

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

Departamento de Metalurgia

ESTUDO COMPARATIVO ENTRE TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA O AÇO
ABNT 4140, CARACTERIZAÇÃO E ANÁLISE DE FALHA.

Matheus Freitas Kuhn

Trabalho de Diplomação

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre
2014

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul pela oportunidade de cursar a graduação em Engenharia Metalúrgica, com ensino de excelente qualidade.

Ao Departamento da Engenharia Metalúrgica, principalmente para os professores que sempre mostraram comprometimento e qualidade com o seu ensino.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Afonso Reguly pelos ensinamentos e auxílio na elaboração deste trabalho.

Ao Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF e ao Laboratório de Transformação Mecânica – LDTM, por toda a infraestrutura e equipamentos disponibilizados.

Ao Engenheiro Bill Paiva dos Santos, pelo auxílio e cooperação neste trabalho.

Aos colegas Leandro Garcia Pinheiro e Vinícius Cardoso pelo coleguismo, auxílio e amizade ao longo do curso.

À minha família pelo apoio tanto emocional quanto financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IV
LISTA DE TABELAS.....	VII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	VIII
RESUMO.....	X
ABSTRACT	XI
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 Aço ABNT 4140.....	2
2.2 Tratamentos Térmicos	4
2.2.1 Fatores que influenciam os tratamentos térmicos	5
2.3 Fadiga.....	9
2.3.1 Fatores que influenciam a vida em fadiga.....	11
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	18
3.1 Material e análise química das amostras.....	18
3.2 Confecção dos corpos-de-prova.....	19
3.3 Tratamento térmico	21
3.3.1 Têmpera.....	21
3.3.2 Revenimento	22
3.3.3 Têmpera por indução.....	22
3.3.4 Revenimento pós-têmpera por indução.....	23
3.4 Ensaios de dureza.....	23

3.5 Metalografia.....	24
3.6 Análise de tensões residuais	24
3.7 Ensaio de tração	26
3.8 Ensaio de fadiga	27
3.9 Análise de Falha por fadiga.	28
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	30
4.1 Análise Química do Material	30
4.2 Metalografia.....	31
4.3 Ensaio de Dureza	33
4.4 Análise de tensões residuais	36
4.5 Ensaio de Tração.....	38
4.6 Ensaio de Fadiga.....	41
4.7 Análise de Falha por Fadiga	42
5.0 CONCLUSÕES	51
6.0 SUGESTÕES TRABALHOS FUTUROS	53
7.0 BIBLIOGRAFIA	54

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Diagramas tempo temperatura transformação (TTT) e de transformação no resfriamento contínuo (TRC) para o aço ABNT 4140.	7
Figura 2.2 - Principais tratamentos térmicos aplicados em aços.	8
Figura 2.3 - Modelos de variação da tensão ao longo dos ciclos.	9
Figura 2.4 - Curva S-N de um aço ao carbono.	10
Figura 2.5 - Limite de resistência à fadiga de uma liga ferrosa e comportamento de uma liga não ferrosa.	11
Figura 2.6 - Curva S-N para diferentes valores de tensão média.	12
Figura 2.7 - Efeito do meio e da frequência de carregamento na curva S-N.....	15
Figura 2.8 - Tensões residuais na superfície de um cilindro de aço ao carbono durante o aquecimento e resfriamento.....	16
Figura 2.9 - Perfil de tensão residual após têmpera por indução.....	17
Figura 3.1 - Espectrômetro de centelha Spectro.....	19
Figura 3.2 - Corpo de prova do ensaio de tração.....	20
Figura 3.3 - Corpo de prova do ensaio de fadiga.....	20
Figura 3.4 - Divisão dos corpos de prova em função do tratamento térmico e ensaio mecânico.....	21
Figura 3.5 - Microdurômetro Instron.....	23
Figura 3.6 - Equipamento Difração de raios-x.	25
Figura 3.7 – Medição tensões residuais por seccionamento.....	26

Figura 3.8 - Equipamento ensaio de Tração.	27
Figura 3.9 - Equipamento ensaio de Fadiga.	28
Figura 3.10 - Lupa Olympus.....	29
Figura 3.11 - Projetor de perfil IN SIZE ISP – Z3015.	29
Figura 4.1 - Microestrutura Grupo A. a) superfície e b) núcleo respectivamente. MO, 500x, Ataque Nital 2%.	32
Figura 4.2 - Microestrutura Grupo B. a) superfície, b) núcleo e c) transição. MO 500x, Ataque Nital 2%.	33
Figura 4.3 - Perfil de dureza Grupo A.	34
Figura 4.4 - Perfil de dureza Grupo B.	35
Figura 4.5 - Médias das Tensões residuais.	36
Figura 4.6 - Curvas Tensão x Deformação para o Grupo A.....	39
Figura 4.7 - Curvas Tensão x Deformação para o Grupo B.	40
Figura 4.8 - Fotos das Fraturas respectivamente a)CP1,b) CP2, c) CP3 do Grupo B.	41
Figura 4.9 - Macrografia da fratura do CP 1 do Grupo A.	42
Figura 4.10 - Região da nucleação da trinca, 10x.	43
Figura 4.11 - Nucleação da trinca na raiz da rosca Grupo A, 10x.....	43
Figura 4.12 - Região da propagação da trinca, estrias de fadiga,10x.	44
Figura 4.13 - Seção transversal não suporta carga, 10x.	44
Figura 4.14 - Fratura Típica Grupo B.....	45
Figura 4.15 - Nucleação Trinca Grupo B, 10x.	45
Figura 4.16 - Fratura Amostra 2.	46
Figura 4.17 - Micro cavidades, 10x.	46

Figura 4.18 - Nucleação da trinca Grupo B na rosca, 10x.....	47
Figura 4.19 - Determinação do raio na raiz via Image J.....	48
Figura 4.20 - Geometria do concentrador de tensão teórico para tensão axial.....	48

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Faixa de composição química ABNT 4140, % em massa.	3
Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas típicas do aço ABNT 4140 temperado e revenido.	3
Tabela 2.3 - Fases e microconstituintes do aço médio carbono.	6
Tabela 2.4 - Comparativo entre o número de ciclos em fadiga para amostras de 5.0mm e 2.5mm submetidas a uma tensão de 1000 MPa.	14
Tabela 2.5 - Relação entre acabamento superficial e vida média em fadiga.	15
Tabela 3.1 - Parâmetros utilizados na têmpera.	22
Tabela 3.2 - Parâmetros utilizados no revenimento.	22
Tabela 3.3 - Parâmetros utilizados na têmpera por indução.	22
Tabela 3.4 - Parâmetros utilizados no revenimento pós-têmpera por indução.	23
Tabela 4.1 - Resultados das análises químicas, % em massa.	30
Tabela 4.2 – Valores do Perfil de dureza por ponto Grupo A.	34
Tabela 4.3 – Valores Perfil de dureza por ponto Grupo B.	35
Tabela 4.4 - Resultados análises de tensões residuais.	36
Tabela 4.5 – Tensão residual por seccionamento.	37
Tabela 4.6 - Valores obtidos no ensaio de tração do Grupo A.	38
Tabela 4.7 - Valores obtidos no ensaio de tração do Grupo B.	39
Tabela 4.8 - Resultados ensaios de fadiga.	41
Tabela 4.9 - Medições nas roscas.	47

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas;

b – Coeficiente de Basquin;

C – Carbono;

Cr – Cromo;

CP; Corpo-de-prova;

DIN – Deutsches Institut für Normung (Instituto Alemão para Normatização);

ft – Feet (pés);

HB – Dureza Brinell;

HRC – Dureza Rockwell C;

Hv – Dureza Vickers;

Hz – Hertz;

J – Joule;

K_f – Fator de correção para o concentrador de tensão;

K_t – Fator de concentração de tensão teórico;

min – Minuto;

mm – Milímetro;

Mn – Manganês;

Mo – Molibdênio;

MPa – Megapascal;

NBR – Norma Brasileira Registrada;

N_f – Número de ciclos até a falha;

N_i – Níquel;

q – Sensibilidade ao entalhe;

R – Razão de tensão;

S_a – Amplitude de tensão;

Si – Silício;

V – Vanádio;

μ – Micro;

σ_m – Tensão média;

σ_{max} – Tensão máxima;

σ_{min} – Tensão mínima;

σ_r – Intervalo de tensão;

σ_a – Amplitude de tensão;

σ'_f - Coeficiente de resistência à fadiga;

Ψ – Psi.

RESUMO

Este trabalho apresenta um estudo comparativo entre tratamentos térmicos realizados em um aço ABNT 4140 com o intuito de analisar suas propriedades mecânicas e metalúrgicas. Os tratamentos aplicados foram têmpera, revenimento e têmpera por indução. Dessa forma foram separados dois grupos de tratamentos térmicos, Grupo A que foi temperado e revenido e o Grupo B que foi temperado e revenido igualmente ao Grupo A e posteriormente temperado por indução e revenido.

Para atingir os objetivos propostos foram realizadas análises químicas, perfis de dureza, análise de tensões residuais, micrografias, ensaios de tração, todos os ensaios para caracterizar o material, o ensaio de fadiga com o fim de obter o comportamento dos materiais em fadiga e análise da falha ocorrida. Os resultados obtidos foram que os tratamentos térmicos tiveram sucesso na questão da microestrutura, ambos obtiveram a estrutura alvo, martensita revenida, também foi obtido um perfil de dureza já esperado, o material temperado por indução obteve uma maior limite de escoamento e por outro lado obteve um menor nível de tensão residual compressiva. Possivelmente este menor nível pode ser devido a um excessivo tratamento de revenimento que levou a alívio destas tensões residuais e perda de partes dos objetivos desse tipo de tratamento. Os ensaios de fadiga realizados mostraram que o material do Grupo A resistiu mais, porém houve fratura do material na região de acoplamento com a máquina, rosca, invalidando o teste. Foi realizada uma análise de falha para se apontar as possíveis causas da falha, apontando o concentrador de tensão como a principal causa da falha.

Palavras-chave: ABNT 4140, Tensões residuais, Têmpera por indução, Fadiga.

ABSTRACT

This paper presents a comparative study of heat treatment performed in a ABNT 4140 steel in order to analyze its mechanical and metallurgical properties. The treatments were quenching, tempering and induction hardening. Thus were separated two groups of heat treatment, group A has been hardened and tempered and Group B was also quenched and tempered to Group A and then induction hardened and tempered.

To reach the goals were performed chemical analysis, hardness profiles, analysis of residual stresses micrographs tensile test, all tests to characterize the material, the fatigue test in order to obtain the fatigue behavior of the material and analysis the failure occurred. The results were that heat treatments have succeeded in question of the microstructure obtained both the target structure, tempered martensite was also obtained a hardness profile expected, the induction hardened material has obtained a higher yield strength and moreover obtained a lower level of compressive residual stress. Possibly this lower level may be due to excessive treatment tempering leading to relief of these residual stresses and loss of parts of the objectives of such treatment. The fatigue tests carried out showed that the material in Group resisted more, but there was fracture of the material in the coupling region with the machine, thread, invalidating the test. A failure analysis was performed to point out the possible causes of failure, pointing to the stress concentrator as the main cause of failure.

Keywords: ABNT 4140, Residual stresses, Induction hardening, Fatigue.

1.0 INTRODUÇÃO

Na indústria brasileira de forjamento, nos dias de hoje, o aço ABNT 4140 é aplicado na fabricação dos mais variados componentes mecânicos, pois este possui uma boa capacidade de encruamento uma média tenacidade. Assim, tratamentos térmicos são usualmente utilizados para melhorar as propriedades mecânicas deste material, o beneficiamento – têmpera seguida do revenido – é utilizado para componentes sujeitos a altos níveis de tensão de forma que este tratamento aumenta a resistência do material. Tratamentos térmicos superficiais como têmpera por indução são soluções atrativas para ganhos de resistência ao desgaste e resistência à fadiga, pois este tratamento introduz tensões residuais compressivas na superfície do material, além de manter o núcleo do material tenaz. Assim as alterações da microestrutura do material refletem vigorosamente em suas propriedades mecânicas e nas aplicações destes materiais.

O Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia aprovou a portaria nº 247, 03 maio de 2013, regulamentando requisitos de avaliação da conformidade para componentes automotivos. Considerando a importância dos terminais de direção, barras de direção, barras de ligação, terminais axiais, comercializados no país, apresentarem requisitos mínimos de segurança. Muitos destes componentes são produzidos a partir do aço ABNT 4140 e também são tratados termicamente, assim a caracterização deste material se apresenta indispensável para setores de componentes automotivos.

Neste contexto, devido a muitos destes componentes automotivos serem produzidos a partir do aço ABNT 4140 este trabalho procura realizar um estudo comparativo entre tratamentos térmicos para o aço ABNT 4140, comparando resultados obtidos com o intuito de caracterizar o material e analisar possíveis falhas. Os tratamentos são separados por grupos, Grupo A, temperado e revenido comparado à situação do Grupo B, temperado e revenido e temperado por indução e revenido novamente, buscando comparar e entender, as características mecânicas e metalúrgicas destes materiais e os seus diferentes comportamentos.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aço ABNT 4140

O aço ABNT 4140, DIN 42CrMo4, é um aço para beneficiamento muito utilizado em aplicações que requerem média temperabilidade, boa resistência e boa tenacidade (ASM HANDBOOK v1 1995). Comumente utilizado em componentes para sistemas mecânicos, devido sua tenacidade e sua grande capacidade de encruar além de boa resistência à fadiga e à fratura. Utilizado em rolamentos, cilindros, engrenagens, eixos hidráulicos, pinos, anéis, porcas e parafusos, tirantes, etc. Tendo seus principais elementos químicos constituintes como:

O carbono, o aumento do percentual na composição química deste elemento reflete em aumento de dureza, resistência mecânica, temperabilidade e por outro lado diminuição de tenacidade e soldabilidade.

O cromo, este favorece a formação de carbonetos, assim aumentando a resistência à tração do aço, aumentando também a temperabilidade e em grandes percentuais a resistência à corrosão, porém leva a diminuição de tenacidade e soldabilidade.

O molibdênio influencia na formação e estabilização dos carbonetos, aumentando a resistência à tração e a temperabilidade também a resistência a altas temperaturas, pois este induz a formação de picos de endurecimento secundário, também melhora a resistência à corrosão por pites e minimiza a fragilização dos aços no revenimento.

A composição química do ABNT 4140 e algumas de suas propriedades mecânicas típicas são apresentadas na tabela 2.1 e 2.2, respectivamente:

Tabela 2.1 - Faixa de composição química ABNT 4140, % em massa.

	% C	% Mn	% Si	% Ni	% Cr	% Mo	% V
Máximo	0,43	1,00	0,35	-	1,10	0,25	-
Mínimo	0,38	0,75	0,15	-	0,80	0,15	-

Fonte: NBR NM 87 (2000).

Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas típicas do aço ABNT 4140 temperado e revenido.

Temp. de revenimento (°C)	Resistência máxima à tração (Mpa)	Tensão de escoamento (Mpa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)	Dureza (HB)	Energia de Impacto (J)
205	1965	1740	11,0	42	578	15
315	1720	1570	11,5	46	495	9
425	1450	1340	15,0	50	429	28
480	1300	1210	16,0	52	388	46
540	1150	1050	17,5	55	341	65
595	1020	910	19,0	58	311	93
650	900	790	21,0	61	277	112

Fonte: ASM International (1995).

2.2 Tratamentos Térmicos

A finalidade dos tratamentos térmicos é causar mudanças desejáveis na microestrutura do metal e assim também as propriedades deste. Tratamentos térmicos podem afetar as propriedades da maioria dos metais e ligas, porém ligas ferrosas, principalmente aço, submetem-se a um aumento mais dramático nas propriedades. Em geral, a mais estável das estruturas de aço é produzida quando um aço é aquecido acima da temperatura do estado austenítico e lentamente resfriado sob condições próximas do equilíbrio, este tipo de tratamento, frequentemente referido como recozimento ou normalização, que produz uma estrutura que tem um baixo nível de tensão residual e estruturas que podem ser previstas de um diagrama de equilíbrio. Contudo, as propriedades que interessam a maioria dos tratamentos térmicos são aquelas que exibem altas resistências e durezas, normalmente acompanhadas por altos níveis de tensão residual. Estas propriedades são resultados de estruturas metaestáveis produzidas por um resfriamento ou um aquecimento de não equilíbrio a partir de um estado austenítico (TOTTEN 2006).

Em suma, tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas, uma vez que as propriedades desses aços dependem, em princípio, de sua microestrutura. Dessa forma pode-se perfeitamente avaliar a importância dos tratamentos térmicos e deduzir os principais objetivos dos tratamentos como, remoção de tensões, alteração da dureza, resistência mecânica, propriedades magnéticas e elétricas, melhora da ductilidade, usinabilidade, resistência ao desgaste, propriedades de corte, resistência à corrosão, resistência ao calor e resistência à fadiga. Em geral pode ocorrer alteração em mais de uma propriedade em um tratamento térmico e como consequência o prejuízo em outra propriedade, como exemplo o aumento da ductilidade leva a queda do valor de dureza. Há casos, entretanto, em que interessa somente uma modificação parcial em certas propriedades e regiões isso pode ser obtido através de tratamentos termoquímicos onde ocorre alteração parcial da composição química na região tratada ou também através de tratamentos superficiais que alteram a microestrutura na superfície desejada (CHIAVERINI 1988).

2.2.1 Fatores que influenciam os tratamentos térmicos

Diversos fatores influenciam ou determinam os resultados obtidos nas operações de tratamentos térmicos, entre eles estão aquecimento, tempo de permanência à temperatura de aquecimento, resfriamento, atmosfera do forno.

O aquecimento, frequentemente com a intenção de modificar a estrutura do material é realizado acima da temperatura crítica, obtendo-se completa austenitização do aço, completa dissolução dos carbonetos. Esta austenitização é o ponto de partida para as transformações posteriores desejadas que são funções da taxa de resfriamento, ou velocidade de resfriamento adotadas. A velocidade de aquecimento apresenta certa importância em especial em aços com alto acúmulo de tensões residuais, pois um aquecimento muito veloz pode levar a empenamentos ou aparecimento de fissuras. Também há casos em que aços fortemente encruados apresentam uma tendência para um crescimento excessivo do grão quando aquecidos lentamente dentro da zona crítica, sendo conveniente um aquecimento mais rápido dentro desta zona (CHIAVERINI 1988). A temperatura de aquecimento geralmente determinada pelos diagramas de equilíbrio é fundamental para se obter completas transformações das microestruturas, onde quanto maior a temperatura acima da zona crítica, maior a segurança que se tem de que houve completa dissolução dos carbonetos e formação total da fase gama (γ), austenita, porém também maior será o crescimento de grão e redução da resistência do material.

O tempo de permanência nesta temperatura ou tempo de encharque é o fator responsável pela homogeneização da temperatura e homogeneização da microestrutura. Tempos longos levam a completas dissoluções de carbonetos, no entanto excessivo crescimento de grão, descarbonetação e oxidação do material, em aços ao carbono usualmente é utilizado 60 minutos por polegada de espessura e 30 minutos por polegada a mais (ASM HANDBOOK v4 1995).

No resfriamento o fator decisivo é o meio de resfriamento, pois este fornece as taxas de resfriamento e estas taxas são responsáveis pelas estruturas finais do material. Estes meios podem ser água, ar, salmoura, óleos sintéticos ou minerais e resfriamentos controlados em forno, porém deve se evitar meios com severidade superior a necessária

para o próprio aço, pois o material pode sofrer empenamentos ou gerar trincas, devido a grandes gradientes térmicos formados no interior do material durante o resfriamento.

Dessa forma diversas temperaturas e taxas de resfriamento podem ser empregadas sempre visando uma microestrutura “alvo”, com o objetivo de alterar as propriedades do material. A Tabela 2.3 mostra resumidamente as possíveis fases ou microestruturas que são formadas em ciclos de aquecimento e resfriamento nos tratamentos térmicos em aços.

Tabela 2.3 - Fases e microconstituintes do aço médio carbono.

Fase (microestrutura)	Estrutura Cristalina	Características
Ferrita (ferro α)	CCC – Cúbica de Corpo Centrado	Macia e dúctil, solubilidade máxima de carbono 0.025% a 727°C.
Austenita (ferro γ)	CFC – Cúbica de Face Centrada	Dúctil, não magnética, solubilidade máxima de carbono 2.11% a 1147°C.
Cementita (Fe_3C)	Ortorrômica complexa	Contém 6.67% de carbono, material duro e frágil.
Perlita		Lamelas intercaladas de Ferrita e Cementita.
Martensita	TCC – Tetragonal de Corpo Centrado	Metaestável, alta dureza.
Bainita		Cristais aciculares de ferrita e Cementita na forma de partículas discretas.

Uma das mais importantes ferramentas para utilização e compreensão dos tratamentos térmicos são os diagramas de equilíbrio das ligas, no caso dos aços, diagramas Fe-Fe₃C (KRAUSS 2000). No entanto possuem limitações, pois não contemplam todos os elementos de liga presentes nos materiais e nem todas as fases metaestáveis, como a martensita gerada a partir da têmpera. Assim foram desenvolvidas outras ferramentas importantes como as curvas tempo-temperatura-transformação (TTT) e transformação-no-resfriamento-contínuo (TRC), que exibem as transformações da Austenita em função do

tempo em temperaturas constantes e em função de diferentes taxas de resfriamento (KRAUSS 2000). Os diagramas de transformação tornam possível a seleção de aços e o tratamento térmico adequado que produzirá a microestrutura desejada e evitar também transformações controladas por difusão. Na Figura 2.1 são exibidos os diagramas mencionados para o aço ABNT 4140, a ser empregado no presente trabalho. As linhas referenciadas na legenda do gráfico como diagrama TTT (linhas finas) representam o início e o fim das transformações da austenita em estruturas diversas em determinadas temperaturas. As linhas pontilhadas como diagrama TRC mostram a transformação no resfriamento contínuo. Assim também alguns exemplos com velocidades de resfriamentos diferenciados são representados por linhas pontilhadas e na continuação das suas linhas as fases geradas. Em resfriamentos suficientemente lentos ocorre a formação de fase mais estáveis como perlita e ferrita, para resfriamentos com maiores taxa ocorre o aparecimento de martensita, fruto de uma reação adifusional, e também ocorre formação de bainita.

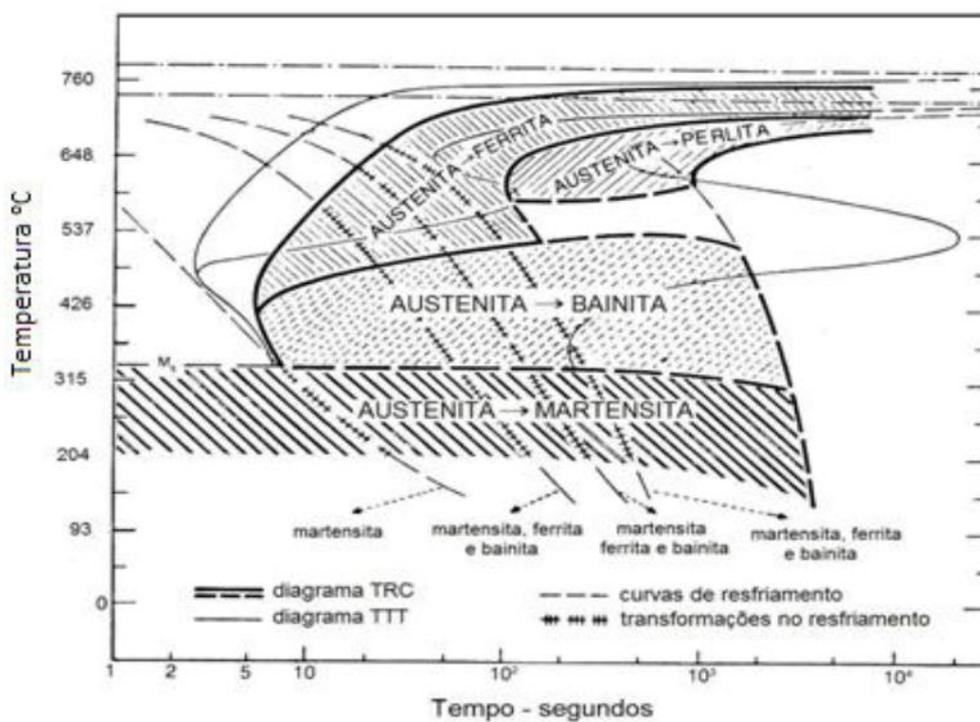


Figura 2.1 - Diagramas tempo temperatura transformação (TTT) e de transformação no resfriamento contínuo (TRC) para o aço ABNT 4140.

Fonte: Krauss (2000).

Atmosfera do forno também desempenha papel importante, pois tanto para evitar a oxidação do material quanto à perda de elementos químicos como a descarbonetação,

causando perda de algumas propriedades como dureza na superfície. Também atmosferas ricas em CO, monóxido de carbono, podem carbonetar o aço, assim deve-se sempre estudar as proporções dos constituintes da atmosfera para que não ocorram estas situações.

Em geral, alguns dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços são mostrados no fluxograma da Figura 2.2, os tratamentos em vermelho serão aplicados neste estudo e receberão maior ênfase na sequência deste trabalho.

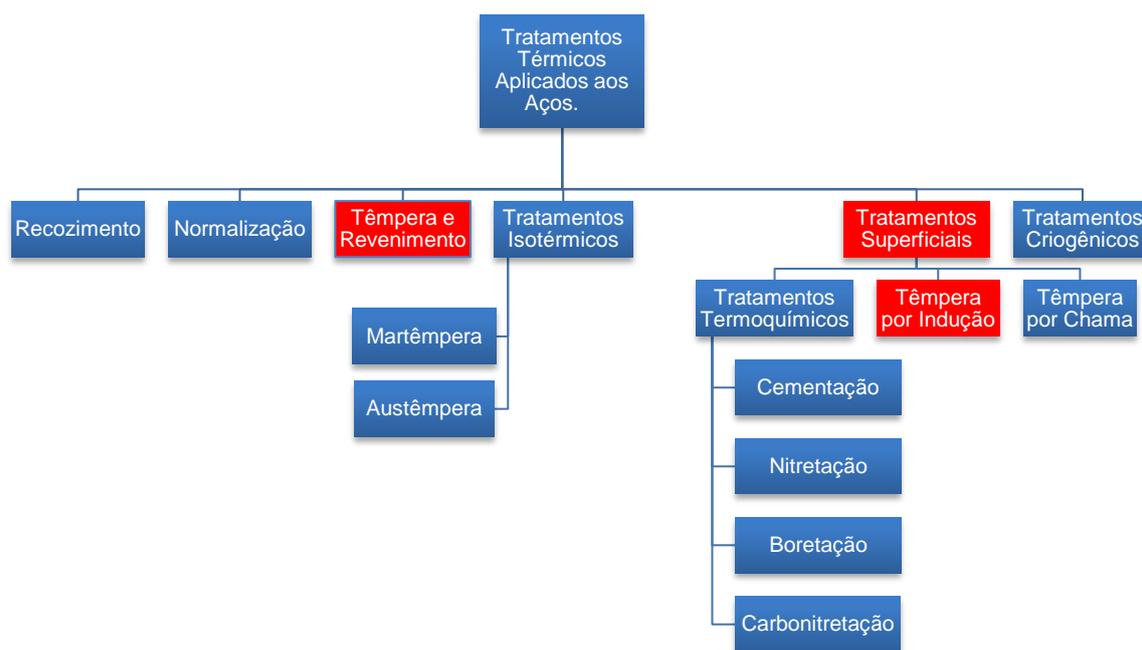


Figura 2.2 - Principais tratamentos térmicos aplicados em aços.

Fonte: Autor (2014).

2.3 Fadiga

A fadiga é uma forma de falha que ocorre em estruturas que estão sujeitas a tensões dinâmicas e oscilantes, sob estas circunstâncias, é possível a ocorrência de uma falha em um nível de tensão consideravelmente inferior ao limite de resistência à tração ou ao limite de escoamento para uma carga estática. A fadiga é importante no sentido de que ela é a maior causa individual de falhas em metais, sendo estimado que ela compreenda aproximadamente 90% de todas as falhas metálicas (CALLISTER 2000). A falha por fadiga é de natureza frágil mesmo em metais dúcteis, no sentido que existe muita pouca deformação plástica generalizada associada com a falha. O processo ocorre pela iniciação e propagação de trincas, e em geral a superfície de fratura é perpendicular à direção de tensão a tração aplicada.

As tensões cíclicas podem ser de natureza axial (tensão-compressão), de flexão (dobramento) ou torcional (torção). Em geral são possíveis três tipos de tensões oscilante-tempo. A figura 2.3, representa as três situações, a) situação simétrica onde nível de tensão médio igual à zero; já b) níveis de tensão não simétricos, mas também senoidais, e nível de tensão média diferente de zero; c) Nível de tensão totalmente aleatório em relação à amplitude e frequência.

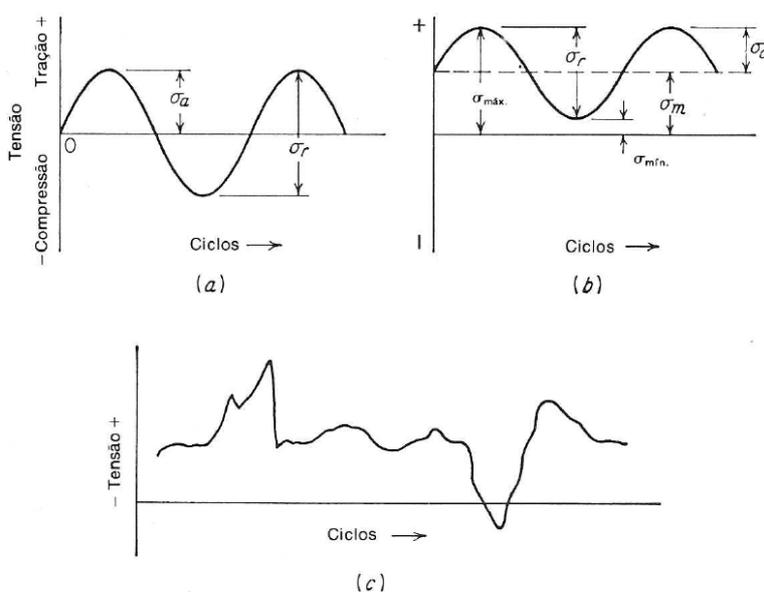


Figura 2.3 - Modelos de variação da tensão ao longo dos ciclos.

Fonte: Dieter (1981).

Nessas situações alguns parâmetros são utilizados para o ciclo de tensões oscilantes, a amplitude da tensão varia em torno de uma *tensão média*, σ_m que é definida sendo a média entre a tensão máxima e a mínima no ciclo, equação 1.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad \text{Equação 1}$$

Adicionalmente o intervalo de tensões σ_r é a diferença entre σ_{\max} e σ_{\min}

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad \text{Equação 2}$$

A *amplitude de tensão*, σ_a é a metade do intervalo de tensões.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} \quad \text{Equação 3}$$

Finalmente, a *razão de tensões* R é a razão entre as amplitudes mínimas e máximas.

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad \text{Equação 4}$$

Por convecção, as tensões de tração são positivas e as tensões de compressão negativas.

Em 1860, August Wöhler observou que a resistência mecânica de eixos ferroviários submetidos a carregamentos cíclicos era notavelmente menor que a resistência mecânica do mesmo material sob carregamento estático, assim direcionou seu trabalho para caracterização do comportamento sob fadiga relacionando a amplitude de tensão S_a ou σ_a e o número de ciclos admissíveis (N_f) originando a curva S-N (SHIBATA 2002). A Figura 2.4 apresenta um exemplo de curva S-N.

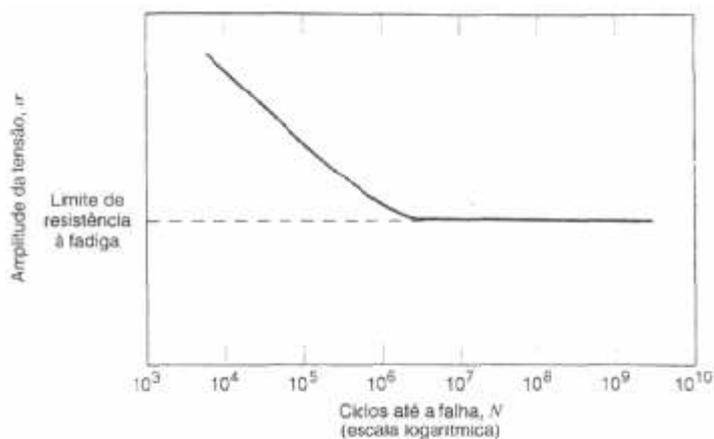


Figura 2.4 - Curva S-N de um aço ao carbono.
Fonte: Callister (2000).

A máxima amplitude de tensões em que a fratura não ocorre mesmo após um alto número de ciclos é denominado limite de resistência à fadiga, este limite representa que para tensões inferiores a ele o material não irá falhar por fadiga (CALLISTER 2000). Para ligas ferrosas este limite é existente, porém para ligas não ferrosas a curva não possui limite e decresce ao longo da diminuição dos carregamentos. A Figura 2.5 mostra o limite de resistência à fadiga para ligas ferrosas e a não existência de um limite para as ligas não ferrosas.

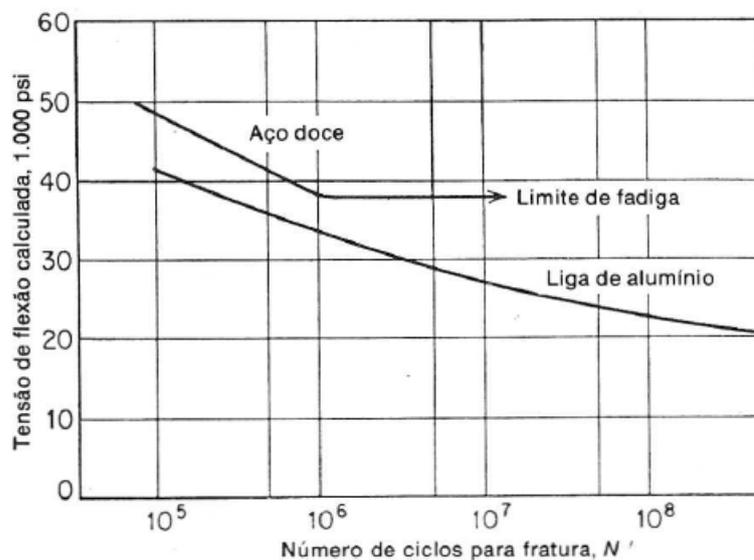


Figura 2.5 - Limite de resistência à fadiga de uma liga ferrosa e comportamento de uma liga não ferrosa.

Fonte: Dieter (1981).

2.3.1 Fatores que influenciam a vida em fadiga

O comportamento em fadiga em materiais de engenharia é altamente sensível a vários fatores, como nível de tensão média, o dano acumulado, o efeito da superfície e tratamentos superficiais, efeito de concentradores de tensão, ambiente e tamanho (DIETER 1981, SURESH 1998).

Muitos dos resultados apresentados em trabalhos de vida em fadiga retratam fadiga com reversão total, $R = -1$, de carregamento onde a tensão média do ciclo é zero, entretanto

na situação de muitas aplicações este nível de tensão média igual a zero não é encontrado. Este nível de tensão médio possui um papel importante, influenciando o comportamento em fadiga dos materiais. Como mostrado na Figura 2.6, sabe-se que o material quando submetido a tensões médias maiores suporta menores números de ciclos.

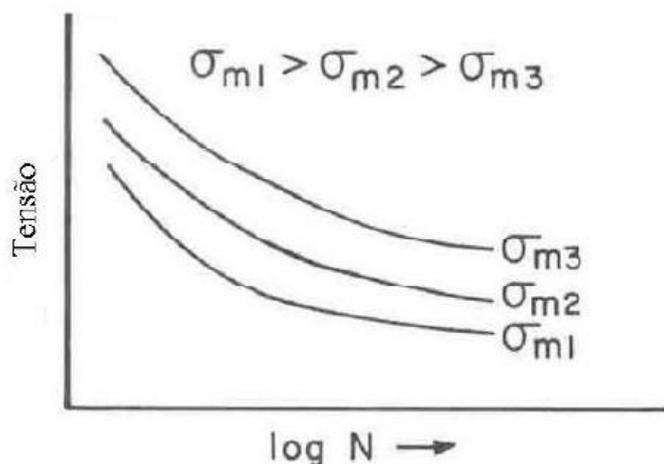


Figura 2.6 - Curva S-N para diferentes valores de tensão média.

Fonte: Suresh (1998).

Dessa forma foram construídos diversos modelos para o efeito da tensão média na vida em fadiga, tais como, Gerber (1874) – geralmente bom para ligas dúcteis submetidos a tensão média de tração. Soderberg(1939) – Fornece uma conservativa estimativa de vida em fadiga. Goodman (1899) – Corresponde a observações experimentais de metais frágeis, porém muito conservativa para metais dúcteis. Também o uso de diagramas como o diagrama de Haigh pode mostrar o efeito da tensão média no ciclo de fadiga. (SURESH 1998). Morrow (1968) apresentou uma variação da relação de Basquin, adicionando o efeito da tensão média, equação 5.

$$\sigma_a = (\sigma'_f - \sigma_m)(2N_f)^b \quad \text{Equação 5}$$

Onde, σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga e b é o expoente de Basquin (RICE 1997).

Princípios de tensão utilizados na caracterização da vida total em fadiga levam apenas em conta constantes amplitudes de carregamentos de fadiga, mas na verdade componentes de engenharia estão sujeitos a variados ciclos de amplitude de tensões,

tensões médias e frequência de carregamentos. Dessa forma foi gerada a regra de dano acumulativo de Palmgren-Miner, sendo uma regra linear, onde o número de ciclos de tensões impostos em um componente, é expresso como um percentual do número total de ciclos de tensão da mesma amplitude necessários para causar a falha, dando uma fração de dano. Também o ordenamento das diferentes amplitudes impostas não afeta a vida em fadiga. A falha ocorre quando a soma linear do nível de cada carga atingir um valor crítico.

$$\sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N_{fi}} = 1 \quad \text{Equação 6}$$

Onde n_i é o número de ciclos correspondente na amplitude de tensão analisada, m é o número de tensões analisadas e N_{fi} é o número total de ciclos até a falha do metal (SCHIJVE 2009).

A presença de concentradores de tensão em materiais, como um entalhe ou um furo, diminuem seriamente a resistência à fadiga, uma vez que os materiais apresentam adoçamentos, filetes, furos, rasgos de chaveta, não será surpresa ocorrerem trincas nessas regiões (DIETER 1981). Além do projeto do material devem-se observar também concentradores de tensão metalúrgicos como porosidades, inclusões, também fatores como rugosidade geram concentradores de tensão.

A razão entre a tensão máxima e a tensão nominal é denominada fator de concentração de tensão teórico K_t . Para condições de carregamento de fadiga o K_t é substituído pelo fator de entalhe na fadiga K_f (DOWLING 2007). Este fator é a simples relação entre o limite de fadiga de um corpo de prova entalhado sobre um não entalhado. Para materiais que não apresentam limite de resistência à fadiga, o fator de entalhe na fadiga é baseado na resistência à fadiga para um número de ciclos. Os valores de K_f variam com a severidade do entalhe, tipo do entalhe, material, tipo de carregamento e nível de tensão.

A sensibilidade ao entalhe de um material em fadiga é expressa por:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad \text{Equação 7}$$

No efeito do tamanho, as experiências têm mostrado com evidências que a modificação da espessura modifica também as características do componente com relação à fadiga. ALMIRÓN 2010 verificou que não apenas ocorreu aumento da resistência à fadiga, mas também o limite de fadiga para amostras de 2,5mm em relação a 5 mm. A

Tabela 2.4 apresenta um comparativo com as duas situações, para uma tensão de 1000MPa e relacionado ao número de ciclos para falha.

Tabela 2.4 - Comparativo entre o número de ciclos em fadiga para amostras de 5.0mm e 2.5mm submetidas a uma tensão de 1000 MPa.

Amostra 5.0 mm	Amostra 2.5mm
Nº de Ciclos	Nº de Ciclos
132467	210000
114100	211800
111494	190033

Fatores ambientais também podem afetar o comportamento da fadiga em metais, tipos de fadiga como térmica e por corrosão são assistidas pelo meio que se encontram. A fadiga quando induzida em altas temperaturas, gera tensões térmicas a partir de restrições na contração ou expansão do material, assim inicia-se também o processo de fluência de materiais para temperaturas superior à metade do ponto de fusão do material, levando a oxidação dos contornos de grão e a nucleação de trincas nestes (CALLISTER 2000, DIETER 1981). Ambientes corrosivos implicam uma vida em fadiga mais curta, pequenos pites podem se formar no material e gerar concentradores de tensão e sítios para nucleação de trincas, o ataque químico aumenta drasticamente a taxa de propagação da trinca em fadiga (SCHIJVE 2009). A figura 2.7 mostra a relação de meio versus vida em fadiga.

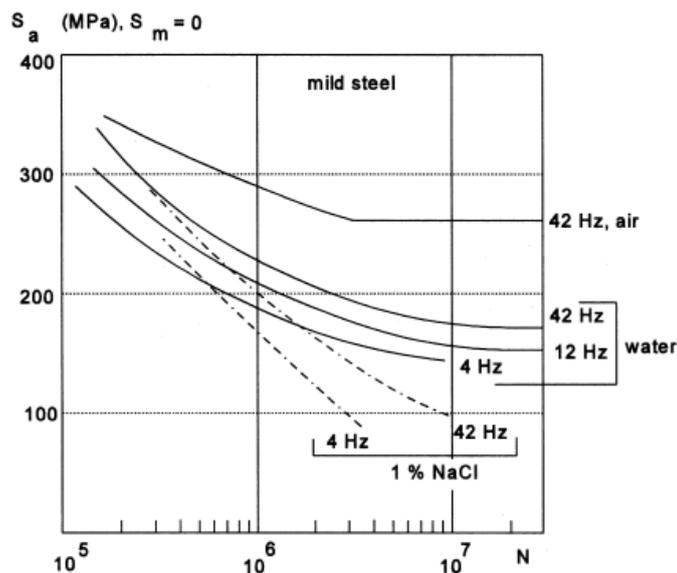


Figura 2.7 - Efeito do meio e da frequência de carregamento na curva S-N.

Fonte: Schijve (2009).

Praticamente todas as falhas por fadiga principiam na superfície do componente, logo isso nos diz que as propriedades de fadiga são muito sensíveis às condições superficiais. Fatores superficiais que mais afetam são a rugosidade e a variação nas tensões residuais na superfície. Assim diferentes acabamentos superficiais têm levado a diferentes desempenhos em fadiga, de forma geral quanto menor a rugosidade, menor a tendência de concentrar tensões e maior o desempenho em fadiga (SCHIJVE 2009). Tabela 2.5 expressa esta relação.

Tabela 2.5 - Relação entre acabamento superficial e vida média em fadiga.

Tipo de acabamento	Rugosidade da superfície, μ .	Vida média em fadiga, ciclos.
Torneado	2,67	24000
Parcialmente polido	0,15	91000
Polido	0,13	137000
Retificado e polido	0,05	234000

Fonte: Dieter (1981).

As tensões residuais são introduzidas por tratamentos superficiais e apresentam um importante efeito na vida em fadiga, estas são geralmente consequência de tratamentos

térmicos, químicos ou mecânicos. Os tratamentos mecânicos causam deformações plásticas não homogêneas que podem favorecer a vida em fadiga, como o shot peening de superfícies (SURESH 1998), devido às tensões residuais compressivas introduzidas no material, que retardam o início das trincas de fadiga ou tornam seu surgimento subsuperficial (ROCHA 2010). Mudanças na microestrutura, precipitação de fases, reações químicas induzem tensões residuais no material. Processos como cementação e nitretação produzem tensões compressivas na região de difusão do processo, no caso da nitretação, variações de tensões superficiais podem ser observadas devido à deformação da rede cristalina provocada pelo nitrogênio na matriz ferrítica, pela precipitação de diferentes nitretos e pela diferença de contração volumétrica entre a matriz e os precipitados (BOTH 2011). Também tratamentos térmicos como a têmpera por indução geram tensões residuais devido aos processos aquecimento e resfriamento. Tensões térmicas são produzidas durante o aquecimento e no resfriamento como mostrado na Figura 2.8, durante o aquecimento a superfície permanece em compressão até em temperaturas acima de 600°C começam ocorrer expansões plásticas e diminuição da tensão compressiva. Já em torno de 850°C o aço se expande livremente quando a superfície assume o regime plástico. Durante o resfriamento, as tensões da superfície são trativas até o momento onde se inicia o intervalo de formação da martensita, onde se atinge a temperatura de início da formação da martensita, sua transformação vai reduzindo as tensões trativas gerando tensões compressivas (RUDNEV 2000, HAIMBAUGH 2001). A Figura 2.9 nos mostra o quanto complexa pode ser a combinação de trações trativas e compressivas na têmpera por indução.

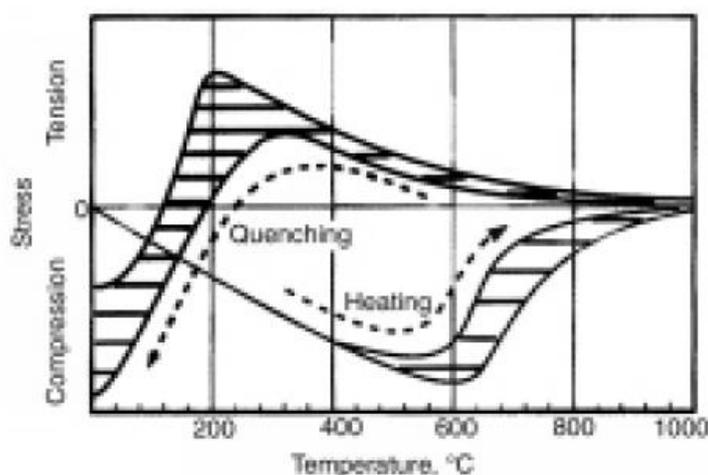


Figura 2.8 - Tensões residuais na superfície de um cilindro de aço ao carbono durante o aquecimento e resfriamento.

Fonte: Haimbaugh (2001).

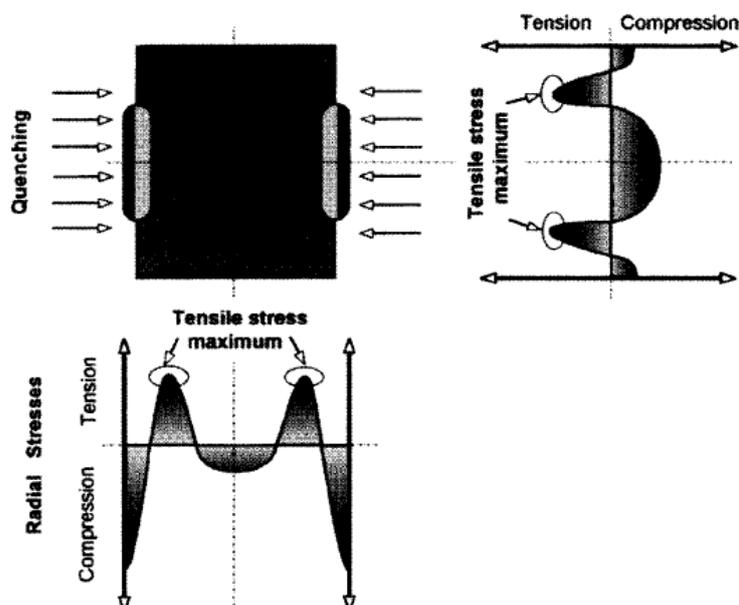


Figura 2.9 - Perfil de tensão residual após têmpera por indução.

Fonte: Rudnev (2000).

O desenvolvimento das tensões residuais compressivas na formação da martensita na superfície pode aumentar efetivamente o ponto de escoamento do material e permitir a aplicação deste em carregamentos em fadiga. Dessa forma como mostrado na Figura 2.14, logo após a camada endurecida, há uma região crítica onde se concentra a máxima tensão residual trativa e é nela que possui o maior potencial para iniciar trincas subsuperficiais, assim o revenido após o processo busca aliviar uma parte deste máximo de tensão trativa enquanto mantém os benefícios da tensão compressiva. Coupard 2008, Grum 2013 e Palin-Luc 2011, citaram que o aumento na resistência à fadiga ocorre devido às de tensões residuais geradas nos tratamentos de têmpera por indução e também pelas elevadas características mecânicas da camada tratada termicamente, martensita. Palin-Luc, 2011 demonstrou que a camada de martensita possui características de fadiga superiores quando em comparação com o material de base ferrítica-perlítica.

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

As etapas de procedimentos experimentais foram realizadas no Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF, também no Laboratório de Transformação Mecânica - LdTM na Universidade Federal do Rio Grande do Sul, em uma empresa de tratamentos térmicos Indutherm Cachoerinha – RS.

As amostras coletadas foram analisadas em laboratório, passando por análise de composição química, de microestrutura, de dureza, análise de tensões residuais, ensaios de tração, fadiga e análise de falha.

Logo em seguida será descrita em maiores detalhes toda a metodologia foi empregada neste trabalho.

3.1 Material e análise química das amostras

O material utilizado neste trabalho foi o aço ABNT 4140 com composição química descrita na Tabela 2.1.

As análises químicas das amostras dos corpos de prova foram realizadas em um Espectrômetro de centelha SPECTRO, Localizado no Grupo de Análise de Falhas (GAF) no LAMEF, mostrado na Figura 3.1, à temperatura de 22,7°C e umidade do ar de 61%. O princípio de método de análise por espectroscopia de emissão óptica baseia-se na atomização do material da amostra devido a uma centelha gerada, esta atomização excita os átomos e íons, durante o processo estes emitem radiação e esta radiação é passada para o

espectrômetro através de fibra óptica onde se dispersa em seus componentes espectrais. A intensidade da radiação dos componentes espectrais é proporcional à concentração do elemento na amostra, e recalculada imediatamente a partir de um conjunto de curvas de calibração do equipamento. Assim, são fornecidos os percentuais de concentração dos elementos na amostra. Foram realizadas três “queimas”, análises químicas no material.



Figura 3.1 - Espectrômetro de centelha Spectro.
Fonte: Autor, 2014.

3.2 Confecção dos corpos-de-prova

As dimensões dos corpos de prova de tração estão de acordo com a norma NBR ISO 6892, e os corpos de prova de fadiga ASTM E 466-07. Foram confeccionados oito corpos de prova tração e oito corpos de prova de fadiga.

A representação e as dimensões dos corpos de prova que foram utilizados nos ensaios de tração e fadiga podem ser observadas na Figura 3.2 e 3.3 respectivamente.

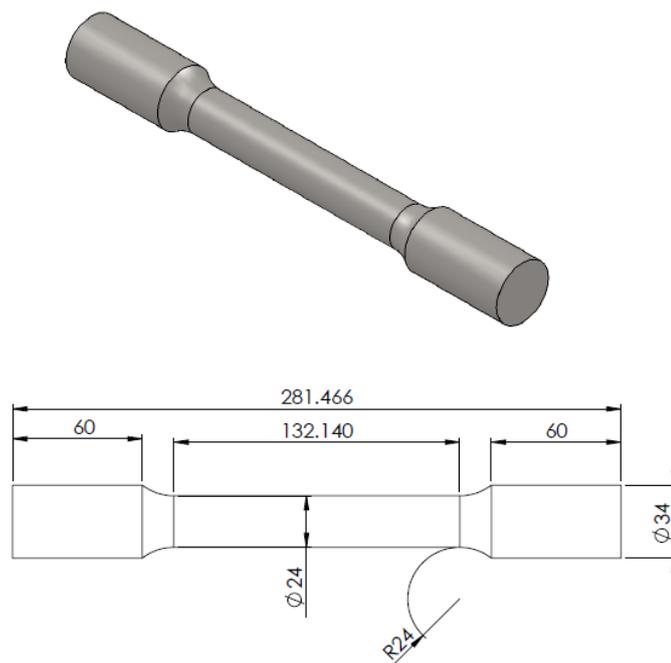


Figura 3.2 - Corpo de prova do ensaio de tração.

Fonte: Autor (2014).

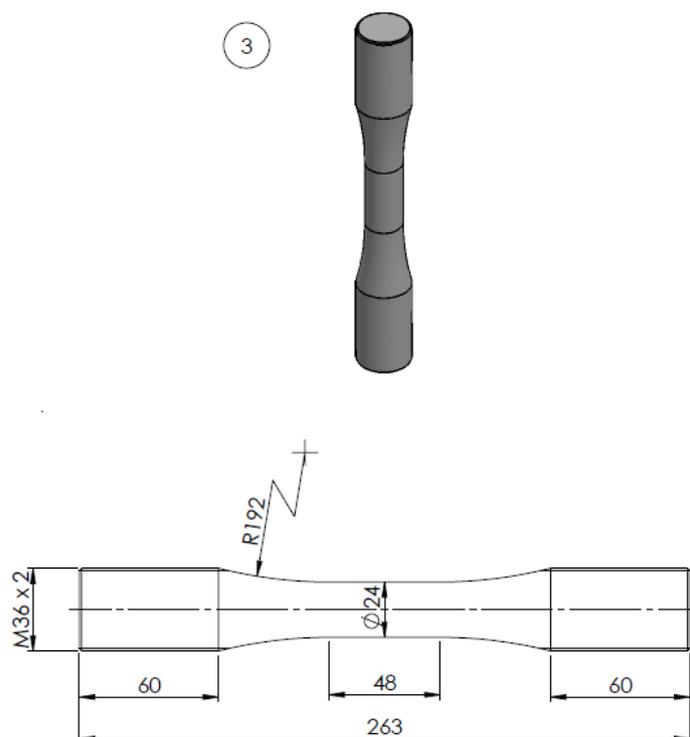


Figura 3.3 - Corpo de prova do ensaio de fadiga.

Fonte: Autor (2014).

3.3 Tratamento térmico

Os corpos de prova foram separados em dois grupos, A e B e submetidos a diferentes tratamentos térmicos, onde no grupo A o material sofreu têmpera e revenimento e no grupo B o material sofreu têmpera e revenimento sob as mesmas condições do grupo A e após estes tratamentos sofreu têmpera por indução e revenimento após têmpera por indução, com a intenção de estimar o aumento de resistência do material e aumento da vida em fadiga. O fluxograma da Figura 3.4 exemplifica a divisão dos corpos de prova em relação ao tratamento que foram submetidos.

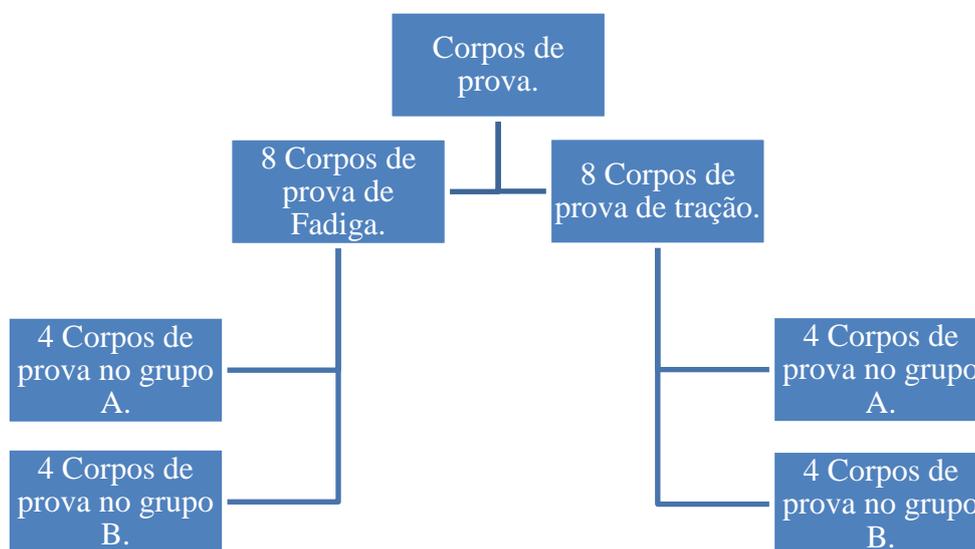


Figura 3.4 - Divisão dos corpos de prova em função do tratamento térmico e ensaio mecânico.

Fonte: Autor (2014).

3.3.1 Têmpera

Todos os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de têmpera, equipamento Forservice/Indutherm, para ganhos de resistência mecânica e dureza do material. A Tabela 3.1 mostra os parâmetros utilizados no tratamento.

Tabela 3.1 - Parâmetros utilizados na têmpera.

Temperatura de Aquecimento [°C].	Tempo de encharque [min].	Meio de resfriamento.	Atmosfera do tratamento.
860	60	Sal AS 140 a 160°C	N ₂ – 2,5 l/h e Metanol 2,0 l/h

3.3.2 Revenimento

Depois do tratamento de têmpera os corpos de prova foram submetidos ao revenimento, equipamento Forservice/ Indutherm, os parâmetros do revenimento estão descritos Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Parâmetros utilizados no revenimento.

Temperatura de Aquecimento [°C].	Tempo [min]	Meio de resfriamento.	Atmosfera do tratamento.
580	90	Ar (ambiente)	Ar

3.3.3 Têmpera por indução

Após o revenimento, quatro amostras do ensaio de tração, quatro amostras do ensaio de fadiga foram submetidos à têmpera por indução, equipamento Servtherm/ Indutherm, os parâmetros do processo estão descritos Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Parâmetros utilizados na têmpera por indução.

Frequência (kHz)	Potência (kW)	Velocidade de deslocamento Indutor (mm/min)	Profundidade de camada	Meio de resfriamento
10	150	1600	2,0 – 3,0 mm	Solução água e polímero Houghton aqua Quench 260 A 6%

3.3.4 Revenimento pós-têmpera por indução

Posteriormente a têmpera por indução, os corpos de prova foram tratados por revenimento, equipamento Forservice/ Indutherm, os parâmetros do revenimento estão descritos Tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Parâmetros utilizados no revenimento pós-têmpera por indução.

Temperatura de Aquecimento [°C].	Tempo [min]	Meio de resfriamento.	Atmosfera do forno.
260	90	Ar (ambiente)	Ar

3.4 Ensaaios de dureza

Foi realizado no GAF-LAMEF, perfis de micro dureza como forma de caracterizar a distribuição da dureza no material e definir a profundidade de camada temperada por indução, na qual possui limite de camada de 550 HV. Para tal fim foi utilizado o equipamento Microdurômetro Instron, mostrado na Figura 3.5, onde foram realizadas medições a partir da superfície do corpo de prova até o núcleo com distâncias programadas previamente de 0,3mm e também cabe informar que a superfície é a distância inicial, 0,0 mm. A carga utilizada foi 0,3 kg no ensaio.

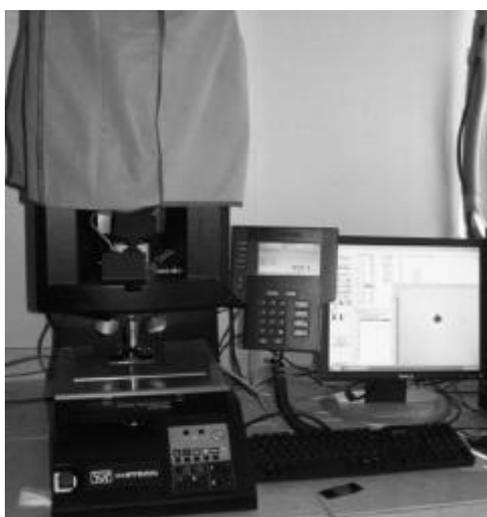


Figura 3.5 - Microdurômetro Instron.

3.5 Metalografia

O material foi cortado transversalmente e as amostras foram embutidas em uma Embutidora Metalográfica Strues Labopress 3, em um processo que consiste na adição de baquelite e aplicação e temperatura para compactação da baquelite.

Após o embutimento, a superfície a ser analisada foi lixada, sequencialmente por uma série de lixas com diferentes granulometrias, seguindo a sequência gradual de 80, 120, 220, 320, 400, 600, 1200 mesh e alterando a direção em 90° das amostras a cada mudança de lixa. Em seguida o polimento das mesmas com pasta de diamante granulométrica 3µm realizadas em uma Politriz Struers DP-10. A superfície então foi atacada quimicamente com Nital 2%, com tempo médio de 7 a 10 segundos.

Logo após, as amostras foram examinadas através do Microscópio Ótico Olympus BX51M, visando identificar alterações microestruturas tanto na superfície quanto próximo ao núcleo.

3.6 Análise de tensões residuais

A análise de tensões residuais foi realizada no equipamento GE – Seifert Charon XRDM – Research Edition no LAMEF na Universidade Federal do Rio Grande do Sul. O método utilizado foi a Difração por raios-x, com modo de inclinação lateral e cálculo de tensões a partir do método do $\sin^2\psi$, este método apresenta uma boa medição de tensões residuais com a preservação da amostra, também medições de tensões residuais relativas à falha por fadiga (NUNES, 2008). Foram utilizados os corpos de prova preparados para o ensaio de tração, Figura 3.6 mostra o equipamento.

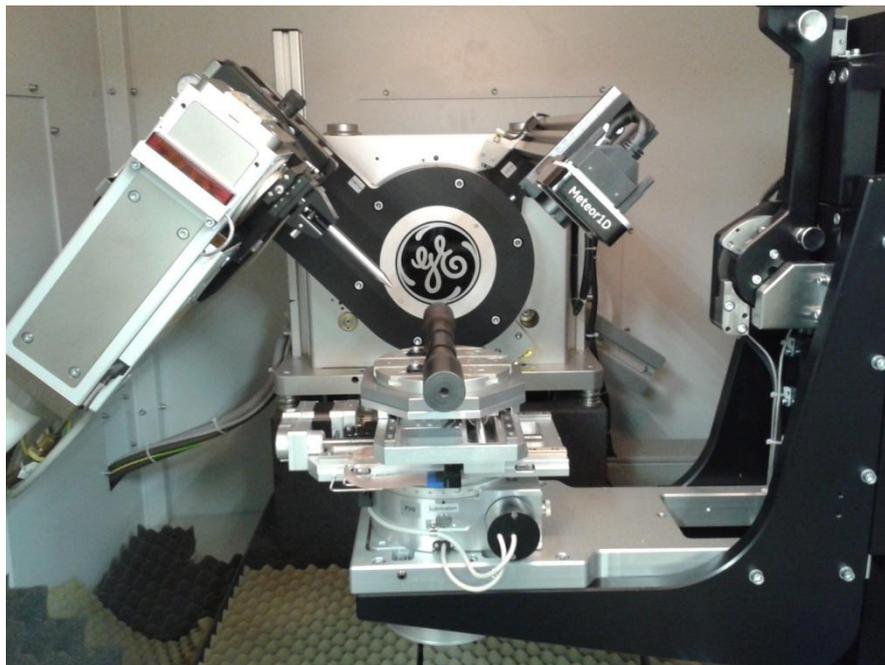


Figura 3.6 - Equipamento Difração de raios-x.

As análises das tensões residuais nos corpos de prova de tração ocorreram no sentido longitudinal destes e foram medidos 6 corpos de tração, 3 do Grupo A e 3 do Grupo B, em cada corpo de tração foi realizados 5 pontos de medição, todos pontos próximos ao centro do corpo de prova onde se possuía diâmetro de 24mm, medições foram realizadas com um espaçamento entre elas de 2mm. Parâmetros utilizados na análise seguem a seguir:

- Elemento do tubo de raios-X: Cr
- Comprimento de onda $k\text{-}\alpha$: 2.2897Å
- Tensão do tubo: 30 kV
- Corrente: 50 mA
- Detector usado: Meteor 1D
- Ângulos utilizados: $[-45^\circ \text{ até } +45^\circ]$, Chi (ψ) = 11
- Tempo de escaneamento: 10s
- Passo: 0,1.
- Pico de difração utilizado: $\{2\ 1\ 1\}$ $\{h\ k\ l\}$ 2-Ângulo teta $[156,08^\circ]$
- Variação do ângulo de difração: $[147^\circ\text{-}166^\circ]$
- Colimador: 2 mm

- $1/2S_2$: $5.810 \cdot 10^{-6}$ MPa-1
- -S1: $1.270 \cdot 10^{-6}$ MPa-1
- Módulo de Young: $220.264 \cdot 10^3$ MPa
- Coeficiente de Poison: 0.280

Após o ensaio de difração de raios x, foram realizadas mediações de tensões residuais por seccionamento em duas amostras de ensaio de fadiga designadas como Amostra 3, pertencente ao Grupo A e Amostra 5, pertencente ao Grupo B.

Cada amostra foi instrumentada com um strain gage de 2mm de grade, posicionado de modo a medir as deformações na direção longitudinais do corpo de prova. O seccionamento foi realizado transversalmente ao corpo de prova a uma distância de 5mm do centro do strain gage através do processo de corte por eletroerosão a fio, como mostrado Figura 3.7.

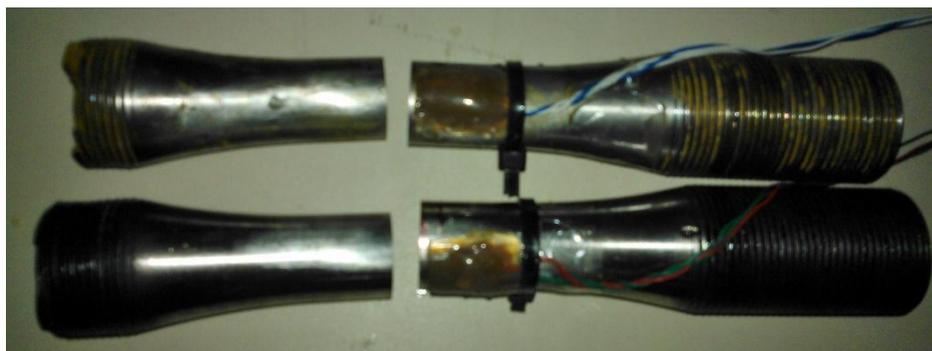


Figura 3.7 – Medição tensões residuais por seccionamento.

3.7 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado no equipamento de ensaio de tração Emic DL no LdTM na Universidade Federal do Rio Grande do Sul, com capacidade para 600 kN e à temperatura ambiente e taxa de deslocamento de 0.9 mm/min, Figura 3.8. Todos os ensaios foram realizados segundo a norma (ABNT NBR ISO 6892-1:2013). Assim foi possível a obtenção das curvas tensão x deformação convencional para o material estudado, e determinar parâmetros como limite de escoamento e aproximação do módulo de

elasticidade. Foram ensaiados 6 corpos de prova, 3 na situação do Grupo A e 3 na situação do grupo B.



Figura 3.8 - Equipamento ensaio de Tração.

3.8 Ensaios de fadiga

Para os ensaios de fadiga, utilizou-se o equipamento 042 e 219 do LAMEF, com capacidade de 500kN na Universidade Federal do Rio Grande do Sul, seguindo a norma ASTM E466-07, Figura 3.9. Foi utilizado um valor de carga de 316500N e uma frequência de 5 Hz e $R = 0,1$, tipo de solicitação Tração-Tração. Foram ensaiados seis corpos de prova, três na situação do Grupo A e três na situação do grupo B.



Figura 3.9 - Equipamento ensaio de Fadiga.

3.9 Análise de Falha por fadiga.

Após o ensaio de fadiga os corpos de prova sofreram análise de falha, o processo da análise se caracterizou por visualização das fraturas com auxílio de Lupa Olympus, Figura 3.10, e medições com um Projetor de perfil IN SIZE ISP – Z3015, Figura 3.11, ambos os equipamentos do LAMEF na Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Objetivo da análise é caracterizar o tipo de fratura, suas regiões e suas possíveis causas.

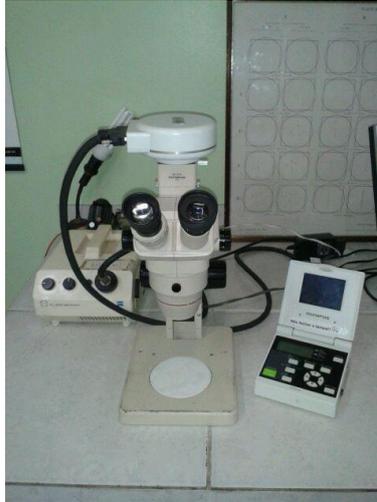


Figura 3.10 - Lupa Olympus.



Figura 3.11 - Projetor de perfil IN SIZE ISP – Z3015.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados e as discussões sobre estes referentes a todas as análises aplicadas neste trabalho.

4.1 Análise Química do Material

Os resultados de análise química do material atenderam as especificações da norma NBR NM 87: 2000. Os resultados da análise química são apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Resultados das análises químicas, % em massa.

	Média das amostras
C (%)	0,3860
Si (%)	0,2770
Mn (%)	0,8240
P (%)	0,0134
S (%)	0,0069
Cr (%)	0,9680
Mo (%)	0,1500
Ni (%)	0,0476
Al (%)	0,0106
Co (%)	0,0100
Cu (%)	0,0917
Nb (%)	0,0079
Ti (%)	0,0025
V (%)	0,0024
W (%)	0,0100

Pb (%)	0,0020
Sn (%)	0,0051
B (%)	0,0002
Fe (%)	97,2

4.2 Metalografia

A Figura 4.1 apresenta respectivamente a microestrutura resultante dos tratamentos térmicos aplicados no Grupo A, na região mais próxima da superfície da amostra, e no centro, em um aumento de 500 vezes. Já a Figura 4.2 também nos mostra respectivamente a região próxima à superfície, camada temperada por indução, e o centro da amostra em 500 vezes de aumento e, além disso, a zona de transição da região temperada por indução para o grupo B com aumento de 50 vezes. Foi possível notar que o material apresenta levemente segregação, representadas nas micrografias como uma zona mais escura. HAYNE , 2013, verificou que a microestrutura com bandas de segregação não tem qualquer influência significativa na propriedade de fadiga do aço 4140. Os tratamentos térmicos atingiram seus objetivos, pois em ambos os casos se obteve a estrutura da martensita revenida, e no caso temperado por indução foi observado uma diminuição das dessas bandas de segregação na superfície devido à dissolução dos elementos de liga na austenitização durante o processo.

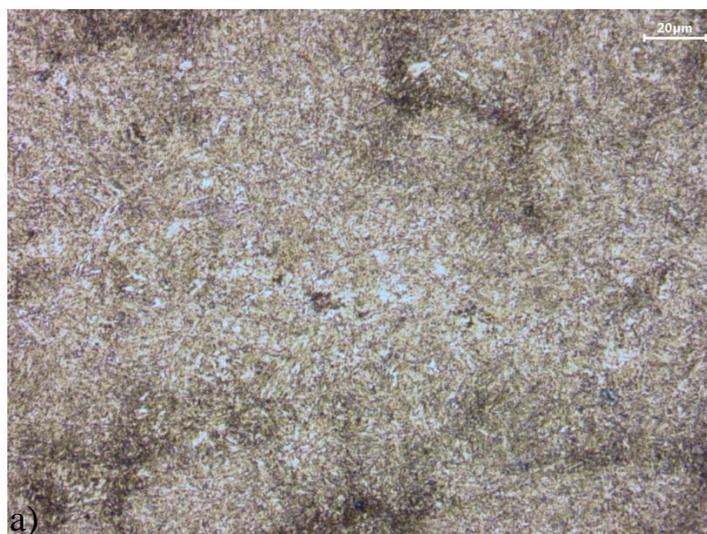
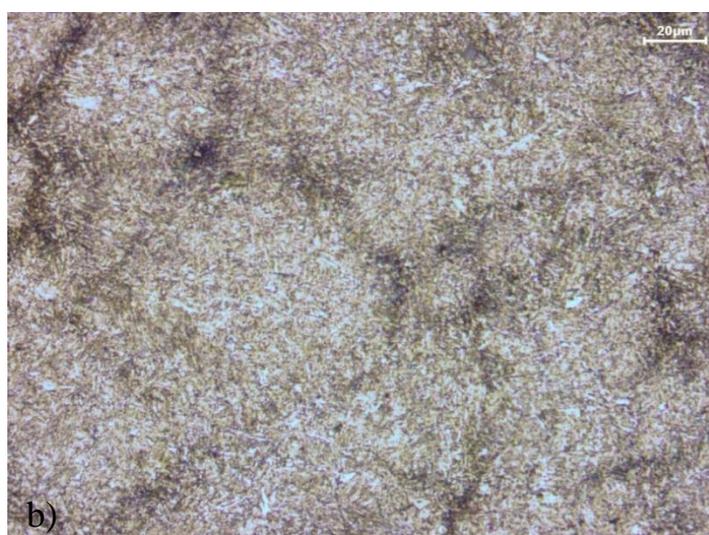




Figura 4.1 - Microestrutura Grupo A. a) superfície e b) núcleo respectivamente. MO, 500x, Ataque Nital 2%.



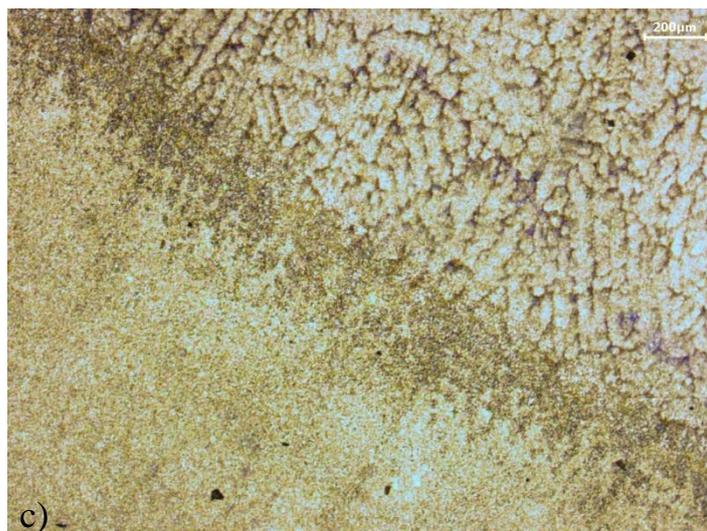


Figura 4.2 - Microestrutura Grupo B. a) superfície, b) núcleo e c) transição. MO 500x, Ataque Nital 2%.

4.3 Ensaio de Dureza

Os valores dos perfis de dureza e o perfil do Grupo A são apresentados na Tabela 4.2 e na Figura 4.3. Foram observados valores de dureza com algumas oscilações, se obteve um valor médio de 297,15 HV.

Os valores dos perfis de dureza e o perfil do Grupo B são apresentados na Tabela 4.3 e na Figura 4.4. Os valores obtidos neste perfil de dureza comprovam resultados esperados em função dos tratamentos térmicos, uma alta dureza na camada temperada por indução, na superfície até 702 HV e um núcleo menos duro, com dureza média de 311,03 HV caracterizando a profundidade de camada temperada por indução com o valor de 2,4 mm, com limite de camada de 550 HV.

Lima, 2006, relacionou oscilações de dureza em regiões com segregação e regiões entre segregações como uma forma de confirmar que a heterogeneidade é um fator de perda de tenacidade, as Figuras 4.3 e 4.4 apresentaram essas oscilações que podem ser explicadas devido as heterogeneidades de suas estruturas.

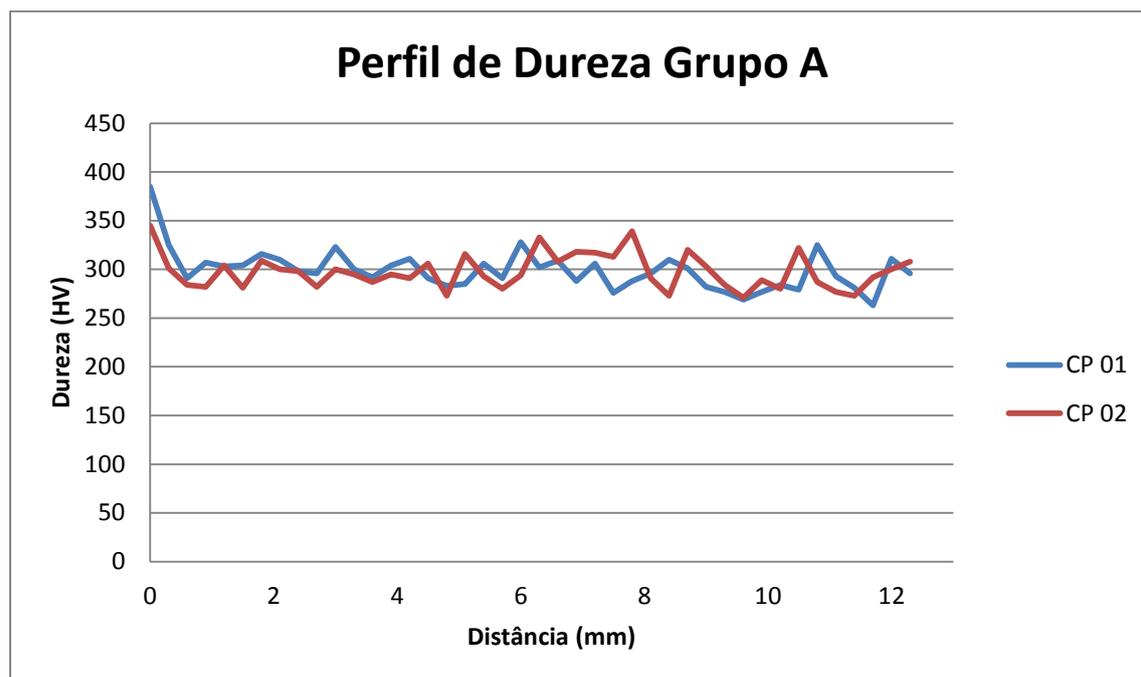


Figura 4.3 - Perfil de dureza Grupo A.

Tabela 4.2 – Valores do Perfil de dureza por ponto Grupo A

Número do Ponto	Distância mm	Dureza Hv		Número do Ponto	Distância mm	Dureza Hv	
		CP1	CP2			CP1	CP2
1	0	385	345	22	6.3	302	333
2	0.3	325	301	23	6.6	309	308
3	0.6	291	284	24	6.9	288	318
4	0.9	307	282	25	7.2	306	317
5	1.2	303	304	26	7.5	276	313
6	1.5	304	281	27	7.8	288	339
7	1.8	316	309	28	8.1	296	291
8	2.1	310	300	29	8.4	310	273
9	2.4	298	298	30	8.7	301	320
10	2.7	296	282	31	9	282	303
11	3	323	300	32	9.3	277	284
12	3.3	300	295	32	9.6	269	271
13	3.6	292	287	33	9.9	277	289
14	3.9	304	295	34	10.2	284	280
15	4.2	311	291	35	10.5	279	322
16	4.5	291	306	36	10.8	325	287
17	4.8	283	273	37	11.1	293	277
18	5.1	285	316	38	11.4	281	273
19	5.4	306	293	39	11.7	263	292
20	5.7	291	280	40	12	311	300
21	6	328	294	41	12.3	296	308

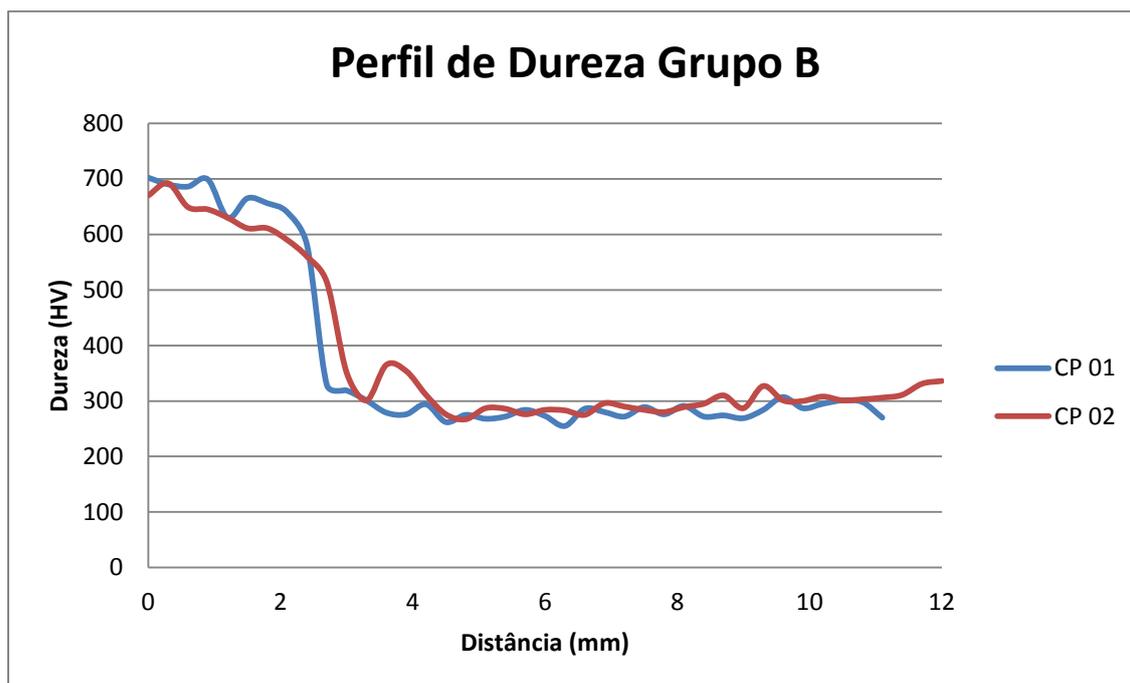


Figura 4.4 - Perfil de dureza Grupo B.

Tabela 4.3 – Valores Perfil de dureza por ponto Grupo B

Número do Ponto	Distância mm	Dureza Hv		Número do Ponto	Distância mm	Dureza Hv	
		CP1	CP2			CP1	CP2
1	0	702	670	22	6.3	255	283
2	0.3	690	692	23	6.6	286	275
3	0.6	686	649	24	6.9	280	296
4	0.9	699	645	25	7.2	272	290
5	1.2	630	630	26	7.5	289	284
6	1.5	665	611	27	7.8	276	280
7	1.8	656	611	28	8.1	291	289
8	2.1	640	590	29	8.4	272	295
9	2.4	581	560	30	9.7	274	310
10	2.7	329	514	31	10	269	287
11	3	319	351	32	10.3	284	327
12	3.3	301	301	33	10.6	307	301
13	3.6	279	365	34	10.9	287	300
14	3.9	276	354	35	11.2	295	308
15	4.2	294	311	36	11.5	301	301
16	4.5	262	276	37	11.8	298	303
17	4.8	275	267	38	12.1	270	306
18	5.1	268	287	39	12.4		311
19	5.4	272	286	40	12.7		331
20	5.7	284	276	41	13		336
21	6	273	284				

4.4 Análise de tensões residuais

Na Tabela 4.4 são mostrados os valores de tensão residuais obtidos para cada corpo de prova analisado, também na Figura 4.5 é apresentado um gráfico correlacionado as médias obtidas em cada corpo de prova.

Tabela 4.4 - Resultados análises de tensões residuais.

Corpo de Prova	Valores de Tensão nos pontos (MPa)						
	1	2	3	4	5	Média	Desvio Padrão
I Grupo A	-579,60	-563,10	-552,20	-564,00	-557,60	-563,30	10,270
II Grupo A	-596,10	-566,10	-572,60	-593,40	-593,40	-584,32	13,901
III Grupo A	-539,70	-541,80	-533,00	-533,60	-533,70	-536,36	4,084
I Grupo B	-77,10	-66,50	-57,00	-67,60	-54,10	-64,46	9,176
II Grupo B	-124,00	-113,70	-99,90	-102,00	-122,70	-112,46	11,255
III Grupo B	-127,30	-138,40	-132,20	-120,80	-112,20	-126,18	10,139

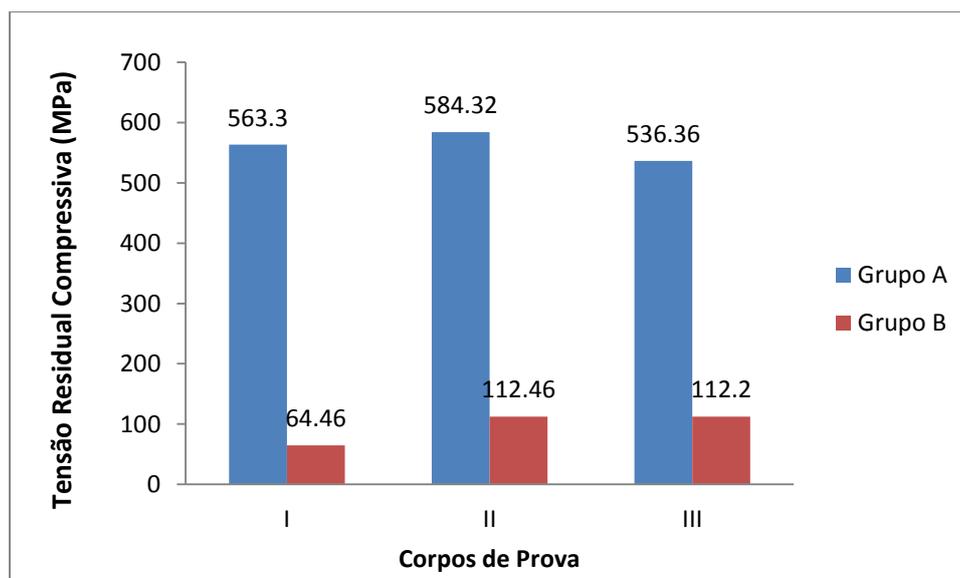


Figura 4.5 - Médias das Tensões residuais.

Foi observado um nível bastante superior de tensões compressivas no grupo A, apesar do grupo B sofrer têmpera por indução, onde os valores foram muito altos para materiais apenas temperados e revenidos, Grupo A. Devido a estes resultados foram realizados análises de tensões residuais por seccionamento, a Tabela 4.5 apresenta os valores obtidos.

Tabela 4.5 – Tensão residual por seccionamento.

Amostra	Deformação [$\mu\text{m}/\text{m}$]	Tensão [MPa]
3	-248	52
5	142	-30

Nota-se que para a Amostra 3, pertencente ao grupo A, se obteve um valor de tensão residual mais adequado, 52 MPa, uma vez que em trabalhos como de SUBASI,2011, a alta temperatura de revenimento leva a obtenção de baixos níveis de tensões residuais. É importante salientar que o método de seccionamento obtém de uma média ao longo de uma determinada profundidade e a difração por raios x realiza uma análise bem pontual. Isso pode explicar a pequena diferença entre as amostras do Grupo B onde a amostra 5 se obteve valores próximos aos obtidos por difração de raios x, porém muito baixo comparados a literaturas seguintes. Também como essa amostra foi submetida ao ensaio de fadiga, este ensaio pode levar a um pequeno alívio de tensões também. PALIN-LUC,2011, apresentou valores de tensão residual na superfície para aços baixa liga temperados por indução bem superiores, em torno de -500 MPa, aos resultados obtidos aqui. KRISTOFFERSEN, 2001 analisou tensões residuais em cilindros do aço 4140 temperados por indução e obteve altos níveis de tensões residuais compressivas, -550 MPa, porém em seu trabalho as amostras não sofreram revenimento após a indução. Logo se pode concluir que o processo está com algum problema e este pode ser relacionado ao revenimento aplicado neste trabalho que pode estar com a temperatura muito alta, uma vez que o forno de revenimento não foi instrumentado com termopares para o ensaio, dessa forma o revenimento está aliviando as tensões residuais compressivas, as quais seriam importantes para o comportamento em fadiga deste material.

4.5 Ensaio de Tração

As Tabelas 4.6 e 4.7 apresentam respectivamente o limite de escoamento do material do Grupo A e do Grupo B, como também aproximações de seus módulos de elasticidade, uma vez que este ensaio teve ênfase em obter o limite de escoamento dos materiais. Foi observado um maior limite de escoamento para o Grupo B.

As curvas Tensão x Deformação do ensaio de tração do Grupo A e Grupo B são apresentados na Figura 4.6 e 4.7 nesta ordem. O material do Grupo B se comportou de forma frágil, onde nos dois corpos de prova, CP 1 e CP 2, o material não sofreu escoamento, simplesmente fraturou. O material do Grupo A sofreu escoamento se comportando de forma mais tenaz que o Grupo B. Fotos das fraturas dos corpos de prova do Grupo B são apresentadas na Figura 4.8, respectivamente CP1, CP2 e CP3.

Tabela 4.6 - Valores obtidos no ensaio de tração do Grupo A.

	CP Grupo A 01	CP Grupo A 02	CP Grupo A 03	Média	Desvio Padrão
Limite de escoamento (MPa)	852,73	852,73	856,54	854,00	2,20
Módulo de Elasticidade (MPa)	144742	195801	207173	182572	33251,50

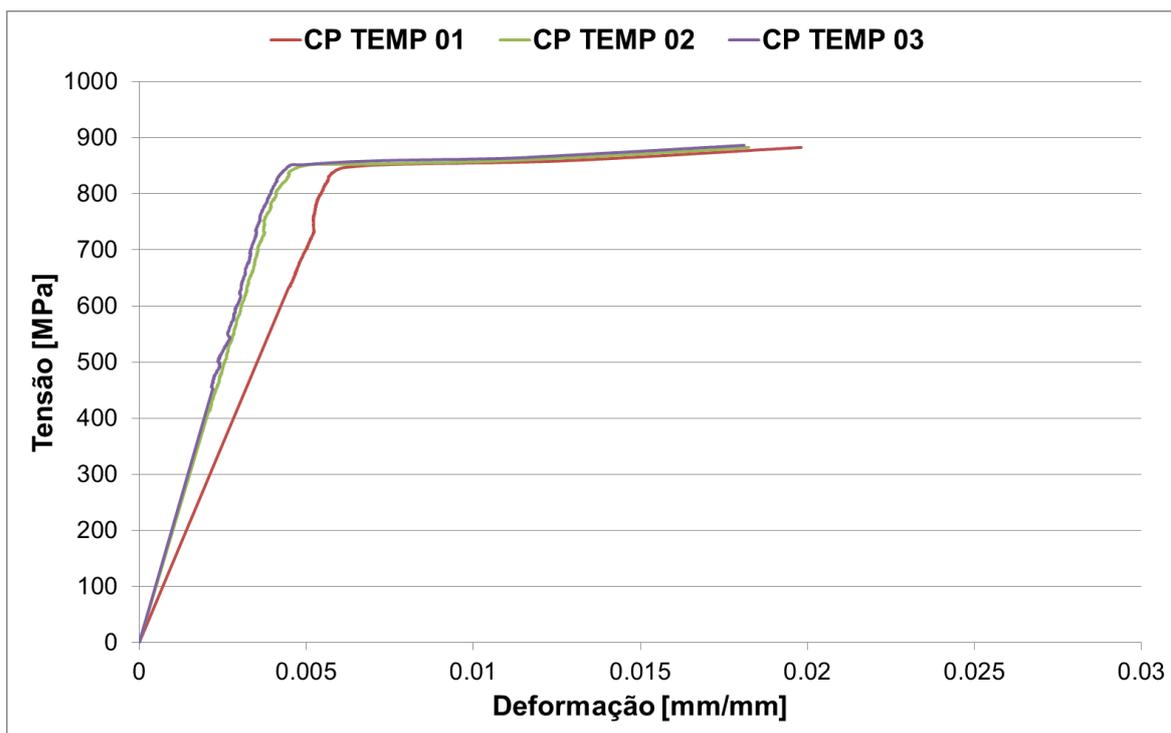


Figura 4.6 - Curvas Tensão x Deformação para o Grupo A.

Tabela 4.7 - Valores obtidos no ensaio de tração do Grupo B.

	CP Grupo B 01	CP Grupo B 02	CP Grupo B 03	Média	Desvio Padrão
Limite de escoamento (MPa)	1041,04	1008,50	955,00	1001,51	43,44
Módulo de Elasticidade (MPa)	214680,00	192676,00	190505,00	199287,00	13374,85

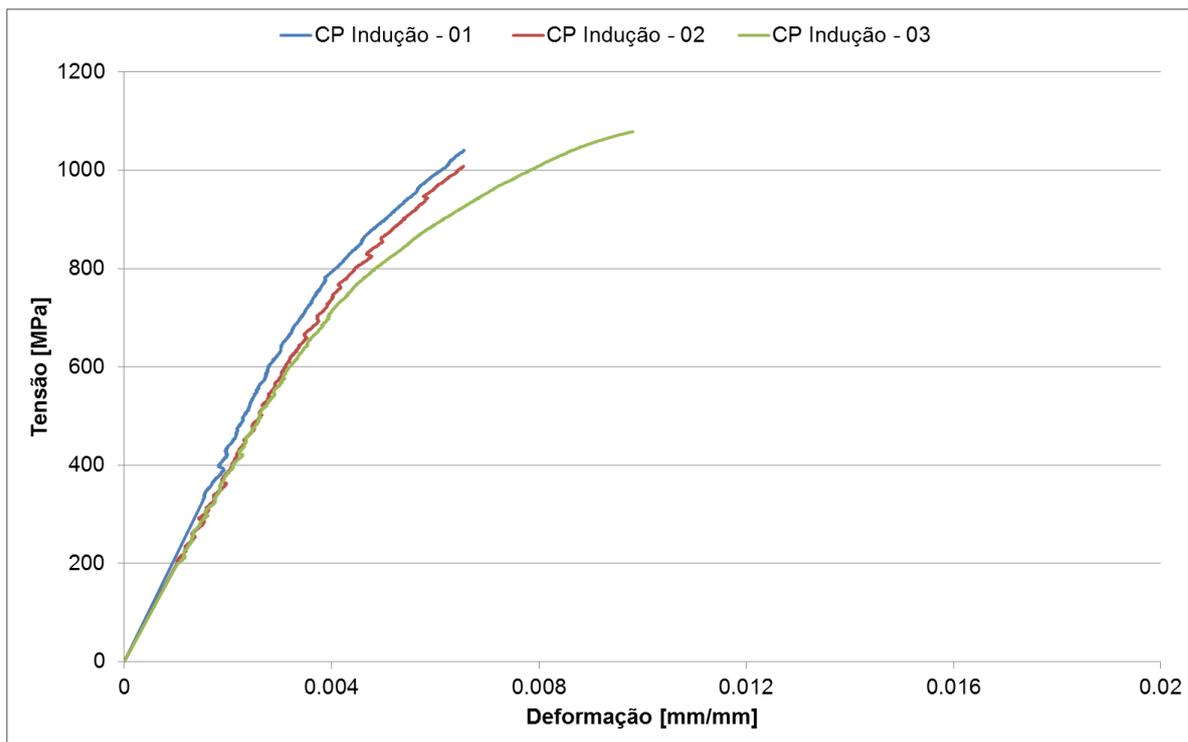
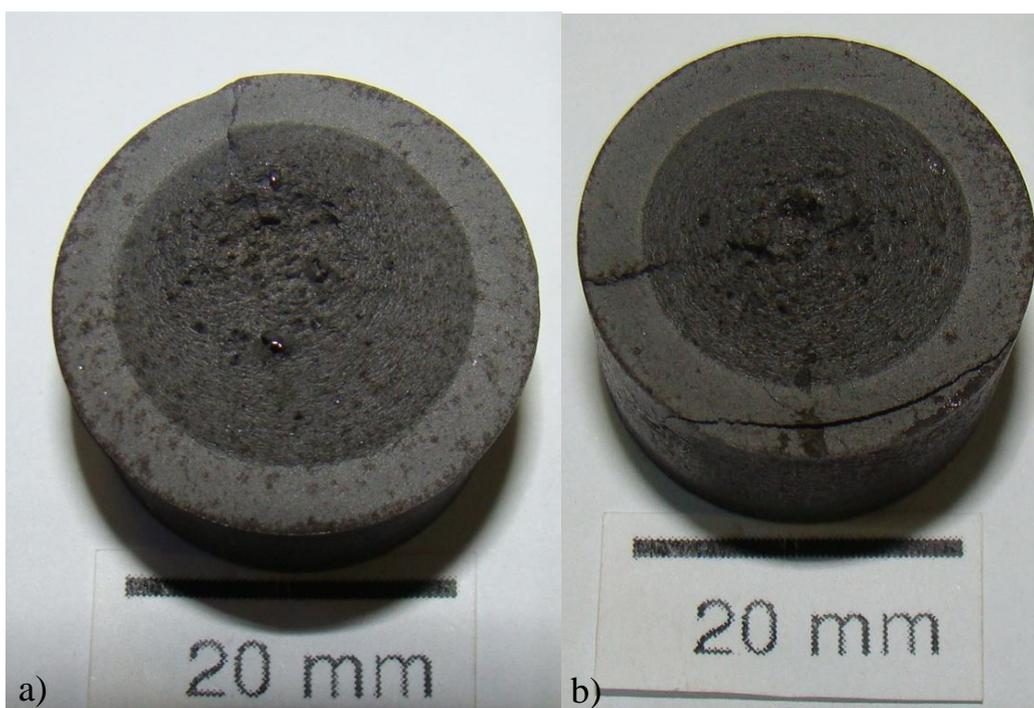


Figura 4.7 - Curvas Tensão x Deformação para o Grupo B.



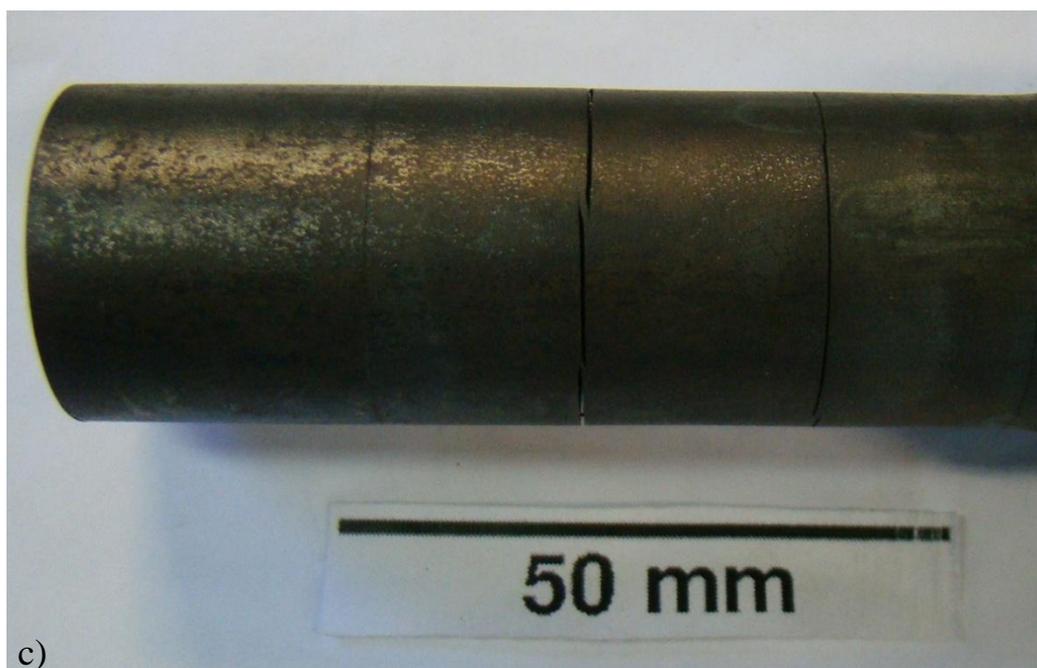


Figura 4.8 - Fotos das Fraturas respectivamente a)CP1,b) CP2, c) CP3 do Grupo B.

4.6 Ensaio de Fadiga

O resultado do ensaio de fadiga é mostrado na Tabela 4.8, podemos observar que o Grupo A teve um melhor desempenho em fadiga quando comparado ao Grupo B, porém somente o CP 02 do Grupo B rompeu no local válido do ensaio, assim o restante dos dados obtidos não são válidos, somente sendo válido o dado do CP 02 do Grupo B.

Tabela 4.8 - Resultados ensaios de fadiga.

	Números de Ciclos até a fratura			Local da fratura		
	CP 01	CP 02	CP03	CP 01	CP 02	CP 03
Grupo A	111113	104569	107645	Rosca	Rosca	Rosca
Grupo B	54978	56035	49781	Rosca	Seção Útil	Rosca

Fonte: Autor (2014).

4.7 Análise de Falha por Fadiga

As amostras que falharam por fadiga serão analisadas abaixo, visto que apenas o CP 2 do grupo B rompeu no local adequado do ensaio, todas as outras romperam na região da rosca. A Figura 4.9 apresenta uma macrografia da fratura do CP 1 do Grupo A. Pode-se notar a típica falha por fadiga que ocorreu em todos os CPs do Grupo A, onde se observa que foram nucleadas trincas em 4 pontos diferentes do diâmetro do corpo de prova na rosca que prendia o CP ao dispositivo. Na região de nucleação da trinca em uma vista macroscópica observa-se uma fratura frágil com a superfície lisa, como mostra Figura 4.10, também nota-se a propagação das trincas nucleadas, formando as famosas estrias de fadiga, caracterizadas por uma região lisa gerada a partir da fricção entre as superfícies como mostrado na Figura 4.12, essas trincas vão se propagando até uma região onde a seção remanescente de área transversal não consegue suportar o carregamento e então o material rompe, cisalha, com direção de preferencial de 45° graus, como mostrado na Figura 4.13.

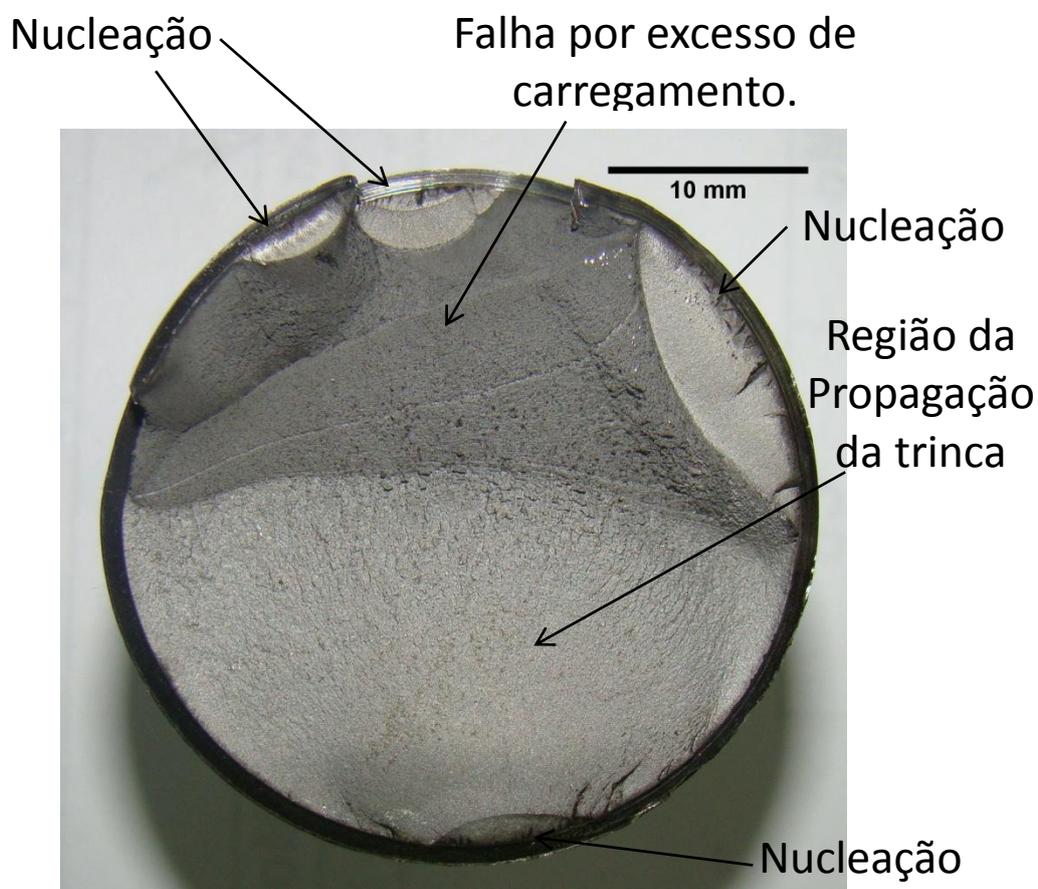


Figura 4.9 - Macrografia da fratura do CP 1 do Grupo A.



Figura 4.10 - Região da nucleação da trinca, 10x.

Pode-se observar que diversas trincas foram nucleadas, e todas bem próximas da raiz da rosca, como mostrado na Figura 4.13.

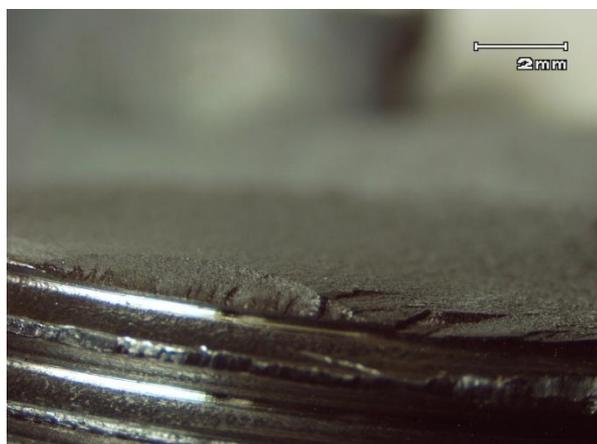


Figura 4.11 - Nucleação da trinca na raiz da rosca Grupo A, 10x.

Fonte: Autor (2014).

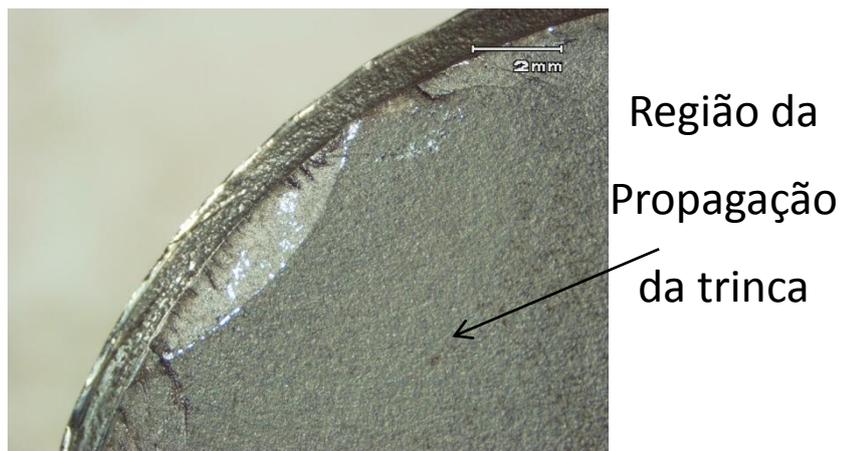


Figura 4.12 - Região da propagação da trinca, estrias de fadiga, 10x.

Fonte: Autor (2014).

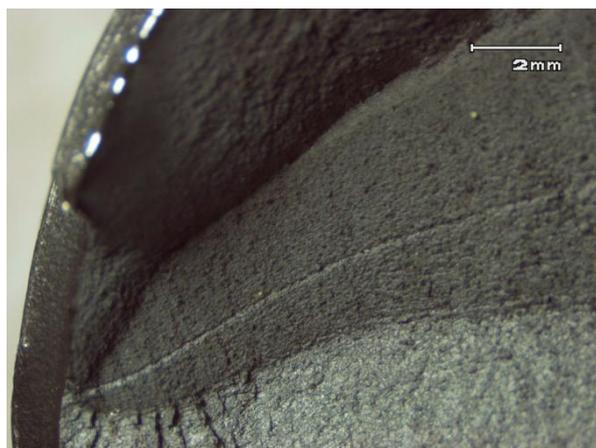


Figura 4.13 - Seção transversal não suporta carga, 10x.

As amostras do Grupo B, com exceção do CP 2, romperam na rosca também, a Figura 4.14 mostra uma das fraturas.



Figura 4.14 - Fratura Típica Grupo B

Através desta macrografia pode-se observar a nucleação de diversas trinca também na região da raiz da rosca, a região mais escura na imagem foi o estágio final da fadiga, com o rompimento por carregamento excessivo. A Figura 4.15 apresenta um dos locais de nucleação da trinca na rosca. Também ao lado podem-se observar as estrias de fadiga, formadas na propagação da trinca.



Figura 4.15 - Nucleação Trinca Grupo B, 10x.

O CP 2 do Grupo B, onde rompeu na região correta, é mostrado na Figura 4.16. Claramente nota-se a região da nucleação da trinca e sua propagação, também se observa uma fratura lisa na região temperada por indução, que muda de aspecto ao entrar na região não temperada por indução, como formação de micro cavidades na região da final da propagação da trinca, como mostra Figura 4.17. As trincas do Grupo B, com exceção do CP 02 forma iniciadas também na raiz da rosca, como mostra a Figura 4.18.



Figura 4.16 - Fratura Amostra 2.



Figura 4.17 - Micro cavidades, 10x.

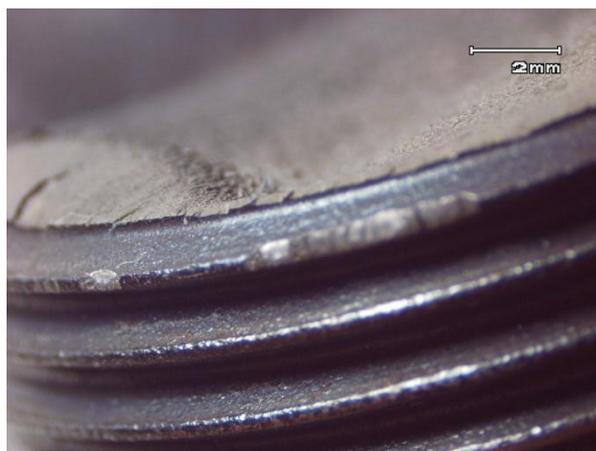


Figura 4.18 - Nucleação da trinca Grupo B na rosca, 10x.

Logo, com diversos CPs rompendo na região da rosca, conclui-se que o motivo da ruptura na rosca pode ser o seu concentrador de tensão. A norma ASTM E 466-07 permite o uso de CP com rosca, porém adverte sobre dificuldades de resultados devido aos efeitos do concentrador de tensão da rosca. Dessa forma buscou-se quantificar este concentrador de tensão teórico, K_t .

Foram realizadas análises das medidas nas roscas, onde foram medidos o Diâmetro da Crista, a diferença entre a crista e a raiz da rosca e assim obtendo o diâmetro da raiz e o raio na raiz, todos utilizando o Projetor de perfis e também utilizando o software Image J. Os dados obtidos são apresentados na Tabela 4.9. A Figura 4.19 (a) apresenta o cálculo do raio na raiz da rosca no Grupo A e (b) no Grupo B.

Tabela 4.9 - Medições nas roscas.

	Diâmetro da Crista	Diferença entre crista e raiz	Diâmetro da Raiz	Raio na raiz
Grupo A	35,9mm	1,17mm	33,56 mm	0,287mm
Grupo B	35,9mm	1,14mm	33,62 mm	0,305mm

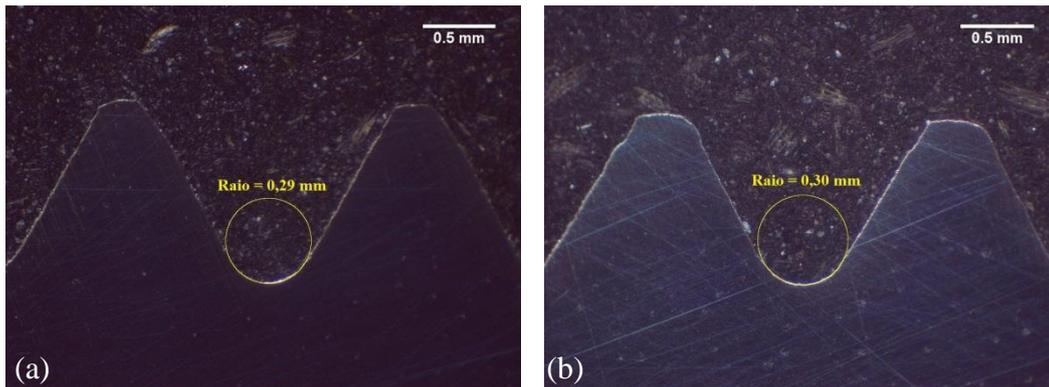


Figura 4.19 - Determinação do raio na raiz via Image J.

Os dados da Tabela 4.8 foram relacionados de acordo como a Figura 4.20, dessa forma foi possível obter o K_t da rosca.

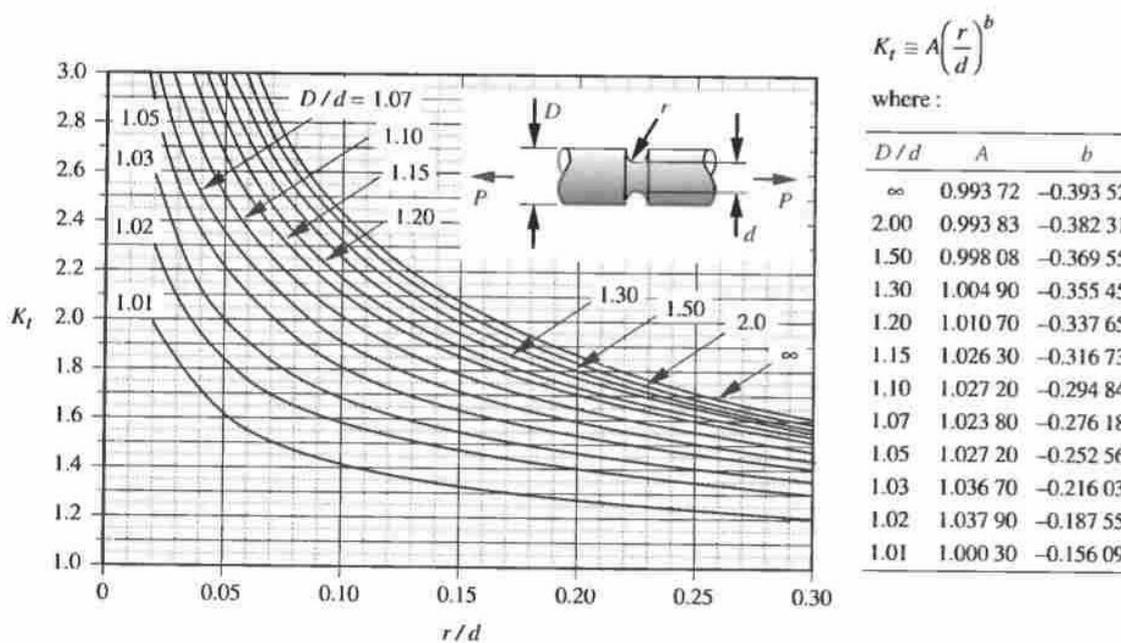


Figura 4.20 - Geometria do concentrador de tensão teórico para tensão axial.

Fonte : Norton, 2006.

Assim para o Grupo A:

$$\frac{D}{d} = \frac{35,9}{33,56} = 1,07$$

$$\frac{r}{d} = \frac{0,287}{33,56} = 0,008$$

Aplicando estes valores na equação abaixo:

$$K_t \cong A \left(\frac{r}{d} \right)^b \cong 1,02380 \left(\frac{0,287}{33,56} \right)^{-0,27618} = 3,88$$

Para o Grupo B:

$$\frac{D}{d} = \frac{35,9}{33,62} = 1,07$$

$$\frac{r}{d} = \frac{0,305}{33,62} = 0,009$$

Aplicando estes valores na equação abaixo:

$$K_t \cong A \left(\frac{r}{d} \right)^b \cong 1,02380 \left(\frac{0,305}{33,62} \right)^{-0,27618} = 3,76$$

Dessa forma, o cálculo das tensões na raiz da rosca do Grupo A sem o K_t é resumido abaixo:

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{316500}{\left(\frac{33,56^2 * \pi}{4} \right)} = 357,8 \text{ MPa}$$

Assim aplicando o concentrador de tensão:

$$\sigma_{kt} = K_t \sigma = 3,88 * 357,8 = 1388,26 \text{ MPa}$$

De mesma forma, o cálculo das tensões na raiz da rosca do Grupo B sem o K_t é resumido abaixo:

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{316500}{\left(\frac{33,62^2 * \pi}{4}\right)} = 356,5 \text{ MPa}$$

Assim aplicando o concentrador de tensão:

$$\sigma_{kt} = K_t \sigma = 3,76 * 356,5 = 1340,44 \text{ MPa}$$

Conclui-se que materiais temperados com roscas são extremamente susceptíveis a nucleação de trincas, o efeito do concentrador de tensão das roscas é o principal causador da fratura tanto para tensões contínuas ou para tensões alternadas. POSSEBON, 2010 cita em seu trabalho que roscas usinadas em uma haste de material SAE 4140 possuem um histórico de falhas assim roscas laminadas resistiriam mais a fadiga. Também na análise de falha foram observadas algumas das superfícies das raízes das roscas com a lupa, porém não foi possível determinar a existência de alguma trinca ou marca da usinagem pela visualização com a lupa.

5.0 CONCLUSÕES

Como resultado do estudo comparativo entre tratamentos térmicos do aço ABNT 4140, obteve-se as seguintes conclusões:

- Com a metalografia foi possível identificar a estrutura da martensita revenida em ambas situações, observou-se que o material está com leve segregação, e estas sendo também motivo para que no perfil de dureza realizado se tenha algum pontos com flutuações mais relevantes. Com clareza observou a camada temperada por indução.

- O perfil de dureza tanto do Grupo A como do Grupo B mostrou um comportamento de acordo com o esperado pelo tratamento térmico aplicado. O Grupo A apresentou uma dureza média de 297,15 HV e o Grupo B no núcleo apresentou uma dureza média de 311,03 HV e também foi possível determinar a espessura da camada por indução, de 2,4mm, com uma dureza máxima de 702 HV.

- Na análise de tensões residuais o grupo A mostrou um nível médio de tensões residuais na superfície de -561,32 MPa, um valor muito alto, assim aplicando o método de seccionamento valor de tensão residual ficou de 52 MPa que é mais aceitável para este tratamento térmico aplicado. Já nível médio de tensão residual do Grupo B ficou -101 MPa, uma valor muito baixo para materiais temperados por indução. Assim aplicando o método do seccionamento a tensão residual ficou -30 MPa, os valores ficaram bem próximos assim os dados obtidos são mais confiáveis para os dois métodos e ambos muito baixos, apontando erro no tratamento de têmpera por indução.

- O Grupo B apresentou um limite de escoamento médio de 1001,54 MPa e um módulo de elasticidade de 199287 MPa, ambos valores superiores que o Grupo A, onde o limite de escoamento médio foi de 854 MPa e o módulo de elasticidade de 182572. Dessa forma para situações onde os esforços são elevados possivelmente o Grupo B estará mais apto à aplicação. Porém para componentes que necessitem de mais tenacidade este não deve ser aplicado e sim utilizar o

Grupo A, já que o Grupo B apresentou uma fratura bem frágil e pouco se deformou até a ruptura.

- Na análise de falha foram comprovados que os concentradores de tensão em ambas as roscas dos Grupos A e B foram os responsáveis pelos rompimentos inadequados na região da rosca. O K_t do Grupo A foi de 3,88 e o K_t do Grupo B foi de 3,76. Logo para este tipo de ensaio seria mais adequado CP sem rosca, ou também usar corpos de prova com diâmetros superiores de forma que mesmo com o concentrador de tensão as tensões solicitadas permaneçam abaixo da tensão desejada na seção de análise do CP.

6.0 SUGESTÕES TRABALHOS FUTUROS

Seguindo o contexto deste trabalho seria interessante analisar em trabalhos futuros o comportamento em fadiga do material nestas situações, plotando uma curva S-N, modificando também o revenimento pós-têmpera, com forno instrumentado, com a finalidade de obter um maior nível de tensões residuais compressivas, a partir daí realizar um perfil de tensões residuais no material desde sua superfície até o núcleo para buscar compreender melhor o comportamento em fadiga. Analisar bem o projeto do CP, para que uma vez não haja novamente problemas nos ensaios.

Também seria importante variar a profundidade da camada temperada por indução e relacionar com o nível de tensão residual.

7.0 BIBLIOGRAFIA

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas, **NBR ISO 6892-1:2013 – Materiais Metálicos – Ensaio de tração, Parte 1: Método de ensaio a temperatura ambiente.** 2013.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas, **NBR NM 87:2000 – Aço ao carbono e ligados para construção mecânica – Designação e composição química.** 2000.

ASM HANDBOOK, **Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys.** v.1. ASM International, 1995.

ASM HANDBOOK, **Heat Treating.** v.4. ASM International, 1995.

ASTM – **E466-07 – Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Test of Metallic Materials.** 2013.

ALMIRÒN,J.C; **Estudo preliminar comparativo do efeito da espessura no comportamento em fadiga de arames de armadura de tração de risers flexíveis.2010.**Tese(Mestrado em Engenharia-PPGE3M).Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre.

BOTH.B.G; **Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes ao desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio.2011** Tese(Mestrado em Engenharia-PPGE3M).Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre.

CALLISTER,W.D; **Materials Science and Engineering an Introduction.** 5° ed. LTC,2000.

CHIAVERINI.V; **Aços e Ferros Fundidos.** 6° ed.ABM,1988.São Paulo.

COUPARD, D; **Residual stresses in surface induction hardening of steels: Comparison between experiment and simulation.** Materials Science and Engineering A 487, 328–339, 2008.

DIETER, E.G; **Metalurgia Mecânica.**2º ed. Guanabara Dois.1981

DOWLING.E.N; **Mechanical Behavior of Materials.** 3ºed.Pearson Prentice Hall,2007,pag 467-475.

GRUM,J; **Induction Heat Treatment and Tribological Property Modification.** 2013, Springer, pag 1808.

HAIMBAUGH,E.R; **Practical Induction Heating Treating.**ASM International, Materials Park, Ohio,2001.

HAYNE,L.M; **Effect of Microstructural Banding on the Fatigue Behavior of Induction Hardened 4140 Steel.** The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2013.

KRISTOFFERSEN, H; **Influence of process parameters for induction hardening on residual stresses.** Materials and Design 22, 637-644, 2001.

KRAUSS, G.; **Steels: Heat Treatment and Processing Principles,** ASM International, Materials Park, Ohio, 2000.

LEMOS,B.V.G; **Análise de tensões residuais em eixos automotivos do aço DIN 38B3 temperados por indução.**2012. Tese (Mestrado em engenharia, PPGE3M processos de fabricação). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre.

LIMA, B. F; **Microestrutura e Tenacidade de Aços Baixa liga tipo 41XX – Uma Abordagem Quantitativa.**2006. Tese (Mestrado em ciências em engenharia metalúrgica e materiais). Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro.

NORTON, L. R; **Machine Design.** Pearson Prentice Hall, Upper Saddle River, Estados Unidos da America, 2006.

NOVIKOV, I; **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais.** Editora UFRJ, Rio de Janeiro, 1994.pag 440-447.

NUNES,M,R; **Análise de tensões residuais no processo de trefilação combinada do Aço AISI 1048 visando minimizar distorções pós processamento.**2008.Tese (Mestrado em engenharia, PPGE3M processos de fabricação). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre.

PALIN-LUC, T; **Simulation of multiaxial fatigue strength of steel component treated by surface induction hardening and comparison with experimental results.** International Journal of Fatigue 33, 1040–1047, 2011.

POSSEBON, T; **Análise de fadiga e confiabilidade em hastes de pistão de compressores alternativos.** 2010. Monografia (Departamento Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre.

RICE. C.R; **SAE Fatigue Design Handbook.**3° ed. Society of Automotive Engineers, 1997, pag-20.

ROCHA.F.L.C; **Desempenho em fadiga de arames submetido ao processo de shot peening.** 2010.Tese(Mestrado em Engenharia-PPGE3M).Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre.

RUDNEV, D; LOVELESS, R; **Handbook of Induction Hardening Basics for Iron and Steel.** Modern Application News: 59-62, 2000.

SCHIJVE,J; **Fatigue of Structures and Materials.**2° ed. Springer,2009.pag 296-297.

SHIBATA.M.R; **Previsão da Vida em Fadiga do Aço ABNT 4140 Temperado e Revenido.**2002, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá.

SUBASHI,M.; **The Investigation of Residual Stresses Effect on the Hardness of Tempered AISI 4140 Steel,** Journal of Polytechni, vol 14, No 4,2011.pag-289.

SURESH,S; **Fatigue of Materials.** 2° ed. Cambridge University Press,Cambridge,1998.

TOTTEN.E.G; **Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies.** 2° ed. CRC Press,2006.

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