

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

LEONARDO VIANA DIAS

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO DO AÇO AISI 5150 TEMPERADO E
REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS**

**BELO HORIZONTE
2015**

LEONARDO VIANA DIAS

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO DO AÇO AISI 5150 TEMPERADO E
REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Ivan José de Santana
Coorientador: Aderci de Freitas Filho

BELO HORIZONTE
2015

LEONARDO VIANA DIAS

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO DO AÇO AISI 5150 TEMPERADO E
REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Ivan J. de Santana - Orientador

Prof. Aderci de Freitas Filho - Coorientador

Prof. Nilton da Silva Maia

Prof. Claudio Turani Vaz

AGRADECIMENTOS

Agradeço a minha família, que me forneceu todas as condições necessárias para que eu pudesse trilhar meus caminhos, em especial para minha mãe, que dedicou a vida em função do sucesso nosso, meus irmãos que abdicaram parte da juventude para que eu pudesse chegar longe, e minha namorada, que continuou sendo minha namorada mesmo depois desse último semestre de stress e poucos encontros.

Ao meu orientador, Professor Ivan J. de Santana, que me ajudou tanto no desenvolvimento do trabalho, quanto no meu desenvolvimento como engenheiro.

Ao meu coorientador, Professor Aderci de Freitas Filho, que sempre se mostrou à disposição, me auxiliando em várias etapas desse trabalho.

Ao colega Daniel Raydan, que além de me ajudar a complementar o conteúdo do trabalho, me colocou a par das etapas, e dos prazos para a conclusão do mesmo.

Aos professores e funcionários do departamento de Engenharia de Materiais, ao Professor Nilton da Silva Maia pela ajuda no departamento de Produção Civil, e aos profissionais do CDTN, em especial ao Professor Nirlando Antônio Rocha, todos que possibilitaram o uso dos respectivos laboratórios para a realização dos testes pertinentes a essa pesquisa.

Aos amigos, colegas, funcionários, que de um jeito ou de outro participaram de algum modo no meu dia a dia.

E por fim a Deus, que me presenteou com capacidade, clareza, inteligência, saúde e paz, para que eu conseguisse superar qualquer desafio, com um toque único do livre arbítrio, possibilitando que eu tomasse minhas próprias decisões em todos aspectos da vida.

“Nosso problema não é mais escassez de informação, ou sua fragilidade, mas o desafio arrebatador de selecioná-la, entendê-la e encontrar a verdade e relevância dos dados.”

(LEVITZ, 2006. P. 9)

RESUMO

Os tratamentos térmicos são processos fundamentais para se obter propriedades distintas a partir de um mesmo material, algumas delas impossíveis de serem alcançadas de outra forma. Cada tratamento, por si só, pode conferir diferentes características ao material, alterando alguns parâmetros, caso do revenimento feito após a tempera, devido a mobilidade atômica que pode ser facilitada para diferentes temperaturas, o que promove maior difusão, formando assim, diferentes microestruturas. Essa alteração acentuada de microestrutura e, conseqüentemente, de propriedades, para diferentes parâmetros de revenimento, foi averiguada nesse trabalho, partindo-se do aço AISI 5150 temperado. Foram avaliados os aspectos referentes ao ensaio de impacto para o aço em questão, quando submetido a temperaturas de revenimento de 200, 250, 300, 350, 400 e 450°C, mais o teste base para o material “original”, somente temperado, assim como se avaliou as diferentes microestruturas formadas. Objetivou-se verificar a resistência ao impacto da peça, relacionando as diferentes propriedades e características obtidas com as diferentes microestruturas formadas.

Palavras-chaves: Tratamento Térmico; Ensaio de Impacto; Revenimento.

ABSTRACT

Heat treatment processes are important in order to obtain different properties from the same material, some of them impossible to reach otherwise. Each treatment can provide different characteristics to the material, by changing a few parameters, just like the tempering, process done after quenching, that can stimulate the atomic mobility, and higher temperatures, provides further diffusion, thereby forming different microstructures. This change in microstructure and hence properties, for different parameters of tempering were investigated in this work, starting from quenched AISI 5150 steel. Aspects related to the impact test for steel in question were evaluated when subjected to tempering temperatures of 200, 250, 300, 350, 400 and 450°C, the most basic test for the "original", only quenched material, as well as evaluate the different microstructures formed. Objective was to analyse the impact of the material, linking the different properties obtained with different microstructures.

Keywords: Heat Treatment; Impact test; Tempering.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 – Diagrama de equilíbrio Fe-C.....	16
Figura 3.2 – Curva TTT esquemática de um aço eutetóide.....	17
Figura 3.3 – Diagramas TRC de diferentes aços	18
Figura 3.4 – Efeito da temperatura de revenimento sobre as propriedades mecânicas de um aço	24
Figura 3.5 – Corpos de prova Charpy.....	25
Figura 3.6 – Gráfico de energia absorvida por temperatura	27
Figura 3.7 – Efeito de direcionalidade nas curvas de impacto	28
Figura 4.1 – Micrografia do aço AISI 6150	31
Figura 4.2 – Resultado do ensaio de tração realizado no aço AISI 6150	31
Figura 4.3 – Resultado do ensaio de impacto realizado no aço AISI 6150.....	32
Figura 4.4 – Resultado do ensaio de dureza no aço AISI 6150.....	32
Figura 4.5 – Microestrutura do aço temperado	34
Figura 4.6 – Fratura das amostras do aço SAE 8620 como recebido.....	35
Figura 4.7 – Fratura das amostras do aço SAE 8620 normalizado.....	36
Figura 4.8 – Microestrutura do aço temperado	37
Figura 5.1 – Fluxograma	38
Figura 5.2 – Espectrometro Foundry Master Xpert.....	39
Figura 5.3 - Discotom.....	39
Figura 5.4 – Torno mecânico Nardini	40
Figura 5.5 – Fresa Clever FH-4	40
Figura 5.6 – Corpos de prova fresados	41
Figura 5.7 – Retífica Sulmecânica.....	41
Figura 5.8 – Corpos de prova retificados	42
Figura 5.9 – Brochadeira elétrica	42
Figura 5.10 – Projetor de perfil	43
Figura 5.11 – Dimensão dos corpos de prova, e os mesmos finalizados.....	43
Figura 5.12 – Caixa de aço utilizada para os tratamentos térmicos	45
Figura 5.13 – Forno elétrico.....	46
Figura 5.14 – Máquina para ensaio de impacto Charpy.....	47
Figura 5.15 – Posicionamento do corpo de prova no ensaio Charpy.....	47
Figura 5.16 – Microscópio eletrônico de varredura.....	48

Figura 6.1 – Gráfico energia absorvida no impacto.....	51
Figura 6.2 – Fraturas para cada grupo de tratamento.....	53
Figura 6.3 – Imagens da fratura das amostras obtidas no MEV para cada grupo de tratamento.....	54
Figura 6.4 – Micrografia das amostras obtidas no microscopio otico para cada grupo de tratamento.....	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Velocidade de resfriamento no centro de uma esfera de 4mm de diâmetro Ni-Cr através da faixa de temperatura 720 – 550°C durante o resfriamento em vários meios a partir de 860°	19
Tabela 3.2 – Alterações microestruturais decorrentes do revenimento a diferentes faixas de temperatura	23
Tabela 3.3 – Composição para aço AISI 5150	29
Tabela 4.1 – Composição do aço AISI 6150	30
Tabela 4.2 – Composição do aço utilizado no artigo	33
Tabela 5.1 – Parâmetros para a realização da normalização	44
Tabela 5.2 – Parâmetros para a realização da tempera.....	44
Tabela 5.3 – Tabela 5.1 – Parâmetros para a realização do revenimento.....	45
Tabela 6.1 – Análise da composição química do aço AISI 5150	49
Tabela 6.2 – Valores de energia absorvida dos corpos de prova do aço AISI 5150 dos grupos temperado, revenido a 200°C, revenido a 250°C e revenido a 300°C	50
Tabela 6.3 – Valores de energia absorvida dos corpos de prova do aço AISI 5150 dos grupos revenido a 350°C, revenido a 400°C e revenido a 450°C	50
Tabela 6.4 – Aumento percentual da energia média absorvida no impacto	52

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
2 OBJETIVOS	13
2.1 Objetivo Geral	13
2.2 Objetivos Específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 Tratamentos Térmicos	14
3.1.1 Temperatura de Aquecimento	15
3.1.2 Tempo de Encharque	16
3.1.3 Velocidade de Resfriamento	16
3.1.4 Atmosfera	20
3.2 Tipos de Tratamento Térmico	20
3.2.1 Têmpera	21
3.2.2 Revenimento	23
3.3 Ensaios de Impacto	24
3.3.1 Técnicas de Ensaio Charpy	26
3.3.2 Influências da Temperatura no Ensaio de Impacto	27
3.3.3 Escolha da Seção para o Ensaio de Impacto	28
3.4 Aço 5150	29
4 ESTADO DA ARTE	30
5 METODOLOGIA	38
5.1 Descrição Geral	38
5.2 Materiais	38
5.3 Corpos de Prova	39
5.4 Tratamentos Térmicos	44
5.5 Ensaios	46
6 RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
6.1 Análise Química do Aço AISI 5150 no Estado Inicial	49
6.2 Ensaio de Impacto no Aço AISI 5150 Após Tratamentos Térmicos	49
6.3 Análise da Fratura do Aço AISI 5150	49
6.4 Análise Micrografica do Aço AISI 5150	57
7 CONCLUSÕES	60
REFERÊNCIAS	61

1 INTRODUÇÃO

O crescente aumento das diferentes condições de trabalho dos diversos materiais, reforçou a busca para que se consiga atingir propriedades distintas, antes impossíveis. Na vanguarda para se ampliar a aplicação dos materiais, existem os tratamentos térmicos.

Os tratamentos térmicos são processos realizados a partir da premissa de se alterar a temperatura, a uma dada taxa, a fim de conferir ao material alguma propriedade diferente do seu estado natural. Esses tratamentos são fundamentais para aumentar o âmbito de utilização de alguns aços que, de outra forma, não poderiam ser utilizados em determinadas condições.

A mudança de propriedades que é alcançada com os tratamentos térmicos se deve, basicamente, a alteração da microestrutura que esses tratamentos proporcionam. Cada tratamento, por si só, pode conferir diferentes características ao material, simplesmente alterando alguns parâmetros. É o caso do revenimento, processo comum que é realizado após a tempera. Isso ocorre devido a mobilidade atômica que é facilitada em maiores temperaturas de tratamento, o que promove maior difusão, formando assim, diferentes microestruturas.

As alterações microestruturais que ocorrem nas diferentes temperaturas de revenimento para um aço AISI 5150 temperado, foram averiguadas no trabalho, assim como as diferentes propriedades resultantes dessas alterações, sendo realizado ensaio de impacto no aço tratado nas diferentes condições.

Utilizando temperaturas de revenimento de 200, 250, 300, 350 400 e 450°C, mais o teste para o material “original”, somente temperado, se objetivou avaliar a mudança de resultados de energia absorvida no ensaio de impacto na peça, de acordo com as respectivas condições de tratamento térmico, e consequentes microestruturas. Obteve-se então a evolução das propriedades de forma quantitativa, aumentando a energia absorvida com o aumento da temperatura de revenimento, além de uma análise visual das mudanças da fratura frágil para a dúctil correlacionado com as mudanças microestruturais.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Verificar os efeitos das diferentes temperaturas de revenimento nas propriedades do aço AISI 5150, correlacionando esses resultados com a composição química e microestrutura obtidas no tratamento.

2.2 Objetivos Específicos

- Realizar tratamentos térmicos de têmpera e revenimento no aço AISI 5150, em diferentes temperaturas;
- Realizar ensaio de impacto, obtendo a energia absorvida, e um indicativo de propriedade para os diferentes revenimentos;
- Analisar os padrões de propriedade obtidos, com as respectivas microestruturas formadas em decorrência do tratamento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tratamentos Térmicos

Tratamento térmico é um conjunto de procedimentos feitos em um determinado material, envolvendo operações de aquecimento e resfriamento, mantendo-se condições controladas de tempo, atmosfera, e velocidade de resfriamento, com o intuito de alterar as propriedades ou características da peça utilizada (CHIAVERINI, 2005; COLPAERT, 2008).

Os aços, assim como outros materiais, têm suas propriedades definidas principalmente por sua estrutura. Desse modo, para se obter algumas propriedades específicas em alguns aços, faz-se necessário a alteração dos constituintes, ou até das fases, presentes no material, o que pode ser alcançado através do uso de uma ou mais técnicas presentes nos tratamentos térmicos.

Dentre as fases que podem compor os aços, existe a ferrita, fase difusional de estrutura CCC, que solubiliza pouco carbono (no máximo 0,02% a 727°C) e é caracterizada por sua baixa dureza relativa. O aquecimento da ferrita leva à formação de outra fase, a austenita, que tem estrutura CFC. Para maiores teores de carbono a fase cementita começa a aparecer, sendo ela um carboneto de ferro, de fórmula Fe_3C e estrutura ortorrômbica, que tem uma dureza mais elevada, sendo capaz de solubilizar até 6,67% de carbono. Durante a formação da cementita, a partir da austenita, ocorre um déficit de carbono ao redor dessa nova fase, propiciando a nucleação de ferrita, desse modo, ambas as fases nucleiam e crescem juntas em forma de lamelas, originando o constituinte perlita, que agrega propriedades de ambas as fases, como elevada dureza, alta resistência mecânica, tenacidade, resistência ao desgaste e resistência à fadiga razoáveis (COLPAERT, 2008).

Outras fases são formadas quando a movimentação atômica individual ocorre de forma mais restrita no aço, a principal é a martensita, gerada a partir da austenita pela movimentação coordenada dos átomos, ocasionando uma distorção da estrutura cristalina, formando uma estrutura supersaturada tetragonal de corpo centrado (TCC). Essa fase possui elevada dureza devido, além do carbono, ao estado de tensões residuais formado. Entre os mecanismos difusivos e os displacivos para a formação de novas fases, encontra-se a bainita, que, segundo Bhadeshia, é classificada como “um agregado não lamelar” de ferrita e carbonetos. (COLPAERT, 2008)

É evidente, portanto, a relevância existente no conhecimento estrutural dos materiais, assim como as pequenas diferenças que podem existir na sua formação, o que torna ainda mais importante os tratamentos térmicos existentes. Todo tratamento é realizado com o intuito de

alterar alguma propriedade, sendo que, de modo geral, é possível destacar os seguintes objetivos:

- Remoção de tensões residuais;
- Alterar dureza;
- Alterar resistência mecânica;
- Melhorar a resistência a corrosão;
- Melhorar a resistência ao calor;
- Alteração das propriedades elétricas e magnéticas.

É importante ressaltar que, a alteração de alguma propriedade pode ocorrer em detrimento de outra. Sendo assim, para alcançar maiores níveis de ductibilidade, por exemplo, o material tenderá a ter uma dureza menor (CHIAVERINI, 2005).

O conceito básico de qualquer tratamento térmico realizado é o de que, faz-se uma mudança de temperatura durante determinado tempo em um determinado ambiente. Temperatura de aquecimento, tempo de encharque, meio de resfriamento e atmosfera do forno, são, portanto, os principais parâmetros para a realização do procedimento (CHIAVERINI, 2005).

3.1.1 Temperatura de Aquecimento

A elevação da temperatura é feita com o propósito de alterar a estrutura do material, para que, no resfriamento, se determine as propriedades alteradas. Para os aços é fundamental a análise do diagrama de equilíbrio de fases Fe-Fe₃C, Figura 2.1, que possibilita a determinação da temperatura necessária para formar as estruturas requeridas em condições difusionais (CHIAVERINI, 2005).

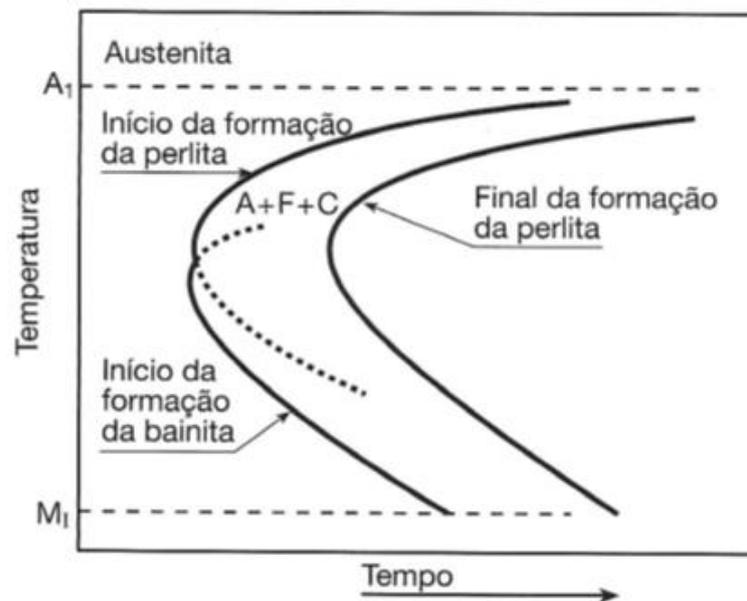
Outra variável importante para se considerar é a temperatura do tratamento. Ela é um fator “fixo”, determinado pela natureza do processo, pelas propriedades finais desejadas, assim como, pela composição química do aço. Quanto maior a temperatura for, acima da zona crítica, maior segurança da completa dissolução da ferrita, porém, também será maior o tamanho de grão austenítico. Deve-se evitar temperaturas maiores que a linha A3 para aços hipoeutetóides (aços com teor de carbono menor do que o do ponto eutetóide de 0,77%C) e, para hipereutetóides, (aços com teor de carbono maior do que o do ponto eutetóide), a temperatura recomendada é inferior a linha ACM (CHIAVERINI, 2005).

aumento de ductilidade, faz-se um resfriamento lento, propiciando a formação de grão por mecanismo reconstutivo, ou seja, por difusão. Para os aços, forma-se, portanto, ferrita, cementita e perlita (CHIAVERINI, 2005).

O resfriamento brusco tende a impedir que os constituintes difusionais sejam formados, entrando em vigor a formação de grãos por mecanismo displacivo, ou seja, formando martensita (CHIAVERINI, 2005).

Para auxiliar na análise da formação de cada microestrutura foram criados os diagramas TTT (tempo, temperatura e transformação) e TRC (transformação em resfriamento contínuo). Segundo Colpaert (2008), o primeiro diagrama avalia supondo uma diferença de temperatura a partir da região austenítica, em condição isotérmica, o início e o fim da nucleação e crescimento de determinada fase, como mostrado na figura 2.2.

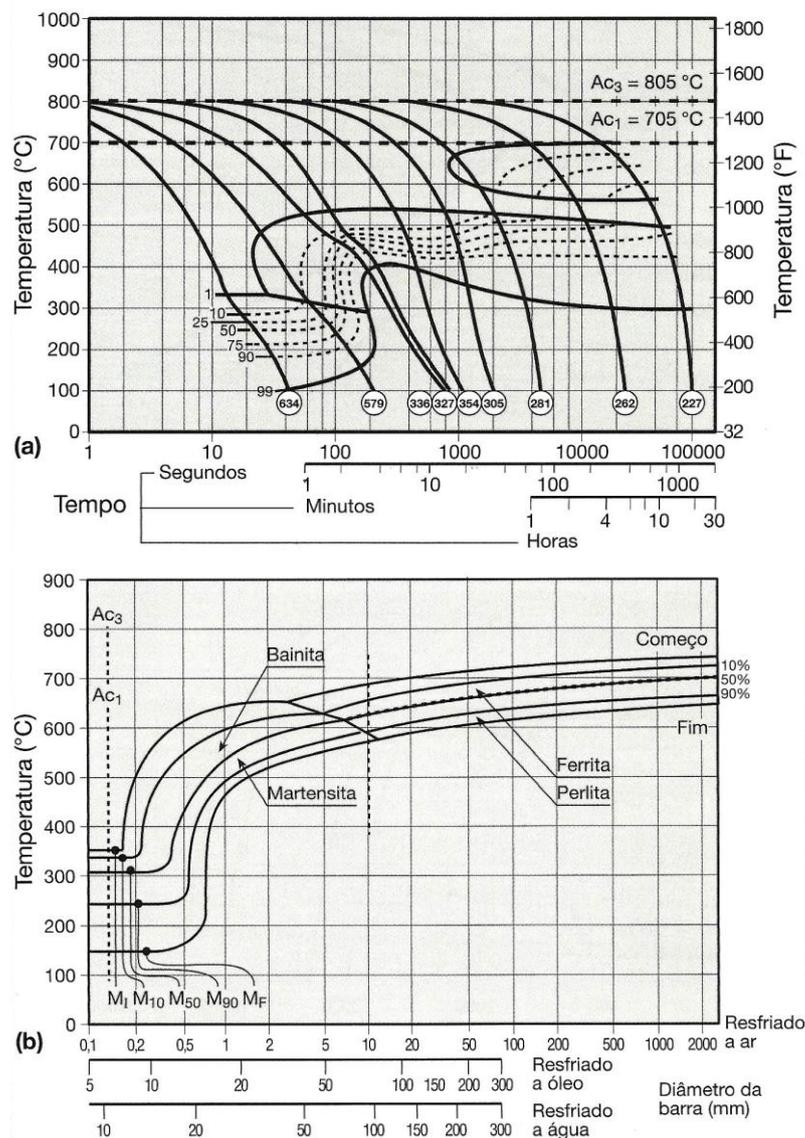
Figura 3.2 – Curva TTT esquemática de um aço eutetóide. A transformação perlítica se superpõe à transformação bainítica. A temperatura de início da transformação martensítica está também indicada, esquematicamente.



Fonte: COLPAERT, 2008.

O diagrama TRC, representado na Figura 2.3, tal qual o diagrama TTT, mostra as transformações que ocorrem no material, diferenciando apenas na questão do resfriamento, que, no caso do TRC, é contínuo. Ambos os diagramas, quando analisados, demonstram-se bastante instrutivos para a averiguação das propriedades que deverão ser obtidas dependendo do processo de resfriamento de cada tipo de aço (COLPAERT, 2008).

Figura 3.3 – Diagramas TRC de diferentes aços, sendo que o (a) mostra uma representação do diagrama em uma relação de tempo por temperatura e o (b) já em uma relação de tempo por taxa de resfriamento.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Deve-se avaliar, ao escolher a estrutura final desejada a dada profundidade, as consequências do resfriamento drástico, como trincas e empenamentos, tentando, assim, conciliar ambos os objetivos. A escolha do aço também é fundamental para que a propriedade final desejada seja possível de ser obtida.

Cada meio de resfriamento tem uma severidade diferente. Usualmente, utiliza-se água, óleo ou o próprio ar ambiente, agitados ou não, para resfriar o material, sendo que, segundo Callister Junior (2006), a água é o meio mais severo de resfriamento, seguido pelo óleo e por último o ar. Além desses existem muitos outros meios para tal procedimento, como o banho de metal fundido, em geral chumbo, usado no “patenteamento”. Também usa-se o sopro de gases,

conseguindo uma velocidade de resfriamento superior ao ar estático, mas inferiores ao óleo, e alguns polímeros, que estão sendo usado no lugar do óleo, ou, como os glicóis, ficando em situações intermediárias, no caso citado, entre a água e o óleo.

Outro ponto importante no que se refere ao resfriamento é a utilização de soluções aquosas, que são os meios mais drásticos de resfriamento. Essa grande eficácia se deve a ação de remoção do óxido superficial, o que permite melhor troca de calor com o material em si, além de promover uma menor tendência de formar vapor na superfície do aço, evitando, assim, regiões de menor dureza.

Em termos quantitativos, é possível utilizar algumas tabelas para a determinação da severidade do resfriamento feito em cada meio. A Tabela 3.1, mostra justamente as diferenças no resfriamento em diferentes ambiente em um corpo de prova padrão.

Tabela 3.1 - Velocidade de resfriamento no centro de uma esfera de 4 mm de diâmetro Ni-Cr através da faixa de temperatura 720°C – 550°C durante o resfriamento em vários meios a partir de 860°.

Meio de Resfriamento	Velocidade de resfriamento relativas à água a 18°C na faixa de temperatura de 720 a 550°C.
Solução aquosa a 10% Na	2,06
Solução aquosa a 10% NaCl	1,96
Solução aquosa a 10% Na ₂ CO ₃	1,38
Água a 0°C	1,06
Água a 18°C	1
Água a 25°C	0,72
Óleo 1	0,3
Óleo 2	0,22
Óleo 3	0,2
Água a 50°C	0,17
Óleo 4	0,16
Óleo 5	0,14
Tetracloroeto de carbono	0,055
Água a 75°C	0,047
Água a 100°C	0,044
Ar líquido	0,039
Ar	0,028
Vácuo	0,011

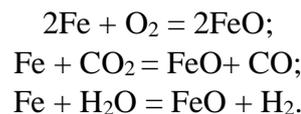
Fonte: CHIAVERINI, 2005, Modificado.

Na tabela apresentada, percebe-se que a referência utilizada para determinar a severidade do meio de resfriamento, foi a água a 18°C. Essa normatização relaciona-se com o fator H, que indica a severidade do resfriamento justamente com a água de referência, onde $H=1$.

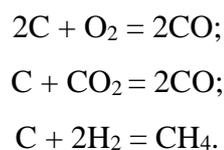
3.1.4 Atmosfera

Dois fenômenos básicos são importantes de serem averiguados durante a realização de qualquer tratamento térmico. São eles a oxidação, e a descarbonetação.

A oxidação é, basicamente, a formação de uma camada superficial de óxido na peça. Sua ocorrência é ocasionada, principalmente, pela presença de O_2 , CO_2 e água na atmosfera do forno (CHIAVERINI, 2005). As reações que ocorrem são as seguintes:



A descarbonetação é o processo de oxidação preferencial do carbono, ocorrendo tanto em temperaturas abaixo da zona crítica, onde o carbono está na forma de Fe_3C , quanto em temperaturas acima da zona crítica, onde o carbono está presente na austenita (CHIAVERINI, 2005). O processo pode ocorrer simultaneamente com a oxidação e segue as seguintes reações:



Ambos os fenômenos podem ser evitados usando uma atmosfera protetora, o que eliminaria a necessidade de limpeza caso ocorra a formação da casca de óxido, assim como garantiria uma uniformidade da dureza na superfície do material.

3.2 Tipos de Tratamento Térmico

Os tratamentos térmicos podem ser divididos em diversas categorias, e subcategorias. Quando há necessidade, por exemplo, de uma modificação parcial de alguma propriedade mecânica superficial, pode ser feita uma alteração da composição química do material,

propiciada por operações de aquecimento e resfriamento da peça. Nesses casos, o tratamento feito é conhecido como termoquímico (CHIAVERINI, 2005).

Os principais exemplos de tratamentos termoquímicos são: cementação; nitretação; cianetação; carbonitretação; carbonitretação; boretação.

Em contrapartida, existem os tratamentos termofísicos, que são responsáveis por alterar as propriedades do material sem alterar a composição química do mesmo. Nesse processo são feitas mudanças estruturais promovidas por diferentes tipos de mecanismos de formação de grãos a diferentes temperaturas (CHIAVERINI, 2005).

Os principais exemplos de tratamentos termofísicos são: têmpera; revenimento; recozimento; normalização; coalescimento; e tratamentos isotérmicos.

3.2.1 Têmpera

É um tratamento térmico que consiste no resfriamento rápido de um aço a partir de uma temperatura superior à sua temperatura crítica, obtendo assim a estrutura martensítica. Para tal o resfriamento deve ser alto o suficiente para que não haja transformação difusional da austenita em outras fases que não a martensita, seguindo assim, para cada aço, o respectivo diagrama TTT (CHIAVERINI, 2005). Segundo Callister Junior (2006), para se obter as propriedades ótimas resultantes do tratamento, deve-se ter um alto teor de martensita, evitando qualquer outra microestrutura difusional que pudesse comprometer as características finais do material.

A capacidade de endurecimento de um aço mediante um resfriamento rápido é definida por sua temperabilidade. Os métodos utilizados para avaliar essa propriedade do material são os ensaios Grossman e Jominy.

A taxa de resfriamento crítico corresponde à menor taxa de resfriamento para formação de martensita em toda a estrutura, o que pode ser observado diretamente utilizando uma curva TRC. (SILVA, 2010)

O ensaio Grossman, consiste em realizar o resfriamento controlado em uma série de barras cilíndricas de diâmetros crescentes, partindo-se do estado austenítico. Após o ensaio, as barras são cortadas, e avalia-se a dureza no centro delas. Com os dados obtidos, sabe-se a partir de qual distância da superfície que está sendo resfriada que a estrutura muda de martensítica para ferrítica/perlítica, pois, nesse diâmetro crítico, ocorre uma mudança nos resultados da dureza, que caem bruscamente (SILVA, 2010).

O ensaio Jominy, que, diferentemente do Grossman, necessita apenas de corpo de prova, que, após ter temperatura elevada até a austenitização, é submetido a um jato de água, que

resfria a extremidade do corpo de prova. É então avaliado a profundidade que o aumento de dureza alcançou (SILVA, 2010).

Saber a temperabilidade de um material é fundamental para estimar a taxa ideal de resfriamento que dado aço precisa para ser temperado, assim como excluir o uso de algum que a tempera seja inviável. Para um mesmo material, os principais fatores responsáveis em deslocar a curva do diagrama TTT, alterando a temperabilidade, são a presença de elementos de liga dissolvidos na austenita, o tamanho de grão austenítico (menores grãos propiciam maiores sítios de nucleação da ferrita e cementita), e a homogeneidade da austenita, sendo que, inclusões ou precipitados podem servir como sítios de nucleação das fases difusionais. (SILVA, 2010)

O processo de tempera, devido a sua finalidade de não permitir a difusão dos átomos de carbono, acaba por gerar peças com elevado teor de tensões residuais. Quando essas tensões são muito altas, superando até o limite de escoamento do aço, pode levar ao empenamento da peça. De forma análoga, quando as tensões ultrapassam o limite de resistência a tração do material, inevitáveis fissuras aparecerão. Ambos os casos tornam o aço inutilizável. Desse modo, para evitar esses problemas, os materiais temperados normalmente são levados a um tratamento térmico posterior, o revenimento, diminuindo esse alto estado de tensões residuais internas (CHIAVERINI, 2005).

É de fundamental importância lembrar que, quanto mais rápido é o resfriamento, maior é a severidade da têmpera, implicando também em maior potencial de ocorrência de qualquer trinca ou distorção, principalmente em geometrias mais complexas, com transição de seção brusca. Tem-se, de forma generalizada, que a tendência à formação de trincas está associada à temperatura de início de formação da martensita (M_i) e ao teor de carbono equivalente (C_{eq}) no aço (COLPAERT, 2008).

Quanto aos elementos de liga, segundo Chiaverini (2005), todos eles, com exceção do cobalto e do alumínio, afastam a curva do diagrama TTT do eixo da temperatura, ou seja, quando estes estão dissolvidos na austenita, possibilitam a formação de martensita com taxas de resfriamento menos bruscas. Colpaert (2008), afirma que esse fenômeno ocorre devido a característica comum a esses elementos, de retardar as transformações de decomposição difusional da austenita, favorecendo, portanto a formação da martensita.

3.2.2 Revenimento

Como as tensões internas advindas da têmpera são inevitáveis, outro tratamento para a redução da possibilidade de nucleação de trincas, é necessário, faz-se então o revenimento, que ainda possibilita ganhos em termos de tenacidade e ductilidade (CHIAVERINI, 2005; COLPAERT, 2008).

Esse procedimento, subsequente à tempera, tem por função, em termos de propriedades do material, aliviar as tensões deixadas neste diminuindo sua fragilidade e aumentando de forma interessante a ductilidade do mesmo (CHIAVERINI, 2005).

Para algumas faixas de temperatura do revenimento, ocorrem as alterações microestruturais segundo a Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Alterações microestruturais decorrentes do revenimento a diferentes faixas de temperatura.

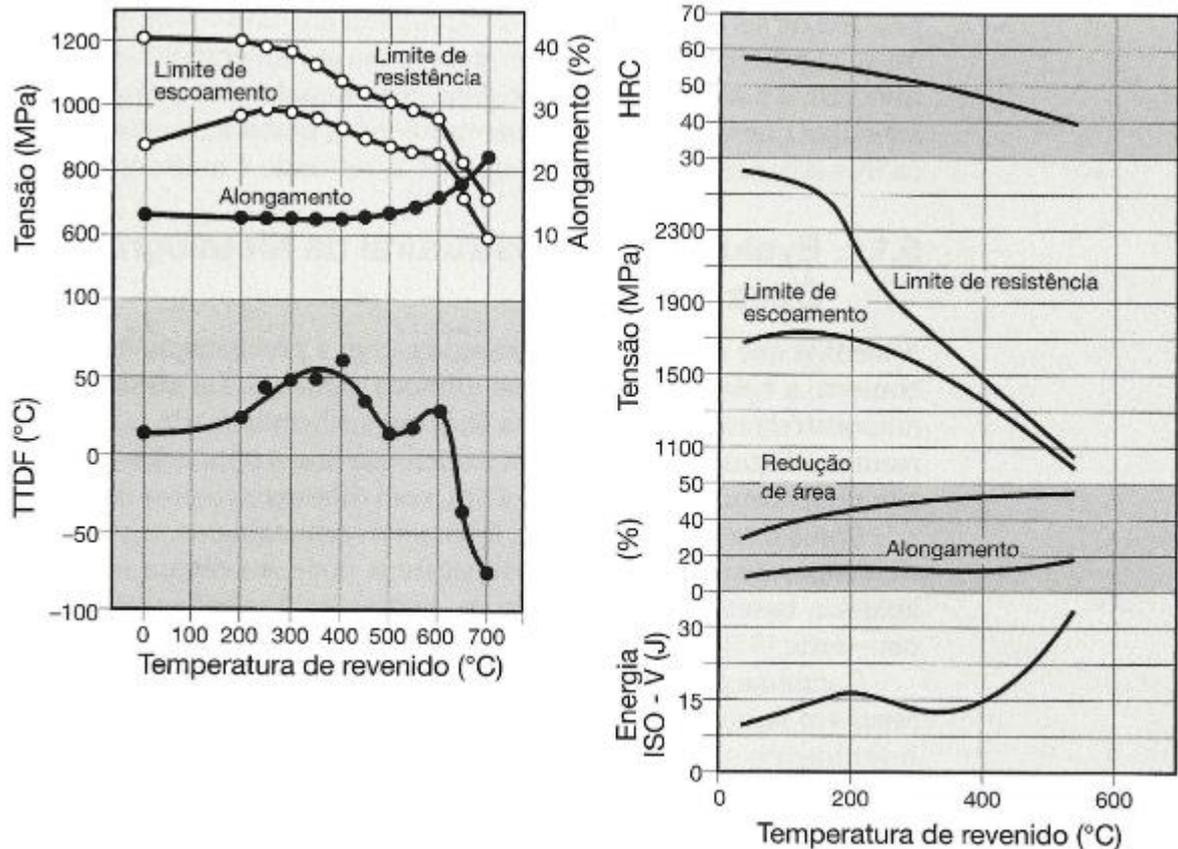
Faixas de Temperatura (°C)	Alterações Microestruturais
25 – 100	Segregação e redistribuição do carbono em direção a discordâncias.
100 – 250	Precipitação do carboneto épsilon Fe ₂ -3C (início da queda significativa da dureza).
200 – 300	Transformação da austenita retida em bainita.
250 – 350	Forma-se carboneto metaestável (Fe ₅ C ₂).
400 – 600	Recuperação da subestrutura de discordância. O Fe ₃ C passa para uma forma esferoidal, ficando mantida a estrutura de ferrita fina acicular.
500 – 600	Aços com Ti, Cr, Mo, V, Nb, ou W sofrem precipitação de carbonetos de liga (endurecimento secundário).
600 – 700	Recristalização e crescimento de grão.

Fonte: CHIAVERINI, 2005, Modificado.

Nas temperaturas entre 375 e 575°C, para aços baixa liga, existe a chamada fragilidade do revenido, que consiste, de acordo com Colpaert (2008), na queda da tenacidade do material devido principalmente à reprecipitação de carbonetos finos que causam endurecimento por precipitação, e um conseqüente aumento de dureza.

Para melhor avaliar as mudanças de propriedades decorrentes das diferentes temperaturas de revenimento, fez-se uso das curvas de revenimento existentes para cada aço. Essas curvas facilitam, portanto, o planejamento de como será feito o revenimento, de acordo com as propriedades pretendidas ao material. A Figura 3.4 mostra algumas curvas de revenimento, associando temperatura com diferentes propriedades dos aços.

Figura 3.4 – Efeito da temperatura de revenimento sobre as propriedades mecânicas de um aço. TTDF é a temperatura de transição dúctil-frágil medida pelo aspecto de fratura.



Fonte: COLPAERT, 2008.

3.3 Ensaio de Impacto

Os ensaios de impacto são aqueles que averigam a fratura do material visando correlacionar as condições de fratura do material no laboratório, e na aplicação real, de modo a evitar a ocorrência de fraturas frágeis em serviço. Esse ensaio, portando, qualifica a tendência do material de se comportar de maneira frágil (SOUZA, 2011).

As fraturas frágeis são um dos grandes problemas de qualquer equipamento. Isso se deve ao fato de que esse tipo de fratura acontece sem dar sinais prévios. Ela ocorre devido, principalmente, a presença de trincas no material, o que gera um estado triaxial de tensões (radial à trinca, longitudinal e transversal), mas outros fatores como a baixa temperatura e a alta velocidade de deformação ou carregamento influenciam a ocorrência dessa falha (SOUZA, 2011).

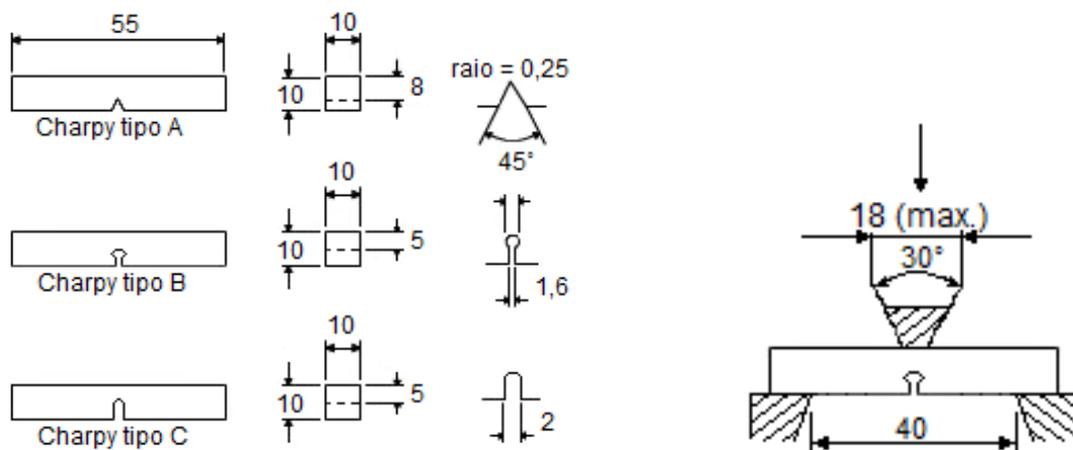
Nesses ensaios são usados, normalmente, corpos de prova com entalhe, localizando a ruptura, promovendo assim, um estado triaxial de tensões quando este é submetido ao choque

promovido por um martelo pendular. A energia que o corpo de prova absorve para se deformar e romper é mensurada pela diferença entre a altura atingida pelo martelo antes e após o impacto, multiplicada pelo peso do martelo. Pode-se também, através da medida da área da seção entalhada do corpo de prova, obter a energia absorvida por unidade de área. A análise se baseia no fato de que, quanto menor a energia absorvida, mais frágil será o comportamento do material (SOUZA, 2011).

Devido ao fato de que não se pode medir de forma satisfatória os componentes das tensões existentes, que podem variar de acordo com o material usado, ou conforme a estrutura interna do metal, o ensaio de impacto é limitado, sendo especialmente útil quando se deseja comparar materiais ensaiados sob as mesmas condições, não fornecendo, portanto, informações seguras quanto o comportamento do metal ao choque em geral, o que seria possível somente se fosse ensaiada uma peça inteira em condições de trabalho (SOUZA, 2011).

Os tipos de ensaios de impacto mais utilizados são os Izod e Charpy, que se diferenciam principalmente quanto ao corpo de prova produzido, e posicionamento na máquina. As dimensões dos corpos de prova para esses ensaios seguem a norma americana E-23 da ASTM, sendo que, como mostrado na Figura 3.5, os corpos de prova Charpy podem ser divididos em três categorias, A, B ou C de acordo com seu entalhe (SOUZA, 2011).

Figura 3.5 – Corpos de prova Charpy, recomendados pela ASTM e ABNT para ensaio de impacto e local de impacto do cutelo.



Fonte: SOUZA, 2011, Modificado.

Os corpos de prova Charpy tipo A, B e C tem seção quadrada de 10mm de lado, e um comprimento de 55mm. O entalhe é feito no meio do corpo de prova, sendo que, no tipo A tem a forma de V, no tipo B, a forma é de fechadura, e, no tipo C, a forma usada é de U invertido.

Esses corpos de prova são livremente apoiados na máquina, com a distância entre apoios de 40mm (SOUZA, 2011).

Normalmente, nos ensaios de metais de caráter mais dúcteis, ou com menores velocidades de ensaio, os corpos de prova usados são os com entalhes agudos ou profundos, (Charpy tipo A, ou Izod), pois, estes propiciam de forma melhor que se mostre as diferenças de energia absorvida, devido as condições mais propícias a ocorrência de uma fratura de caráter frágil pelo aumento da tensão normal a raiz do entalhe, em relação à tensão transversal de cisalhamento. Em outros casos específicos, pode-se empregar corpos de prova reduzidos, seguindo a norma E-23 da ASTM, porém a análise comparativa com outros corpos de prova se perde (SOUZA, 2011).

Outras normas relevantes que definem corpos de prova para ensaio de impacto são, a brasileira MB 1116 da ABNT e a alemã DIN 50115.

3.3.1 Técnicas de Ensaio Charpy

Para a realização do ensaio Charpy, o corpo de prova é apoiado na máquina de ensaio, sendo o martelo montado na extremidade de um pendulo e ajustado a um ponto, de tal maneira que, sua energia cinética no ponto de impacto tenha um valor fixo e especificado. O martelo é solto e bate no corpo de prova no local especificado, como é mostrado na figura 3.5. A análise desse ensaio se baseia fundamentalmente na altura que o martelo atingirá após o rompimento do corpo de prova, pois ele subirá até uma altura tal, que é inversamente proporcional à energia absorvida para deformar e romper a peça. A averiguação dessa altura se baseia no fato de que, menor altura que o martelo alcança, maior energia absorvida. Importante ressaltar que, o ensaio só é valido com o rompimento total do corpo de prova, caso o contrário ele deverá ser refeito com outros parâmetros (SOUZA, 2011).

Durante o ensaio, o entalhe é submetido a uma tensão de tração logo que o corpo de prova é flexionado pelo choque com o martelo, produzindo nele o estado triaxial de tensões, que depende das dimensões do corpo de prova e do entalhe. Devido ao fato de que, o estado tridimensional não é uniformemente distribuído através do corpo de prova, a tensão transversal na base do entalhe depende da relação entre a largura na parte entalhada do corpo de prova e do raio do entalhe, justificando, assim, o motivo de o ensaio não representar quantitativamente a tenacidade do material, e sim a tenacidade para um dado estado de tensões. A falta de homogeneidade do material, a dificuldade de produzir entalhes iguais, e, quando a análise é

feita em temperaturas próximas às de transição, também contribuem para a impossibilidade de utilizar os dados obtidos de forma quantitativa (SOUZA, 2011).

O ensaio também possibilita a avaliação, também de forma qualitativa, da ductilidade do metal pela porcentagem de contração do entalhe, além de fornecer a superfície de fratura, que, pelo seu aspecto, com um exame visual, pode-se determinar se a fratura foi fibrosa (dúctil), granular, ou cristalina (frágil). Esse aspecto visual aliado com o valor da energia absorvida, pode servir para análise de fratura em condições de serviço dos materiais em questão, assim como possibilita uma escolha ideal para um trabalho de acordo com uma base comparativa (SOUZA, 2011).

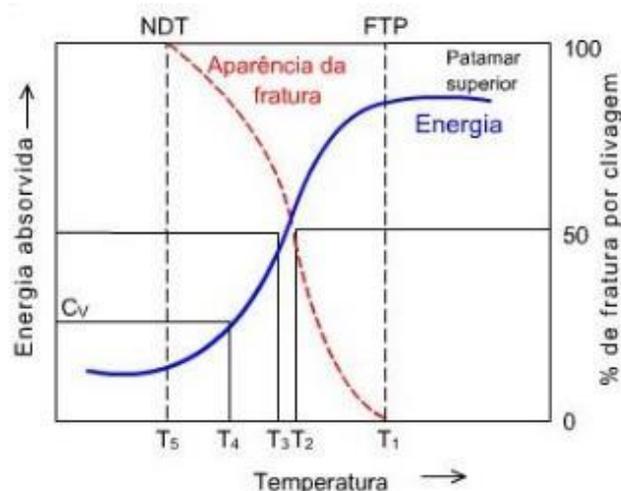
3.3.2 Influências da Temperatura no Ensaio de Impacto

A energia absorvida por um corpo de prova muda de acordo com a temperatura cuja a qual o ensaio é realizado. Há uma faixa de temperatura, contudo, que a energia absorvida alterada apreciavelmente, define-se assim a temperatura de transição (SOUZA, 2011).

É nessa temperatura onde ocorre uma mudança do caráter de ruptura do material, passando de dúctil para frágil. Cada material tem uma temperatura de transição distinta, e, devido a essa transição do tipo de fratura não ser instantânea, convencionou-se o uso de um intervalo de temperatura de transição (SOUZA, 2011).

Com esse dado, pode-se determinar faixas de temperaturas de trabalho do material, evitando assim fraturas frágeis. Faz-se, portanto, um gráfico de energia absorvida por temperatura, como mostra a Figura 3.6.

Figura 3.6 – Gráfico de energia absorvida por temperatura, com avaliação da consequente fratura.



Fonte: SOUZA, 2011, Modificado.

Para um gráfico como o apresentado pela figura 3.6, as seguintes faixas de temperatura têm destaque:

- T1, patamar superior, acima da qual a fratura é 100% fibrosa, dúctil. Temperatura FTP (fracture transition plastic);
- T2, 50% fratura fibrosa, 50% fratura frágil;
- T3, Média dos valores do patamar superior e do inferior;
- T4, Corresponde a um certo valor adotado de energia absorvida;
- T5, fratura 100% cristalina. Temperatura NDT (nil ductility transition).

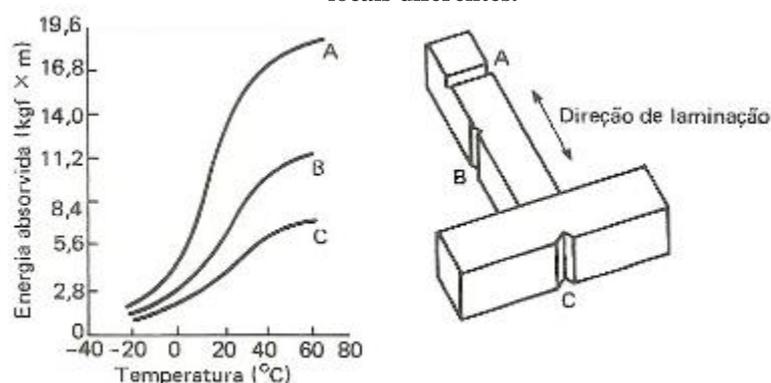
Os dados obtidos são utilizados de modo que, caso a fratura contenha menos de 70% de aparência cristalina, numa dada temperatura de ensaio, a peça feita do material não se romperá por clivagem (frágil) em serviço nessa temperatura, ou em uma temperatura superior, desde que sujeita a uma tensão de trabalho não maior que a metade do seu limite de escoamento (SOUZA, 2011).

Quanto mais endurecido é o aço, menor é sua faixa de transição, sendo que, para aços de alta resistência, a temperatura influi pouco na resistência a fratura por clivagem, não havendo, portanto, temperatura de transição (SOUZA, 2011).

3.3.3 Escolha da Seção para o Ensaio de Impacto

Utiliza-se a seção segundo a norma do local para a retirada dos corpos de prova, bem como a direção e sentido do entalhe. Os resultados do ensaio podem variar, principalmente com peças trabalhadas mecanicamente, como ilustrado pela Figura 3.7, tornando importante esse aspecto prático, que, quando não especificado, é feito segundo a posição A (SOUZA, 2011).

Figura 3.7 – Efeito de direcionalidade nas curvas de impacto em corpos de prova Charpy retirados de três locais diferentes.



Fonte: SOUZA, 2011.

3.4 Aço 5150

O aço AISI 5150 é bastante utilizado como mola, segundo Chiaverini (2005), principalmente em suspensão de automóveis e locomotivas, tanto por seu menor custo, quanto por sua característica de suportar maiores esforços cíclicos.

De acordo com a designação COPANT, para ser um aço 5150, dentre os principais elementos de liga, sua composição pode variar de acordo com a tabela 3.3 a seguir.

Tabela 3.3 –Composição química do aço AISI 5150.

Elementos	Percentual (%)
Carbono	0,48 – 0,53
Cromo	0,70 – 0,90
Ferro	97,29 – 97,97
Silício	0,15 – 0,30
Manganês	0,70 – 0,90
Enxofre	< 0,04
Fosforo	< 0,035

Fonte: ABNT-NBR NM 87, 2000 (modificado).

4 ESTADO DA ARTE

A pesquisa feita por HONG-YING, 2013, foi feita de modo a avaliar os efeitos da temperatura de revenimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço AISI 6150, cujo a composição é mostrada na Tabela 4.1. Foram feitos, portanto, ensaios de tração, impacto, dureza, além da análise microestrutural do aço.

Tabela 4.1 – Composição do aço AISI 6150.

Elementos	Percentual (%) em massa
Carbono	0,53
Cromo	1,02
Vanádio	0,15
Silício	0,23
Manganês	0,83
Níquel	0,03
Enxofre	0,01
Fosforo	0,01

Fonte: HONG-YING, JI-DONG, JUN, GUANG, XIONG-JIE, 2013.

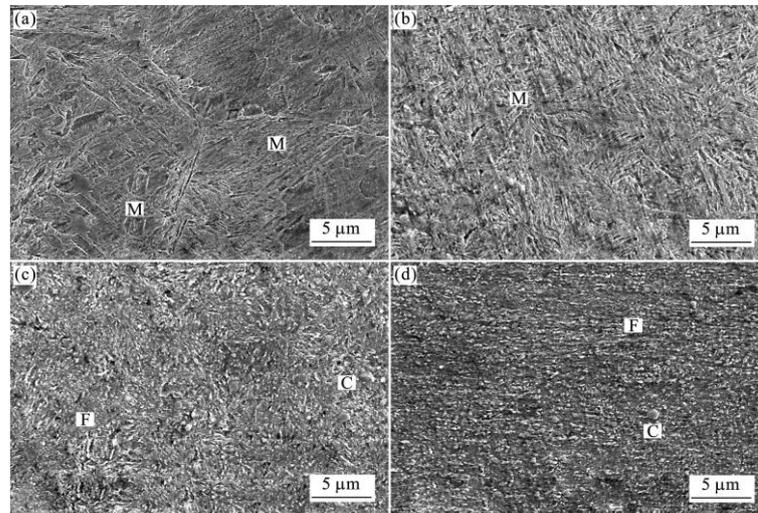
Todas as amostras foram austenitizadas, se elevando a temperatura à 870°C por 45 minutos, e, em seguida, temperadas em óleo, e por fim, revenidas em temperaturas entre 200-600°C.

A análise micrografia mostra as transformações estruturais que ocorrem no aço, a princípio temperado, e, em seguida, revenido a diferentes temperaturas. Quando não se faz o revenimento a microestrutura se baseia em ripas de martensita, o que se mantém em grande parte na amostra revenida a 200°C.

A diferença microestrutural torna-se maior no aço revenido a 400°C, quando ocorre mais difusão, e, apesar da existência de ripas de martensita, há a segregação de carbeto, que tomam a forma de haste, e da ferrita.

Quando o revenimento é feito a 600°C, a martensita é praticamente inexistente, e os carbeto segregados assumem a forma esferoidal. As imagens dessas mudanças microestruturais podem ser avaliadas na Figura 4.1.

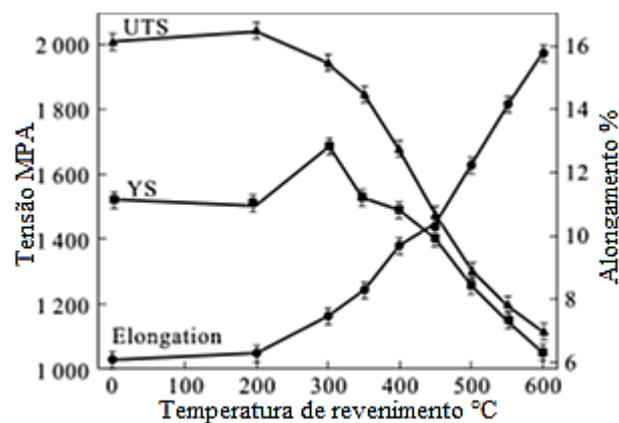
Figura 4.1 – Micrografia do aço AISI 6150, a princípio apenas temperado, em seguida revenido a temperaturas de 200, 400 e 600°C.



Fonte: HONG-YING, JI-DONG, JUN, GUANG, XIONG-JIE, 2013.

O ensaio de tração feito no material mostra a tendência da diminuição da resistência à tração, assim como aumento do alongamento e do limite de escoamento, à medida que o material é revenido a temperaturas maiores de 200°C (figura 4.2).

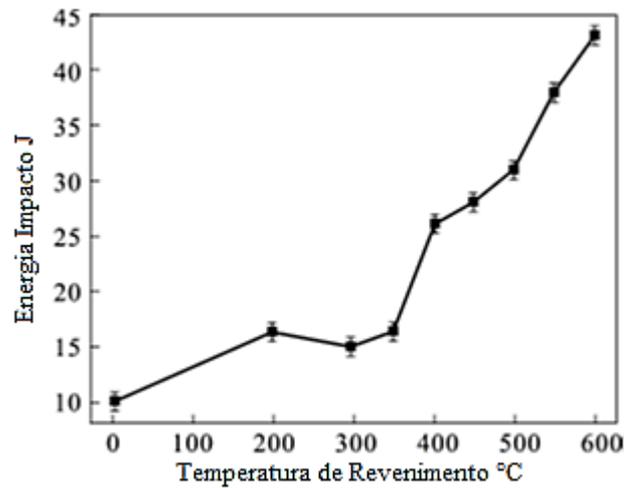
Figura 4.2 – Resultado do ensaio de tração realizado no aço AISI 6150, em várias temperaturas de revenimento.



Fonte: HONG-YING, JI-DONG, JUN, GUANG, XIONG-JIE, 2013.

O ensaio de impacto para as diferentes temperaturas de revenimento mostrou a tendência do material de aumentar a energia absorvida no impacto, para maiores temperaturas de revenimento (Figura 4.3), diferente do resultado do ensaio de dureza Vickers (Figura 4.4), que diminui seu valor com a progressão de temperatura do tratamento térmico.

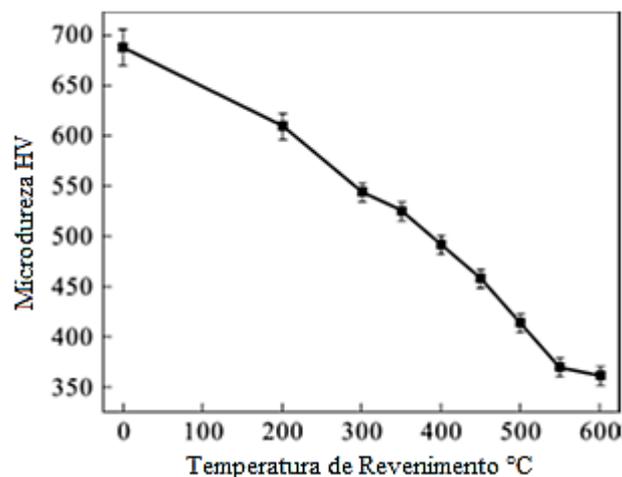
Figura 4.3 – Resultado do ensaio de impacto realizado no aço AISI 6150, em várias temperaturas de revenimento.



Fonte: HONG-YING, JI-DONG, JUN, GUANG, XIONG-JIE, 2013.

Os resultados encontrados no artigo mostram que, a dureza da amostra temperada é a maior, porém a ductilidade da mesma é a mais baixa. Esses dados encontrados podem ser explicados, sobretudo, baseado nas transformações de fase do aço, que parte de um cubo de face centrada para tetragonal de corpo centrado.

Figura 4.4 – Resultado do ensaio de dureza realizado no aço AISI 6150, em várias temperaturas de revenimento.



Fonte: HONG-YING, JI-DONG, JUN, GUANG, XIONG-JIE, 2013.

A formação da martensita acarreta grande distorção, que automaticamente eleva as tensões do material, assim como sua dureza, o que tem como consequência a grande redução de ductibilidade.

O processo de revenimento alivia o estado de tensões internas do aço, permitindo o rearranjo atômico. Temperaturas de revenimento abaixo de 300°C não propiciam que as tensões internas sejam completamente aliviadas. A partir de 300°C, com as tensões aliviadas, começa a ocorrer o rearranjo da estrutura, e, a partir de então, a concentração de martensita passa a diminuir, e a ferrita e os carbeto se tornam a microestrutura predominante, principalmente devido a difusão dos átomos de carbono em cementita, o que é auxiliado pela temperatura elevada.

ZHANG (2004), realizou o estudo objetivando desenvolver uma teoria cinética que descreve a diminuição da dureza do aço, cuja composição é mostrada na tabela 4.2, durante o revenimento. Primeiramente são apresentados o aço e os métodos de trabalho, em seguida, após a avaliação da evolução microestrutural para diferentes temperaturas de revenimento, a teoria cinética é proposta e então discutida. Essa teoria é baseada no crescimento dos carbeto secundários e a evolução associada da dureza.

Tabela 4.2 – Composição do aço utilizado no artigo.

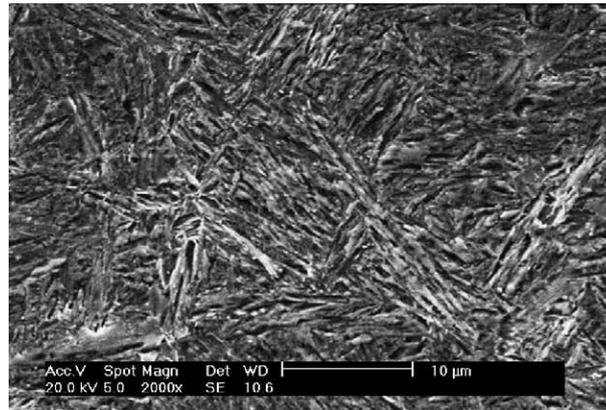
Elementos	Percentual (%) em massa
Carbono	0,56
Cromo	1
Vanádio	0,1
Silício	0,2
Manganês	0,7
Níquel	1,7
Molibdênio	0,5
Fosforo	0,01

Fonte: ZHANG, DELAGNES, BERNHART, 2004.

A microestrutura do aço apenas temperado (Figura 4.5) contém ripas de martensita e pouca quantidade de carbeto primário. Sendo que, no caso, nenhuma quantidade de austenita retida foi encontrada utilizando EDX.

O revenimento possibilita a transformação difusional da martensita, sendo que o tempo de encharque e temperatura deste são fortemente relacionados com a precipitação e crescimento de carbeto.

Figura 4.5 – Microestrutura do aço temperado.



Fonte: ZHANG, DELAGNES, BERNHART, 2004.

As análises feitas durante o estudo revelaram que, o revenimento não influencia no tamanho do grão austenítico pré-tempera, assim como a morfologia da martensita não se altera. Entretanto, para um dado tempo de encharque, o tamanho do carbeto encontrado aumenta com a temperatura de revenimento, o que influencia fortemente nas propriedades mecânicas do aço.

Mediante a análise das durezas encontradas, tem-se que, a razão de revenimento aumenta exponencialmente com o tempo de revenimento para várias temperaturas de revenimento. Quanto mais elevada for a temperatura, maior é a razão de revenimento para mesmo tempo de revenimento. O que pode ser equacionado utilizando as durezas encontradas no material, pois esta propriedade varia diretamente com o tempo e temperatura de revenimento, sendo assim, essa razão pode ser dada pela Equação 1.

$$t_v = \frac{H_v - H_o}{H_\infty - H_o} \quad (1)$$

Em que:

H_o – Dureza do aço temperado;

H_∞ – Dureza no aço recozido;

H_v – dureza no estado intermediário;

t_v – Razão de revenimento.

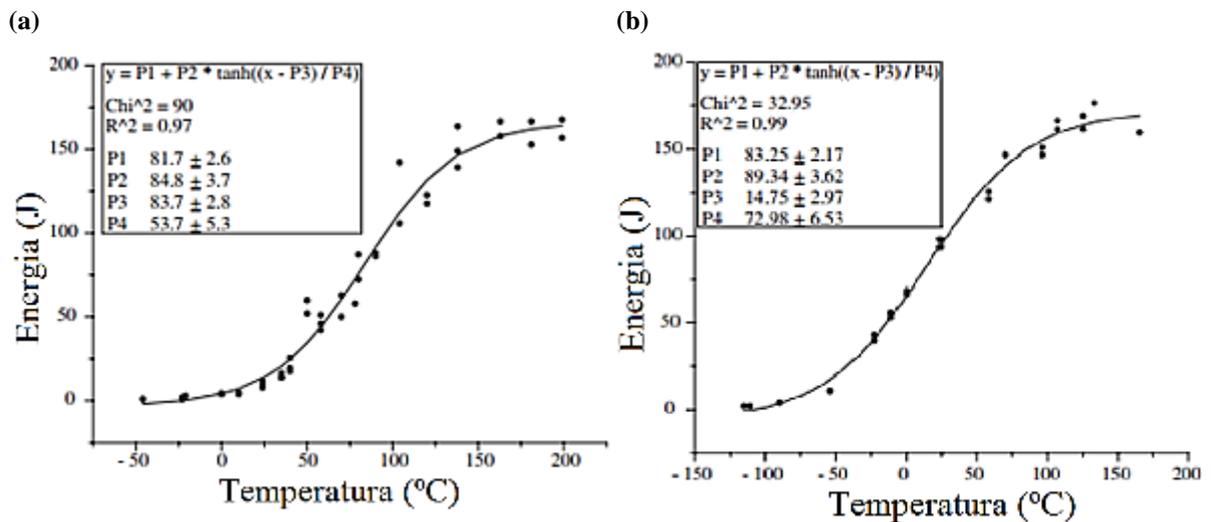
GOMES *et al* (2005), fez uma pesquisa que consistia em verificar a integridade estrutural do material usado em reatores de pressão em plantas de energia nuclear, submetido a um impacto sobre pressão e temperatura. Desse modo, foi feita uma avaliação do material

quanto a seu comportamento dúctil/frágil, utilizando ensaio Charpy, para se obter as curvas de energia absorvida, e para fazer a análise da fratura em si.

Para esse trabalho, utilizou-se o material de composição similar com o usado na usina de Angra 1, aço SAE 8620 forjado, em condições como recebido e normalizado, com diâmetro interno de 500mm, altura de 1000mm, e espessura de parede de 85mm, dimensões definidas a partir de cálculos termodinâmicos.

Foi feito o gráfico de energia absorvida por temperatura para o ensaio Charpy, onde, na figura 4.6 (a), temos o aço SAE 8620 como recebido, onde a energia de 28 J, que iniciou a transição do comportamento frágil para dúctil foi obtida no ensaio a 43°C, e a mesma energia, para o aço normalizado, foi alcançada na temperatura de -38°C, como pode ser observado na figura 4.6 (b), evidenciando o encruamento causado pela deformação plástica durante o processo de forjamento, o que aumenta o nível de tensões da microestrutura, ocasionando em um material mais frágil.

Figura 4.6 – Energia absorvida no impacto.

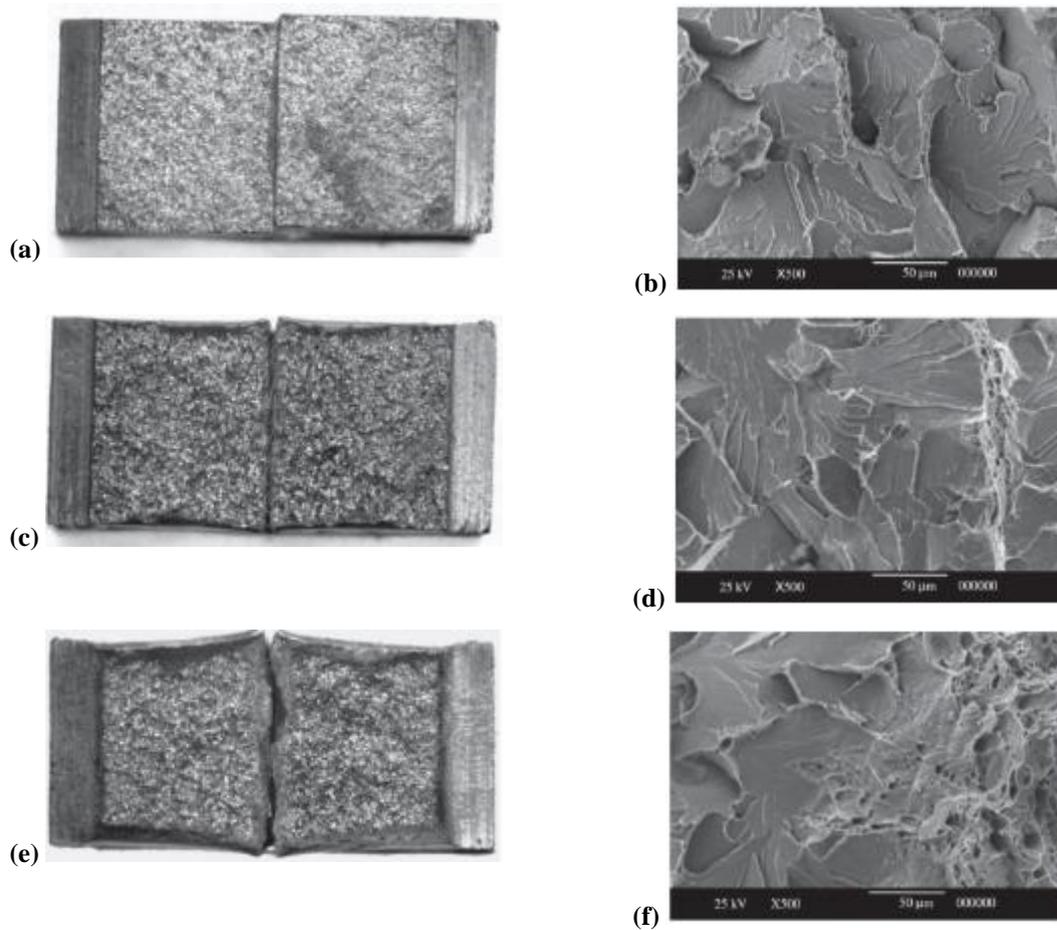


(a) Material como Recebido; (b) Material Normalizado.

Fonte: GOMES *et al* 2005 (modificado).

A análise das fraturas, tanto macroscopicamente, quanto no microscópio eletrônico de varredura, foi feita nas amostras do aço como recebido nas condições de teste a -46°C, 24°C e 58°C, como mostra a figura 4.7.

Figura 4.7 – Fratura das amostras do aço SAE 8620 como recebido.



(a) Ensaio a -46°C ; (b) Ensaio a -46°C com ampliação de 500x; (c) Ensaio a 24°C ; (d) Ensaio a 24°C com ampliação de 500x; (e) Ensaio a 58°C ; (f) Ensaio a 58°C com ampliação de 500x;

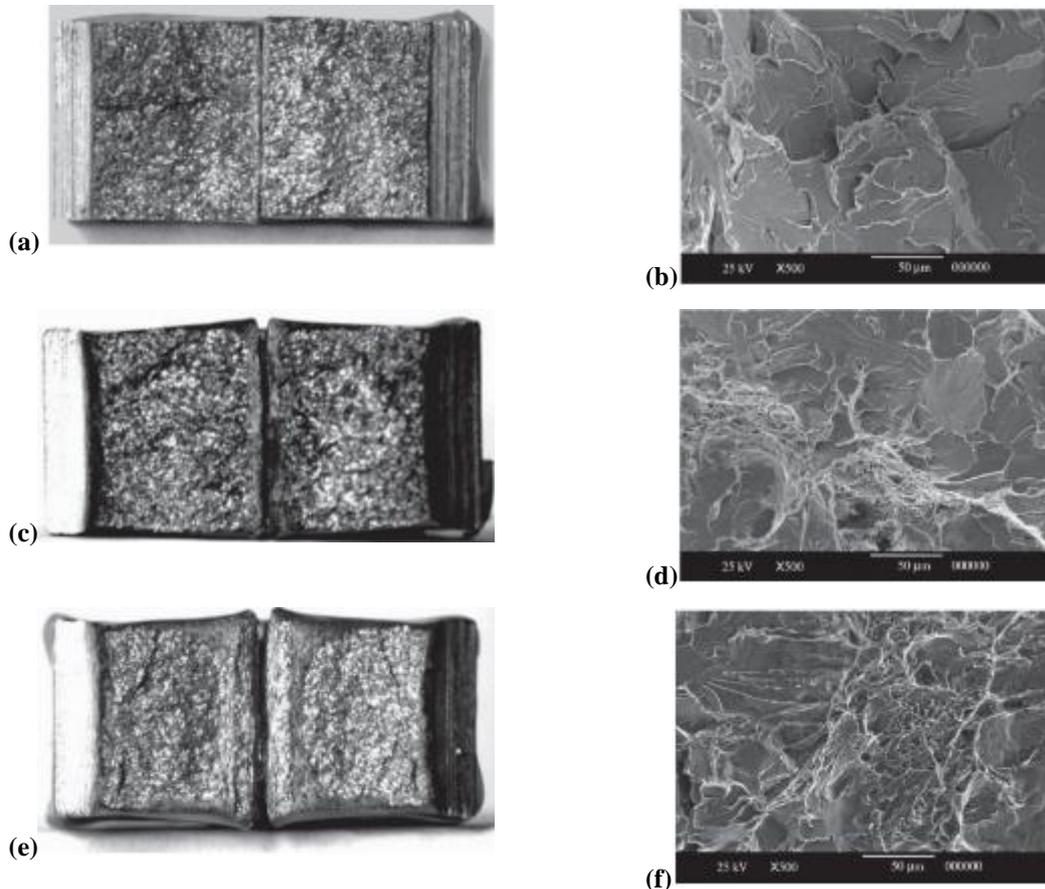
Fonte: GOMES *et al* 2005.

Na avaliação macroscópica, observa-se um maior brilho na amostra ensaiada a -46°C , figura 4.8 (a), assim como uma maior regularidade nela, com um aspecto de corte quase plano, o que muda nas seguintes condições de ensaio. A imagem do MEV, na mesma condição, figura 4.8 (b), mostra uma estrutura com fraturas por clivagem, havendo planos na ruptura devido a um impedimento do escorregamento das discordâncias, caracterizando uma amostra que teve fratura totalmente frágil.

De modo gradativo, com ápice na amostra obtida no ensaio a 58°C , figura 4.8 (e), percebe-se uma maior irregularidade da fratura, denotando a ocorrência de deformação, além de ser uma amostra mais escura, o que pode ser causado por uma maior rugosidade. Na análise do MEV, observa-se que a condição inicia a transição frágil/dúctil, apresentando planos de clivagem, mas também *dimples*, que são cavidades nucleadas pela heterogeneidade da microestrutura, que, em sua fronteira, atua favorecendo uma ruptura gradual.

Para o aço como recebido, nas condições de teste a -54°C , -23°C e 0°C , obteve-se as imagens da fratura de acordo com a como mostra a figura 4.8.

Figura 4.8 – Fratura das amostras do aço SAE 8620 normalizado.



(a) Ensaio a -54°C ; (b) Ensaio a -54°C com ampliação de 500x; (c) Ensaio a -23°C ; (d) Ensaio a -23°C com ampliação de 500x; (e) Ensaio a 0°C ; (f) Ensaio a 0°C com ampliação de 500x;

Fonte: GOMES *et al* 2005.

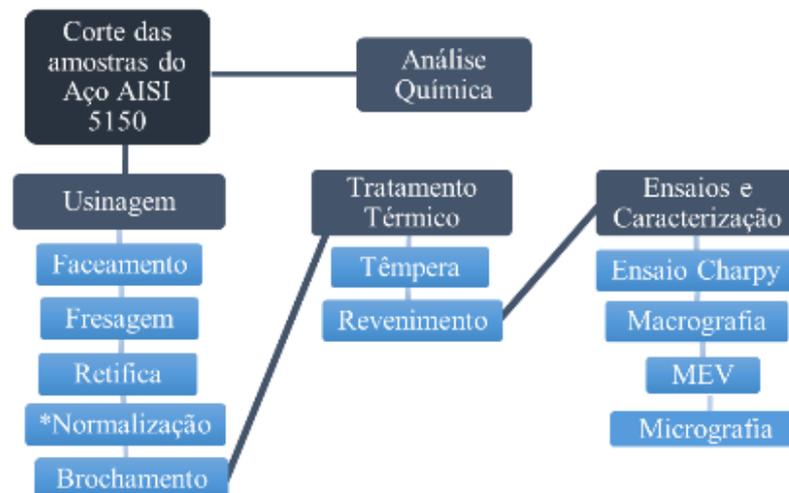
O resultado das imagens é similar ao aço como recebido, porém, em temperaturas menores de ensaio. Sendo assim, o material das primeiras imagens tem fratura frágil, com planos de clivagem característicos, e pouca deformação, e para a última condição de ensaio, na figura 4.9 (e) e (f), realizado a 0°C , tem-se boa deformação, com uma estrutura mais heterogênea de fratura, com alguns planos de clivagem mais irregulares e alguns *dimples*. Fica claro, portanto, a importância dos tratamentos térmicos por consequência da variação de propriedades que as diferentes microestruturas ocasionam.

5 METODOLOGIA

5.1 Descrição Geral

O objetivo principal do trabalho foi verificar as diferenças em questão de energia absorvida no impacto, do aço AISI 5150 temperado e revenido a diferentes temperaturas, correlacionando com a microestrutura formada para cada condição. O desenvolvimento da pesquisa se deu seguindo o fluxograma, figura 5.1, a seguir.

Figura 5.1 – Fluxograma da metodologia.



Fonte: Produzido pelo autor.

O uso do aço AISI 5150 se justifica pelo interesse de utilizar um aço ligado, com teor interessante de carbono, para que houvesse uma estrutura martensítica relevante no material temperado, e que estivesse disponível no CEFET, possibilitando um trabalho mais rico com um baixo custo relativo. Os corpos de prova obtidos na própria instituição, foram usinados até o formato padrão para ensaios Charpy.

Os tratamentos térmicos, assim como os ensaios e as análises, foram feitos com base na literatura, possibilitando a análise da evolução das propriedades do aço para diferentes condições de revenimento.

5.2 Materiais

No trabalho, foi utilizado uma barra de aço AISI 5150 com diâmetro de 19,35mm cuja a composição química foi verificada usando espectrômetro para análise de metais, Foundry

Master Xpert, Figura 5.2, localizado no Laboratório de Fundição, no Departamento de Engenharia de Materiais.

Figura 5.2 – Espectrômetro Foundry Master Xpert.



Fonte: Fabricante.

5.3 Corpos de Prova

Para se obter, a partir da barra cilíndrica, o corpo de prova no formato adequado para o ensaio Charpy, foram realizadas várias etapas de usinagem. Primeiramente, foram cortadas 35 amostras do material utilizando o equipamento de corte a disco abrasivo, Discotom, localizado no Departamento de Engenharia de Materiais, Figura 5.3.

Figura 5.3 – Discotom.



Fonte: Produzido pelo autor.

Em seguida, para se obter um comprimento final mais preciso em relação ao normatizado para ensaios Charpy (55 milímetros) as amostras foram faceadas utilizando o torno mecânico da marca Nardini, localizado no Laboratório de Tornearia do Departamento de Engenharia de Materiais, Figura 5.4.

Figura 5.4 –Torno Mecânico Nardini.



Fonte: Produzido pelo autor.

Posteriormente, para se obter a seção quadrática de 10 milímetros, as peças foram fresadas, na fresadora Clever FH-4, Figura 5.5, localizada no Laboratorio de Fresagem do Departamento de Engenharia de Materiais.

Figura 5.5 – Fresa Clever FH-4.



Fonte: Produzido pelo autor.

Para a obtenção de um paralelismo adequado, a operação foi sempre realizada nas faces opostas, tomando o cuidado para que o material estivesse bastante firme na morsa, e totalmente encostado na base, evitando possíveis mudanças de posicionamento. Para otimizar o resultado, e evitar possíveis acidentes, toda rebarba era eliminada utilizando uma lima, mesmo as que foram provenientes do processamento anterior. Os corpos de prova resultantes desse processamento podem ser verificados na Figura 5.6 abaixo.

Figura 5.6 – Corpos de prova fresados.



Fonte: Produzido pelo autor.

Após essas etapas de usinagem, o corpo de prova chegou a sua geometria final após ser retificado na retífica Sulmecânica, também localizada no Departamento de Engenharia de Materiais, Figura 5.7.

Figura 5.7 – Retífica Sulmecânica modelo RPH600.



Fonte: Produzido pelo autor.

Assim como na etapa de fresagem, tomou-se bastante cuidado com o posicionamento da peça, agora na superfície magnética. Cuidado extra foi tomado com as rebarbas inerentes ao processo, que além de prejudicar o contato com a superfície, poderiam ocasionar algum acidente desnecessário. Ao final do processo, alcançou-se a geometria final do corpo de prova para o ensaio Charpy, Figura 5.8 abaixo, com seção quadrática de 10 milímetros de lado.

Figura 5.8 – Corpos de Prova Retificados.



Fonte: Produzido pelo autor.

Por fim, após realizado o primeiro tratamento térmico nos corpos de prova, o de normalização, o entalhe foi feito com o auxílio da equipe do CDTN (Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear), localizado na UFMG. No laboratório de ensaios mecânicos, o entalhe foi feito utilizando em uma brochadeira elétrica, Imagem 5.9 abaixo, obtendo, por fim, um entalhe com ângulo aproximado de 45° e profundidade próxima aos 2 milímetros, para todos os corpos de prova.

Figura 5.9 – Brochadeira CDTN.



Fonte: Produzido pelo autor.

Para confirmar o ângulo e a profundidade do entalhe, medidas que são fundamentais para a confiabilidade e reprodutibilidade do ensaio de impacto, foi utilizado o projetor de perfil, do Laboratório de Metrologia do Departamento de Engenharia de Materiais, Figura 5.10. Foram utilizadas 3 amostras para a conferência das medidas.

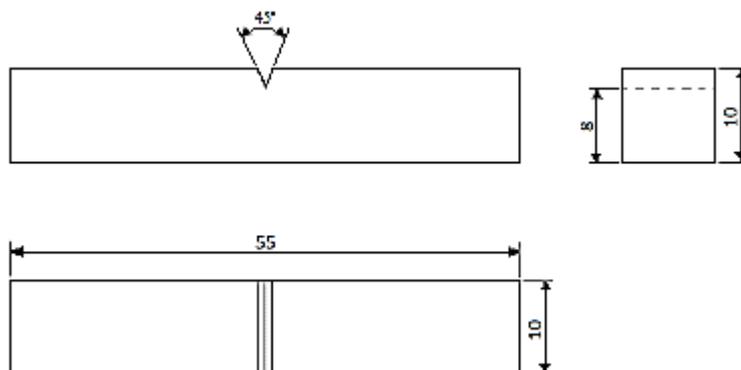
Figura 5.10 – Projetor de Perfil.



Fonte: Produzido pelo autor.

Por fim, os corpos de prova foram separados em sete grupos de cinco, onde cada um desses grupos teria um diferente tratamento térmico. A Figura 5.11, apresenta o desenho com as dimensões estipuladas para os corpos de prova, e a imagem dos mesmos após todas as etapas de usinagem.

Figura 5.11 – Dimensão dos corpos de prova, e os mesmos finalizado.



Fonte: Produzido pelo autor.

5.4 Tratamentos Térmicos

A princípio foi feita a normalização dos corpos de prova de modo a eliminar possíveis efeitos de processamentos e tratamentos prévios, obtendo-se amostras uniformes, possibilitando uma melhor comparabilidade entre os ensaios futuros. É importante ressaltar que esse tratamento foi feito antes da confecção do entalhe, de modo a evitar uma distorção maior do ângulo do mesmo, além de assegurar uma dureza baixa do material, evitando possíveis problemas para efetuar a operação na brochadeira.

Segundo os parâmetros definidos pelo ASM Handbook, volume 4, para tratamentos térmicos, o aço AISI 5150, notoriamente um aço hipoeutetoide, para alcançar completa austenitização, o que necessário para a normalização, deve alcançar temperaturas superiores a linha A3 do diagrama Ferro-Cementita. Para isso, o Handbook aconselha utilizar 55°C acima de A3, no caso, 870°C. Entretanto, devido a possíveis discrepâncias entre a temperatura indicada pelo forno e a real, os parâmetros utilizados são os apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Parâmetros para a realização da normalização das amostras do aço AISI 5150.

Temperatura	Tempo de encharque	Meio de resfriamento
900 °C	45 min	Ar

Fonte: Produzido pelo autor.

O tratamento térmico de têmpera foi feito no aço pós confecção do entalhe, pois a elevada dureza do material depois desse tratamento, dificultaria o processamento do mesmo, o que seria mais prejudicial que as distorções dimensionais inerentes ao tratamento. Foi conduzido o tratamento, novamente com base nas informações do ASM Handbook, e, da mesma forma que no caso da normalização, com uma interessante margem dos parâmetros, que foram utilizados de acordo com a Tabela 5.2 a seguir.

Tabela 5.2 – Parâmetros para a realização da têmpera das amostras do aço AISI 5150.

Temperatura	Tempo de encharque	Meio de resfriamento
900 °C	45 min	Óleo + Agitação

Fonte: Produzido pelo autor.

O tratamento térmico de revenimento foi feito em temperaturas de acordo com as transformações esperadas na microestrutura, sendo que, até 350°C de temperatura de

revenimento, espera-se um decréscimo mais acentuado da dureza, por precipitação do carboneto épsilon e transformação de alguma martensita, e da austenita retida em bainita ou ferrita e cementita. Em temperaturas de revenimento mais altas, espera-se também a queda da dureza do material, o que implicaria em uma menor absorção de energia no impacto, porém com um modulo de queda menor, justificado pelo endurecimento por precipitação que ocorre em aços baixa liga. Os parâmetros utilizados para os respectivos corpos de prova são os apresentados na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Parâmetros para a realização do revenimento das amostras do aço AISI 5150.

Temperatura de revenimento	Tempo de encharque	Meio de resfriamento
200 °C		
250 °C		
300 °C	45 min	Ar
350 °C		
400 °C		
450 °C		

Fonte: Produzido pelo autor.

Todos os tratamentos térmicos foram feitos utilizando uma caixa de aço AISI 1020, retratado na figura 5.12, onde dentro, além dos corpos de prova, foi colocado carvão, de modo a evitar a decarbonatação inerente aos tratamentos. É importante ressaltar que, em todos os casos, a metodologia para o tempo de encharque foi igual, esperando o conjunto forno e amostras alcançar a temperatura estabelecida para se iniciar a contagem desse tempo.

Figura 5.12 – Caixa de aço utilizada para os tratamentos térmicos.



Fonte: Produzido pelo autor.

Para a tempera foram colocadas, primeiramente, 17 amostras do aço na caixa para o tratamento, e em seguida 18 amostras, devido principalmente ao pouco espaço para retirada das peças individualmente para o resfriamento seguinte. Após a retirada e a realização do resfriamento em óleo em cada peça, era esperado o retorno do forno à temperatura estabelecida para a retirada da seguinte, padronizando o processo.

O revenimento, por outro lado, foi feito com todas as amostras dos respectivos grupos para cada temperatura, seguindo os mesmos padrões utilizados previamente para o tempo de encharque.

O forno elétrico utilizado para os tratamentos foi o da marca *Magnus* modelo N1040, Figura 5.13, que se dispões no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais.

Figura 5.13 – Forno Elétrico.



Fonte: Produzido pelo autor.

5.5 Ensaaios

O ensaio Charpy foi realizado no Laboratório de Ensaaios Mecânicos no Departamento do Departamento de Engenharia Civil, na máquina mostrada na Figura 5.14 abaixo. Como planejado, para cada condição do material, haviam cinco corpos de prova, melhorando a confiabilidade e a comparabilidade dos resultados.

Cada ensaio era realizado, primeiramente, colocando a amostra no equipamento, como na Figura 5.15, seguindo as normas que regem o procedimento. Em seguida, o medidor era regulado de acordo com a capacidade máxima do equipamento, no caso 300J, e o pendulo era solto, perdendo energia pelo impacto na peça. O resultado final é a diferença da energia que o

pendulo teria em vazio com a que teve pós impacto, resultando na energia absorvida em cada amostra.

A temperatura na qual o ensaio foi realizado foi de 25°C e, para efeito de ajuste de resultado, o ensaio em vazio do aparelho apontou de 0,4J de perda por atrito, o que foi diminuído dos resultados obtidos. Apesar da resolução do equipamento ser de 0,5J, foi possível inferir, pelo tamanho da escala, valores mais adequados para os resultados, justificando os valores apresentados das energias absorvidas encontradas.

Figura 5.14 – Máquina Ensaio Charpy



Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 5.15 – Posicionamento do Corpo de Prova no Ensaio Charpy



Fonte: Produzido pelo autor.

Para analisar a fratura resultante do ensaio Charpy, foram obtidas imagens da região, assim como foi feito o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca *Shimadzu*,

apresentado na Figura 5.16, situado no Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais, que forneceu imagens com ampliação de 500X e 100X.

Figura 5.16 – Microscópios Eletrônico de varredura Shimadzu.



Fonte: Produzido pelo autor.

Como a análise feita no MEV era da fratura, não foi necessário nenhum tratamento especial, simplesmente tomou-se o cuidado de armazenar o corpo de prova com sílica gel, minimizando a umidade ambiente, dificultando a ocorrência de oxidação do local.

A obtenção das micrografias, foi através de corpos de prova lixados, polidos e atacados com solução de ácido nítrico, Nital 3%, e analisados por microscópio ótico.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Análise Química do Aço AISI 5150 no Estado Inicial

A análise química, como citado na metodologia, foi feita pelo espectrômetro Foundry Master Xpert, que funciona por meio de espectrometria de emissão ótica por centelhamento, detectando a concentração da maioria dos elementos presentes em materiais metálicos, devido ao grande alcance espectral, de 130 a 750nm. Para o aço do trabalho, AISI 5150, o resultado da caracterização está apresentado na Tabela 6.1.

Tabela 6.1 – Análise da composição química do aço AISI 5150.

Teste	% Fe	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Ta
1	97,10	0,59	0,24	0,87	0,017	0,027	0,85	0,015	0,046	0,027	0,10
2	97,10	0,60	0,23	0,87	0,018	0,031	0,85	0,015	0,045	0,027	0,11
Média	97,10	0,60	0,24	0,87	0,018	0,029	0,85	0,015	0,046	0,027	0,10

Fonte: Produzido pelo autor.

Com base na designação COPANT, temos que, para o aço ser classificado como AISI 5150, ele deve ter concentração de enxofre menor ou igual a 0,040%, o silício deve estar entre 0,15 e 0,30%, o fosforo deve estar com concentração menor ou igual a 0,035%, o manganês deve estar entre 0,70 e 0,90%, o ferro deve estar entre 97,295 e 97,970%, o cromo deve estar entre 0,70 e 0,90%, e o Carbono, por fim, deve estar presente entre 0,48 e 0,53%. Com essa base de comparação, é possível concluir que a concentração de carbono e a do ferro são as únicas fora do padrão pré-estabelecido. Porém, devido ao desconhecimento quanto a calibração do instrumento, e a incerteza inerente ao processo, essa diferença não foi significativa suficiente para ser considerada.

6.2 Ensaio de Impacto no Aço AISI 5150 Após Tratamentos Térmicos

Em cada corpo de prova, foi realizado o ensaio de impacto. Pelos diferentes grupos referentes a cada tipo de tratamento térmico, uma média da energia absorvida foi obtida, possibilitando avaliar a dispersão de resultados no grupo e a relação quanto aos demais resultados obtidos. As tabelas 6.2 e 6.3, mostram os resultados individuais de energia absorvida, as medias referentes para cada condição de tratamento, assim como a variância amostral e o desvio padrão para cada grupo de diferente tratamento térmico.

Tabela 6.2 – Valores de energia absorvida na ruptura dos corpos de prova do aço AISI 5150 dos grupos temperado, revenido a 200°C, revenido a 250°C e revenido a 300°C.

Condição	Temperado					Revenido 200°C					Revenido 250°C					Revenido 300°C				
C.P.	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Energia Absorvida (J)	3,2	2,6	2,5	2,2	3,1	4,8	4,6	4,8	4,6	4,4	5,6	4,1	4,6	4,6	4,6	5,6	5,1	5,7	4,8	5
Média	2,7					4,6					4,7					5,2				
Variância	0,2					0,0					0,3					0,2				
Desvio Padrão	0,4					0,2					0,5					0,4				

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 6.3 – Valores de energia absorvida na ruptura dos corpos de prova do aço AISI 5150 dos grupos revenido a 350°C, revenido a 400°C e revenido a 450°C.

Grupo	Revenido 350°C					Revenido 400°C					Revenido 450°C				
C.P.	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Energia Absorvida (J)	6,3	6,4	7,4	6,6	6,5	21	16	18	14	11	29	31	26	27	26
Média	6,6					15,6					27,7				
Variância	0,2					14,5					4,7				
Desvio Padrão	0,4					3,8					2,2				

Fonte: Produzido pelo autor.

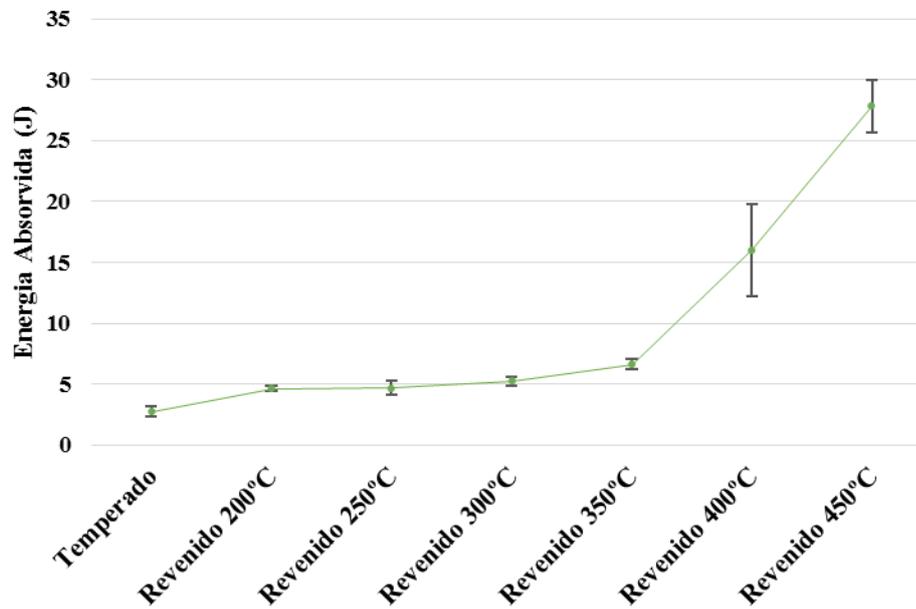
Em posse desses resultados, é possível observar o gradual aumento do caráter dúctil das amostras com o aumento da temperatura de revenimento, sendo que, na condição temperada e temperada e revenida a 200, 250, 300 e 350°C a dispersão é muito baixa, com pouca energia absorvida, mostrando o caráter frágil das respectivas condições.

O revenimento a 400°C, devido à maior variância, pode ser considerado como a ponto de virada da fratura frágil/dúctil, onde a energia absorvida foi maior que a dos ensaios predecessores, porém, com, nota-se também uma maior dispersão de resultados.

A condição de revenimento a 450°C, apresentou uma diminuição da variância em relação ao tratamento anterior (revenido a 400°C), o que pode indicar uma estabilização do caráter da fratura, agora dúctil. Seus maiores valores, comparativamente com as demais condições de ensaio, denotam justamente o aumento da absorção de energia, caracterizando uma fratura dúctil das amostras.

De modo a ilustrar melhor os resultados obtidos, a Figura 6.1 abaixo, mostra o gráfico de energia absorvida para os diferentes tratamentos térmicos realizados nos diferentes grupos de amostras.

Figura 6.1 – Gráfico Energia Absorvida no Impacto para os Diferentes Grupos de Tratamento Térmico.



Fonte: Produzido pelo autor.

No Gráfico apresentado, fica evidente o aumento de energia absorvida para o grupo de amostras revenidas a 400°C. Pela barra de erros, pode-se notar uma maior proximidade com a curva da média das amostras para os grupos de materiais temperado, temperado e revenido a 200, 250, 300 e 350°C, e, apesar da maior dispersão ocorrida para a amostra revenida a 400°C, no tratamento seguinte, a 450°C, observa-se uma tendência de convergência do desvio padrão para o valor médio encontrado.

O gráfico elucidava a relevância do revenimento feito, revelando, em uma forma visual, o acréscimo significativo de propriedade, no caso, energia absorvida em um ensaio dinâmico. A tabela 6.4 mostra o ganho da energia absorvida em termos percentuais que cada temperatura de revenimento teve em relação ao corpo de prova somente temperado e em relação ao tratamento anterior.

A tabela mostra o considerável aumento do valor de energia absorvida no impacto que cada temperatura de revenimento teve em relação ao material temperado, confirmando o destaque para os revenimentos feitos à temperatura de 400 e 450°C, que tiveram um aumento percentual do valor da propriedade em 474,26% e 914,65% respectivamente.

Tabela 6.4 – Aumento percentual da energia absorvida no impacto média, em relação a condição temperada, e em relação ao revenimento anterior.

	Temperado	Revenido 200°C	Revenido 250°C	Revenido 300°C	Revenido 350°C	Revenido 400°C	Revenido 450°C
Energia Absorvida Média (J)	2,72	4,64	4,70	5,24	6,64	15,62	27,68
(%) em Relação ao Temperado	-	70,59	72,79	92,65	144,12	474,26	917,65
(%) em Relação ao Tratamento Anterior	-	-	1,29	11,49	26,72	135,24	77,21

Fonte: Produzido pelo autor.

Em relação ao ganho entre os processos de revenimento em si, a condição que apresentou maior ganho foi a do aço temperado e revenido a 400°C, que teve um ganho de 135,24% em relação ao aço tratado na condição de revenimento anterior (350°C). Esse maior ganho de propriedade pode indicar o supracitado início da mudança da fratura frágil/dúctil, onde, para o caso, o material começaria a ter comportamento dúctil no impacto, ocasionado somente pela mudança feita no tratamento térmico.

6.3 Análise da Fratura do Aço AISI 5150

A fim de se obter uma análise macroscópica da fratura obtida no ensaio Charpy, foram tiradas fotografias de um corpo de prova aleatório para cada condição de tratamento térmico, possibilitando avaliar as principais diferenças em termos visuais das diferentes situações. A Figura 6.2, reúne as imagens para cada um dos corpos de prova avaliados.

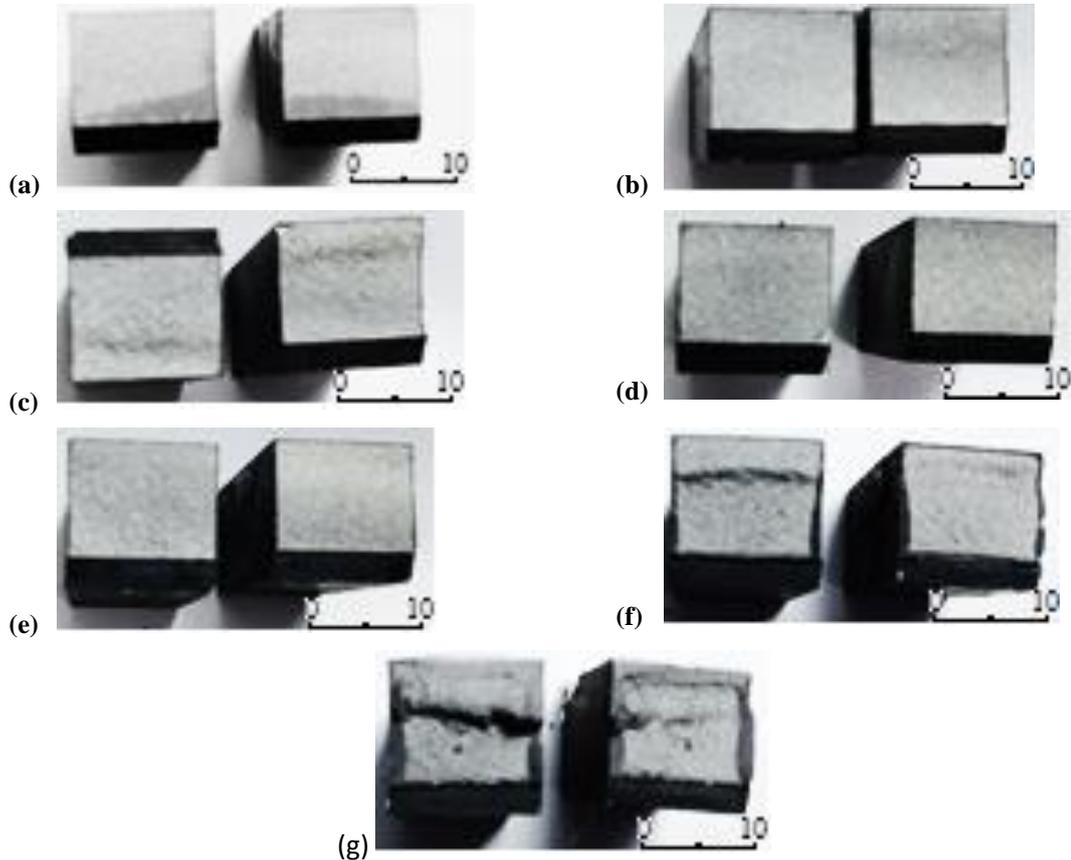
Nas imagens é possível perceber a mudança que ocorre no aspecto da fratura, principalmente para os corpos de prova temperados e revenidos a temperaturas de 400 e 450°C. A evolução da fratura para as diferentes condições do material é perceptível pelo aumento contínuo das ondulações, e consequente rugosidade das imagens.

Em (a) é possível perceber a homogeneidade da região fraturada, em uma imagem mais clara, caracterizando uma fratura bastante frágil. Esse padrão de fratura se mantém em (b), (c), (d) e (e), com pequenas mudanças no visual, sendo que em (b) é possível se observar uma faixa mais escura, caracterizando irregularidade na estrutura, podendo ser um aumento de rugosidade ou uma pequena mudança de direção da fratura, ressaltando que, mesmo ocorre em (c).

Essas mudanças nos corpos de prova são sutis, e, em termos quantitativos, não foram ocasionadas pela variação da energia absorvida, que, para esses grupos de temperatura de

revenimento, não foi significativa, pode então ser apenas uma pequena região de maior ductilidade próxima ao centro da peça, que proporcionou uma maior deformação plástica da região.

Figura 6.2 – Fraturas para cada tratamento.



(a) Temperado, (b) Revenido a 200°C, (c) Revenido a 250°C, (d) Revenido a 300°C, (e) Revenido a 350°C, (f) Revenido a 400°C e (g) Revenido a 450°C.

Fonte: Produzido pelo autor.

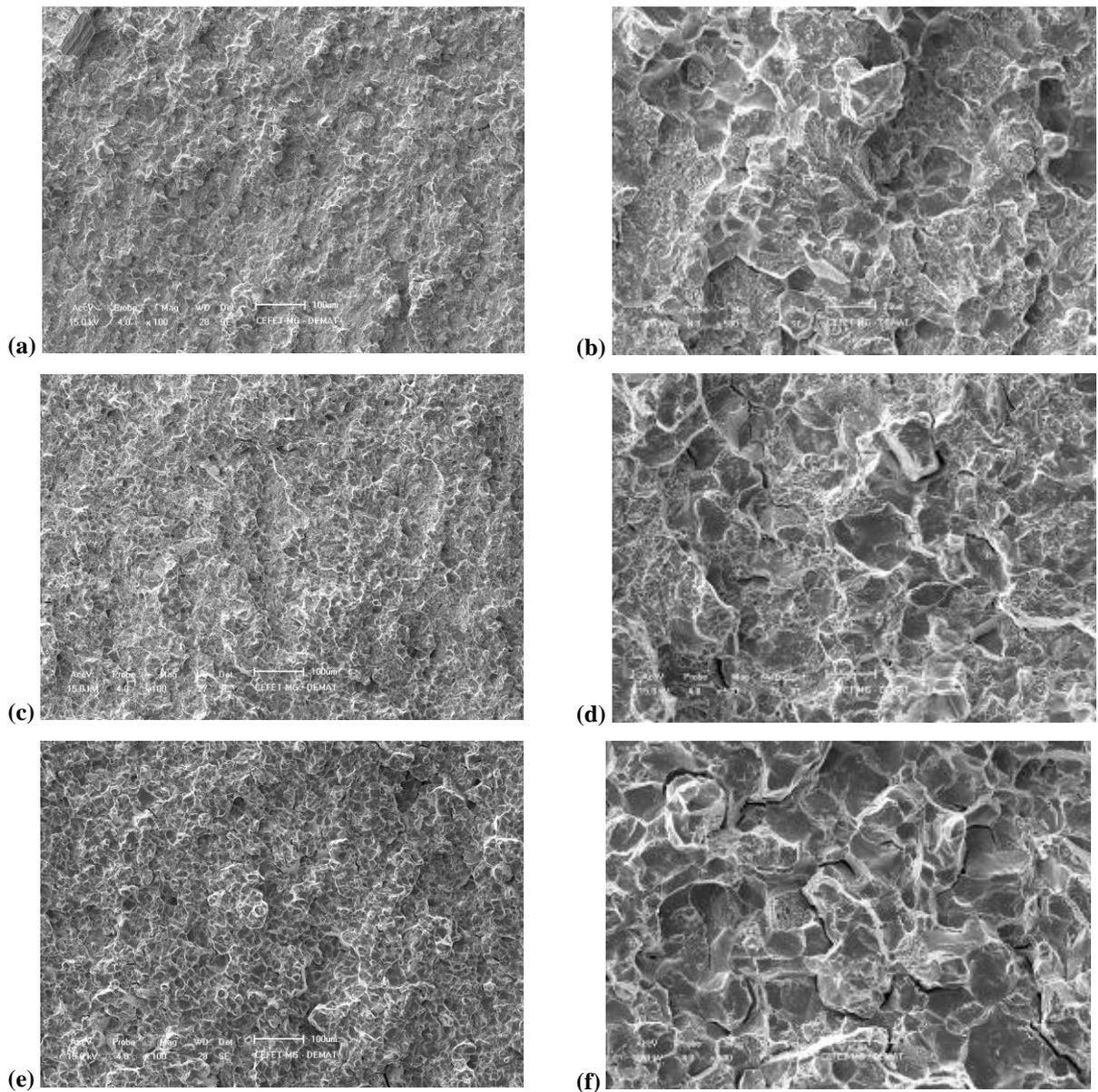
As imagens (f) e (g), por outro lado, confirmam o aumento que teve os valores de energia absorvida para os corpos de prova revenidos a 400° e 450°C respectivamente. Para (f), já se nota uma mudança considerável de profundidade na seção da fratura, indicando a ocorrência de uma maior deformação plástica antes do rompimento do corpo de prova, o que também é percebido para a imagem (g), porém, com maior intensidade. O aumento do caráter dúctil da fratura das duas últimas amostras, em relação com as demais, é pertinente com os valores obtidos para energia absorvida, corroborando com o resultado esperado.

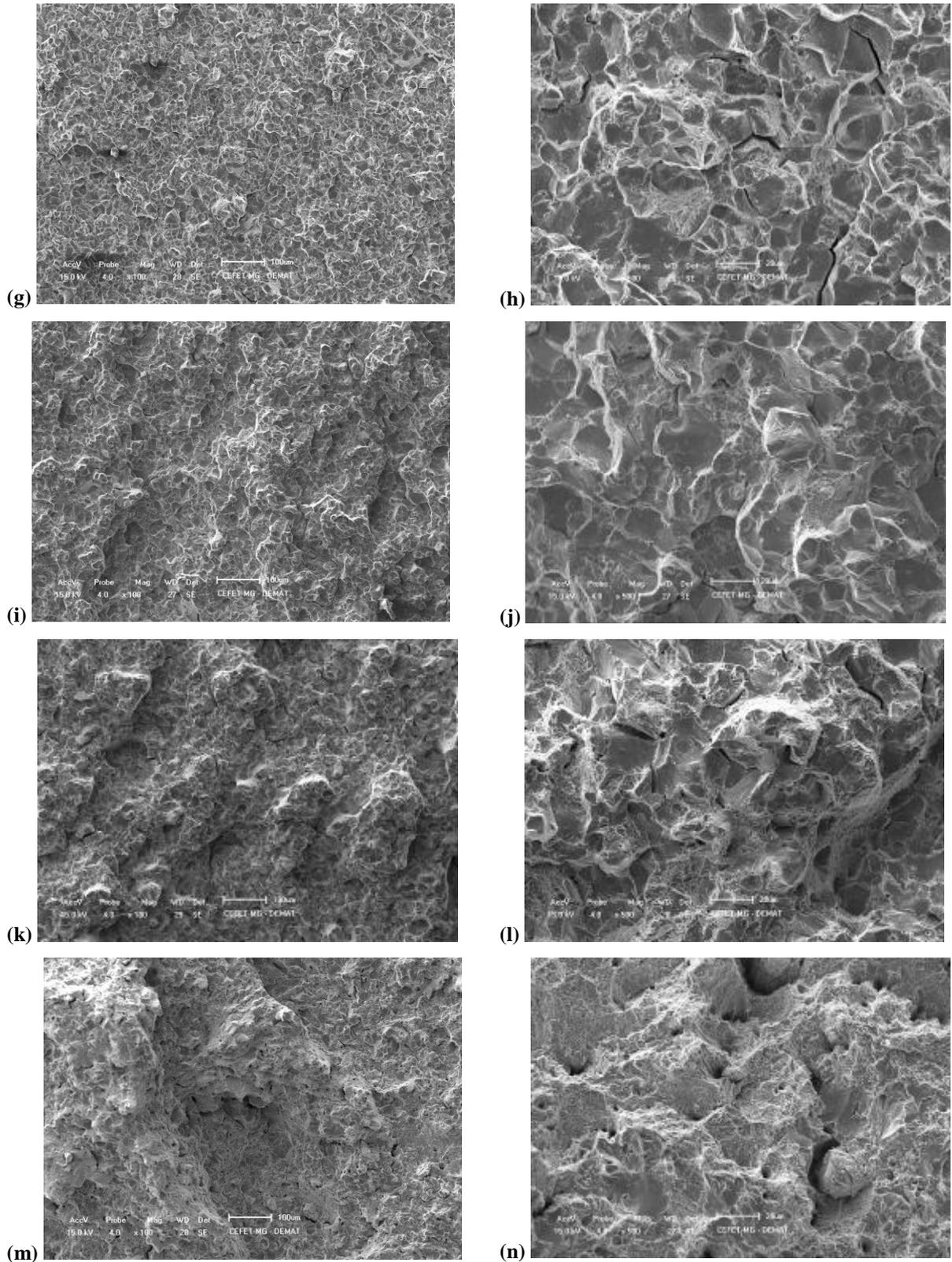
Foi possível visualizar as características macroscópicas das diferentes fraturas, mesmo com uma nitidez não ideal da imagem, o que seria possível com lentes fotográficas mais

robustas, como as de macro. Para uma análise minuciosa da estrutura da fratura, foram feitas imagens no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Essas imagens foram tiradas seguindo a mesma prerrogativa das imagens obtidas de forma macroscópica.

A figura 6.3 apresenta as imagens obtidas no MEV, utilizando um aumento de 100 e 500 vezes.

Figura 6.3 – Imagens da fratura das amostras obtidas no Microscópio Eletrônico de Varredura Fraturas (MEV), para tratamento.





(a) e (b) Temperado 100x e 500x, (c) e (d) Revenido a 200°C 100x e 500x, (e) e (f) Revenido a 250°C 100x e 500x, (g) e (h) Revenido a 300°C 100x e 500x, (i) e (j) Revenido a 350°C 100x e 500x, (k) e (l) Revenido a 400°C 100x e 500x e (m) e (n) Revenido a 450°C 100x e 500x.

Fonte: Produzido pelo autor.

Nas imagens obtidas pelo MEV, a diferença da estrutura da fratura de cada corpo de prova é perceptível, mesmo em uma análise mais comparativa, novamente endossando os resultados quantitativos obtidos no ensaio de impacto.

A evolução do mecanismo de fratura é evidente, começando nas imagens (a) e (b), onde a estrutura da região fratura se mantém com maior uniformidade, a quebra das estruturas é nítida nas pequenas regiões escuras dentro dos contornos claros, caracterizando planos de clivagem que são consequência do caráter frágil da ruptura ocorrida. Em (c) e (d), a mudança é sutil, a fragilidade da fratura continua evidente, percebe-se apenas um aumento do tamanho dos cristais clivados, podendo significar o início de formação de estrutura difusional, com o aumento de tamanho de grãos, evidenciando uma fratura intergranular.

Para (e) e (f) nota-se uma diminuição da homogeneidade da fratura, com algumas regiões um pouco mais pronunciadas, e outras um pouco mais profundas, que podem ser vistas pelas regiões mais claras e algumas sombras, decorrentes da incidência de luz do aparelho, podendo significar uma dispersão de energia em forma de deformação plástica antes da ruptura. Além disso, nota-se o aumento de tamanho das partículas rompidas, indicando aumento de grãos mediante a mecanismos difusivos de formação. Algumas trincas apareceram nessas imagens, significando o consume de energia em outro sentido que não o do impacto, também evidencia de início de caráter dúctil.

Em (g) e (h) as amostras têm planos de clivagem ainda maiores, mais definidos, juntamente com uma maior homogeneidade, com significativo aumento de linhas escuras, que indicam propagação da trinca para o interior da peça. Já em (i) e (j) a heterogeneidade topográfica da amostra foi acentuada, mostrando dissipação da energia em forma de deformação plástica. Os planos de clivagem já grandes, passam a ser menos homogêneos, possivelmente devido ao início de uma preferência de ocorrência da fratura em sentido a seguir o contorno dos grãos da microestrutura, ao invés de ir direto pelos cristais.

Nas imagens (k) e (l), o aspecto dos grãos perdeu a nitidez, mostrando uma ocorrência clara de deformação, além da enorme heterogeneidade da fratura como um todo, e dos riscos escuros que podem caracterizar uma propagação de trinca para o meio da peça, além de algumas calotas escuras, os *dimples*, que aparecem devido a uma fratura mais dúctil, onde a falta de energia para a trinca propagar, causa o embotamento desta. A partir dessas imagens é possível classificar a fratura como dúctil, com menor presença das facetas polidas características dos planos de clivagem.

Por fim, nas imagens (m) e (n), o aspecto da fratura é completamente diferente, tem poucos planos de clivagem, os picos e vales da amostra são enormes, o que denota a grande

deformação plástica ocorrida durante a fratura, além de um notório aumento de rugosidade, juntamente com pontos escuros, que indicam a formação de *dimples*, ou calotas, indicando um diferente mecanismo de ruptura.

A evolução das imagens da fratura é evidente, e interessante, onde as análises do aspecto da fratura, para os representantes dos grupos de tratamento térmico, endossam os resultados de absorção de impacto obtidos no ensaio Charpy.

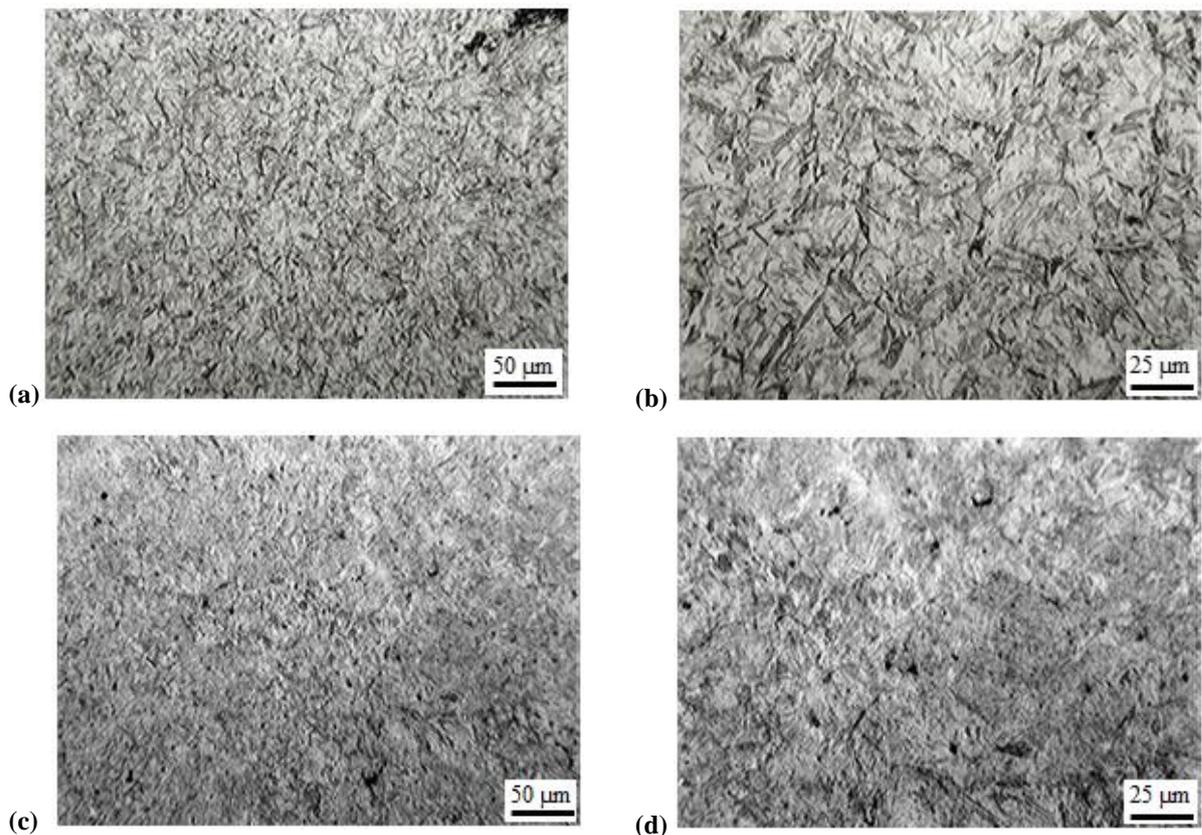
6.4 Análise Micrográfica do Aço AISI 5150

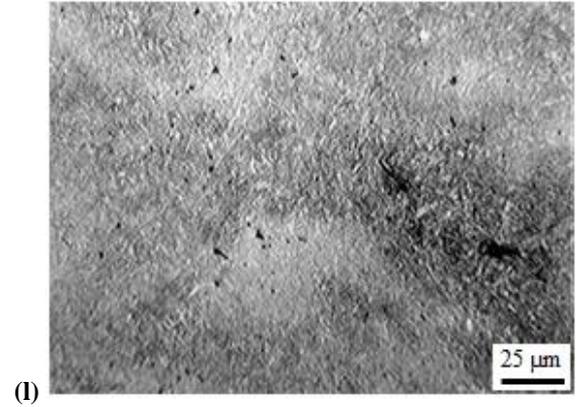
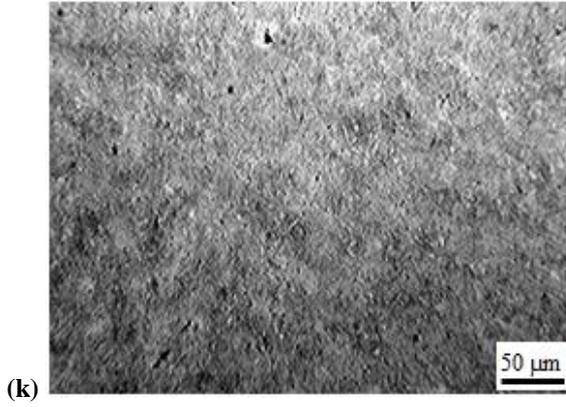
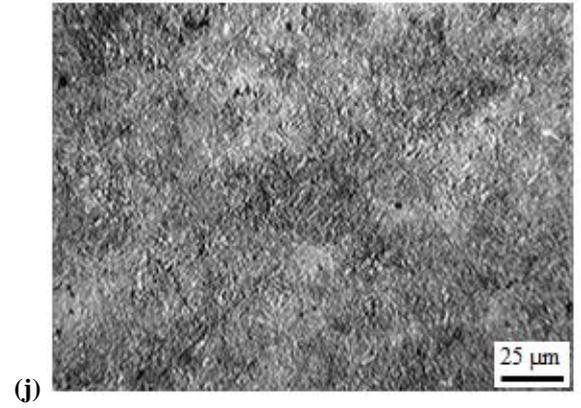
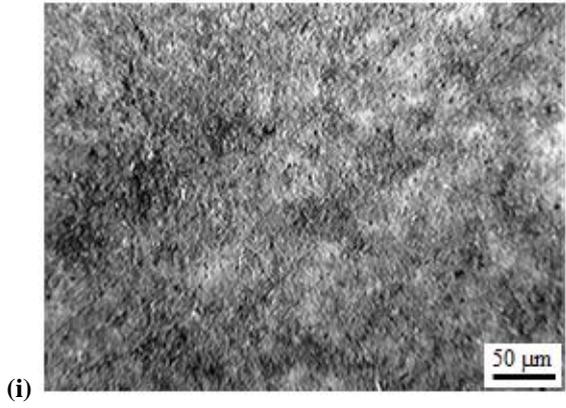
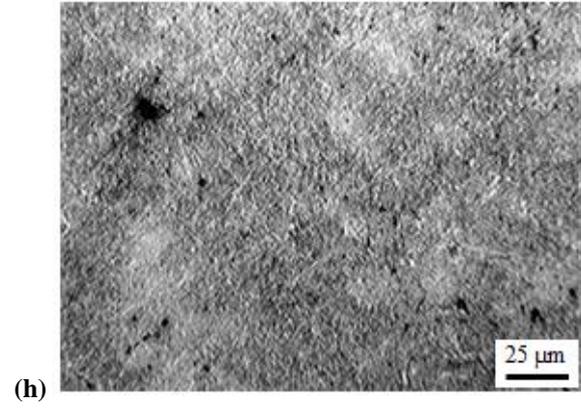
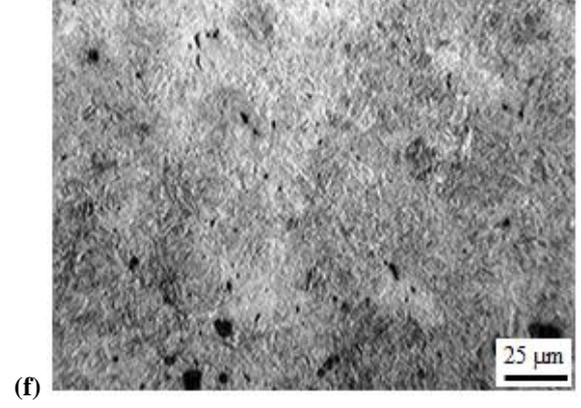
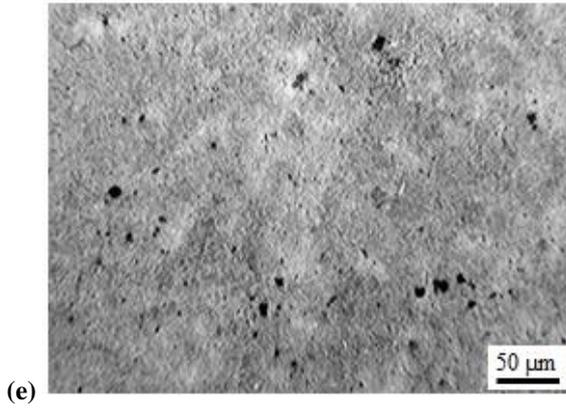
A diferença das características avaliadas, foi causada somente pelo tratamento térmico realizado no aço, sendo assim, a única grande mudança entre os corpos de prova foi ocasionada pela alteração da microestrutura, tornando importante sua verificação, para possibilitar uma melhor avaliação dos efeitos que ela ocasionou.

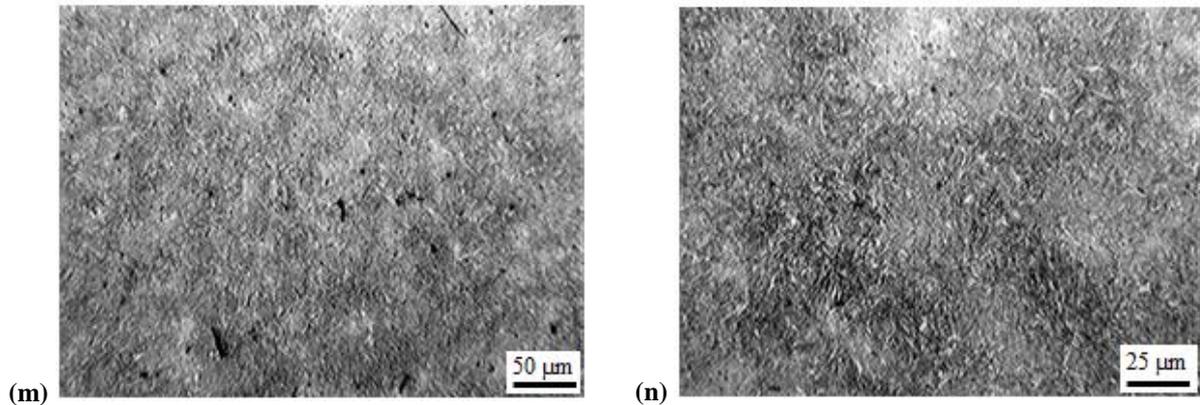
Desse modo, foram obtidas as imagens do aço AISI 5150 para as diferentes condições de tratamento térmico, no microscópio ótico, com aumento de 200 e 400x.

A figura 6.4 mostra essas imagens.

Figura 6.4 – Micrografia das amostras obtidas no Microscópio Ótico, para cada tratamento.







(a) e (b) Temperado 200x e 400x, (c) e (d) Revenido a 200°C 200x e 400x, (e) e (f) Revenido a 250°C 200x e 400x, (g) e (h) Revenido a 300°C 200x e 400x, (i) e (j) Revenido a 350°C 100x e 500x, (k) e (l) Revenido a 400°C 200x e 400x e (m) e (n) Revenido a 450°C 200x e 400x.

Fonte: Produzido pelo autor.

Nas imagens obtidas pelo microscópio ótico, em (a) e (b), que é a condição inicial temperada, percebe-se a microestrutura martensítica característica, na forma acicular, o que é esperado para materiais que foram temperados. As ripas de martensita podem ser identificadas pelas partes escuras da imagem, enquanto as partes mais claras podem ser avaliadas como austenita retida.

Com o revenimento, em (c) e (d), a microestrutura martensítica tornou-se mais difusa, evidenciado pelo aumento de regiões mais escuras, e uma queda substancial de contraste da imagem, o que revela, principalmente, a diminuição da austenita retida.

A medida que as temperaturas de revenimento se tornavam maiores, a martensita passou a se apresentar com uma estrutura menos acicular, diminuindo a concentração de tensão inerente a ela. É perceptível também uma maior homogeneidade da microestrutura, principalmente em (k), (l) e em (m) e (n), que correspondem ao revenimento feito a 400 e 450°C, o que pode ser interpretado como uma ocorrência de mecanismos difusionais de formação de estrutura, iniciando a formação da ferrita e cementita, que são formas mais granulares com propriedades mais dúcteis, agindo, portanto, aliviando mais as tensões obtidas na tempera, justificando os resultados mais expressivos de energia absorvida no ensaio de impacto para essas condições de tratamento térmico.

Mesmo em temperaturas mais altas de revenimento, percebeu-se a manutenção de alguma estrutura acicular, típica da martensita. Apesar de ser um aço com poucos elementos de liga, a manutenção de uma estrutura acicular pode ser justificada por eles, pois elementos como o cromo tendem a formar cabonetos e a estabilizar a martensita, mesmo em temperaturas mais altas.

7 CONCLUSÕES

Pelo desenvolvimento do trabalho, com suas inerentes análises, foi possível chegar às seguintes conclusões:

- Aumento da energia absorvida no impacto com o aumento da temperatura de revenimento, principalmente para temperaturas de revenimento de 400 e 450°C, que aumentaram em 474,26% e 917,65% respectivamente, em relação ao material somente temperado.
- Relevância dos aspectos macroscópicos da fratura, onde fraturas frágeis apresentaram uma superfície menos rugosa, com maior brilho, e as fraturas dúcteis apresentaram uma superfície irregular, com partes mais escuras, que evidenciam regiões de maior rugosidade.
- Foi evidenciada as mudanças graduais de características inerentes as fraturas para diferentes temperaturas de revenimento, onde planos de clivagem eram mais evidentes, com facetas polidas, em uma região topograficamente homogenia, o que mudou de forma gradativa, até a fratura dúctil, com presença de trincas, “*dimples*”, além da topografia irregular, caracterizando uma alta energia dissipada na deformação plástica do material.
- A maior resistência mecânica inerente à estrutura acicular da martensita, devido a sua maior concentração de tensão inerente, ficou evidente, o que acarretou a ocorrência de fraturas frágeis no material. Quando a martensita foi parcialmente dissipada, em prol de microestruturas difusionais, os resultados em termos de propriedades foram atingidos, com aumento da deformação plástica e, conseqüentemente, da energia absorvida no impacto.

REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: ASM International, 2002. v.4. 2173p
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBRNM 87**: aço carbono e ligados para construção mecânica - designação e composição química. Rio de Janeiro: 2000. 19 p
- CALLISTER JÚNIOR, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**: uma abordagem integrada. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 704 p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 576p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008.
- GOMES, P; CRUZ, J; RABELO, E; NETO, M. **Normalizing treatment influence on the forged steel SAE 8620 fracture properties**. Materials Research, 2005, v.8. 57-63.
- HONG-YING, L; JI-DONG, H; JUN, L; GUANG, C; XIONG-JIE, S. **Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 6150 steel**. Central South Press and Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013.
- SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5. ed. São Paulo: Blucher 2011.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648 p.
- ZHANG, Z; DELAGNES, D; BERNHART, G. **Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements**. Materials Science and Engineering A 380, 2004: 222-230.