura 23 - Gráfico de microdureza x profundidade da amostra nitretada à plasma e temperada à laser N1T1 em comparação com o material base.....	54
Figura 24 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo Vermicular no estado de fornecimento.....	55
Figura 25 – Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular nitretadas.	57
Figura 26 – Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser.	58
Figura 27 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser e nitretadas.....	59
Figura 28 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser e nitretadas.....	61
Figura 29 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser e nitretadas.....	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparativo das principais características dos ferros fundidos.....	16
Tabela 2 - Propriedades Mecânicas de Ferros Fundidos com matriz perlítica	21
Tabela 3 - Técnicas de medições de tensões residuais.	30
Tabela 4 - Resultados Microestruturais do FoFo Vermicular desse trabalho.	37
Tabela 5 - Códigos das amostras.....	38
Tabela 6 - Parâmetros da têmpera superficial a laser.....	40
Tabela 7 - Parâmetros da Nitretação a plasma.	41
Tabela 8 - Parâmetros da strain gage	46
Tabela 9 - Parâmetros do FoFo vermicular.	46

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
2.1 FERRO FUNDIDO	15
2.1.1 Velocidade de Resfriamento do Ferro Fundido.....	17
2.1.2 Componentes Estruturais dos Ferros Fundidos.....	17
2.2 FERRO FUNDIDO VERMICULAR.....	18
2.2.1 Características Metalográficas do FoFo Vermicular.....	19
2.2.2 Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Vermicular	20
2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS	21
2.3.1 Tratamentos Térmicos Convencionais	22
2.3.1.1 Têmpera em ferros fundidos	22
2.3.1.2 Têmpera a Laser	23
2.3.2 Tratamentos Termoquímicos.....	25
2.3.2.1 Nitretação a Plasma	26
2.4 TENSÕES RESIDUAIS.....	27
2.4.1 Medição pelo “método do furo cego”	30
2.4.1.1 Incertezas na medição do furo cego	34
2.4.2 Tensões residuais na camada nitretada	35
2.4.3 Tensões na camada temperada	36
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1 DESCRIÇÃO DA METODOLOGIA	38
3.2 PROCESSAMENTO	39
3.2.1 Retificação	39
3.2.2 Têmpera Superficial a Laser	39
3.2.3 Nitretação a Plasma.....	40
3.2.4 Nitretação à Plasma e Têmpera à Laser	41
3.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	41
3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	42
3.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	42
3.6 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS	43
3.6.1 Furo Cego	43
3.6.1.1 Montagem da Bancada	43
3.6.1.2 Instalação dos Equipamentos	44
3.6.1.3 Realização do Furo Cego	44
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	48
4.1 ESTADO DE FORNECIMENTO	48
4.2 NITRETAÇÃO A PLASMA E TÊMPERA SUPERFICIAL A LASER.....	48
4.3 MEDIÇÃO DA MICRODUREZA.....	52

4.4 TENSÕES RESIDUAIS.....	54
4.4.1 Furo Cego	54
4.5 CONDIÇÕES DE CONTORNO	62
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS E CONCLUSÃO	64
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	65

1 INTRODUÇÃO

Neste trabalho, o ferro fundido vermicular, um material relativamente novo na indústria, criado por um erro de composição química e patenteado pela Tupy Fundições, foi tratado termoquimicamente e superficialmente por nitretação a plasma e superficialmente por têmpera a laser, sendo esse segundo tratamento superficial, conhecido mas pouco aplicado em escala industrial.

Quando há o desejo de se aumentar a dureza na superfície de um metal, um dos processos mais utilizados na indústria é a têmpera superficial. No processo de têmpera superficial, o material é aquecido até uma temperatura acima da de austenitização em um tempo bastante curto e então resfriado rapidamente, gerando-se assim, uma grande quantidade de martensita.

Na têmpera superficial a laser, a versatilidade do laser para se efetuar aquecimentos locais o torna um processo interessante para o tratamento de superfícies dos materiais. Apesar das inúmeras vantagens, como aquecimento extremamente rápido e eficaz, propriedades superficiais melhoradas com uma boa eficácia, fatores como potência e velocidade de varredura fazem mostrar que o processo ainda demanda muita pesquisa.

Assim como a têmpera superficial a laser, tratamentos termoquímicos como a nitretação a plasma são amplamente utilizados pra modificar as propriedades químicas, físicas e mecânicas dos materiais. A nitretação a plasma utiliza, geralmente, em seu processo nitrogênio e hidrogênio puros e em pequena quantidade, que podem se integrar ao ar atmosférico sem gerar poluição. Uma outra vantagem do processo, é que graças ao excelente controle do processo, a camada de nitretos que se obtém é quase uniforme na composição e a espessura obtida tem boa reprodutibilidade (BALLES, 2004).

Os tratamentos de têmpera superficial a laser e a nitretação a plasma, acabam fazendo surgir no material tensões residuais de tração ou de compressão devido ao alto gradiente térmico (no caso da têmpera, aumento rápido da temperatura e resfriamento brusco), mudanças na composição química, ou mesmo mudanças no volume da camada superficial. Segundo Rocha, Nunes e Hirsch (2009), as tensões residuais na superfície e subsuperfície de componentes mecânicos, durante sua manufatura e em serviço, podem afetar o desempenho e representam um dos principais potenciais para distorções em componentes

mecânicos. Por isso, a medição, controle e monitoramento dessas tensões é de grande importância para assegurar os desvios de forma e dimensão previstos no projeto de Engenharia.

Contudo, saber se a tensão formada é prejudicial às propriedades do material é um tema complexo, pois por mais que na superfície as tensões trativas possam causar surgimento de trincas por fadiga, as tensões compressivas podem vir a aumentar a resistência à fadiga do material.

Como as tensões estão sempre presentes nos materiais, surge a necessidade de quantificá-las, a fim de avaliar até que ponto elas estão prejudicando as propriedades mecânicas do material. Um método para tal é o do furo cego associado à extensometria, onde primeiramente um furo é realizado na peça e a medição das tensões residuais é realizada com base no alívio de tensões ao redor desse furo, com uma roseta com extensômetros instalados na região onde se pretende medi-las. Um pequeno furo é feito na posição central dos extensômetros, de modo que as tensões perpendiculares à nova superfície criada pelo furo são aliviadas, gerando um campo de deformações que é detectado pelos extensômetros (SUTERIO, 2005).

Em algumas condições, não se pode modificar fisicamente a amostra em que a análise de tensões residuais será feita, para isso são utilizados métodos não destrutivos, como método do Ultrassom, método magnético e o, talvez, mais conhecido entre os métodos não destrutivos, o método por difração de raio-X.

O objetivo geral desse trabalho consiste em analisar se o método é eficaz ou não para o estudo de tensões residuais nas condições em que o FFV foi submetido.

Os objetivos específicos desse trabalho consistem em:

- Analisar as alterações na microestrutura após ter passado pelos dois tratamentos;
- Analisar as na microdureza do ferro fundido vermicular antes e após os tratamentos térmicos;
- Estudar o efeito dos tratamentos em relação à tensões residuais do ferro fundido vermicular, sendo elas medidas através do método do furo cego;

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 FERRO FUNDIDO

Dentre as ligas ferro-carbono (Fe-C), os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de grande importância para a indústria, não só pelas características do material, mas pelo fato de que aplicações de tratamentos térmicos adequados e pelo desenvolvimento do ferro fundido nodular, ter sido viável ao seu emprego. (CHIAVERINI, V., 2002).

Pelo conhecimento do diagrama de equilíbrio Fe-C mostrado na Figura 1, costuma-se definir o *ferro-fundido* como “as ligas Fe-C cujo teor de carbono se situa acima de 2,0% aproximadamente”. Devido a influência do silício nessa liga, o ferro fundido é considerado uma “liga ternária Fe-C-Si”, pois o silício está frequentemente presente em teores superiores ao do próprio carbono. (CHIAVERINI, V., 2002).

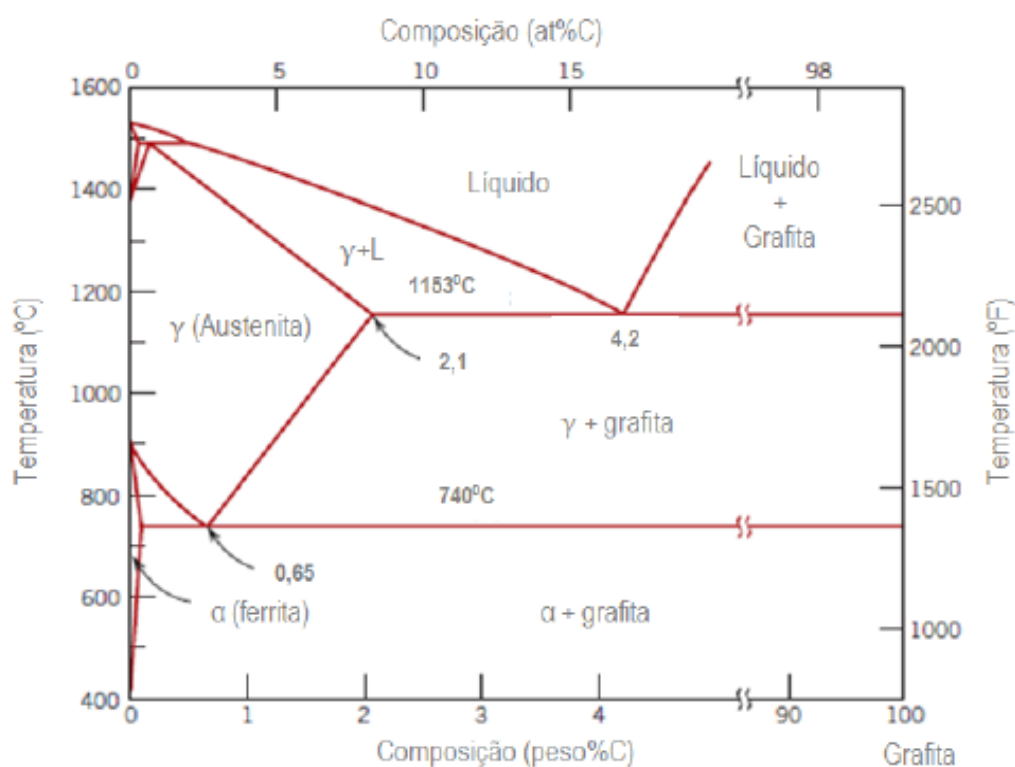


Figura 1 - Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono (CALLISTER, 2008).

Durante muitos anos as aplicações de ferros fundidos foram limitadas por sua baixa ductilidade e tenacidade, porém o fato de querer se encontrar um material que combinasse a tenacidade do aço com a facilidade de fabricação, por fundição,

do ferro fundido levou ao desenvolvimento dos ferros fundidos maleáveis ou maleabilizados, em que um longo tratamento térmico leva à formação de grafita em uma microestrutura relativamente tenaz. Antigamente, a classificação do ferro fundido era feita em relação a sua fratura: quando o aspecto era claro, a fratura cristalina, o ferro fundido era chamado de branco. Já quando a fratura continha grafita, a estrutura da fratura era mais escura, o ferro fundido sendo chamado de cinzento. Após o invento da microscopia, a classificação passou a ser através da microestrutura, ou seja, caracterizando a maneira como a grafita se distribui na matriz perlítica ou ferrítica e medindo suas dimensões. (COLPAERT, 2008). A classificação reflete a forma da grafita, outras vezes tem relação com o aspecto da fratura (cinzento, branco) ou com alguma propriedade mecânica relevante (SANTOS, 2013).

É comum adotar-se expressões para prever o comportamento na solidificação de ferros fundidos, ou seja, o “carbono equivalente”:

$$CE = \% C + 1/3 (\% Si + \% P)$$

(Equação 1)

Na Tabela 1, são apresentadas as principais características de cada ferro fundido.

Tabela 1 - Comparativo das principais características dos ferros fundidos (CALLISTER, 2008).

Classe	Composição	Estrutura	Propriedades Mecânicas		
			Resistência a Tração [MPa]	Resistência ao Escoamento [MPa]	Ductilidade [%EL em 50mm]
Ferro Fundido Cinzento					
SAE G1800	3,4-3,7 C 2,55Si 0,7Mn	Ferrita + Perlita	124	-	-
SAE G2500	3,2-3,5 C 2,2 Si 0,8 Mn	Ferrita + Perlita	173	-	-
SAE G400	3,0-3,3 C 2,0 Si 0,8 Mn	Perlita	276	-	-
Ferro Fundido Nodular					
ASTM A536 60-40-18 100-70-03 120-90-02	3,5 - 3,8 C 2,0 - 2,8 Si 0,05 Mg < 0,2 Ni 0,10 Mo	Ferrita	414	276	18
		Perlita	689	483	3
		Martensita			
		Temperada	827	621	2
Ferro Fundido Maleável					
32510	2,3 - 2,7 C 1,0 - 1,75 Si < 0,55 Mg	Ferrita	345	224	10
45006	2,4 - 2,7 C 1,25-1,55 Si < 0,55 Mn	Ferrita e Perlita	448	310	6
Ferro Fundido Grafita Compactada					
ASTM A842 Classe 250 Classe 450	3,1-4,0 C 1,7-3,0 Si 0,015-0,035 Mg 0,06-0,13 Ti	Ferrita	250	175	3
		Perlita	450	315	1

Segundo Chiaverini (2002), os dois fatores que determinam a estrutura do ferro fundido são a composição química e a velocidade de resfriamento.

2.1.1 Velocidade de Resfriamento do Ferro Fundido

Durante a solidificação, a espessura da peça faz com que a velocidade de resfriamento varie. Quando as velocidades de resfriamento são muito elevadas, não há tempo suficiente para a decomposição da cementita, resultando em pouca ou nenhuma grafitação, dando espaço para a formação do ferro fundido branco. Com velocidades de resfriamento mais lentas, ocorre uma apreciável grafitação, ficando constituída a estrutura por perlita e grafita (CHIAVERINI, 2002).

2.1.2 Componentes Estruturais dos Ferros Fundidos

É importante conhecer os componentes estruturais que serão formados, a fim de prever as propriedades mecânicas do material, sendo o mais importante desses componentes a grafita. Os veios de grafita acabam interrompendo a uniformidade ou continuidade da matriz, determinando assim as características mecânicas dos ferros fundidos e os diferenciando dos aços. (CHIAVERINI, 2002).

O carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar e o silício é essencial porque propicia a decomposição da cementita em ferrita e grafita, conforme a reação:



A reação vista acima mostra a produção de grafita em ferro fundido, pois o carbeto de ferro é somente metaestável. Sua instabilidade é acentuada pela presença de silício e prolongada exposição a elevadas temperaturas (VAN VLACK, 1984).

Sabe-se que o formato da grafita irá definir várias propriedades do FoFo. Para tanto, segundo Chiaverini (2002), A ASTM e a AFS (Sociedade Americana de Fundição) classificam o aspecto e a forma de apresentação da gráfica em cinco tipos, como na Figura 2:

- (A) Irregular desorientada;

- (B) Em Roseta;
- (C) Desigual Irregular;
- (D) Interdendrítica Desorientada;
- (E) Interdendrítica Orientada.

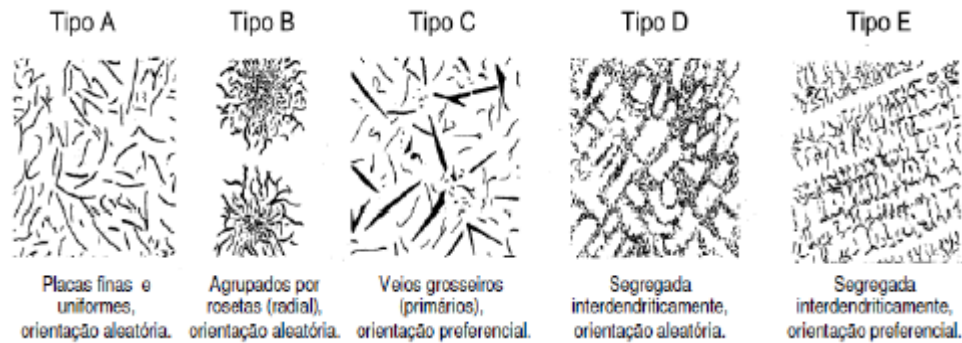


Figura 2 - Forma e distribuição do veio de grafita em ferros fundidos (ASTM A247:06).

Além da grafita, outros componentes estruturais do ferro fundido seguem abaixo:

“**Ferrita:** Ferro puro ou aços que contenham teores de carbono abaixo do limite de solubilidade da cementita na fase CCC são essencialmente monofásicos, contendo apenas a fase CCC, chamada ferrita.

“**Cementita:** Solubilidade do carbono na ferrita é excedida, a cementita aparece na estrutura do aço.” (COLPAERT, 2008).

“**Perlita:** Para o campo abaixo da temperatura eutectóide, a transformação esperada da austenita é em ferrita e cementita. Porém, se o processo acontece de forma rápida, a estrutura formada é a perlita.

2.2 FERRO FUNDIDO VERMICULAR

Também conhecido como Compacted Graphited Iron – CGI, “ferro fundido semi dúctil” ou “ferro fundido com grafita vermicular”, segundo Massirer Junior, Guessser (2011), o ferro fundido vermicular foi obtido devido a erros de composição química durante a fabricação do ferro fundido nodular. A grafita apresentava uma forma de vermes, diferente da forma esférica esperada, surgindo daí o nome de “vermicular”.

Porém Guesser (2002) ressalta que essa primeira definição, surgiu do aspecto observado em duas dimensões (Figura 3a), mas que se melhor observado, as partículas são na verdade interconectadas e não em forma de “vermes” (Figura 3b).

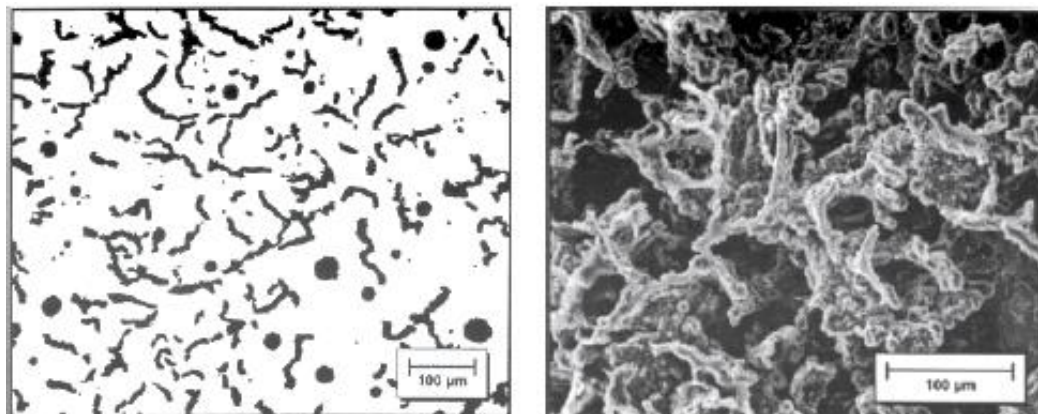


Figura 3a - Aspecto do FoFo Vermicular em metalografia óptica (GUESSER, 2002). Figura 3b – Fofo Vermicular após ataque profundo MEV (GUESSER, 2002).

Após o desenvolvimento de alguns processos de controle de metal líquido como Sintercast e Oxicast na década de 90, percebeu-se que com um processo confiável de controle aplicável a uma produção em larga escala, poderia-se difundir esse ferro fundido na indústria.

O FFV passou então a ser empregado na indústria automobilística em peças como coletores de escapamento, cabeçotes e, sua aplicação principal, blocos de motores diesel.

Junior Massirer, Guesser (2011) ainda citam que para a fabricação de blocos de motor, são observadas algumas características, como: custo do material, custo de usinagem e considerações ambientais. Características essas que o FFV preenche de forma mais satisfatória se comparado a outros materiais, somente pecando no quesito custo de usinagem, onde se mostra um dos piores candidatos.

2.2.1 Características Metalográficas do FoFo Vermicular

“O ferro fundido vermicular apresenta a grafita em forma de vermes disposta em uma matriz perlítica ou ainda ferrítico/perlítica. A perlita é constituída por lamelas alternadas de ferrita e cementita (Fe_3C). Estas lamelas de Fe_3C reforçam a matriz,

tornando-a mais dura e resistente.” (MASSIRER JUNIOR, E.; GUESSER, W. L., 2011).

Os ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular são diferenciados pela forma da grafita. No ferro fundido cinzento, as grafitas apresentam-se em forma lamelar, já no vermicular, em formas alongadas com extremidades arredondadas e no nodular as grafitas estão distribuídas aleatoriamente na forma de esferas, respectivamente na Figura 4.

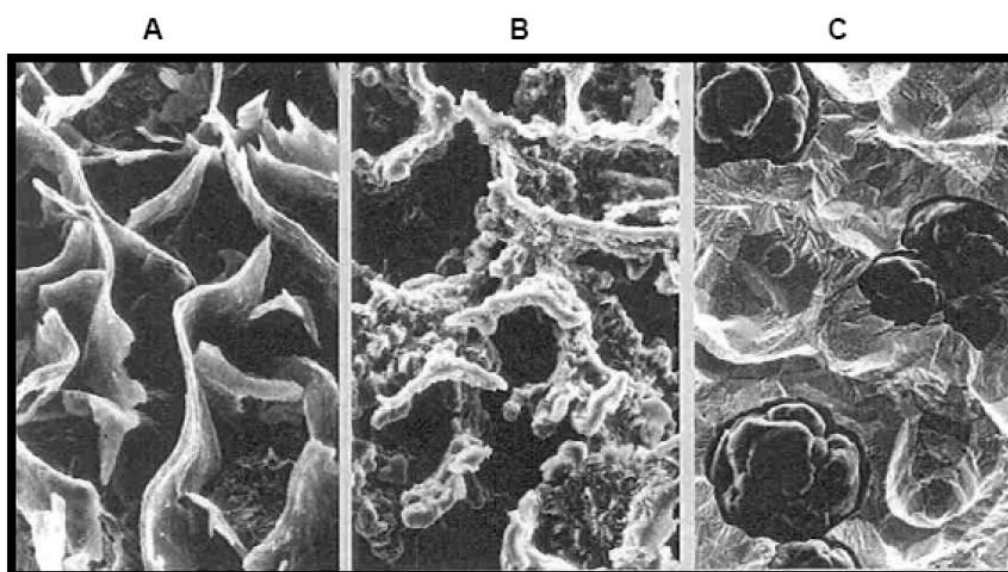


Figura 4 - Forma dos tipos de grafita dos ferros fundidos. (A) Cinzento. (B) Vermicular. (C) Nodular (JUNIOR PAIVA, 2007).

2.2.2 Propriedades Mecânicas do Ferro Fundido Vermicular

Por se dizer que é um produto intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido nodular, Chiaverini (2002) ressalta que o FFV apresenta melhor resistência mecânica que o cinzento além de alguma ductilidade. Já quando se compara com o nodular, possui maior capacidade de amortecimento e condutibilidade térmica mais elevada. A explicação dessas propriedades é devido à forma da sua grafita, com uma morfologia compacta, extremidades arredondadas, que acabam tornando a nucleação e propagação de trincas muito mais difícil que no caso dos ferros com grafita lamelar, morfologia grosseira e que ainda, por estar interconectada, propiciará uma maior taxa de transferência de calor e dissipação de vibrações.

Na Tabela 2, são apresentados valores de propriedades mecânicas comparando os três ferros fundidos citados acima. Comprova-se que, de um modo geral, os valores das propriedades correspondentes ao FFV, situam-se entre os do cinzento e do nodular.

Tabela 2 - Propriedades Mecânicas de Ferros Fundidos com matriz perlítica (MASSIRER JUNIOR; GUESSER, 2011).

Propriedade	Ferro Cinzento	Ferro Vermicular	Ferro Nodular
Resistência à Tração [MPa]	250	450	750
Módulo de Elasticidade [GPa]	105	145	160
Resistência à Fadiga [MPa]	110	200	250
Condutividade Térmica [W/m ² K]	47	37	28

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

“Define-se tratamentos térmicos como um processo tecnológico, que inclui operações controladas de aquecimento e resfriamento, conduzidas com o objetivo de alterar a microestrutura de um metal ou liga, e que, resultam na obtenção das propriedades requeridas.” (SETTI, 2011).

Mas nem sempre os tratamentos térmicos são intencionais. Algumas vezes, peças metálicas sofrem tratamentos térmicos durante o processo de fabricação, passando por ciclos de aquecimento ou resfriamento, que podem alterar suas propriedades de forma prejudicial, por exemplo, a soldagem de estruturas de aços, que ao serem aquecidas até temperaturas elevadas podem sofrer têmpera e fragilização na zona termicamente afetada (ZTA).

Mediante um tratamento térmico, a obtenção na melhora de uma ou mais propriedades, é conseguida com a piora de outras. Por exemplo, o aumento da ductibilidade provoca simultaneamente queda nos valores de dureza e resistência à tração (CHIAVERINI, 2002).

Abaixo serão discutidos os tratamentos térmicos futuramente realizados nesse trabalho, como a têmpera, têmpera a laser e nitretação a plasma.

2.3.1 Tratamentos Térmicos Convencionais

São os tratamentos térmicos baseados em processos que envolvam o aquecimento de peças somente com calor, sem adição ou remoção de elementos químicos na superfície do aço, executado através dos equipamentos que fornecem apenas calor para o material, como por exemplo, fornos a ar e com atmosfera protetora de gás inerte.

Alguns dos tratamentos térmicos convencionais mais utilizados na indústria, encontram-se abaixo:

- Recozimento;
- Normalização;
- Têmpera e Revenimento;
- Têmpera;
- Têmpera localizada;
- Martêmpera;
- Austêmpera.

2.3.1.1 Têmpera em ferros fundidos

“A estrutura do ferro fundido é muito semelhante à dos aços, a não ser pela presença de carbono livre na grafita, que quebra a continuidade da matriz. O fato de a matriz estrutural ser semelhante, confere aos ferros fundidos características de endurecimento por têmpera, contudo, nos FoFo, os teores de Si e C são mais altos, necessitando de temperaturas de austenitização mais elevadas, bem como tempos mais longos para que haja dissolução do carbono na austenita.” (PERFILVILLE, 2004).

“Ferros fundidos de estrutura inteiramente perlítica reagem melhor à têmpera do que os com estrutura ferrítica, neles, em tempo mais curto a uma certa temperatura de aquecimento, consegue-se uma estrutura austenítica, a qual, ao ser resfriado em óleo, resulta em estrutura final de maior dureza.” (PERFILVILLE, 2004).

A temperatura de aquecimento é determinada pela temperatura de transformação de cada ferro fundido em particular e o tempo deve ser suficiente

para que ocorra aquecimento uniforme através de toda a secção das peças. O resfriamento é feito geralmente em óleo devido ao fato das peças de ferros fundidos serem sensíveis a fissuração. (INFOMET, 2015).

2.3.1.2 Têmpera a Laser

Atualmente, colocam-se os tratamentos feitos por laser no ramo industrial, e até mesmo, em produções em massa, dependendo do componente e da aplicação usada. Contudo, o objetivo de melhorar propriedades superficiais como dureza, fadiga e corrosão, está presente em qualquer dessas aplicações. O controle do calor através da absorção do laser na peça e a exatidão em endurecer áreas localizadas (podendo ser pequenas, médias ou grandes), fazem da têmpera superficial a laser, um tratamento relativamente bom quando se fala em austenitização da microestrutura e transformação da camada superficial em martensita (WRITZL, 2011).

Porém, o domínio de aplicações do laser está principalmente relacionado à formação de regiões tratadas com 0,1 a 1mm em profundidade sobre peças submetidas à altas solicitações mecânicas. Ainda que existam inúmeros processos para esta gama de aplicações, o laser possui algumas vantagens exclusivas (LIMA *et al*, 2011):

- Zona afetada termicamente muito pequena, permitindo limitar ao máximo as distorções na peça;
- Excelente qualidade de superfície, com nenhum ou pequeno serviço de usinagem posterior;
- Pouca contaminação química, nenhum líquido de resfriamento é necessário para a têmpera da peça.

A Figura 5 apresenta um diagrama Fe-C, onde é possível ver que as temperaturas de austenitização da têmpera a laser são mais elevadas do que na têmpera convencional. Uma vez finalizado a austenitização, dependendo do material, é preciso resfriá-lo o mais rapidamente possível para a formação da martensita. Sendo a temperatura de austenitização muito maior para a têmpera a laser, a dissolução dos elementos de liga da matriz aumenta, fazendo com que os grãos de austenita se tornem maiores, portanto, dificultando transformações

difusionais. O gradiente térmico elevado, no caso do laser, assegura uma penetração térmica maior em tempo menor, gerando maior profundidade de têmpera. (GOIA, 2010).

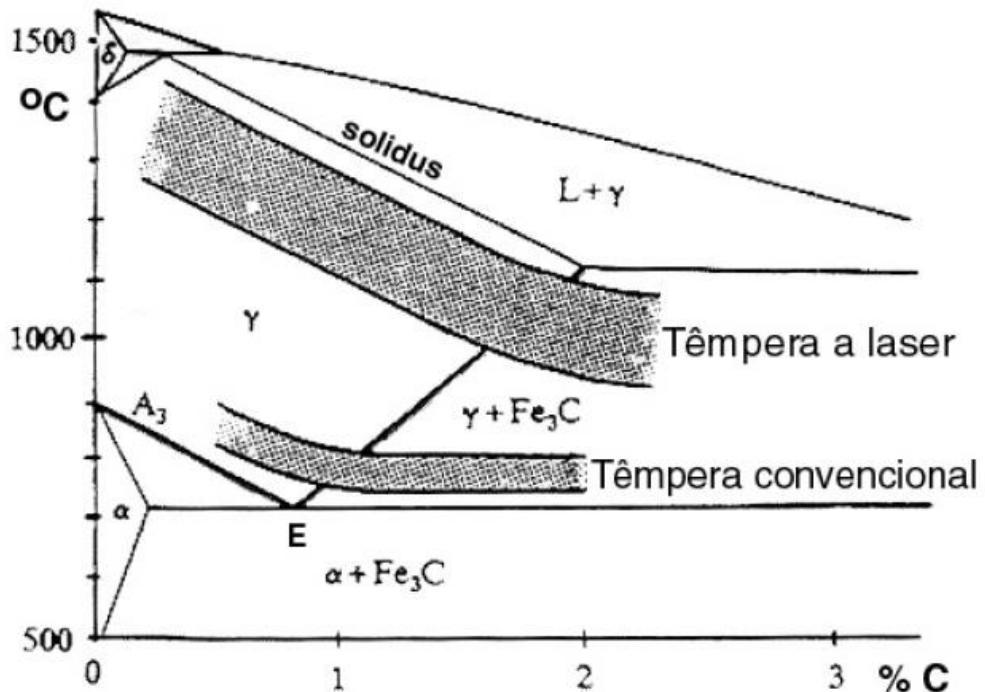


Figura 5 - Diagrama Esquemático Fe-C (GOIA, 2010, apud LIMA, 1997, p.31).

Para que o tratamento ocorra de forma correta, deve-se avaliar qual o tipo de laser será usado de acordo com o objetivo do processo e o material a ser tratado.

Um dos principais fatores no processamento de materiais a laser, para atingir as especificações desejadas é o coeficiente de absorvidade, que define quanto da luz que chega a superfície é realmente absorvida pelo material. Este coeficiente depende do comprimento de onda do laser aplicado (WRITZL, 2011).

“Para a formação de um laser devem ser satisfeitas três condições fundamentais” (MAILLET, 1987):

- É necessário um material ativo, ou seja, uma coleção de átomos, moléculas ou íons que emitam radiação na parte ótica do espectro;
- Deve ser satisfeita uma condição conhecida como inversão de população. Ela é gerada por um processo de excitação denominado bombeamento, que transforma o material ativo em meio amplificador de radiação;
- É indispensável dispor de uma reação ótica para que o sistema composto por esta reação ótica e pelo meio ativo, promova uma oscilação laser.

Os diferentes tipos de laser 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 (WRITZL, 2011).

O laser utilizado nesse trabalho é o laser a fibra. Nesse laser, “o meio ativo será a própria fibra óptica que é dopada geralmente com terras raras. As redes de Bragg, inscritas diretamente na própria fibra, funcionam como espelhos para determinado comprimento de onda e são transparentes à radiação de bombeamento, sendo bombeado em uma das extremidades e emitido pela outra, onde a rede de Bragg tem menor refletividade.” Diferentemente do que acontece com o laser semicondutor de alta potência, onde o formato do feixe é tipicamente retangular, *top-hat* em ambas as direções, permitindo que grandes áreas possam ser tratadas ao mesmo tempo. (GOIA, 2010).

2.3.2 Tratamentos Termoquímicos

O endurecimento superficial de um metal nesses tipos de tratamentos, é feito pela modificação parcial da sua composição química, nas secções que se deseja endurecer. Geralmente, há uma modificação química até uma certa profundidade que dependerá da temperatura de aquecimento e do tempo de permanência à temperatura de tratamento em contato com o meio em questão. O objetivo é aumentar a dureza e a resistência ao desgaste superficiais, ao mesmo tempo que o núcleo do material permanece dúctil e tenaz (CHIAVERINI, 2002).

Alguns processos de endurecimento superficial são:

- Cementação;
- Nitretação;
- Cianetação;
- Carbonitretação;
- Boretção.

2.3.2.1 Nitretação a Plasma

O plasma, considerado o quarto estado da matéria, é composto de átomos, íons, elétrons, moléculas e radicais altamente excitados. “A alta densidade de espécies ionizadas e excitadas no plasma pode mudar as propriedades superficiais de um material normalmente inerte, como as cerâmicas. Os processos de modificação superficial por plasma podem melhorar a resistência à adesão, propriedades superficiais e de revestimento, biocompatibilidade, entre outras.” (OLIVEIRA, 2010).

O processo utiliza a tecnologia da descarga incandescente que introduz nitrogênio nascente na superfície do aço (CHIAVERINI, 2002). Esse tratamento é realizado à vácuo, e utiliza energia elétrica de alta voltagem (500 a 1000V) para formar um plasma, através do qual os íons de nitrogênio são acelerados e bombardeados para a peça a ser nitretada, como é possível ver na Figura 6 (GONÇALVES, 2012).

Na colisão com um átomo neutro, elétrons serão arrancados por outros elétrons energizados deste átomo, resultando em um íon positivo, coexistindo assim em um plasma: elétrons, átomos neutros e íons. Os elétrons continuam a colidir, devido ao movimento do campo elétrico, formando mais elétrons e íons. “Nem sempre os elétrons tem energia o suficiente para ionizar uma partícula, assim, em muitos casos a colisão gera partículas excitadas ao invés de ionizadas. Estas partículas excitadas são responsáveis pelo aspecto brilhante da região luminescente, as quais emitem fótons de luz durante o relaxamento, caracterizando a luminescência típica dos processos a plasma.” (OLIVEIRA, 2010).

Durante o processo, “ocorre o “*sputtering*” do ferro, condensação de nitretos e adsorção e difusão do nitrogênio. Entre as interações que o bombardeamento de íons com a superfície do catodo, destaca-se o aquecimento da peça e limpeza da superfície através do “*sputtering*” de átomos, ejeção de elétrons secundários, presença de nitrogênio nascente na superfície do metal e introdução de defeitos cristalinos.” (GONÇALVES, 2012).

No processo, a carga no reator é elevada fazendo que as temperaturas atinjam de 375 a 650°C. O aumento da pressão ocorrido durante o aquecimento, evita que o feixe não fique muito espesso de modo a causar superaquecimento. A pressão é regulada na faixa de 1 a 10 torr. As peças ficam isoladas eletricamente

das paredes da câmara, paredes essas que constituem o anodo (CHIAVERINI, 2002).

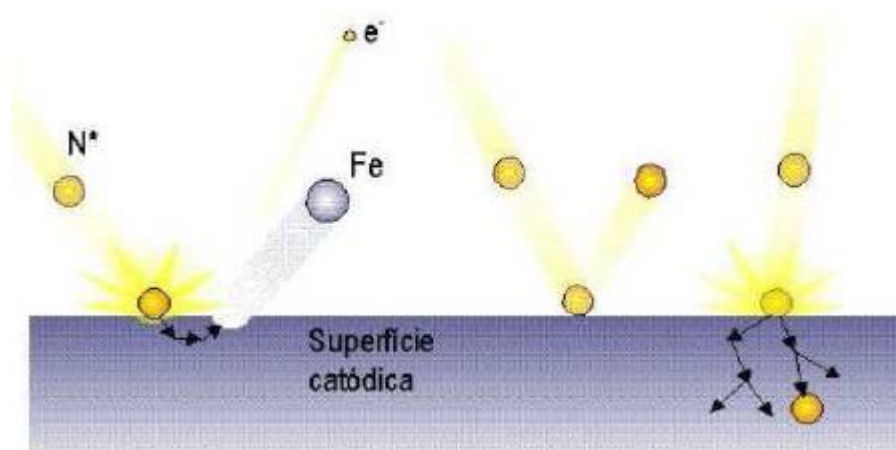


Figura 6 - Colisão de íons na superfície catódica durante o bombardeio iônico (GONÇALVES, 2012).

A principal vantagem dessa técnica é a atuação uniforme do plasma que geralmente ocorre em toda a superfície da peça, produzindo uma camada com a espessura uniforme, mas o sucesso desse processo, se deve a outras vantagens, dentre elas, o controle parcial da estrutura da camada através das variáveis do processo, a utilização de materiais isolantes e/ou metálicos como proteção contra a nitretação (GONÇALVES, 2012).

2.4 TENSÕES RESIDUAIS

Segundo Martin *et al.* (2004, p. 23), as tensões residuais podem ser definidas como aquelas que permanecem em um componente na ausência de forças externas e/ou gradientes de temperatura, sendo elas originadas sempre que o componente sofre deformação plástica localizada ou deformação elástica não-homogênea.

Essas tensões representam um dos principais potenciais para diversos problemas como a formação de trincas, falta de estabilidade dimensional e uma maior tendência para a estrutura sofrer fratura frágil, diminuindo a vida útil do componente além de comprometer seu comportamento (COFIÑO, 2010).

As tensões residuais podem vir a ser perigosas e/ou indesejáveis por sua superposição com as tensões de serviço aplicadas. Quando se leva em consideração a vida de fadiga, propagação de trincas ou corrosão sob tensão, as tensões compressivas têm um efeito benéfico, enquanto que as tratativas prejudicam o comportamento das estruturas (SUTERIO, 2005).

Mas dependendo da aplicação que se tem objetivo, as tensões não são prejudiciais, pelo contrário, Perini (2008) ressalta que existem processos em que o principal objetivo é induzir tensões residuais benéficas (tensão de compressão), dentre eles destacam-se o roleteamento, o *shot peening* e o *laser peening*. Já no caso das tensões residuais tratativas, os processos mais utilizados na indústria que produzem esse tipo de tensão são a solda elétrica, tratamentos térmicos e termoquímicos e a conformação a frio e a quente.

Quando há uma carga sendo aplicada a um componente, ela introduz tensões que variam de acordo com a sua intensidade e geometria do componente. Se o comportamento for elástico, a resposta do material se dará pela soma das tensões residuais com as tensões decorrentes da carga externa (GRABARSKI e WEIGERT, 2015, apud NIKU-LARI, 1987). Se a carga for cíclica, as tensões residuais se somarão ao valor médio da tensão produzida. Sendo assim, se a tensão for compressiva, o valor diminuirá, fazendo com que a nucleação de microtrincas seja mais improvável. Se a tensão residual for de tração, o valor médio da tensão aumentará, favorecendo o crescimento de trincas e podendo haver falha por fadiga (GRABARSKI e WEIGERT, 2015, apud SCHIJVE, 2004).

Por convenção, a tensão de tração recebe o sinal positivo ($+\sigma$) e a de compressão recebe o sinal negativo ($-\sigma$). Na Figura 7A, a viga está apoiada em dois pontos e carregada por duas forças iguais F aplicadas próximo a cada final da barra. Em algum ponto entre os dois suportes, a tensão nas fibras externas é constante, tração no topo da viga e compressão embaixo. Essas tensões são o máximo em superfícies externas e caem pra zero no eixo neutro (CULLITY; STOCK, 2001)..

Pode-se ver na Figura 7A, como a tensão longitudinal varia através da seção A-A', quando todas as partes da viga estão abaixo do limite elástico. Supondo que agora, a força na viga é aumentada até o ponto onde o limite elástico é excedido, então a deformação plástica vai tomar lugar em outros lugares da viga, indicado pela Figura 7B, mas ainda haverá uma região onde somente há

deformação plástica, pois a tensão ainda fica abaixo do limite elástico (CULLITY; STOCK, 2001).

Se o carregamento for removido, essas tensões tentam se aliviar, deixando a viga reta. Sob a ação dessas forças internas, a viga se endireita parcialmente, chegando a um ponto que a tensão nas regiões mais afastadas, não só é reduzida a zero, como ela muda de sinal, como mostra a figura 7C. O resultando final é que a viga descarregada contém tensões residuais compressivas na sua porção superior e tensões residuais trativas na sua porção inferior (CULLITY; STOCK, 2001).

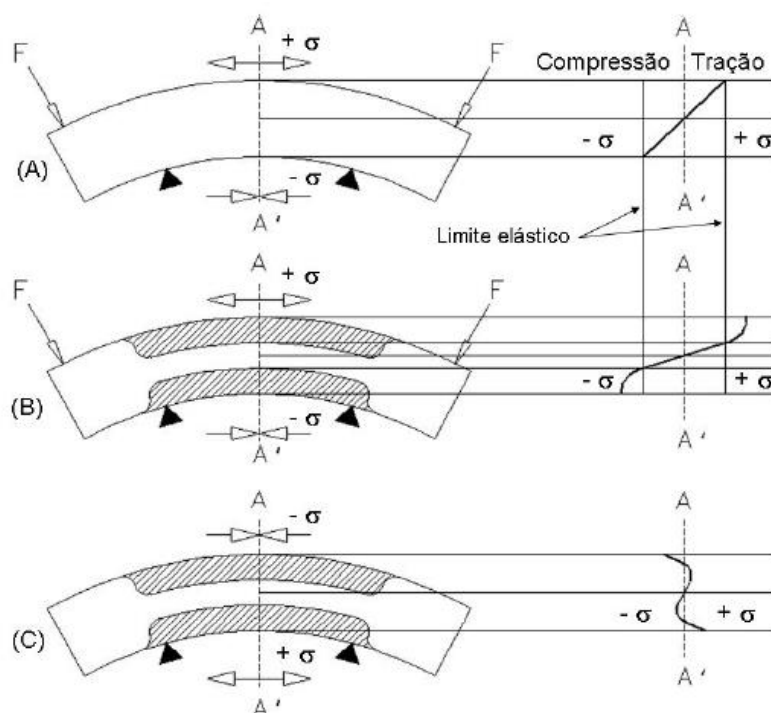


Figura 7 - Tensão residual induzida pela deformação plástica (CULLITY; STOCK, 2001).

Segundo Soares (2004), é possível classificar as tensões residuais de três maneiras diferentes:

Macroscópicas: Agem sobre no mínimo vários grãos de material;

Microestruturais: Cobrem a distância de um grão ou parte de um grão. Este tipo pode ocorrer, por exemplo, entre diferentes fases que têm diferentes propriedades físicas ou entre partículas precipitadas, tais como inclusões e a matriz;

Micro-localizadas: Ocorrem entre várias distâncias atômicas dentro de um grão e são equilibradas sobre uma pequena parte do grão.

Existem várias técnicas de medição de tensões residuais, cada uma apresentando suas vantagens e limitações. Rocha, Nunes e Hirsch (2009) ressaltam

que a determinação de tensões residuais pode ser realizada com a utilização de mais de uma técnica dependendo do componente que será medido.

Os principais parâmetros que devem ser levados em conta na escolha da técnica de medição são: A natureza do componente, tipo de tensões residuais, gradiente de tensões residuais, geométrica do componente e o custo final da medição (LU, J., 1996).

Na tabela 3, é possível ver algumas técnicas de medição de tensões residuais e observações sobre cada uma delas.

Tabela 3 - Técnicas de medições de tensões residuais (PELIZZARI, 2013).

Classificação	Principais Técnicas	Observações
Não destrutivos	Difração de Raio X	Variação das distâncias entre os planos atômicos.
	Difração de Nêutrons	Semelhante ao método de Raio X, no entanto, com inspeção em todo o volume.
	Difração de Síncrotron	Inspeção de modo triaxial em todo o volume.
	Método de Ultrassom	Variação da velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material.
	Método Magnético	Relação entre propriedades magnéticas, permeabilidade, indução e efeito Barkhausen.
Destrutivos	Método do seccionamento	Cortes parciais longitudinais ou transversais ao eixo de peças assimétricas, ex.: cilindros.
	Método da Remoção de Camadas ou Deflexão	Variação da velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material.
Semi-destrutivos	Método do furo cego (ASTM-E837, 2013)	Execução de um furo, ϕ 0,8 a 3,2 mm, método normalizado pela ASTM E-837.

2.4.1 Medição pelo “método do furo cego”

O método do furo cego determina a tensão residual próxima a superfície de um material isotrópico elástico-linear. Ele se constitui em anexar um extensômetro de resistência elétrica (ER) do tipo roseta (Figura 8) na superfície de medição das tensões residuais, fazendo um furo no centro geométrico da roseta e medindo as deformações aliviadas na superfície. As tensões residuais no interior do material removido são determinadas pelas deformações medidas usando uma série de equações (ASTM E837-13a:13).

O resultado da medição será influenciado pela área da peça onde é amostrado o campo de tensões, pelo diâmetro e pela profundidade do furo. Os furos

geralmente tem diâmetro de 0,8; 1,6 ou 3,2mm. Quando trata-se de campos não uniformes, a profundidade máxima do furo é 50% do diâmetro, enquanto que para campos uniformes, a profundidade é igual ou 20% superior ao diâmetro do furo (RODACOSKI, 1997).

Suterio (2005) lembra que o método do furo cego apresenta vantagens como instrumentação portátil e de baixo custo e a limitação de ser aplicável em estruturas onde o furo executado não afete o seu funcionamento.

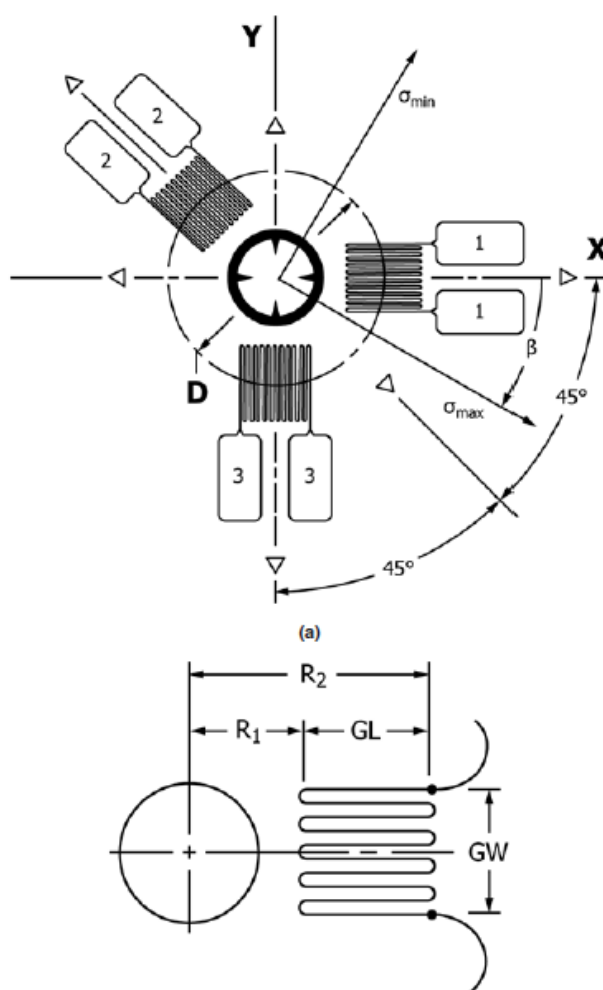


Figura 8 - Esquema geométrico de uma roseta com 3 elementos em sentido horário. (A) Layout da Roseta, (B) Detalhe do ERE (ASTM E837:13).

A abrangência do método do furo cego não atinge todos os materiais, tendo-se sempre que levar em conta a dureza do componente. Quando a dureza é muito elevada, alguns estudos propõem a utilização de brocas diamantadas, porém os resultados podem ser prejudicados graças ao desgaste excessivo. O ensaio é sugerido para medir as tensões residuais em amostras com elevada dureza e resistência, porém o desgaste da ferramenta irá provocar ainda mais o aumento da

tensão induzida, fazendo com que ocorram erros de medição significativos. (PELIZZARI, 2013).

Para a análise das tensões residuais pelo método do furo cego, se faz necessária a escolha de um método matemático para tal. Rodacoski (1997) lembra que geralmente, as formulações matemáticas para o método do furo consideram estado plano de tensões, isotropia e homogeneidade do material e ainda o conhecimento do módulo elástico e do coeficiente de Poisson. A norma ASTM E837-13a apresenta dois métodos onde uma das hipóteses tidas é de que as tensões são uniformes no material e a outra, de que o campo de tensões é não uniforme (ASTM E837-13a, 2013).

Para a hipótese de tensões uniformes, a fórmula para o cálculo é:

$$\varepsilon = \frac{1+\nu}{E} \bar{a} \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \frac{1}{E} \bar{b} \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cos 2\theta + \frac{1}{E} \bar{b} \tau_{xy} \sin 2\theta$$

(Equação 2)

A medida das deformações aliviadas depois de uma série de etapas de furação incremental fornece informações necessárias para calcular as tensões σ_x, σ_y e τ_{xy} (encontradas na equação 2). As constantes de calibração \bar{a} e \bar{b} indicam as deformações aliviadas devido às unidades de tensão dentro da profundidade do furo. Os valores numéricos dessas constantes foram determinados por cálculos de elementos finitos para roseta padrão, e estão tabelados neste método de ensaio (ASTM E837-13a, 2013).

Pelizzari (2013) lembra que para que o cálculo sugerido pela norma possa ser usado, a magnitude da tensão residual não deve exceder 50% do valor do limite de elasticidade do material e deve-se assumir que as tensões da amostra não variam significativamente com a profundidade.

Para o caso de tensões não uniformes, o cálculo utilizado pela norma ASTM E837-13a segue os seguintes passos:

$$\begin{aligned} p_j &= \frac{(\varepsilon_3 + \varepsilon_1)j}{2} \\ q_j &= \frac{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)j}{2} \\ t_j &= \frac{(\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)j}{2} \end{aligned}$$

(Equação 3)

Onde $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ e ε_3 são dados pelos extensômetros.

O desvio-padrão calculado pela combinação das tensões p, q e t são calculados pelas equações 4.

$$\begin{aligned}
 p_{std}^2 &= \sum_{j=1}^{n-3} \frac{(p_j - 3p_{j+1} + 3p_{j+2} - p_{j+3})^2}{20 * (n - 3)} \\
 q_{std}^2 &= \sum_{j=1}^{n-3} \frac{(q_j - 3q_{j+1} + 3q_{j+2} - q_{j+3})^2}{20 * (n - 3)} \\
 t_{std}^2 &= \sum_{j=1}^{n-3} \frac{(t_j - 3t_{j+1} + 3t_{j+2} - t_{j+3})^2}{20 * (n - 3)}
 \end{aligned}
 \tag{Equação 4}$$

Onde: n=20 indica o número de passos.

O cálculo da tensão residual é feito resolvendo as seguintes equações matriciais:

$$\begin{aligned}
 (\bar{a}^T \bar{a} + \alpha_p \bar{c}^T \bar{c}) * P &= \frac{E}{1 + \nu} \bar{a}^T p \\
 (\bar{b}^T \bar{b} + \alpha_Q \bar{c}^T \bar{c}) * Q &= E \bar{b}^T q \\
 (\bar{b}^T \bar{b} + \alpha_T \bar{c}^T \bar{c}) * T &= E \bar{b}^T t
 \end{aligned}
 \tag{Equação 5}$$

Onde: \bar{a} , \bar{b} são os calibradores constantes da matriz.

$\alpha_p, \alpha_Q, \alpha_T$ são os fatores de regularização.

Ao final de cada iteração, é possível calcular as tensões:

$$\begin{aligned}
 (\sigma_x)_j &= P_j - Q_j \\
 (\sigma_y)_j &= P_j + Q_j \\
 (\tau_{xy})_j &= T_j
 \end{aligned}
 \tag{Equação 6}$$

E, disso:

$$\begin{aligned}
 (\sigma_{MAX})_j, (\sigma_{MIN})_j &= P_j \pm \sqrt{Q_j^2 + T_j^2} \\
 B_j &= \frac{1}{2} \arctan\left(\frac{-T_j}{-Q_j}\right)
 \end{aligned}
 \tag{Equação 7}$$

Rodacoski (1997) ainda diz que o método é indiferente se as tensões são ocasionadas por carregamento externo ou são tensões residuais. Se o furo puder ser usinado, então o ensaio é aplicável ao material. Mas como em qualquer operação de medição, o furo cego pode apresentar alguns erros. Além do número de parâmetros envolvidos como diâmetro e profundidade do furo, constantes de calibração, módulo de elasticidade e outros, Rodacoski (apud KABIRI, 1984; WAHN, 1979; BYNUM, 1981), mostra que as principais fontes de erros podem ser classificadas segundo sua origem:

- Técnica de furação;
- Geometria do furo;
- Medição da geometria do furo usinado;
- Geometria da peça medida;
- Campos de tensões;
- Constantes de calibração do furo cego;
- Medição dos deslocamentos ou deformações decorrentes do alívio de tensões;
- Condições ambientais.

As condições acima exercem uma forte influência sobre o ângulo das tensões principais com a direção medida, pois ele é bastante sensível à variações experimentais, porém, na maioria dos casos, a informação mais relevante são os valores das tensões principais (RODACOSKI, 1997).

2.4.1.1 Incertezas na medição do furo cego

O método do furo cego é um dos mais utilizados na medição de tensões residuais pois traz vantagens como portabilidade e mobilidade do equipamento, baixo custo relativo para a realização dos ensaios e aplicação a uma ampla faixa de materiais (COFIÑO, 2010), porém algumas incertezas no momento da realização dele podem trazer resultados diferenciados do normal.

Belle (1991) *apud*. Pelizzari (2013) diz que as condições para a realização de um ensaio dificilmente serão perfeitas e cita algumas incertezas:

- Instrumentos de medição podem sofrer de condições que acarretem em erros, como envelhecimento do equipamento e desgaste do mesmo;
- A calibração do equipamento tem uma incerteza constituída pela incerteza de medições feitas, porém, a não calibração do equipamento, pode vir a aumentar ainda mais o erro;
- Algumas medições dependem da habilidade e julgamento do operador. A utilização de instrumentos que dependem do tempo de reação do operador mostram a diferença entre operadores.

Rodacoski (1997) comenta que as principais fontes de erros específicas do método do furo cego são pequenos desalinhamentos (0,025 mm para um diâmetro de 1,6 mm podem causar grandes erros na medição), introdução de novas tensões residuais nas operações de limpeza da superfície e a retirada da camada de interesse pela operação de preparação da superfície.

Cofiño (2010) ainda lembra que na técnica do furo cego, fatores como a falta de sensibilidade dos gages com o aumento da profundidade e o método se aplicar em casos que o material se comporta de modo linear-elástico, podem trazer resultados diferenciados do esperado. No furo cego, se as tensões residuais não ultrapassam 60% da tensão de escoamento do material, o resultado pode ser considerado satisfatório.

Além das incertezas e fontes de erros supracitados, Rodacoski (1997) ainda diz que custo dos extensômetros (relacionado à alta sensibilidade necessária na medição), instalação das rosetas (depois de realizada a montagem dos extensômetros, não existe nenhuma forma totalmente segura de verificar se a operação foi bem realizada) e dimensões da roseta (o nível de deformação varia a medida que se afasta da borda do furo, sendo aconselhável o uso de furos de 1,6 ou 3,2 mm para que a roseta possa ter a sensibilidade necessária durante o ensaio).

Incertezas como essas, podem demandar bastante tempo e ter um custo elevado se houver uma aplicação de inspeção em massa na indústria, porém em laboratórios, o uso do furo cego ainda é propício.

2.4.2 Tensões residuais na camada nitretada

As tensões residuais são bastante estudadas, pois sabe-se que não há corpos livres que estejam livres de tensões, tenham eles passado por algum tipo de tratamento térmico ou mesmo algum processo, como a usinagem, que acabe inserindo tensões residuais no corpo a ser estudado.

Quando o material passa pelo tratamento de nitretação à plasma, o aumento da quantidade de nitrogênio que incrementa a quantidade de precipitados, é diretamente proporcional ao aumento do nível de tensões residuais. Porém, a saturação na formação de nitretos e na deformação plástica acumulada, acaba limitando as tensões residuais (WINCK, 2011).

Existe uma associação entre a geração de tensões residuais nas camadas nitretadas e as tensões nas camadas de difusão, sendo segundo Winck (2011), as maiores causas geradoras de tais tensões:

- Mudança da composição química na zona de difusão devido à introdução de nitrogênio;
- Transformação de fase na zona de difusão e o fenômeno da precipitação;
- Efeito térmico devido à diferença de coeficientes de expansão durante a formação da camada;
- Mudanças de volume causadas pelas transformações de fases e o crescimento dos precipitados.

2.4.3 Tensões na camada temperada

Durante os processos mecânicos de fabricação que envolvem deformação plástica não uniforme, gradientes térmicos produzirão um componente com tensões residuais, podendo ser elevadas ou não (ZOCH, 2006 apud Lemos, 2012).

Em outros tipos de processo em que esses gradientes térmicos acontecem, como tratamentos térmicos, as tensões também acabam aparecendo. Mais especificamente na camada temperada, essas tensões podem ser geradas pelos gradientes volumétrico e térmico. Isso acontece pois durante a transformação da microestrutura em martensita, há uma expansão microestrutural que acaba forçando a camada temperada, criando uma tensão de comportamento compressivo na superfície do material, mas quando se vai em direção ao núcleo e substrato, essa tensão acaba adotando um comportamento trativo já que não está mais sob a influência da camada temperada.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado nesse trabalho é um ferro fundido vermicular produzido e patenteado pela empresa Tupy Fundições Ltda. As características do material são dadas pela Tabela 4. A dureza observada na matriz perlítica de 255 HB 5/750 Kgf também foi tabelada e dada pela fabricante do material.

Tabela 4 - Resultados Microestruturais do FoFo Vermicular utilizado nesse trabalho (TUPY, 2015).

Matriz (%Perlítica)	% Carbonetos	Grafita		
		Forma	Nodular (%)	Grafitas p/ mm ²
~1%	0	III- VI	9	441

A figura 9 mostra a micrografia do material base, ferro fundido vermicular, micrografia essa cedida pela Tupy, onde se evidenciam a morfologia dos núcleos de grafita e da matriz perlítica e um ataque químico feito com nital 3%.

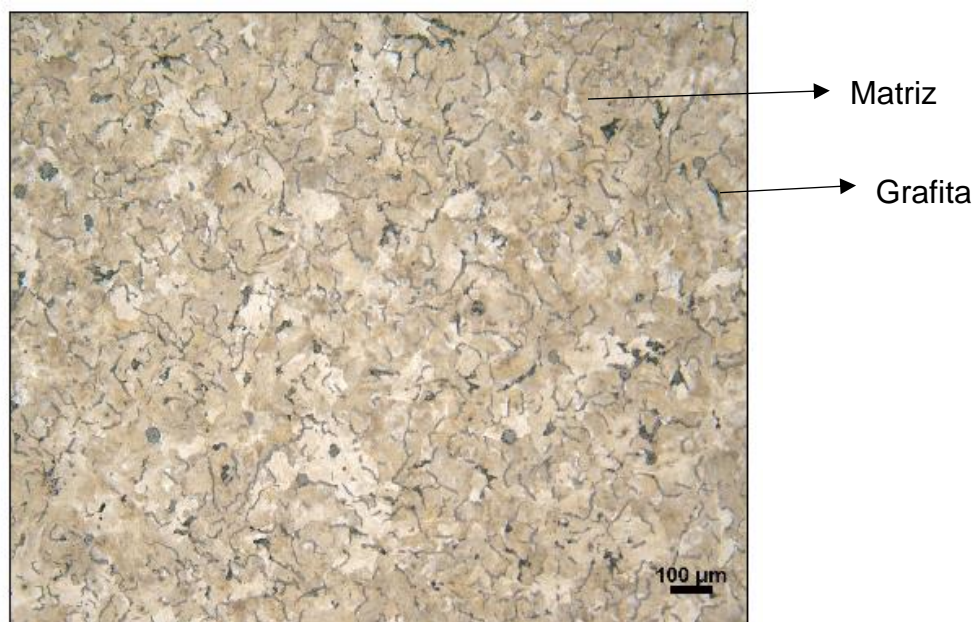


Figura 9 - Micrografia evidenciando a distribuição de grafitas e a matriz perlítica. Ataque Nital 3% (TUPY, 2015).

3.1 DESCRIÇÃO DA METODOLOGIA

Para identificação dos experimentos, foi criado um código que facilita a identificação e a diferenciação das amostras a serem estudadas. A Tabela 5, apresenta os códigos utilizados.

Tabela 5 - Códigos das amostras.

Código	Condição
MB	Material Base
N	Material tratado por Nitretação a Plasma
T	Material tratado por Têmpera a Laser
NT	Material nitretado e temperado

Segue abaixo o fluxograma das etapas do trabalho (Figura 10):

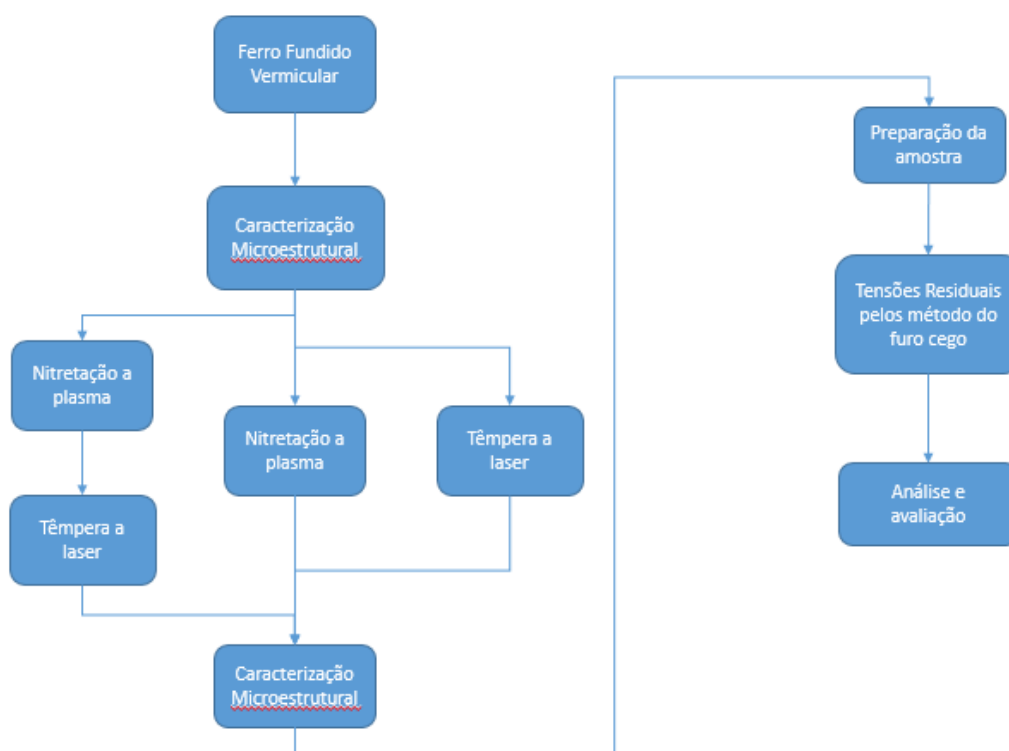


Figura 10 – Fluxograma representando as etapas do trabalho.

Quando executados os dois tratamentos em uma amostra só, a nitretação foi feita antes pois Writzl (2015) comprovou que a camada gerada pela têmpera

superficial à laser não permitiu que o nitrogênio adentrasse a superfície da peça, não havendo assim nitretação à plasma.

3.2 PROCESSAMENTO

O processamento das amostras seguiu a seguinte ordem: Retificação da amostra base, têmpera superficial à laser e nitretação a plasma.

3.2.1 Retificação

O material foi retificado em dois lados para a realização dos tratamentos. É possível ver na Figura 11 as dimensões do material pelas vistas frontal, em perspectiva e superior dos corpos de prova.

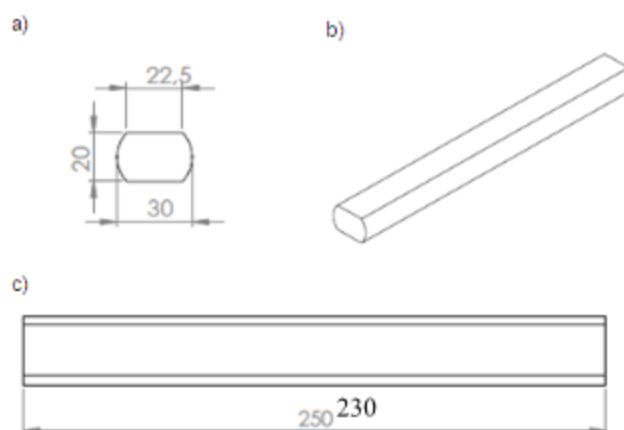


Figura 11 - Vista frontal (a), em perspectiva (b) e superior (c) dos corpos de prova (TUPY, 2015).

O equipamento utilizado pela Tupy para a análise química, dureza, metalografia e tração, foram o Durômetro Wolpert, Espectrômetro ARL, Microscópio Olympus, Máquina Tração EMIC.

3.2.2 Têmpera Superficial a Laser

Os experimentos de têmpera superficial a laser, com laser a fibra, foram conduzidos no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv) localizado no Instituto

Tecnológico de Aeronáutica (ITA) em São José dos Campos - SP. Na Tabela 6, são mostrados os parâmetros em que foram feitos o tratamento:

Tabela 6 - Parâmetros da têmpera superficial a laser.

	Velocidade (mm/s)	Potência (W)	Foco (mm)	Espaçamento entre os feixes (mm)	Fluxo (l/min)
T1	5	400	50	2	30
T2	5	449	50	2	30

3.2.3 Nitretação a Plasma

A nitretação a plasma foi conduzida no Laboratório de Plasma (LabPlasma) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Um esquema do reator é mostrado na Figura 12, ele consiste em uma câmara de nitretação, sistema de vácuo, sistema de alimentação de gases e fonte de tensão pulsada.

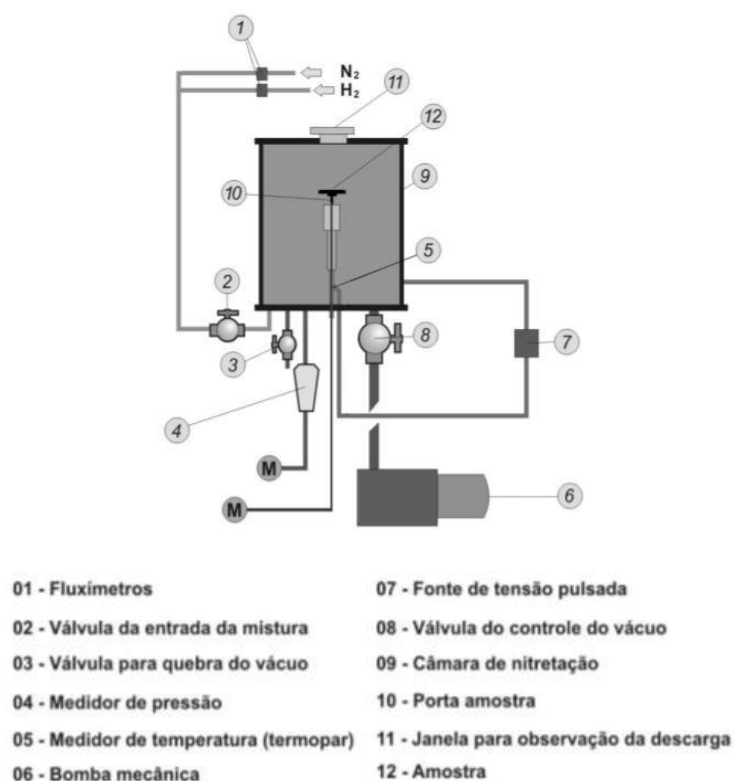


Figura 12 - Representação esquemática do reator de plasma (REIS, 2006 apud PEDRALLI FILHO; ESCHER, 2015).

A limpeza do reator foi feita durante 1 hora utilizando no máximo 160°C. Antes de serem nitretadas, as peças passaram por uma limpeza em álcool etílico

durante 20 minutos em banho por ultrassom para permitir o surgimento de arcos voltaicos.

Na nitretação, foi utilizada uma temperatura de 500°C. Ambos os lados dos corpos de prova foram nitretados em diferentes tempos.

As amostras foram nitretadas em 1, 2 e 3 horas para avaliação dos efeitos do tempo de exposição da amostra no reator nas propriedades mecânicas do material. Na Tabela 7, encontram-se os parâmetros em que foram realizados nas amostras o tratamento de Nitretação a Plasma.

Tabela 7 - Parâmetros da Nitretação a plasma.

	Temperatura (°C)	Tempo	Pressão (Torr)	Tensão (V)	%N₂	%H₂	%Ar	
N1	500	1h	3,75	500	80	10	10	UTFPR
N2	500	2h	3,75	500	80	10	10	UTFPR
N3	500	3h	3,75	500	20	20	60	UTFPR

3.2.4 Nitretação à Plasma e Têmpera à Laser

As amostras que passaram pelos dois tratamentos de superfície, usaram os parâmetros referentes à nitretação a plasma da Tabela 7 e os parâmetros da têmpera a laser presentes na Tabela 6.

3.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Após a realização dos tratamentos, investigou-se a microestrutura do material em estado de fornecimento e a espessura da camada nitretada e da camada temperada das amostras. Para tanto, os corpos de prova foram cortados e embutidos a quente utilizando a resina sintética baquelite, no laboratório de metalografia da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Durante o lixamento, utilizaram-se as lixas 220, 320, 500, 600 e 1200 mesh. Depois de lixadas, as amostras passam pelo processo de polimento. Esse procedimento foi realizado com três panos de polimento diferentes e para cada pano, um tipo de pasta de diamante. As pastas de diamante foram utilizadas na respectiva ordem de granulometria: 3 µm, 1 µm e ¼ µm. O ataque químico foi feito

em Nital a 2% (2% HNO_3 em etanol) e a amostra ficou imersa durante, aproximadamente, 6 segundos. Em seguida a amostra foi seca a frio no secador.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Com o objetivo de acompanhar a evolução microestrutural dos corpos de prova no estado de fornecimento, nitretado e temperado, as amostras foram observadas no microscópio óptico Olympus BX51 da Universidade Tecnológica Federal do Paraná com ampliações de 50 a 1000x. O equipamento possui um sistema de aquisição de imagem acoplado a um computador para auxiliar na análise das imagens capturadas.

3.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

As medidas dos perfis de microdureza foram realizadas no microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2, equipado com indentador Knoop. Utilizou-se o indentador Knoop, pois a dureza Knoop, diferentemente da Vickers, é determinada pela área de formato losangular, possibilitando assim a medição correta da dureza na camada nitretada que por ser uma seção muito fina, não seria possível com o indentador Vickers. Por ser menos usada, após a medição utilizou-se o conversor do microdurômetro para converter o resultado de Knoop para Vickers.

Na medição da microdureza Knoop considerou-se somente a maior diagonal da indentação, diferentemente da dureza Vickers em que se usa a média das duas diagonais da indentação para o cálculo da microdureza.

No processo, primeiramente para a calibração do microdurômetro foi utilizado o material base, onde uma carga de 0,2 kgf foi aplicada no material durante 15 segundos. Após a calibração, foi medida a microdureza tanto das amostras nitretadas como das temperadas.

Nas amostras nitretadas, a carga aplicada foi de 0,05 kgf durante 15 segundos. A primeira medida tirada foi a dureza de topo na camada nitretada. A segunda medida foi tirada 50 μm da primeira, na mesma linha da primeira no sentido para dentro da amostra. Cada medida realizada, se encontrava 50 μm de distância

da última medida feita. Foram feitos 3 perfis para cada amostra, tendo cada perfil 10 medidas.

Na amostra temperada, a carga aplicada foi de 0,05 kgf durante 15 segundos, estando a primeira medida 10 μm de distância da borda. E assim como na amostra nitretada, após a primeira, cada medida tinha uma distância de 50 μm da anterior. Foram feitos três perfis, tendo cada perfil 10 medidas.

3.6 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais foram analisadas na máquina que executa o método do Furo Cego, a RESTAN – MTS3000, obedecendo à norma ATM E837-13a.

3.6.1 Furo Cego

3.6.1.1 Montagem da Bancada

Em um primeiro momento, aconteceu a montagem da bancada para posicionar a guia de furação e todos os equipamentos eletrônicos que auxiliam na medição das tensões residuais pelo furo cego. Na Figura 13 é possível ver a bancada já montada com os equipamentos nas prateleiras internas.



Figura 13 - Bancada para o ensaio furo cego.

3.6.1.2 Instalação dos Equipamentos

Após a montagem da bancada, foi feita a instalação dos equipamentos e suas devidas ligações seguindo o manual. As ligações foram feitas como mostra a Figura 14.

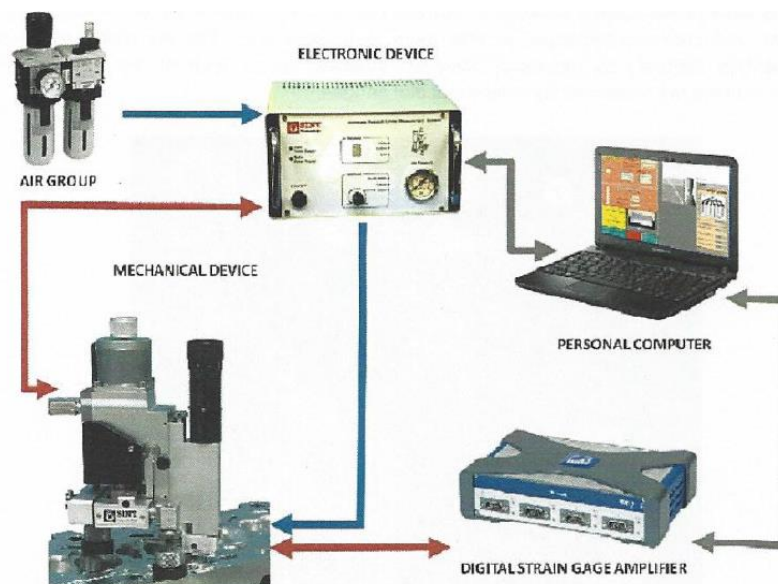


Figura 14 – Conexões entre os equipamentos e a guia de furação.

Como pode ser visto, todos os equipamentos se conectam ao dispositivo eletrônico principal. O sinal que o ensaio pode começar é dado no computador, então o ensaio é realizado pela guia de furação. Depois de terminado, todas as informações referentes ao ensaio (tensões residuais, deformações, círculo de Mohr, etc) são transmitidas ao computador pelo amplificador.

3.6.1.3 Realização do Furo Cego

Os procedimentos dos ensaios do furo cego foram feitos seguindo a norma ASTM E837-13. Para a execução do ensaio nas amostras, utilizou-se uma broca cônica de diâmetro 1,6mm como a da Figura 15.

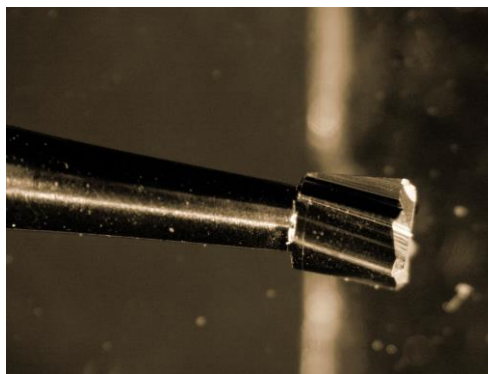


Figura 15 - Broca cônica utilizada nos ensaios do furo cego.

Existem três tipos de extensômetros diferentes (A, B e C) que podem ser vistos na Figura 16. Os extensômetros utilizados nas amostras desse trabalho, foram do tipo B, com nomenclatura K-RY61-1.5/120R. No preparo da amostra para o ensaio, as superfícies das amostras foram limpas com álcool isopropílico. No caso das amostras nitretadas, como é o caso da N1, foi preferível não lixar sua superfície pois houve o receio de que a camada nitretada pudesse sair, já que era bem fina.

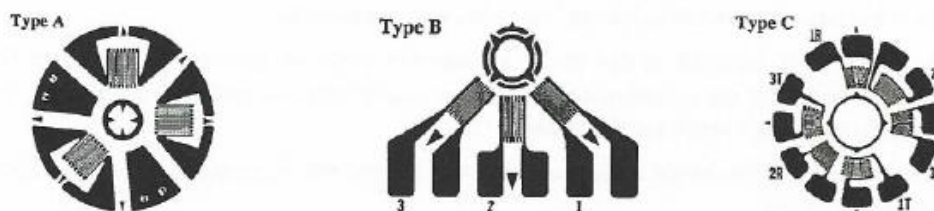


Figura 16 – Extensômetros indicados pelo padrão da norma ASTM (ASTM E837-13a).

Estando a superfície preparada, ocorreu a colagem do extensômetro. Seguindo a norma, o extensômetro deve ser colado pelo menos $1,5D$ (diâmetro do círculo do *gage*) de distância da borda para que os resultados não sejam influenciados por outras condições externas. A amostra foi encaixada e fixada na morsa de forma que não pudesse haver qualquer movimento durante o ensaio. Na Figura 17 é possível ver a amostra com o extensômetro colado e já presa na morsa para início do ensaio. Feita a ligação elétrica dos extensômetros, os resultados das deformações podem ser vistos no computador.

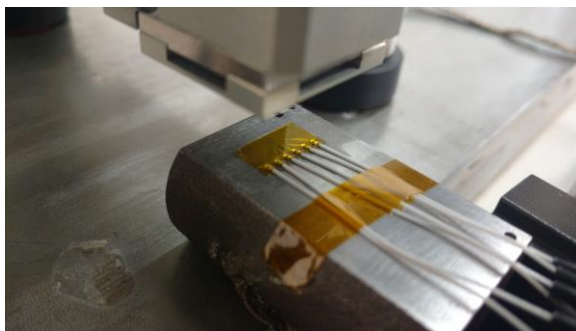


Figura 17 - Extensômetro do tipo B colado na amostra.

Os parâmetros do extensômetro utilizado encontram-se na tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros do extensômetro.

Extensômetro (Tipo B) - K-RY61-1.5/120R	
Raio da Strain Gage	5,10 mm
Comprimento da rede	0,77 mm
Largura da rede	1,50 mm

Utilizando-se o software, posicionou-se a broca na superfície da peça. Seguindo o que a norma ASTM E837-13 estabelece, definiu-se a profundidade como sendo 1 mm e o número de passos sendo 20. O avanço pode ser definido de maneiras diferentes:

- Linear (0,05mm por passo);
- Polinomial (profundidade menor dos passos próximos à superfície, aumentando posteriormente a profundidade dos passos);
- Misto (divide-se em dois, a primeira metade segue o avanço linear, depois o avanço polinomial).

Como o objetivo deste trabalho é analisar o comportamento das tensões residuais em amostras que foram tratadas superficialmente, optou-se pelos avanços linear e polinomial. Antes do início do ensaio, alguns parâmetros do material eram necessários, eles foram tirados da literatura e podem ser vistos na Tabela 9.

Ferro Fundido Vermicular	
Parâmetro	Valor
Módulo de Young (E)	145000 N/mm ²
Coefficiente de Poisson	0,26
Tensão de escoamento	373 N/mm ²

Tabela 9 - Parâmetros do FoFo vermicular.

A ponte amplificadora utilizada nesses ensaios foi a **HBM QuantumX MX440A – MX480A – MX1615**.

Antes de iniciar o ensaio, faz-se necessário um teste para verificar se o aparelho está recebendo os dados vindos do extensômetro. Se os ruídos não estivessem variando muito, o ensaio poderia começar.

Durante o ensaio, acompanhava-se o gráfico de deformações no computador para saber se o ensaio poderia ser validado, se houvesse algum comportamento anormal no gráfico, haveria algum problema com o ensaio. Terminado o ensaio, mediu-se o diâmetro do furo para que as correções de posicionamento fossem ajustadas pelo próprio software.

Depois que o furo foi medido, foi feito o cálculo das tensões. O software traz os seguintes métodos para cálculo de tensão residual:

- Norma ASTM E837-13: campo de tensões uniforme;
- Norma ASTM E837-13: campo de tensões não uniforme;
- Norma ASTM E837-08: campo de tensões uniforme;
- Método Integral;
- Método de Kockelmann;
- Método HDM.

O método escolhido foi o apresentado pela norma E837-13 para um campo de tensões não uniforme, pois o ferro fundido vermicular foi submetido aos tratamentos de têmpera superficial a laser e nitretação a plasma, o que faz variar bastante as tensões residuais atuantes no material. O software calcula automaticamente para cada ensaio realizado duas curvas, sendo uma delas correspondente às tensões máximas (S_{max}) e a segunda correspondente às tensões mínimas (S_{min}).

A norma estipula que a profundidade máxima é de 1,00 mm, com 20 passos, podendo o avanço desses passos ser definido como já dito anteriormente. Caso haja alguns erros experimentais devido à qualquer vibração que possa ter ocorrido durante o ensaio, e que possam ter alterado o gráfico, esses erros podem ser minimizados utilizando-se o algoritmo de regularização de Tikhonov (ASTM E837-13a). O efeito desse algoritmo é reduzir oscilações na busca por funções suaves.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ESTADO DE FORNECIMENTO

A Figura 18 (a e b) apresenta a micrografia do ferro fundido vermicular no estado de fornecimento. É possível verificar as grafitas em forma de “verme” e a matriz perlítica.

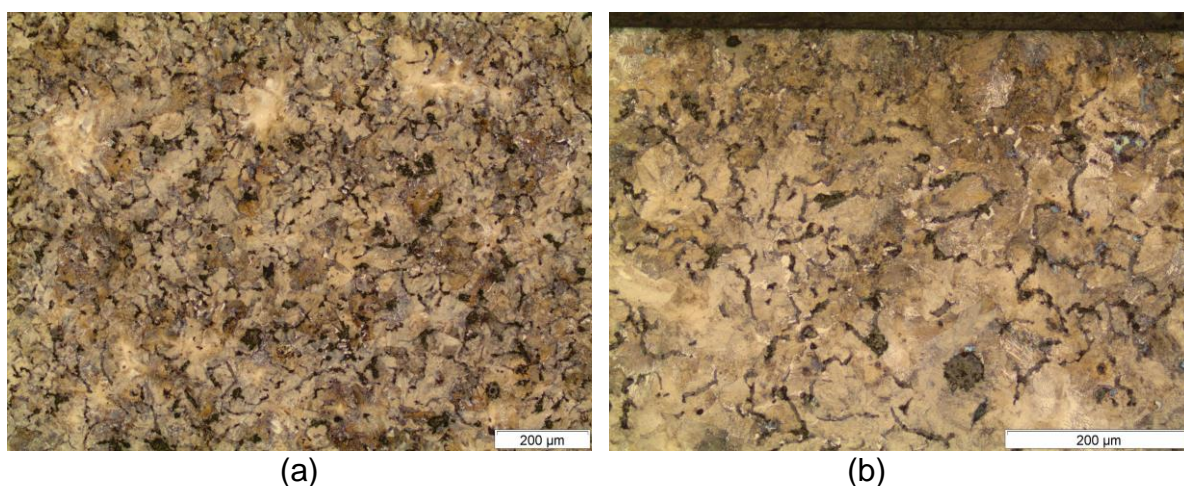


Figura 18 - Estado de fornecimento do ferro fundido vermicular.

4.2 NITRETAÇÃO A PLASMA E TÊMPERA SUPERFICIAL A LASER

A Figura 19 (a e b) apresenta a micrografia do ferro fundido vermicular após 1h de tratamento de nitretação a plasma e tratamento de 3h (c e d). A espessura da camada de compostos foi medida através do microscópio óptico Olympus BX51 e pode-se observar que ela é relativamente fina, ficando em torno de 2,9 μm e 3,3 μm , enquanto que em N3, a espessura fica entre 2,8 e 3,4 μm

Na literatura, SILVA, F. S. *et al.* também se utiliza da nitretação a plasma em seu trabalho, mas como material o ferro fundido nodular. Diferentemente do que foi feito nesse trabalho, ele mudou o parâmetro da temperatura e mostrou que quando fez a nitretação em 500°C, a espessura de camada esteve de acordo com os resultados obtidos nesse trabalho de conclusão de curso. Ele ainda mostra que quando a temperatura é de 600°C, a camada de nitretos fica em torno de 25 μm .

Também é possível identificar a microestrutura da matriz perlítica um pouco abaixo da camada branca nas Figuras 19 (c e d).

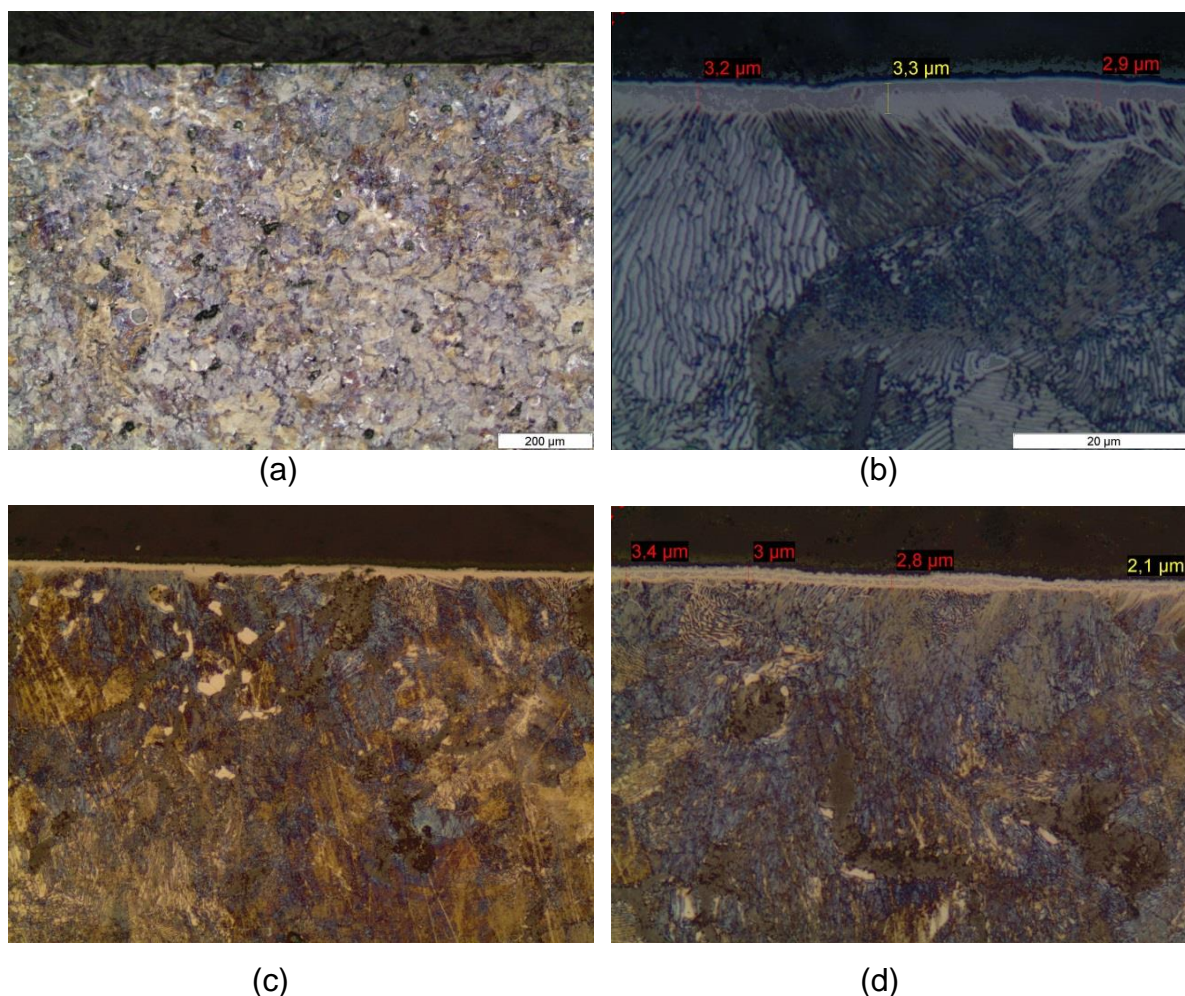


Figura 19 – Micrografia do Foyo vermicular após tratamento de nitretação a plasma de 1h em (a) e (b) e de 3h em (c) e (d) com medidas da camada de compostos.

As Figuras 20 (a e b) apresentam micrografias de uma amostra de ferro fundido vermicular temperada a laser em uma velocidade de processamento de 5 mm/s, conforme a tabela 6. É possível ver que não houve alterações microestruturais após o laser, mantendo-se características próximas ao material base, com uma matriz perlítica. Em (c) e (d), a potência foi maior e há uma camada temperada grande, com uma espessura de quase 350 µm.

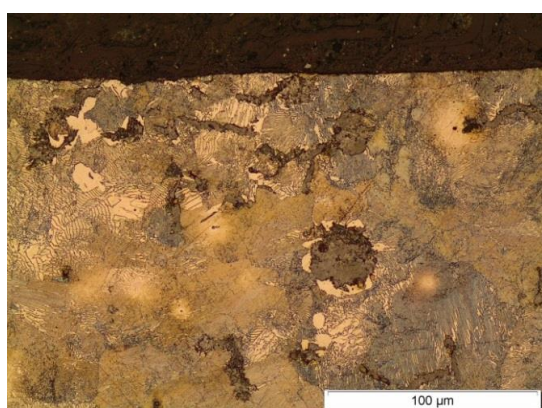
Fica evidente nas micrografias das Figuras 20 (c e d) as agulhas da martensita. Isso nos dá a entender que houve a transformação da perlita (material base) em austenita por conta do aquecimento, e posteriormente a transformação parcial dessa mesma austenita para martensita em toda a região tratada.

Na Figura 20c, é possível visualizar a ZTA (Zona termicamente afetada) onde aparece a martensita e no meio dela, há algumas regiões mais claras, essas são as austenitas retidas, em que a temperatura não atingiu temperatura suficiente

pra a completa transformação de fase em martensita (mf). Abaixo da ZTA, pode-se ver o material base, as partes brancas são as ferritas e ainda é possível ver os nódulos no meio do material base, correspondendo com a Tabela 4, que 9% do material é nodular. Em 20d também é possível notar a austenita retida logo abaixo da região martensítica.

Um dos parâmetros que determinou a eficácia da transformação das fases microestruturais no tratamento da T2, foi a potência do laser de 449W. Diferentemente do que foi testado por LIMA, M. S. F. *et al* (2011), nas potências de laser de 100 W e 200 W não foi possível observar uma transformação da microestrutura significativa, já nas potências de 300 W e 400 W foram observadas modificações próximas à superfície.

Segundo WRITZL (2011), um dos fatos que pode ter acarretado a não transformação da superfície da amostra T1 foi o coeficiente de absorvidade, onde parte da energia da radiação do laser que atinge o material é absorvida e outra parte refletida, sendo a energia absorvida, a responsável pelo aquecimento do material. O ferro fundido vermicular é um material com alta refletância, ou seja, seu coeficiente de absorvidade é baixo, ficando a porcentagem de energia absorvida entre 24 e 30%. Quando a potência do laser foi mais forte, a porcentagem de energia absorvida também subiu, sendo possível a transformação da perlita em austenita e posteriormente em martensita.



(a)



(b)

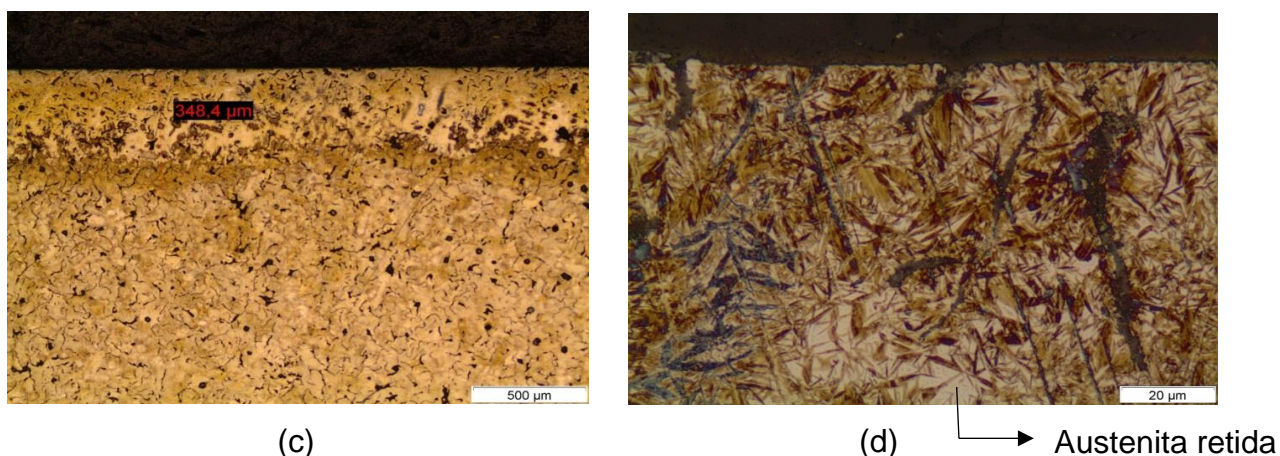


Figura 20 – Micrografia do Foyo vermicular após tratamento de têmpera superficial a laser T1 em (a e b) e T2 em (c e d) com as medidas da camada temperada.

As Figuras 21 (a e b) apresentam as micrografias de duas amostras que foram nitretadas e temperadas, N1T1 e N2T1, com os parâmetros já definidos nas tabelas 6 e 7. Com o tratamento de têmpera ocorrendo após os tratamentos de nitretação, é possível notar o ganho na espessura de camada branca que o laser deu quando se compara N1 com N1T1, tendo ela triplicado e em alguns pontos até quadruplicou (entre 8,2 μm e 12,6 μm).

A camada temperada em N1T1 foi de 53,4 μm , não muito relevante se comparado aos resultados obtidos pela amostra T2 teve um pouco mais de potência no seu laser, mas em N1T1 houve transformação martensítica como se pode notar, diferentemente de T1. Em N2T1, a camada nitretada foi maior, chegando a até 15,5 μm , porém logo abaixo da camada branca, pode-se ver que a matriz perlítica ainda se encontra ali, mostrando que não houve transformação martensítica.

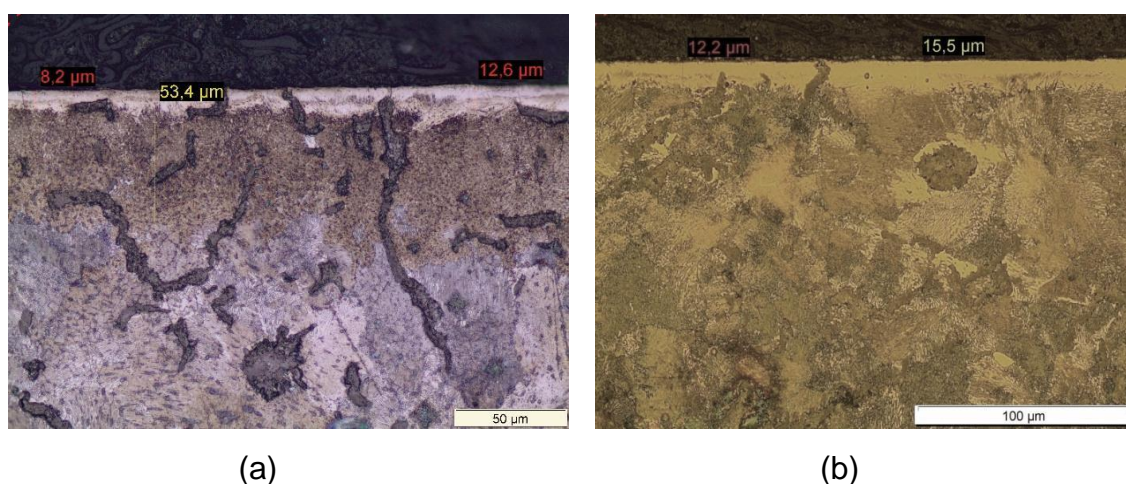


Figura 21 - Micrografia do Foyo vermicular após tratamento nitretação a plasma e têmpera superficial a laser N1T1 em (a) e N2T1 em (b).

4.3 MEDIÇÃO DA MICRODUREZA

Foram medidos perfis de microdureza em profundidade nas amostras tratadas por nitretação a plasma, têmpera superficial a laser e também do material em estado de fornecimento para parâmetro de comparação.

Na amostra de N1, as durezas de topo atingiram cerca de 949 a 1137 HV, e após a camada branca, há uma queda brusca na dureza, passando a ser parecida com a do material base. Comportamento parecido é encontrado na amostra de N3. Próximo à sua superfície, as durezas de topo encontradas após a nitretação ficam em torno de 721 a 813 HV. Assim como a amostra de N1 e o que seria esperado de uma amostra nitretada, os valores de dureza caem bruscamente chegando à dureza do material, onde se permanece constante até o fim da medição.

Como na amostra de T1 não houveram alterações microestruturais, a dureza ficou próxima do material base, ou seja, de 290 HV a 380 HV, o que já era esperado. Porém, a segunda amostra temperada teve valores altos de dureza como pode ser visto no gráfico da Figura 22. O gráfico da figura 22 mostra uma média de três medidas de microdureza em que a amostra de T2 tem um comportamento constante em relação a sua dureza que varia de 737HV a 840 HV entre as profundidades 0 e 180 μm . Logo após, atinge-se o pico de 898 HV em uma profundidade de 280 μm e então, tem-se uma queda nos valores alcançando o material base em aproximadamente 600 μm de profundidade. Essas altas durezas já eram esperadas, pois o material apresentou uma transformação martensítica bem definida e uma camada temperada relativamente grande.

Observando o perfil de endurecimento da amostra temperada, é possível ver como o ferro fundido vermicular é um material bastante irregular, já que as medidas de microdureza não seguem um padrão tão claro.

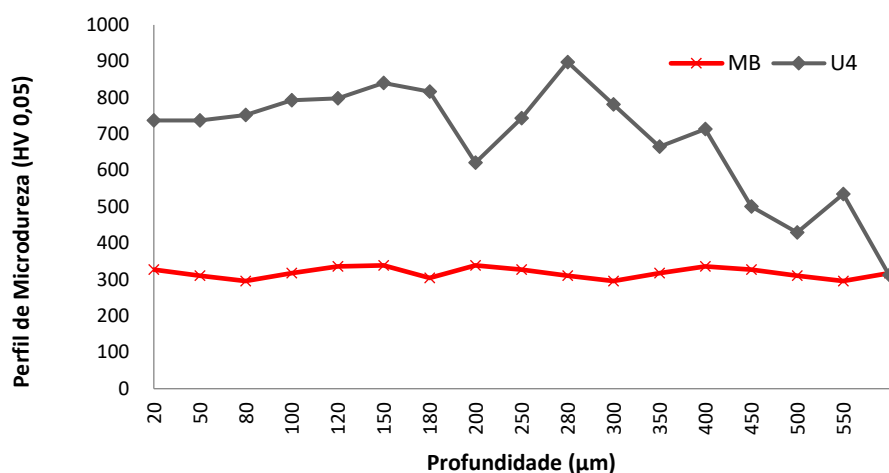


Figura 22 - Gráfico de microdureza x profundidade da amostra temperada à laser T2 em comparação com o material base.

O comportamento da dureza revelado pelas amostras que passaram pelo tratamento de nitretação a plasma e têmpera não foi muito diferente do que se previa. A amostra de N2T1, por ter uma camada branca graças à nitretação, atingiu durezas consideráveis na superfície, mas como a têmpera não surtiu efeito, como já visto nas micrografias, as durezas foram próximas ao material base já que a matriz perlítica se manteve ali. Diferentemente da amostra de N1T1, que alcançou altas durezas até a profundidade de 70 µm, tendo o pico de 763 HV ainda na camada nitretada (6 µm), atingindo a mesma dureza do material base em uma profundidade de 100 µm.

Pode-se ver no gráfico da figura 23 que a dureza da amostra N1T1, permaneceu alta até a profundidade em que a camada temperada, ou seja, a ZTA (zona termicamente afetada) estava presente e logo após, atingiu a região em que há mais austenita retida para somente depois chegar onde a matriz perlítica do estado de fornecimento, por isso a queda considerável na dureza entre 70 e 100 µm. Observa-se também que a dureza de N1T1 na superfície foi inferior a dureza de N1, o que mostra que o tratamento de têmpera superficial à laser afetou o resultado da camada branca, deixando-a mais extensa, mas também mais mole.

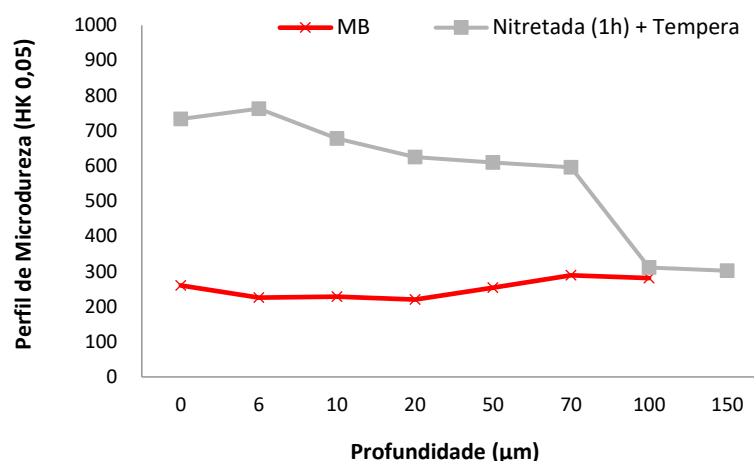


Figura 23 - Gráfico de microdureza x profundidade da amostra nitretada à plasma e temperada à laser N1T1 em comparação com o material base.

4.4 TENSÕES RESIDUAIS

4.4.1 Furo Cego

Os ensaios do furo cego foram executados primeiramente na amostra de material base e depois nas amostras tratadas.

Foram feitos dois ensaios com o material base do ferro fundido vermicular utilizando extensômetros do tipo B (Figura 16), sendo possível ver o resultado das tensões máxima e mínima de cada ensaio no gráfico representado pela Figura 24. Um deles só vai até a profundidade de 0,331 mm pois a broca quebrou durante o ensaio e é somente válido considerar até o momento em que a broca quebrou.

É possível ver que as tensões começam altas (entre 100 e 220 MPa), comportamento esperado já que a amostra foi retificada antes de passar pelo ensaio do furo cego. Porém, após a profundidade de 0,226 mm, as tensões se estabilizam já que não há mais tensões provenientes da retificação a essa profundidade.

Damasceno (1993) nos mostra que em um aço ABNT 52100 endurecido, a retificação pode aumentar as tensões superficiais em até 100 MPa, isso ocorre pois o superaquecimento decorrente da operação gera uma mudança cristalina as quais ocasionam tensões residuais.

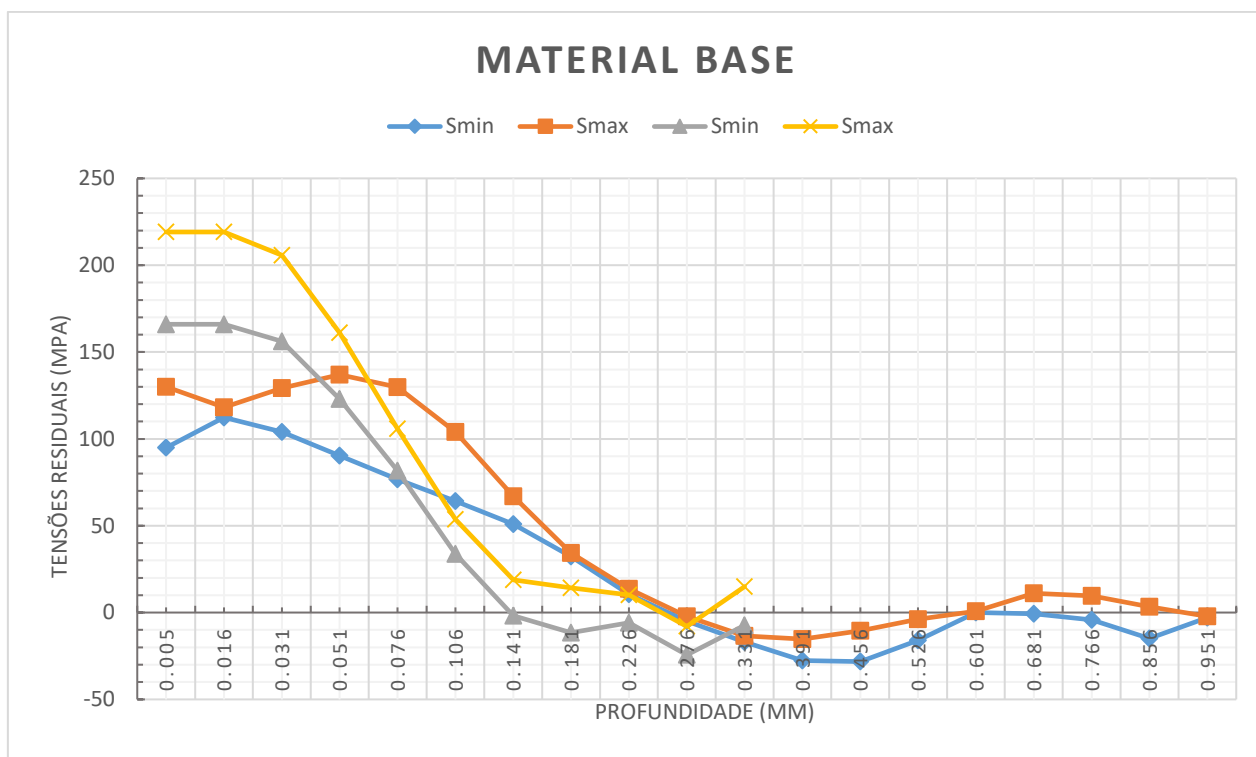


Figura 24 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo Vermicular no estado de fornecimento.

Os valores de tensões altos na superfície mostram que, apesar da retificação, mesmo estando em estado de fornecimento, o ferro fundido vermicular é um material duro. Isso pode ser visto nos gráficos das Figuras 22 e 23, onde a dureza do ferro fundido no estado de fornecimento fica entre 296HV e 339HV, justificada pela matriz perlítica presente e também pelas grafitas em forma de verme encontradas por toda a amostra. A diferença entre as tensões e a dureza, é que durante toda a profundidade em que a microdureza foi medida, havia tensões residuais atuando na peça, provenientes do processo de retificação pelo qual a amostra passou, vindo elas a se estabilizarem, somente após a profundidade de 0,181 mm, como pôde ser visto na Figura 24.

Na Figura 25, pode-se ver o gráfico das amostras que foram somente nitretadas, cujos parâmetros de nitretação podem ser encontrados na Tabela 7. Na amostra de N1, pode-se notar a concentração de cerca de 115 MPa de tensões trativas. Há então uma queda brusca nas tensões entre as profundidades de 0,025 mm e 0,075 mm, passando de trativas para compressivas e permanecendo compressivas até a profundidade de 0,9 mm. Além disso, quando nos deparamos com as micrografias de N1, pode-se ver que após 0,025 mm já não há mais

camadas nitretadas, mostrando que o furo cego não consegue medir exatamente o comportamento das tensões residuais na camada nitretada, somente após ela, levando a crer que a queda brusca nas tensões entre as profundidades de 0,025 e 0,075 mm são influência do fim da camada nitretada.

Já na amostra de N3, o comportamento das tensões foi o oposto, estando próximas da superfície como tensões compressivas e após a profundidade de 0,225 mm se estabelecendo como trativas, mas mesmo como trativas, já não há mais tensões com um valor considerável, portanto, a partir da profundidade 0,225 mm, as tensões já estão estáveis. Porém, mesmo que a amostra apresente camada branca até 0,025 mm, os valores foram mais altos que da amostra de N1, atingindo cerca de 180 MPa, comportamento esse que pode ser explicado pela exposição da amostra durante o ensaio de nitretação à plasma, em que ela ficou 3 horas no reator, enquanto que a N1 ficou apenas 1 hora. Comportamento parecido foi presenciado por Gonçalves (2012), em que o aumento no tempo de nitretação, resultou em uma maior profundidade atingida pelas tensões residuais compressivas em um aço VHSUPER, aço ferramenta utilizado para moldes para injeção de alumínio sob pressão.

O comportamento apresentado por N3 e por N1 (após a profundidade de 0,075 mm), em que superficialmente as tensões se mostram compressivas é explicado pelo gradiente de composição da camada superficial em direção ao substrato. Segundo Gobbi (2009), esse gradiente ocorre devido a presença de concentração do nitrogênio com crescimento do seu volume no deslocamento em direção à superfície. No momento em que foi imposta uma força coesiva entre camada e substrato através de uma acomodação elástica, uma tensão compressiva paralela a superfície ocorre com uma magnitude que aumenta com a distância da interface em direção a superfície. Visto que a camada da amostra N3 apresenta um perfil de tensões compressivas, a camada é muito fina se comparada ao substrato. Baseando-se em um comportamento elástico e distribuição homogênea de tensões devido ao desajuste camada/substrato, a camada absorve praticamente toda a deformação desse ajuste.

Percebe-se que as tensões nos materiais nitretados tiveram um valor mais baixo que no material base, isso ocorre pois durante o processo de nitretação, há um pequeno alívio de tensões com o aquecimento do material, deixando sua superfície mais dura, ao mesmo tempo que reduz as tensões provenientes do

processo de retificação, mas ainda assim, o tratamento de nitretação a plasma faz com que tensões residuais surjam no material devido à introdução de nitrogênio na camada de difusão e mudanças de volume causadas pelas transformações de fases.

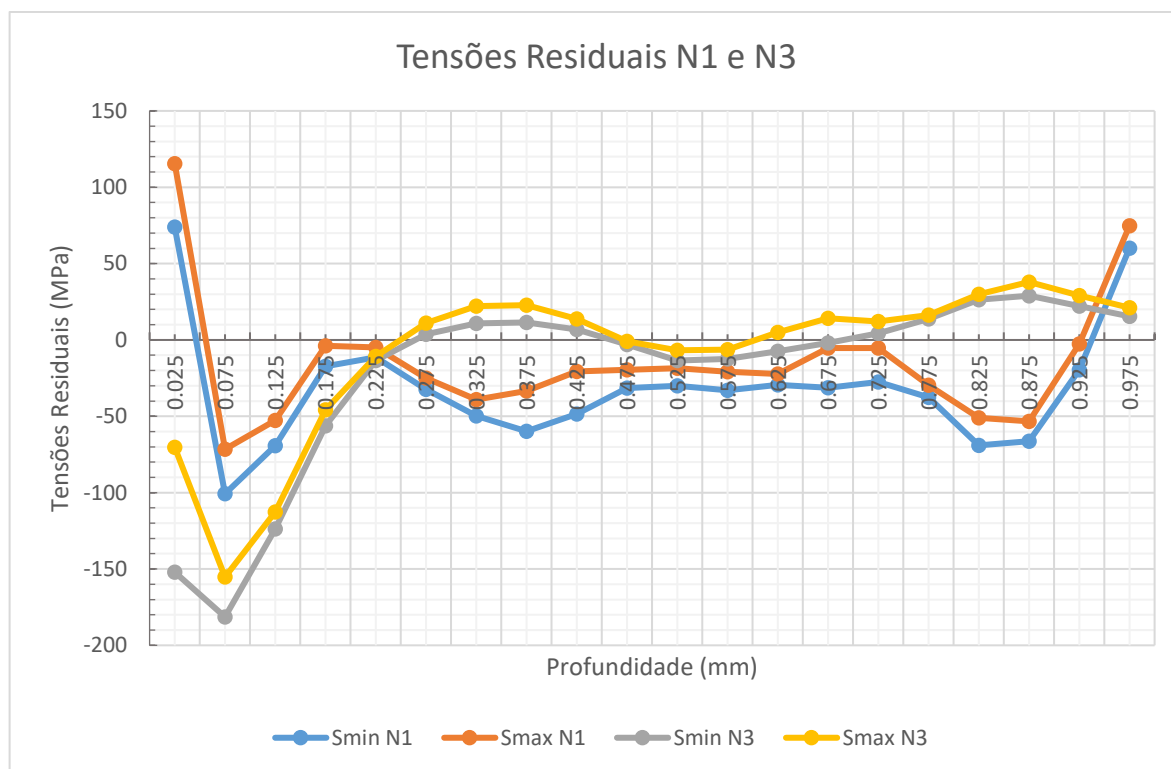


Figura 25 – Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular nitretadas.

A Figura 26 mostra o gráfico de tensões residuais no ferro fundido vermicular após tratamento de têmpera superficial a laser. Os resultados se tornam um pouco confusos pois não é possível traçar um comportamento padrão para as amostras temperadas.

Diferentemente do que a literatura propõe, as tensões da amostra T2 têm comportamento trativo, já os valores atingidos na superfície eram esperados podendo chegar a aproximadamente 550 MPa, porém o comportamento das tensões na camada temperada deveria ser compressivo, Nunes *et al.* (2012) explica que como há uma expansão na superfície pela formação da fase martensítica, as tensões acabam exercendo um comportamento compressivo, por outro lado, o núcleo terá tensões trativas. Na profundidade de 0,275 mm, essa mesma amostra acaba atingindo novamente um valor alto de tensões residuais que chega a 470

MPa. Essa inversão do comportamento das tensões na superfície pode ter sido influenciada por algum fator externo ocorrido durante o ensaio, como vibrações na bancada ou barulhos altos no local dos ensaios.

Esses valores altos de tensões próximos a superfície eram esperados, já que a camada temperada mostrou uma microestrutura bastante martensítica e com uma espessura que chegou a cerca de 400 μm segundo o gráfico de dureza. Como o tratamento de têmpera superficial a laser produz um gradiente térmico muito grande em um intervalo de tempo muito pequeno na superfície da amostra, aliado a alta dureza da estrutura martensita, acaba gerando tensões trativas muito altas que perduram além da profundidade em que a zta está.

Pelo gráfico, pode-se notar que os valores mais altos de tensões em T1 alcançam cerca de 230 MPa na profundidade de 0,125 mm. Visto que o tratamento da têmpera não funcionou em T1, os valores das tensões e o comportamento trativo delas na superfície, se assemelha aos do material no estado de fornecimento.

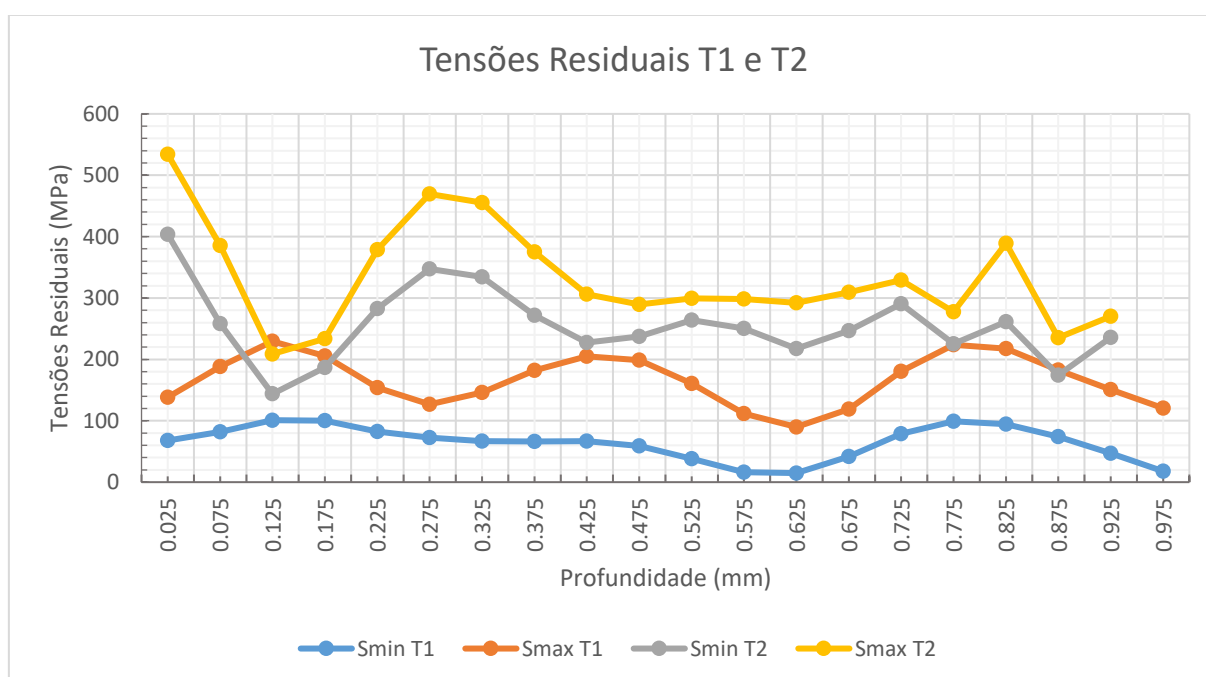


Figura 26 – Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser.

Os valores mais altos de T2 já eram esperados, pois existe uma diferença de 49W na potência do laser da T2 para a T1. Além da potência mais alta fazer com que o aquecimento superficial ocorra de forma mais intensa havendo uma transformação da matriz perlítica em martensítica mais rápida, por consequência, a dureza na superfície é maior e tensões mais altas são formadas.

Em se tratando de valores de tensões residuais para a comparação, Soriano *et al.* (2010) analisou tensões pelo método de difração de raio-X, obtendo até 230 MPa na região martensítica de um ferro fundido dúctil austemperado superficialmente por laser, porém o comportamento das tensões na superfície do material é compressivo diferindo do que foi visto na figura 26. Por mais que métodos de análise de tensões residuais possam divergir um pouco na maneira em que são feitas, seus resultados podem ser comparáveis, e se levados em conta, nos mostra que os valores de T1 não ficaram muito distantes do que foi encontrado por eles.

Nas Figuras 27, 28 e 29 são mostrados os gráficos de tensões residuais das amostras que passaram primeiramente pelo processo de nitretação a plasma (N1 ou N2) e posteriormente foram submetidas à têmpera superficial a laser (T1 ou T2). Os parâmetros de cada processo constam nas tabelas 6 e 7.

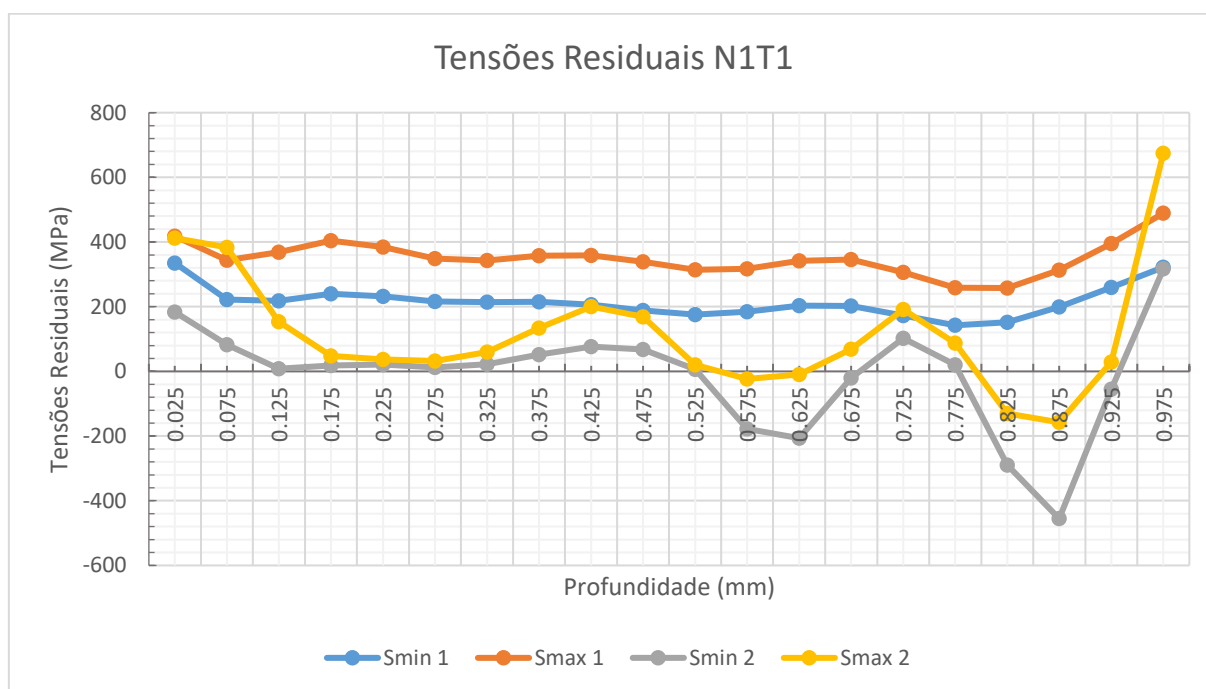


Figura 27 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser e nitretadas.

Percebe-se que a amostra de N1T1 teve tensões residuais superiores às outras amostras na superfície, atingindo 400 MPa. Porém, o próprio ensaio de N1T1 diverge um pouco nas duas vezes em que foi feito. Na primeira, as tensões se mostram constantes em quase toda sua profundidade, divergindo do segundo ensaio, que mostra valores de tensões altos até a profundidade de 0,125 mm, chegando a ter tensões compressivas entre 0,525 mm e 0,675 mm. Como o material

é bastante irregular, essa diferença de tensões pode ter ocorrido pelo encontro de grafitas nas profundidades atingidas pela broca.

O comportamento de N1T1 não mostra similaridade com a amostra N1 na região mais superficial, pois ali, as tensões deveriam ter um comportamento compressivo exercido pela inserção de nitrogênio na camada branca. Já a amostra de T1, teve um comportamento trativo inesperado, o que mostra alguma semelhança com N1T1. Porém, os valores altos de tensões na superfície, mostra similaridade com a amostra de N1 e que o tratamento funcionou, como pôde ser visto na microestrutura da Figura 21 (a). Os valores de tensões altos na superfície vistos no gráfico da Figura 27 coincidem com as altas durezas encontradas na mesma amostra e que podem ser vistas no gráfico da Figura 21. Porém, o comportamento é completamente diferente do gráfico da Figura 28, que mostra o comportamento tensões residuais na amostra de N2T1 de acordo com sua profundidade.

Pelizzari (2013) lembra que para que o cálculo sugerido pela norma possa ser usado, a magnitude da tensão residual não deve exceder 50% do valor do limite de elasticidade do material, esse limite foi excedido em T1, T2 N1T1 e N2T2. Provavelmente seja por esse motivo que o comportamento dos gráficos dessas duas amostras esteja um pouco diferenciado e tendo-se que considerar que as tensões não variam significativamente com a profundidade segundo os cálculos utilizados pela norma E837-13a.

No gráfico da Figura 28, nota-se que as tensões residuais mínimas do segundo ensaio demonstram um comportamento compressivo até a profundidade 0,016 mm. Isso mostra a influência compressiva da camada nitretada nessa amostra, já que a mesma, ainda se encontra na profundidade de 0,016 mm. Porém, o comportamento das tensões já passa a ser trativo, logo após a profundidade de 0,016 mm. Comportamento esse que já era esperado, pois como pôde ser visto na micrografia da Figura 21 (b), o tratamento térmico de têmpera teve pouco efeito após a nitretação. Após o término da camada nitretada, o comportamento das tensões passa a ser trativo, pois já não há mais influência do gradiente térmico e volumétrico exercido pelo tratamento de nitretação a plasma.

O comportamento esperado após o término da camada de compostos, deveria ser parecido com o do material base, porém, não é isso que nos mostra a Figura 28. Percebe-se também, que na superfície, os valores de tensões foram bem baixos se comparados aos gráficos da N1T1 (Figura 27) e N2T2 (Figura 29). Mesmo

com a têmpera a laser de 400W após a nitreta o, o valor das tensões continuou baixo, mostrando que como comprovado com as micrografias da Figura 21 (a), o tratamento da têmpera não surtiu efeito.

Já no gráfico da Figura 29, as tensões começam altas na superfície, chegando a cerca de 340 MPa, têm uma queda, mas na profundidade de 0,276 mm atingem mais de 500 MPa. Esses valores altos têm base nos parâmetros utilizados nos tratamentos superficiais, e pôde ser visto no gráfico de T2, em que os valores obtidos das tensões foram superiores aos de T1.

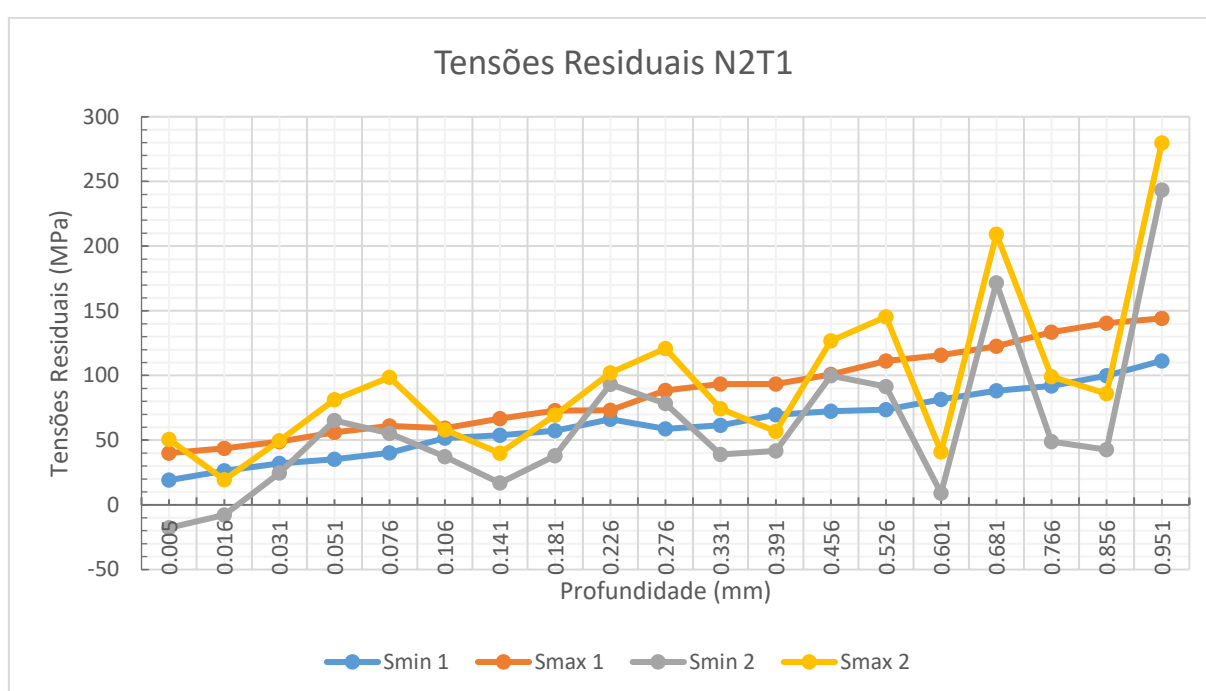


Figura 28 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser e nitretadas.

Comparando o gráfico de N2T2 com a amostra de T2, pode-se perceber o efeito do alívio de tensões dado pela nitreta o, já que na superfície, o gráfico da Figura 29 tem valores bem inferiores aos da Figura 24. As altas tensões residuais ocorrentes na profundidade de 0,276 mm mostram certa similaridade com a amostra T2, pois também ocorreram em uma profundidade parecida. Esse comportamento deve ser decorrente da transforma o martensítica que ocorreu com bastante facilidade utilizando-se a potência de 439 W.

Outro fato que chamou a aten o,   que assim como nas outras amostras nitretadas e temperadas, as tensões superficiais tiveram um comportamento trativo ao invés de compressivo, fato esse inesperado e que deve ter ocorrido por conta das

incertezas nas condições em que o ensaio foi executado, como por exemplo na calibração do instrumento já há uma incerteza embutida, desgastes gerados pela broca.

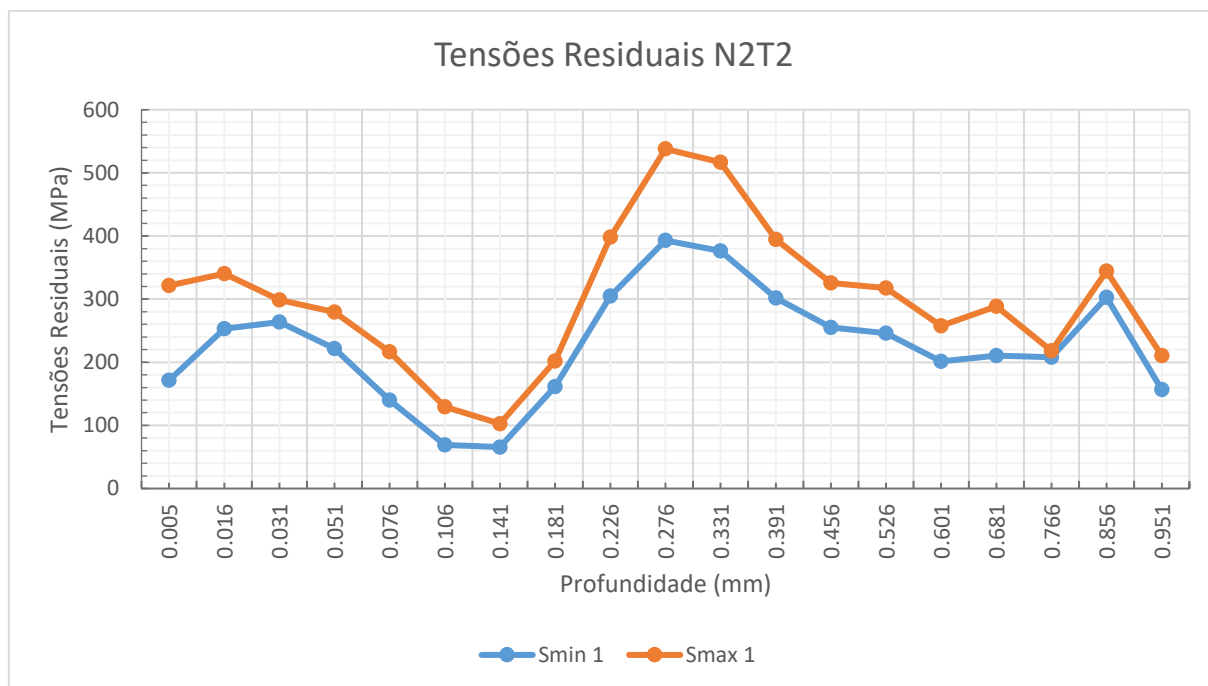


Figura 29 - Gráfico do ensaio de tensões residuais nas amostras de FoFo vermicular temperadas a laser e nitretadas.

4.5 CONDIÇÕES DE CONTORNO

Durante a preparação das amostras e ensaios, houveram condições em que não se podia ter controle para melhores resultados e exatidão dos experimentos.

Essas condições seguem abaixo:

- O processo de retificação não foi realizado durante a preparação. A amostra do ferro fundido vermicular já chegou retificada, não podendo haver controle sobre as tensões residuais que ali já se encontravam;
- O número de amostras para cada condição era limitado, sendo que para a maioria delas, havia somente uma amostra;
- Como o furo cego exige uma certa distância entre os pontos em que serão feitos os furos, não foi possível, em algumas amostras, fazer mais de um ou

dois furos, não se podendo traçar um desvio padrão para comprovar a probabilidade dos resultados;

- Assim como o número de amostras, o número de extensômetros também era limitado, limitando assim o número de tentativas que os ensaios poderiam ser realizados;
- Por mais que o ensaio do furo cego por extensometria seja barato de ser realizado se comparado à outros, como a difração de raio-X, o preço dos extensômetros de boa qualidade acabou limitando a compra de mais deles para a realização de novos ensaios.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS E CONCLUSÃO

Com base nas medições de tensões residuais feitas através do método do furo cego com extensometria, chegaram-se à algumas conclusões:

- Fazer todos os ajustes, alinhamentos e regulagens na máquina devem ser feitos cuidadosamente em virtude da sensibilidade dos extensômetros.
- Para tratamentos superficiais em que a camada superficial formada é muito fina, a técnica do furo cego com extensometria não é indicada para profundidades menores que 0,025mm, já que no tangenciamento da broca, a camada é ultrapassada.
- O ensaio é sugerido para medir peças com alta dureza, porém alguns erros significativos podem ter acontecido em virtude do desgaste da broca, o que pode ter aumentado a tensão induzida.
- O comportamento das tensões residuais nas amostras que passaram pela têmpera a laser e nitretação seguida de têmpera, não obtiveram o comportamento de tensões compressivas na superfície e próximo dela, encontrado em outros trabalhos.
- Em relação às amostras nitretadas e o material base, o comportamento das tensões aconteceu como a literatura previra (Gonçalves (2012) e Gobbi (2009)), tensões compressivas em sua superfície.
- A alta refletância do ferro fundido vermicular fez com que o material não absorvesse o feixe de laser de 400 W, deixando a peça com o comportamento do material base. Porém, quando se nitretou em N1 e depois temperou com 400W, o tratamento ocorreu de forma normal, trazendo a dureza esperada para a peça.
- O avanço do passo polinomial determinou com mais clareza o comportamento das tensões residuais na superfície se comparado ao avanço linear.
- O comportamento das análises de microdureza correspondeu ao que foi mostrado nas micrografias de todas as amostras.
- Os tratamentos de têmpera a laser feitos após os tratamentos de nitretação, podem ter contribuído para o ganho da camada de compostos em até 4 vezes.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Heat Treating. In: **Metals Handbook**, vol. 4, p. 682. 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Surface Engineering. In: **Metals Handbook**, vol. 5, p. 126-135, 2007.

ASTM A247-10; **Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings**. 2006.

ASTM E837-13a; **Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**. 2013.

ASTM E2860-12; **Standard Test Method for Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction for Bearing Steels**. 2012.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 2002.

COFIÑO, R. C. **Análise das tensões residuais em uma junta soldada em condição overmatch**. Trabalho de Conclusão de Curso. 2010. 81f. Faculdade de Engenharia Industrial, São Bernardo do Campo, 2010.

COLPAERT, H. **Metalurgia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of X-Ray Diffraction**. 3. ed. New Jersey: Prentice Hall, 2001.

DAMASCENO, D. **Análise das tensões residuais após torneamento e retificação do aço ABNT 52100 endurecido**. 1993. 140f. Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1993.

GUESSER, W. L. **Ferro fundido com grafita compacta**. Metalurgia & Materiais – Publicação Técnica, Jun. 2002.

GOBBI, V. J. **Influência da nitretação a plasma na resistência ao desgaste microabrasivo do aço ferramenta AISI D2**. Dissertação (Mestrado). 111f. Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, 2009.

GOIA, F. A. **Endurecimento da Superfície do Aço Ferramenta VC131 utilizando Laser a Fibra**. Dissertação (Mestrado). 100f. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2010.

GONÇALVES, C. S. **Efeito do Processo de Nitretação sob Plasma no Comportamento em Fadiga Térmica dos Aços Ferramenta para Moldes para Injeção de Alumínio sob Pressão**. Dissertação (Mestrado). 175 f. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

GRABARSKI, M. I.; WEIGERT N.B. **Aplicação da técnica de remoção química na determinação de perfis de tensão residual em amostras de fadiga de contato submetidas a nitretação e *shot peening***. Trabalho de conclusão de curso. 73 f. Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2015.

INFOMET. **Handbook Aços & Ligas | Aços e Ferros Fundidos | Ferros Fundidos Cinzentos**. 2015.

LIMA, M. S. F. *et al.* Tratamentos a laser de ferros fundidos vermiculares. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 6., 2011, Caxias do Sul. **Anais...** Caxias do Sul: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2011.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**, 1 ed., Senlis, France, Society for Experimental Mechanics – Inc., 1996.

MAILLET, H. **O laser. Princípios e Técnicas de aplicação**. 1. ed. São Paulo: Editora Manole Ltda., 1987.

MARTINS, C. O. D.; STROHAECKER, T. R.; ROCHA, A. S.; HIRSCH, T. K. Comparação entre técnicas de análise de tensões residuais em anéis de rolamento

do aço ABNT 52100. **Revista matéria**. Rio de Janeiro, v. 9, n. 1, p. 23-31, Jan./Mar. 2004.

MARTINS, R. R. R. **Comparação das Propriedades Mecânicas e de Fadiga entre Ferro Fundido Vermicular e Cinzento utilizados em blocos de motor Diesel**. 2012. 102f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

MASSIRER JUNIOR, E.; GUESSER, W. L. Avaliação da usinabilidade do ferro fundido vermicular através de ensaios de furação. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 6., 2011, Caxias do Sul. **Anais...** Caixas do Sul: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2011.

NUNES, R. M; ROCHA, A. S.; DIAS, V. W; HIRSCH, T. Análise de tensões residuais em barras de aço AISI 1045 temperadas por indução. **Revista Industrial Heating**. Rio de Janeiro, n. 16, p. 63-66. Jul./Set. 2012.

OLIVEIRA, V. M. C. A. **Estudo do fenômeno da fluência na liga Ti-6Al-4V submetida a tratamentos de nitretação e carbonetação por plasma**. Dissertação (Mestrado). 118 f. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

PAIVA JUNIOR, J. M. F. **Análise do processo de furação do ferro fundido vermicular com brocas de metal duro com canais retos revestidas com TiN+TiAlN, AlCrN e AlCr-Based**. 2007. 93f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Ciências Exatas e de Tecnologia, Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba, 2007.

PEDRALLI FILHO, J.; ESCHER, K. C. K. **Estudo da Corrosão por Fresta no Aço Inoxidável AISI 409 Tratado por SHTPN**. 2015. 68f. Trabalho de Conclusão de Curso. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2015.

PERFILVILLE. **Tratamentos Térmicos em Ferros Fundidos**. Araquari, 2004. 15 p.

PERINI, Reinaldo. **O uso da difração de raios-X para determinação da tensão residual induzida pelo processo de roleteamento em uma camisa de cilindro de motor diesel**. 2008, 125 f. Dissertação (Mestrado). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois S.A., 1982.

REGONE, N. M. **Determinação de Tensão Interna em Camadas Superficiais**. 2000. 129 f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2000.

ROCHA, A. S.; NUNES, R. M.; HIRSCH, T. K. Comparação entre difração de raios X e “método do furo cego” para medição de tensões residuais em barras cilíndricas. **Revista Matéria**. Rio de Janeiro, v. 14, n. 3, p. 965-976, 2009.

RODACOSKI, M. **Medição de Tensões Residuais com Holografia Eletrônica**. 1997. 204 f. Tese (Doutorado). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1997.

SANTOS, M. O. **Estudo da formação da rebarba no fresamento de faceamento de ferro fundido vermicular utilizado em blocos de motores diesel**. 2013. 163f. Dissertação (Mestrado). Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

SETTI, D. **Notas de Aula: Fundamentos dos Tratamentos Térmicos dos aços**. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Pato Branco, 2011.

SILVA, F. S. *et al.* **Nitretação Iônica de Ferro Fundido Nodular**. Disponível em: <http://www.tupy.com.br/downloads/guesser/nitretacao_ionica_ferro_fundido_nodular.pdf>. Acesso em: 28 Abril 2016.

SOARES, A. C. C. **Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pela técnica do furo cego**. 2003. 236 f. Tese (Doutorado). Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Técnico Científico, Pontifícia Universidade Católica – Rio, Rio de Janeiro, 2004.

SORIANO, C.; LEUNDA, J.; LAMBARRI, J.; GARCÍA NAVAS, V.; SANZ, C. Effect of laser surface hardening on the microstructure, hardness and residual stresses of austempered ductile iron grades. *Applied Surface Science*. 2011; 257:7101 – 7106.

SUTERIO, R. **Medição de Tensões Residuais por Identação Associada à Holografia Eletrônica**. 2005. 169 f. Tese (Doutorado). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

TUPY Fundições Ltda., 2015, **Relatório ANR 284/15**, 18/05/2015, 4 f.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciências e Tecnologia dos Materiais**. 4. ed. Rio de Janeiro: Campus, 1984.

WINCK, L. B. **Influência da Nitretação a Plasma no Comportamento em Fadiga do Aço ASTM 743 tipo CA6NM**. 2011. 118f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, 2011.

WRITZL, V. **Influência dos Parâmetros a Laser por Diodo na Microestrutura dos Aços Ferramenta para Trabalho a Frio**. 2011. 120f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2011.