UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

LUIGI LEONARDO MAZZUCCO ALBANO

**Estudo comparativo das propriedades mecânicas de aço AISI 5160
submetidos à Têmpera Convencional e Têmpera Intensiva**

São Carlos – SP
2012

LUIGI LEONARDO MAZZUCCO ALBANO

**Estudo comparativo das propriedades mecânicas de aço AISI 5160
submetidos à Têmpera Convencional e Têmpera Intensiva**

Versão Corrigida

Dissertação apresentada na Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais

Orientadora: Profa. Dr. Lauralice de Campos Franceschini Canale

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

A326e Albano, Luigi Leonardo Mazzucco
Estudo comparativo das propriedades mecânicas de
aço AISI 5160 submetidos à Têmpera Convencional e
Têmpera Intensiva / Luigi Leonardo Mazzucco Albano;
orientadora Lauralice de Campos Franceschini Canale.
São Carlos, 2012.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
Interunidades em Ciências e Engenharia de Materiais e
Área de Concentração em Desenvolvimento Caracterização
e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos; Instituto de Física de São Carlos; Instituto de
Química de São Carlos, da Universidade de São Paulo,
2012.

1. têmpera. 2. têmpera intensiva. 3. tenacidade à
fratura. I. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Luigi Leonardo Mazzucco Albano

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Aprovado em 18.02.2013

Comissão Julgadora

Prof(a). Dr. (a). Lauralice de Campos Franceschini Canale

Instituição: EESC/USP

Assinatura

Prof(a). Dr. (a). Jan Vatauvuk

Instituição: Mackenzie/São Paulo

Assinatura

Prof(a). Dr. (a). Juno Gallego

Instituição: UNESP/Ilha Solteira

Assinatura

(imagem da folha de aprovação, afixada na versão original)

Dedicatória

N.E.O.Q.E.A.V.

Agradecimentos

Em mais de trinta e cinco anos de vida, certamente temos infindáveis pessoas para agradecer. Não quero cometer a injustiça de elencar alguns nomes e outros, tão merecedores, não serem citados. Por isso, farei meus agradecimentos da forma mais ampla possível.

- Amigos não são aqueles que passam a mão em nossas cabeças concordando com tudo, e nos bajulam para nos deixar feliz. São aquelas pessoas que, acima de tudo respeitando nossa liberdade, nos passam suas experiências para escolhermos o caminho a seguir, sempre desejando que não soframos o que eles sofreram para aprender algo. Quero agradecer imensamente às pessoas que deixaram que eu tentasse ser amigo, e às que foram amigas em toda a minha vida;

- Família, sempre algo tão polêmico mas, sempre também, tão imprescindível. A todos da minha família, pelo apoio direto ou indireto ou mesmo pela torcida sincera, meu muito obrigado;

- Não é fácil ser responsável pelo futuro de alguém. Quando se é professor apenas, a responsabilidade é menor e logo acaba. Porém, quando uma pessoa se torna a orientadora de alguém, a responsabilidade cresce e a mansuetude de espírito para lidar com o pupilo é imprescindível. Agradeço à Profa. Luralice não apenas por ser minha orientadora, mas por ser um ser humano compreensível que aceitou minhas falhas e, acima e apesar disso, tão brilhantemente me direcionou para um futuro melhor. Tenho a extrema felicidade de tê-la como um exemplo de ser humano, mãe, esposa, professora, pesquisadora e orientadora, que me mostrou o poder que a serenidade tem para as soluções mais sábias;

- De um visitante chegando, a um amigo partindo. Foram cinco meses de convivência com Diego Lozano, que veio do México para ser aluno visitante do nosso grupo, e partiu do Brasil deixando um amigo e futuro colega de trabalho...;

- Não posso deixar de agradecer a quatro professores muito especiais na minha vida universitária: Eny Maria Vieira, Roberta Godói Wik Atique, Wagner Luiz Polito e George Eduard Totten. Cada um, à sua maneira e tempo, foram diferenciais supremos em minha vida;

- Às críticas. Sejam elas bem intencionadas ou maledicentes, todas são úteis. Às bem intencionadas, sempre agradecemos de coração. Às maledicentes,

creiam que me fortaleceram para provar o contrário e, por tabela, crescer pessoal e profissionalmente. Meu sincero agradecimento a vocês!

- A todos do IQSC pela formação, e da Materiais-EESC pela ajuda durante este trabalho de pós-graduação. Tenho que destacar a especial atenção de todos da Materiais, que dentro do possível me ajudaram muito nas horas de “correria”, inclusive ficando depois do horário!

- Ao CNPq, pelo financiamento da pesquisa. Desejamos que este investimento monetário possa o mais breve possível se transformar em benefício para a sociedade.

Alguns agradecimentos especiais se fazem necessários:

- A um aluno de graduação que chegou para simplesmente fazer uma iniciação científica, e acabou mostrando que idade não é sinônimo de pouco conhecimento ou imaturidade. De aluno co-orientado passou a verdadeiro amigo, além de me ensinar mais do que ensinei a ele, ajudar mais que ajudei. A um ser humano incrível, moral e espiritualmente, meu mais profundo agradecimento a Miguel Ribeiro Neto;

- Em um momento muito precioso começo a ter amizade, durante uma disciplina, com o Gilberto, da Rassini-NHK. Sua ajuda foi imprescindível, tanto para doação do material como por se dispor a fazer os raio-X das amostras. Poucas pessoas são tão prestativas, então tem meu agradecimento e amizade especiais. À Rassini-NHK, meu agradecimento pelo material e orientação técnica;

- De funcionário virei amigo. E, como amigo, devo agradecer a imensa ajuda prestada por José Antônio, seus filhos William e Gustavo, pela receptividade e carinho da esposa Maria Aparecida. Sem a ajuda deles, projetando e construindo o sistema de têmpera usado, bancando usinagem CNC, permitindo o uso de seus tornos a qualquer hora e qualquer dia, esse trabalho não seria possível. Minha imensa gratidão a vocês, da JDWG, em Ibaté.

- Ao Professor que mostrou uma disposição incrível em ensinar, vindo ao Brasil para, dentre outros compromissos, especialmente ajudar neste trabalho. Então, junto ao Professor Totten, mais que merecidamente, o Professor Vojtech Leskovšek merece ser considerado co-orientador dessa dissertação.

- Ao Gregory, por me liberar sempre que necessário da empresa. Teve compreensão além do imaginável para que este trabalho fosse concluído com êxito

“Já perdoei erros quase imperdoáveis, tentei substituir
 pessoas insubstituíveis e esquecer pessoas inesquecíveis.
 Já fiz coisas por impulso,
 Já me decepcionei com pessoas quando nunca pensei
 me decepcionar, mas também decepcionei alguém.
 Já abracei pra proteger,
 Já dei risada quando não podia,
 Já fiz amigos eternos,
 Já amei e fui amado, mas também já fui rejeitado,
 Já fui amado e não soube amar.
 Já gritei e pulei de tanta felicidade,
 Já vivi de amor e fiz juras eternas, mas "quebrei a cara"
 muitas vezes!
 Já chorei ouvindo música e vendo fotos,
 Já liguei só pra escutar uma voz,
 Já me apaixonei por um sorriso,
 Já pensei que fosse morrer de tanta saudade e... tive
 medo de perder alguém especial (e acabei perdendo)!
 Mas sobrevivi! E ainda vivo!
 Não passo pela vida... e você também não deveria passar. Viva!!!
 Bom mesmo é ir a luta com determinação,
 Abraçar a vida e viver com paixão,
 Perder com classe e vencer com ousadia,
 Porque o mundo pertence a quem se atreve.
 E a vida é muito para ser insignificante"
 (Chaplin)

“Pode ser que um dia deixemos de nos falar...
 Mas, enquanto houver amizade,
 Faremos as pazes de novo.

Pode ser que um dia o tempo passe...
 Mas, se a amizade permanecer,
 Um de outro se há de se lembrar.

Pode ser que um dia nos afastemos...
 Mas, se formos amigos de verdade,
 A amizade nos reaproximará.

Pode ser que um dia não mais existamos...
 Mas, se ainda sobrar amizade,
 Nasceremos de novo, um para o outro.

Pode ser que um dia tudo acabe...
 Mas, com a amizade construiremos tudo novamente,
 Cada vez de forma diferente.
 Sendo único e inesquecível cada momento
 Que juntos viveremos e nos lembraremos para sempre.

Há duas formas para viver a sua vida:
 Uma é acreditar que não existe milagre.
 A outra é acreditar que todas as coisas são um milagre.”
 (Einstein)

Resumo

Durante os anos desde 1910, diversos trabalhos científicos foram desenvolvidos, tornando o processo de têmpera bem estabelecido nas plantas industriais. Atualmente, existem diferentes tipos de têmpera e mais técnicas estão sendo desenvolvidas para aumentar as propriedades de componentes de aço. Um deles é o de têmpera intensiva, que pode ser considerado como um processo relativamente novo.

O método de têmpera intensiva visa otimizar o processo produtivo, ao mesmo tempo em que diminui consideravelmente o custo da etapa de tratamento térmico. Além disso, atualmente o uso de soluções ambientalmente amigáveis torna este processo bem menos agressivo ao planeta.

Neste trabalho realizou-se a têmpera intensiva e a têmpera convencional em corpos de prova preparados para teste de tenacidade à fratura. Trata-se, porém, de um método alternativo de teste, relativamente recente, no qual são considerados parâmetros de fratura dúctil e fratura frágil para o cálculo de K_{1C} . Estes ensaios de tenacidade foram feitos a partir de ensaios de tração em corpos de prova com pré-trinca. Embora as tensões residuais compressivas tenham atingido os valores mais altos na têmpera intensiva, os resultados de tenacidade à fratura foram mais positivos para as amostras com têmpera convencional.

A junção e aplicação desses métodos pode trazer um novo parâmetro de fabricação e análise de materiais metálicos, em especial aços-mola, que foi o objeto de estudo deste trabalho.

Palavras-chave: têmpera, têmpera intensiva, tenacidade à fratura

Abstract

Since the beginning of 20th Century, several scientific works were developed and conventional quenching process became well established into the industrial area. Nowadays new quenching process were introduced increasing mechanical properties of the heat treated components. Intensive quenching is one of these process which optimize the heat treatment process using also quenchants considered nontoxic to the environment.

In this work it was made comparative studies in the SAE 5160 samples which were submitted to conventional quenching and intensive quenching. Toughness fracture were evaluated using an alternative test where are analyzed ductile fracture and brittle fracture parameters to calculate K_{IC} . In this method tensile test are performed in pre-cracked samples. Residual stresses were also measured and although intensive quenching promoted highest compressive stresses in the surface, K_{IC} obtained in such samples presented low values compared with conventional quenching.

The presented method of analysis will bring a new parameter for production and analysis for metallic materials, particularly spring steel, where compressive stress and toughness are important as properties for suspension components.

Keywords: quenching, intensive quenching, fracture toughness

Lista de Figuras

Figura 1 -	Estrutura cristalina TCC da martensita em aços	26
Figura 2 -	Esquema de cisalhamento e de inclinação da superfície associada à formação de uma placa de martensita	27
Figura 3 -	Parte do diagrama ferro-carbono, correspondente à composição de aços, evidenciando as linhas consideradas para tratamentos térmicos (A_1 , A_3 e A_{CM})	28
Figura 4 -	Diagrama TTT para aço SAE 5160	29
Figura 5 -	Efeito da taxa de resfriamento dentro da faixa de martensita em rachaduras em amostras cilíndricas de 6 mm de diâmetro, feito de aço 40Kh	31
Figura 6 -	Formação de martensita durante a têmpera	33
Figura 7 -	Modelo para condições superficiais durante a têmpera intensiva	34
Figura 8 -	Tensão <i>versus</i> Tempo para diferentes condições de têmpera	36
Figura 9 -	Vista de topo do cilindro (camadas concêntricas)	37
Figura 10 -	Tensões residuais superficiais para o aço AISI 9259 (aço mola)	37
Figura 11 -	Tensões residuais circunferenciais <i>versus</i> número de Biot	42
Figura 12 -	Zonas de Têmpera	45
Figura 13 -	Zonas plásticas formadas nas pontas das trincas	48
Figura 14 -	<i>Compact tensio specimen</i>	49
Figura 15 -	Entalhe circunferencial e pré trincado por fadiga para ensaios de K_{IC}	51
Figura 16 -	Sistema de aquisição de temperatura e computador utilizados	52
Figura 17 -	Equipamento para medição de dureza Rockwell	52
Figura 18 -	Sistema de têmpera intensiva.	53
Figura 19 -	Forno com caixa para aquecimento com atmosfera controlada	54
Figura 20 -	Máquina de ensaio universal	55
Figura 21 -	Estereoscópio Zeiss de aquisição de imagem	55
Figura 22 -	Desenho técnico de especificação dos corpos de prova utilizados	56
Figura 23 -	Detalhe da medição de dureza dos corpos de prova	57
Figura 24 -	Disposição dos corpos de prova	57
Figura 25 -	Sistema de recartilha para pré-trinca de corpos de prova	58
Figura 26 -	Corpo de prova após produção da pré-trinca	58
Figura 27 -	Detalhes do equipamento de raio-X	59
Figura 28 -	Micrografia de amostra tratada por têmpera intensiva	62
Figura 29 -	Micrografia de amostra tratada por têmpera convencional	62
Figura 30 -	Corpos de prova sem preparo de pré-trinca	64
Figura 31 -	Corpo de prova tratado com têmpera convencional e têmpera intensiva, caracterizando as regiões de pré-trinca, fratura dúctil e fratura frágil	65
Figura 32 -	Evidência de acompanhamento de trincas, a partir da pré-trinca, nos corpos de prova tratados por têmpera intensiva	66

Lista de Tabelas

Tabela 1 -	Fator de Grossmann de severidade de têmpera para vários meios de têmpera, segundo a agitação	30
Tabela 2 -	Funções para cálculo analítico do fator de Kondratjev (K)	39
Tabela 3 -	Durezas aferidas nos corpos de prova sem tratamento térmico (como usinado), tratados por têmpera convencional (TC) e por têmpera intensiva (IQ)	60
Tabela 4 -	Valores médios de tensões residuais em amostras sem tratamento térmico (como usinado), tratadas com têmpera convencional (TC) e com têmpera intensiva (IQ)	63
Tabela 5 -	Valores de K_{IC} para amostras tratadas por têmpera convencional e têmpera intensiva	66

Objetivos

O objetivo deste trabalho foi validar um sistema de têmpera intensiva para pequenos corpos de prova e aplicar um novo método de ensaio para tenacidade à fratura em materiais submetidos à tempera convencional e têmpera intensiva.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	23
2	REVISÃO DA LITERATURA	24
2.1	Fundamentos de tratamento térmico	24
2.1.1	Martensita como produto da têmpera	26
2.1.2	Têmpera convencional e têmpera intensiva	29
2.1.3	Fator de Kondratjev e número de Biot	38
2.1.4	Métodos de têmpera intensiva	42
2.2	Fundamentos teóricos de fadiga e teste K_{IC}	47
3	DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL	52
3.1	Materiais utilizados	52
3.2	Metodologia desenvolvida	55
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	60
5	CONCLUSÕES	68
6	REFERÊNCIAS	69
7	ANEXOS	75

1. Introdução

Um dos materiais metálicos consideravelmente analisados e estudados atualmente é o aço-mola, dadas as suas diversas aplicações, principalmente no ramo automotivo. Dos materiais dessa classe “mola”, o aço AISI 5160 é o de maior aplicação para e

este fim, visto ser um dos aços de melhor custo-benefício, além de possuir uma eficiência tão considerável quanto aços de composições mais nobres.

Tratamentos térmicos convencionais suprem a necessidade de operação desses materiais, porém o tempo de tratamento é longo, considerando que um processo industrial busca sempre otimizar o tempo entre início de produção e distribuição do produto final. A têmpera intensiva busca trazer o mesmo benefício da têmpera convencional, porém otimizando as etapas do processo. Uma vez que para alcançar altas tensões residuais compressivas utiliza-se *shot peening* após o processo de têmpera convencional (que sempre é seguido de revenido), a têmpera intensiva visa, por si, promover um índice de tensões residuais igual ou mesmo superior ao tratamento comum, e isso em uma única etapa.

A fadiga do material também é um parâmetro de muito estudo, já que se deve ter, o mais preciso possível, os parâmetros de resistência do material. Porém, estes testes também demandam um tempo considerável e, industrialmente, torna-se desvantajoso. Um método proposto por (EDELSON, 1962) otimiza consideravelmente o tempo de teste de tenacidade à fratura, método este utilizado no presente trabalho.

2. Revisão da literatura

Apesar do pleno desenvolvimento de materiais nos campos de polímeros, cerâmicos e compósitos, o uso de metais atualmente ainda é considerável e, em muitos casos, insubstituível, dadas as qualidades que esse material apresenta em termos de resiliência, condutibilidades térmica e elétrica, plasticidade etc., seja pelo uso de um aço comum ou de uma liga complexa (CAMPOS FILHO, 1981).

Não há uma precisão de quando o homem descobriu o processo de tratar o metal para melhorá-lo, porém há indícios de que os egípcios já tratavam metais por volta de 900 a.C., e os chineses já tinham técnicas de tratamento por volta de 200 a.C. (AÇO, 2011).

As propriedades dos aços são influenciadas basicamente por mudanças na composição química e por condições de processamento, como tratamento térmico, por exemplo, sendo pois importante conhecer o método mais adequado de resfriamento para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas (LIŠČIĆ, 2010).

2.1. Fundamentos de tratamento térmico

Define-se tratamento térmico como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento do metal, com controle acurado de tempo, temperatura, atmosfera e velocidade de aquecimento e resfriamento, com o objetivo de modificar a estrutura física do material, conferindo-lhe propriedades e características específicas (CHIAVERINI, 1971). Programando-se adequadamente o tratamento térmico, benefícios diversos são obtidos tais como remoção de tensões internas; aumento ou diminuição da dureza; aumento da resistência mecânica; melhora da usinabilidade; melhora da resistência ao desgaste; melhora nas propriedades de corte; melhora na resistência à corrosão; modificação das propriedades elétricas e

magnéticas. Todas estas modificações, porém, dependem primordialmente da concentração de carbono e a presença e concentração de elementos de liga no aço tratado (CHIAVERINI, 1971).

Um tratamento térmico não consegue suprir todas as necessidades de engenharia. Ao se tratar uma peça para melhorar a ductilidade, simultaneamente obtém-se queda nos valores de dureza e resistência à tração. Assim, deve-se avaliar criteriosamente o tratamento escolhido a fim de exaltar as características desejadas, ao mesmo tempo em que apenas se minimizam as indesejadas (CHIAVERINI, 1971).

(CHIAVERINI, 1971) elenca diversos fatores que influenciam na qualidade do tratamento térmico, aqui brevemente descritos:

- Aquecimento: fator mais usado para modificar a estrutura do grão e/ou aliviar tensões. Deve-se sempre estar atento ao tempo de aquecimento, para evitar o crescimento dos grãos além do tamanho desejado;

- Tempo de permanência à temperatura de aquecimento: fator que influencia na dissolução de impurezas e tamanho de grão. Deve-se sempre optar pelo menor tempo possível de permanência, após homogeneização da temperatura em toda a peça.

- Resfriamento: existem dos meios mais brandos (no próprio forno desligado) aos mais severos (solução salina com agitação severa). O modo de resfriamento é determinante na formação dos produtos finais da transformação austenítica.

- Atmosfera do forno: a atmosfera do forno tem que ser controlada por dois motivos. Primeiro, para evitar oxidações e decarbonetação; segundo, para acrescentar na superfície do material algum composto desejado (cementação, por exemplo);

Das técnicas de tratamento térmico, as de interesse para este trabalho são a têmpera convencional e a têmpera intensiva. A têmpera consiste no aquecimento do aço até temperatura acima da zona crítica, seguido de um resfriamento que permita que se atinja a temperatura M_s sem que transformações governadas por difusão (perlita, bainita, ferrita, cementita) sejam obtidas. Isso pode ser observado nos diagramas TTT, que servem de base para a determinação dessa velocidade de resfriamento.

Os meios mais comuns de resfriamento vão desde ar forçado (mais brando) até salmoura com agitação violenta (mais drástico). O que vai definir o meio de têmpera é o resultado final que se deseja na peça (COLPAERT, 1974; REED-HILL, 1982). A este método, naturalmente, dar-se-á, posteriormente, maior ênfase teórica.

2.1.1. Martensita como produto da têmpera

Martensita é a estrutura metaestável obtida durante a transformação da austenita, no processo de resfriamento rápido do aço. Em tal processo, a difusão do carbono é interrompida e a estrutura assume uma configuração cristalina denominada tetragonal de corpo centrado (TCC), diferente da esperada em um processo lento de resfriamento. A estrutura TCC advém das tensões criadas pela presença de excesso de carbono nos sítios octaédricos da estrutura cúbica de corpo centrado original, o que “força” o parâmetro c a aumentar de tamanho (KRAUSS, 1977). A estrutura passa então de uma cúbica convencional para uma cúbica com distorção em uma aresta. A Figura 1 ilustra este deslocamento:

(adaptado de KRAUSS, 1997, pág. 44)

Figura 1 – Estrutura cristalina TCC da martensita em aços

A estrutura TCC passa por um mecanismo de cisalhamento. Devido ao rápido resfriamento, o carbono não se move pela rede de forma aleatória, mas de uma forma ordenada e simultânea, fazendo a rede distorcer em uma direção e, conseqüentemente, contrair nas direções normais à primeira. Tais alterações produzem uma deformação plástica que levam a martensita a assumir duas formas, conhecidas como martensita em forma de ripas (martensita *lath*) e martensita em forma lenticular ou de agulhas (martensita *plate*), que se formam em função da composição química do aço (KRAUSS, 1977). A figura 2 ilustra esse fenômeno:

(KRAUSS, 1997, pág. 45)

Figura 2 - Esquema de cisalhamento e de inclinação da superfície associada à formação de uma placa de martensita.

Todo esse processo faz da martensita uma estrutura dura e ao mesmo tempo frágil. Para corrigir esta fragilidade, reaquece-se a peça a temperaturas subcríticas previamente estudadas para promover o alívio de tensões, acertar os níveis de dureza, readquirir propriedades de escoamento e resistência desejáveis, apresentar tensões residuais consideravelmente menores, apresentar também uma substancial melhora em suas propriedades de alongamento (aumento da resiliência) e, também, a reversão de um reticulado instável para um reticulado estável (CCC). Além disso, promove a precipitação e crescimento de partículas de carbonetos, muitas vezes desejadas. Este processo pós têmpera é definido como revenimento (CHIAVERINI, 1971; COLPAERT, 1974).

Em geral, os aços sofrem mudança de volume quando passam pela têmpera e revenimento. No processo de têmpera o material tende a expandir o

volume (dadas as tensões criadas), enquanto que no revenimento, esse volume se contrai a um volume ligeiramente maior que o original antes da têmpera. Essa variação decorre das transformações em constituintes mais estáveis, tanto da martensita (de como-temperada para revenida), como da austenita retida. De qualquer maneira, a própria estrutura cristalina da martensita não permite que o material retorne ao volume original de quando estava austenítico. Esta modificação em volume, promovida pela transformação martensítica, é uma das responsáveis pelo aumento no potencial de distorção e trincamento, normalmente associado ao processo de têmpera (BARREIRO, 1985).

As temperaturas de aquecimento na têmpera são variáveis com o teor de carbono do aço. Assim, seguindo-se o diagrama ferro-carbono dos aços (Figura 3), escolhem-se temperaturas 40°C a 60°C acima da temperatura crítica (A_3 para aços hipoeutetóides e A_{CM} para aços hipereutetóides) para efetuar o tratamento (BARREIRO, 1985).

(CALLISTER, 2012)

Figura 3 – Parte do diagrama ferro-cementita, correspondente à composição de aços, evidenciando as linhas consideradas para tratamentos térmicos (A_1 , A_3 e A_{CM})

Uma vez austenitizado de maneira homogênea, o componente de aço é então resfriado rapidamente para que a transformação em martensita ocorra. Há uma velocidade crítica para cada tipo de aço, descrita em diagrama TTT. Resfriamentos realizados com velocidades menores que a crítica produzem estruturas não desejáveis para uma peça dita temperada (bainita, perlita etc.) (BARREIRO, 1985).

O diagrama TTT (temperatura-tempo-transformação) foi idealizado pelos metalurgistas Bain e Davenport, da United States Steel Corporation Research Laboratory. Este diagrama, também sendo conhecido como diagrama TI (transformação isotérmica) ou curva S (pela sua forma característica) mostra, para cada temperatura, o tempo necessário para que se inicie e se complete a transformação isotérmica da austenita em outros constituintes (KRAUSS, 1977; BARREIRO, 1985).

A figura 4 mostra a curva TTT característica para o aço SAE 5160, objeto de estudo desse trabalho:

Figura 4 – Diagrama TTT para aço SAE 5160

A análise dessa curva TTT mostra que é possível obter martensita na peça quando o resfriamento for feito em tempos menores do que cinco segundos, desde que a temperatura M_s seja atingida. Embora essas discussões estejam sendo feitas sobre um diagrama IT (TTT), o mais correto seria apresentar a curva CCT (curvas de resfriamento contínuo), que descreveria com maior precisão estes parâmetros. No entanto, para os propósitos deste trabalho, as curvas IT se mostram suficientes.

2.1. 2. Têmpera convencional e têmpera intensiva

Partindo dos fundamentos tradicionais dos processos de têmpera, desde a década de 1920 metalurgistas vêm pesquisando sobre o que aconteceria com elevadas taxas de resfriamento no processo de têmpera que, embora o aumento nas taxas de resfriamento traga o aumento no potencial de trincamento e distorção, após

certa taxa de resfriamento há uma diminuição nesse. Em 1964, Kobasko publicou uma extensa série de artigos confirmando estes estudos e formalizando o processo hoje mundialmente conhecido por têmpera intensiva – Intensive Quenching –, que conta com a validação não só por testes de laboratório, mas também por sofisticadas simulações computacionais. Kern reportou em 1986 que peças de Ford T e Rolls Royce foram tratadas com processos de têmpera em salmoura, o que de certa forma caracterizava têmpera intensiva. No fim da década de 1960 e início da década de 1970, várias patentes surgiram estudando qual seria a “taxa crítica de agitação” para os vários meios de têmpera, tendo Morio reportado nessa época o uso do já reconhecido Fator de Grossmann (Severidade de Têmpera) como uma maneira de caracterizar a IT. Além deste fator, a uniformidade da têmpera também começou a ter papel principal na construção dessa teoria (CANALE, 2007; TOTTEN, 2011).

O fator de Grossmann é uma relação entre o coeficiente de transferência de calor entre o material e o meio de arrefecimento(h), e a condutibilidade térmica do material (k), tendo-se então a relação:

$$H = \frac{h}{2k},$$

A Tabela 1 mostra alguns valores de H (fator de Grossmann) ilustrando a influência do meio e da agitação na severidade de têmpera:

Tabela 1 – Fator de Grossmann de severidade de têmpera para vários meios de têmpera, segundo a agitação

Agitação	óleo	água	salmora
Nenhum	0.25-0.30	0.9-1.1	2.0
Suave	0.30-0.35	1.0-1.1	2.0-2.2
Moderado	0.35-0.40	1.2-1.3	
Bom	0.40-0.50	1.4-1.5	
Forte	0.50-0.80	1.6-2.0	
Violento	0.8-1.1	4.0	5.0

(KOBASKO, 2003)

Considera-se que a têmpera comum ocorre em meios que podem ser classificados desde sem agitação (em óleo, com Fator de Grossmann 0,25-0,30) até agitação violenta (em salmoura, com Fator de Grossmann 5,0), e o que define a têmpera intensiva é o meio de têmpera e a agitação conseguirem um Fator de

Grossmann acima de 6,0. Mais do que isso, aliás, esse fator de Grossmann deve obrigatoriamente associar-se a isso a obtenção de uma alta taxa de tensões superficiais compressivas (TOTTEN, 2010).

Segundo (TOTTEN, 2010), diversos fatores devem ser considerados para que a associação citada seja feita, dentre eles: taxa de agitação; uniformidade de movimento; temperatura e composição do meio de resfriamento; geometria e tempo de imersão da peça.

Como citado, um dos principais fatores que contribui para a têmpera intensiva é a taxa de agitação. (BECK, 1985) mostra que o aumento nas taxas de resfriamento de componentes em aço, especialmente na região de transformação martensítica, potencializa o risco de formação de trincas, nos processos usuais de têmpera. Porém, os estudos de Kobasco comprovaram que o aumento das taxas de resfriamento a valores muito acima dos usuais mostraram-se eficientes na redução das probabilidades de trinca nas peças de aço conforme já comentado e mostrado na Figura 5. Além disso, a alta taxa de agitação no processo de têmpera intensiva mostrou-se eficiente na redução dos processos de distorção das peças e no melhoramento das propriedades mecânicas – principalmente resistência à fadiga – em função das tensões residuais criadas no processo (KOBASCO, 1964; ARONOV, 2002). Abaixo, a Figura 4 ilustra esse fenômeno:

(KOBASKO, 2010, pág. 136)

Figura 5 – Efeito da taxa de resfriamento dentro da faixa de martensita em rachaduras em amostras cilíndricas de 6 mm de diâmetro, feito de aço 40Kh (0,42%C, 0,60%Mn, 0,28%Si, 0,95%Cr, 0,25%Ni)

Durante a têmpera convencional, a martensita se forma na seção mais fina do componente, pois o resfriamento a uma menor distância da superfície é mais rápida, formando martensita na superfície e depois no centro. Em um determinado

momento, embora a transformação martensítica possa ter ocorrido inteiramente nas seções mais finas, nas regiões mais espessas observa-se que o início da transformação martensítica ainda não ocorreu. Como o volume específico da martensita é maior do que o da austenita remanescente (em aços com 1% de carbono na temperatura ambiente, a transformação da austenita em martensita provoca um aumento de volume de 4,3%) haverá uma variação heterogênea do volume das seções, sendo que a mais fina se expande enquanto que a mais espessa se contrai, devido ao resfriamento, até que também se transforme em martensita, resultando em tensões que geram distorções e possíveis trincas (SILVA, 2008; KOBASKO, 2002).

Sabe-se que a capacidade de resfriamento obtido por têmpera depende essencialmente de um parâmetro denominado “densidade crítica de fluxo de calor”. Este parâmetro leva em conta a formação de filme de vapor e nucleação de bolhas durante o processo de resfriamento, assim como o equilíbrio obtido entre a temperatura de aquecimento do meio de têmpera e a de resfriamento da peça em processo de resfriamento. Para entender este fenômeno, pode-se “olhar” para um processo de têmpera convencional em água. Quando uma peça é imersa na água, dada a grande diferença de temperatura desta para a peça, ocorre a ebulição da água em sua superfície. Esta ebulição se dá a uma taxa tão alta que provoca a formação de um filme de vapor que envolve toda a extensão da peça por um dado tempo. Este filme de vapor funciona como uma isolação que diminui consideravelmente a troca de calor entre a peça e a água, pois cria uma resistência térmica. Tal processo não é passível de controle e extinção, sendo apenas minorado pela adição de determinados sais e soluções na água. Este filme de vapor começa a colapsar e, em seguida, dá-se a intensa formação das bolhas na superfície de todo o material, fenômeno que possibilita o aumento substancial da troca de calor entre peça e água. O próximo estágio reflete a diminuição do gradiente de temperatura, estágio este caracterizado pela maior taxa de extração de calor durante o processo de resfriamento. Pode-se também observar um outro fenômeno de extração de calor, denominado processo de transferência de calor por convecção. Tal processo ocorre pois a condutividade térmica de um sólido é maior do que um líquido que por sua vez é maior do que a de um gás. A convecção ocorre sempre que um fluido escoar sobre uma superfície sólida que está a uma temperatura diferente do fluido. Se o movimento do fluido for induzido artificialmente, por alguma força externa, diz-se que

a transferência de calor se processa por convecção forçada. Se o movimento do fluido resultar dos efeitos da ascensão provocada pela diferença de densidade causada pela diferença de temperatura no fluido sobre a superfície, a transferência de calor é chamada de convecção natural. Tal processo mostra-se como o modo menos intenso de extração de calor durante os processos de têmpera convencional, e será abordado quando da apresentação, adiante, do número de Biot (LIŠČIĆ, 2010; KOBASKO 2002; SCHMIDT, 2006).

Uma vez que a taxa de resfriamento atinge a máxima taxa de condução de calor da peça, possibilita-se que a formação da camada martensítica seja uniformizada no entorno da peça. Essa pequena “casca endurecida” cria altas tensões compressivas, o que resulta em menores distorções e menor possibilidade de formação de trincas (KOBASKO, 2002). A Figura 5 reflete tal explanação:

(TOTTEN, 2002)

Figura 6 – Formação de martensita durante a têmpera:
a)Têmpera convencional b)Têmpera Intensiva

A formação das tensões compressivas superficiais pode ser assim explicada: para um componente cilíndrico de aço, assume-se que este seja constituído por uma fina camada composta por “segmentos” de materiais, como em uma “cebola”, unidos por meio de elementos mola e um núcleo de material maciço (Figura 7) (KOBASKO, 2002).

(ARONOV, 2002a)

Figura 7 – Modelo para condições superficiais durante a Têmpera Intensiva

Aquece-se o componente cilíndrico acima da temperatura Ac_3 . Neste momento, admite-se que as molas estejam totalmente distendidas, ou seja, não há tensão entre os segmentos ($\sigma = 0$, Figura 7a). Ao iniciar o resfriamento, as camadas externas diminuem de temperatura mais rapidamente que o núcleo, resultando na contração dos segmentos. Neste momento, para compensar a contração nos segmentos de mola na superfície da camada, durante o resfriamento, a mola sofre expansão, de modo a representar as tensões trativas causadas pela variação térmica (Figura 7b).

No momento em que a camada superficial atinge a temperatura de início da transformação martensítica, M_s , os segmentos austeníticos da superfície se transformam em martensita, provocando determinada expansão dos elementos da camada superficial. Desta forma, há contração dos elementos mola, representando o desenvolvimento das tensões compressivas superficiais (Figura 7c). É de suma importância ressaltar que, durante a têmpera intensiva, a camada superficial do componente atinge a temperatura de início de transformação martensítica, M_s , de modo extremamente rápido, sendo que o núcleo do componente ainda se encontra praticamente na temperatura de austenitização inicial. Na medida em que o resfriamento continua, o núcleo reduz de temperatura e contrai paulatinamente (Figura 7d). Esta contração é denominada de “contração de pré-transformação de fase”. A estrutura metaestável formada na camada superficial é muito resistente a ponto de resistir à variação térmica e evitar grandes distorções. A contração do

núcleo austenítico promove um aumento nas tensões superficiais, visto que é o momento em que há maior tensão compressiva aplicada aos elementos mola. Note que não há separação entre o núcleo e a camada superficial como mostrado na Figura 7d, pois a estrutura austenítica encontra-se no estado limite de escoamento, a ponto de se deformar para manter a continuidade do componente quando as tensões entre superfície e o núcleo excedem a tensão de escoamento.

O modelo de sucessivas camadas concêntricas possibilita uma melhor compreensão desse fato, já que não existe apenas um núcleo, mas sim uma série de camadas. Se houver a continuidade do processo de têmpera intensiva, haverá transformação martensítica no núcleo, conseqüentemente, haverá expansão no sentido de “empurrar” a camada superficial para fora (Figura 7e). A parte do núcleo expandida causa diminuição das altas tensões compressivas superficiais, mas não sua eliminação (ou seja, causa certa expansão dos elementos mola, entretanto mantendo tensões compressivas).

No caso de a têmpera intensiva ser cessada exatamente no momento em que as tensões compressivas superficiais atingirem o máximo valor (Figura 7d, basta retirar o componente do rápido resfriamento uniforme), a transformação martensítica no núcleo também cessa, dando lugar a transformação da austenita em fases intermediárias como bainita, ferrita, perlita, etc. (Figura 7f). Pelo fato de estas fases intermediárias possuírem menor volume específico do que o núcleo martensítico, haverá tensões compressivas superficiais maiores do que àquelas que resultariam se o resfriamento não fosse interrompido e houvesse transformação martensítica no núcleo (ARONOV, 2002a; KOBASKO, 2002; FREBORG, 2003).

A Figura 8 evidencia possíveis valores de tensões para os casos de: têmpera intensiva com parada no momento em que se obtém maior tensão superficial compressiva (Curva I), têmpera intensiva com resfriamento “completo” (Curva II) e têmpera convencional (Curva – III). É importante notar que a criação de tensões residuais compressivas na superfície, mesmo quando apenas parte da peça é temperada, contrasta com a têmpera convencional, na qual as tensões residuais na superfície são geralmente nulas ou trativas, quando a parte é completamente temperada. Isso acontece porque na têmpera convencional a temperatura do núcleo permanece um pouco acima da M_s , no momento da formação da martensita na camada superficial. Neste caso, a fase de “encolhimento” do núcleo é insignificante

comparado com o mesmo fenômeno na têmpera intensiva (figura 7d), o que não compensa a subsequente expansão do núcleo. Na têmpera convencional, a parte do núcleo sofre maior expansão do que a pré-fase de “encolhimento” durante a transferência térmica (figura 7b). Portanto, após a têmpera convencional, o núcleo “inchado” “empurra” a massa para a superfície, criando nestas tensões trativas (as “molas” entre os segmentos se expandem, figura 7b e curva III na figura 8).

(ARONOV, 2002a)

Figura 8 – Tensão *versus* Tempo para diferentes condições de têmpera

Em uma peça real, esse fenômeno se repete pelas camadas até que a peça como um todo seja resfriada em temperatura abaixo da M_f , transformando assim austenita em martensita “camada a camada”. Uma vez que a “casca” superficial está de acordo com o programado, interrompe-se a têmpera intensiva permitindo que continue o resfriamento também “camada a camada”, por condução. Essa condução térmica, sendo uniforme e rápida, pode promover estruturas mistas no núcleo, e altas taxas de tensão residual compressivo na superfície, fenômeno confirmado tanto por simulações computacionais quanto por exames de raios-X na superfície (TOTTEN, 2002; ARONOV, 2002a; TOTTEN, 2006; LÜBBEN, 2010;).

A Figura 9 evidencia o resfriamento das camadas:

(ARONOV, 2002a)

Figura 9 – Vista de topo do cilindro (camadas concêntricas)

Para obter as propriedades ótimas almejadas é necessário resfriar uniformemente com taxas de resfriamento contidas na “zona de resfriamento intensivo” (KOBASKO, 1992a). Como é evidenciado em algumas referências, há na literatura inúmeros exemplos da utilização dessa técnica trazendo melhorias nas propriedades mecânicas obtidas pela formação das tensões residuais superficiais (KOBASKO, 2005; KOBASKO, 2005a). Um exemplo é evidenciado na Figura 10, comparando as tensões residuais obtidas por meio da têmpera em óleo e da têmpera intensiva. Neste caso, o aumento das tensões residuais compressivas de -18 MPa para -613 MPa possibilitou um aumento na resistência à fadiga de 33%.

(KOBASKO, 2010)

Figura 10 - Tensões residuais superficiais para o aço AISI 9259 (aço-mola)

2.1.3. Fator de Kondratjev e Número de Biot (KOBASKO, 2010)

Dois outros importantes fatores devem ser considerados, para que a descrição dos processos de têmpera intensiva sejam compreendidos: fluxo de água a alta velocidade e uniforme na superfície do componente. Assim, deve-se também explanar sobre o número de Biot, e o fator de Kondratjev.

O fator de Kondratjev é fundamental para calcular os parâmetros não-estacionários para a formação dos filmes de vapor e nucleação das bolhas de vapor.

O fator de resfriamento para um corpo homogêneo e isotrópico, de qualquer geometria, com valores finitos de coeficiente de transferência de calor, é proporcional à área de superfície e inversamente proporcional à capacidade calorífica. Esta dedução é o Primeiro Teorema de Kondratjev. Um Segundo Teorema de Kondratjev implica o uso do número de Biot, que será discutido mais adiante. Por agora, apenas enuncie-se que este Segundo Teorema implica em mostrar que o número de Biot tende ao infinito, e que o fator de resfriamento m torna-se diretamente proporcional à difusividade térmica do material. Tem-se pois:

$$a = K \cdot m_{\infty} \quad (1)$$

A determinação do fator de Kondratjev K é baseada no Segundo Teorema de Kondratjev (equação 1). A taxa de resfriamento m , para um coeficiente finito de transferência de calor, tendo um fator m_{∞} para um $Bi \rightarrow \infty$, é chamado de Número de Kondratjev K_n , dado por:

$$K_n = \frac{m}{m_{\infty}} \quad (2)$$

K_n é um valor fundamental para a determinação da transferência de calor em um corpo qualquer, em um processo de transferência regular. (KOBASKO 2003) propõe uma série de funções para calcular o fator de Kondratjev, segundo a geometria da peça. Algumas funções estão descritas na Tabela 2:

Tabela 2 – Funções para cálculo analítico do fator de Kondratjev (K)

Formato	K
Placa infinita, espessura $2R$	$\frac{4R^2}{\pi^2}$
Cilindro infinito	$\frac{R^2}{5.783}$
Esfera	$\frac{R^2}{\pi^2}$
Placa infinita, com dimensões: L_1, L_2, L_3	$\frac{1}{\pi^2 \left(\frac{1}{L_1^2} + \frac{1}{L_2^2} + \frac{1}{L_3^2} \right)}$
Cubo	$\frac{L^2}{3\pi^2}$
Cilindro finito, altura: Z	$\frac{1}{\frac{5.783}{R^2} + \frac{\pi^2}{Z^2}}$

(KOBASKO, 2010, modificado, pág. 95)

A transferência de calor durante o resfriamento é analisado por meio do adimensional de Biot (Bi):

$$Bi = \left(\frac{h}{k} \right) \cdot r$$

$\left\{ \begin{array}{l} h: \text{Coeficiente de transferência de calor} \\ k: \text{Condutividade térmica do metal} \\ r: \text{raio do cilindro} \end{array} \right.$

que pode ser entendido como:

$$Bi = \frac{\text{Convecção na superfície do corpo}}{\text{Condução dentro do corpo}} \quad (\text{ÇENGEL, 2007})$$

O número de Biot é a relação entre o calor perdido por convecção na superfície (que depende da temperatura da superfície e das condições externas) e da capacidade do corpo de conduzir calor pelo seu interior. Valores do número de Biot menores que 0,1 implicam que a condução de calor dentro do corpo é muito mais rápida que a convecção de calor a partir de sua superfície, e gradientes de temperatura são negligenciáveis dentro dele. Isto pode indicar a aplicabilidade (ou inaplicabilidade) de certos métodos de resolver problemas de transferência de calor transiente. Por exemplo, um número de Biot menor que 0,1 indica tipicamente que

5% de erro estará presente quando pressupõe-se um modelo discreto de capacitância de transferência de calor transiente (também chamado de análise discreta de sistema).

Normalmente este tipo de análise leva a um comportamento exponencial simples de aquecimento ou resfriamento (aquecimento ou resfriamento "Newtonianos") uma vez que a quantidade de energia térmica (vulgarmente, quantidade de "calor") no corpo é diretamente proporcional a sua temperatura, a qual por sua vez determina a taxa de transferência de calor para dentro ou para fora dele. Isso leva a uma simples equação diferencial de primeira ordem que descreve a transferência de calor nestes sistemas. Tendo-se um número de Biot menor que 0,1 caracteriza uma substância como "termicamente fina", e o calor pode ser considerado constante em todo o volume do material. O oposto é também verdadeiro: Um número de Biot maior que 0,1 (uma substância a "termicamente espessa") indica que não se pode fazer esta pressuposição, e equações de transferência de calor mais complicadas para "transferência de calor transiente" irão ser requeridas para descrever o campo de temperatura variante no tempo e não espacialmente uniforme dentro do corpo material (BERGMAN, 2011; PARRY, 1985; GEBHART, 1993).

Para relacionar de modo mais acurado o número de Biot com a forma e o tamanho, utiliza-se o número de Biot Generalizado (Bi_v):

$$Bi_v = \frac{h}{k} L = \frac{h}{k} K \left(\frac{S}{V} \right) \quad (3)$$

sendo:

K = fator de forma de Kondratjev

S = área de superfície do corpo de prova

V = volume do corpo de prova

Para um cilindro infinito com altura z:

$$K = \left(\frac{r^2}{5,783} + \frac{z^2}{9,87} \right) \quad (4)$$

Outra forma de análise é pelo número de Kondratjev (K_n):

$$K_n = \psi Bi_v = \frac{Bi_v}{\sqrt{(Bi_v^2 + 1,437 Bi_v + 1)}}; \quad (5)$$

$$\psi = \frac{\bar{T}_s - T_\infty}{\bar{T}_v - T_\infty} \quad (6)$$

em que

ψ : Critério de campo não – uniforme

$\bar{T}_s$: Temperatura média da superfície

$\bar{T}_v$: Temperatura média do volume

T_∞ : Temperatura do fluido de têmpera

Há como se determinar ψ por meio do número de Biot Generalizado:

$$\psi = \frac{1}{\sqrt{(Bi_v^2 + 1,437 Bi_v + 1)}} \quad (7)$$

As equações indicam que:

- i) Se $Bi_v \rightarrow 0, \psi \rightarrow 1$ e $\bar{T}_s \approx \bar{T}_v$, isso significa que o campo de temperatura no corpo de prova que está sendo temperado é uniforme.
- ii) Se $Bi_v \rightarrow \infty, \psi \rightarrow 0$ e $\bar{T}_s \approx T_\infty$, isso significa que a temperatura da superfície do corpo de prova que está sendo resfriado é a mesma que o fluido de têmpera. Para conseguir tal fato, a quantidade de calor relativamente alta que está sendo liberada da superfície necessita ser retirada pelo fluido de têmpera, portanto necessitando de altas taxas não só de agitação, mas de volume de fluido.
- iii) Se houver um rápido resfriamento na superfície pode-se assumir que a temperatura no centro do corpo de prova mantém-se praticamente inalterada. Isto é necessário para atingir as máximas tensões compressivas superficiais, pois haverá transformação da austenita para fases intermediárias.

Alguns resultados obtidos por meio de modelagem do processo de têmpera intensiva mostraram que conforme a têmpera intensiva prossegue,

primeiramente, há um aumento das tensões residuais tratativas para, posteriormente, diminuírem. Em média, com valores acima de 6 para o número de Biot, essas tensões tornam-se compressivas e o patamar encontra-se para valores acima de 18, conforme mostra a Figura 11 (ARONOV, 2008). Observou-se que aços ligados submetidos à têmpera intensiva não continham trincas de têmpera, fato este, explicado pelas altas tensões compressivas dos componentes resfriados (ARONOV, 2008; KOBASKO, 1983; GANIEV, 1987).

(LIŠČIĆ, 2010, pág. 530)

Figura 11 - Tensões residuais circunferenciais *versus* número de Biot.

Alguns critérios foram estabelecidos para que se caracterizasse têmpera intensiva, dentre eles: para a máxima tensão compressiva é suficiente encontrar a seguinte condição: $0,8 \leq Kn \leq 1$ (Kn é o número de Kondratjev) (ARONOV, 2008; DAMING, 1990; KOBASKO, 1985); número de Biot para máxima tensão compressiva: $Bi_v \rightarrow \infty$ (ARONOV, 2008; DAMING, 1990; KOBASKO, 2003a; CANALE, 2007; CANALE, 2007a).

2.1.4. Métodos de têmpera intensiva

A literatura reporta três métodos de têmpera intensiva: IQ1, IQ2 e IQ3, sendo IQ “intensive quenching”. No processo de IQ1, há um processo de resfriamento em duas etapas, que é usado geralmente para aços de média e alta liga. Em um primeiro estágio de resfriamento, parte da peça é lentamente resfriada da temperatura de austenitização até a temperatura de início de transformação

martensítica, M_s . Nesta fase, o gradiente de temperatura, ao longo da secção transversal da peça, é insignificante. Então, pode-se assumir que a temperatura em todo o interior da peça é igual à temperatura M_s de início da segunda fase de resfriamento. Na segunda etapa, ocorre um resfriamento intenso dentro da faixa de transformação martensítica. Jatos intensos de água ou de solução aquosa são dirigidos à peça, promovendo altas taxas de resfriamento, provocando assim as tensões compressivas sobre a superfície. Essa superfície “comprimida” tende a compensar a distorção obtida na primeira fase, lenta, e também ajuda a promover um fortalecimento ou um “superfortalecimento” do material. Entretanto, uma desvantagem do processo IQ1 é que na primeira etapa são utilizados óleos ou soluções poliméricas em altas concentrações (na faixa de 20 a 25%), e a segunda fase de resfriamento deve então ser efetuada em câmara separada. Essa “quebra” no procedimento compromete a qualidade da têmpera intensiva, além de encarecer o processo (ARONOV, 2002a; TOTTEN, 2002).

Já o processo IQ2 ocorre em três etapas. A primeira etapa é caracterizada por um rápido resfriamento, no qual ocorre a nucleação de bolhas e o início de formação de um filme de vapor sobre a superfície. Na segunda etapa ocorre um resfriamento mais lento, ao ar. Na terceira etapa, promove-se um resfriamento por convecção no próprio tanque de têmpera. Neste método, minimiza-se a criação do filme de vapor, para evitar trincas e distorções. Essa é a razão pela qual não se utiliza água pura como meio de têmpera, mas soluções salinas ou soluções poliméricas, em baixas concentrações. Essas soluções, anionicamente carregadas, promovem a quebra desse filme de vapor, cationicamente carregado (pois, durante o aquecimento, o metal tende a liberar cargas positivas, que se transferem para o filme de vapor). Assim, o alto fluxo da solução aniônica sobre o filme catiônico promove a quebra deste. Nesta fase, note-se que o fluxo requerido é menor do que o descrito no processo IQ3, porém maior que o fluxo do IQ1 (KOBASKO, 2003).

É na primeira fase de resfriamento desse processo que se nota a formação da camada martensítica, geralmente calculado e acompanhado segundo o diagrama CCT ou TTT do metal tratado. Procura-se interromper o aquecimento quando da formação de 50% de martensita na estrutura, permanecendo esta camada com certa plasticidade. Após esta interrupção, o resfriamento da peça continuando ao ar promove uma equalização da temperatura por toda a secção

transversal. Além disso, é nesta segunda etapa que as tensões residuais compressivas são formadas. O resfriamento ao ar também possibilita um auto-revenido, que elimina as possibilidades de trinca. Na terceira fase, retorna-se a peça ao banho de têmpera para continuar um resfriamento por convecção, lento, controlando assim a formação das estruturas no núcleo da peça. Uma deficiência do processo IQ2 é que a temperatura do banho nem sempre coincide com a temperatura necessária para a formação da martensita (ARONOV, 2002a; TOTTEN, 2002).

O método IQ3 é o mais eficiente para a criação de tensões superficiais compressivas ao longo da geometria, em profundidades ideais, já que é o que promove maior “superfortalecimento” da camada tratada, assim tendo o melhor custo/benefício. Este método envolve uma única etapa de resfriamento intensivo, em contraste com as várias etapas dos processos IQ1 e IQ2. Quando o método IQ3 é aplicado, o resfriamento superficial da peça é tão rápido e o fluxo da água (ou soluções) é tão severo que impede ou minimiza consideravelmente a formação de bolhas ou camada de vapor, e a transferência de calor do núcleo à superfície ocorre unicamente por convecção. Portanto, o resfriamento por convecção direta é a chave para o processo de IQ3. Nele, o resfriamento intensivo é contínuo e uniforme sobre a superfície de toda a peça, até que os valores de tensões residuais compressivas atinjam valores considerados ótimos (máximos), promovendo pois uma profundidade de têmpera ótima (ideal). Na prática, existem três grandes problemas para implementar este método. O primeiro é que nem sempre é possível implementar a taxa de fluxo ideal para resfriar uniformemente toda a superfície, especialmente para peças com geometria complexa. Segundo, a têmpera de peças relativamente finas, com espessuras da ordem de 0,6mm tem por dificuldade fornecer o gradiente de temperatura ideal para obter uma camada 100% martensítica na superfície da peça, ao mesmo tempo em que o núcleo permanece austenítico. Para tais peças, o fluxo de água precisa ser muito alto e o tempo para interrupção do banho muito curto (um segundo ou menos), por vezes impraticável. Finalmente, o método IQ3 tem como limitante a aplicação em lotes, uma vez que é impossível fornecer o fluxo ideal em toda a peça quando aplicado “em batelada”. Para estes casos, talvez o IQ2 atenda melhor os propósitos (ARONOV, 2002a; TOTTEN, 2002).

A Figura 12 abaixo ilustra as zonas de têmpera, segundo a taxa de resfriamento.

(ARONOV, 2002)

Figura 12 - Zonas de Têmpera

Valendo-se do perfil de dureza e formação de tensões superficiais compressivas, o IQ3 é o processo mais eficiente, visto que é possível atingir o “superendurecimento” da liga com apenas um “estágio” de resfriamento. Como nos processos anteriores, existem limitações, pois é difícil produzir uma agitação que aconteça uniformemente em toda a superfície, principalmente em se tratando de geometrias complexas (CANALE, 2004; CANALE, 2005). Kobasko estabeleceu um método para o cálculo do coeficiente de transferência de calor (h_k). Este pode ser calculado pela correlação entre o Número de Kondratjev (K_n) e o Número de Biot Generalizado (Bi_v). A taxa de resfriamento (Cooling Rate – C.R.) pode ser encontrada da seguinte maneira (LIŠČIĆ, 1992; FERNANDES, 2007):

$$C.R. = \frac{\ln(T_1 - T_\infty) - \ln(T_2 - T_\infty)}{t_2 - t_1} \quad (28)$$

na qual

T_1 : Temp. do componente relativa ao tempo t_1

T_2 : Temp. do componente relativa ao tempo t_2

T_∞ : Temperatura do fluido de têmpera (água)

A partir do valor de C.R., o número de Kondratjev (K_n) pode ser encontrado:

$$K_n = C.R. \left(\frac{K}{\alpha} \right) \quad (29)$$

com

K: Fator de forma de Kondratjev

α : Difusividade térmica

$$K = \frac{r^2}{5,783}; \quad \text{para a forma cilíndrica do caso em estudo} \quad (30)$$

$$K_n = \frac{Bi_v}{(Bi_v^2 + 1,437Bi_v + 1)^{\frac{1}{2}}} \quad (31)$$

tendo

K_n : Número de Kondratjev

Bi_v : Número de Biot Generalizado

Então o coeficiente de transferência de calor é obtido:

$$h = \frac{Bi_v k V}{K S} \quad (33)$$

com

h : coeficiente de transferência de calor

k : Condutividade térmica do material

V : Volume do corpo de prova

S : Area da superfície do corpo de prova

K : Fator de forma de Kondratjev

A dureza é uma das qualidades primárias juntamente com os indicadores de propriedades de tração em aços temperados e revenidos. A habilidade que o banho de têmpera tem de endurecer um tipo particular de aço sob condições específicas de têmpera tem sido determinado pela avaliação de dureza em cortes transversais de barras temperadas. Essa habilidade chamada de severidade de têmpera foi definida primeiramente por Grossmann como sendo (TOTTEN, 1993):

$$H = \frac{h}{2k} \quad (34)$$

com

h : o coeficiente de transferência de calor

k : a condutividade térmica do aço

e h e k são funções de temperatura, embora assumidos por Grossmann como constantes neste estudo.

Embora seja possível determinar o fator H experimentalmente por imersão das barras de aço em banho de têmpera, esse processo é inconveniente, pois consome tempo e necessita sacrificar barras de teste de diferentes diâmetros. A menos que haja substancial quantidade de aço de mesma composição química e

tamanho de grão compatível em diferentes diâmetros, torna-se difícil comparar as variações do fator H , por causa das variações químicas entre lotes de uma determinada série de aço produzir uma dispersão de dados. Além do mais, vários aços com diferentes temperabilidades são necessários para obter a precisão do teste quando se avalia a gama de variedades de banhos de têmpera envolvendo óleos, água e soluções aquosas. Assim o método a seguir é um método alternativo para determinar o fator H que não envolve caracterizar e sacrificar amostras de barras de aço. Monroe e Bates descreveram o uso de técnicas de análise de curvas de resfriamento para estimar o fator H . Primeiro, para calcular as curvas de resfriamento analíticas utiliza-se um programa de transferência de calor por diferenças finitas (TOTTEN, 1993).

2.2. Fundamentos teóricos de fadiga e teste K_{IC}

Todos os materiais de engenharia são fabricados para terem desempenho adequado e proporcionarem economia, porém constantemente estão sujeitos a falhas devido a tensões flutuantes combinadas as características do material. O estudo de falhas proporciona a base para desenvolver materiais para aplicações em engenharia de forma mais segura. As falhas em materiais metálicos podem ser estudadas por meio de ensaios de fadiga utilizando carregamento cíclico (alto e baixo ciclos). Os estágios da fadiga dos materiais são três: nucleação, propagação e fratura. Diversos exemplos de ocorrências cíclicas podem ser citadas, como vibração de pontes, trabalho do leme de um veleiro, pedal de bicicleta, rotação de motores a combustão. Quanto maior o número de ciclos, mais propenso à fratura se torna o material, mesmo novo, já que microtrincas podem se formar durante o seu processo de fabricação, ou imediatamente após início de uso (DOWLING, 2007).

A tenacidade à fratura do material é indicada pelo símbolo K_{IC} , sendo I o modo de abertura do corpo de prova e c o valor crítico no momento desta abertura. Exemplos são ilustrados na Figura 13:

(Adaptado de ANDERSON, 1995 e SPINELLI, 2010)

Figura 13 – Zonas plásticas formadas nas pontas das trincas.

Na figura (13a) observa-se o modo de fratura trativo, que é a condição para cálculo de K_{IC} , na figura (13b) é o modo de fratura onde ocorre cisalhamento no plano entre as faces do corpo de prova também chamado de modo II e na figura (13c) é o modo de fratura onde ocorre cisalhamento fora do plano ou modo III.

A tenacidade à fratura do material é calculada de acordo com a norma ASTM E399-09e2 como mostra a equação 36:

$$K_{IC} = F \sigma_c \sqrt{\pi a_c} \quad (36)$$

sendo:

K_{IC} a tenacidade à fratura do material

F o fator geométrico da trinca $F(a/w)$

σ_c a tensão crítica

a_c o tamanho crítico de trinca

Esta fórmula pode ser usada desde que esteja em conformidade com a condição:

$$(w - a) \geq 2,5 \left(\frac{k_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (37)$$

sendo:

w a espessura

a o tamanho da trinca

K_I a tenacidade à fratura quando acontece no modo I

σ_y a tensão de escoamento

A tenacidade à fratura indica a sensibilidade do material a trincas quando carregamento estaticamente. Na prática é usado para cálculo de tensão residual de uma estrutura sob as mesmas condições de carregamento. A figura 14 mostra um exemplo do corpo de prova CT (*compact tension specimen*) utilizado para ensaios de K_{IC} .

(SCHIJVE, 2004)

Figura 14 – *Compact tension specimen*, sendo w a espessura, c a distância do centro do furo até a ponta da trinca e P o carregamento a que o corpo de prova é submetido.

Tenacidade à fratura é a propriedade mais importante quando se avalia a resistência total à falha devido a sobrecarga em um material o qual possua entalhes ou trincas (LESKOVŠEK *et. al.*, 2006)

Características como dureza não são diretamente proporcionais à tenacidade à fratura. Pesquisas realizadas em aços rápidos com a mesma dureza, porém com microestruturas distintas, apresentaram tenacidade à fratura que variaram de acordo com o tipo de intermetálico presente (LESKOVŠEK *et. al.*, 2002). Contudo, não há equações empíricas que confirmem a relação entre tenacidade à fratura e aspectos microestruturais e este fato tem sido a proposta de vários estudos.

(EDELSON, 1962) *apud et. al.* (LESKOVŠEK, 2002) mostraram que em um aço rápido AISI M2 a quantidade de fases contendo carbeto e inclusões não metálicas influenciaram na tenacidade à fratura do material, e propuseram uma

equação que calcula a distância desses carbetos:

$$d_p = D_p \times (1 - f_{carb}) \times \sqrt{\frac{2}{3f_{carb}}} \quad (38)$$

tendo

d_p a distância entre carbetos,

D_p diâmetro médio dos carbetos não dissolvidos e

f_{carb} a fração de volume de carbetos não dissolvidos

Se a fratura é controlada por deformação, a tenacidade à fratura K_{IC} pode ser modelada com base nas características determinadas experimentalmente e na superfície de fratura, ou seja, a determinação de K_{IC} se baseia no critério em que, para iniciar uma fratura dúctil com coalescência de microvazios, a deformação plástica local deve exceder um valor crítico ao longo da distância da microestrutura. Esta distância é comparada à distância média entre partículas (LESKOVŠEK *et. al.*, 2002).

Embora as medições de tenacidade à fratura sejam normalizadas de acordo com ASTM D5045-99(2007)e1 e ASTM E399-09e2, essa propriedade também pode ser medida por meio de ensaios com corpos de provas não normalizados com entalhes circunferenciais e pré trincas usinadas (LESKOVŠEK *et. al.*, 2002; LESKOVŠEK *et. al.*, 2006). Para o caso de ensaio em condições de deformações planas, um diâmetro mínimo é necessário, mostrando a equação abaixo a relação:

$$D \geq 1,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (39)$$

sendo

D diâmetro externo do corpo de prova,

K_{IC} a tenacidade à fratura para condições de deformação plana

σ_y a tensão de escoamento do material

Se o comportamento da fratura é linearmente elástica de acordo com (BUEKER, 1965) *apud* (LESKOVŠEK *et. al.*, 2006) a tenacidade à fratura pode ser

calculada pela equação:

$$K_{IC} = \frac{P}{D^{3/2}} \left(-1,27 + 1,72 \frac{D}{d} \right) \quad (40)$$

em que

P é o carregamento para a falha,

D é o diâmetro externo do corpo de prova,

d é o diâmetro do entalhe, ou seja, o diâmetro próximo ao ligamento a trinca

Para esta relação ser verdadeira, ela precisa estar de acordo com a seguinte condição:

$$0,5 < d/D < 0,8 \quad (41)$$

Um exemplo de corpo de prova não normatizados utilizado para ensaios de K_{IC} é mostrado na figura 15:

(LESKOVŠEK *et. al.*, 2006)

Figura 15 – Entalhe circunferencial e pré trincado por fadiga para ensaios de K_{IC} .
As dimensões estão em mm.

A grande vantagem nestes corpos de prova com entalhe circunferencial em relação ao normatizado CT (*compact tension specimen*) é que permite o estudo da influência da microestrutura em materiais metálicos na tenacidade à fratura (LESKOVŠEK *et. al.*, 2002).

3. Desenvolvimento experimental

3.1. Materiais e equipamentos utilizados

Dois sistemas foram utilizados para realizar os experimentos:

- Aquisitor de dados LabJack, modelo U6-PRO, acoplado a notebook Asus de alto desempenho. O programa utilizado foi fornecido pela LabJack[®] juntamente com o aquisitor de dados;

Figura 16 – Sistema de aquisição de temperatura e computador utilizados

- Sistema de medição de dureza Rockwell, marca Leco, modelo RT-240;

Figura 17 – Equipamento para medição de dureza Rockwell

- Sistema de projeto interno do Grupo de Pesquisa em conjunto com a JDWG, com base em publicações de Totten *et.al.*. Possui bomba DAB modelo KPF 30/16M, com potência nominal de 0,5 HP, capacidade de circulação de 0,6 a 2,16 m³h⁻¹. O tanque tem capacidade de armazenamento de 60 litros;

A maior preocupação foi a formação de um vórtice central que diminuísse substancialmente a agitação neste local. Verificou-se, contudo, que o sistema produz uma agitação uniforme dentro da câmara. Além desse parâmetro, o projeto também satisfaz a condição de velocidade de agitação, conforme diversos estudos realizados por Totten *et.al.*.

Figura 18 – Sistema de têmpera intensiva. No detalhe, by-pass para controle de fluxo.

Trabalhando com esses sistemas, tem-se:

- Forno para aquecimento à temperatura de austenitização, marca EDG, modelo FI-2;
- Termopar tipo K, com conector-padrão tipo K;

Figura 19 - Forno com caixa para aquecimento com atmosfera controlada

- Corpos de prova de aço classificação AISI 5160, fabricado pela ArcelorMittal, cujo certificado de qualidade mostra:

a) análise química (%)

C	Mn	Si	P	S	Al
0,5780	0,8220	0,2690	0,0118	0,0080	0,0278
Cu	Cr	Ni	Mo	N	C _{eq}
0,0259	0,7055	0,0151	0,0028	0,0021	0,8583

b) microinclusões, segundo ASTM E45

A Fina	A Grossa	B Fina	B Grossa	C Fina	C Grossa	D Fina	D Grossa
2,0	0,0	0,5	0,0	0,0	0,0	2,0	0,0

c) tamanho de grão austenítico: 9,0

- Nitrato de sódio (NaNO_3) QSP solução 9%, marca Synth, grau de pureza analítico, com base em pesquisa realizada por (MESSIAS, 1998).

- Óleo para têmpera rápida, marca Houghton , TP444 Houghton Quench KB, com velocidade máxima de resfriamento de $114,16^\circ\text{Cs}^{-1}$ a $590,0^\circ\text{C}$;

- Gás argônio 99,9999% pureza, marca White Martins.

- Máquina de ensaio universal EMIC, carga 10kN;

Figura 20 – Máquina de ensaio universal. Nos detalhes, o tipo de garra utilizada e o aspecto do corpo de prova imediatamente fraturado

- Sistema estereoscópico, marca Zeiss, modelo Discovery V8, acoplada a uma câmera AxioCam ERc 5s, com programa de aquisição de imagens fornecido pela Zeiss;

Figura 21 – Estereoscópio Zeiss de aquisição de imagem

3.2. Metodologia desenvolvida

O uso de solução salina teve por finalidade garantir que houvesse a quebra da camada de vapor, condição necessária para a produção de têmpera intensiva. (MESSIAS, 1998) evidencia que a concentração ótima de nitrato de sódio para a maior taxa de resfriamento é de 9%. O NaNO_3 foi escolhido pois, além da sua capacidade de eliminar camada de vapor, é um sal pouco nocivo ao ambiente, além de ter a propriedade de retardar a oxidação dos componentes metálicos com os quais mantém contato.

Com este já contendo a quantidade necessária de água (60 litros, $\frac{3}{4}$ de sua capacidade total de armazenamento), o sal foi adicionado vagarosamente perto do canal de captação da bomba, com esta ligada, promovendo assim a agitação necessária para diluição do sal.

Os corpos de prova de aço AISI 5160 foram usinados segundo desenho fornecido pelo Professor Vojtech Leskovšek, conforme Figura 22:

Figura 22 – Desenho técnico de especificação dos corpos de prova utilizados

Antes e após as têmperas, medidas de dureza Rockwell C foram obtidas em um total de 120 corpos de prova. A dureza serviu de base para as possíveis obtenções de valores de K_{IC} , além de ter fornecido indícios de transformação de fases e comportamento mecânico do material. Escolheram-se pontos aleatórios dos corpos de prova, conforme mostra a Figura 23. Com este procedimento, espera-se verificar se há um padrão de mudança na dureza em função da usinagem.

Os corpos de prova foram dispostos em uma caixa metálica com tampa, com sistema de injeção de gás, e envoltos em limalha de ferro fundido cinzento, garantindo assim máxima proteção possível contra descarbonetação, conforme ilustra a Figura 24. Um termopar foi disposto encostado no entalhe de um dos corpos de prova, para verificação da temperatura externa deste. O forno foi programado para atingir a temperatura máxima de 900°C, com rampa de aquecimento de 25°C.min⁻¹ contínuos.

Figura 23 – Detalhe da medição de dureza dos corpos de prova. À esquerda, disposição do corpo de prova no equipamento; à direita, exemplo de local de aferição da dureza

Após verificar no sistema o alcance da faixa de 905°C - 910°C , manteve-se este patamar por 25 minutos, a fim de garantir o encharque de todos os corpos de prova. Durante todo o processo de aquecimento, injetou-se argônio a $2\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$, promovendo assim atmosfera inerte.

Figura 24 – disposição dos corpos de prova, sistema de fluxo de argônio (capilar no meio da caixa) e termopar (24a); cobertura com limalha de ferro fundido; no detalhe, outra maneira de fixar os corpos de prova, de modo a serem pegos unitariamente (24b); caixa fechada pronta para forno (24c). As setas indicam o injetor de gás.

As têmperas intensivas foram feitas com o banho à temperatura ambiente. Seis conjuntos de corpos de prova foram tratados, sendo o primeiro com 1 segundo de banho, o segundo com 2 segundos, até o quinto, com mergulho de 5 segundos; logo após, um conjunto foi resfriado pelo tempo necessário para alcançar temperatura ambiente.

As têmperas convencionais foram feitas com óleo aquecido a 60°C ,

deixando-se o corpo de prova resfriar até igualar temperatura com o óleo.

Em nenhum caso foi feito alívio de tensões, para verificação das tensões residuais máximas obtidas.

As seguintes condições de testes foram estabelecidas:

- pré-trinca seguida de têmpera convencional
- pré-trinca seguida de têmpera intensiva

Para fazer a pré-trinca, utilizou-se um sistema sugerido pelo Professor Vojteh Leskovšek durante seminário sobre tenacidade à fratura. Uma recartilha foi montada para promover o avanço necessário nos corpos de prova:

Figura 25 – Sistema de recartilha para pré-trinca de corpos de prova

Testes com diversos avanços foram feitos, chegando-se a um avanço de 1,0mm, a uma rotação de 1180 rpm, durante 5 minutos, como o ideal para promover a pré-trinca desejada:

Figura 26 – Corpo de prova após produção da pré-trinca. As setas indicam a localização da pré-trinca. Aumento de 80x.

Em seguida aos tratamentos térmicos, os corpos de prova foram analisados por raios-X, para comprovar a existência de tensões residuais compressivas, caracterizando-se assim a obtenção de têmpera intensiva. Abaixo, figuras do equipamento marca Rigaku, modelo MSF 3 e da preparação da amostra.

Figura 27 – Detalhes do equipamento de raio-X. À esquerda (27a), transformador (lado externo à câmara); à direita (27b), colimador com goniômetro (lado interno da câmara). Nos detalhes, posicionamento dos corpos de prova na transversal (27c) e na longitudinal (27d).

como usinado			TC			IQ		
22,1	21,2	24,3	57,9	59,8	59,7	62,9	59,0	62,2
21,8	21,8	19,1	60,0	60,1	58,5	61,7	60,0	60,6
23,1	21,9	19,2	60,2	58,0	60,2	63,1	60,8	62,8
21,0	22,5	24,2	57,0	60,4	59,6	62,2	62,2	60,1
20,2	22,4	21,6	58,4	60,5	60,3	61,0	60,1	60,5
19,3	23,0	22,4	57,3	60,0	59,7	63,5	62,1	62,6
20,4	19,3	19,9	58,2	59,6	59,3	62,3	59,9	60,7
21,0	19,5	22,9	60,1	60,4	57,6	63,4	60,4	59,7
21,5	21,1	23,8	58,2	58,5	58,1	62,1	59,0	61,6
20,3	20,6	20,6	57,1	60,1	61,0	62,9	61,7	62,1
22,8	21,3	23,2	57,9	60,7	58,9	61,7	63,1	60,5
22,8	21,5	19,3	59,6	59,2	60,0	60,4	61,9	62,0
Média: 21,5 D.P.: 1,5 Variância: 2,1			Média: 59,2 D.P.: 1,1 Variância: 1,26			Média: 61,5 D.P.: 1,2 Variância: 1,55		
$F_{0,05;2;106} = 3,082852$; $F_{calc} = 10967,69$								

Os dados da Tabela 4 indicam uma dureza média de 21,5 HRC para todos os corpos de prova como usinados. Já as medições pós-têmpera, nos corpos de prova tratados por têmpera intensiva mostraram dureza média de 61,5 HRC, e para os corpos de prova tratados por têmpera convencional, dureza média de 59,2 HRC, ou seja, uma dureza em média 3,7% maior para os corpos de prova tratados com têmpera intensiva em relação aos tratados por têmpera convencional. Verificou-se, pelo teste de variância e ANOVA que o comportamento da dureza não possui diferenças significativas, do ponto de vista estatístico, entre os três tratamentos estudados, ou seja, a variabilidade entre os tratamentos estão na mesma faixa de variabilidade (F calculado maior que F crítico). Essa elevada dureza pode ser um indicativo, segundo (KOBASKO, 2010), de presença de altos valores de tensões residuais compressivas. Tem-se que ressaltar que as durezas atingiram o máximo valor possível para esta composição, na condição de temperado sem revenimento, conforme (CHANDLER, 1995). Futuras investigações poderão estudar a influência dos tempos de revenimento, averiguando as diferenças de resultados nas tensões residuais, durezas e teste K_{IC} .

A micrografia das amostras nas duas condições de tratamento térmico são apresentadas a seguir. A morfologia apresentada é de martensita em toda a extensão do material. A diferença na coloração pode indicar tanto uma diferença de condição (martensita revenida ou não-revenida) quanto um possível abaulamento da amostra. Porém, maiores detalhes dessa diferença não são o objetivo deste trabalho. Esta pequena análise apenas colabora para ratificar a validade do sistema de têmpera intensiva proposto.

A figura 28 mostra exemplo da micrografia das amostras tratadas por têmpera intensiva. No aumento de 150x já fica evidenciada a martensita como fase dominante. Ampliando-se o aumento para 600x, nota-se mais detalhadamente que em toda a estrutura tem-se uma martensita refinada.

Figura 28 – Micrografia de amostra tratada por têmpera intensiva. À esquerda (29a), verifica-se uma estrutura aparentemente uniforme, em aumento de 150x. À direita (29b), um aumento de 600x propicia vista mais detalhada da formação de martensita mais refinada.

A figura 29 ilustra um exemplo dos achados micrográficos nas amostras tratadas por têmpera convencional. Uma análise mais detalhada mostra que na têmpera convencional a martensita não se apresenta tão refinada quanto a apresentada na têmpera intensiva. Tal diferença morfológica pode ser explicada tanto pela velocidade de resfriamento a que as amostras foram sujeitas quanto pelo tipo de resfriamento realizado. Na têmpera intensiva, os corpos de prova foram retirados ainda em alta temperatura do banho. Assim, a retirada de calor foi mais drástica na têmpera intensiva devido à ação da solução salina e agitação severa do banho e, além disso, o calor restante propiciou a diferenciação entre a martensita superficial e a restante na amostra.

Figura 29 – Micrografia de amostra tratada por têmpera convencional. À esquerda (30a), aumento de 150x; à direita (30b), um aumento de 1500x propicia vista mais detalhada da formação de martensita menos refinada em relação à produzida nas amostras por têmpera intensiva.

Na têmpera convencional, os corpos de prova permaneceram na solução até que estes tivessem sua temperatura igualada ao óleo, levando a um resfriamento mais uniforme e mais lento. Assim, tanto não se evidenciou um revenimento evidente na superfície, como um maior crescimento da martensita.

Juntando-se as análises de micrografia e dureza superficial, comprova-se a eficiência do sistema de têmpera intensiva projetado para pequenas amostras, visto que um dos objetivos deste trabalho foi verificar se tal sistema seria capaz de produzir a uniformidade de têmpera. Sem essa certeza, não teria sentido realizar os testes posteriores.

Conforme estudos de (MESSIAS, 1998), concentrações inferiores a 9% de nitrito de sódio produziam taxas de resfriamento menores; concentrações superiores não produziam acréscimos significativos nas taxas de resfriamento. Diversos estudos, como exemplos em (KOBASKO, 2010), (TOTTEN, 1993) e (LIŠČIĆ *et.al.*, 2010) comprovam esse efeito de aditivação, o que foi verificado com as medidas tensões residuais compressivas.

Comumente verifica-se a têmpera intensiva por meio de curvas de resfriamento e cálculos de transferência de calor. Porém os resultados de tensões residuais efetuados por raios-X evidenciam a produção de têmpera intensiva nos corpos de prova, pela presença e a natureza dessas tensões. A Tabela 4 mostra resultados obtidos dessas análises, e no Anexo A pode-se encontrar um exemplo dos resultados como apresentados pelo equipamento.

Tabela 4 – Valores médios de tensões residuais em amostras sem tratamento térmico (como usinado), tratadas com têmpera convencional (TC) e com têmpera intensiva (IQ)

	como usinado	TC	IQ
Tensão residual compressiva (MPa)	+ 150 (± 46)	- 50 (± 12)	- 916 (± 223)

A operação de usinagem, em função do desbaste, poder de corte da ferramenta, e velocidade de avanço causa naturalmente tensões trativas no material, pois submete a superfície a alterações estruturais devido ao “arrancamento” de cavacos pela ferramenta. Em função disto, uma análise de raios-X mostra um valor positivo de tensões residuais. Tratamentos de têmpera tendem não só a reverter as forças de tensão, mas direcioná-las para forças compressivas, por causa da

mudança de estrutura cristalina provocada pelo aquecimento (austenitização) do material e posterior resfriamento rápido. Neste resfriamento, formando-se martensita, tem-se os fenômenos mostrados nas Figuras 2, 7 e 9. No caso de aços-mola, segundo (TOTTEN, *et.al.*, 2002), tratamentos térmicos convencionais seguidos de *shot peening* produzem, tensões residuais compressivas da ordem de -600 MPa. Os ensaios mostraram que a têmpera intensiva produziu tensões residuais compressivas da ordem de -900 MPa. Este é um indicativo de que a têmpera intensiva pode ser um tratamento alternativo na produção de molas.

Para afirmar este resultado, teve-se o cuidado de fazer medidas de tensões nas secções longitudinal e transversal das amostras, para verificar se em qualquer direção cristalina as tensões eram compressivas. Porém, considerando-se o modelo de cilindro infinito (comprimento mínimo igual a quatro vezes o diâmetro) descrito em artigos de Totten *et.al.*, mostram que a propagação de calor mais importante é na direção radial da peça. Assim, as tensões mais relevantes e serem consideradas são na direção radial (transversal).

Após a preparação das pré-trincas, os corpos de prova foram tratados conforme descrito no procedimento experimental. Uma parte foi tratada sem a pré-trinca, como forma de evidenciar que, nessa condição, não há como diferenciar diferentes tipos de fraturas (dúctil e frágil) ao longo da secção de ruptura, conforme mostra a figura 30:

Figura 30 – Corpos de prova sem preparo de pré-trinca. À esquerda, tratamento com têmpera convencional; à direita, tratamento por têmpera intensiva. Aumento de 10x.

Em seguida, os corpos de prova pré-trincados de ambos os tratamentos térmicos foram tracionados, obtendo-se curvas tensão-deformação que

demonstraram que a ruptura seguiu um comportamento linear elástico, o que garante a triaxialidade de tensões exigida para a existência de K_{IC} e o teste proposto. Exemplo dos resultados completos é mostrado no Anexo B.

Nos corpos de prova tratados com têmpera convencional, tanto a fratura dúctil como a fratura frágil ficaram definidas, o que é mostrado na figura 31. Tal observação permite aplicar os cálculos desenvolvidos para verificação de tenacidade à fratura propostos por Leskovšek *et.al.*.

A literatura descrita por Leskovšek *et.al.* trabalha o método para aços rápidos e ferramenta, que possuem em sua estrutura carbonetos com morfologia e tamanhos variados. As equações propostas e as morfologias das fraturas estudadas levam em conta a presença desses carbonetos, e em algumas circunstâncias especiais, a composição do material.

Figura 31 – Corpo de prova tratado com têmpera convencional (28a) e têmpera intensiva (28b), caracterizando as regiões de pré-trinca (setas azuis), fratura dúctil (setas brancas) e fratura frágil (seta vermelha), com aumento de 10x. No detalhe, as fraturas diferenciadas por jogo de luz, efeito do software do estereoscópio (aumento de 10x.)

Dado que o AISI 5160 tem microestrutura substancialmente diferente dos aços rápidos e ferramenta, praticamente não possuindo carbonetos **primários** e tendo uma estrutura mais uniforme, talvez se esperasse que os resultados de tração fossem completamente diversos aos obtidos por Leskovšek *et.al.* Porém após os ensaios de tração, verificou-se a produção de regiões de fratura dúctil e frágil substancialmente semelhantes às verificadas para os aços rápidos e ferramenta. Notou-se uma diferença acentuada na região de fratura dúctil, sendo que na têmpera convencional esta foi maior que na têmpera intensiva. Notou-se, também, uma variação discreta na macroestrutura das trincas, sendo que nas amostras de

têmpera intensiva houve a tendência das fraturas seguirem o caminho da pré-trinca produzida, conforme evidencia a Figura 32:

Figura 32 – Evidência de acompanhamento de trincas, a partir da pré-trinca, nos corpos de prova tratados por têmpera intensiva. Em (33a), com aumento de 320x, setas indicam este acompanhamento; em (33b), corpo de prova tratado por têmpera convencional, mostrando uniformidade da fratura dúctil (aumento de 320x).

Outra verificação foi a não-uniformidade da fratura dúctil em corpos de prova tratados por têmpera intensiva. Tal fato merecerá estudos posteriores, já que tais não-uniformidades não foram evidenciadas em aços rápido e ferramenta (Leskovišek *et.al.*). É importante observar que houve um cuidado extremo tanto na produção da pré-trinca (quanto ao alinhamento da recartilha) quanto no ensaio de tração (garantia de uniformidade no ensaio). Assim, questiona-se se justamente a propriedade de mola do aço estudado requerer modificações no método de produção da pré-trinca ou de tração.

Após obter estes dados, foi calculado o K_{IC} das melhores amostras encontradas, obtendo-se como resultados os valores encontrados na Tabela 5:

Tabela 5 – Valores de K_{IC} para amostras tratadas por têmpera convencional e têmpera intensiva

K_{IC} (MPa m ^{1/2})	
TC	IQ
5,1	5,5
6,1	2,9
4,2	4,4
4,7	3,4
3,6	3,0
6,8	5,3
4,6	2,0
Média: 5,01	Média: 3,78
D.P.: 1,10	D.P.: 1,31
Variância: 1,48	Variância: 1,38
$F_{0,05;1;12} = 4,9646$; $F_{calc} = 4,7468$	

Os resultados de K_{IC} evidenciaram valores menores para os corpos de prova tratados por têmpera intensiva. A análise ANOVA mostra que há uma diferença de variabilidade nos resultados obtidos, o que traduz a diferença observada de comportamento dos materiais analisados. Embora tenha havido essa diferença, em ambos os casos, resultou em uma baixa tenacidade à fratura. Estes resultados são consistentes com um estado de têmpera sem revenimento. Uma análise comparativa entre essas duas situações teria mais sentido após o revenimento dos corpos de prova. Embora as micrografias da têmpera intensiva tenha sugerido uma camada de martensita revenida na superfície, a região mais interna é composta de martensita frágil. Seriam necessários estudos adicionais para diversas condições de revenido e averiguação de outros parâmetros na têmpera intensiva para que uma comparação mais efetiva entre estes dois métodos de tratamento térmico pudesse ser feita. Assim, o maior ganho obtido neste trabalho foi a incorporação desta técnica de medida de K_{IC} como um método eficaz, prático e econômico na avaliação desta grandeza.

5. Conclusões

A têmpera convencional proporcionou um valor de K_{IC} maior que o para a têmpera intensiva, porém, nas condições de ensaio estabelecidas, não há como afirmar qual tratamento térmico é mais recomendável. Seria necessário um revenido posterior para uma avaliação mais precisa. qual seria o melhor tratamento térmico, uma vez que o revenimento não foi realizado.

O equipamento desenvolvido para têmpera intensiva se mostrou muito eficaz, atendendo ao requisito de proporcionar altas tensões compressivas superficiais.

Os resultados obtidos no aço AISI 5160, quanto à morfologia das fraturas, mostraram que o método descrito por Leskovšek *et.al.* comumente a aços rápidos e ferramenta, também pode ser aplicado ao aço estudado. A aplicação da metodologia descrita por Leskovšek *et.al.* foi válida para os cálculos de K_{IC} , visto que foi possível observar as regiões de fratura dúctil e frágil para ambas as têmperas.

Com este trabalho, criaram-se as condições necessárias para futuros estudos detalhados de todos os parâmetros que envolvam K_{IC} em aço-mola, partindo-se de diferentes tratamentos térmicos aplicados.

6. Referências

- AÇO, (2011). Disponível em <http://pt.wikipedia.org/wiki/Aço>. Acesso em 10 fev. 2011.
- ANDERSON, T.L. (1995). **Fracture Mechanics**. 2nd Edition. Ed. CRC Press, Estados Unidos, 640 pp.
- ARONOV, M.A.; KOBASCO, N.I.; POWELL, J.A. (2002). **Review of Pratical Application of Intensive Quenching Methods for Steels Parts**. Proc. 13th IFHTSE/ASM Congress, Columbus, OH, E.U.A.
- ARONOV, M.A.; KOBASKO, N.I.; POWELL, J.A. (2002a). **Basic Principals, Properties and Metallurgy of Intensive Quenching**. SAE International Off-Highway Congress, co-located with CONEXPO-CON/AGG, Las Vegas, Nevada, March 19-21.
- ARONOV, M.A.; KOBASKO, N.I.; POWELL, J.A. (2008). **Correlation between Grossmann H – Factor and Generalized Biot Number Biv**. 5th WSEAS Int. Conf. on Heat and Mass Transfer (HMT'08), Acapulco, Mexico, January 25-27.
- ASTM D5045-99(2007)e1 - **Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials**. ASTM International, United States.
- ASTM E300-03(2009) - **Standard Practice for Sampling Industrial Chemicals**. ASTM International, United States.
- ASTM E399-09e2 - **Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness_{lc} of Metallic Materials**. ASTM International, United States.
- BARREIRO, J.A. (1985). **Tratamientos térmicos de los aceros**. 8^a. ed. Madri, Espanha: Editorial Dossat S.A.
- BECK, G. (1985). *Etud. Sci. Ver. Metall.* June, p. 269-282.
- BERGMAN, T.L. *et.al.* (2011). **Fundamentals of Heat and Mass Transfer**. Wiley; 7th Edition.
- CALLISTER, W.D. (2007). **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7^a. Edição, LTC S.A., Rio de Janeiro, Brasil.
- CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, D.G. (2012). **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8^a. Edição, LTC S.A., Rio de Janeiro, Brasil.

CAMPOS FILHO, M.P de (1981). **Introdução à metalurgia extrativa e siderurgia**. Rio de Janeiro: LTC/Fumcamp.

CANALE, L.C.F. and TOTTEN, G.E. (2004). **Eliminate Quench Cracking with Uniform Agitation**. Heat Treating Process, July/August, p. 27-30.

CANALE, L.C.F. and TOTTEN, G.E. (2005). **Overview of Distortion and Residual Stress, due to Quench Processing – Part I: Factors Affecting Quench Processing**. Int. J. Materials and Product Technology, vol. 24, No. 1-4, p. 4-52.

CANALE, L.C.F.; KOBASKO, N.I.; TOTTEN, G.E. (2007). **Intensive quenching Part 1 – What is it?**. International Heat Treatment and Surface Engineering, v.1, n°1, pp. 30-33(4).

CANALE, L.C.F.; KOBASKO, N.I. and TOTTEN, G.E. (2007a). **Intensive quenching Part 2 – Formation of optimal surface compressive stresses**. International Heat Treatment and Surface Engineering, 2007, vol 1, N. 2.

CARMO, D.J. do (1994). **Tratamentos térmicos dos aços e ferros fundidos**. Belo Horizonte: SENAI-DR.MG

CHANDLER, H. (1995). **Heat Treater's Guide. Practices and Procedures for Irons and Steels**. Harry Chandler, Editor. ASM International, USA.

CHIAVERINI, V. (1971). **Aços-carbono e aços-liga**. 3ª. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais.

COLPAERT, H. (1974). **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 3ª. Ed. São Paulo: Ed. Edgard Blücher Ltda.

ÇENGEL, Y.A. (2007). **Transferência de Calor e Massa, uma abordagem prática**. Capítulo 4 – Condução de Calor Transiente, McGraw-Hill Companies Inc., 3ª Ed.

DAMING, Mei (1990). **Intensive Quenching Method for Preventing Quench Cracking**. Proceedings of the 7th International Congress of Heat Treatment and Technology of Surface Coating, vol. 2, pp. 62-71.

DOWLING, N.E. (2007). **Mechanical Behavior of Materials. Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue**. 3th Ed. Pearson Prentice Hall, USA

FERNANDES, P.; PRAHBU, K.N. (2007). **Comparative Study of Heat Transfer and Wetting Behaviour of Conventional and Bioquenchant for Industrial Heat Treatment**. International Journal of Heat and Mass Transfer; 30 July.

FREBORG, A.M. *et.al.*(2003). **Intensive Quenching Theory and Application for Imparting High Residual Surface Compressive Stress in Pressure Vessel Components**. Journal of Pressure Vessel Technology, ASME – Feb. 2003).

GANIEV, R.F.; KOBASKO, N.I.; FROLOV, K.V. (1987). **On Principally New Ways of Increasing Metal Part Service Life**. Doklady Akademii Nauk (DAN) USSR, Vol. 194, No. 6, pp. 1364-1473.

GEBHART, B.(1993). **Heat conduction and mass diffusion**. New York: McGraw-Hill. 634 p.

HTUN, M.S; KYAW, S.T; LWIN, K.T. (2008). **Effect of Heat treatment on Microstructures and Mechanical Properties of Spring Steel**. Journal of Metals, Materials and Minerals, vol. 18, n° 2, pp. 191-197.

KOBASCO, N.I., PROKHORENKO, N.I. (1964). **Quenching Cooling Rate Effect on Crack Formation of 45 Steel**. Metallovedenie Termicheskaya Obrabotka Mettalov (in Russian), n°. 2, pp. 53-54.

KOBASCO, N.I.; MORHUNIUK, W.S.; DOBRIVECHER, V.V. (1983). **Investigation of thermal and stress-strain state at heat treatment of power machine parts** (in Russian: "Issledovanie teplovogo i napryagenno-deformirovannogo sostoyaniya pri termicheskoy obrabotke izdeliy energomashinostroyeniya"). 16 p., Znanie, Kiev.

KOBASKO, N.I.; MORHUNIUK, W.S. (1985). **Numerical study of phase changes, current and residual stresses at quenching parts of complex configuration**. Proc. of the 4th Int. Congr. Heat Treatment of Materials, Berlin, June, pp 466-486.

KOBASKO, N.I. (1988). **On the possibility of controlling residual stresses by changing the cooling properties of quench media**. Metody povysheniya konstruktivnoi prochnosti metallicheskih materialov, Moscow, Znaniye RSFSR, pp. 79-85.

KOBASKO, N.I., (1988a). **Method of part quenching made of high-alloyed Steels**, Inventor's certificate 1215361(USSR), Bulletin of inventions No. 12, Applied 13.04.1983., No. 3579858(02-22).

KOBASKO, N.I. (1992a). **Intensive Steel Quenching Methods. Theory and Technology of Quenching**. Springer-Verlag, Nova Iorque, NY, pp. 367-389.

KOBASCO, N.I. *et.al.* (2002). **Fundamentos Metalúrgicos e Levantamento dos Processos de Têmpera Intensiva**. Technical Paper, XI Congresso e Exposição de Tecnologia da Mobilidade – SAE Brasil.

KOBASKO, N.I. *et.al.* (2003). **Metallurgy of the Intensive Quenching Process and Implications with Respect to Steel Properties**. 58° Congresso Annual da ABM, Rio de Janeiro, Brasil, 21-24 julho.

KOBASKO, N.I. *et.al.* (2003a). **Intensive Quenching Create Compressive Stresses at the Surface in Through Hardened Steel Parts**. Proceedings of Heat Treatment and Surface Engineering in the Production of Automotive Components, Bangkok, Thailand, January 27-30, Published by National Metals and Materials Technology Center (MTEC), Bangkok, Thailand.

KOBASKO, N.I.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G.E. (2005). **Improved Production of Steel Parts by Intensive Quenching**. 1st International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering of Tools and Dies, Eds. B. Smoljan, H. Jäger and V. Leskovsek, Croatian Society for Heat Treatment and Surface Engineering, Zagreb, Croácia, pp. 69-76.

KOBASCO, N.I. *et.al.* (2005a). **Improved Production of Automotive Parts by Intesive Quench Processing**, in Proceed. of 2nd International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Automotive Applications, Eds. S. Gallo, B. Liscic and P. L. Antona, Riva del Garda, Italy, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, Italy, Paper No. 012.

KOBASKO, N.I. (2005b). **Steel Superstrengthening Phenomenon**. Journal of International ASTM, vol. 2, no. 2, paper ID number JA112824.

KOBASKO, N.I. *et. al.* (2010). **Intensive Quenching Systems: Engineering and Design**. 1^a. ed. Massachusetts, ASTM International.

KRAUSS, G. (1997). **Steels: heat treatment and processing principles**. 5th printing. ASM International, Ohio, USA.

LEE, S; LEE, C.; CHO, Y. (2008). **Effect on aqua quenching of spring steel (JIS SUP 9)**. Materials Science Forum, pp. 249-254

LESKOVŠEK V., ULE, B., LIŠČIĆ B. (2002). **Relations between fracture toughness, hardness and microstructure of vacuum heat treated high speed steel**. Journal of Materials Processing Technology.

LESKOVŠEK V., ŠUŠTARŠIČ, B., Jutrisa G. (2006). **The influence of austenitizing and tempering temperature on hardness and fracture toughness of hot-worked H11 tool steel**. Journal of Materials Processing Technology.

LIŠČIĆ, B.; TENSI, H.M.; LUTY, W. (1992). **A Handbook: Theory and Technology of Quenching**. Chapter 3, 8, 10. Springer-Verlag,

LIŠČIĆ, B.; TENSI, H.M.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G.E. (2010). **Quenching Theory and Technology**. 2nd Edition. IFHTSE and CRC Press, Florida, USA.

LIŠČIĆ, B.; SINGER, S.; BEITZ, H. (2011). **Dependence of the Heat Transfer Coefficient at Quenching on diameter of Cilyndrical Workpeaces**. ASTM International, July-11, JAI103282.

LÜBBEN, T. *et.al.* (2010). **Determination of Heat Transfer Coefficient During High-Speed Water Quenching**. 15th International Metallurgy and Material Congress, TUYAP Fair, Convention and Congress Center-Beylikdüzü/ISTANBUL, November 11th-13th.

LYKOV, V. (1967). **Theory of Heat Conduction**. Moscow, Vysshaya Shkola, 560 p.

MESSIAS, F.E. (1998). Análise da influência da concentração e temperatura nas características de resfriamento das soluções do sal AWS-20 usado na têmpera. Dissertação de Mestrado. Interunidades em Engenharia e Ciência de Materiais, EESC/IFSC/IQSC. São Carlos, SP. Defesa em 12/08/1998.

MUKHOPADHYAY, N.K. *et.al.* (1997). **Premature failure of a leaf spring due to improper materials processing**. Engineering Failure Analysis, vol. 4, nº3, pp. 161-170.

MURPHY, D. (2001). Differential interference contrast (DIC) microscopy and modulation contrast microscopy, in Fundamentals of Light Microscopy and Digital Imaging, Wiley-Liss, New York, pp. 153–168.

PARRY, J.L. (1985). Mathematical modeling and computer simulation of heat and mass transfer in agricultural grain drying. A review. *Journal of Agricultural Engineering Research*, London, v. 32, p.1-29.

REED-HILL, R.E. (1982). **Princípios de metalurgia física**. 2ª. ed. Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Dois S.A.

SCHIJVE, J. (2004). **Fatigue of Structures and Materials**. Ed. Kluwer Academic Publishers, New York, 626 pp.

SCHMIDT, F.W. (1996). **Introdução às ciências térmicas**. 2ª. ed. São Paulo: Ed. Edgard Blücher.

SPINELLI, D. (2010). **Fundamentos da mecânica da fratura e sua aplicação nos processos de crescimento de trincas por fadiga**. Curso administrado na Escola de Engenharia de São Carlos - USP para a disciplina de Mecânica da Fratura.

TOTTEN, G.E.; BATES, C.E.; CLINTON, N.A. (1993). **Grossman Cooling Curve Analysis**. Chapter 3, pp. 69-128; In: Handbook of Quenchants and Quenching Technology; ASM International; Materials Park, Ohio, 507 pp.

TOTTEN, G.E. (2002). **IntensiQuenchTM Process Theory and Applications**. Publicado em www.getottenassociates.com, abril de 2002.

TOTTEN, G.E.; KOBASKO, N.I.; CANALE, L.C.F. (2006). **Intensive quenching for improved hardness, fatigue and residual stress properties**. 7th International Tooling, Conference, Tooling Materials and Their Applications From Research to Market, Torino, Italy, v. 1, p. 225-239.

TOTTEN, G.E. (2007). **Steel Heat Treatment Handbook. Equipment and Process Design**. 2nd Edition, two volumes, CRC Press, Florida, USA.

TOTTEN, G.E. *et.al.* (2011). **History of Intensive Quenching**. [www.quenchtek.com/pdf_files/technical_paper/History of Intensive Quenching.pdf](http://www.quenchtek.com/pdf_files/technical_paper/History%20of%20Intensive%20Quenching.pdf). Consultado em 27/jul/2011.

7. Anexos

Anexo A

Exemplo de resultado de ensaio de raio-X

Prof. Totten, Luigi, Profa. Lauralice, Prof. Vojteh