

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

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM EIXOS AUTOMOTIVOS DO AÇO DIN  
38B3 TEMPERADOS POR INDUÇÃO

**Guilherme Vieira Braga Lemos**

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

PORTO ALEGRE, 2012.

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

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM EIXOS AUTOMOTIVOS DO AÇO DIN  
38B3 TEMPERADOS POR INDUÇÃO

GUILHERME VIEIRA BRAGA LEMOS  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M, como parte dos pré-requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração: Processos de Fabricação.

PORTO ALEGRE, 2012.

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Carlos Otávio Damas Martins, UPF

Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke, PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. Ney Francisco Ferreira, DEMEC/UFRGS

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar e, sem sombra de dúvida, a toda a minha grande família (meus pais, minha irmã e todos que sempre acreditam em mim) por toda a ajuda. E também a minha namorada, Martina Penner, que foi essencial por todo apoio prestado nesse período.

Ao meu orientador Alexandre da Silva Rocha e ao meu co-orientador Thomas K. Hirsch pela supervisão e muitos conhecimentos transmitidos durante todo este trabalho.

A todos os colegas de trabalho do LdTM, em especial a Vinicius Waechter. Também gostaria de mencionar o nome dos seguintes estagiários: João, Marcelo e Ricardo pela colaboração neste trabalho. Aos meus diversos amigos (Diego Belato, Felipe Goettems, Henrique Martins, Toni Chiossi) e colegas do curso de Engenharia Metalúrgica da UFRGS que sempre torcem por mim. E também aos meus amigos de infância, é claro.

A toda equipe do instituto IWT da Universität Bremen (Alemanha) por me receberem da melhor maneira possível nos 6 meses de intercâmbio.

Este trabalho é parte dos resultados da Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa na colaboração em Tecnologia de Manufatura - BRAGECRIM, os autores agradecem a CAPES, CNPq, FINEP e DFG pelo suporte financeiro para a realização deste projeto.

## SUMÁRIO

INDICE DE FIGURAS .....	VII
LISTA DE TABELAS .....	IX
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS .....	X
LISTA DE EQUAÇÕES .....	XII
RESUMO .....	XIII
ABSTRACT .....	XIV
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 OBJETIVOS.....	3
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Aços ao Boro .....	4
3.1.1 Mecanismo de endurecimento .....	6
3.1.2 Práticas de Adição .....	7
3.1.3 Tratamento Térmico .....	8
3.1.4 Desafios do aço ao Boro .....	9
3.1.5 Aplicações.....	9
3.2 Têmpera por indução.....	10
3.2.1 Formação de Tensões Residuais.....	14
3.2.2 O super-endurecimento na têmpera por indução .....	15
3.2.3 Revenimento .....	16
3.2.4 Martensita e Austenita retida .....	17
3.3 Tensões Residuais .....	17
3.3.1 Definição e Classificação de Tensões Residuais .....	18
3.3.2 Causas de tensões residuais .....	20
3.3.3 Classificação de técnicas de medição de tensões residuais .....	20
3.3.4 Métodos mecânicos de medição .....	21
3.4 Distorção .....	23
4.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	27

4.1	<i>Metodologia</i> .....	27
4.1.1	Marcação da orientação nas amostras.....	29
4.1.2	Análise química do material.....	29
4.1.3	Análise metalográfica.....	29
4.1.4	Análise de microdureza.....	30
4.1.5	Análise de tensões residuais.....	30
5.0	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	35
5.1	Análise química do material.....	35
5.2	Caracterização metalográfica.....	35
5.3	Perfil de microdureza.....	37
5.4	Profundidade de camada.....	39
5.5	RESULTADOS DE TENSÕES RESIDUAIS.....	39
5.5.1	Medições com difratômetro portátil de raios-X.....	40
5.5.2	Medições com difratômetro fixo de raios-X e comparações entre os equipamentos.....	41
6.0	DISCUSSÃO GERAL.....	47
7.0	CONCLUSÕES.....	49
8.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	50
9.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	51
	ANEXO I – ANÁLISES METALOGRÁFICAS.....	54

## INDICE DE FIGURAS

Figura 1.1	Potenciais de distorção em uma linha de produção (adaptado de BRINKSMEIER 2007). .....	2
Figura 3.1	Tipos de aço para indústria automobilística (adaptado de CORUS AUTOMOTIVE 2009). .....	5
Figura 3.2	Curvas de endurecimento para aços com 0,44-0,43% C e pequenas quantidades de aditivos (adaptado de TOTTEN 2006). .....	6
Figura 3.3	Processos básicos na têmpera por indução e alterações na peça de trabalho (adaptado de CAJNER 2004). .....	11
Figura 3.4	Bobinas de indução produzindo campos magnéticos (adaptado de HAIMBAUGH 2001). .....	12
Figura 3.5	Distribuições de tensões residuais após a têmpera por indução. Tensões mostradas são em escala macroscópica (adaptado de WEISS et al. 1999). ...	15
Figura 3.6	Tensões formadas na superfície de um cilindro durante a têmpera por indução (adaptado de WEISS et al. 1999). .....	15
Figura 3.7	Representação esquemática do estado de tensões residuais em um aço duplex, de acordo com a escola alemã (HAUK et al. 1991 e MACHERAUCH et al. 1973). .....	19
Figura 3.8	Técnicas de medição de tensões residuais (ROSSINI et al. 2011). .....	20
Figura 3.9	Distorção a) Sistema distorção, b) potencial de distorção e potencial de compensação. ....	25
Figura 4.1	Diagrama esquemático do processo e as condições analisadas. ....	27
Figura 4.2	Desenho esquemático do processo de tempera por indução em uma barra. ..	28
Figura 4.3	Desenho esquemático do processo de desempenho em uma barra. ....	28
Figura 4.4	Sistema de orientação do eixo automotivo. ....	29
Figura 4.5	Desenho esquemático do eixo. ....	30
Figura 4.6	Equipamento portátil para medição de Tensões Residuais .....	31
Figura 4.7	Fixação da amostra no equipamento de raios-x. ....	32

Figura 4.8	Ajuste da amostra na altura “zero”, utilizando o ajuste “z” do equipamento.	33
Figura 5.1	Micrografia da interface entre camada temperada e o núcleo. Eixo azul: A1, A2, A3; Eixo vermelho: V1, V2, V3; Ataque Nital 2%.....	36
Figura 5.2	Perfil de microdureza da amostra azul e vermelha na posição C1 (210mm).	37
Figura 5.3	Perfil de microdureza da amostra azul e vermelha na posição C2 (415mm).	38
Figura 5.4	Perfil de microdureza da amostra azul e vermelha na posição C3 (535mm).	38
Figura 5.5	Profundidade de camada efetiva para amostras Azuis e Vermelhas.....	39
Figura 5.6	Perfil de tensões residuais superficiais axiais da amostra azul medidas com difratômetro portátil de raios-X nas linhas de direção 0° e 180°.....	40
Figura 5.7	Perfil de tensões residuais superficiais axiais da amostra vermelha medidas com difratômetro portátil de raios-X nas linhas de direção 0° e 180°.....	41
Figura 5.8	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte A e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	42
Figura 5.9	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte A e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	43
Figura 5.10	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte B e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	44
Figura 5.11	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte B e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	44
Figura 5.12	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte C e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	45
Figura 5.13	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte C e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	45
Figura 5.14	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte D e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	46
Figura 5.15	Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte D e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).....	46

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Propriedades básicas do Boro (DEELEY et al. 2000). .....	4
Tabela 4.1	Resultado da análise química (% em massa) .....	29
Tabela 4.2	Comparações entre os principais parâmetros dos equipamentos de raios-X. 34	
Tabela 5.1	Comparações entre microdurezas HV1 de amostras azuis e vermelhas. ....	38

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

AC	Corrente alternada;
Al	Alumínio;
B	Boro;
BH	Bake hardening;
C	Carbono;
Cr	Cromo;
CMn	Carbon Manganese;
<i>d</i>	Espaçamento interplanar;
<i>d</i> <sub>0</sub>	Diâmetro do furo;
DP	Dual phase;
DIN	Deutsches Institut für Normung (Instituto alemão para normas);
FB	Fator de temperabilidade de Boro;
HRC	Dureza Rockwell C;
HSLA	High Strength - Low Alloy;
HV	Dureza Vickers;
IF	Interstitial Free;
<i>m</i>	Coeficiente angular;
MART	Martensitic;
MBN	Método do ruído magnético;
Mn	Manganês;
Mo	Molibdênio;
Ms	Martensite start (início);
Mf	Martensita final;
N	Nitrogênio;
Ni	Níquel;
O	Oxigênio;
P	Fósforo;
RS	Residual Stress;
S	Enxofre;

sen	Seno;
Si	Silício;
Ti	Titânio;
TR	Tensão Residual;
TRIP	Transformation Induced Plasticity;
TWIP	Twinning Induced Plasticity;
V	Vanádio;
38B3	Aço ao Boro (“B”);
3D	Três dimensões;
$\sigma$	Tensão;
$\lambda$	Comprimento de onda;
$\theta$	Ângulo de difração.

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 .....	8
Equação 2 .....	22
Equação 3 .....	23
Equação 4 .....	35

## RESUMO

As distorções de forma e variações dimensionais, em muitos casos, manifestam-se de maneira mais expressiva após a têmpera por indução ocasionando o chamado empenamento. Tais efeitos usualmente trazem despesas em reparos e restauração de peças, equipamentos e estruturas. Assim, a análise de tensões residuais é uma etapa obrigatória na produção de peças e elementos estruturais para a estimativa da sua confiabilidade sob condições reais de serviço. No presente trabalho foram realizadas medições de tensões residuais em semi-eixos automotivos fabricados com o aço DIN 38B3 temperados por indução. Estes eixos apresentaram diferenças quanto ao comportamento em distorção, com um eixo tendo sido endireitado e outro não. Devido a estas diferenças também se esperam diferenças em termos de distribuição de tensões residuais e propriedades dos eixos. As tensões residuais foram medidas através do método de difração de raios-X com dois equipamentos de medição (difratômetro portátil e difratômetro fixo). Complementando o trabalho foram feitas análises químicas, metalográficas, perfil de microdureza e profundidade de camada efetiva para verificar eventuais diferenças ou semelhanças entre os eixos analisados. Com os resultados de tensões obtidos foi possível obter uma visão geral da variação do perfil de tensões residuais superficiais após a têmpera por indução e a grande influência da etapa de endireitamento na redistribuição de tensões no material.

### **Palavras chave:**

Tensões residuais; difração de raios-X; têmpera por indução; aço ao Boro; distorção; empenamento.

## **ABSTRACT**

### **Residual Stress Analysis for DIN 38B3 Steel Driveshafts after Induction Hardening**

The distortions of form and dimensional variations, in many cases, appear after induction hardening causing the often called warping. These effects usually usually increase the costs of maintenance and restoration of parts, equipment and structures. Thus, the residual stress analysis is an important step in the production of parts and structural elements to estimate of its reliability under actual service conditions. In this study, measurements of residual stresses were carried out for a driveshafts manufactured from the DIN 38B3 steel after induction-hardening and straightening, if necessary. These shafts showed different behavior in distortion, with a shaft has been straightened and the other not. Due to these differences also are expected differences in the distribution of residual stresses and properties of the shafts. The residual stresses were measured by the X-ray diffraction method with two measuring equipment (a portable and a fixed diffractometers). Complementing this work chemical analysis, metallographic, of the microhardness profile and of effective case depth were accessed to eventually find differences or similarities between the analyzed driveshafts. With the residual stress results obtained it was possible to get an overview of the variation of the surface profile of residual stresses after induction hardening and the influence of straightening steps on the redistribution of residual stresses in the material.

#### **Keywords:**

Residual stresses, X-ray diffraction, induction hardening, boron steel, distortion, warping.

## 1.0 INTRODUÇÃO

A maior parte das trincas de fadiga inicia-se na superfície ou em regiões subsuperficiais (DIAS 2010, WEISS 1999 e SOARES 1998). De fato, a superfície é a região do componente que geralmente suporta a maior carga aplicada durante a operação, estando muitas vezes sujeita a condições ambientais adversas e podendo conter defeitos e tensões residuais provenientes de processos de fabricação e/ou montagem e operação (SOARES 1998).

A presença de tensões residuais em componentes de engenharia pode alterar significativamente a resistência à fratura, vida em fadiga e a capacidade destes materiais de suportar carregamento. Uma vez que estas tensões residuais se sobrepõem a tensão aplicada ao equipamento elas podem aumentar ou diminuir a tensão efetiva aplicada, conforme sua natureza (trativa ou compressiva) (SOARES 1998). As tensões residuais podem ser introduzidas deliberadamente ou de forma acidental devido a gradientes térmicos, mudanças de fase e outros diversos fatores pertinentes aos processos de fabricação podendo elas ter efeito benéfico ou não no produto acabado. Desta maneira, é importante conhecer a distribuição de tensões em diversos tipos de materiais como, por exemplo, em eixos automotivos para então estimar a confiabilidade do material em condições reais de serviço.

A indústria metal-mecânica e em especial automotiva tem enfrentado grandes problemas por causa das distorções de forma e variações dimensionais durante a fabricação de peças e componentes. Muitos fatores podem ocasionar as distorções, dentre eles é possível citar as etapas de processo envolvendo deformações plásticas a frio, as tensões residuais serão elevadas e terão uma influência significativa em etapas subsequentes de fabricação. Estas distorções estão diretamente ligadas às tensões residuais, geometria do componente, distribuição da microestrutura e distribuição dos elementos de liga (FRERICHS et al. 2008). Além disso, outros parâmetros também afetam a distorção de componentes: tratamentos térmicos, soldagem, usinagem (segregações, texturas, orientação e posição de fibras de segregação) (GRUM 2001). A soma destes efeitos pode vir a alterar a resposta do

componente ou sistema quando em uso ou durante os processos de manufatura causando distorções indesejadas (ZOCH 2006).

Grande parte dos metais é endurecida superficialmente (através de tratamentos térmicos) com os seguintes objetivos (RUDNEV et al. 2003):

- aumentar a dureza,
- aumentar a resistência ao desgaste,
- inserir tensões residuais compressivas na superfície do material e
- melhorar a vida em fadiga do componente.

Atualmente, o emprego da têmpera por indução é exercido com todos estes objetivos além da criação de uma camada martensítica em áreas específicas da peça. No entanto, sabe-se que os tratamentos térmicos de componentes produzem não somente uma influência favorável sobre as propriedades do material, mas também mudanças indesejáveis de dimensão e forma que devem ser removidas por etapas adicionais no processo (usinagem e acabamento). Estas variações dimensionais e mudanças de forma são, muitas vezes, referidas como "distorção". Cada etapa de produção pode influenciar a distorção, gerando um potencial de distorção que é inerentemente armazenado na peça e passa para as etapas subsequentes de produção. A Figura 1.1 mostra alguns potenciais de distorção em uma linha de produção.

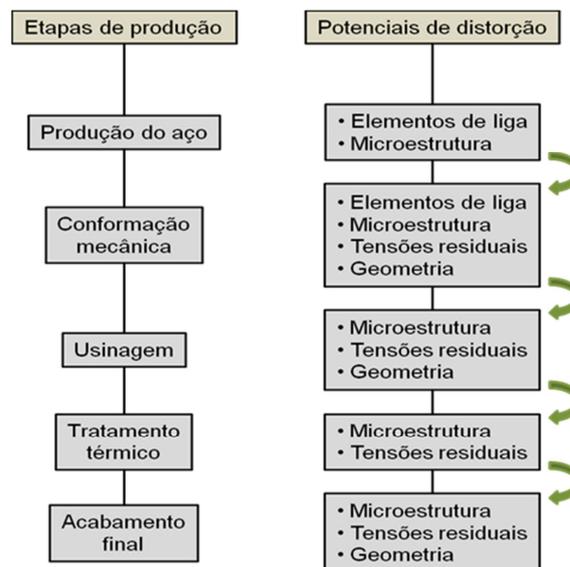


Figura 1.1 Potenciais de distorção em uma linha de produção (adaptado de BRINKSMEIER 2007).

## 2.0 OBJETIVOS

O objetivo principal do presente trabalho é caracterizar o perfil de tensões residuais superficiais em eixos automotivos do aço DIN 38B3 temperados por indução. Sendo assim, grande parte desse estudo se baseia em entender as variações de tensões residuais nas seguintes condições de semi eixos após o tratamento térmico: uma onde não se fez necessária à utilização do processo de endireitamento (desempenamento) e outra na qual existiu a necessidade.

Na seção destinada aos resultados, são apresentados os dados obtidos para medições de tensões residuais por difração de raios-X com dois equipamentos diferentes (fixo – antes do corte das amostras e portátil – após o corte). Também são mostradas análises metalográficas, perfis de microdureza e profundidades de camada efetiva com o intuito de identificar as possíveis causas do empenamento. Existe ainda, um capítulo para as discussões gerais sobre todo e outra seção onde são sugeridas algumas idéias para trabalhos futuros.

Para finalizar, nas conclusões, são destacados os principais resultados obtidos durante todo este trabalho.

### 3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços ao Boro

Quando o assunto é endurecimento superficial de aços ao Carbono (os mais usados mundialmente) sabe-se que eles podem ser endurecidos em faixas estreitas com poucos centésimos de polegada abaixo da superfície. Já para aços ao Boro o objetivo é produzir partes que requerem alta temperabilidade (dureza em profundidade) com baixo custo (NELSON 1985). A Tabela 3.1 mostra algumas propriedades específicas do elemento químico.

Tabela 3.1 Propriedades básicas do Boro (DEELEY et al. 2000).

Número atômico	5
Densidade, 20°C	2,34 g/cm <sup>3</sup>
Peso atômico	10,81
Ponto de fusão	2079°C
Ponto de ebulição	2550°C

Os fabricantes de aço podem usar uma série de técnicas para fabricar aços de alta resistência. Essas técnicas incluem refino de grão, endurecimento por trabalho a frio, endurecimento por precipitação e tratamentos térmicos. Usando estas técnicas, aços podem ser fabricados com uma combinação ideal de conformabilidade e resistência para aplicações automotivas específicas. A Figura 3.1 mostra uma faixa de alongamento relacionada à resistência ao escoamento para uma série de aços para chapas finas usadas em automóveis. Cada elipse representa a série disponível dentro de cada tipo ou “família” de aços (CORUS AUTOMOTIVE 2009). Os aços ao Boro localizam-se na faixa correspondente a aços de altíssima resistência.

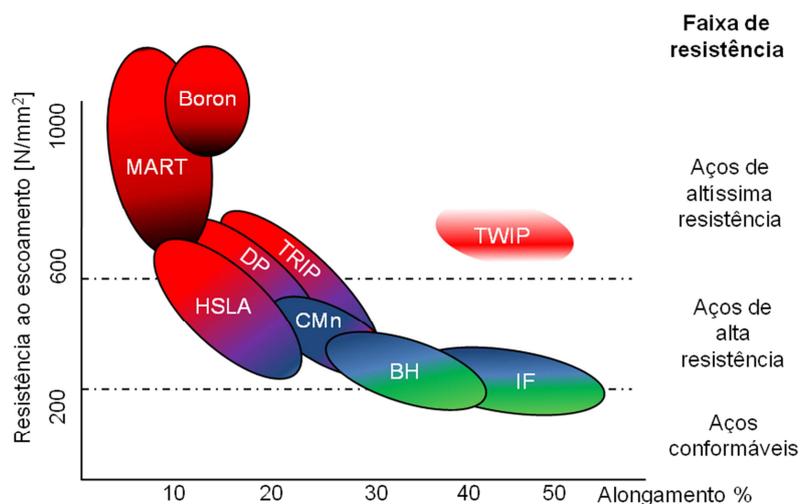


Figura 3.1 Tipos de aço para indústria automobilística (adaptado de CORUS AUTOMOTIVE 2009).

O Boro (B), em quantidades muito pequenas na faixa de 0,0005 a 0,0035%, tem um efeito importante sobre a temperabilidade de aços devido à forte tendência para segregar nos contornos de grão (SILVA 2009 e TOTTEN 2006). Aparentemente, os efeitos benéficos do Boro são apenas com aços de baixo e médio carbono, sem aumento real em temperabilidade acima de 0,6% de carbono. A boa soldabilidade dos aços de liga de Boro é outra razão para seu uso (TOTTEN 2006).

Sabe-se que o Boro é o maior agente efetivo de temperabilidade conhecido e ele está disponível internamente no mercado (sem importação) podendo substituir os mais caros e escassos elementos de liga (SILVA 2009, TOTTEN 2006, CORUSGROUP 2004, NELSON 1985). Por exemplo, em um aço com 0,4% Carbono um pequeno acréscimo de 0,002% de Boro corresponde ao equivalente em temperabilidade de 0,3% Manganês, 0,35% Molibdênio, 0,5% Cromo ou 2% de Níquel.

A tendência nos automóveis e outras indústrias, com partes mais compactas, é a adição de Boro no aço Carbono permitindo um endurecimento completo em barras com diâmetros até cerca de 2 polegadas. Alternativamente, isto também permite uma resistência ao desgaste, endurecimento da martensita na parte superficial da barra e resistência ao impacto do núcleo. É necessário manter em mente que o Boro não serve para aumentar substancialmente a dureza real do aço, mas apenas a profundidade a qual pode ser endurecido. Assim, aliado ao revenimento, o Boro produz um aço bem mais resistente.

### 3.1.1 Mecanismo de endurecimento

Há muito tempo se observou que pequenas adições de alguns elementos no aço como Titânio, Alumínio, Vanádio, Zircônio e Boro podem melhorar consideravelmente as propriedades de endurecimento. Uma melhora das propriedades com a adição de Boro só é perceptível quando o aço for preliminarmente bem desoxidado e desnitrificado porque o Boro tem uma boa afinidade com o Oxigênio e Nitrogênio. Portanto, antes de introduzir Boro no aço é necessário adicionar Alumínio, Titânio ou Zircônio. A Figura 3.2 mostra a variação de dureza com a profundidade para alguns tipos de aço e assim é possível observar a influência do elemento em questão, o Boro.

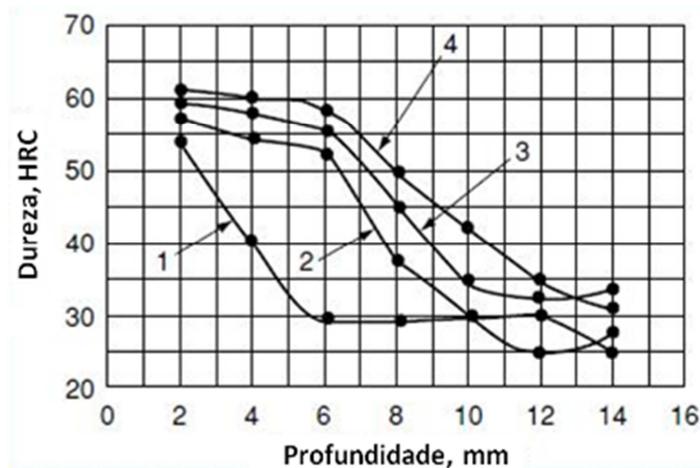


Figura 3.2 Curvas de endurecimento para aços com 0,44-0,43% C e pequenas quantidades de aditivos. 1, sem Boro; 2, com adição de Boro; 3, com Boro e Vanádio adicionados; 4, com Boro, Vanádio e Titânio adicionados (adaptado de TOTTEN 2006).

O Boro aumenta a duração do período de incubação da precipitação de austenita, diminuindo assim a temperatura crítica de extinção desta. Como o Carbono, o Boro facilita o crescimento de grãos da austenita sob aquecimento. Outro fato particular do processo é que o efeito positivo de Boro na temperabilidade é total somente se a temperatura de têmpera for suficientemente elevada (850-900°C). Várias sugestões e pesquisas já foram apresentadas com relação ao mecanismo pelo qual o Boro afeta a temperabilidade do aço. Muito provavelmente é um mecanismo muito especial e particular porque o Boro pode produzir seus efeitos em concentrações muito baixas onde nada parecido é observado para outros aços. Alguns pesquisadores acreditam que o Boro aumenta a temperabilidade apenas porque facilita o aumento do tamanho de grãos de austenita sob aquecimento. Apesar de o Boro tender a aumentar o tamanho de grão também produz a temperabilidade em muitos casos. Em aços de

alto Carbono, o efeito do Boro torna-se praticamente desprezível devido à sua baixa solubilidade em ferro (TOTTEN 2006).

Atualmente existem quatro principais explicações que descrevem os mecanismos do efeito do Boro na temperabilidade. O primeiro é que o Boro segrega nos contornos de grão austeníticos reduzindo a energia do contorno de grão e reduzindo a nucleação preferencial da ferrita nestes locais. O segundo é que o Boro reduz o coeficiente de difusão do próprio ferro nos contornos de grão, e reduz a taxa de nucleação da ferrita. O terceiro se baseia no fato de que, uma vez que os contornos de grão são locais preferenciais para a nucleação da ferrita, quando o Boro segrega nos contornos de grão não haveria mais locais preferenciais nos contornos de grão. O último se baseia no fato de que finos boretos são formados ao longo dos contornos de grão e também são aderentes a matriz, neste caso, é difícil ocorrer à nucleação da ferrita na interface entre os boretos e a matriz (SILVA 2009).

### 3.1.2 Práticas de Adição

Por um longo tempo o Boro foi muito rejeitado pelos fabricantes de aço devido à incerteza da reação, mas atualmente já existem melhorias na adição de Boro e boas práticas de produção de aço. Desta maneira, o Boro é adicionado em quantidades precisas e controladas com alguns elementos que desempenham o papel de protetores contra O e N. A adição de Boro usa avançada tecnologia a ponto de obter resultados consistentes, reprodutíveis e previsíveis. O Alumínio “protetor” promove uma barreira adicional contra o Nitrogênio, mas certos fabricantes de aço preferem manter níveis baixos de Alumínio para evitar problemas como o entupimento do bico no processo de aciaria. Este fato também está relacionado com os aditivos de Boro que também contém Al e Ti e muitas vezes são responsáveis pelo fechamento de orifícios muito pequenos (chegando até ½ polegada) e assim sufocando o fluxo de aço para o molde. (DEELEY et al. 2000 e NELSON 1985). É importante lembrar que usando Boro em excesso pode resultar em susceptibilidade para “trinca a quente” (ponto de fusão mais baixo) (SILVA 2009 e DEELEY et al. 2000) e pobre qualidade superficial.

A desoxidação a vácuo com Carbono (processo AOD), quando possível, é outra forma de reduzir o teor de Oxigênio sem ser preciso uma grande adição de “protetores”. Precauções contra reoxidação de calor são feitas com o uso de gás inerte envolta do bico, escória sintética, etc., e são altamente recomendadas (DEELEY et al. 2000). Finalmente, tudo o que os atuais compradores de aços precisam fazer é simplesmente especificar a série e a

profundidade e dureza necessária. O Boro é especificado com a adição da Letra B entre o segundo e o terceiro número de grade (ex: 10B21).

### 3.1.3 Tratamento Térmico

O Boro suprime a nucleação, mas não o crescimento da ferrita no contorno de grão austenítico. Varias teorias têm sido apresentadas para explicar isto: o mais aceito até o momento foi que a presença de Boro em ou perto dos contornos de grão reduz a tensão ou energia interfacial, diminuindo a força motriz para a nucleação da ferrita. O resultado, entretanto, é que o diagrama TTT para um aço contendo uma pequena quantidade de Boro (0,0005% B) vai ser acentuadamente deslocado para a direita quando comparado a um similar aço, livre de Boro carbono ou aço ligado.

A efetividade do Boro aumenta linearmente até aproximadamente 0,002% B e a maioria das especificações para aços ao Boro são definidas com limites entre 0,0005 – 0,007 %. O teor de Carbono tem um forte efeito sobre o fator de Boro para temperabilidade onde FB pode ser calculado conforme a fórmula a seguir:

$$FB = \frac{\text{temperabilidade de (aço base+aço com Boro)}}{\text{temperabilidade do aço base}} \quad \text{Eq.1}$$

A fórmula empírica é  $FB = 1 \pm 1,5 (0,9 - C\%)$  (SILVA 2009 e DEELEY et al. 2000). Assim, o Boro vai ser muito mais efetivo quando combinado com baixos teores de carbono e esta contribuição caindo para zero quando um aço eutetóide é abordado. Aços médio carbono devem ter FB na faixa de 2,0-2,5. Baixos valores indicam a perda de efetividade de Boro devido a pobres práticas de fabricação ou tratamentos térmicos inadequados (DEELEY et al. 2000).

No tratamento térmico o superaquecimento, é claro, deve ser evitado. A perda de temperabilidade devido ao superaquecimento pode ser recuperada pelo lento resfriamento e rea aquecimento para adequada temperatura de têmpera. Atmosferas oxidantes e nitretantes devem ser evitadas e aços ao Boro não devem ser carbonitretados. O Boro não aumenta nem reduz a temperatura de início da transformação martensítica (MS) e não tem efeito na austenita retida. Ele não mostra nenhum efeito responsável no revenimento exceto, um ligeiro aumento na suscetibilidade à fragilização por revenimento.

#### 3.1.4 Desafios do aço ao Boro

Segundo (WEST 2006 e I-CAR 2004), existem algumas particularidades para trabalho com aço ao Boro, são elas:

- \* É sensível ao calor e rapidamente enfraquece se aquecido,
- \* O aço boretado não pode ser endireitado devido ao calor extremamente alto usado durante sua conformação. As tentativas de endireitamento do aço boretado geralmente resultam em fraturas,
- \* Também devido à sensibilidade de aquecimento o aço ao Boro não pode ser galvanizado. A galvanização não pode ultrapassar o calor que é utilizado quando o aço está sendo formado e, tentar aplicar a camada galvanizada após a peça já estar formada, iria requerer um novo aquecimento da peça e como consequência destruiria a resistência.

Deste modo é fácil perceber que existem várias peculiaridades com respeito ao uso de aços ao Boro, entre elas pode-se citar as práticas de produção, tratamento térmico adequado, endireitamento, distorções, tensões residuais, etc.

#### 3.1.5 Aplicações

Usualmente, na produção de aço ao Boro são empregadas barras com diâmetros de 5/8” a 2”. Em ligas de aço o Boro é usado em varias séries como: o 13xx Manganês, 40xx serie Molibdênio, 41xx Cromo Molibdênio, 50xx baixo Cromo, 51xx médio Cromo, e aço triplamente ligado (Níquel, Cromo e Molibdênio) nas séries: 81xx, 86xx, 87xx e 94xx (NELSON 1985).

Cada versão de aços ao Boro possui uma banda de temperabilidade com a faixa predita e valores específicos de dureza são obtidos com várias profundidades após revenimento. Como um resultado, as barras de aços ao Boro agora são usadas frequentemente para uma grande variedade de aplicações: extrusões a frio, de construção e peças de máquinas agrícolas, ganchos de guindaste, peças forjadas, engrenagens, lâminas de motoniveladoras, ferramentas manuais, parafusos, eixos, molas, peças de caminhão (NELSON 1985). Outras aplicações típicas incluem: pás, partes de arado, grade de discos, lâminas de cortador, facas agrícolas, etc (CORUSGROUP 2004). Ele também é utilizado em aço inoxidável austenítico para o controle de calor ou para melhorar as propriedades de fluência. Inclusive na indústria nuclear

o Boro é adicionado em alguns aços quando a absorção de neutrons é necessária. Também é conhecido como um componente essencial em ímãs permanentes.

### **3.2 Têmpera por indução**

Existem muitas formas de tratamento térmico de peças metálicas, incluindo o uso de eletricidade, caldeiras alimentadas a gás, fornos de fluidização, fornos infravermelhos e de indução. Nos anos de 1980 e 1990 o tratamento térmico por indução se tornou mais popular. As principais vantagens do uso deste processo quando comparado a qualquer outro são, entre outras, a sua taxa de aquecimento extremamente rápida, boa reprodutibilidade e baixo consumo de energia (RUDNEV et al. 2003 e RUDNEV et al. 2000).

Os primeiros fenômenos de indução foram observados por Michael Faraday em meados de 1830 (RUDNEV et al. 2003), sendo que o primeiro equipamento de indução foi construído em 1916, usado para fusão de metais. A têmpera por indução iniciou por volta de 1930, quando um equipamento de alta frequência foi desenvolvido para temperar esferas e tambores. Na segunda guerra mundial existiram grandes desenvolvimentos no campo de aquecimento por indução

A têmpera por indução é uma combinação complexa de eletromagnetismo, transferência de calor e outros fenômenos metalúrgicos envolvendo muitos fatores. Os principais componentes de um sistema de têmpera por indução são a bobina de indução, fonte de energia, estação de carregamento, sistema de resfriamento (para aplicações de tratamentos térmicos) e a peça em si (RUDNEV et al. 2003). A Figura 3.3 mostra um diagrama esquemático dos princípios básicos e alterações na peça de trabalho com o processo de têmpera por indução.

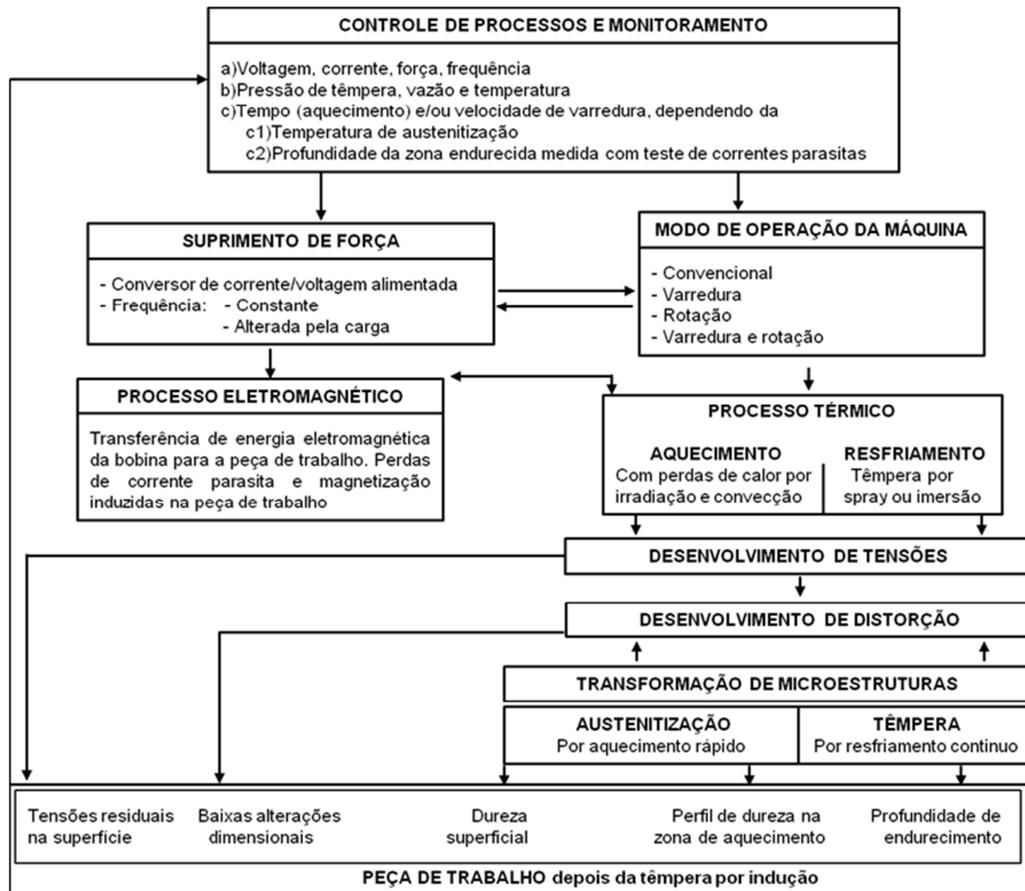


Figura 3.3 Processos básicos na têmpera por indução e alterações na peça de trabalho (adaptado de CAJNER 2004).

É importante lembrar que também existem mudanças de densidade e de volume ocorrendo nos metais durante o aquecimento/resfriamento e estas resultam em contração e expansão de diferentes áreas da peça. Essas mudanças têm um papel importante no aparecimento de tensões residuais que podem resultar em notável empenamento e distorção da forma da peça tratada e até mesmo desenvolvimento de trincas (RUDNEV et al. 2003).

As bobinas de indução ou indutores são usualmente projetadas para aplicações específicas e, desse modo, são encontrados em muitas formas e tamanhos. Portanto a forma da bobina varia de acordo com o padrão de aquecimento desejado (RUDNEV et al. 2003). Então, ela é conectada a uma fonte de corrente alternada para gerar um campo magnético variável devido ao fluxo de corrente. A bobina de indução se torna a fonte elétrica que induz uma corrente elétrica alternada na peça de metal a ser aquecido (chamada de peça de trabalho). Não é necessário um contato entre a peça e a bobina de indução utilizada como fonte de calor, e o calor é restrito a 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 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 3.4 mostra uma bobina de indução magnética com os campos e correntes induzidas produzidas por várias bobinas. As correntes induzidas são muitas vezes referidas como correntes parasitas com a maior intensidade de corrente sendo produzida dentro da área de campos magnéticos mais intensos (HAIMBAUGH 2001).

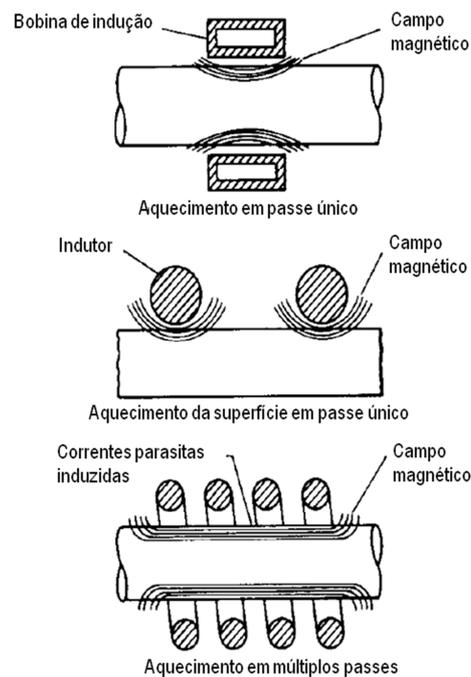


Figura 3.4 Bobinas de indução produzindo campos magnéticos (adaptado de HAIMBAUGH 2001).

Processos de aquecimento por indução são usados tanto em baixas frequências (em torno de 50 Hz) a fim de alcançar uma possível distribuição de temperatura mais uniforme dentro do material, ou em frequências mais elevadas (104-106 Hz) objetivando aquecer localmente perto da superfície (ZINN 1988). A maioria dos processos de aquecimento por indução é criada utilizando a experiência de engenharia e um procedimento de tentativa e

erro, a fim de atingir a meta correspondente (controle de granulometria uniforme, temperatura prescrita, mapa de dureza, dentre outros).

Tradicionalmente as máquinas de indução no tratamento térmico foram adequadas para a linha de processamento e manufatura. Essas linhas incluem muitas vezes parte de lavagem, têmpera por indução, revenimento, a verificação da qualidade de parâmetros críticos, parte de marcação e registro de dados. Prateleiras, barras, comando de válvulas, virabrequins, eixos, engrenagens e outros componentes automotivos são bons candidatos para a têmpera por indução. O processo é realizado através do aumento da profundidade a ser transformada no material acima da temperatura onde a austenita se transforma: e o resfriamento rápido da peça para produzir martensita. O tempo de aquecimento para completar o processo depende da aplicação e, geralmente, vai de 1,5 a 12 segundos por componente.

A profundidade de dureza é geralmente definida como a área onde a microestrutura apresenta pelo menos 50% de martensita. A formação de martensita na superfície do material altera o nível de tensões residuais do material e assim gerando tensões residuais compressivas na superfície, mas o conhecimento completo dos parâmetros do processo é essencial para se obter em um componente mecânico distribuições de tensões residuais homogêneas (GRUM 2001).

A distribuição de dureza nas peças é principalmente devido à distribuição da temperatura, microestrutura do metal, condições de têmpera e a composição química do aço. As profundidades de casos de peças projetadas para lidar com cargas leves estão geralmente na faixa de 0,25 mm - 1,5 mm. O controle da camada endurecida é obtido através da seleção da frequência adequada, densidade de potência, e da relação peça/geometria da bobina. Generalizando, aquecimento para casos de profundidades rasas endurecidas requerem alta frequência (entre 50 KHz – 400 KHz), baixa energia e grande densidade. Em algumas situações, de componentes com profundidade endurecida rasa (menor que 1 mm), é possível a utilização de auto-têmpera ou têmpera massa. Neste caso, a massa do núcleo frio atua como um grande dissipador de calor. As peças que exigem tanto a resistência ao desgaste e carga moderada como eixos e virabrequins são geralmente induzidas com casos de profundidades de 1,5 mm - 3 mm. A frequência de aquecimento por indução necessária neste caso é geralmente entre 8 KHz e 50 KHz. Em muitas dessas aplicações, o aquecimento por indução pode abranger uma parte significativa da área transversal. Como resultado, algumas

distorções podem ocorrer. Sempre que a distorção é uma preocupação, pode ser necessário prever ações adicionais e profundidade para permitir uma usinagem final após o endurecimento. Estas aplicações de peças pesadas geralmente exigem uma profundidade na faixa entre 3,5 a 12 mm. Uma energia elevada e a frequência entre 500 Hz a 10 kHz é geralmente recomendada nestes casos (RUDNEV et al. 2000).

Muitas vezes componentes temperados por indução necessitam de um tratamento de revenimento posterior para que haja uma melhora das propriedades. Este processo é feito normalmente em fornos e pode ser um problema para um processo industrial em linha. (DIAS 2010 e KOHLMANN et al. 1989).

### 3.2.1 Formação de Tensões Residuais

A Figura 3.5 e a Figura 3.6 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 axiais são acumuladas internamente (DIAS 2010).

O aumento da temperatura é acompanhado pelo aumento da tensão compressiva, conforme mostrado na Figura 3.5. 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 radiais, conforme mostrado na Figura 3.5. Uma tensão trativa máxima ocorre justo antes da temperatura de início da martensita (Ms) ser atingida pela superfície da peça. A subsequente formação de martensita reduz as tensões superficiais trativas 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 3.6 (WEISS et al. 1999).

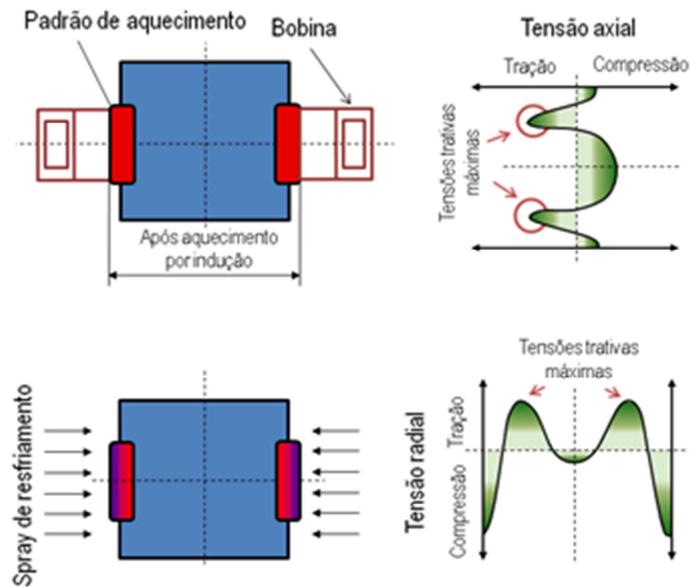


Figura 3.5 Distribuições de tensões residuais após a têmpera por indução. Tensões mostradas são em escala macroscópica (adaptado de WEISS et al. 1999).

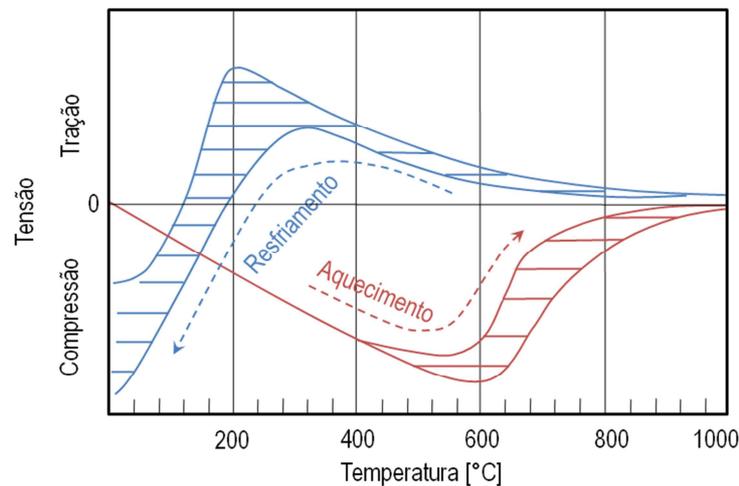


Figura 3.6 Tensões formadas na superfície de um cilindro durante a têmpera por indução (adaptado de WEISS et al. 1999).

### 3.2.2 O super-endurecimento na têmpera por indução

Ao discutir o endurecimento superficial por indução é necessário mencionar o fenômeno que é usualmente chamado super-endurecimento. Para um dado aço carbono, a dureza da superfície das peças tratadas termicamente por indução é normalmente de 03 a 05 HRC maior do que a de um forno de têmpera. O super endurecimento pode ser atribuído a tamanhos de grãos mais finos de aço que foram endurecidos por indução. Isso ocorre porque o aço é mantido na temperatura de austenitização por um tempo muito curto, o que resulta um tamanho de grão mais fino. Outro fator que também pode influenciar o super-endurecimento

são maiores valores de tensões residuais compressivas na superfície da peça. Isto é, particularmente verdadeiro, para os aços com um teor de carbono de 0,3% - 0,6%. A seleção da frequência correta de aquecimento na indução é muito importante para alcançar uma temperatura uniforme "surface-to-core" (superfície/núcleo) no menor tempo dos processos, mas mantendo alta eficiência elétrica. É necessário mencionar que a taxa de resfriamento das camadas superficiais durante o resfriamento da superfície endurecida é normalmente maior do que a taxa de resfriamento do centro da peça (RUDNEV et al. 2000).

### 3.2.3 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 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 (DIAS 2010 e WEISS 1999).

Por outro lado a condição de tensões residuais oriunda do processo de têmpera por indução pode reduzir a confiabilidade do componente. Desta maneira o revenimento se torna necessário para o aumento da vida útil do componente. O processo 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. Também é utilizado para aliviar as tensões internas e, em alguns casos, para melhorar a estabilidade de forma e homogeneidade (WEISS et al. 1999). O reaquecimento do aço para revenimento após têmpera diminui ou “relaxa” essas tensões e produz uma microestrutura chamada de martensita revenida. As variáveis associadas com o revenimento após a têmpera por indução que afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas incluem a temperatura de tratamento, tempo de exposição a esta temperatura e composição do aço (incluindo o teor de carbono, teor de liga e elementos residuais). 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).

### 3.2.4 Martensita e Austenita retida

Dependendo do conteúdo de carbono da fase austenita, ou martensita em ripa (baixo teor de carbono) ou martensita placa (de alto carbono) podem ser formadas, assim como uma mistura dos dois. Em geral, martensita em ripa está associada com elevada tenacidade e ductilidade, mas baixa resistência, enquanto que as estruturas de martensita em placas tem resistência muito maior, mas podem ser um tanto frágeis e não dúcteis (VOORT 2009).

A adição de elementos de liga nos aços, muitas vezes, é responsável por uma redução nas temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  e em alguns casos esta temperatura  $M_f$  pode estar bem abaixo da temperatura ambiente o que favorece a retenção de grandes quantidades de austenita. O mesmo também pode ocorrer quando é aumentado o conteúdo de carbono. A presença de austenita retida pode ser maléfica em alguns aços tratados termicamente porque se trata de uma fonte de instabilidade dimensional, tensões residuais em excesso e ainda pode causar fissuração.

A difração de raios-x tem sido a primeira ferramenta para estudo e quantificação de austenita retida, mas não para analisar a imagem da microestrutura. Entretanto alguns anos atrás, um estudo mostrou que o ataque de nital com a adição de 1% de Cloreto de Zephiran revelaria austenita retida através da criação de um grande contraste entre a martensita escura e a austenita não atacada. (VOORT 2009).

Uma maneira eficiente de garantir a estabilidade dimensional é submeter o aço a um tratamento criogênico (também conhecido como subzero) que irá garantir uma mudança de fase completa, o que significa que a austenita retida residual será transformada em martensita. A porcentagem de transformação está relacionada com a temperatura ao invés do tempo na temperatura, ou seja, menores temperaturas de transformação garantem maiores níveis de transformação.

### 3.3 Tensões Residuais

Tensões residuais ocorrem em todos os componentes e dispositivos fabricados. As propriedades de engenharia de materiais e componentes estruturais, como a vida em fadiga, distorção, estabilidade dimensional, resistência à corrosão e fragilidade a fratura frágil podem ser consideravelmente influenciadas por tensões residuais (ROSSINI 2011). Tais efeitos usualmente trazem despesas consideráveis em reparos e restauração de peças, equipamentos e

estruturas (ROCHA et al. 2011, ROSSINI 2011, NUNES 2008, ZOCH 2006). Assim, a análise de tensões residuais é uma etapa obrigatória no design de peças e elementos estruturais e na estimativa da sua confiabilidade sob condições reais de serviço. No entanto, sabe-se que poucos fabricantes fazem uma análise prévia das tensões residuais nos materiais. Também existe uma relação importante entre a vida em fadiga dos metais com as tensões residuais presentes no material onde em alguns casos pode ocorrer a fratura catastrófica devido ao não conhecimento ou controle adequado do perfil de tensões residuais envolvido. Embora o progresso do sucesso tenha sido alcançado no desenvolvimento de técnicas para a gestão de tensões residuais, um esforço considerável ainda é necessário para desenvolver métodos eficientes, com baixo custo de medição e tecnologias para a redistribuição benéfica de tensões residuais (ROSSINI et al. 2011).

### 3.3.1 Definição e Classificação de Tensões Residuais

Tensões residuais podem ser definidas como as tensões que permanecem dentro de um material ou corpo após a fabricação e processamento de material na ausência de forças externas ou gradientes térmicos. Estas tensões surgem como um produto da resposta elástica do material a uma deformação heterogênea das deformações plásticas (NUNES 2008 e LU 1996). Podem aparecer em qualquer etapa de processamento de um material ou durante sua resposta em serviço. Existem três fenômenos principais que podem provocar tensões residuais: gradientes de temperatura, transformações de fase e deformações plásticas heterogêneas (LU 2002).

Na prática, a determinação das curvas de tensões residuais é complexa, pois o estado de tensões no material é tridimensional (LU 1996). O valor máximo em módulo que as tensões residuais poderão chegar é o próprio limite de escoamento do material (NUNES 2008). Valores de tensões acima do limite de escoamento do material irão ocasionar uma deformação plástica do material e, assim, uma redistribuição das tensões residuais (LU 1996). De forma geral, as tensões residuais têm caráter elástico e estas tensões se sobrepõem à tensão de serviço. Quando um componente com tensões trativas na superfície sofre carregamento de tração, este material será sobrecarregado localmente pelas tensões residuais trativas existentes na superfície do componente. O inverso ocorre quando um componente com tensões residuais compressivas na superfície sofre carregamento trativo, as tensões residuais compressivas irão subtrair as tensões trativas aumentando o desempenho deste componente em serviço (NUNES 2008).

As tensões podem ser classificadas como:

- Tipo I: tensões residuais Macro que se desenvolvem no corpo de um componente em uma escala maior do que o tamanho do grão do material;
- Tipo II: Micro tensões residuais que variam na escala de um grão individual;
- Tipo III: Micro tensões residuais que existem dentro de um grão, essencialmente em resultado da presença de discordâncias e outros defeitos cristalinos.

(ROSSINI et al. 2011, DIAS 2010, NUNES 2008).

A escola alemã resume os diferentes tipos de tensões residuais conforme a Figura 3.7 Onde  $\sigma^{RS,I}$  pode ser identificada como tipo (i) macro tensões; e que  $\sigma^{RS,III}$  pode ser interpretada como tipo (ii) micro tensões e ainda existe de um tipo intermediário ( $\sigma^{RS,II}$ ), que são especialmente adequadas para descrever a situação de tensões residuais em aços duplex (DIAS 2010 e CAMPOS et al. 2006).

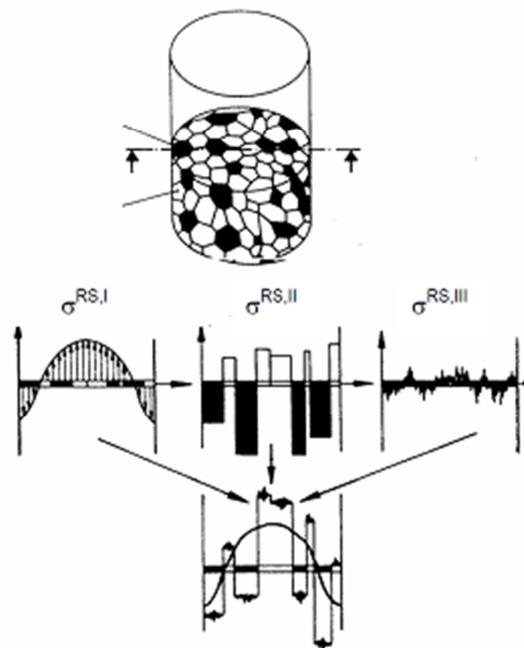


Figura 3.7 Representação esquemática do estado de tensões residuais em um aço duplex, de acordo com a escola alemã (HAUK et al. 1991 e MACHERAUCH et al. 1973).

$\sigma^{RS,I}$  = homogênea ao longo de grande região do material (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),

Onde 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.

### 3.3.2 Causas de tensões residuais

Tensões residuais são geradas durante os processos de fabricação envolvendo deformação plástica do material, tratamentos térmicos, usinagem ou operações de processamento que transformam a forma ou alteram as propriedades dos materiais. Elas são originadas a partir de um grande número de fontes e podem estar presentes na fabricação do material não transformado, introduzidas durante a manufatura ou surgem em serviço de carregamento (ROSSINI et al. 2011). As tensões residuais são consequências das interações do material com o meio e os principais fatores que podem alterá-las são: tempo, temperatura, tensão, deformação e microestrutura. As características do material que influenciam as tensões residuais são a condutividade térmica, calor específico, coeficiente de dilatação, módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, plasticidade, termodinâmica e cinética das transformações, mecanismos de transformações e transformações plásticas (NUNES 2008 e BAHDESHIA 2002).

Todos os processos mecânicos de fabricação que envolvem deformação plástica não uniforme, gradientes térmicos e/ou transformações de fase, produzirão um componente com tensões residuais, sejam elas elevadas ou não. A estabilidade dimensional durante a rota de fabricação poderá ser alterada devido a tensões residuais (ZOCH 2006).

### 3.3.3 Classificação de técnicas de medição de tensões residuais

Durante os últimos anos, muitos métodos diferentes para medir as tensões residuais em diferentes tipos de componentes foram desenvolvidos. Técnicas para medir tensões residuais do Tipo I (exceto técnicas como difração) podem ser classificadas como destrutivas ou semi-destrutivas ou não destrutivas como mostrado na Figura 3.8.

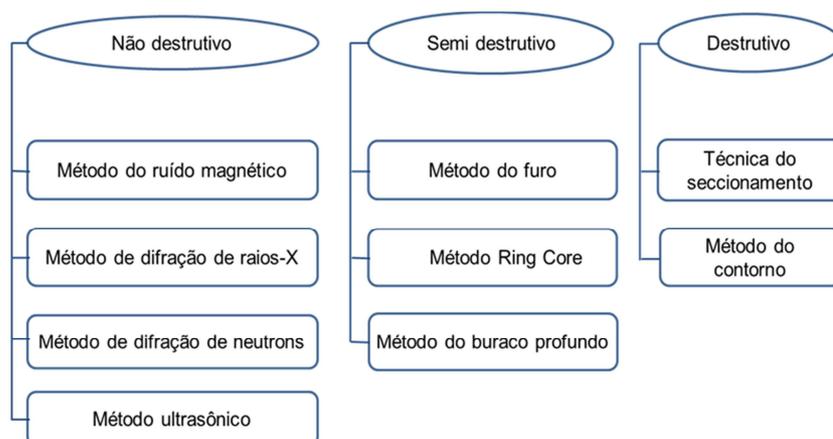


Figura 3.8 Técnicas de medição de tensões residuais (ROSSINI et al. 2011)

### 3.3.4 Métodos mecânicos de medição

Estas técnicas destrutivas e semi destrutivas, são chamadas de métodos de relaxação de tensões que analisam esta relaxação de tensão produzida em uma parte do metal quando o material é removido, ou seja, ocorre um alívio completo ou parcial de tensões (ROSSINI et al. 2011 e ANDEROGLU 2004). Estes métodos dependem da medição de deformações em amostras devido à liberação de tensões residuais após a remoção de material da amostra. Seccionamento, contorno, furo, ring-core e buraco profundo são os principais métodos mecânicos para medir tensões residuais em componentes estruturais. Os métodos não destrutivos incluem difração de raios-X ou de nêutrons, ultra-som e métodos magnéticos. Estas técnicas geralmente medem algum parâmetro que está relacionado com a tensão. Elas se tornam cada vez mais importantes para a avaliação de danos relacionados com a fadiga desde muitos componentes estruturais como, por exemplo, pontes de aeronaves ou plataformas em alto mar que precisam ser inspecionadas periodicamente para evitar danos ou até mesmo falha. Para inspeção no campo ou em construções de grande porte são essenciais dispositivos pequenos, portáteis e fáceis de manusear. Além disso, a minimização dos custos requer curto tempo de medição e preparação das amostras antes do teste (ROSSINI et al. 2011).

#### Método do furo

O método mais comum de medição é o “Hole-drilling”. Popularmente conhecido como o método do furo, ele é relativamente simples, rápido e um dos mais populares métodos semi destrutivos usados para a avaliação de tensões residuais que pode fornecer a medição da distribuição de tensões residuais através da espessura na magnitude, direção e sentido. Tem as vantagens de uma boa precisão e confiabilidade, procedimentos de ensaio normalizados e execução prática conveniente. O princípio envolve a usinagem de um pequeno furo (de cerca de 1,8 mm de diâmetro e até cerca de 2,0 mm de profundidade) no local onde são desejadas as medições de tensões residuais. Devido à perfuração do furo as tensões residuais que estavam presentes dentro do material são aliviadas e as tensões correspondentes na superfície são medidas com strain gauges (medidores de tensão) ligados ao redor do buraco na superfície. As tensões residuais são calculadas usando apropriadas constantes de calibração para cada tipo particular de roseta do strain gauge utilizado bem como o procedimento de análise mais adequado para o tipo de tensões esperado. O método do furo é, em comparação com outras técnicas de medição de tensões residuais, aplicável em geral para todos os grupos de

materiais. Em primeiro lugar, o material deve ser isotrópico e os parâmetros elásticos devem ser conhecidos. Em segundo lugar, o material analisado deve ser usinado, ou seja, a perfuração do furo não deve prejudicar a deformação medida. No entanto, para evitar escoamento local por causa da concentração de tensões devido ao furo, a magnitude máxima de medição de tensão residual não deve exceder 60-70% da tensão de escoamento local. A resolução local do método é dependente do equipamento utilizado. A profundidade mínima analisável do furo não deve ultrapassar 0,5 d<sub>0</sub> (diâmetro do furo).

Recentes trabalhos tem-se concentrado no uso de todo campo ótico de técnicas para medir as deformações em torno de um furo. Estes desenvolvimentos têm expandido muito o escopo do método do furo para medições de tensões residuais e desta maneira fornecendo uma fonte muito rica de dados disponíveis. Estes dados adicionais podem fornecer informações detalhadas sobre a distribuição das tensões residuais e podem permitir o entendimento de questões como o comportamento não-linear do material e tensões não uniformes serem levadas em conta (ROSSINI et al. 2011).

#### Difração de raios-X

Métodos de difração são baseados na determinação da deformação elástica que irá provocar alterações no espaçamento interplanar,  $d$ , do seu valor stress-livre,  $d_0$ . Então, a tensão pode ser calculada usando a Lei de Bragg e é claro que é necessário ter uma medida precisa de tensão-livre do espaçamento interplanar. A Equação 2 mostra as principais variáveis envolvidas. Onde  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação usada,  $\theta$  é a metade do ângulo de espalhamento e “ $d$ ” é o espaçamento interplanar médio para uma dada reflexão de um material cristalino (BOTH 2011, ROSSINI et al. 2011, NUNES 2008).

$$\lambda = 2d\text{sen}\theta \quad \text{Eq.2}$$

O método de raios-X é uma técnica não destrutiva para a medição de tensões residuais na superfície dos materiais. Este ensaio pode medir diretamente o espaçamento interplanar atômico a partir da quantidade de tensão total no metal (ROSSINI et al. 2011). O método mais difundido para medição de tensões residuais é o denominado  $\text{sen}^2\psi$ . O seu fundamento é calcular a tensão presente na estrutura através da alteração da distância interplanar  $d$  que ela provoca. Para isto, são feitas várias varreduras na geometria convencional Bragg-Brentano ( $\Theta-2\Theta$ ) em um pico selecionado, variando o ângulo  $\psi$  (ângulo entre o plano normal de difração e a superfície da amostra) em cada uma delas, e é avaliado o deslocamento da

posição do pico em relação a sua posição original na ausência de tensões. A magnitude da tensão residual é obtida através da plotagem da variação do espaço interplanar  $d$  e  $\sin^2\psi$  (BOTH 2011). O valor da tensão residual é mostrado na Equação 3..

$$\sigma = \frac{mE}{1 - \nu} \quad \text{Eq.3}$$

Onde  $m$  é o coeficiente angular da reta obtida do gráfico com a deformação da rede nas ordenadas e  $\sin^2\psi$  nas abscissas (BOTH 2011).

Com relação aos métodos não-destrutivos de medição de tensões residuais, eles têm a vantagem óbvia de preservação de amostras e são particularmente úteis para o controle de qualidade da produção e para a medição de amostras valiosas. Os métodos de difração como raios-X e difração de nêutrons podem ser aplicados para materiais policristalinos bem como metálicos ou cerâmicos. O método de ruído magnético Barkhausen (MBN) é aplicável a materiais ferromagnéticos. Ele é afetado pela “interação elasto-magnética”, pela saturação do sinal de energia MBN em qualquer tensão ou compressão e pelo estado da microestrutura do material, portanto diferentes materiais devem ser calibrados individualmente. A vantagem do método de difração de nêutrons em comparação com a técnica de raios-X é a larga camada de penetração para a medição de tensões residuais na superfície dos materiais. Entretanto, o custo relativo de aplicação do método de difração de nêutrons é muito maior principalmente devido ao custo do equipamento. Com relação ao método magnético ele tem as vantagens de ser rápido, além de adequado para a geometria circular (como anéis) sem a necessidade de contato direto e a sua penetração é 100 vezes mais do que a de difração de raios X.

### **3.4 Distorção**

Distorção é um termo que é muito familiar a todos que estão envolvidos com as técnicas de processamento térmico e especialmente na área de tratamentos térmicos. Não importa o quão cuidadoso é um tratamento térmico, mas a distorção não pode ser evitada. É importante, pelo menos, compreender as causas básicas do problema de distorção (TOTTEN 2006). A distorção se manifesta de duas formas ou uma combinação de ambas:

- Distorção de forma,
- Distorção de tamanho.

A distorção de forma pode ocorrer como resultado direto de um ou de qualquer combinação dos seguintes itens:

- Forjamento,
- Laminação,
- Fundição,
- Tensões residuais de usinagem devido a operações de manufatura,
- Tamanho de grão,
- Variações na homogeneidade do material,
- Mudanças de fase incompletas (TOTTEN 2006).

Diversos autores, entre eles (ROCHA 2011 e ZOCH 2006) descrevem que a distorção esta conectada a todo o histórico de manufatura e depende de:

- Geometria dos componentes,
- Composição química e variações locais,
- Histórico mecânico de componentes,
- Sequências locais de tempo/temperatura durante a manufatura,
- Microestrutura local e transformações de fase,
- Geração e relaxação das tensões/tensões residuais.

Com relação ao tratamento térmico, a distorção de forma ocorre muitas vezes no aquecimento, ou seja, na austenitização do aço (DAVIS 2002 e RUDNEV et al 2000). Pensando neste sentido, quando uma pequena massa de metal é aquecida minimizamos a zona afetada pelo calor e também a distorção de forma (LOVELESS et al. 2002). Desta mesma maneira, é possível fazer uma correlação entre as condições de resfriamento e revenimento do aço, estas certamente também influenciam na distorção. O revenimento é realizado após a têmpera para aumentar dureza e ductilidade, aliviar tensões residuais internas e, em alguns casos, estabilizar a forma e homogeneidade no sistema. Uma comum concepção equivocada é dizer que o revenimento remove todas as tensões residuais internas, mas isso não é verdade porque ele apenas diminui este nível de tensões (WEISS et al. 1999).

Dentro do processo de tratamento térmico, quando uma peça de aço é austenitizada e resfriada a taxas diversas (como pode ocorrer devido a todas alterações de espessura em algumas amostras) várias microestruturas podem resultar. A estrutura da fase austenita tem um menor volume e a fase de martensita não revenida é a principal fase neste sistema. Se

existem fases misturadas qualquer austenita residual vai transformar para martensita ao longo do tempo ou com aplicação de calor. Essas interações e alterações microestruturais vão causar mudanças dimensionais no material. Em outras palavras, quanto mais espessa a camada formada maior distorção pode ocorrer (TOTTEN 2006). Por exemplo, o principal efeito de distorção no tratamento térmico de cilindros é o empenamento deles ("forma de banana"). Diversos trabalhos, referentes a este assunto já foram publicados pelo IWT - Bremen (Alemanha) (FRERICHS 2005).

O Potencial de distorção é definido como a soma de todas as possibilidades que influenciam a dimensão e forma de um componente de uma maneira prejudicial. No entanto, presume-se que existe um potencial de compensação que é definido como a soma de todas as possibilidades de influenciar a dimensão e a forma de um componente de uma maneira benéfica. A Engenharia de distorção é definida como um controle de compensação de distorção e potencial em diferentes etapas de produção para minimizar a distorção global através de uma abordagem holística do sistema (BRINKSMEIER 2007). Então, a Figura 3.9 mostra um desenho esquemático e resumo deste assunto.

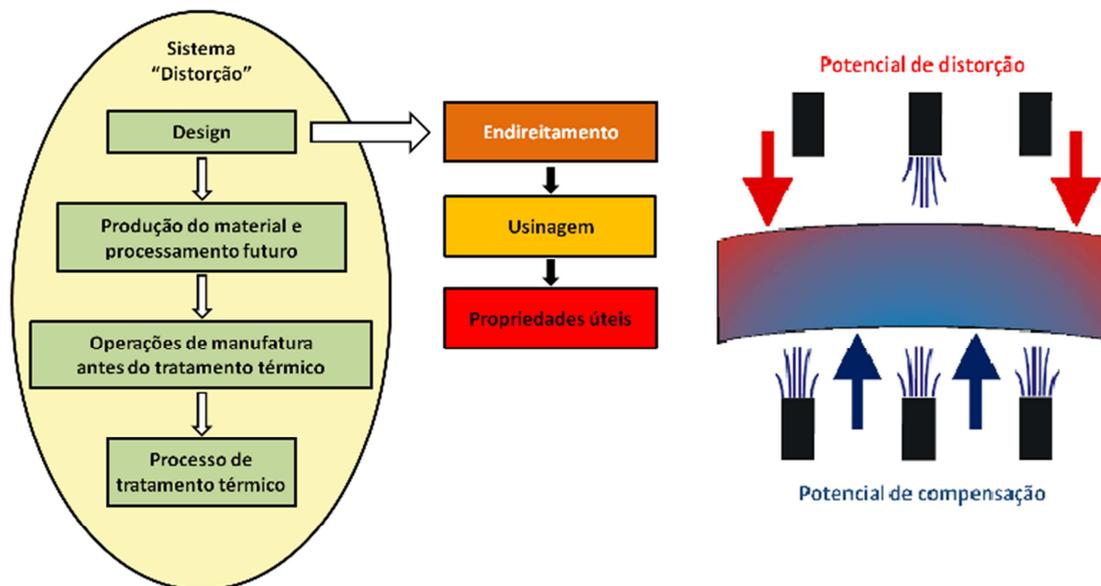


Figura 3.9 Distorção a) Sistema distorção, b) potencial de distorção e potencial de compensação.

Em muitos casos, quando se faz necessário o endreitamento, esta etapa pode não ser suficiente para eliminar as distorções de forma e assim são necessárias operações adicionais de retifica para correção desta variação dimensional excessiva. Esta operação de retificação

exige uma retirada de material e, sendo assim, é necessário um diâmetro inicial maior da matéria-prima e também tratamentos térmicos de têmpera por indução com camadas mais profundas para compensar esta remoção de material. Cada componente que é tratado termicamente pode sofrer uma distorção que pode ser imprevisível e ocasionar trincas no componente em alguns casos (NUNES 2008).

## 4.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 4.1 METODOLOGIA

De acordo com o produto final e as tensões residuais associadas a ele, a amostragem foi feita após endurecimento superficial de têmpera por indução onde a distorção dos eixos pode se manifestar de modo mais significativo na forma do empenamento. Dentro de um lote de amostras da mesma corrida, algumas foram submetidas a uma etapa de desempenamento enquanto outras atingem o produto final após o tratamento térmico. Desta maneira foi selecionado um grupo de amostras não empenadas (chamadas de AZUIS) e outro com amostras desempenadas após apresentarem empenamento excessivo (chamadas de VERMELHAS). A Figura 4.1 apresenta um diagrama esquemático do processo e as condições analisadas.

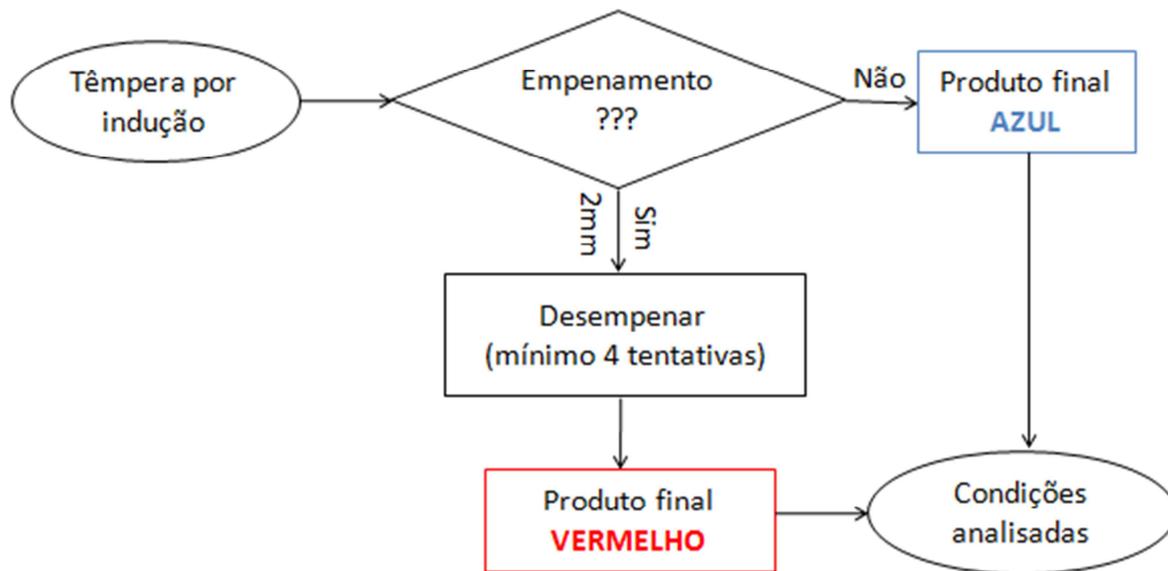


Figura 4.1 Diagrama esquemático do processo e as condições analisadas.

Com respeito ao tratamento térmico de têmpera por indução, sabe-se que o processo é realizado com o seguinte modo de operação: varredura e rotação. A bobina de indução percorre todo o comprimento da peça enquanto ocorre uma rotação da peça em torno do seu próprio eixo principal de acordo com o que é apresentado pela Figura 4.2.

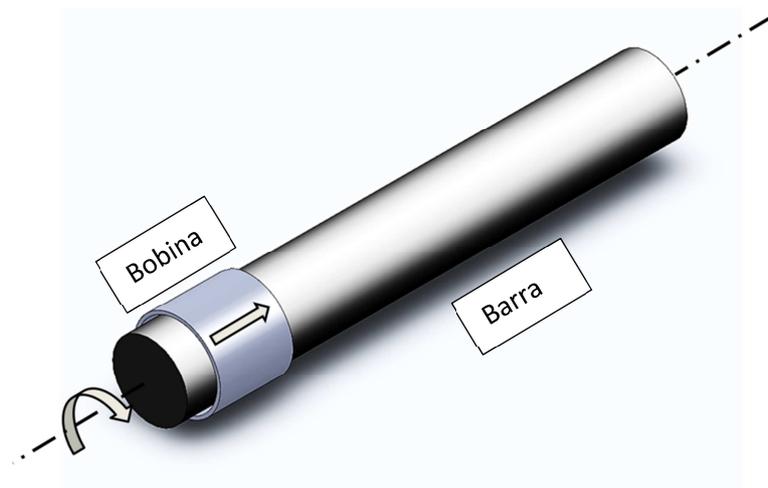


Figura 4.2 Desenho esquemático do processo de tempera por indução em uma barra.

Com relação à etapa de desempeno pode-se perceber, de acordo com informações obtidas pela empresa, que existem braços mecânicos em uma máquina de endireitamento responsáveis pela correção das variações dimensionais verificadas previamente por um sistema de raios laser conforme é mostrado na Figura 4.3. Estas distorções de forma ocorrem principalmente no centro das amostras (correspondendo às partes B e C de acordo com o desenho esquemático do eixo) e são corrigidas pela desempenadeira mecânica.

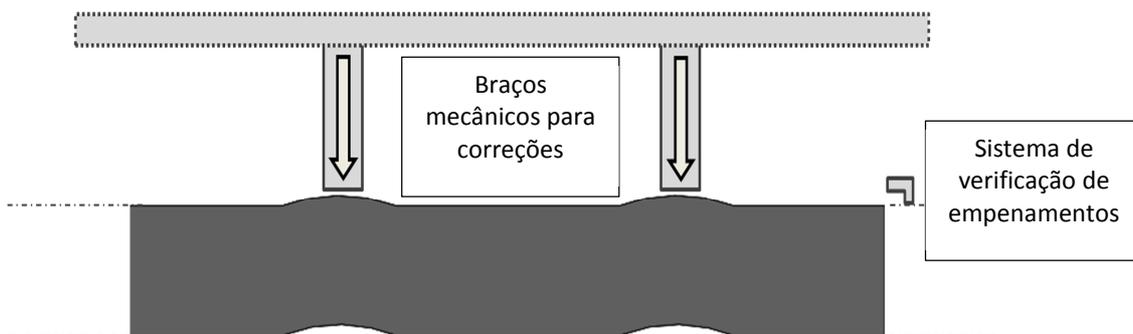


Figura 4.3 Desenho esquemático do processo de desempeno em uma barra.

Diversas análises foram realizadas com o intuito de estudar e entender as principais causas da grande variação dimensional do componente em estudo após a têmpera por indução. Também é importante lembrar que existem grandes custos envolvidos, particularmente nas amostras vermelhas, já que elas necessitam de uma etapa adicional de processo (despeno) até alcançarem o produto final acabado.

#### 4.1.1 Marcação da orientação nas amostras

As amostras, em seu comprimento original, foram marcadas antes do corte conforme a Figura 4.4. Este procedimento foi realizado mantendo a orientação  $0^\circ$  proveniente do processo de tempera e com o intuito de preservar a orientação dos eixos após o corte e relacionar os resultados obtidos de tensões residuais com os diferentes equipamentos de raios-X (fixo e portátil).

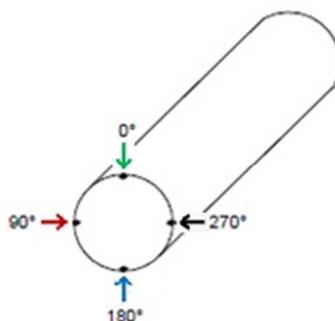


Figura 4.4 Sistema de orientação do eixo automotivo.

#### 4.1.2 Análise química do material

A Tabela 4.1 evidencia a composição química dos diferentes elementos presentes no material como resultado de uma análise com espectrômetro de emissão ótica – Spectrolab LAVMB08B. Foram realizadas duas análises químicas com o intuito de visualizar possíveis variações entre as amostras, as quais são mostradas abaixo.

Tabela 4.1 Resultado da análise química (% em massa)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Ti	V	B
Azul	0,315	0,268	0,808	0,0159	0,012	0,088	0,0696	0,0202	0,0435	0,0029	0,0027
Vermelha	0,315	0,268	0,797	0,0161	0,0126	0,0862	0,0673	0,0189	0,0436	0,0026	0,0026

#### 4.1.3 Análise metalográfica

Com respeito às análises metalográficas as amostras foram submetidas a um processo de corte por eletroerosão, visto que este método tende a não provocar consideráveis mudanças microestruturais. A superfície a ser analisada foi lixada, sequencialmente por lixas de diferentes granulometrias, tais como, 220, 320, 400 e 600 *mesh*. Após as amostras foram atacadas com solução de Nital 2%. O tempo de imersão das amostras no reagente variou em média de 5 a 10 segundos. E por final foram realizadas as micrografias.

#### 4.1.4 Análise de microdureza

Os perfis de dureza e análise de profundidade de camada efetiva foram realizados com um madrodurômetro Vickers, modelo MacroVickers 5114 da marca Buehler, utilizando os seguintes parâmetros:

- Carga: 1 kg (HV1),
- Tempo de pressão: 15 segundos,
- Total de medições: 74 da superfície em direção ao núcleo,
- Norma DIN 50190/2 .

#### 4.1.5 Análise de tensões residuais

De acordo com o desenho esquemático apresentado na Figura 4.5 é possível visualizar as posições onde foram realizados os cortes, as subdivisões após o corte, as reduções de seção e as regiões de medição de tensões. Com respeito as medições de tensões residuais, primeiramente as amostras foram medidas com o difratômetro portátil de raios-X ao longo de todo o eixo, salientando a importância de preservar o estado original de tensões residuais e também devido ao grande comprimento das amostras (730 mm e o diâmetro de 23,3 mm- exceto nas Área 0, 1 e 2 que apresentaram pequenas reduções de seção). Após os resultados iniciais as amostras foram cortadas em três posições (210 mm, 415 mm e 535 mm) resultando em quatro novas partes (A, B, C e D). Com as “barras” menores foi possível uma segunda série de medições de tensões residuais, mas desta vez com o difratômetro fixo de raios x.

As regiões de medição (Região 1, Região 2, Região 3 e Região 4) foram selecionadas levando em conta a geometria do eixo para evitar medições nas regiões conhecidas como “noches” que representam concentradores de tensões (OCHI 1996).

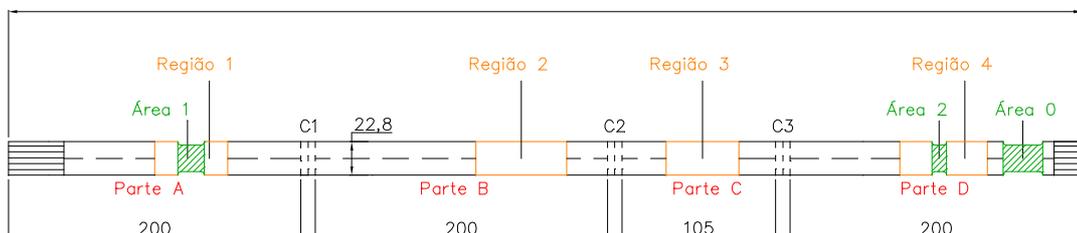


Figura 4.5 Desenho esquemático do eixo.

### Medições de tensões residuais com difratômetro portátil:

O equipamento portátil para medições de tensões residuais por raios-X é mostrado na Figura 4.6. Estas medições foram importantes porque relatam o estado original de tensões após a última etapa do processo e sem a influência do corte que, como apontado em outros diversos estudos, pode ocasionar uma redistribuição de tensões residuais. O procedimento de medição, neste caso, é diferente e mais sensível porque para a medição de cada ponto escolhido é necessário um movimento manual do difratômetro ou da amostra, sendo assim não é automático como o que ocorre com os difratômetros fixos e populares. Também são necessários operadores experientes para manuseio do equipamento devido a particularidades na medição.



Figura 4.6 Equipamento portátil para medição de Tensões Residuais (difração de raios-X).

Após o posicionamento da amostra para medições foram ajustados alguns parâmetros no software interligado ao equipamento de raios-x, são eles:

- Ângulos Psi ( $\Psi$ ) utilizados: -37.55, -34.098, -30.47, -26.565, -22.208, -17.024, -9.731, 0, 13.83, 19.759, 24.459, 28.561, 32.312, 35.841, 39.232;
- $1/2S_2 = 5.81E-6 \text{ mm}^2/\text{MPa}$ ;  $-S_1 = 1.271E-6 \text{ mm}^2/\text{MPa}$ .

A partir dos dados obtidos pelo equipamento calculam-se os valores de tensões residuais com o software Setx Acquisition Program.

Medições de tensões residuais com difratômetro fixo: preparação das amostras para a realização de ensaios de difração de raios-x.

O corte das amostras (resultando nas partes A, B, C e D) foi feito através de eletrofito para garantir boa usinagem e prevenir contra grandes mudanças na redistribuição de tensões residuais. Desta maneira foram evitadas medições próximas às regiões possivelmente afetadas pelo corte. Para a medição de tensões residuais, a primeira etapa do ensaio é a fixação da amostra no goniômetro do equipamento de raios-x levando-se em conta a orientação da amostra e o ponto onde será feita a medição, conforme a Figura 4.7. Logo em seguida, o próximo passo foi à determinação da altura “zero” do foco do equipamento de raios-x, conforme mostrado na Figura 4.8, e utilizando-se os ajustes “x”, “y” e “z” do equipamento foi possível ajustar a distância da amostra em relação à altura “zero” do equipamento e também fazer deslocamentos laterais e verticais da amostra.



Figura 4.7 Fixação da amostra no equipamento de raios-x.

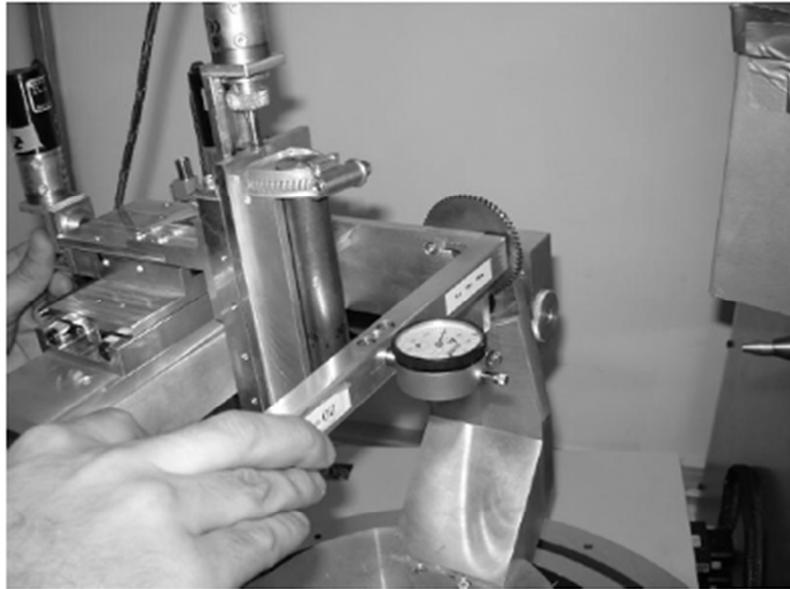


Figura 4.8 Ajuste da amostra na altura “zero”, utilizando o ajuste “z” do equipamento.

Em seguida ao ajuste da amostra também foi ajustado o software que comanda o equipamento de raios-x com os seguintes parâmetros, os quais foram utilizados na medição:

- Elemento do tubo de raios-x: Cr
- Comprimento de onda  $k\text{-}\alpha$ : 2.2897 Å
- Voltagem do tubo: 33kV
- Corrente: 34mA
- Detector usado: Position Sensitive Detector
- Ângulos utilizados: - 45, -44, -8, 0, 8, 44, 45; Psi ( $\Psi$ ) = 11
- Tempo total de ensaio: 1 medição em 1 direção = 1 hora 45min.
- Pico de difração utilizado: {2 1 1}  $\alpha$  iron
- Variação do ângulo de difração: [153°-159°]

Foram utilizados os difratômetros de raios-X do Stiftung Institut für Werkstofftechnik – IWT – na cidade de Bremen (Alemanha).

A partir dos dados obtidos pelo equipamento as tensões residuais são calculadas com o software Stress. A resposta do software é um valor absoluto das tensões residuais medidas mais um desvio padrão.

As barras de erros indicadas nos gráficos de tensões residuais, medidas pelo método  $\text{sen}^2\Psi$  de difração de raios-x, indicam a incerteza do resultado. Estes cálculos levam em conta

as variações das tensões residuais em relação a cada ângulo  $\Psi$  analisado. A partir destas variações são calculadas a média e o desvio padrão da média, indicados respectivamente no gráfico o ponto e a barra de erros.

A Tabela 4.2 apresenta os principais parâmetros utilizados em cada um dos equipamentos de medição (portátil e fixo).

Tabela 4.2 Comparações entre os principais parâmetros dos dois equipamentos de raios-X.

	Difratômetro	
	PORTÁTIL	FIXO
Nome da amostra	Azul - Vermelha	Azul - Vermelha
Nº de medições por amostra	12	26 - 32
Distância entre os pontos medidos	-	2mm
Posição do corte para metalografia	-	210, 415, 535 (mm)
Amostras - Difratômetro fixo	-	A, B, C, D

## 5.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Análise química do material

A composição química apresentada na Tabela 4.1, na seção destinada ao procedimento experimental, mostra que o aço analisado se refere à série DIN 38B3. Segundo (SILVA 2009 e DEELEY et al. 2000) calculando o chamado **Fator de Boro** através da fórmula:

$$FB = 1 \pm 1,5 (0,9 - \%C) \quad \text{Eq.4}$$

Utilizando o resultado de  $\%C = 0,315$  encontramos uma faixa para FB de (-0,2925 a 1,4625). Então como a faixa de FB não se enquadra no intervalo recomendado pelos autores (2,0 a 2,5) existe uma perda de efetividade do Boro devido a pobres práticas de fabricação ou *tratamentos térmicos inadequados*. Outros estudos (URITA 1993) mostram que os aços temperados por indução, em peças automotivas, devem ter os elementos distribuídos da seguinte forma: C 0,37-0,45%; Si até 0,35%; Mn 1,0-1,5%; B 0,0005-0,0035%; Ti 0,01-0,05%; Al 0,01-0,06%, mas nesse estudo *C e Mn* alcançaram outros valores. No entanto, nota-se que foi possível atingir a camada desejada com o tratamento térmico.

### 5.2 Caracterização metalográfica

Um grande número de análises metalográficas foi feito com objetivo de verificar similaridades, diferenças e fazer comparações entre as amostras azuis (A1, A2 e A3) e as amostras vermelhadas (V1, V2 e V3). Estas metalografias foram realizadas em três posições específicas (correspondentes ao corte) em cada um dos eixos (AZUL, VERMELHO), apresentadas e chamadas de C1 (equivalente à posição de 210 mm), C2 (posição de 415 mm) e C3 (posição de 535 mm) nas micrografias.

Os resultados de metalografia para a camada temperada (vide ANEXO I e ANEXO III) e núcleo (vide ANEXO II) não apresentaram diferenças significativas e perceptíveis a olho nu para todas as amostras, e portando são mostrados na seção destinada aos anexos.

Com os resultados mostrados na Figura 5.1 foram percebidas variações microestruturais. As micrografias são apresentadas para cada posição de corte (C1, C2, C3) e percebe-se que tanto as amostras azuis (lado esquerdo) quanto às vermelhas (lado direito) mudam de aspecto ao longo do comprimento dos eixos. A região de interface camada temperada/núcleo foi diferente para todas estas metalografias e isso sugere alterações no processo de tratamento térmico.

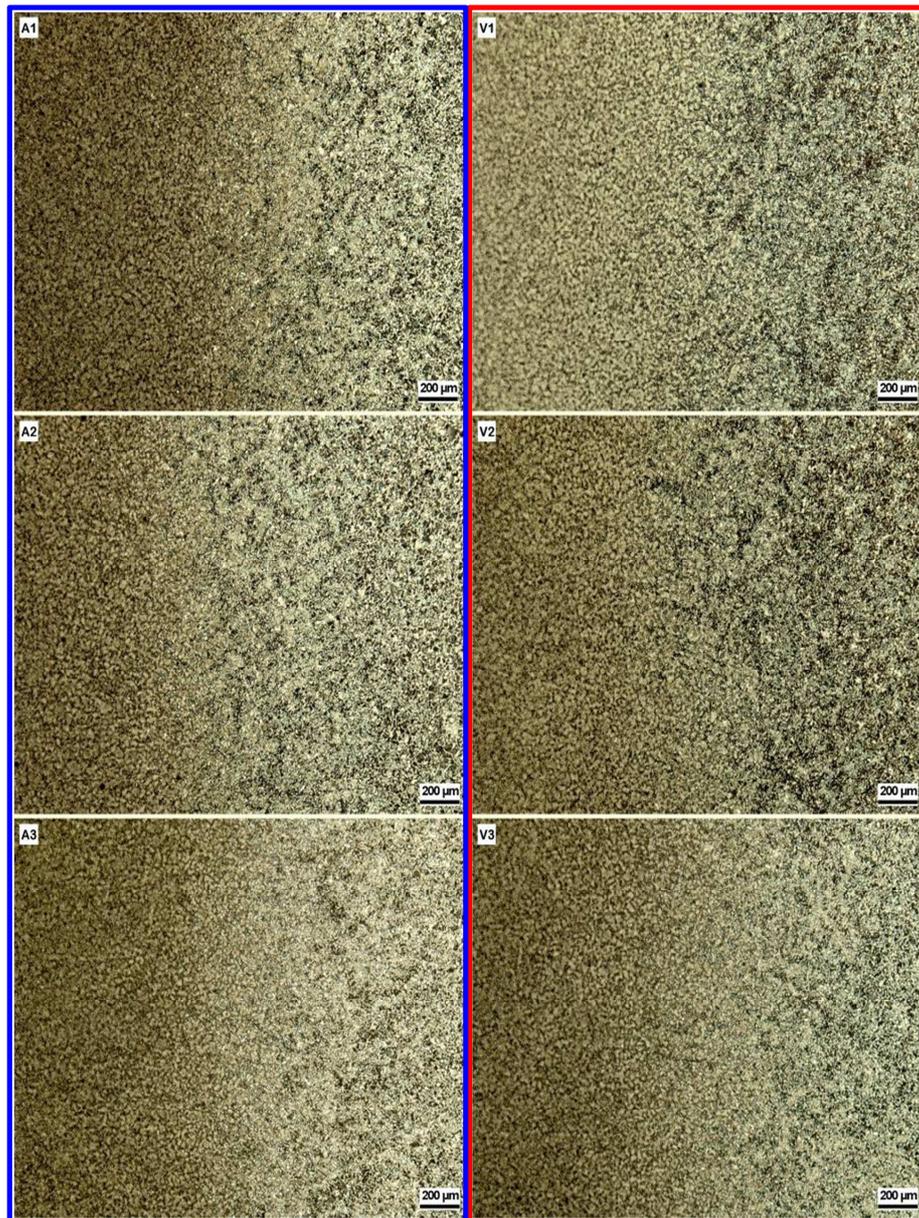


Figura 5.1 Micrografia da interface entre camada temperada e o núcleo. Eixo azul: A1, A2, A3; Eixo vermelho: V1, V2, V3; Ataque Nital 2%.

### 5.3 Perfil de microdureza

De acordo com os resultados apresentados para as três posições de corte (C1= 210 mm, C2= 415 mm e C3= 535 mm) ao longo do eixo, os perfis de microdureza mostraram-se similares tanto para amostragem azul quanto para a vermelha. Entretanto, se perceberam algumas diferenças particulares entre os perfis para cada uma das posições de cortes, sendo que esta diferença (maiores valores de dureza HV1 para amostras vermelhas comparadas as amostras azuis) é maior na distância de 210 mm. Estes perfis de microdureza são apresentados na Figura 5.2, Figura 5.3 e Figura 5.4. Como a distribuição de dureza nas peças é principalmente devida à distribuição da temperatura, microestrutura do metal e condições de têmpera (RUDNEV et al. 2003) e relacionado a isto os resultados obtidos, nota-se que o tratamento térmico não foi empregado da mesma maneira e, com mesmos parâmetros de processo, para as duas condições analisadas. Os maiores valores de dureza podem ter ocasionado o maior empenamento apresentado pelas amostras vermelhas.

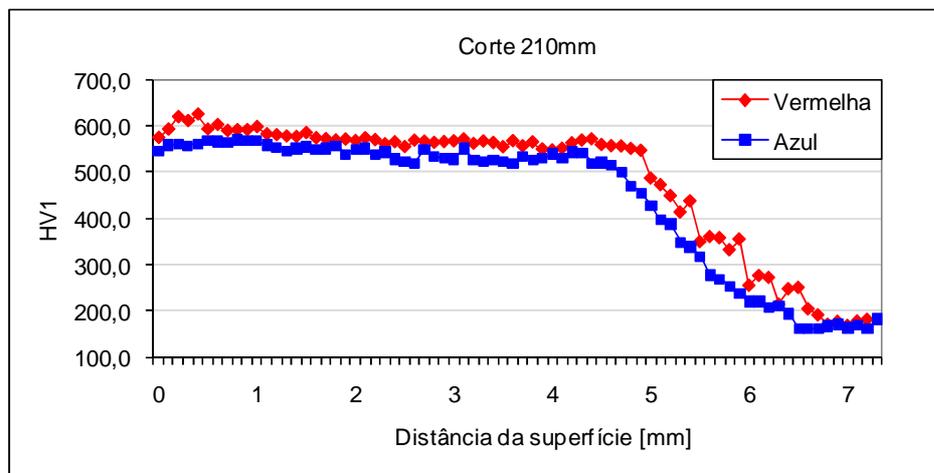


Figura 5.2 Perfil de microdureza da amostra azul e vermelha na posição C1 (210mm).

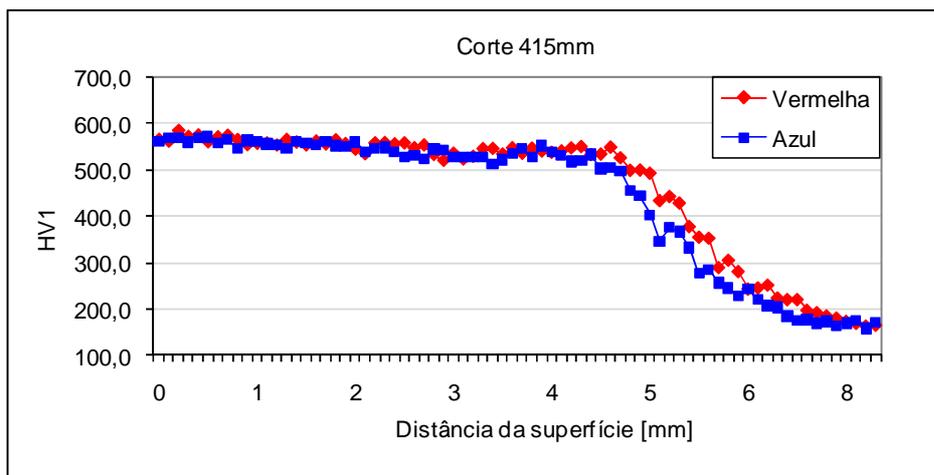


Figura 5.3 Perfil de microdureza da amostra azul e vermelha na posição C2 (415mm).

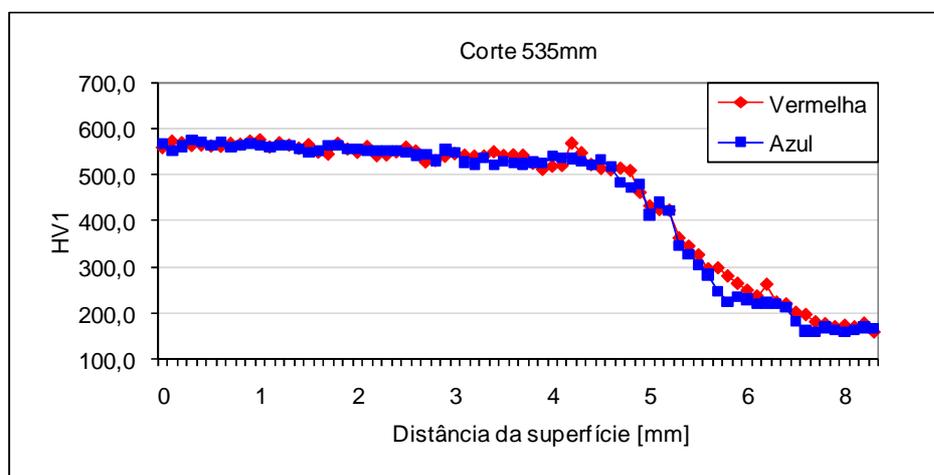


Figura 5.4 Perfil de microdureza da amostra azul e vermelha na posição C3 (535mm).

De acordo com os valores mostrados na Tabela 5.1 é possível concluir que as amostras vermelhas possuem uma maior média de microdureza em todas as posições medidas e que a diferença entre amostras vermelhas e azuis é maior na posição 210 mm e vai diminuindo até atingir um valor mínimo de 6,2 HV com 535 mm.

Tabela 5.1 Comparações entre microdurezas HV1 de amostras azuis e vermelhas.

Microdureza HV1	<i>Amostra AZUL</i>	<i>Amostra VERMELHA</i>	Diferenças entre médias
Posição corte (mm)	Média HV1	Média HV1	
210	441,6	484	42,4
415	440,9	459,1	18,2
535	445,9	452,1	6,2

#### 5.4 Profundidade de camada

A Figura 5.5 mostra medições da profundidade de camada para os dois eixos analisados. Para as amostras azuis, percebe-se um perfil mais homogêneo de profundidade de camada efetiva ao longo da distância do eixo e os valores obtidos nas diferentes posições são praticamente os mesmos, enquanto que para amostras vermelhas a profundidade de camada é sempre maior independentemente da posição de corte (210mm, 415mm e 535mm). Também é possível notar que na posição de 535 mm existe uma menor diferença entre as profundidades de camada de amostras azuis e vermelhas. Tendo em vista que as peças são oriundas de um mesmo lote e que passaram pelos mesmos processos de manufatura, a diferença existente entre os resultados para as amostras vermelhas e azuis sugere uma variação durante a têmpera por indução. Alguns estudos do projeto BRAGECRIM (Brazilian German Cooperation Research Initiative in Manufacturing) – (ROCHA et al. 2011) já comprovaram que uma maior profundidade de camada endurecida resulta em uma maior distorção. O mesmo fato também é citado no trabalho de TOTTEN 2006. Sendo assim, feita uma analogia para este caso, é possível entender um dos motivos porque as amostras vermelhas apresentaram maior empenamento.

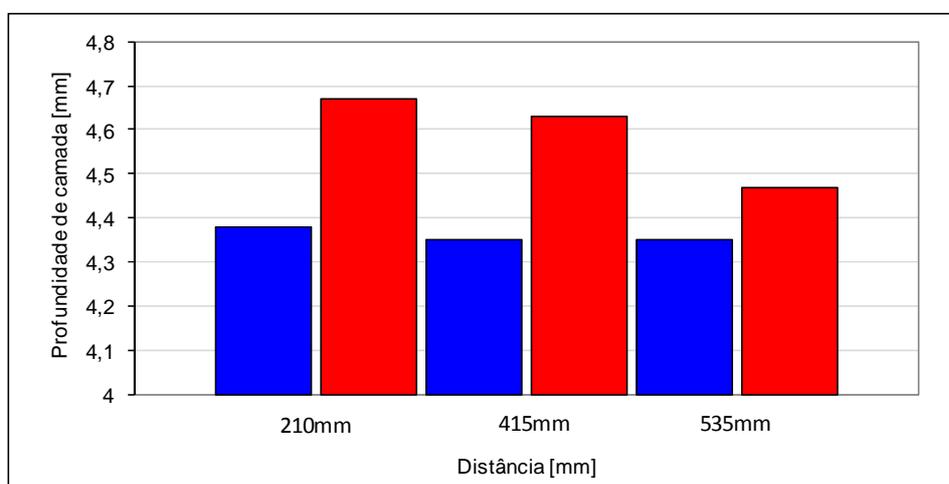


Figura 5.5 Profundidade de camada efetiva para amostras Azuis e Vermelhas.

#### 5.5 RESULTADOS DE TENSÕES RESIDUAIS

De acordo com o processo, mostrado no diagrama da Figura 4.1, os resultados referentes às amostras azuis estão mais correlacionados ao tratamento térmico pelo fato de que estas amostras não apresentam grande empenamento e resultam diretamente no produto

final após a têmpera por indução. Por outro lado, as amostras vermelhas estão na pior condição, ou seja, são temperadas por indução e ainda desempenadas.

### 5.5.1 Medições com difratômetro portátil de raios-X

Nas Figura 5.6 e Figura 5.7 são mostrados os resultados de medições de tensões residuais com difratômetro portátil. Observa-se um perfil compressivo de tensões residuais superficiais axiais ao longo do perímetro da barra.

As medições foram realizadas em apenas duas direções de orientação ( $0^\circ$  e  $180^\circ$ ) devido a particularidades do equipamento (tempo de medição, sensibilidade, preparo do ambiente para medição entre outros cuidados necessários). Claramente, é possível perceber um pico de medição na posição de 640 mm (tanto para amostras azuis como vermelhas) e assim indicando alguma alteração no processo ou, mais provável uma relação com a alteração de geometria do eixo (Figura 4.5). Com os dados de tensões residuais apresentados entre as posições 300 mm e 500 mm, a direção de  $0^\circ$  obteve valores menos compressivos de tensões do que a direção de  $180^\circ$  possivelmente correlacionados à etapa de desempenho (endireitamento).

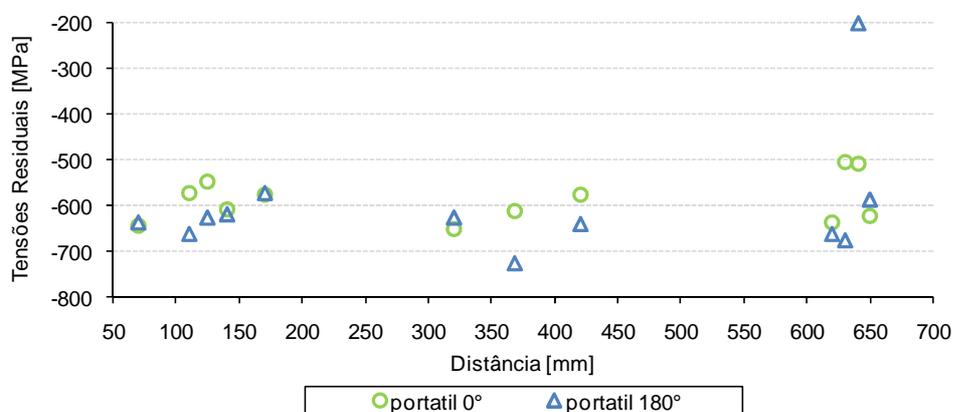


Figura 5.6 Perfil de tensões residuais superficiais axiais da amostra azul medidas com difratômetro portátil de raios-X nas linhas de direção  $0^\circ$  e  $180^\circ$ .

A Figura 5.7 apresenta os resultados da amostra vermelha. Sem dúvida a maior variação de tensões na região central dos eixos é também influenciada pela operação de desempenho (endireitamento). Estes procedimentos de desempenho promovem deformação plástica no material e as tensões residuais são geradas durante a recuperação elástica. A superfície que originalmente foi plasticamente deformada apresenta tensões residuais

compressivas pelo efeito da camada interior estar impedindo o tracionamento da superfície do material. Além dos momentos aplicados pelos equipamentos de endireitamento ainda há o efeito superficial de contato entre o dispositivo e o fio máquina e esta pequena deformação superficial também irá induzir tensões no material (WANG, 2002). Outros estudos, (WEST 2006 e I-CAR 2004), já apontaram que particularmente os aços ao Boro não devem ser endireitados ou do contrário existem grandes risco de fratura.

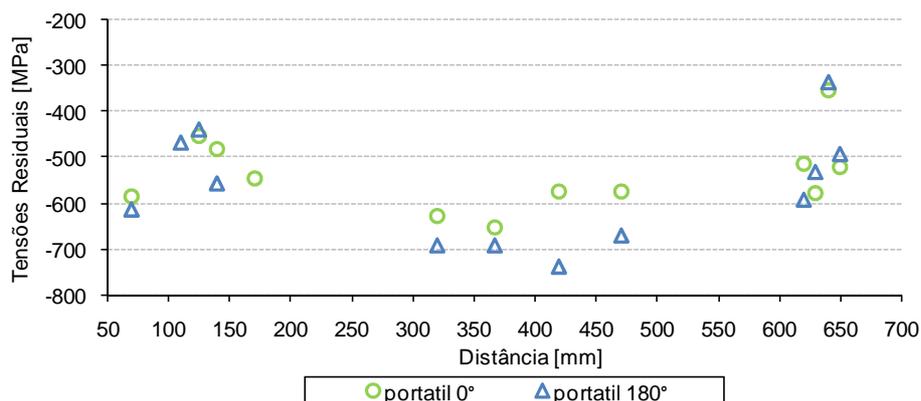


Figura 5.7 Perfil de tensões residuais superficiais axiais da amostra vermelha medidas com difratômetro portátil de raios-X nas linhas de direção 0° e 180°.

### 5.5.2 Medições com difratômetro fixo de raios-X e comparações entre os equipamentos

Conforme já mencionado anteriormente, as amostras foram novamente medidas após o corte (partes A, B, C e D) com um difratômetro fixo (convencional) de raios-X. As tensões residuais superficiais axiais também são compressivas, como nos resultados do difratômetro portátil, e com algumas variações ao longo dos pontos medidos. Nitidamente as amostras vermelhas apresentaram uma variação maior do perfil de tensões residuais comparadas as azuis.

#### a) Parte A – Região 1

A Figura 5.8 e a Figura 5.9 apresentam os resultados para a Parte A. Em uma análise mais detalhada do perfil de tensões residuais superficiais axiais, visualizada após medições com difratômetro fixo, é possível perceber dois picos de tensões nas posições de 118 mm e 136 mm de amostras azuis. Estes valores alcançados podem estar associados a alguma mudança durante o processo de têmpera pelo fato de que as amostras azuis não passaram pela etapa de desempenamento.

Comparando os resultados obtidos com os dois equipamentos, nas amostras azuis, (posições de 110 mm, 125 mm e 140 mm) percebem-se valores menos compressivos de tensões residuais superficiais axiais para a direção de orientação de  $0^\circ$  em relação aos resultados oriundos da direção de  $180^\circ$ . Conforme a literatura, isto pode ser uma indicação de empenamento. Houve diferenças de resultados entre os dois equipamentos de medição e estas podem estar associadas às características peculiares de cada um (ex: precisão, procedimento de medição, etc.), mas principalmente devido ao rearranjo natural das tensões devido ao corte. Tensões globais associados à geometria do componente são liberadas devido ao corte, porém os efeitos locais permanecem.

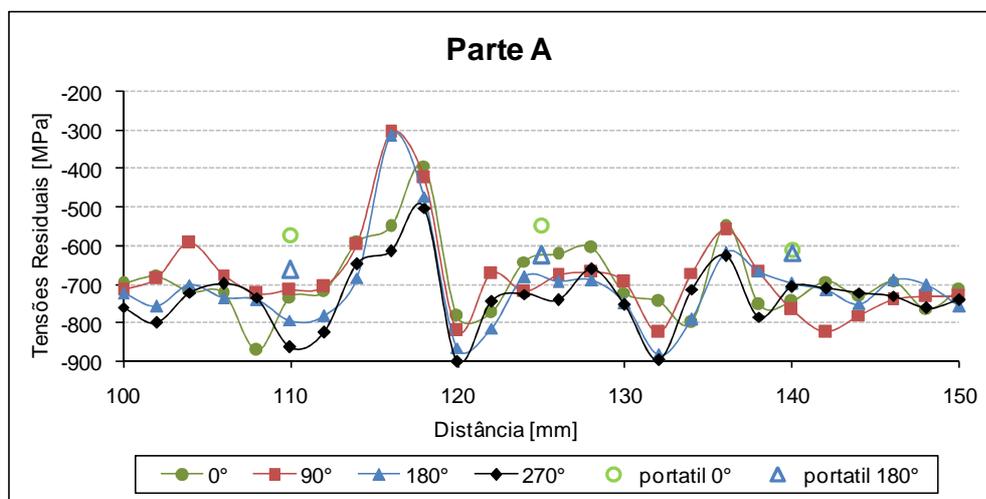


Figura 5.8 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte A e medições em quatro linhas de direção ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$  e  $270^\circ$ ).

Também em relação à parte A, mas agora com uma amostra vermelha (Figura 5.9), nota-se novamente o aparecimento de alguns picos de tensões residuais superficiais e estes seguem um comportamento semelhante ao ocorrido com a amostra azul. O perfil de tensões residuais na superfície é mais disperso e influenciado pelas etapas de têmpera, revenimento e desempenho com valores apresentando grande variação ao longo dos pontos medidos e assim pode-se afirmar que o nível de tensões residuais é muito mais variável. Este comportamento, de uma maior variação de tensões ao longo do comprimento, é notado em todos os resultados das amostras vermelhas medidas com o difratômetro fixo e não depende da parte (A, B, C e D) na qual foram medidas as tensões.

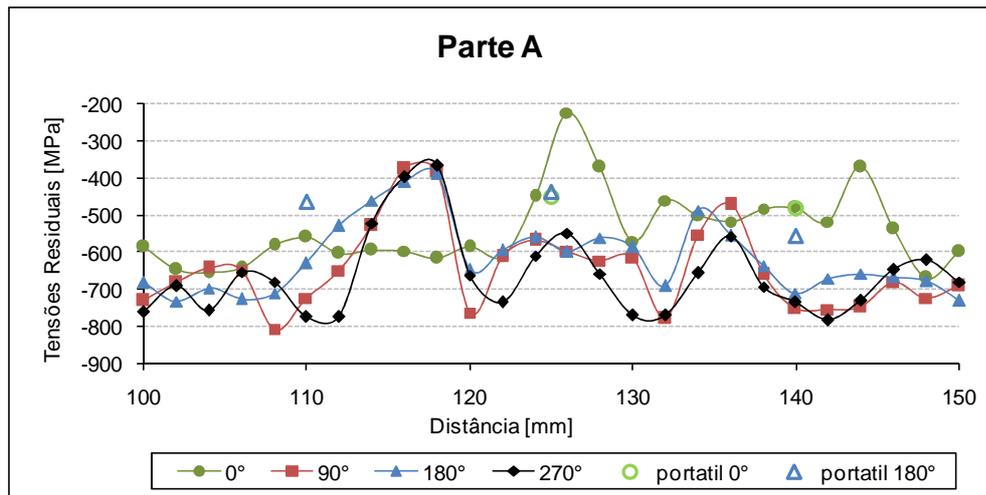


Figura 5.9 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte A e medições em quatro linhas de direção ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$  e  $270^\circ$ ).

b) **Parte B – Região 2**

No que diz respeito à parte B não é possível visualizar grandes picos (valores máximos de tensões residuais superficiais) para mais de uma direção ao mesmo tempo. As tensões do material variam bastante ao longo da distância e nas linhas de direção tanto para amostras azuis quanto para vermelhas.

Com os resultados da amostra azul, como mostra a Figura 5.10, nota-se que a partir da distância de 367 mm a variação da distribuição de tensões superficiais até o último ponto de medição é ainda maior do que em outros pontos. Para duas posições, 320 mm e 367 mm, tanto os resultados de medições com difratômetro portátil quanto os resultados de medições do difratômetro fixo mostram diferenças de tensões residuais superficiais nas direções de  $0^\circ$  e  $180^\circ$ . Especialmente para a distância de 367 mm existe uma diferença bastante significativa, valor em torno de 150 MPa, o que evidencia algum empenamento devido ao tratamento térmico ou oriundo de etapas anteriores.

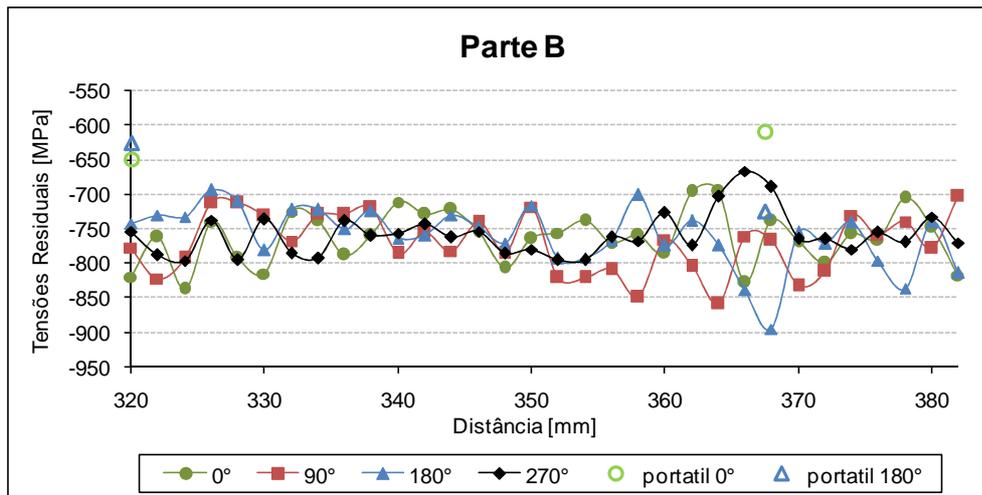


Figura 5.10 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte B e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).

A Figura 5.11 da amostra vermelha, como em todas as outras análises em amostras vermelhas, mostra valores de tensões residuais superficiais bem mais variáveis quando comparados aos resultados da amostra azul. Ambas as amostras (azul e vermelha) apresentam variação de tensões com a distância, fato que da mesma magnitude não foi observado anteriormente. Para as distâncias de 320 mm e 367 mm também existem significativas diferenças que evidenciam empenamento, mas neste caso pode também ser por influência do tratamento térmico ou pela etapa de desempenho dos eixos.

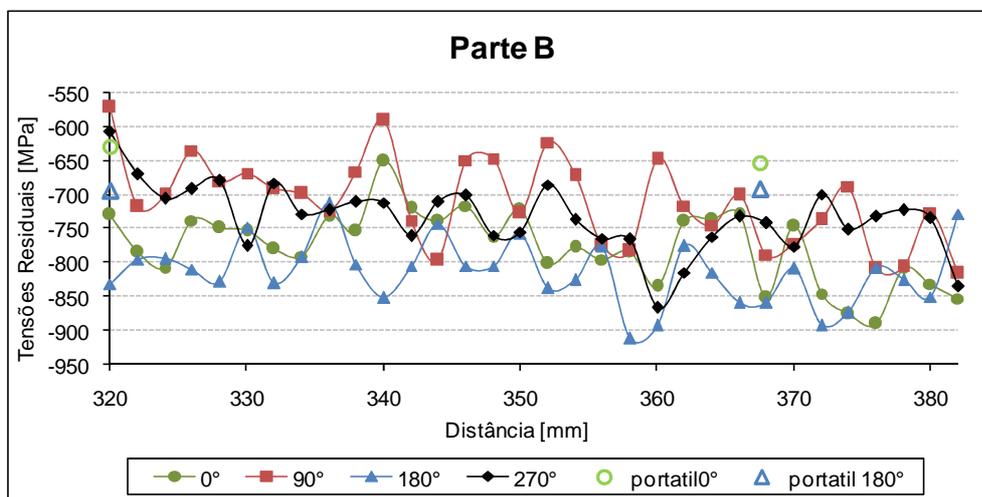


Figura 5.11 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte B e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).

c) **Parte C – Região 3**

Comparando o perfil de tensões residuais superficiais das amostras azuis, em todas as partes, com as tensões residuais presentes ao longo da amostra vermelha observa-se que

amostras azuis apresentam sempre perfis de tensões residuais mais homogêneas. Isto também pode ser comprovado pelas Figuras 5.12 e 5.13. Correlacionando amostras azuis da parte B com amostras azuis da parte C, ou seja, verificando apenas a influência do tratamento térmico, percebe-se que na parte C o perfil de tensões é mais homogêneo quando comparado ao perfil da parte B. Talvez isto seja uma evidência de que a não existiram grandes alterações na têmpera por indução nesta parte (C) específica.

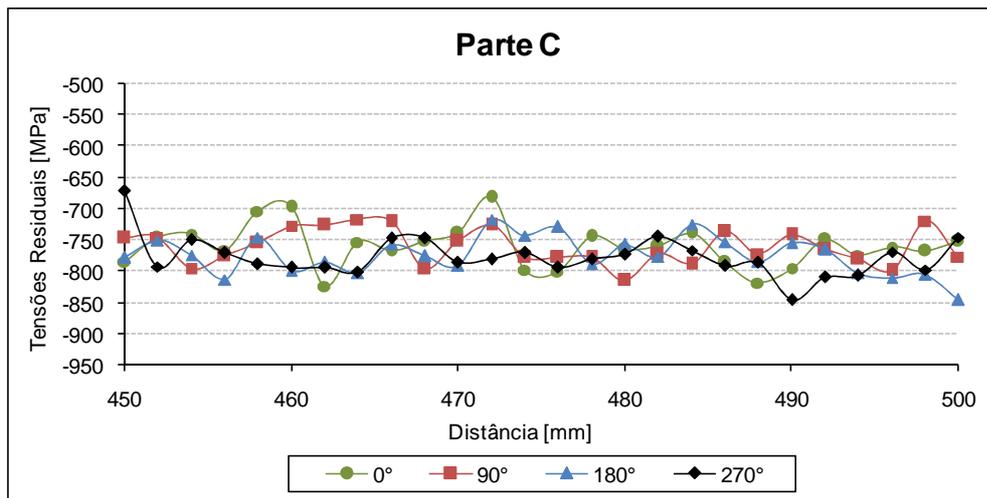


Figura 5.12 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte C e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).

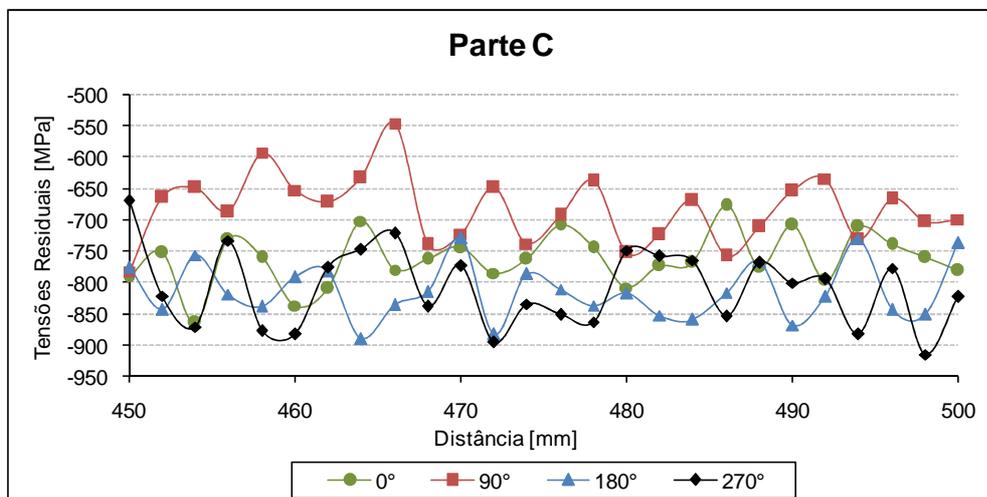


Figura 5.13 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte C e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).

d) **Parte D – Região 4**

Os resultados apresentados na Figura 5.14, referentes à parte D mostram que nas distâncias de 634 mm e 640 mm ocorrem valores máximos de tensões residuais superficiais com o valor de aproximadamente -300 MPa. Análises preliminares com o difratômetro

portátil também apresentaram um pico de tensões na posição de 640 mm. Este valor máximo de tensões comprova alguma alteração no processo ou na amostra (correspondente a variação de seção).

A Figura 5.15 mostra novamente uma maior variação do perfil de tensões superficiais das amostras vermelhas quando comparadas as amostras azuis. É possível perceber a grande influência do desempenamento no resultado apresentado.

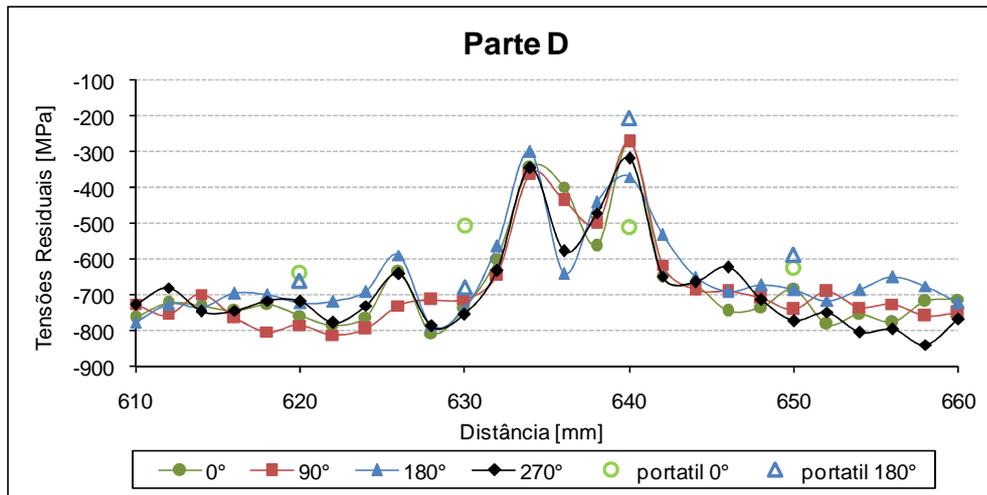


Figura 5.14 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra azul, parte D e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°).

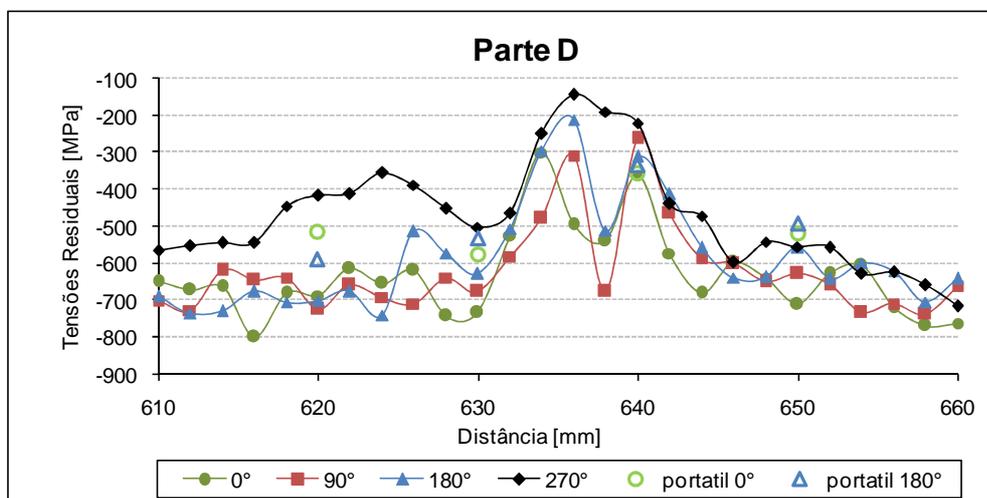


Figura 5.15 Perfil de tensões residuais superficiais. Amostra vermelha, parte D e medições em quatro linhas de direção (0°, 90°, 180° e 270°)

## 6.0 DISCUSSÃO GERAL

A análise química da composição dos elementos presentes no material foi realizada com o intuito de verificar possíveis diferenças entre os dois eixos avaliados (azuis e vermelhos). Com estes dados, nota-se que as composições químicas entre os eixos são muito similares, mas para alguns elementos específicos foram notadas algumas diferenças.

Com os resultados de metalografia percebe-se que as microestruturas de interface camada/núcleo não apresentam um aspecto constante para os eixos e posições analisadas e estas diferenças estão associadas ao tratamento térmico.

Nos dados obtidos para perfil de microdureza e profundidade de camada efetiva nota-se um comportamento mais variável para amostras vermelhas quando comparadas as azuis. Tanto a diferença no perfil de microdureza quanto à diferença de profundidade de camada nos dois primeiros cortes (210 e 415 mm) é maior para estas posições e assim pode estar associada a uma maior variação de parâmetros no tratamento térmico para estas regiões. Já com os dados para a última posição de corte (535 mm) os eixos azuis e vermelhos apresentam uma pequena diferença de resultados indicando um maior controle de processo (têmpera) nessa região.

Com uma caracterização superficial mais detalhada de tensões residuais, por meio de difração de raios-x, fica evidente que o perfil de tensões de amostras azuis é mais homogêneo do que o perfil de tensões de um eixo vermelho. Mesmo assim em todos os dados obtidos observaram-se tensões residuais superficiais axiais compressivas. Nos locais onde existem variações de seções na geometria dos eixos foram alcançados valores de pico de tensões residuais. Os resultados apresentados com o uso do difratômetro portátil de raios-X mostram o perfil de tensões residuais antes do corte e, com isso, uma visão mais original e aproximada do estado de tensões do produto final. As medições com difratômetro fixo (após o corte das amostras) mostram o perfil de tensões de cada parte (A, B, C e D) em separado e com um maior número de pontos medidos ao longo das amostras. Diferenças entre os resultados apresentados pelos dois equipamentos (fixo e portátil) são explicadas por influência do corte e

associado a isto um rearranjo natural das tensões residuais, possíveis medições em diferentes posições, sensibilidade do difratômetro portátil de raios-X, parâmetros diferentes para cada equipamento, etc.

## 7.0 CONCLUSÕES

Os resultados mostraram que o tratamento térmico foi realizado de diferente maneira para os grupos de amostras analisadas.

A amostra vermelha apresentou maiores médias de microdureza HV1 e maiores profundidades de camada efetiva que contribuíram para o maior empenamento (distorção de forma).

Percebe-se que existe uma grande influência da etapa de desempenho na redistribuição de tensões residuais superficiais axiais de eixos empenados (amostras vermelhas). Na prática, em condições reais de serviço, a maior variação do perfil de tensões residuais superficiais apresentada pelas amostras vermelhas pode ser perigosa e comprometer a vida em fadiga ocasionando a fratura do componente.

## **8.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Os trabalhos futuros podem incluir novas medições de tensões residuais nas mesmas amostras, mas com auxílio de outros métodos para posterior comparação entre os resultados obtidos. Também seriam interessantes algumas medições na direção do núcleo para uma análise mais completa do perfil de tensões nas amostras.

Ensaio de fadiga seriam importantes para relacionar estes novos dados com os resultados de tensões residuais já obtidos e assim comprovar as suspeitas do comprometimento da vida em fadiga para as amostras (vermelhas) que apresentaram maior variação do perfil de tensões residuais superficiais.

## 9.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANDEROGLU, O. **Residual Stress Measurement Using X-ray Diffraction**. Department of Mechanical Engineering. Texas A&M University, p: 8, 2005.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Material Factors**. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International. p: 3-10, 2002.

BOTH, G. **Caracterização e Avaliação Tribológica de Superfícies Planejadas para Resistência ao Desgaste com uso de Nitretação a Plasma e Deposição de Revestimentos por PAPVD para Aplicação em Ferramentas de Conformação a Frio**. Dissertação: UFRGS, p: 30-32, 2011.

BRINKSMEIER, E; SÖLTER, J; GROTE, C. **Distortion Engineering – Identification of Causes for Dimensional and Form Deviations of Bearing Rings**. CIRP Annals - Manufacturing Technology, p: 109–112, 2007.

CAJNER, F.; SMOLJAN, B.; LANDEK, D. **Computer Simulation of Induction Hardening**. Journal of Materials Processing Technology. p: 157-158, 2004.

CAMPOS, M.; MACHADO, R.; HIRSCH, T. K. **Tensões Residuais em Aços Avaliadas por Difração de Raios-X: Diferenças entre Micro e Macro Tensões Residuais**. 3º Workshop de Textura, p: 115-131, 2006.

CORUSGROUP. **Boron Steels**. <[http://www.tatasteelautomotive.com/file\\_source/StaticFiles/BORON%20Insert.pdf](http://www.tatasteelautomotive.com/file_source/StaticFiles/BORON%20Insert.pdf)>, 2004.

CORUSAUTOMOTIVE. **Poket Book of Steel**. Guide to Steel in the Automotive Industry. p: 4. 2009.

DAVIS, J. R. **Surface Hardening of Steels Understanding the Basics**. Materials Park, OH . ASM International. p: 141, 2002.

DEELEY, P.; KUNDIG, K. J. A.; SPENDELOW, H. R. **Ferroalloys & Alloying Additives (Online Handbook)**. 2000. <<http://www.metallurgvanadium.com/boronpage.html>>. Acesso em Jan. 2012.

DIAS, V. W. **Estudo Comparativo entre Processos de Revenimento**. Trabalho de Diplomação: UFRGS, p: 25-40, 2010.

FRERICHS, F.; LÜBBEN, T.; HOFFMANN, F.; MAYR, P. **Distortion of Long Cylinders With Small Diameters Due to Axial Symmetric Cooling.** International Journal of Materials and Product Technology. p: 244-258, Germany, 2005.

FRERICHS, F.; LÜBBEN, T.; HOFFMANN, F.; ZOCH, H. W. **Distortion Potential – A Systematic Way to Describe Dimensional Changes.** Proceedings of the 14th Int. Metallurgy & Materials Congress, p: 1296–1305. Turkey, 2008.

GRUM, J.: **A Review of the Influence of Grinding Conditions on Resulting Residual Stresses after Induction Surface Hardening and Grinding.** Journal of Materials Processing Technology. p: 212-226, 2001.

HAIMBAUGH, R. E. **Practical Induction Heat Treating.** Materials Park, Ohio. ASM International, p: 43-74. 2001.

HAUK, V.; HOUGARDI, H.; MACHERAUCH, E. **Residual Stress – Measurement, Calculation, Evaluation.** ASM International. DGM Informationsgesellschaft – Verlag, D-61440, p: 54, 1991.

I-CAR ADVANTAGE Online. **Working with Boron Steel.** Technical Information for the Collision Industry, p: 1, 2004.

KRISTOFFERSEN, H.; VOMACKA, P. **Influence of Process Parameters for Induction Hardening on Residual Stresses.** Materials and Design. p: 637-644. Sweden, 2001.

LOVELESS, D. L.; MEDHANIE, H.; DESMIER, G. C.; COOK, R., KAS, R. A. **New Wrinkles in Induction Hardening Crankshafts.** Heat Treating Progress, p: 41-43. 2002.

LU, J. **Handbook of Measurements of Residual Stresses.** SEM, p: 88., 1996.

LU, J. **Pre Stress Engineering of Structural Material: A Global Design Approach to the Residual Stress Problem**". Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, p: 11, 2002

MACHERAUCH, E.; WOHLFARTT, H.; WOLFSTIEG, U. **Härterei-Tech. Mitt.** p: 201-211, 1973.

NELSON. **Boron Steels Targeted for Low-cost Through-hardness, Tooling and Production.** <<http://www.thefreelibrary.com/Boron+steels+targeted+for+low-cost+through-hardness.-a03666892>>. Acesso em Dez. 2011.

NUNES, R. M. **Análise de Tensões Residuais no Processo de Trefilação Combinada do Aço AISI 1048 Visando Minimizar Distorções Pós Processamento.** Dissertação: UFRGS, p: 20-30, 2008.

OCHI, T.; KOYASU, Y. **Steel Product for Induction Hardened Shaft Component and Shaft Component Using the Same.** United States Patent 5545267, p: 4, 1996.

ROCHA, A. S.; NUNES, R. M.; de Souza, T. F.; SOARES, C. A. T.; STEPHAN, H.; Tekkaya A.E ; HIRSCH, T. K. **Experimental Characterization and Simulation of a Wire**

**Drawing Process and Related Distortion Potentials.** 3rd International Conference on Distortion Engineering, p: 229-238. Bremen, Germany, 2011.

ROSSINI, N.S.; Dassisti, M.; BENYOUNIS, K. Y.; OLABI, A. G. **Methods of Measuring Residual Stresses in Components.** Materials and Design. p: 572-588, 2011.

RUDNEV, V. I.; COOK, R.; LOVELES, D.; BLACK, M.; MURRAY, J. **Induction Hardening Basics for Iron and Steel.** Modern Applications News. p: 59-62, 2000.

RUDNEV, D.; LOVELESS, R.; COOK, R.; BLACK, M. **Handbook of Induction Heating.** p: 10. New York, 2003.

SHEPELYAKOVSKII, K. Z; BEZMENOV, F. V. **New Induction Hardening Technology.** Advanced Materials & Processes, p: 225–227. 1998.

SILVA, R. C. **Caracterização de Um Aço Microligado ao Boro e Tratado Termicamente Utilizado na Fabricação de Tubos.** Dissertação: UNESP, p: 12, 2009.

SOARES, M. B. **Influência das Tensões Residuais no Comportamento em Fadiga e Fratura de Ligas Metálicas.** Dissertação: USP, p: 7, 1998.

TOTTEN, G. E.; HOWES, M. A. H. **Heat Treatment Handbook – Metallurgy and Technologies.** 2nd edition. p: 765-867. United States, 2006.

URITA, T.; NAMIKI, K.; **Steel for Induction Hardening.** United State Patent 5223049, p: 2, 1993.

VOORT, G. F. **Martensite and Retained Austenite.** Materials Characterization & Testing. p: 51-54, 2009.

WANG, Z. **Residual Stress in the Forming of Materials.** ASM Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, Ohio. p: 141, 2002.

WEISS, K.; RUDNEV, V. I.; COOK, R.; LOVELES, D.; BLACK, M. **Induction Tempering of Steel.** Advanced Materials & Processes, p: 19. August 1999.

WEST, M. **Working with Boron Steel.** Published in 2006. <[http://www.bodyshopbusiness.com/Article/2915/working\\_with\\_boron\\_steel.aspx](http://www.bodyshopbusiness.com/Article/2915/working_with_boron_steel.aspx)>. Acesso em Jan. 2012.

ZINN, S.; SEMIATIN, S.L.; **Elements of Induction Heating – Design, Control and Applications,** ASM International, Electronic Power Research Institute, p: 335, 1988.

ZOCH, H. W.; **“From Single Production Step to Entire Process Chain – the Global Approach of Distortion Engineering”.** Mat.-wiss. u. Werkstofftech, p: 6-10, 2006.

## ANEXO I – ANÁLISES METALOGRÁFICAS

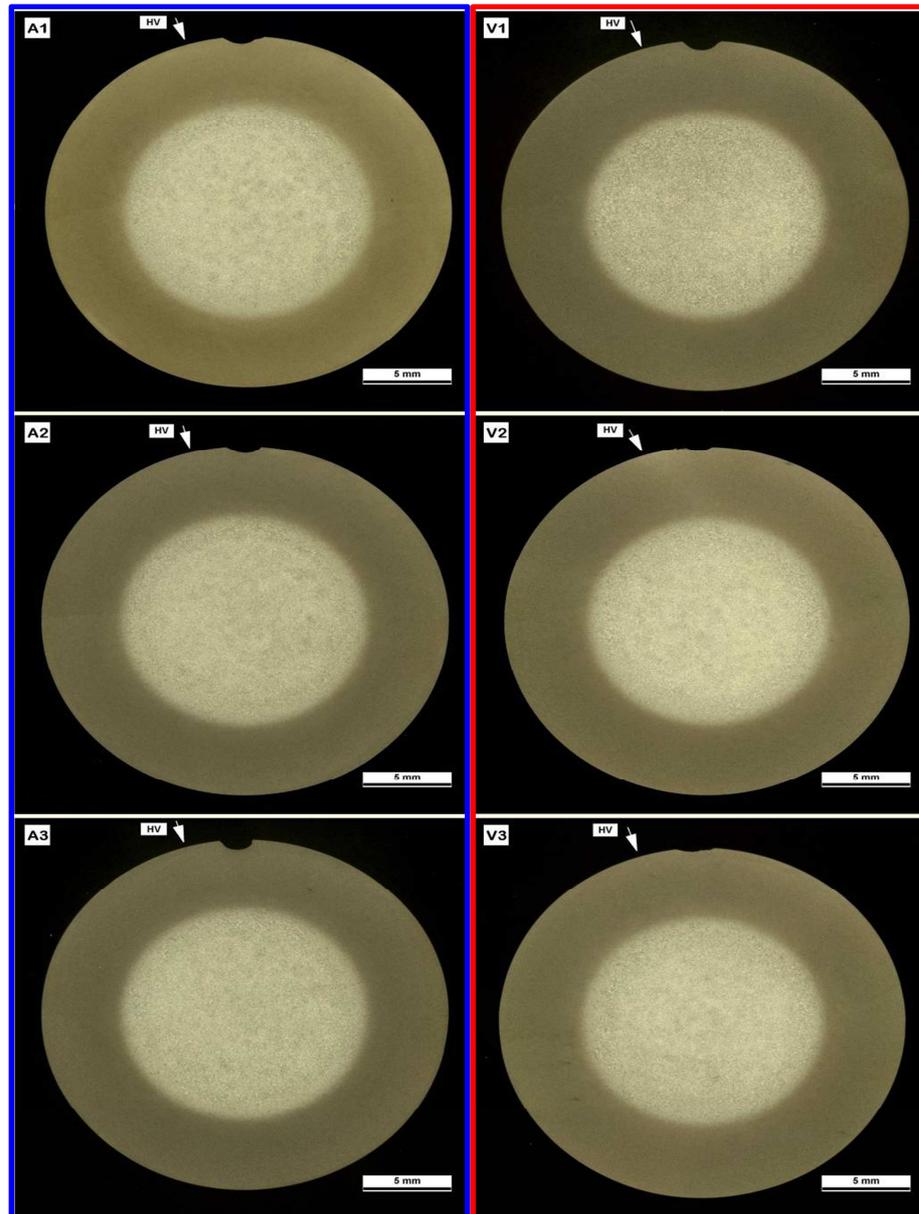


Figura A.1 Camada temperada (região escura) e núcleo (região clara), ataque Nital 2%. Eixo azul: A1, A2, A3; Eixo vermelho: V1, V2, V3.

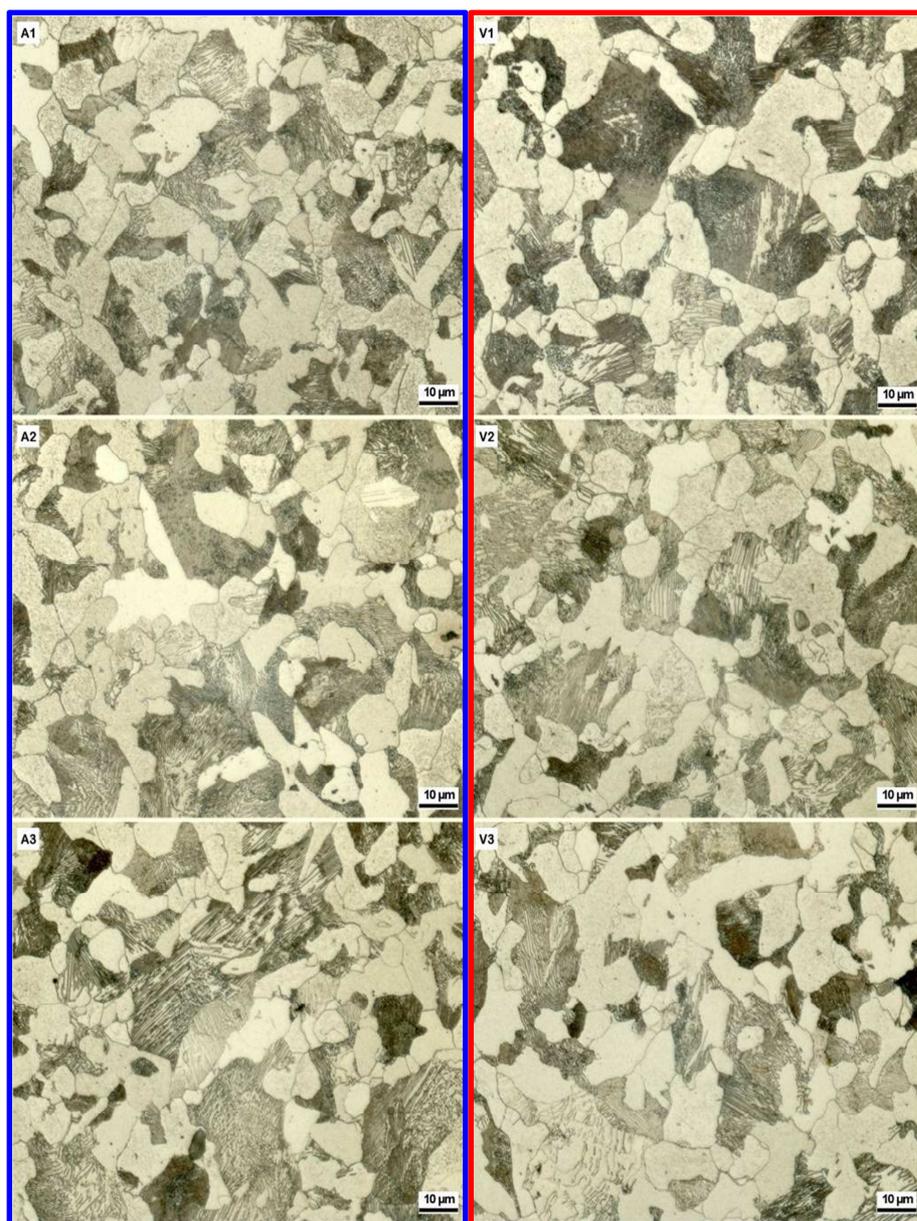


Figura A.2 Micrografia do núcleo, microestruturas perlítica (região escura) e ferrítica (região clara), ataque Nital 2%.  
Eixo azul: A1, A2, A3; Eixo vermelho: V1, V2, V3.

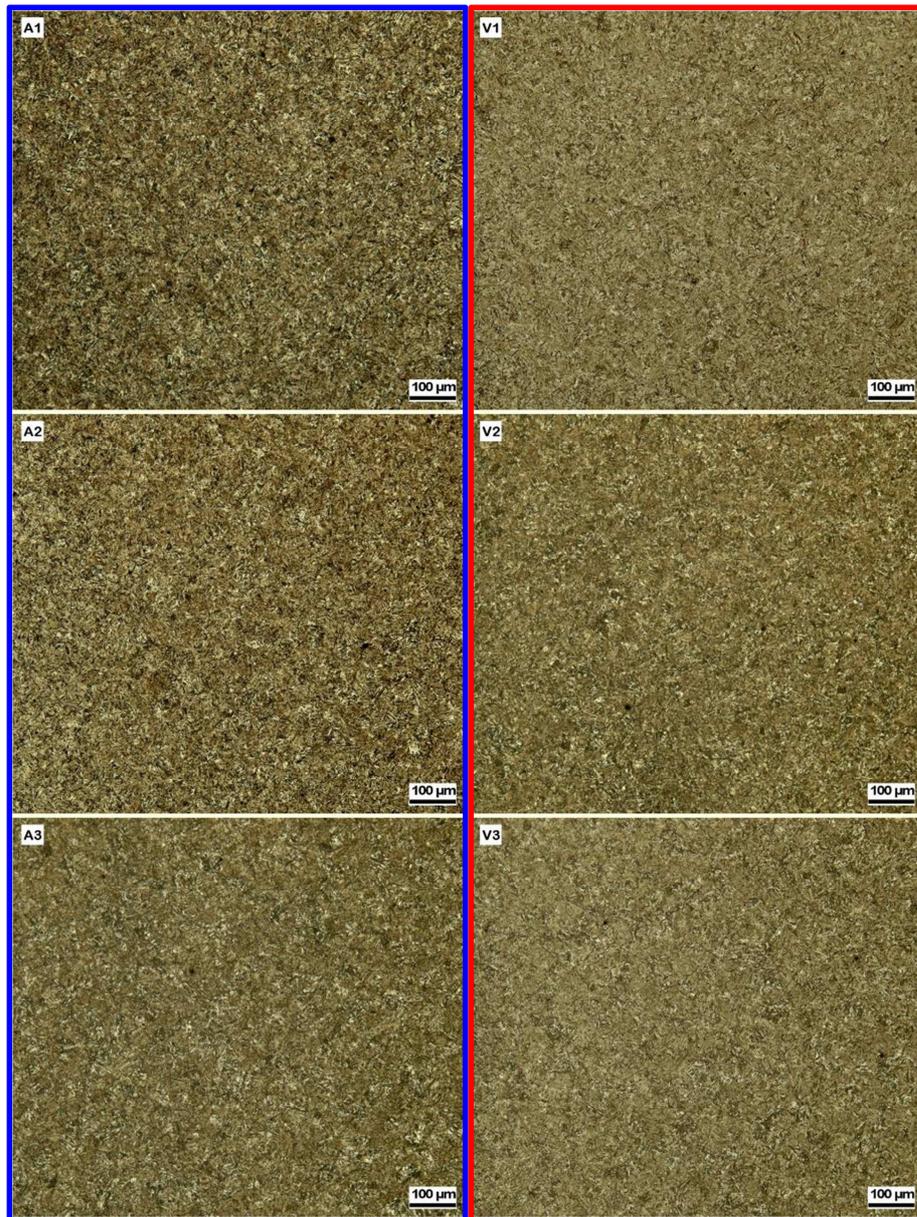


Figura A.3 Micrografias da camada temperada (martenita regiões mais escuras) e austenita retida (regiões claras), ataque Nital 2%. Eixo azul A1, A2, A3; Eixo vermelho V1, V2, V3;