

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ESTUDO COMPARATIVO ENTRE PROCESSOS DE REVENIMENTO

Vinicius Waechter Dias

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre
2010

Dedico este Trabalho de Diplomação a minha família e a todos os amigos que me apoiaram ao longo destes anos, e especialmente aos meus pais, Iara Rejane Waechter Dias e Ivan Carlos de Lima Dias, que sempre fizeram questão de colocar os meus estudos a frente de tudo.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Alexandre da Silva Rocha pela orientação neste trabalho.

Aos Engenheiros Guilherme Lemos e Guilherme Both do LdTM pela ajuda com pesquisas e ensaios.

Ao Engenheiro Diego Belato pela ajuda com a preparação e a realização das análises realizadas no LAMEF.

A equipe da GKN do Brasil Ltda., principalmente para Engenheira Sabrina Michelin e aos analistas Isabel Serpa e Jarbas Brito.

Aos Professores Dr. Antônio Vilela e Dr. Telmo Strohaecker da disciplina de Trabalho de diplomação.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	IX
RESUMO	X
ABSTRACT	XI
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 Tensões Residuais: Definição de Micro e Macro Tensões.....	3
2.2 Endurecimento Superficial	5
2.2.1 Têmpera por Indução	5
2.2.2 Formação de Tensões Residuais	9
2.2.3 Necessidade de Revenimento.....	11
2.3 Revenimento.....	11
2.3.1 Revenimento por Indução	13
2.3.2 Escolha do Método de Revenimento	14
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	15
3.1 Têmpera por Indução	15
3.2 Revenimento por Indução	15
3.3 Revenimento em Forno Contínuo.....	16
3.4 Classificação	16
3.5 Análise Metalúrgica	17
3.5.1 Corte.....	17
3.5.2 Análise Química.....	18
3.5.3 Metalografia	19
3.5.4 Perfil de Microdureza.....	20
3.6. Ensaios.....	22
3.6.1 Fadiga.....	22
3.6.2 Análise de Falha.....	22

3.6.3	Torção	22
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	24
4.1	Caracterização Metalográfica	24
4.1.1	Análise Química.....	24
4.1.2	Metalografia	25
4.1.3	Perfil de Microdureza.....	25
4.2	Ensaios.....	26
4.2.1	Fadiga.....	26
4.2.2	Análise de Falha.....	27
4.2.3	Torção	28
6.0	CONCLUSÕES	30
7.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	31
8.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	32

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Representação da grande quantidade de peças esperando transporte após o revenimento	1
Figura 2.1.	Representação esquemática do estado de tensões residuais em um aço duplex, segundo a escola alemã (Macherauch et al, 1973) (Hauk et al, 1991)	4
Figura 2.2.	Haste de uma ponta de eixo sendo temperada	6
Figura 2.3.	Bobinas de indução produzindo campos magnéticos, onde DE significa diâmetro externo. Fonte: Practical Induction Heat Treating 2001	7
Figura 2.4.	Parâmetros de monitoramento para definição de um conceito de tratamento por indução. Fonte: Practical Induction Heat Treating 2001	8
Figura 2.5.	Distribuições de tensões residuais após a têmpera por indução. Tensões mostradas são em escala macroscópica. Fonte: Induction Tempering of Steel 1999	10
Figura 2.6.	Tensões formadas na superfície de um cilindro durante a têmpera por indução. Fonte: Induction Tempering of Steel 1999	10
Figura 2.7.	Queda da dureza com o aumento da temperatura de revenimento (revenimento em forno contínuo durante 1 hora). Fonte: Practical Induction Heat Treating 2001	12
Figura 2.8.	Os efeitos do tempo e temperatura para um aço ao carbono 1050. A dureza em função da temperatura de revenimento e tempo de forno. Aço 1050 austenitizado a 860 °C e temperado em salmoura. Fonte: Practical Induction Heat Treatment 2001	13
Figura 3.1.	a) Visão externa do equipamento M1810; b) Painel de controle	15
Figura 3.2.	Forno de indução M1812	16
Figura 3.3.	Forno contínuo M0627	16

Figura 3.4.	Classificação das amostras devido ao tratamento	17
Figura 3.5.	(a): Lixa de cinta rotativa; (b): Cortadora metalográfica	18
Figura 3.6.	Espectrômetro de centelha Spectro	18
Figura 3.7.	Esquemática sobre o funcionamento de um espectrômetro de emissão óptica. Fonte: SPECTRO Analytical Instruments GmbH 2010	19
Figura 3.8.	(a): Microscópio Óptico; (b): Embutidora Metalúrgica; (c): Politriz	19
Figura 3.9.	Microdurômetro Instron	20
Figura 3.10.	Amostra número 3, testada no ensaio de torção	23
Figura 4.1.	Amostra Branca: (a): Superfície (500x); (b): Zona de transição (500x); (c): Centro (500x)	25
Figura 4.2.	Amostra Lilás: (a): Superfície (500x); (b): Zona de transição (500x); (c): Centro (500x)	25
Figura 4.3.	Amostra Azul. (a): Superfície (500x); (b): Zona de transição (500x); (c): Centro (500x)	25
Figura 4.4.	Gráfico comparativo entre os três perfis de microdurezas	26
Figura 4.5.	Região fraturada em fadiga da peça revenida por indução	27
Figura 4.6.	Região fraturada em fadiga da peça revenida em forno	27
Figura 4.7.	Região fraturada em fadiga da peça sem revenimento	28
Figura 4.8.	Imagens do MEV para a determinação do modo de fratura	28

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1.	Perfis de microdurezas obtidas no Microdurômetro	21
Tabela 4.1.	Composição química das três amostras	24
Tabela 4.2.	Resultado do ensaio de fadiga	26
Tabela 4.3.	Relatório de análise do ensaio de torção	29

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AC	Corrente Alternada
ASTM	American Society for Testing and Materials
DE	Diâmetro Externo
F.J.	Fixed Joint
GAF	Grupo de Análise de Falhas
GDB	GKN do Brasil Ltda.
HRC	Hardness Rockwell C
IWT	Stiftung Institut für Werkstofftechnik
J.F.	Junta Fixa
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física (UFRGS)
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica (UFRGS)
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Ms	Martensite Start
P.E.	Ponta de Eixo
SAE	Society of Automotive Engineers
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
$\sigma^{RS,I}$	Tensão Residual do tipo I
$\sigma^{RS,II}$	Tensão Residual do tipo II
$\sigma^{RS,III}$	Tensão Residual do tipo III

RESUMO

Este trabalho apresenta um estudo comparativo entre dois processos de revenimento, procurando caracterizar diferenças entre o produto final para ambos os processos realizados pela empresa GKN Driveline do Brasil Ltda. (GDB), localizada no bairro Parque São Sebastião na cidade de Porto Alegre, Rio Grande do Sul. O componente analisado é chamado de Junta Fixa (J.F.), parte do semi-eixo automotivo que é acoplada junto ao motor e serve para transferir o torque do motor para o semi-eixo em um veículo automotivo com tração dianteira. As juntas são produzidas com aço SAE 1050 e passam por processo de têmpera por indução, com a finalidade de aumentar sua dureza superficial para resistir ao desgaste, e posteriormente são tratadas através dos seguintes processos de revenimento: indução ou em forno contínuo de passagem.

Para atingir os objetivos propostos, foram realizados ensaios de fadiga e torção, assim como uma caracterização metalográfica, através de micrografias, perfis de microdurezas e análises químicas. Também foi feita uma análise de falha nas peças ensaiadas em fadiga. De acordo com os resultados obtidos serão apresentadas conclusões e propostas de trabalhos futuros a respeito do assunto.

ABSTRACT

This paper presents a comparative study between two tempering process, aiming at the characterization of the differences in the final product for both processes carried out in the company GKN Driveline of Brasil Ltda (GDB), located in the district of Parque São Sebastião, Porto Alegre, Rio Grande do Sul. The component to be analyzed is called Fixed Joint (F.J.), and it is part of an automotive driveshaft that links the motor and serves to transfer the torque from the motor to the driveshaft in a motor vehicle with front wheel drive. These joints are manufactured with SAE 1050 steel and are surface induction hardened, aiming to increase its surface hardness to resist wear, and afterwards they are tempered by one of the two methods: induction tempering or continuous oven tempering.

To achieve these proposed objectives, fatigue and torsion tests were carried out, as well as a characterization through optical and scanning electronic metallography, micro hardness testing and chemical analysis. A fracture analysis was also done for the parts tested in fatigue. According to the results obtained, conclusions and proposal for future studies on the subject are presented.

1.0 INTRODUÇÃO

A necessidade de reduzir custos de produção vem sendo uma batalha travada constantemente pelas fábricas fornecedoras de peças para a indústria automotiva. Visando aumentar a produtividade e atender aos pedidos “just in time” estas fábricas recorreram a novos padrões de “Layouts” para reduzir tempos de produção e eliminar gastos com transporte e armazenamento.

Os atuais “Layouts” de manufatura celular requerem que todo o processamento para a fabricação de uma peça seja em linha (“in-line”). Quando o processo de têmpera por indução é instalado nesta linha de manufatura a peça, geralmente, requer um tratamento de revenimento posterior. Nestes casos, fornos de revenimento contínuo eram utilizados. Tais fornos geravam um acréscimo de tempo de produção devido ao fato de que o processo leva entre 1 e 2 horas para completar um ciclo. Além disso, necessitam de um espaço considerável na fábrica, o que os levava para outros setores da mesma, aumentando ainda mais o tempo de produção por causa do deslocamento das peças até o forno e de volta para a célula, demonstrado na Figura 1.1. Outro fator que aumenta o tempo total de produção é a necessidade de esperar uma quantidade suficiente de peças para a realização do revenimento. A soma destes fatores, praticamente, dividia o processo de manufatura em três: pré revenimento, revenimento e pós revenimento.



Figura 1.1 Representação da grande quantidade de peças esperando transporte após o revenimento.

O uso do revenimento por indução reduz substancialmente estes problemas. A teoria metalúrgica por trás desse processo é de que através de ciclos de tempo reduzido, mas com maiores temperaturas de revenimento, pode-se atingir as mesmas durezas obtidas durante o processo convencional.

Apesar de obter valores similares de dureza as Juntas Fixas, também conhecidas como Pontas de Eixos (P.E.) produzidas pela empresa GKN do Brasil Ltda. (GDB) vem apresentando diferentes comportamentos nos ensaios de fadiga realizados pela empresa. O presente trabalho tem como objetivo comparar os produtos finais obtidos através de ambos os processos.

2.0 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Tensões Residuais

Tensões Residuais são uma conseqüência de interações entre tempo, temperatura, deformação e microestrutura. As características do material, ou relacionadas a ele, que influenciam no desenvolvimento de tensões residuais incluem condutividade térmica, capacidade calorífica, expansividade térmica, módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, plasticidade, termodinâmica e cinética de transformações, mecanismos de transformações, e plasticidade transformação. (Totten 2002)

Muitas afirmações gerais podem ser feitas sobre o papel das propriedades dos materiais na geração das tensões residuais. As variações espaciais de temperatura dão origem a tensões térmicas não uniformes, cujo efeito se torna exagerado, quando o material é resistente elasticamente. A condutividade térmica é de grande ajuda para reduzir tensões residuais através da redução de gradientes de temperatura. A dissipação ou absorção de calor não depende apenas do ambiente externo ao componente, mas também do calor gerado internamente, por exemplo, durante a deformação adiabática ou devido ao calor latente de transformação. Da mesma forma, a distribuição de deformações plásticas no componente dependem tanto das propriedades constitutivas quanto de como as deformações devido à transformações de fase compensam o desenvolvimento do tensões. (Totten 2002)

Existem dois tipos de tensões residuais, isto é, trativas e compressivas. Quase que invariavelmente, as tensões residuais trativas são prejudiciais, porque se somam às tensões de serviço e tendem a abrir trincas, enquanto as compressivas produzem efeitos contrários, o que as tornam desejáveis em casos em que as peças são submetidas a solicitações cíclicas, fratura por fadiga.

Definição de Micro e Macro Tensões Residuais

Tipicamente, distinguem-se dois tipos principais de tensões residuais: i) macro tensões: deslocamento do pico de Difração de Raios-X; ii) micro tensões: alargamento do pico de Difração de Raios-X (Cullity, 1978). A escola alemã sugere uma classificação mais precisa, definindo três tipos diferentes de tensões residuais (“residual stresses”, ou “RS”), ver Figura 2.1. Enquanto que $\sigma^{RS,I}$ pode ser identificada como tipo (i) macro tensões; e que $\sigma^{RS,III}$ pode ser interpretada como tipo (ii) micro tensões, a escola alemã ressalta a existência de um tipo intermediário ($\sigma^{RS,II}$), que é especialmente adequada para descrever a situação de tensões residuais em aços duplex. (Campos et al. 2006). Como a peça de interesse neste trabalho é fabricada com um aço SAE 1050 trataremos as tensões como macro e micro apenas.

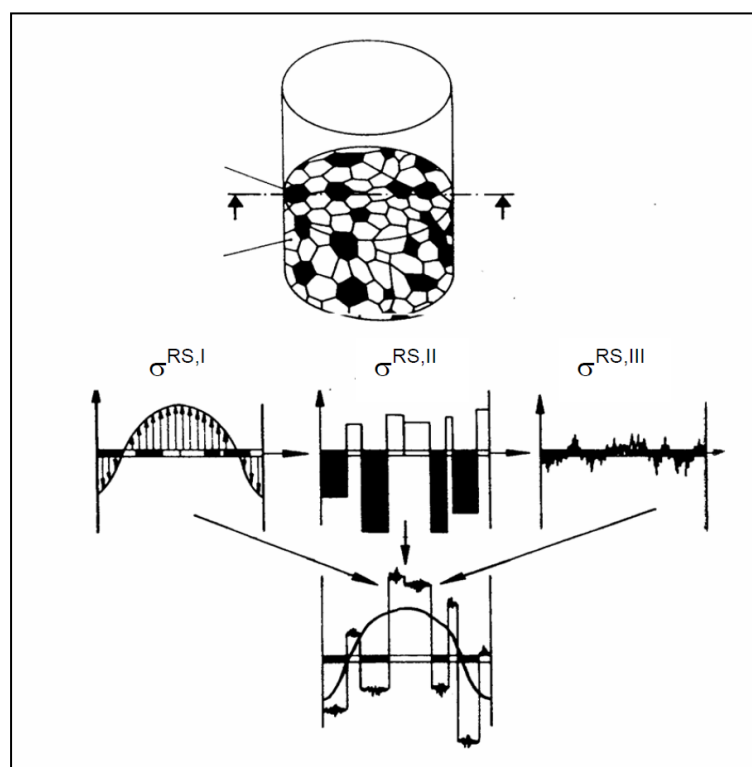


Figura 2.1. Representação esquemática do estado de tensões residuais em um aço duplex, segundo a escola alemã (Macherauch et al, 1973) (Hauk et al, 1991).
 $\sigma^{RS,I}$ = homogênea ao longo de grande região do material (muitos, muitos grãos)
 $\sigma^{RS,II}$ = homogênea ao longo de várias áreas (um ou alguns grãos)
 $\sigma^{RS,III}$ = heterogênea ao longo de pequenas áreas (dentro de um grão)
 A resultante é a Soma $\sigma(x,y,z) = \sigma^{RS,I} + \sigma^{RS,II} + \sigma^{RS,III}$ em cada ponto x,y,z de uma amostra ou componente

2.2 Endurecimento Superficial

O processo de endurecimento superficial é empregado para aumentar a versatilidade de certos aços através produção de combinações de propriedades que não são propriamente obtidas por outras formas de tratamento. Para muitas aplicações, principalmente na indústria automotiva, o desgaste e as tensões mais severas agem somente na superfície e uma peça. Assim, uma peça pode ser fabricada de um aço de baixo ou médio carbono, de boa capacidade de deformação plástica, sendo sua superfície endurecida por um tratamento térmico final.

Além da dureza superficial elevada e resistência ao desgaste, o endurecimento superficial produz tensões residuais compressivas, o que aumenta a vida em fadiga do componente. Associado a esta superfície de propriedades otimizadas, tem-se um núcleo de baixa dureza e grande tenacidade (Fortis 2009).

2.2.1 Têmpera Por Indução

O aquecimento por indução é um método utilizado para aquecer materiais condutores de eletricidade pela aplicação de um campo magnético variável, cujas linhas de força entram na superfície da peça. Neste processo, o campo magnético variável induz um potencial elétrico, o qual gera uma corrente elétrica, dependendo da forma e características elétricas do material. As chamadas correntes de eddy (correntes parasitas) dissipam energia e produzem calor através do fluxo contra a resistência de um condutor imperfeito (FORTIS 2009).

Tendo em vista que os metais são bons condutores de eletricidade, o aquecimento indutivo é utilizado para várias operações envolvendo aquecimento de peças. Entre essas operações se destaca o tratamento térmico superficial de aços, muito difundido atualmente na indústria de peças automotivas. Em comparação com os fornos utilizados tradicionalmente, o aquecimento por indução reduz custos com energia e diminui os tempos de ciclos, característica que o torna ideal para o seu aproveitamento em manufaturas celulares em linha. Além disso, produz maiores taxas de aquecimento do que os processos concorrentes. A Figura 2.2 mostra uma ponta de eixo da empresa GDB sendo temperada.



Figura 2.2. Haste de uma ponta de eixo sendo temperada.

Os componentes básicos de um sistema de aquecimento indutivo são uma bobina indutiva, uma fonte de corrente alternada e a própria peça a ser tratada. A forma da bobina varia de acordo com o padrão de aquecimento desejado. Sendo conectada a uma fonte de corrente alternada gera um campo magnético variável devido ao fluxo de corrente.

A bobina de indução se torna a fonte (calor) elétrica que induz uma corrente elétrica na peça de metal a ser aquecido (chamada de peça de trabalho). Não é necessário um contacto entre a peça e a bobina de indução utilizada como fonte de calor, e o calor é restrito à áreas localizadas ou a zonas de superfície imediatamente ao lado da bobina. Isso ocorre porque a corrente alternada (AC), em uma bobina de indução tem um campo de força invisível em torno dele. Quando a bobina é colocada ao lado ou em torno de uma peça, as linhas de força se concentram no espaço de ar formado entre a bobina e a peça. A bobina de indução, na verdade funciona como um transformador primário, com a peça a ser aquecida tornando-se o transformador secundário. O campo magnético formado em torno da bobina de indução provoca uma corrente elétrica na peça de igual intensidade e oposta direção, provocando o aquecimento da peça devido à sua resistência ao fluxo da corrente elétrica induzida. A taxa de aquecimento da peça é dependente da frequência da corrente induzida, da sua intensidade, do calor específico do material, da permeabilidade magnética do material e da resistência do material ao fluxo de corrente. A Figura 2.3 mostra uma bobina de indução magnética com o

campos e correntes induzidas produzidas por várias bobinas. As correntes induzidas são muitas vezes referidos como correntes de Eddy, com a maior intensidade de corrente sendo produzido dentro da área de campos magnéticos mais intensos. (Haimbaugh 2001)

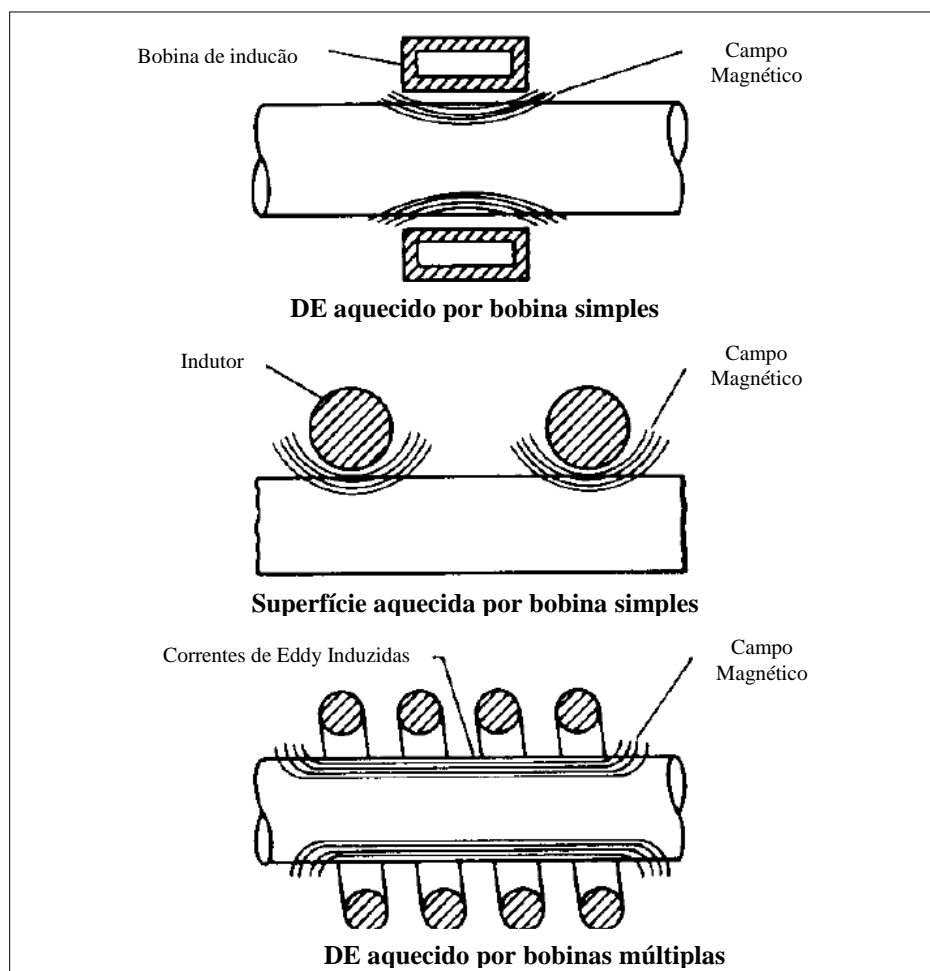


Figura 2.3. Bobinas de indução produzindo campos magnéticos, onde OD significa diâmetro externo. Fonte: Practical Induction Heat Treating 2001.

O tratamento térmico por indução consiste em aquecer uma peça da temperatura ambiente a uma temperatura mais elevada para austenitização do aço. As taxas e eficiências de aquecimento dependem das propriedades físicas das peças que estão a ser aquecida. Essas propriedades são dependentes da temperatura, e calor específico, permeabilidade magnética e resistividade dos metais mudam conforme a temperatura. A Figura 2.4 mostra os diferentes parâmetros a serem monitorados para obtermos um controle da têmpera por indução. (Haimbaugh 2001)



Figura 2.4. Parâmetros de monitoramento para definição de um conceito de tratamento por indução. Fonte: Practical Induction Heat Treating 2001.

O processo de têmpera por indução apresenta algumas vantagens, tais como:

- Sistema de aquecimento pode ser direcionado a uma parte específica do componente mecânico.
- Propriedades mecânicas aprimoradas, o fato do núcleo do material não ser endurecido e somente a superfície promove ao componente mecânico propriedades mecânicas superiores.
- Custo de produção menor.
- Rapidez no processo.
- Alta possibilidade de automação do processo.
- Aumento da vida em fadiga.

2.2.2 Formação de Tensões

As Figuras 2.5 e 2.6 demonstram a dinâmica de formação de tensões residuais (em escala macroscópica) durante a têmpera por indução de um cilindro de aço. Durante a primeira parte do estágio de aquecimento, a superfície do cilindro, próxima a bobina, tentará se expandir. Porém a temperatura da peça é relativamente baixa (menos de 500 °C) o que significa que o aço está em uma condição elástica e não pode se expandir tão facilmente. Como resultado, tensões compressivas são acumuladas internamente.

O aumento da temperatura é acompanhado pelo aumento da tensão compressiva, conforme mostrado na Figura 2.5. Na faixa de 520 a 750 °C o aço apresenta expansões plásticas volumétricas e as tensões compressivas começam a diminuir. Na porção final, acima de 850 °C, a superfície do aço expande livremente e as tensões superficiais diminuem significativamente. (Weiss et al. 1999)

Quando o spray de líquido refrigerante é aplicado sobre a peça, a camada superficial perde rapidamente sua elasticidade formando tensões trativas, conforme mostrado na Figura 2.5. Uma tensão trativa máxima ocorre justo antes da temperatura M_s (“Martensite start”) ser atingida pela superfície da peça. A subsequente formação de martensita reduz as tensões superficiais trativa e, conseqüentemente, leva a formação de tensões superficiais compressivas. Portanto, uma peça temperada por indução possui uma complexa combinação de tensões trativas e compressivas, conforme mostrado na Figura 2.6. (Weiss et al. 1999)

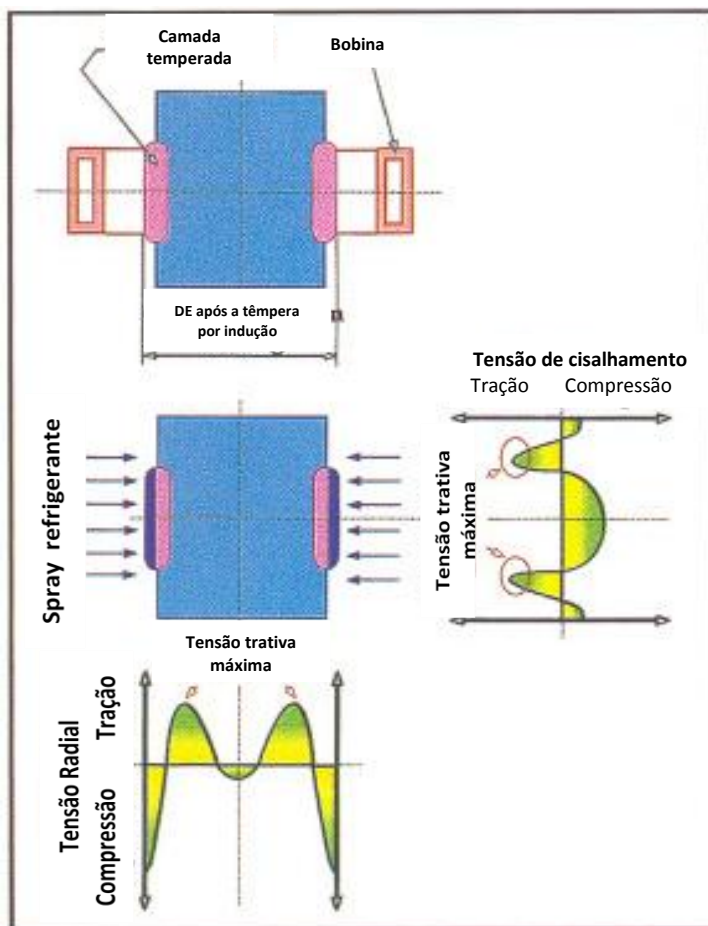


Figura 2.5. Distribuições de tensões residuais após a têmpera por indução. Tensões mostradas são em escala macroscópica. Fonte: Induction Tempering of Steel 1999.

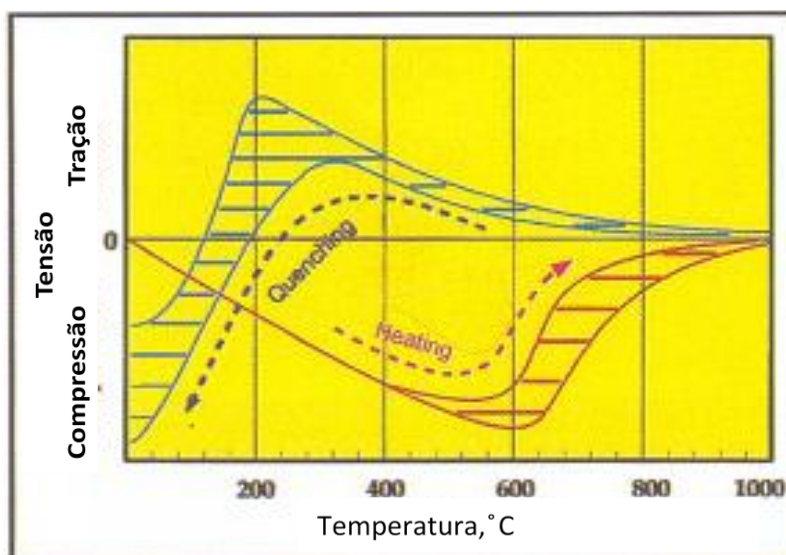


Figura 2.6. Tensões formadas na superfície de um cilindro durante a têmpera por indução. Fonte: Induction Tempering of Steel 1999.

2.2.3 Necessidade de Revenimento

Superfícies com tensões residuais compressivas são geralmente benéficas para a vida de um componente mecânico, protegendo contra a propagação de trincas e aumentando o desempenho de peças que sofrem tensões de dobra ou torção durante o serviço. (Weiss et al. 1999)

Entretanto, é imprescindível levar em consideração o fato de que a máxima tensão tratativa da peça se encontra próxima a superfície, conforme demonstrado na Figura 2.5, logo após a camada temperada efetiva, conhecida como região de transição. Esta é uma zona potencial de perigo, pois é um ponto preferencial para o início de trincas sub-superficiais.

Conseqüentemente, a condição de tensões residuais oriunda do processo de têmpera por indução reduz a confiabilidade do componente. O processo de revenimento se torna necessário para o aumento da vida útil do componente.

2.3 Revenimento

O processo de revenimento é realizado após têmpera para aumentar a tenacidade de um aço temperado e também a sua ductilidade, reduzindo sua fragilidade sem causar uma grande perda em relação à dureza “como-temperado”. Também é utilizado para aliviar as tensões internas e, em alguns casos, para melhorar a estabilidade da forma e homogeneidade. (Weiss et al. 1999)

A têmpera de um aço faz com que ele se torne muito duro e frágil, características geradas através da formação da martensita. Esta martensita é normalmente muito frágil para uso comercial. Ela também é caracterizada por um elevado nível de tensões residuais internas. O reaquecimento do aço para revenimento após têmpera diminui ou “relaxa” essas tensões e produz uma microestrutura chamada de martensita revenida. Temperaturas de revenimento são sempre abaixo da menor temperatura de transformação (a temperatura A1).

As variáveis associadas com o revenimento após a têmpera por indução que afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas incluem a temperatura de revenimento, tempo de exposição a esta temperatura e composição do aço (incluindo o teor de carbono, teor de liga e elementos residuais). No aquecimento de um aço com microestrutura martensítica, os átomos de carbono difundem e agem a partir do aumento da temperatura e do tempo em uma série de etapas distintas que, eventualmente, formam carbonetos de ferro em uma matriz ferrítica. Isso

diminui gradualmente a dureza, resistência à tração e tensão de escoamento, aumentando a ductilidade e tenacidade. As propriedades do aço revenido são determinadas principalmente pelo tamanho, forma, composição e distribuição dos carbonetos que se formam, com uma contribuição relativamente menor do endurecimento por solução sólida da ferrita. (Haimbaugh 2001)

Temperaturas de revenimento de peças temperadas por indução são geralmente entre 120-600 °C. Se o aço é aquecido a menos de 100 °C, não há nenhuma mudança na microestrutura, e não ocorre revenimento. Revenido a baixa temperatura de aços ao carbono, normalmente realizado a 120-300 °C, é feito principalmente para aliviar tensões. A redução da dureza normalmente não excede 1 a 2 pontos na escala HRC.

Se o aço é revenido acima dos 600 °C mudanças significativas na microestrutura podem em uma perda significativa da dureza. A redução pode ser superior a 15 pontos na escala HRC, o que leva a dureza máxima entre 36-44 HRC. Note-se que uma têmpera de aço ligado acima dos 600 °C pode não resultar em uma perda significativa de dureza. A Figura 2.7 mostra a queda da dureza com o aumento da temperatura de revenimento em um forno durante um período de 1 hora de exposição. (Weiss et al. 1999)

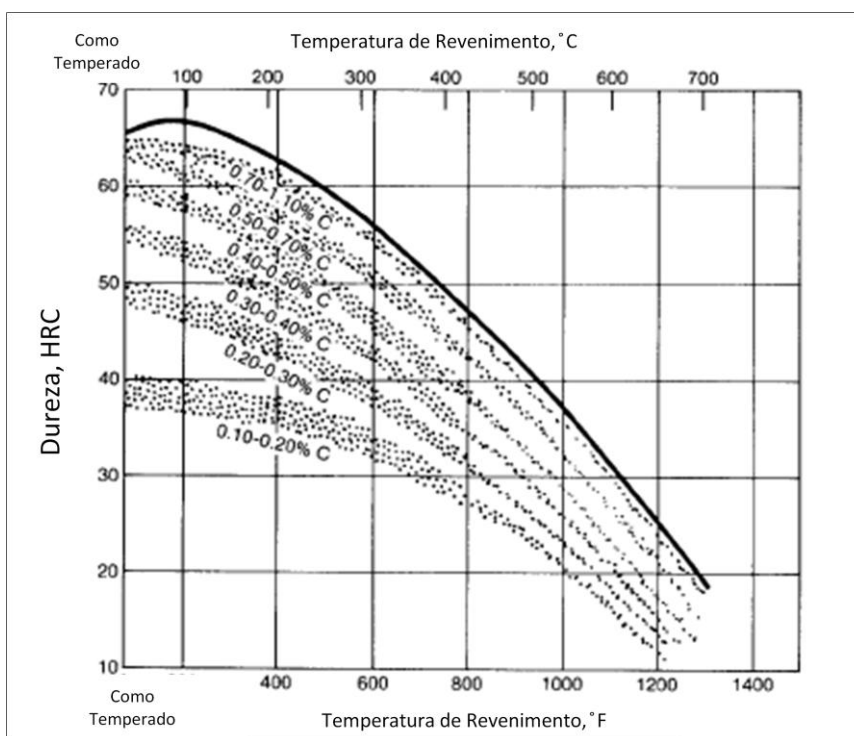


Figura 2.7. Queda da dureza com o aumento da temperatura de revenimento (revenimento em forno contínuo durante 1 hora). Fonte: Practical Induction Heat Treating 2001.

2.3.1 Revenimento por Indução

Um método convencional de revenimento de peças temperadas é aquecê-las em um forno estufa ou um forno a gás ou infravermelho, que são normalmente localizados em outra área da fábrica. Isto trás sanções em termos de espaço, trabalho e o tempo necessário para o transporte de peças. Além disso, em um forno de revenimento a operação pode demorar 1 a 3 horas para ser concluída. O revenimento por indução de curta duração foi desenvolvido para superar esses inconvenientes. A Figura 2.8 ilustra os efeitos de tempo e temperatura para um aço SAE 1050 temperado com uma microestrutura martensítica e dureza de 62 HRC. A comparação de durezas é feita entre um ciclo de uma hora em forno convencional e peças revenidas por indução em 5 e 60 segundos.

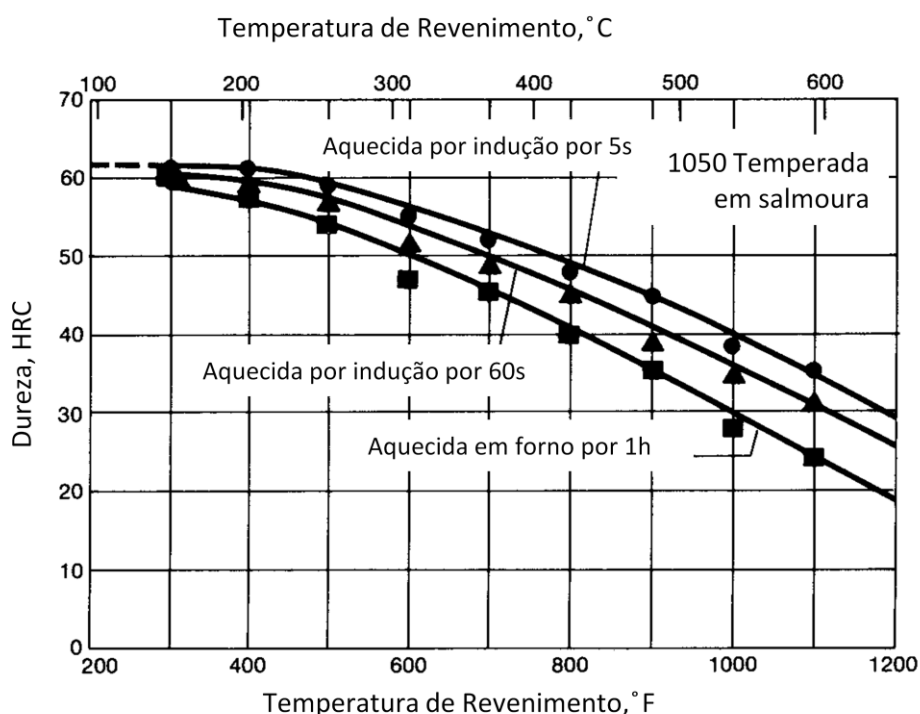


Figura 2.8. Os efeitos do tempo e temperatura para um aço ao carbono 1050. A dureza em função da temperatura de revenimento e tempo de forno. Aço 1050 austenitizado a 860 °C e temperado em salmoura. Fonte: Practical Induction Heat Treatment 2001.

Tempo e temperatura são os dois parâmetros mais críticos no revenimento por indução. No entanto, temperaturas mais elevadas do que aquelas usadas para revenir no forno devem ser usadas para fornecer um efeito semelhante. Existem várias maneiras de determinar a correlação entre tempo e temperatura, menor temperatura e tempo no forno de revenimento convencional, maior temperatura somada a um menor tempo no revenimento por indução. As

equações de Hollomon-Jaffe e Grange-Baughman apresentam essas correlações para o revenimento. (Weiss et al. 1999)

A consistência para produzir a mesma dureza revenida deve ser analisada de todas as variáveis do processo. Isso inclui variáveis tais como os efeitos sobre a geometria não uniforme das peças, bem como a capacidade do sistema de aquecimento por indução para fornecer precisamente a mesma quantidade de energia para a peça longo dos ciclos de produção. As temperaturas de revenimento induzidas são aplicadas além da zona temperada, cobrindo também a zona de transição, região onde as tensões residuais trativas se encontram no seu valor máximo. (Weiss et al. 1999)

Apesar de produzirem semelhantes durezas em ambos os processos, o revenimento por indução pode apresentar propriedades mecânicas inferiores ao revenimento por forno devido ao pouco tempo exposto as temperaturas de revenido. Isso pode acarretar em diferenças microestruturais e também nas tensões residuais presentes nas peças.

2.3.2 Escolha do método de revenimento

A escolha do método de revenimento por indução deve ser feita com muito cuidado. Alguns metalurgistas não se sentem confortáveis com a relação de pouco tempo do revenimento por indução. Eles acreditam que o revenimento em fornos esquentar a peça por completo se mantém na temperatura durante horas, ao invés de minutos ou segundos. Entretanto, a prova que qualquer processo de produção precisa ser avaliado é o quanto elas funcionam em serviço. E uma peça revenida por indução, assim como qualquer outro componente mecânico, deve ser rigorosamente testada e avaliada em relação a sua confiabilidade. (Weiss et al. 1999)

Testes de tensão e fadiga devem ser utilizados para comparar as peças revenidas por indução e por fornos. É importante lembrar que a temperatura de revenimento superficial somente não é válida como indicação de um tratamento correto.

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Têmpera por Indução

Foram realizadas quinze amostras provenientes do mesmo lote de matéria prima, um aço SAE 1050 identificado com o código NWF. Essas amostras foram temperadas por indução na têmpera **GH M1810** (ver figura 3.1), localizada na célula **H** da GDB Porto Alegre. É importante destacar que as peças selecionadas para análise neste trabalho não são as que apresentam maiores diferenças entre os resultados de fadiga, elas foram selecionadas devido à disponibilidade da empresa.

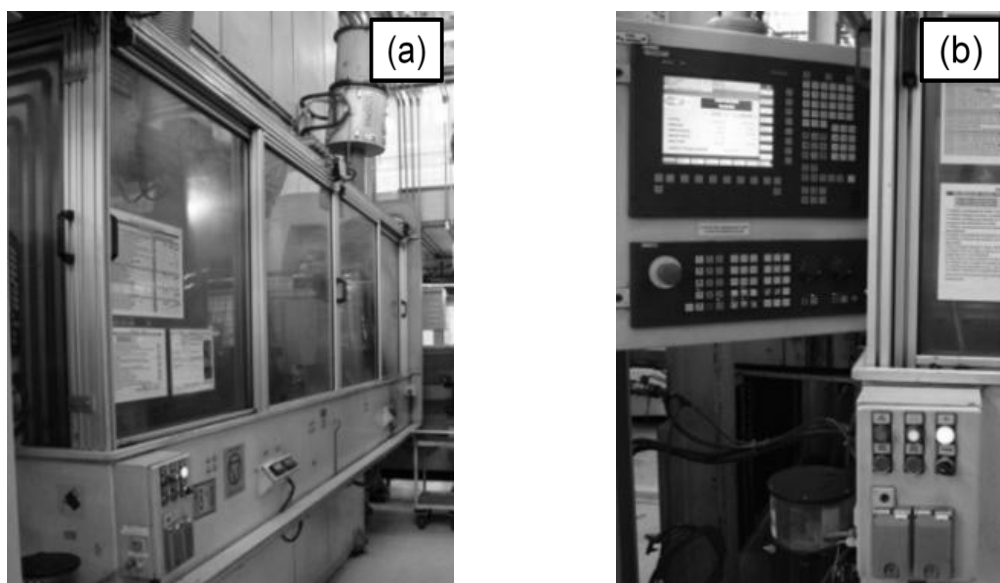


Figura 3.1. a) Visão externa do equipamento **M1810**; b) Painel de controle.

3.2 Revenimento por indução

Destas quinze peças produzidas, cinco foram separadas, tendo como tratamento somente a têmpera por indução, servindo como peças de controle. Outras cinco peças passaram por tratamento de revenimento por indução na máquina GH M1812 (mostrada na figura 3.2), localizada também na célula H da GDB Porto Alegre. Estas foram revenidas na temperatura de 200 °C durante 180 segundos.



Figura 3.2. Forno de indução M1812.

3.3 Revenimento em Forno Contínuo

As peças restantes foram revenidas em um forno de passagem Jung M0627 localizado na célula A da GDB Porto Alegre, mostrado na figura 3.3. Sendo tratadas com temperaturas de 160 °C durante 90 minutos.

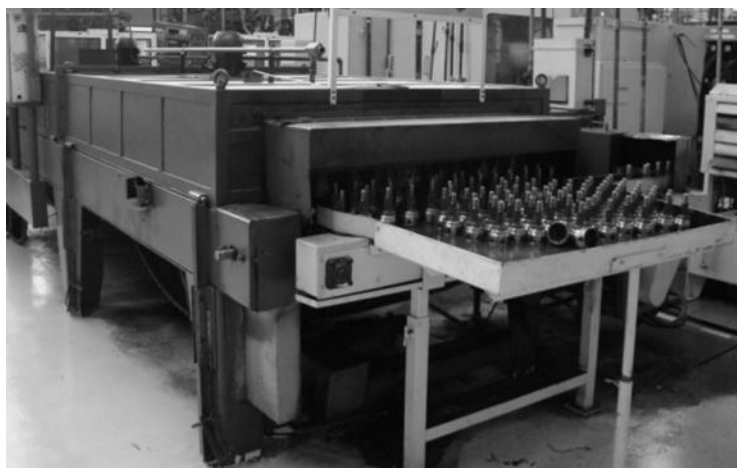


Figura 3.3. Forno contínuo M0627.

3.4 Classificação

Os três grupos de peças foram identificados cada um com uma cor respectiva, sendo Lilás para as peças sem revenimento, Azul para as peças tratadas em forno de passagem e

Branco para as peças revenidas por indução. A figura 3.4 mostra uma amostra de cada processo, indicando como foram marcadas as cores de classificação.



Figura 3.4. Classificação das amostras devido ao tratamento.

3.5 Análise Metalúrgica

Um grupo de amostras foi destinado para análise metalúrgica, que consiste em análise química, micrografia e perfil de microdureza.

Neste ponto será descrita a seqüência de etapas realizadas para a preparação dos corpos de prova, bem como as análises as quais os mesmos foram submetidos.

3.5.1 Corte

As peças foram cortadas em uma região transversal, indicada na figura 3.5 b, através de uma cortadora metalográfica Skill-Tec CSK 80, código EQ 015, localizada no Grupo de Análise de Falhas (GAF) do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), prédio da engenharia nova no sexto andar. Estas peças foram primeiramente lixadas em uma lixa de cinta rotativa, código EQ 012 do GAF, com granulometria de 80 mesh tendo como objetivo nivelar a superfície da peça para futuras análises (ver figura 3.5 a).

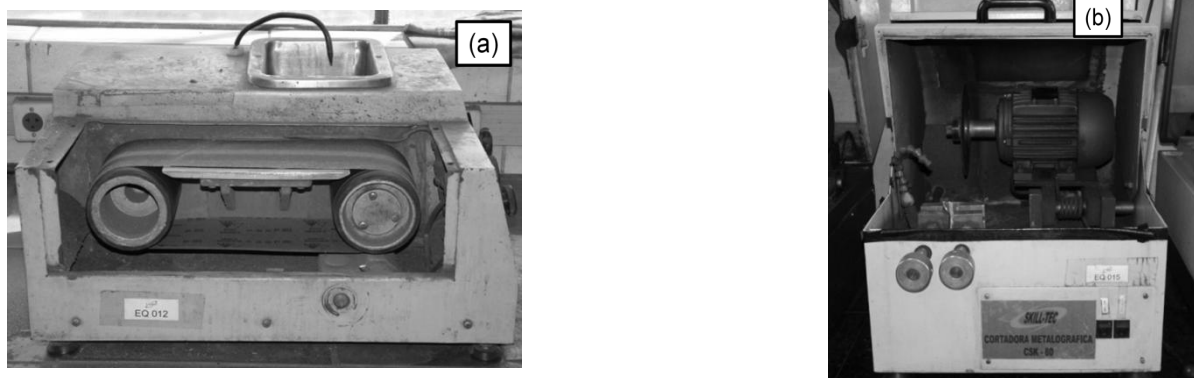


Figura 3.5. (a): Lixa de cinta rotativa; (b): Cortadora metalográfica.

3.5.2 Análise Química

As amostras foram analisadas através de um Espectrômetro de centelha SPECTRO, localizado no GAF, mostrado na figura 3.6. O princípio do método de análise de espectroscopia de emissão óptica, esquematizado na figura 3.7, é fazer com que o material da amostra seja vaporizado por uma descarga de arco elétrico, também conhecido como centelha. Os átomos e íons contidos no vapor atômico são excitados para emissão de radiação. A radiação emitida é passada para o espectrômetro através de fibra óptica, onde se dispersa em seus componentes espectrais.

A intensidade da radiação dos componentes espectrais, que é proporcional à concentração do elemento na amostra, é recalculada internamente a partir de um conjunto de curvas de calibração armazenadas no equipamento. Podendo assim ser mostradas diretamente como percentuais de concentração. (SPECTRO Analytical Instruments GmbH 2010)



Figura 3.6. Espectrômetro de centelha Spectro.

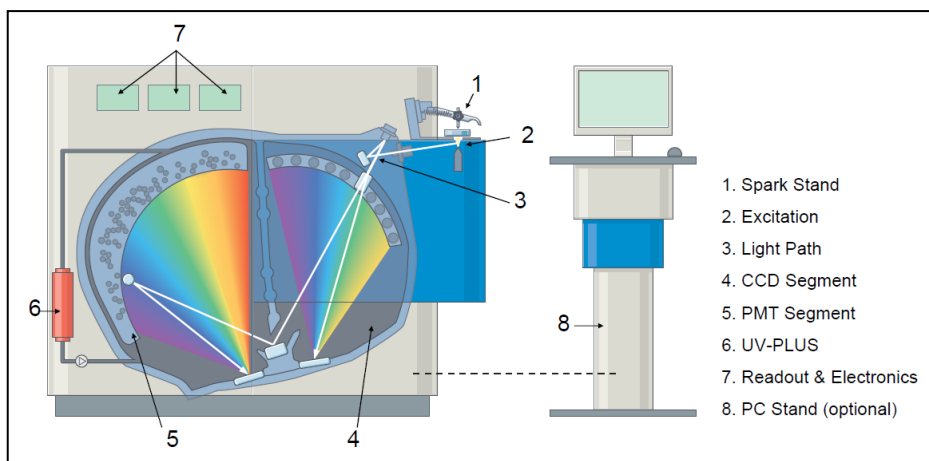


Figura 3.7. Esquemática sobre o funcionamento de um espectrômetro de emissão óptica. Fonte: SPECTRO Analytical Instruments GmbH 2010.

3.5.3 Metalografia

As peças após serem analisadas quimicamente foram embutidas em uma Embutidora Metalográfica Struers Labopress 3 (ver figura 3.8 b), código EQ 013 do GAF, em um processo que consiste de a adição de baquelite e aplicação de pressão (aproximadamente 300 bar) e temperatura (120 ~ 150 °C) para a compactação da baquelite.

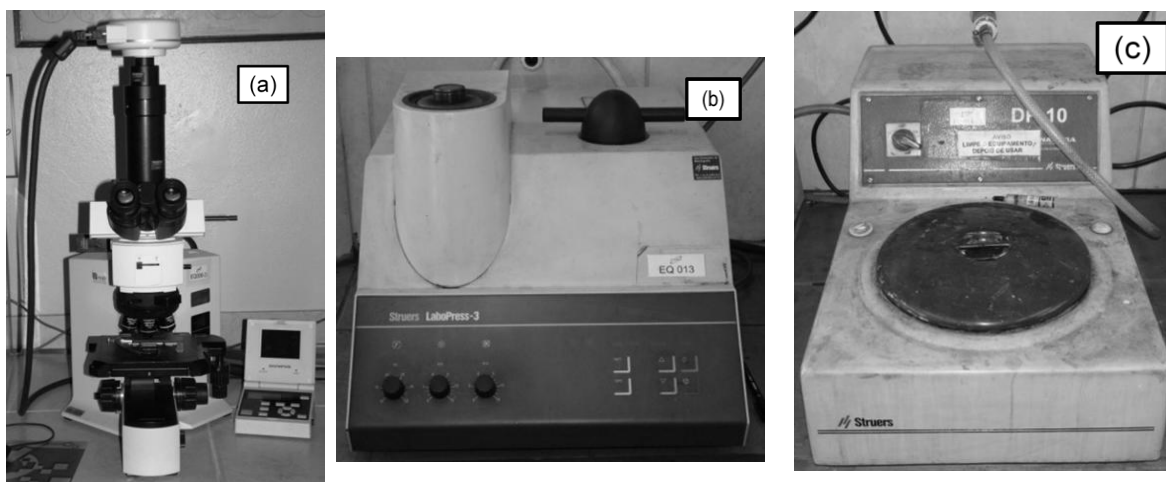


Figura 3.8. (a): Microscópio Óptico; (b): Embutidora Metalúrgica; (c): Politriz.

Após o embutimento, a superfície a ser analisada foi lixada, seqüencialmente por uma série de lixas com diferentes granulometrias, seguindo a seqüência gradual de 220, 320, 400, 600 e 1.200 mesh. Em seguida foi realizado o polimento das mesmas com pasta de diamante de granulometria 3 μm realizadas em uma Politriz Struers DP-10 (ver figura 3.8 c), código EQ

014-2 do GAF. A superfície foi então atacada quimicamente com solução de Nital 2%, com tempo médio de imersão variando entre 7 e 10 segundos.

Posteriormente, as amostras foram examinadas através do Microscópio Ótico Olympus BX51M (mostrado na figura 3.8 a), código EQ 006-3 do GAF, visando identificar a transformação realizada na região temperada, bem como a distribuição de fases no centro da peça, região não afetada pela têmpera.

3.5.4 Perfil de Microdureza

O último processo realizado nestas amostras no LAMEF foi o perfil de microdureza como forma de definir a profundidade de camada temperada. Para isto foi utilizado o equipamento Microdurômetro Instron (mostrado na figura 3.9), localizado no GAF, o qual realiza medições de durezas a partir da superfície da peça até o núcleo com distâncias programadas previamente e as converte em uma tabela de dados apresentada aqui como tabela 3.1. Vale salientar que está sendo considerada como superfície da peça a distância 0,0 mm.

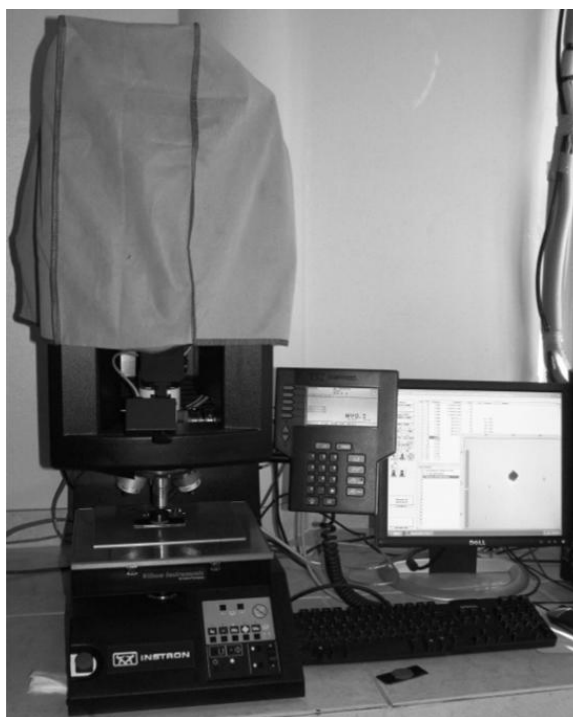


Figura 3.9. Microdurômetro Instron.

Tabela 3.1. Perfis de microdurezas obtidas no Microdurômetro.

Perfil de Dureza					
AZUL		BRANCO		LILÁS	
Distância (mm)	Dureza (HV)	Distância (mm)	Dureza (HV)	Distância (mm)	Dureza (HV)
0,0	567	0,0	589	0,0	668
0,3	590	0,3	617	0,3	683
0,6	592	0,6	606	0,6	698
0,9	585	0,9	583	0,9	641
1,2	582	1,2	558	1,2	651
1,5	574	1,5	556	1,5	662
1,8	588	1,9	562	1,8	665
2,1	590	2,2	603	2,1	661
2,4	600	2,5	600	2,5	613
2,7	541	2,8	606	2,8	610
3,0	498	3,1	581	3,1	536
3,3	493	3,4	536	3,4	383
3,6	394	3,7	390	3,7	498
3,9	422	4,0	414	4,0	417
4,2	362	4,3	441	4,3	330
4,5	343	4,6	340	4,6	316
4,8	303	5,0	384	4,9	279
5,1	310	5,3	317	5,2	215
5,4	300	5,6	324	5,5	229
5,7	277	5,9	307	5,8	210
6,1	286	6,2	281	6,1	211
6,4	257	6,5	321	6,4	234
6,7	258	6,8	251	6,7	231
7,0	271	7,1	256	7,0	211
7,3	244	7,4	229	7,3	223
7,6	231	7,7	230	7,6	211
7,9	220	8,0	241	7,9	217
8,2	235	8,3	243	8,2	223
8,5	241	8,6	241	8,5	209
8,8	223	8,9	220	8,8	216
9,1	238	9,2	242	9,1	220
9,4	228	9,5	239	9,4	238
9,7	218	9,8	229	9,7	215
10,0	258	10,1	224	10,0	235
10,3	242	10,4	211	10,3	229

3.6 Ensaio

Serão considerados ensaios os testes de fadiga e torção, além da análise de falha realizada nas amostras do ensaio de fadiga.

3.6.1 Fadiga

Três amostras, uma de cada processo, foram testadas em fadiga no setor de engenharia experimental da GDB Porto Alegre, no equipamento código **M 0824** com um torque aplicado de 1540 Nm. Visando simular a vida útil da peça em um automóvel.

3.6.2 Análise de Falha

As peças testadas em fadiga foram submetidas a um processo de análise de falhas como medida de estabelecer um diferenciamento entre os modos de fratura bem como os pontos de início. Para isso, foram realizadas fotos das regiões fraturadas através de uma Câmera Fotográfica Sony DSC-H50, localizada no GAF. Após as fotos as regiões fraturadas foram cortadas para poderem ser levadas ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), localizado no Chateau do LAMEF.

3.6.3 Torção

Seis amostras, duas de cada processo, foram testadas em torção no setor de engenharia experimental da GDB Porto Alegre, no equipamento código **M 1072**. Aplicando um torque crescente até a ruptura da haste (spline), conforme é mostrado na figura 3.10, mantendo a base fixada. Visando definir o valor máximo suportado pela peça.

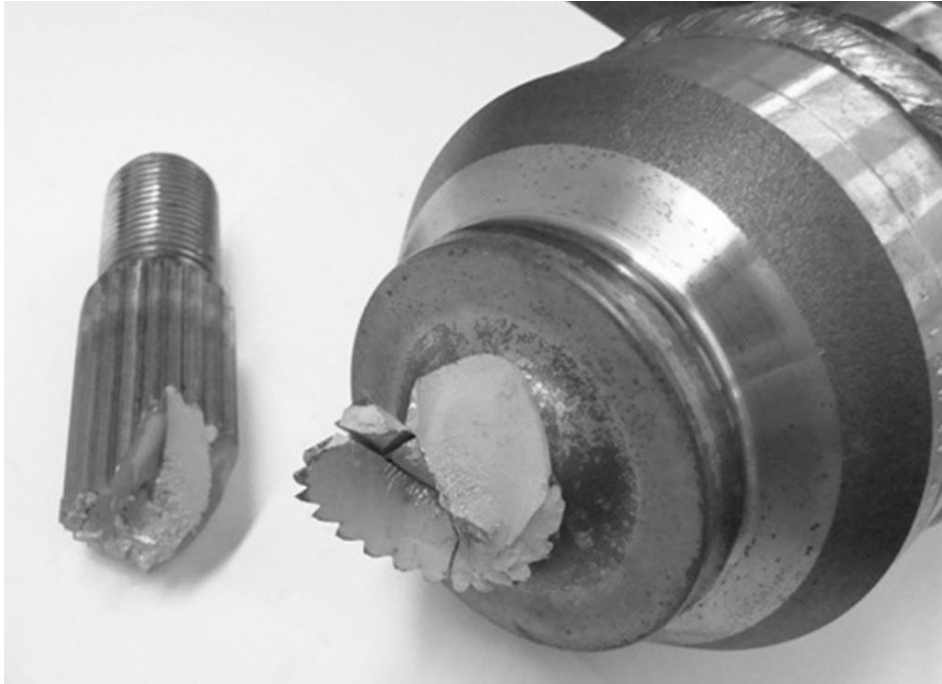


Figura 3.10. Amostra número 3, testada no ensaio de torção.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentaremos e discutidos os resultados referentes às análises realizadas ao longo do trabalho. A apresentação segue uma seqüência lógica conforme a realização dos ensaios e análises referidas no capítulo anterior. Portanto será discutida a caracterização metalográfica, ensaios de fadiga e torção, além das análises de falha e tensões residuais.

4.1 Caracterização Metalográfica

Neste momento será feita uma apresentação dos resultados obtidos nos ensaios de análise química, metalografia e perfil de microdureza.

4.1.1 Análise Química

Os resultados obtidos atendem ao que já era esperado, devido ao controle da empresa em relação a sua matéria prima, um aço SAE 1050 com variação muito pequena entre eles. A tabela 4.1 apresenta as composições químicas das três amostras.

Tabela 4.1. Composição química das três amostras.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu
AZUL	0,50200	0,27900	0,75900	0,01720	0,01960	0,16200	0,02430	0,05890	0,02000	<0,0100	0,12400
BRANCO	0,51700	0,28200	0,74800	0,01720	0,01990	0,16000	0,02390	0,05890	0,01990	<0,0100	0,13000
LILÁS	0,49800	0,28600	0,75500	0,01900	0,02230	0,15900	0,01370	0,04530	0,01880	<0,0100	0,12700

	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Mg	Ca	Zr	B	Fe
AZUL	0,00180	0,00100	<0,00100	<0,0100	<0,00200	0,00930	-	-	-	0,00010	98,00000
BRANCO	0,00140	0,00100	<0,00100	<0,0100	<0,00200	0,00890	-	-	-	<0,00010	98,00000
LILÁS	0,00180	0,00110	<0,00100	<0,0100	<0,00200	0,00900	-	-	-	<0,00010	98,00000

4.1.2 Metalografia

As figuras 4.1, 4.2 e 4.3 mostram que não houve variação tanto na região da transformação quanto no centro da peça, nos diferentes tratamentos realizados. As metalografias apresentam um tamanho de grão muito refinado, tamanho 8 ASTM, como era esperado devido à aplicação mecânica da peça e ao rígido controle exigido pela indústria automotiva.

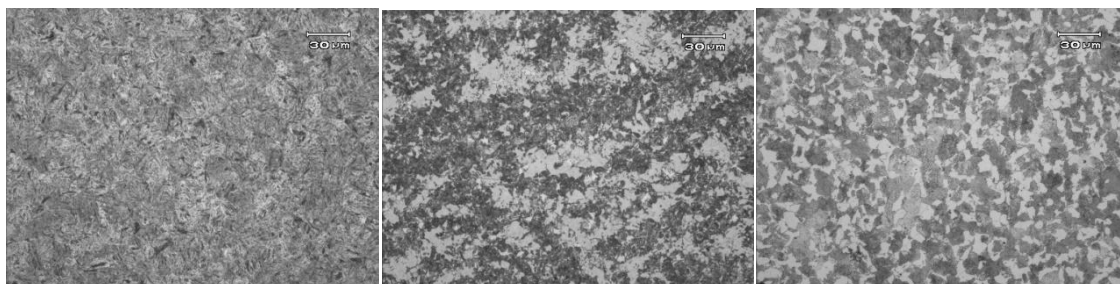


Figura 4.1. Amostra Branca: (a): Superfície (500x); (b): Zona de transição (500x); (c): Centro (500x).

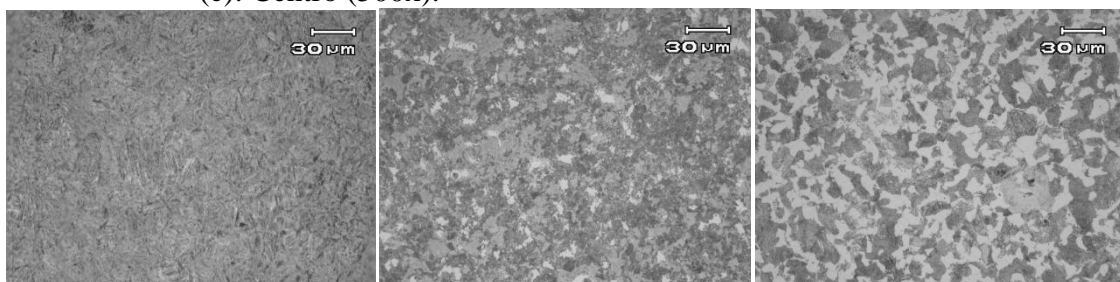


Figura 4.2. Amostra Lilás: (a): Superfície (500x); (b): Zona de transição (500x); (c): Centro (500x).

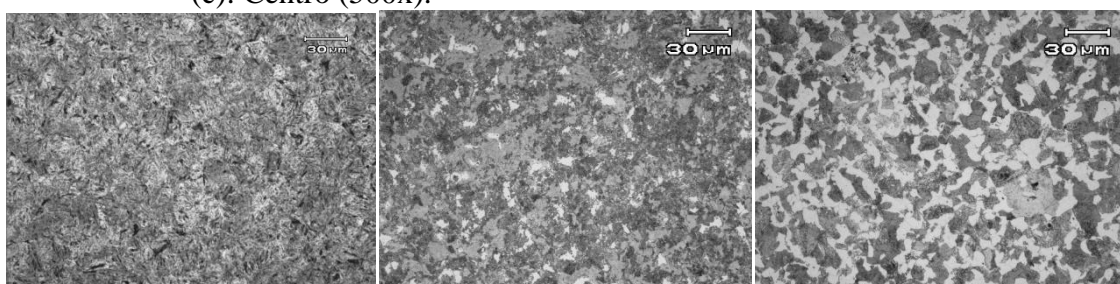


Figura 4.3. Amostra Azul. (a): Superfície (500x); (b): Zona de transição (500x); (c): Centro (500x).

4.1.3 Perfil de Microdureza

Os perfis de microdurezas obtidos na tabela 3.1 são demonstrados na figura 4.4 e comprovam na prática os resultados esperados pelas bibliografias, ou seja, uma pequena redução da dureza em relação à peça somente temperada, e valores muito semelhantes para os dois processos de revenimento.

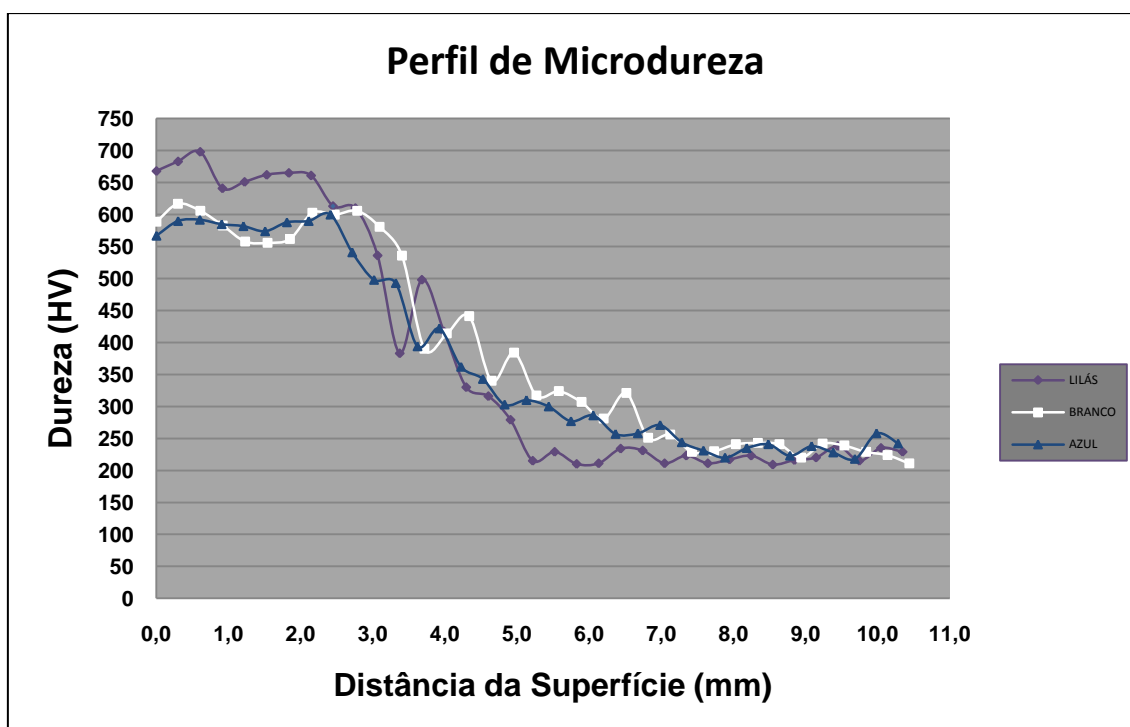


Figura 4.4. Gráfico comparativo entre os três perfis de microdurezas.

4.2. Ensaio

Conforme caracterizado anteriormente a parte de ensaios consiste nos ensaios de fadiga e torção, além da análise de falha nos componentes ensaiados por fadiga.

4.2.1 Ensaio de Fadiga

O ensaio de fadiga apresentou uma característica diferente das análises realizadas até o momento, pois houve uma diferença significativa entre os valores obtidos para as três amostras. A tabela 4.2 mostra que a peça lilás fraturou com uma quantidade de ciclos muito menor que as outras duas, conforme já era esperado devido à fragilidade de uma peça nessas condições. Por outro lado, a diferença entre as amostras revenidas por indução e por forno contínuo mostra uma tendência já referida pela empresa.

Tabela 4.2. Resultado do ensaio de fadiga.

Peça	Cor	Ciclos
1	Branca	6789
2	Azul	7142
3	Lilás	4730

4.2.2 Análise de Falha

As macrografias indicam que os pontos de início das fraturas não ocorreram no mesmo lugar nas três amostras conforme podemos observar nas figuras 4.5, 4.6 e 4.7, mas ocorrem todos de forma sub-superficial, conforme indicado na literatura. Já as imagens obtidas através da microscopia eletrônica de varredura, mostradas na figura 4.8, mostram que o modo de fratura dúctil foi similar para as três amostras.



Figura 4.5. Região fraturada em fadiga da peça revenida por indução.



Figura 4.6. Região fraturada em fadiga da peça revenida em forno.



Figura 4.7. Região fraturada em fadiga da peça sem revenimento.

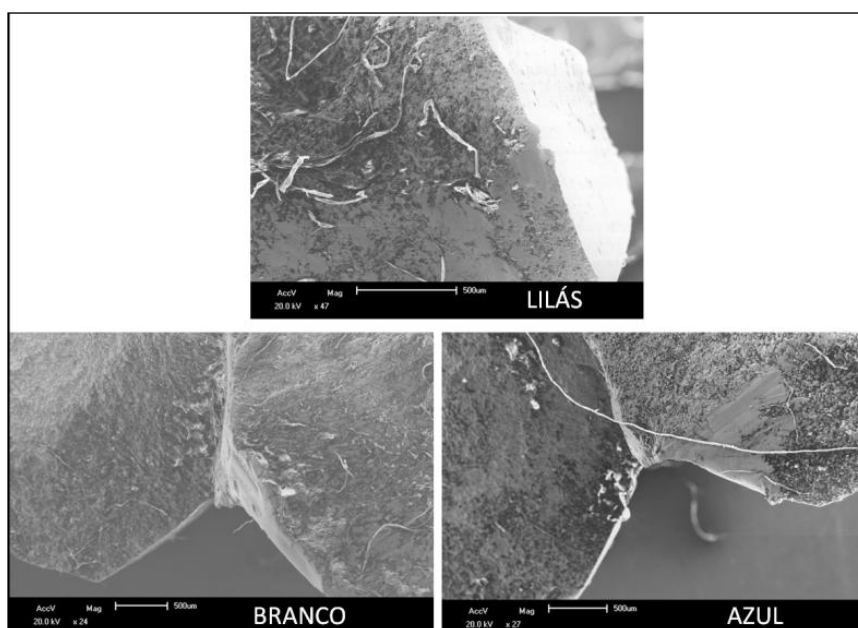


Figura 4.8. Imagens do MEV para a determinação do modo de fratura.

4.2.3 Ensaio de Torção

O resultado deste ensaio mostra uma proximidade entre os valores obtidos nas amostras de ambos os processos de revenimento, enquanto as peças somente temperadas romperam com uma força menor. Outra informação que podemos retirar da tabela 4.3 é que o ângulo de fratura é igual para as seis amostras bem como a sua região de fratura.

Tabela 4.3. Relatório de análise do ensaio de torção.

Part Number	UTS (Nm)	Part Identification	Breakage description	
			Location	Mode
01	2884	White paint	BJ_OR1 – Fixed joint outer race stem fracture at the spline run out	2.2 – 45° helical tensile breakage
02	2899	White paint	BJ_OR1 – Fixed joint outer race stem fracture at the spline run out	2.2 – 45° helical tensile breakage
03	2839	Blue paint	BJ_OR1 – Fixed joint outer race stem fracture at the spline run out	2.2 – 45° helical tensile breakage
04	2445	Pink paint	BJ_OR1 – Fixed joint outer race stem fracture at the spline run out	2.2 – 45° helical tensile breakage
05	2874	Blue paint	BJ_OR1 – Fixed joint outer race stem fracture at the spline run out	2.2 – 45° helical tensile breakage
06	2411	Pink paint	BJ_OR1 – Fixed joint outer race stem fracture at the spline run out	2.2 – 45° helical tensile breakage

5.0 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho nos permitem chegar às seguintes conclusões:

- A caracterização metalográfica, assim como esperado, mostra peças com característica muito semelhantes em todos os aspectos para ambos os processos de revenimento. Dureza, composição química e microestrutura apresentam resultados dentro das especificações de desenho do produto, atendendo assim a critérios exigidos pela empresa para a sua utilização.
- Na comparação dos resultados dos ensaios de torção não se pode constatar uma diferença entre os resultados. Já no ensaio de fadiga pode-se verificar uma pequena diferença entre os resultados obtidos na peça revenida por indução com relação a peça revenida em forno, conforme já era esperado tanto pela bibliografia quanto por informações de ensaios anteriores da empresa.
- Deve-se salientar novamente que as peças testadas não são as que apresentam um comportamento mais crítico perante aos ensaios de fadiga, mas mesmo assim servem como um indicativo. Assim como a pequena quantidade de amostras realizadas não pode ser considerada estatisticamente como uma boa representatividade do processo.
- Apesar das diferenças de comportamento entre os processos, todas as amostras atenderam aos requisitos de segurança do componente. Ou seja, ambos os processos se encontram dentro das especificações de garantia da empresa.
- Uma afirmação final sobre a possibilidade de utilizar-se o processo indutivo para o revenimento necessitaria de uma ampliação da amostragem, bem como a análise de tensões residuais a qual necessitaria ser realizada por difração de raio-X dada a alta dureza dos componentes pós tratamento superficial.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Seguindo os resultados dos ensaios dos ensaios e da caracterização metalográfica, sugere-se a utilização de um ensaio de análise de tensões residuais para uma melhor comparação entre os processos, pois segundo a revisão bibliográfica as tensões residuais são o ponto chave para a diferença entre os resultados de fadiga.

Sugere-se que o assunto seja mais aprofundado, visando um conhecimento maior sobre todas as influências dos processos de fabricação no produto final da empresa. Através de ensaios, com quantidades de amostras mais significativas, nos processos anteriores, como forjamento e usinagem, e nos posteriores, basicamente retífica. Objetivando definir a influência de cada processo na formação de tensões residuais na peça, e também definir fatores de otimização para o processo de revenimento por indução, como temperatura e tempo ideal de ciclo.

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

CAMPOS, M. et al. *Tensões residuais em aços avaliadas por difração de raios-x: Diferenças entre micro e macro tensões residuais*. 3º Workshop de Textura, 2006, São Paulo SP.

CULLITY, B. D. *Elements of x-ray diffraction*. 2. ed. Addison-Wesley, Massachusetts, Reading, 1978.

FORTIS, C.; KISS, F.J. *Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos*. 1ª Ed. 2009.

HAIMBAUGH R.E. *Practical Induction Heat Treating*. 1ª ed. ASM International, 2001

HAUK, V. et al. *Residual Stress – Measurement, Calculation, Evaluation*. DGM Informationsgesellschaft – Verlag, Germany, 1991.

MACHERAUCH, E et al. *Härtereit-Tech. Mitt*. Vol. 28, p. 201-211, 1973.

P.W. FUERSCHBACH, in *The Metal Science of Joining*, M.J. Cieslak, J.H. Perepezko, S. Kang, and M.E. Glicksman, Ed., *Minerals, Metals and Materials Society*, 1992, p 21–30.

Spectro Analytical Instruments GmbH: **Working principle of a stationary metal analyzer**. <<http://www.spectro.com/pages/e/p0102wp01.htm>> Acesso em Nov. 2010.

TOTTEN, G et al. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**, 2002.

WEISS, K. et al. **Induction Tempering of Steel**. Advanced Materials & Processes, Agosto 1999.