

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

Departamento de Metalurgia

**DESENVOLVIMENTO DE UM PADRÃO PARA TRATAMENTO TÉRMICO
EM MATRIZES DE FORJAMENTO DE AÇO FERRAMENTA H13**

Rodrigo Martini Monteiro

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Doutor Afonso Reguly

Porto Alegre
2019

CIP - Catalogação na Publicação

Monteiro, Rodrigo
Desenvolvimento De Um Padrão Para Tratamento
Térmico Em Matrizes De Forjamento De Aço Ferramenta
H13 / Rodrigo Monteiro. -- 2019.
50 f.
Orientador: Afonso Reguly.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) --
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de
Engenharia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Porto
Alegre, BR-RS, 2019.

1. Tratamento Térmico. 2. Aço Ferramenta H13. I.
Reguly, Afonso, orient. II. Título.

Dedico este trabalho à minha família:
Jorge, Ângela e Fabiano Monteiro.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus pais, Jorge e Ângela, que puderam fornecer todo o incentivo e suporte para uma educação exemplar. Ao meu irmão, Fabiano, que sempre me incentivou durante os meus estudos. À minha namorada Francine Weisheimer pela paciência e apoio na rotina diária para a conclusão desse trabalho. À Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) como um todo, para que eu pudesse adquirir conhecimento e me desenvolver como um excelente profissional na área da engenharia, um agradecimento especial aos professores Telmo Strohaecker e ao Afonso Reguly, por oferecem um dos melhores ensinamentos do país diante de todas as dificuldades que encontram diariamente. A todo o departamento de metalurgia envolvendo os demais professores, colegas e amigos do curso.

Agradeço também a equipe da GKN do Brasil Ltda, principalmente ao pessoal do setor de tratamento térmico. Ao Lisandro Pinheiro e ao Jonatha Lima pela amizade feita e por me ensinarem todos os dias com muita paciência sobre o que é o tratamento térmico na indústria. Ao Thiago Marques pela amizade e por ajudar a concluir esse trabalho com destreza. Ao Valter Steyer, Isabel Serpa, Marcelo Pieta e Vicky Hegele; pelos conhecimentos metalúrgicos e também pela amizade.

Agradeço ao Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) por ter sido a minha porta de entrada ao mundo da metalurgia. Ao Fabiano Mattei, Mariane Chludzinski, Rafael Eugenio, Luis Kanan, Diogo Buzzatti e Jonas Buzzatti pelo aprendizado e amizades feitas no laboratório. Aos demais amigos e colegas que fiz durante os anos em que estive no laboratório.

De uma forma geral, agradeço a todos que conviveram comigo nesse período para o meu crescimento pessoal e profissional.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	I
LISTA DE TABELAS	IV
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	V
RESUMO	VI
ABSTRACT	VII
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	2
2.1 OBJETIVOS GERAIS.....	2
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1 TÊMPERA E REVENIDO	3
3.1.1 Martêmpera	6
3.1.2 Duplo ou Triplo Revenido.....	7
3.2 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA.....	8
3.3 ZONA VAPOR.....	10
3.4 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE (SÉRIE H).....	14
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	16
4.1 MATERIAIS.....	16
4.1.1 Amostras de Aço Ferramenta H13	16
4.1.2 Forno de Cementação e Têmpera.....	17
4.2 MÉTODOS	19
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	25
5.1 MICROESTRUTURA.....	25
5.2 MICRODUREZA	30

6. CONCLUSÕES	34
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	35
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	36

LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1 - Diagrama de fases ferro-carbono.....	4
Figura 3. 2 - Diagrama TTT genérico para aço carbono com três curvas de resfriamento, A, B e C.....	5
Figura 3. 3 - Diagrama esquemático do ciclo térmico de martêmpera com sobreposição do diagrama TTT genérico para aço ao carbono.	6
Figura 3. 4 - Dureza e austenita retida em função da temperatura de revenimento para um aço rápido A2.	9
Figura 3. 5 - Dureza e austenita retida em função da temperatura de revenimento para um aço rápido H13.	9
Figura 3. 6 - Efeito dos elementos de liga no retardamento do amolecimento durante o revenido a 260°C nas ligas de ferro-carbono.....	9
Figura 3. 7 - Efeito dos elementos de liga no retardamento do amolecimento durante o revenido a 540°C nas ligas de ferro-carbono.....	9
Figura 3. 8 - Demonstração da taxa de resfriamento de 3 tipos de óleos: A – normal, B – médio e C – rápido.	11
Figura 3. 9 - Efeito da têmpera em óleo de uma peça em uma seção de corte. 3 tipos de óleos: A – normal, B – médio e C – rápido.	11
Figura 3. 10 - Peça austenitizada mergulhada em óleo para a observação de seus estágios de resfriamento. Em (a) no momento de imersão. Em (b), após 5 segundos de imersão. Em (c)10 segundos. Em (d) 15 segundos. Em (e) 30 segundos. Em (f) 60 segundos.	13

Figura 3. 11 - Demonstração do resfriamento em óleo normal com a agitação variando, sendo a curva 1 sem agitação e a curva 4 com maior agitação.	13
Figura 3. 12 - Demonstração do resfriamento em óleo normal com a temperatura variando, sendo a curva 1 em 50°C, a curva 2 em 100°C, a curva 3 em 150°C e a curva 4 em 200°C.	13
Figura 4. 1 - Amostras de aço ferramenta H13 utilizadas para os testes. Da esquerda para a direita: TCC 3, TCC 4, TCC 1 e TCC 2.	16
Figura 4. 2 - Desenho em corte das amostras com as suas respectivas medidas. Da esquerda para a direita: TCC 1, TCC 2, TCC 3 e TCC 4.	17
Figura 4. 3 - Forno de cementação e têmpera Combustol. Em (a) o lado de carregamento de cargas e em (b) o lado de descarregamento de cargas.	18
Figura 4. 4 - Carga de matrizes de aço ferramenta H13.	20
Figura 4. 5 - Distanciamento entre peças em uma carga para tratamento térmico.	20
Figura 4. 6 - Demonstração gráfica dos ciclos térmicos utilizados nas amostras, correlacionando os números aos passos da Tabela 4. 2.	21
Figura 4. 7 - Desenho esquemático de como foram feitos os cortes nas amostras. Da esquerda para direita a evolução dos cortes.	23
Figura 4. 8 - Amostras pós corte. Da esquerda para a direita: TCC 4, TCC 3, TCC 2 e TCC 1.	24
Figura 4. 9 - Esboço esquemático em corte de duas medições de dureza Vickers respeitando o limite de tensões residuais deixado pela impressão anterior.	24
Figura 5. 1 - Amostra TCC 1 de aço ferramenta H13 somente temperado. Ataque com Nital 5%.	25

Figura 5. 2 - Amostra TCC 1 de aço ferramenta H13 somente temperado. Ataque com Nital 5%.....	26
Figura 5. 3 - Amostra TCC 2 de aço ferramenta H13 temperado e revenido uma única vez. Ataque com Nital 5%.....	26
Figura 5. 4 - Amostra TCC 2 de aço ferramenta H13 temperado e revenido uma única vez. Ataque com Nital 5%.....	27
Figura 5. 5 - Amostra TCC 3 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido duas vezes. Ataque com Nital 5%.	27
Figura 5. 6 - Amostra TCC 3 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido duas vezes. Ataque com Nital 5%.	28
Figura 5. 7 - Amostra TCC 4 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido três vezes. Ataque com Nital 5%.....	28
Figura 5. 8 - Amostra TCC 4 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido três vezes. Ataque com Nital 5%.....	29
Figura 5. 9 - Aço ferramenta H13 temperado e revenido. Ataque com 2% Nital e 1.000 vezes de aumento.....	30
Figura 5. 10 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 1.....	30
Figura 5. 11 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 2.....	31
Figura 5. 12 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 3.....	31
Figura 5. 13 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 4.....	31
Figura 5. 14 - Sobreposição das linhas de tendência polinomiais de dureza das amostras TCC 1, TCC 2, TCC 3 e TCC 4.	32

LISTA DE TABELAS

Tabela 3. 1 - Classificação e composição química dos aços ferramenta ao cromo para trabalho a quente em % em massa.....	15
Tabela 4. 1 - Fluxograma do processo de tratamento térmico dos testes.....	19
Tabela 4. 2 - Resumo dos ciclos de aquecimento e resfriamento utilizados no trabalho.	21
Tabela 4. 3 - Fluxograma com os pontos específicos de quando serão retiradas as amostras.....	22
Tabela 5. 1 - Tabela de dureza do núcleo das amostras.	33

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

SAE - Society of Automotive Engineers;

ASTM - American Society for Testing and Materials;

AISI - American Iron and Steel Institute;

IT – Instrução de Trabalho

M_s – Martensita start: momento de início da formação da martensita;

M_f – Martensita final: momento de fim da formação da martensita;

Mín. – Mínimo;

Máx. – Máximo;

Kg – Quilogramas;

g – Gramas;

Ø – Diâmetro;

D – Diâmetro;

TTT – Tempo, temperatura e transformação;

S.I. – Sistema Internacional.

RESUMO

Este trabalho avalia os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em matrizes de aço ferramenta H13 para a possível construção de um padrão a ser seguido na indústria.

Através do acompanhamento de quatro matrizes para forjamento de aço ferramenta H13, sendo que em cada estágio dos processos de têmpera e de três revenimentos, foi retirada uma amostra para análise de microestrutura e dureza. Assim foi possível observar, principalmente, a esferoidização dos carbonetos, deixando a estrutura com maior tenacidade ao passar de cada processo.

Junto aos ciclos de aquecimento e resfriamento, foi possível acompanhar diversos fatores que influenciaram para o sucesso de se obter no final, uma peça com alta dureza e alta tenacidade. Dentre esses fatores pode-se citar a martêmpera, que dependendo do óleo e de outras condições, ela não se faz necessária. Outro importante fator é a zona vapor, criada no estágio de resfriamento em óleo, que é minimizada através da agitação do óleo e/ou aumento da temperatura do óleo de têmpera.

ABSTRACT

This work evaluates the heat treating of quenching and tempering in H13 tool steel dies for the possible construction of a standard to be followed in the industry.

Through the follow up of four dies for tool steel forging H13, and in each stage of tempering and three tempering processes, a sample was taken for analysis of microstructure and hardness. Thus, it was possible to observe, mainly, the spheroidization of the carbides, leaving the structure with greater tenacity when passing each process.

Along with the heating and cooling cycles, it was possible to follow several factors that influenced the success of obtaining a high hardness and high tenacity piece at the end. Among these factors we can mention the martenpering, that depending on the oil and other conditions, it is not necessary. Another important factor is the vapor zone, created in the oil cooling stage, which is minimized by agitating the oil and / or raising the quenching oil temperature.

1. INTRODUÇÃO

A técnica de endurecimento de metais por meio de tratamentos térmicos é utilizada desde muito tempo antes mesmo de se conhecer a sua microestrutura, onde apenas o simples fato de aquecer o material e resfriá-lo rapidamente aumentava a sua dureza. Com o tempo, estudando e observando a composição e microestrutura do aço, foi possível notar as modificações que os ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento alteravam suas propriedades mecânicas. Assim, o tratamento térmico de metais foi adquirindo cada vez mais espaço e poder sobre o processo de fabricação e beneficiamento.

Hoje, no caso de metais, é quase impossível não atrelar os processos de tratamentos térmicos ao seu processo de fabricação, na qual se deseja melhorar suas propriedades mecânicas.

O tratamento térmico de têmpera consiste na elevação da temperatura do metal até sua chamada austenitização, onde a microestrutura do material muda, e conforme um rápido resfriamento, essa microestrutura se torna dura e frágil necessitando de um ou mais processos posteriores de aumento de tenacidade, e por consequência, diminuição da dureza. Esse último processo chama-se revenimento, que dependendo da composição química do material, é necessário aplica-lo uma ou mais vezes para se obter uma microestrutura com boa dureza e boa tenacidade.

Devido a dificuldade de seguir os procedimentos de tratamentos térmicos para as matrizes de aço ferramenta H13 adotados em uma empresa do setor automobilístico, este trabalho visará a elaboração de um padrão de ciclos térmicos a serem seguidos através de têmpera e consecutivos revenimentos para esse material, obtendo uma microestrutura final de martensita revenida com carbonetos finos e dispersos na sua matriz, com propriedades mecânicas adequadas para sua utilização, como a tenacidade e a dureza.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo do trabalho é desenvolver um método eficaz para o tratamento térmico de matrizes para forjaria dentro de uma empresa do setor automotivo, não precisando de uma empresa terceirizada para executar somente este processo.

Esse processo visa a diminuição de custo na fabricação do ferramental de matrizes para forjaria, que são utilizados na empresa para forjar os produtos acabados, que são utilizados em componentes do setor automotivo.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

A partir dos dados obtidos nos testes de tratamento térmico, elaborar uma instrução de trabalho a fim de padronizar o método de beneficiamento do aço, de modo a obter um procedimento padrão dentro da empresa. Esse método será feito com a intenção de reduzir custos na parte de tratamentos térmicos no ferramental de matrizes para forjaria, no qual a empresa adquire a matéria-prima de uma empresa terceirizada, beneficia a matéria-prima através do processo de fabricação por usinagem e após envia para outra empresa terceirizada para a execução do tratamento térmico, com a intenção de aumentar as propriedades mecânicas do material com a intenção de obter alta tenacidade na matriz de forjamento de aço ferramenta H13 com sua microestrutura de martensita revenida e carbonetos dispersos.

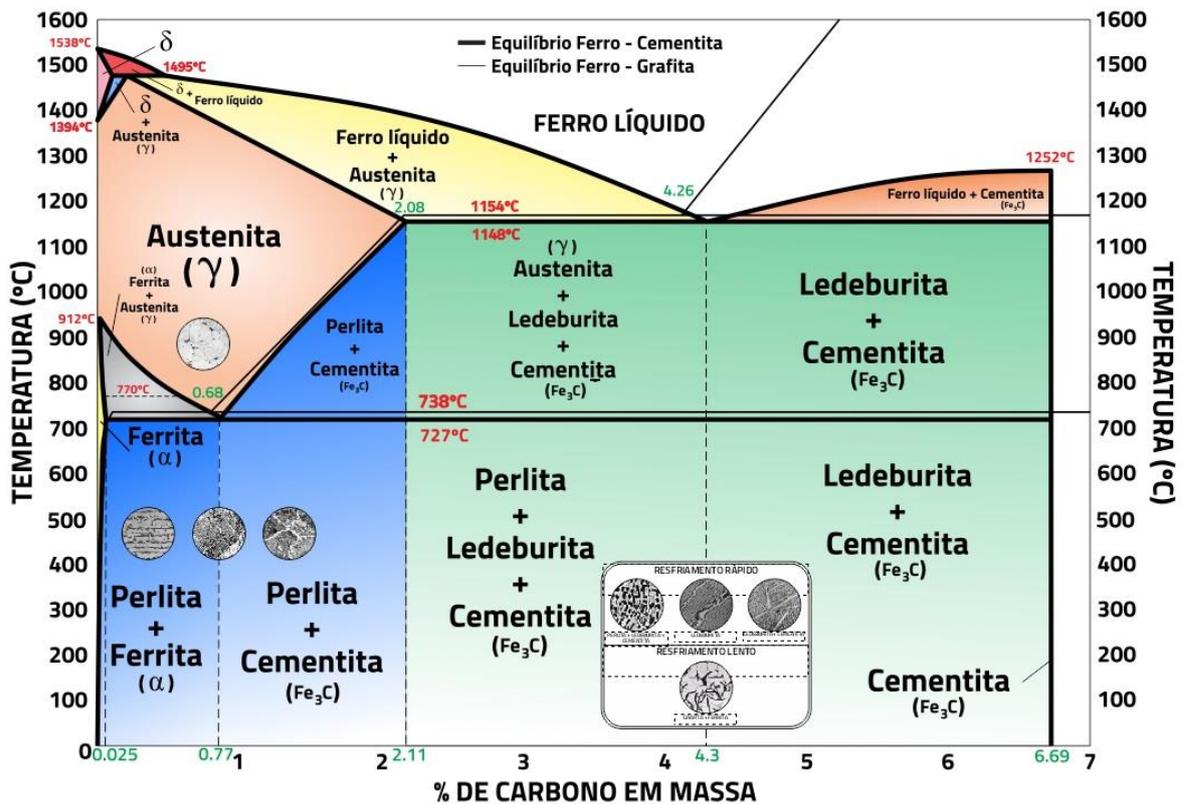
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 TÊMPERA E REVENIDO

Conforme KRAUSS (2005) e TOTTEN et. al. (1993), o processo de tratamento térmico em metais conhecido como têmpera é representado por um ciclo de aquecimento e resfriamento que altera as suas propriedades mecânicas através da transformação microestrutural e esse processo é executado através da elevação da temperatura do material até a sua completa austenitização, onde após é resfriado rapidamente onde a sua microestrutura, que é composta por austenita no primeiro momento, se transforma em martensita.

Supondo uma peça contendo somente ferro e carbono, com 0,77% de carbono em massa, sendo aquecida até sua completa austenitização e sendo resfriada, no equilíbrio, onde as condições de resfriamento são lentas e graduais, pode-se acompanhar no diagrama de fases ferro-carbono da Figura 3. 1. Se observa que para essa peça, sua temperatura mínima de austenitização será 727°C. Para um resfriamento lento e gradual se obteria a estrutura perlítica em toda sua microestrutura. Caso a composição do carbono fosse menor que 0,77%, se formaria ferrita e perlita. Caso a composição do carbono fosse maior que 0,77 e menor que 2,11% se formaria perlita e cementita.

Figura 3. 1 - Diagrama de fases ferro-carbono.



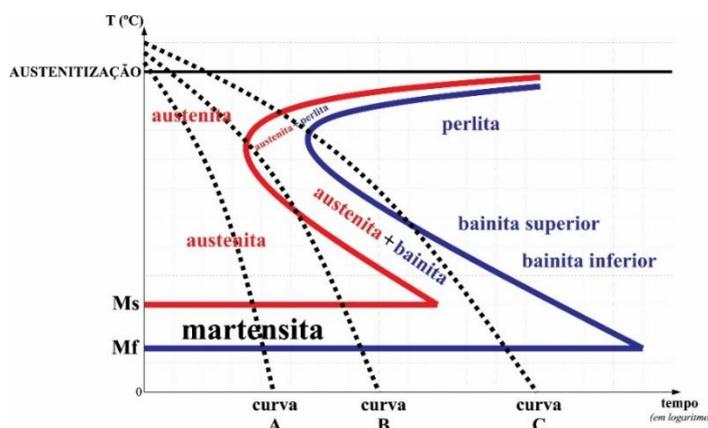
Fonte: do Autor.

Para condições fora do equilíbrio, onde o aço foi previamente austenitizado conforme a sua composição química, o rápido resfriamento resultará em estruturas diferentes das geradas no equilíbrio, como a martensita e a bainita.

O método para se determinar a microestrutura final do aço se baseia nas curvas de TTT (tempo, temperatura e transformação) que são diferentes para cada composição de aço.

Na Figura 3. 2 é mostrado um diagrama TTT genérico para entendimento da relação de taxa de resfriamento para obtenção de microestruturas geradas em aços ao carbono. Uma série de fatores influenciam no quanto as curvas em formato da letra C se deslocam para a esquerda ou para a direita no diagrama, uma delas seria a quantidade de carbono presente na mistura, que quanto maior ela for, mais para a direita essas curvas se deslocarão.

Figura 3. 2 - Diagrama TTT genérico para aço carbono com três curvas de resfriamento, A, B e C.



Fonte: do Autor.

Na Figura 3. 2 através das curvas de resfriamento A, B e C é possível determinar a microestrutura formada partindo de sua austenitização prévia completa. Para a maior taxa de resfriamento (curva A) formará 100% de martensita como estrutura final, para a curva B formará martensita e perlita, pois durante o resfriamento a curva tocou o chamado cotovelo da curva; e para a menor taxa de resfriamento, a curva C, tem-se 100% de perlita.

A estrutura martensítica, na maioria dos casos, é a mais desejada no processo de têmpera, por possuir maior dureza. Mas durante esse processo, ela fica muito dura e frágil, para isso é feito o seu revenimento, para que se aumente a tenacidade da martensita, originando a estrutura final chamada de martensita revenida. A martensita revenida é composta por partículas finas de carbonetos em uma matriz ferrítica o que garante alta dureza e alta tenacidade na estrutura final.

O tempo de austenitização, na qual o material obtém 100% da estrutura na forma austenítica, possui muitas variantes, que pode depender do forno de aquecimento, da atmosfera envolvida, do local da carga posicionada dentro do forno, peso da carga, compactação da carga, espessura das peças, composição química do material, entre muitos outros (TOTTEN et. al., 1993). Por isso, é usual utilizar os manuais dos fabricantes de fornos como ponto de partida, para que através de testes práticos se possa implementar um padrão.

O processo de revenimento é feito após o processo de têmpera, onde a microestrutura martensítica é reaquescida até uma certa temperatura, que não é tão alta

quanto a de austenitização, e o seu principal objetivo é aumentar a tenacidade do material.

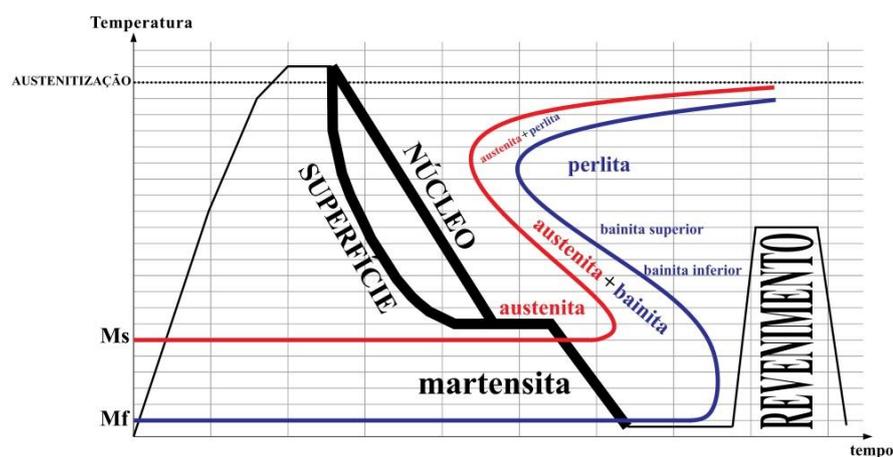
3.1.1 Martêmpera

A martêmpera ou tempera interrompida é um processo utilizado para obtenção de martensita. A sua utilização geralmente se dá para peças onde suas espessuras são muito grandes que, quando resfriadas rapidamente, geram um gradiente térmico grande entre as partes superficiais e internas das peças (KRAUSS, 2005) (TOTTEN et. al., 1993).

Para a resolução do problema do gradiente térmico, se faz um resfriamento controlado até um pouco antes de M_s , geralmente em óleo ou em banhos de sais, até que as temperaturas das partes mais interiores da peça se igualem as partes superficiais. Assim, continuando com o resfriamento até M_f até que se forme 100% de martensita. Após é feito um revenimento para a obtenção da microestrutura final que é a da martensita revenida.

A Figura 3. 3 mostra as etapas de aquecimento e resfriamento com a sobreposição do diagrama da Figura 3. 2 para melhor entendimento da obtenção da microestrutura final de martensita revenida.

Figura 3. 3 - Diagrama esquemático do ciclo térmico de martêmpera com sobreposição do diagrama TTT genérico para aço ao carbono.



Fonte: do Autor.

3.1.2 Duplo ou Triplo Revenido

Durante o revenimento há uma transformação da martensita para a martensita revenida, onde o principal objetivo é o aumento da tenacidade, e por consequência a diminuição da dureza do material.

Os materiais que possuem uma maior quantidade de elementos de liga na mistura, como os aços ferramenta altamente ligados, o revenido não só garante um aumento de tenacidade, como também pode produzir endurecimento secundário. Além disso, os carbonetos de elementos de liga finamente dispersos, responsáveis por esse endurecimento, resistem ao coalescimento durante exposição ao calor. De fato, a formação desses carbonetos requer a difusão dos elementos de liga, além do próprio carbono. Os átomos desses elementos movimentam-se basicamente por difusão substitucional, através do reticulado cúbico de corpo centrado do ferro na condição microestrutural de martensita revenida. Este processo é caracterizado por baixos coeficientes de difusão. A difusão mais lenta torna as distâncias percorridas por difusão muito curtas, produzindo carbonetos de elementos de liga muito finos e pouco espaçados (mecanismo responsável pelo endurecimento secundário). Esta mesma difusão lenta retarda o coalescimento dos carbonetos durante o serviço em elevadas temperaturas, tornando os aços ferramenta resistentes ao amolecimento durante operações de trabalho a quente. Define-se como a temperatura máxima de operação de um aço ferramenta como sendo a sua temperatura de revenido. Esta restrição limita o coalescimento, garantindo estabilidade microestrutural e propriedades mecânicas imutáveis (KRAUSS, 2005).

Imaginemos o tratamento térmico de têmpera de uma mistura de aço carbono com uma alta quantidade de elementos de liga. A temperatura de austenitização desse material será superior ao de um aço carbono convencional devido à resistência e estabilidade que os elementos de liga impõem a transformação austenítica. Após a austenitização do material ele é resfriado rapidamente para a obtenção da microestrutura alvo, no caso, a martensita. Novamente os elementos de liga influenciam evitando que toda a microestrutura se forme como martensita devido a tendência em se ligar ao carbono reduzindo o coeficiente de difusão, gerando austenita retida, que logo após o primeiro revenimento a altas temperaturas se tornam carbonetos interripas na martensita revenida, que são responsáveis por reduções importantes na tenacidade ao impacto.

Então é feito um segundo revenimento em seguida para esferoidizar esses carbonetos, reduzindo seu efeito fragilizante (KRAUSS, 2005).

Assim como na austenitização, o tempo de revenimento possui muitas variantes, que pode depender do forno de aquecimento, da atmosfera envolvida, do local da carga posicionada dentro do forno, peso da carga, compactação da carga, espessura das peças, composição química do material, entre muitos outros (TOTTEN et. al., 1993). Por isso, também, é usual utilizar os manuais dos fabricantes de fornos como ponto de partida, para que através de testes práticos se possa implementar um padrão.

Ainda para alguns materiais é possível executar um terceiro revenimento para esferoidizar os carbonetos persistentes ou até mesmo revenir a martensita formada após o primeiro ou segundo revenido.

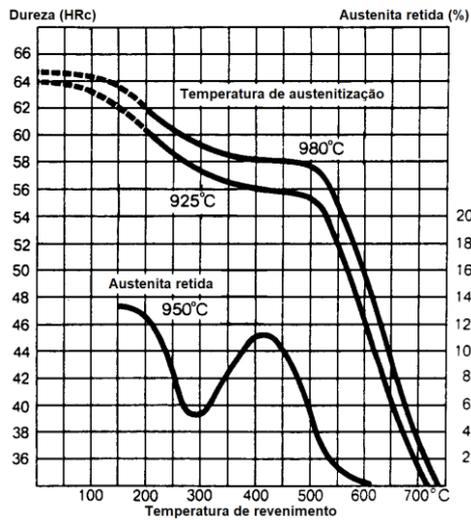
3.2 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

Elementos de liga quando adicionados em um aço, tendem a aumentar sua temperabilidade, bem como retardar a taxa de amolecimento no metal devido a tendência em formar ligações químicas com o carbono, reduzindo seu coeficiente de difusão. Esses elementos que são característicos desse tipo de reação são principalmente o cromo, o molibdênio, o vanádio e o tungstênio (KRAUSS, 2005).

Esses elementos se ligam ao carbono dificultando que esses formem cementita, e por consequência evitando o seu coalescimento. Esses elementos de liga substitucionais apenas possuem mobilidade atômica em altas temperaturas para se concentrarem em regiões da matriz, para assim formar uma fina dispersão de carbonetos. Essa dispersão de carbonetos causa um endurecimento secundário em altas temperaturas, o que é benéfico ao se tratar de aços que trabalham em altas temperaturas, no caso do aço ferramenta do tipo H, retardando o escoamento do material.

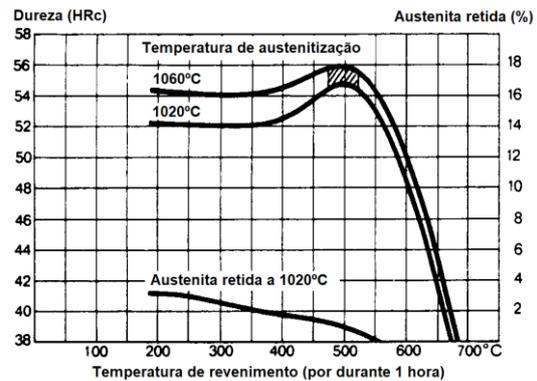
Nas figuras Figura 3. 4 e Figura 3. 5 é possível observar a diminuição da dureza e austenita retida em função da temperatura de revenimento para os aços ferramenta A2 e H13. Essas curvas são baseadas no revenido duplo de pelo menos 2 horas de duração. A dureza de pico é associada ao endurecimento secundário, e com o aumento do teor de elementos de liga há a retenção de austenita.

Figura 3. 4 - Dureza e austenita retida em função da temperatura de revenimento para um aço rápido A2.



Fonte: KRAUSS, 2005.

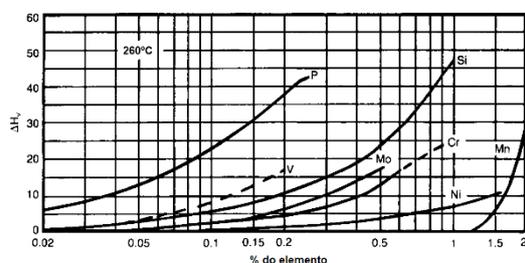
Figura 3. 5 - Dureza e austenita retida em função da temperatura de revenimento para um aço rápido H13.



Fonte: KRAUSS, 2005.

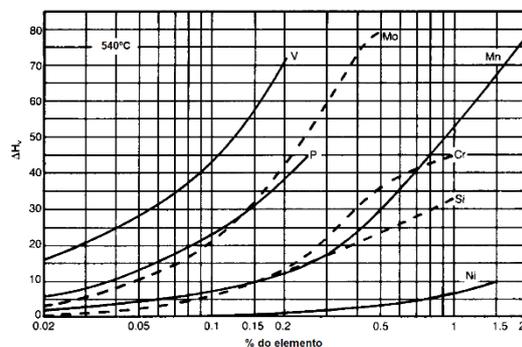
Na Figura 3. 6 e na Figura 3. 7 é mostrado a influência do ganho de dureza em função do teor de elementos de liga, na qual se formam carbonetos fortes que geram o endurecimento secundário que só surtem um efeito em temperaturas mais altas. O níquel tem um efeito muito pequeno por não ser um elemento de formação de carbonetos. O silício possui um efeito retardador devido a sua inibição da transformação da cementita. O manganês possui pequeno efeito em baixas temperaturas de revenimento, mas já em altas temperaturas seu efeito é mais forte (KRAUSS, 2005).

Figura 3. 6 - Efeito dos elementos de liga no retardamento do amolecimento durante o revenido a 260°C nas ligas de ferro-carbono.



Fonte: KRAUSS, 2005.

Figura 3. 7 - Efeito dos elementos de liga no retardamento do amolecimento durante o revenido a 540°C nas ligas de ferro-carbono.



Fonte: KRAUSS, 2005.

3.3 ZONA VAPOR

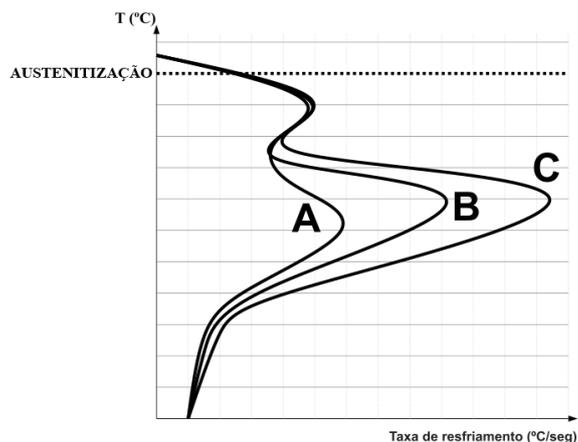
No processo de têmpera de aços, logo após o aquecimento ocorre o rápido resfriamento, que objetiva a obtenção de uma estrutura dura, como a martensita. Para esse resfriamento ser eficaz ele deve respeitar a taxa crítica de resfriamento e ser rápido o suficiente para que não encoste e nem ultrapasse o cotovelo de resfriamento da Figura 3. 2.

Para obter esse rápido resfriamento, em muitos casos, é utilizado a têmpera em um fluido, na qual pode ser composto por diversos materiais, como óleo, água, banho de sais, entre outros. No caso mais usual, para aço-ferramentas, se utiliza a têmpera em óleo, onde o material logo após o processo de austenitização passa por um rápido resfriamento em óleo. Este óleo deve possuir características especiais para resfriar a uma taxa desejada o aço, de forma que se obtenha a microestrutura alvo final.

Um fator muito importante, conforme BOYER (2012), é que no processo de tempera em óleo deve-se respeitar a quantidade de peso das peças que se está utilizando, pela de óleo de tempera, na qual recomenda-se 10 litros de óleo para cada 1 kg de peça a ser temperada.

Os óleos podem ser de diversas origens, como de petróleo, de vegetais ou até mesmo sintéticos, e são classificados em muitas categorias dependendo de sua aplicação, sendo que na sua principal característica de resfriamento são classificados em três tipos: os óleos rápidos, os médios e os normais. De acordo com MACKENZIE (2008), os óleos classificados como rápidos possuem uma característica de endurecer longas seções de peças, na qual é possível resfriar o material muito rapidamente, e é usado para aplicações especiais. Os óleos classificados como médios resfriam de forma rápida, e geralmente são utilizados em aços que dependem de uma alta taxa de resfriamento para a obtenção de martensita. Os óleos classificados como normais são utilizados quando a temperabilidade do material é alta o suficiente para permitir que as propriedades mecânicas requeridas sejam obtidas mesmo com resfriamento lento. Na Figura 3. 8 é demonstrado as curvas da taxa de resfriamento de uma peça resfriada com os 3 tipos de óleo.

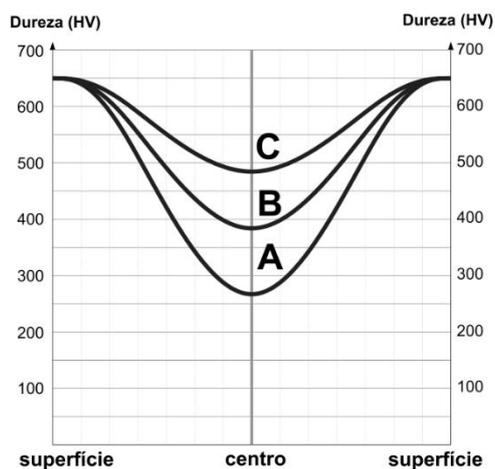
Figura 3. 8 - Demonstração da taxa de resfriamento de 3 tipos de óleos: A – normal, B – médio e C – rápido.



Fonte: MACKENZIE (adaptado), 2008.

Com a diferença de resfriamento dos três tipos de óleo, pode-se representar em uma seção de corte de 3 peças temperadas, um perfil de dureza esquemático, que é traçado de superfície a superfície para um melhor entendimento da dureza final em relação a profundidade das peças (Figura 3. 9).

Figura 3. 9 - Efeito da têmpera em óleo de uma peça em uma seção de corte. 3 tipos de óleos: A – normal, B – médio e C – rápido.



Fonte: MACKENZIE (adaptado), 2008.

Para a operação de resfriamento com 3 tipos de óleos há também fatores que devem ser levados em consideração além da velocidade de resfriamento, como o tempo de vida do óleo, a sua viscosidade e sua temperatura de operação. Quanto menor a sua

temperatura de operação, maior será a distorção da peça a ser resfriada. Quando se quer resfriar um material na qual deve-se obter uma temperatura final muito baixa ou que sua espessura seja muito grande, a sua distorção será extrema devido a taxa na qual será resfriado. Esse resfriamento pode ser controlado através da martêmpera (KRAUSS, 2005).

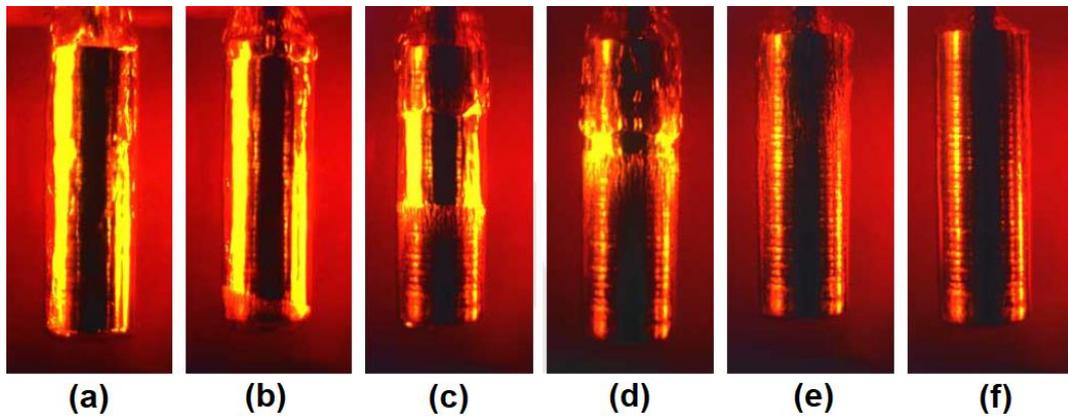
Para a execução da martêmpera é necessário um óleo que opere a uma alta temperatura (alto ponto de fulgor) ou um banho de sais fundidos (KRAUSS, 2005).

Para um melhor entendimento do mecanismo de têmpera em óleo, é necessário entender os estágios de resfriamento, onde através deles pode-se atuar para melhorar esse processo. Geralmente os estágios são divididos em 3 etapas onde ocorre o resfriamento: A fase vapor, a fase de bolhas e a fase de convecção.

Segundo METALS HANDBOOK (1991), a primeira fase, a de vapor, é caracterizada pela formação de um filme de vapor ao redor da peça imersa em óleo. Neste momento a transferência de calor se dá de forma lenta através de radiação e condução. Na segunda fase, a de bolhas, há um rompimento do filme de vapor, no qual soltam muitas bolhas, deixando a peça exposta para o resfriamento em contato direto com o óleo, havendo uma rápida extração de calor. Na terceira e última etapa, o calor é removido lentamente por convecção pelo líquido.

Na Figura 3. 10 é mostrado os processos de resfriamento citados no parágrafo anterior, onde na imagem (a) é o momento da imersão da peça em óleo. Em (b) acontece em 5 segundos após a imersão, onde é possível visualizar a fase vapor ao centro e o início da fase de bolhas nas extremidades superior e inferior da peça. Em (c), 10 segundos após a imersão, é possível visualizar os dois primeiros estágios quase que em 50% cada. Em (d), 15 segundos após a imersão, apresenta o final do segundo estágio de bolhas. Em (e), 30 segundos pós imersão e, (f) 60 segundos pós imersão; apresentam o último estágio de convecção.

Figura 3. 10 - Peça austenitizada mergulhada em óleo para a observação de seus estágios de resfriamento. Em (a) no momento de imersão. Em (b), após 5 segundos de imersão. Em (c) 10 segundos. Em (d) 15 segundos. Em (e) 30 segundos. Em (f) 60 segundos.



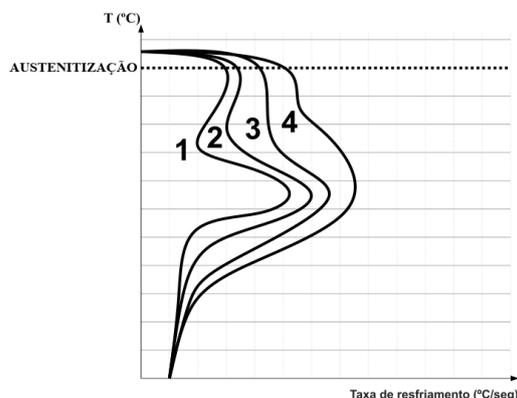
Fonte: MACKENZIE, 2008.

Uma forma usual de diminuir o tempo do estágio vapor, que é prejudicial no resfriamento da peça, é de operar com um óleo com temperaturas mais altas ou até mesmo agitar o óleo ou a peça durante o resfriamento.

Na Figura 3. 11 mostra a diferença do resfriamento de uma peça em um óleo normal agitado, variando da curva 1 a 4, sendo 1 sem agitação e 4 a maior agitação.

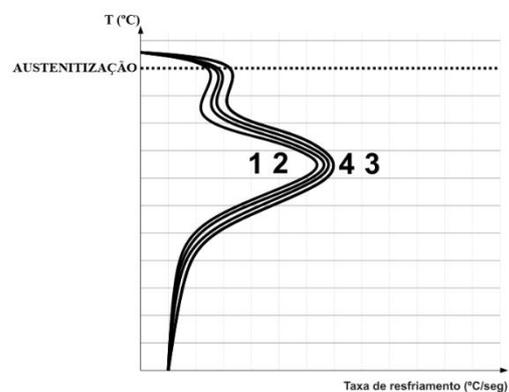
Na Figura 3. 12 mostra a diferença do resfriamento de uma peça em um óleo normal em diferentes temperaturas, sendo a curva 1 em 50°C, a curva 2 em 100°C, a curva 3 em 150°C e a curva 4 em 200°C.

Figura 3. 11 - Demonstração do resfriamento em óleo normal com a agitação variando, sendo a curva 1 sem agitação e a curva 4 com maior agitação.



Fonte: MACKENZIE (adaptado), 2008.

Figura 3. 12 - Demonstração do resfriamento em óleo normal com a temperatura variando, sendo a curva 1 em 50°C, a curva 2 em 100°C, a curva 3 em 150°C e a curva 4 em 200°C.



Fonte: MACKENZIE (adaptado), 2008.

3.4 AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE (SÉRIE H)

Os aços ferramenta da série H, previsto em norma da SAE, compõem uma gama de metais que têm por característica o trabalho a quente, onde possuem características que aliam dureza e resistência à fratura em elevadas temperaturas.

A austenitização dos aços da série H envolvem o emprego de temperaturas muito altas, podendo chegar a 1275°C, no qual pode exigir etapas de pré-aquecimento para que se diminua o tempo na temperatura de austenitização homogeneizando a temperatura do material a cada etapa de aquecimento, assim evitando o crescimento do tamanho de grão e evitando o trincamento. Após a têmpera o aço deve passar por múltiplas etapas de revenido.

Os aços do grupo H podem ser divididos em: H ao cromo, H ao tungstênio e H ao molibdênio.

O grupo H ao cromo possui uma alta resistência ao choque devido ao baixo teor de carbono. De acordo com KRAUSS (2005), ao ser aquecido e resfriado consecutivas vezes e levado a diferentes aplicações de carga durante sua vida útil, esse grupo adquire finas trincas pelo fenômeno da fadiga térmica, que podem ser transgranulares ou intergranulares e posteriormente preenchidas com óxidos. Assim, essas trincas preenchidas por óxidos, quando submetidas a variações de temperaturas e tensões, geram variações de tensões entre o núcleo e a superfície resultando em tensões trativas na superfície da matriz. Uma forma de se reduzir o gradiente de temperatura durante o trabalho da matriz, recomenda-se o pré-aquecimento da mesma (KRAUSS, 2005).

O grupo H ao tungstênio possui como característica principal a excelente resistência ao amolecimento, à erosão por metal líquido e alta dureza. Sua alta resistência ao desgaste e é devido à elevada fração volumétrica de carbonetos de liga. Sua concentração de carbono deve ser baixa para limitar a fratura à frágil, o que leva a sua menor tenacidade. Diferentemente do grupo H ao cromo, os aços do grupo H ao tungstênio não podem ser resfriados com água durante a operação, apresentando uma menor resistência ao choque térmico.

O grupo H ao molibdênio apresentam propriedades intermediárias aos dos dois grupos citados anteriormente por utilizar o molibdênio como substituto do tungstênio. Por possuir uma quantidade importante de elementos de liga, garante a fração volumétrica de carbonetos na matriz garantindo a dureza e endurecimento secundário durante o revenido.

Na Tabela 3. 1 é possível visualizar a composição química dos aços ferramenta do grupo H, no qual o aço H13 possui elementos como o cromo, molibdênio e vanádio; sendo o primeiro o principal elemento de liga, o que faz esse aço pertencer ao grupo H ao cromo.

Tabela 3. 1 - Classificação e composição química dos aços ferramenta ao cromo para trabalho a quente em % em massa.

AISI	C (%)		Mn (%)		P (%)	S (%)		Si (%)		Cr (%)		V (%)		W (%)		Mo (%)		Outros Elementos
	mín.	máx.	mín.	máx.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	
H10	0,35	0,45	0,20	0,70	0,030	0,030	0,80	1,25	3,00	3,75	0,25	0,75	-	-	2,00	3,00		
H11	0,33	0,43	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	0,30	0,60	-	-	1,10	1,60		
H12	0,30	0,40	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	0,20	0,50	1,00	1,70	1,25	1,75		
H13	0,32	0,45	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	0,80	1,20	-	-	1,10	1,75		
H14	0,35	0,45	0,20	0,60	0,030	0,030	0,80	1,25	4,75	5,50	-	-	4,00	5,25	-	-		
H19	0,32	0,45	0,20	0,50	0,030	0,030	0,15	0,50	4,00	4,75	1,75	2,20	3,75	4,50	0,30	0,55		
H21	0,26	0,36	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,50	3,00	3,75	0,30	0,60	8,50	10,00	-	-	Co 4,00-4,50	
H22	0,30	0,40	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,40	1,75	3,75	0,25	0,50	10,00	11,75	-	-		
H23	0,25	0,35	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,60	11,00	12,75	0,75	1,25	11,00	12,75	-	-		
H24	0,42	0,53	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,40	2,50	3,50	0,40	0,60	14,00	16,00	-	-		
H25	0,22	0,32	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,40	3,75	4,50	0,40	0,60	14,00	16,00	-	-		
H26	0,45	0,55	0,15	0,40	0,030	0,030	0,15	0,40	3,75	4,50	0,75	1,25	17,25	19,00	-	-		
H41	0,60	0,75	0,15	0,40	0,030	0,030	0,20	0,45	3,50	4,00	1,00	1,30	1,40	2,10	8,20	9,20		
H42	0,55	0,70	0,15	0,40	0,030	0,030	0,20	0,45	3,75	4,50	1,75	2,20	5,50	6,75	4,50	5,50		
H43	0,50	0,65	0,15	0,40	0,030	0,030	0,20	0,45	3,75	4,50	1,80	2,20	-	-	7,75	8,50		

Fonte: GERDAU, 2003.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

4.1.1 Amostras de Aço Ferramenta H13

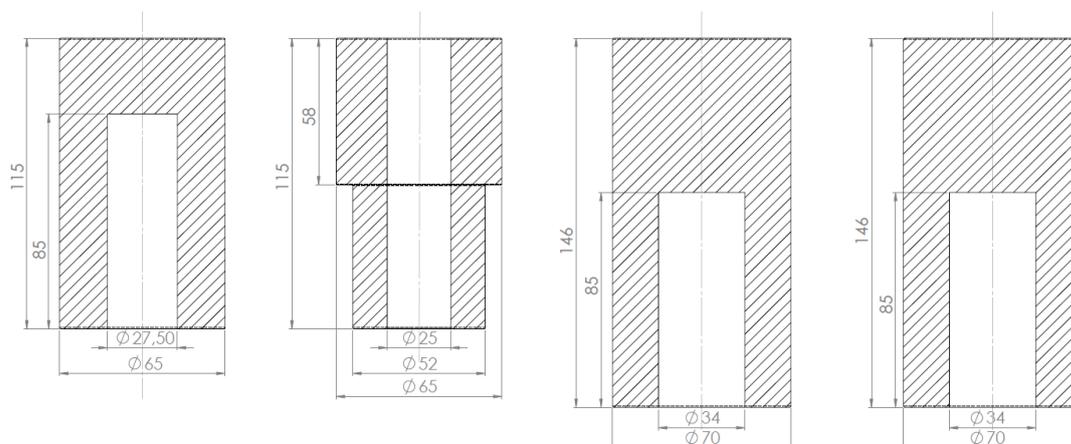
Para o experimento, foram separados quatro corpos de prova de aço ferramenta H13 (Figura 4. 1) com dimensões mostradas na vista de corte da Figura 4. 2. As amostras foram nomeadas como TCC 1, TCC 2, TCC 3 e TCC 4.

Figura 4. 1 - Amostras de aço ferramenta H13 utilizadas para os testes. Da esquerda para a direita: TCC 3, TCC 4, TCC 1 e TCC 2.



Fonte: do Autor.

Figura 4. 2 - Desenho em corte das amostras com as suas respectivas medidas. Da esquerda para a direita: TCC 1, TCC 2, TCC 3 e TCC 4.



Fonte: do Autor.

4.1.2 Forno de Cementação e Têmpera

O forno de cementação e têmpera opera a altas temperaturas demandando de sua construção material específico para suportar principalmente ao desgaste a dilatação térmica devido ao calor de operação.

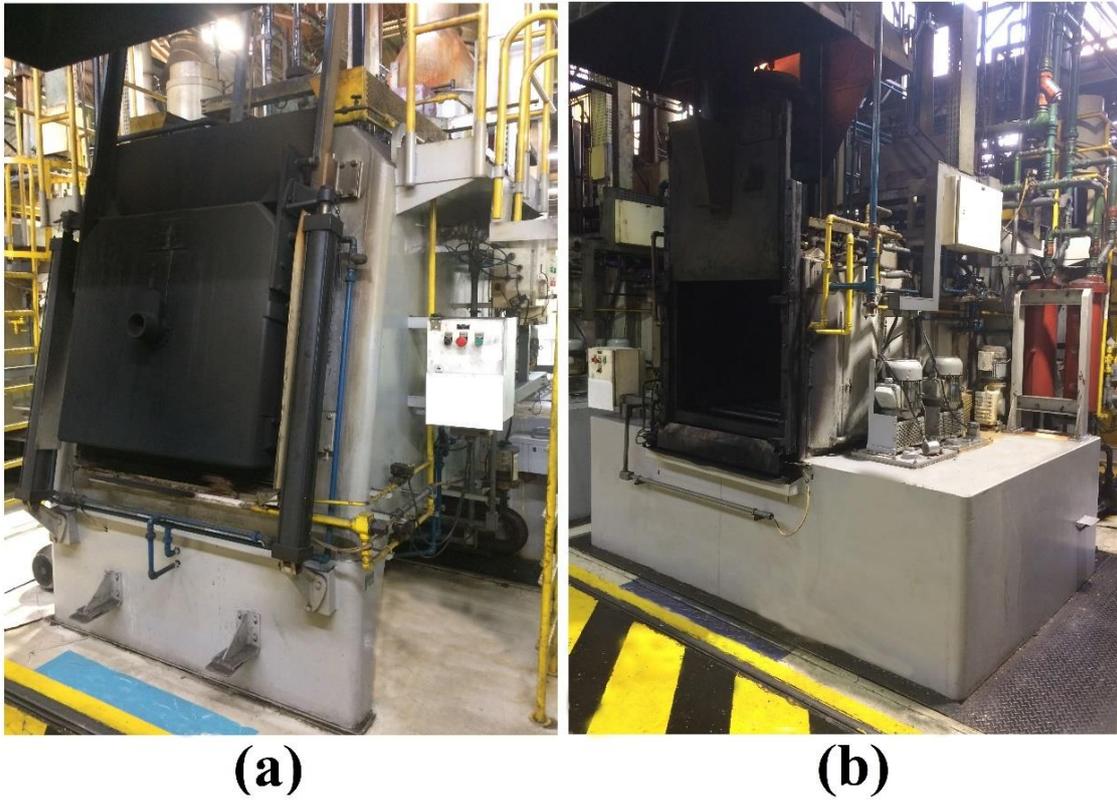
A sua construção é robusta e feita com diferentes tipos de materiais especiais. A parte metálica geralmente é feita de aço inoxidável especial contendo elementos de liga para suportar altas temperaturas. A parte interna, de alvenaria, é feita com tijolos refratários especiais. O seu aquecimento é feito através de resistências elétricas, que envolvem a parte interna, assim aquecendo de modo uniforme a sua câmara quente interna (COMBUSTOL, 2008).

O forno possui duas câmaras, a câmara quente e a câmara fria. Na câmara quente é onde há o aquecimento em si do metal, onde acontece a transformação austenítica. Na câmara fria é onde o material pode esperar pós resfriamento em condições específicas dependendo do tipo de operação. Logo abaixo da sua câmara fria há um poço com uma grande quantidade de um óleo especial, para que o metal seja mergulhado logo após sua austenitização, resfriando-o rapidamente (COMBUSTOL, 2008).

A atmosfera presente nas câmaras internas do forno pode ser controlada conforme o processo, onde há um controle eletrônico através de equipamentos de leitura e um software integrado, que determinam a quantidade de gás presente e necessária nas câmaras.

Na Figura 4. 3 é mostrado o forno Combustol que opera da forma conforme citado, para o tratamento térmico de metais.

Figura 4. 3 - Forno de cementação e têmpera Combustol. Em (a) o lado de carregamento de cargas e em (b) o lado de descarregamento de cargas.

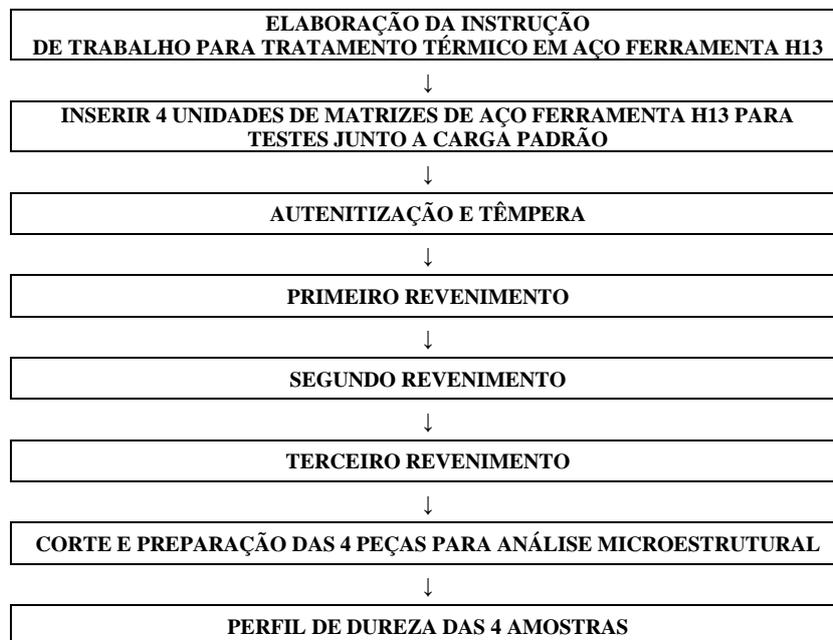


Fonte: do Autor

4.2 MÉTODOS

O fluxograma do trabalho seguirá através da imagem da Tabela 4. 1, que é elaborada através de testes práticos.

Tabela 4. 1 - Fluxograma do processo de tratamento térmico dos testes.



Fonte: do Autor.

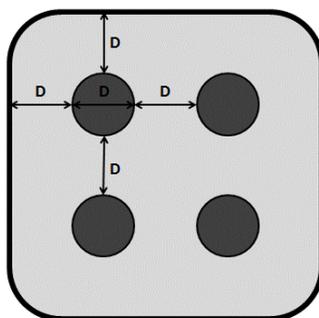
A partir das amostras selecionadas, é possível posicioná-las em cargas conforme a Figura 4. 4, onde é demonstrado uma carga de matrizes pronta para ser inserida no forno de tratamento térmico. Nessa carga, a disposição das matrizes é de forma que se distanciem, conforme é explicado na Figura 4. 5. Segundo TOTTEN, et al. (1993), deve haver um bom espaçamento entre as peças a serem temperadas, para que haja uma menor zona vapor entre elas durante o processo de têmpera.

Figura 4. 4 - Carga de matrizes de aço ferramenta H13.



Fonte: do Autor.

Figura 4. 5 - Distanciamento entre peças em uma carga para tratamento térmico.



Fonte: do Autor.

Após o processo de carregamento da carga no forno (Figura 4. 3) é prosseguido com o fluxo de ciclos térmicos, na qual o primeiro patamar de austenitização é feito de forma que haja um encharque total da peça, que pode durar 30 minutos a uma temperatura ajustada no forno de 600°C. O segundo patamar também é de aquecimento, onde o material é aquecido por durante 1h com uma temperatura do forno ajustada para 900°C. No terceiro e último patamar de austenitização, é feito o aquecimento do material por 1h com a temperatura ajustada no forno de 1030°C. Lembrando que os três patamares de austenitização são feitos um seguido do outro, não havendo resfriamento entre eles e que a atmosfera presente no processo é neutra.

Após a etapa de austenitização o material é resfriado rapidamente em um óleo do tipo médio até uma temperatura de 120°C, com o objetivo de obter a martensita em toda sua estrutura. Esse óleo possui uma densidade de 78,7 cSt, que no S.I. é de 0,01 m²/s; e que possui características ideais para o resfriamento desse tipo de aço ferramenta, como sua temperatura de fulgor é alta, de 232°C, e sua taxa de resfriamento também é alta, de

85,56°C/s, é possível eliminar o processo de martêmpera. Após esta etapa, o material segue o resfriamento ao ar até 70°C.

Na etapa de revenimento, é onde na qual se deseja reverter a martensita, e por se tratar de um material com uma quantidade de elementos de liga alto, esse processo é feito em três etapas, onde seguem o mesmo padrão, onde se eleva a temperatura do forno a 540°C e se mantém o material de 4 a 5 horas. Após o material é resfriado ao ar até a temperatura ambiente.

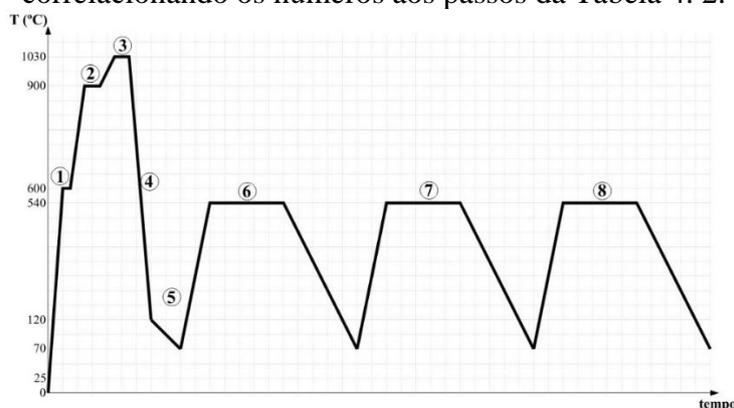
Na Tabela 4. 2 é mostrado todo o processo anteriormente explicado resumido, e na Figura 4. 6 são demonstrados esquematicamente esses processos correlacionando os números dos passos da Tabela 4. 2 às curvas do gráfico.

Tabela 4. 2 - Resumo dos ciclos de aquecimento e resfriamento utilizados no trabalho.

Estágio	Passos	Processo	Tempo de Encharque	Temperatura	Atmosfera	Resfriamento
AUSTENITIZAÇÃO	1	1° patamar - aquecimento	30 min	600°C	neutra	-
	2	2° patamar - aquecimento	1 hora	900°C	neutra	-
	3	3° patamar - austenitização	1 hora	1030°C	neutra	-
RESFRIAMENTO	4	Resfriamento	-	1030°C a 120°C	ar	Banho para equalizar (ou martêmpera de 250°C)
	5	Resfriamento	-	120°C a 70°C	ar	Ao ar até 70°C
REVENIMENTO	6	1° Revenimento	4 a 5 horas	540°C	ar	Ao ar até a temperatura ambiente
	7	2° Revenimento	4 a 5 horas	540°C	ar	Ao ar até a temperatura ambiente
	8	3° Revenimento	4 a 5 horas	540°C	ar	Ao ar até a temperatura ambiente

Fonte: do Autor.

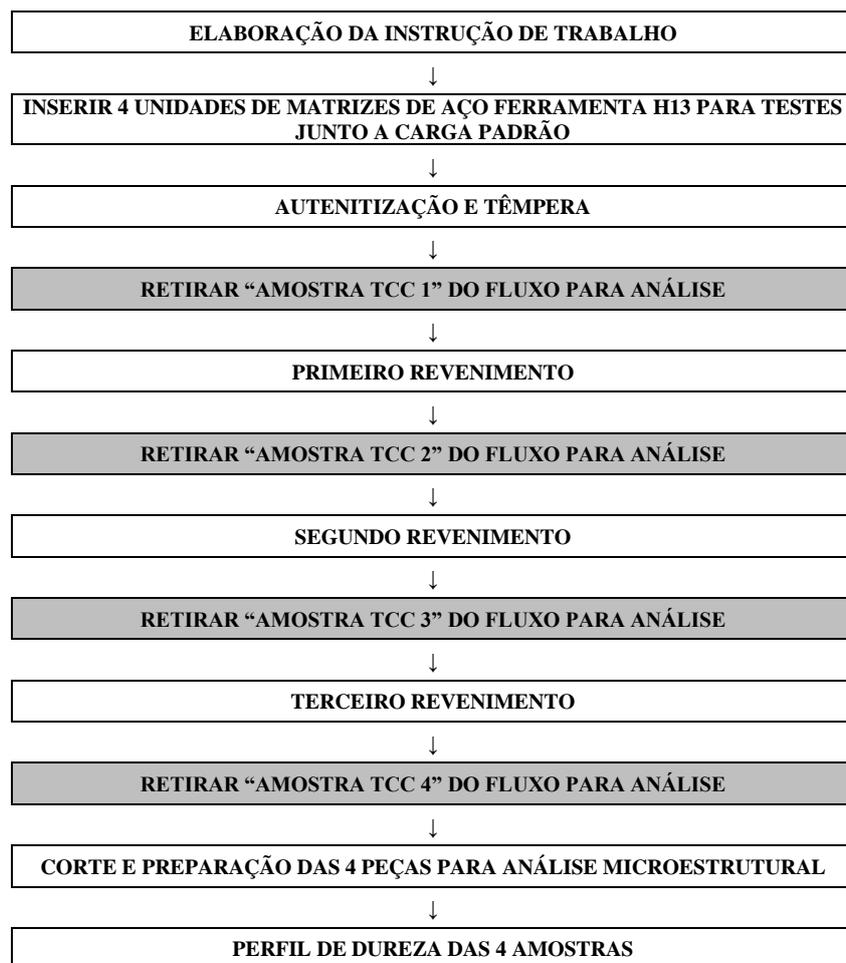
Figura 4. 6 - Demonstração gráfica dos ciclos térmicos utilizados nas amostras, correlacionando os números aos passos da Tabela 4. 2.



Fonte: do Autor.

Nos intervalos entre as etapas de aquecimento e resfriamento, algumas amostras são retiradas do fluxo, para que possam ser cortadas e analisadas. Essas análises englobam a medição de dureza e metalografia. Essas etapas são mostradas no fluxograma da Tabela 4. 3.

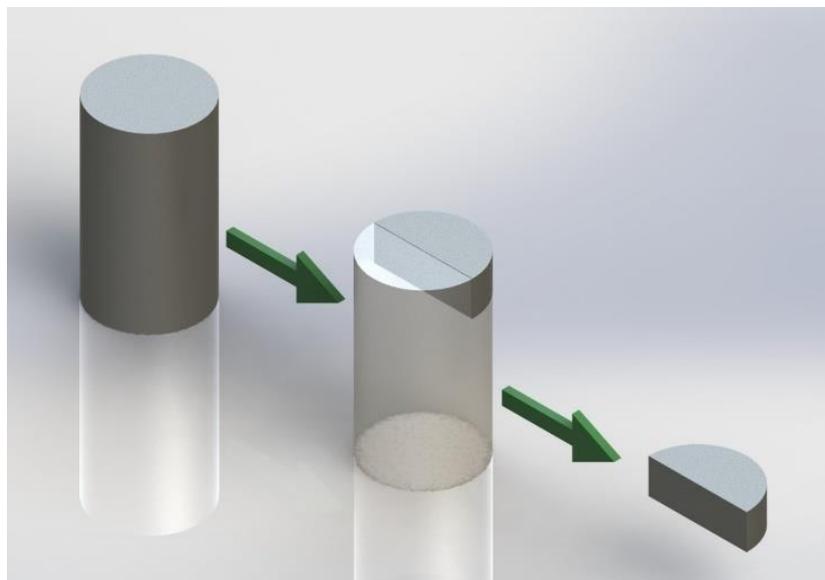
Tabela 4. 3 - Fluxograma com os pontos específicos de quando serão retiradas as amostras.



Fonte: do Autor.

Após todos os ciclos térmicos terminados, e com as amostras separadas, são feitos os cortes para as análises metalográficas e perfis de dureza. Lembrando que esses cortes devem ser feitos com muito cuidado evitando que haja um elevado aquecimento nas superfícies cortadas para que não haja mudanças microestruturais. As seções escolhidas são as longitudinais às peças para que possa ser visto o sentido de trefilação ou laminação na qual a matéria prima foi fabricada. A Figura 4. 7 mostra esquematicamente como foram feitos os cortes nas amostras para as análises.

Figura 4. 7 - Desenho esquemático de como foram feitos os cortes nas amostras. Da esquerda para direita a evolução dos cortes.



Fonte: do Autor.

Com as amostras cortadas (Figura 4. 8), é feita a preparação metalográfica em cada uma separadamente, onde os quatro corpos de provas, são lixados a partir de lixas com granulação da mais grosseira para a menos grosseira consecutivamente. O lixamento inicia a partir das lixas de granulação 80, passando para a de 120, 220, 400, 600 e 1200. Conforme muda a granulação/tipo da lixa, também se muda a orientação de lixamento para que se possa visualizar o apagamento dos riscos gerados pela lixa anterior.

Com as amostras lixadas parte-se então para o polimento, que é feito em uma politriz na qual um disco de feltro gira e com a adição de alumina se colocam as peças em contato com esse feltro, polindo assim a superfície das amostras.

Após polimento, as faces polidas são submetidas a um ataque químico para a revelação de suas microestruturas. O ataque químico é feito com Nital (5% HNO_3) para que se possa revelar a microestrutura.

Figura 4. 8 - Amostras pós corte. Da esquerda para a direita: TCC 4, TCC 3, TCC 2 e TCC 1.

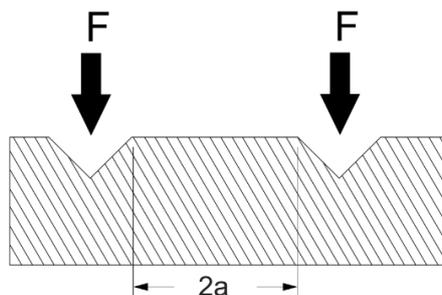


Fonte: do Autor.

Os perfis de dureza das amostras são medidos através de microdurômetro utilizando a escala Vickers com 1 kg de força. Para o núcleo foram feitas medidas de dureza Rockwell C com 150 kg de força, para que fosse possível que o indentador penetrasse em uma maior área, evitando que a dureza medida fosse mascarada por elementos pontuais muito duros ou muito moles.

O perfil de dureza de cada amostra é feito na superfície cortada, seguindo a direção da superfície até o núcleo. Na medida de dureza deve ser respeitado o limite de tensões residuais deixados pela indentação da medida anterior. Para isso, é exemplificado na Figura 4. 9, que a distância segura é de duas vezes o lado da pirâmide da indentação Vickers (METALS HANDBOOK, 1991).

Figura 4. 9 - Esboço esquemático em corte de duas medições de dureza Vickers respeitando o limite de tensões residuais deixado pela impressão anterior.



Fonte: do Autor.

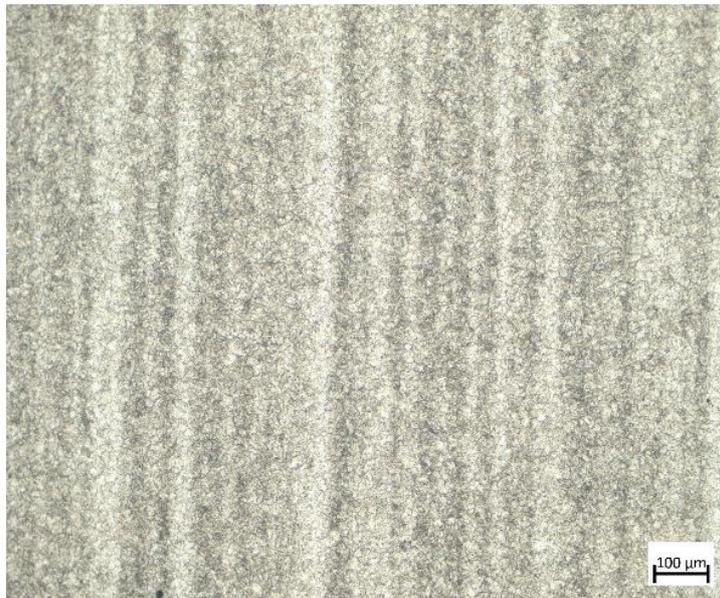
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 MICROESTRUTURA

Com as quatro amostras de aço ferramenta H13 selecionadas inicialmente em seus estados de recozidas, após feito todos os ciclos térmicos, são feitos os cortes e preparação metalográfica para a análise microestrutural de cada amostra.

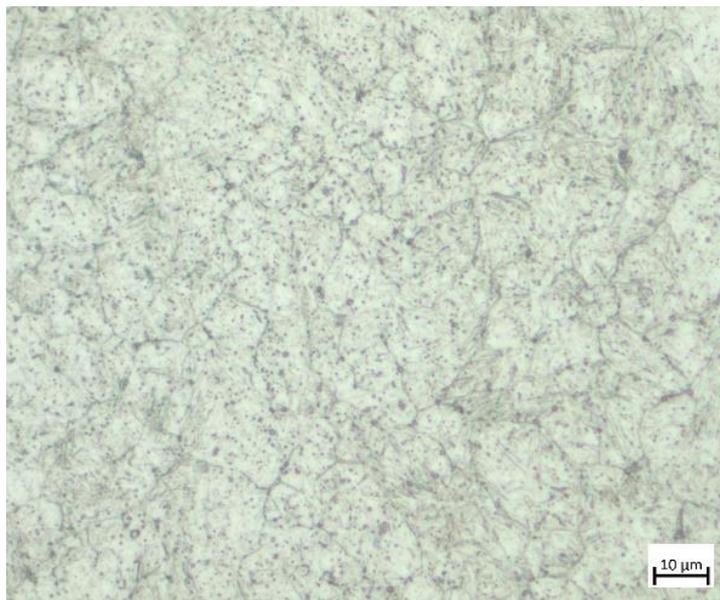
Para a amostra TCC 1 foram feitas duas imagens que são mostradas na Figura 5. 1 e Figura 5. 2.

Figura 5. 1 - Amostra TCC 1 de aço ferramenta H13 somente temperado. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

Figura 5. 2 - Amostra TCC 1 de aço ferramenta H13 somente temperado. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

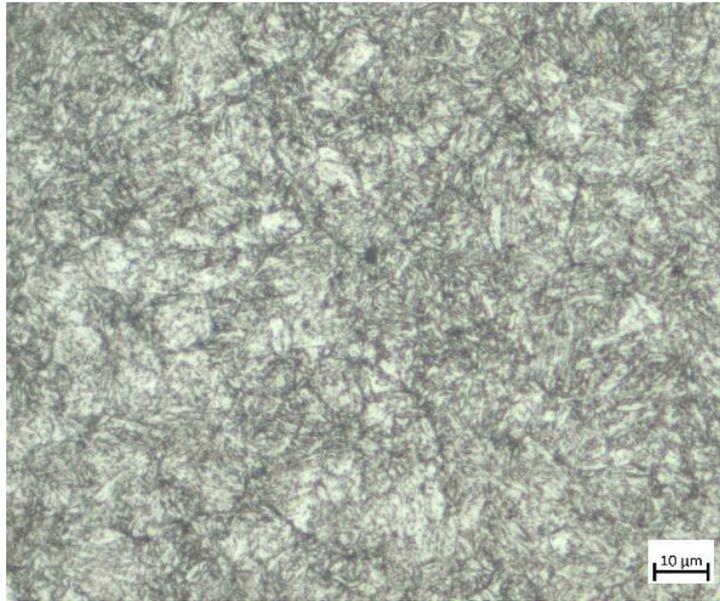
Para a amostra TCC 2 foram feitas duas imagens que são mostradas na Figura 5. 3 e Figura 5. 4.

Figura 5. 3 - Amostra TCC 2 de aço ferramenta H13 temperado e revenido uma única vez. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

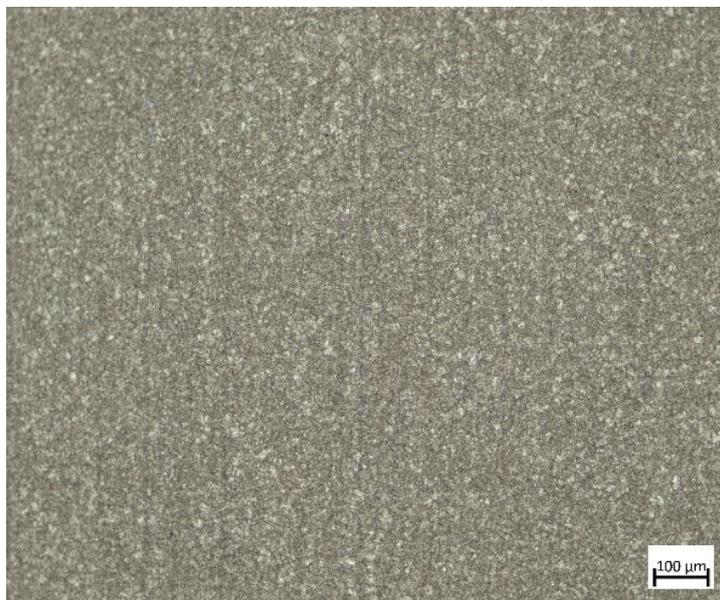
Figura 5. 4 - Amostra TCC 2 de aço ferramenta H13 temperado e revenido uma única vez. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

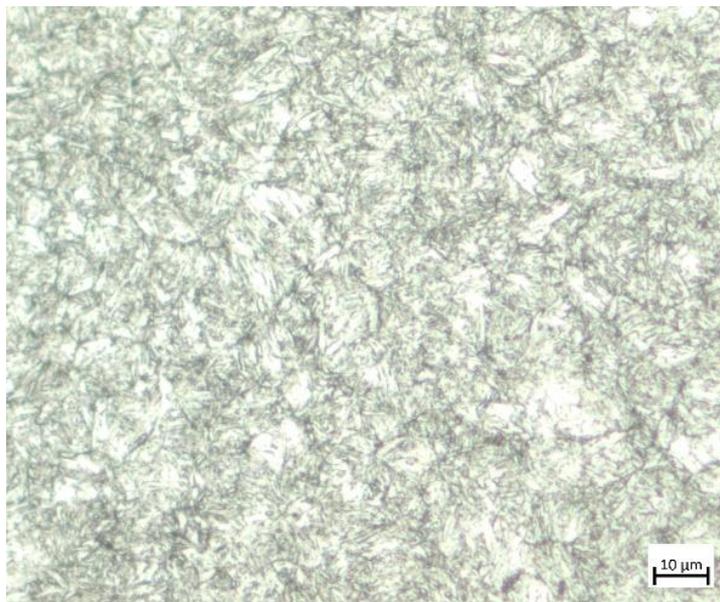
Para a amostra TCC 3 foram feitas duas imagens que são mostradas na Figura 5. 5 e Figura 5. 6.

Figura 5. 5 - Amostra TCC 3 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido duas vezes. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

Figura 5. 6 - Amostra TCC 3 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido duas vezes. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

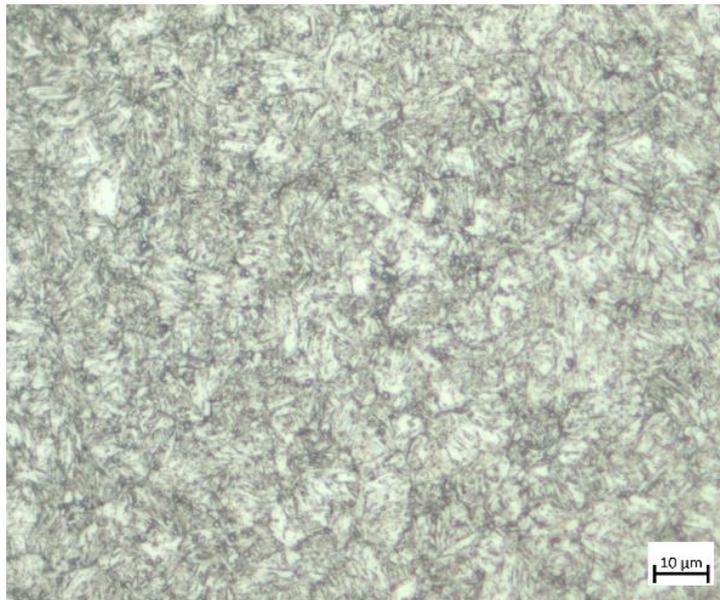
Para a amostra TCC 4 foram feitas duas imagens que são mostradas na Figura 5. 7 e Figura 5. 8.

Figura 5. 7 - Amostra TCC 4 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido três vezes. Ataque com Nital 5%.



Fonte: do Autor.

Figura 5. 8 - Amostra TCC 4 de aço ferramenta H13 temperado uma vez e revenido três vezes. Ataque com Nital 5%.



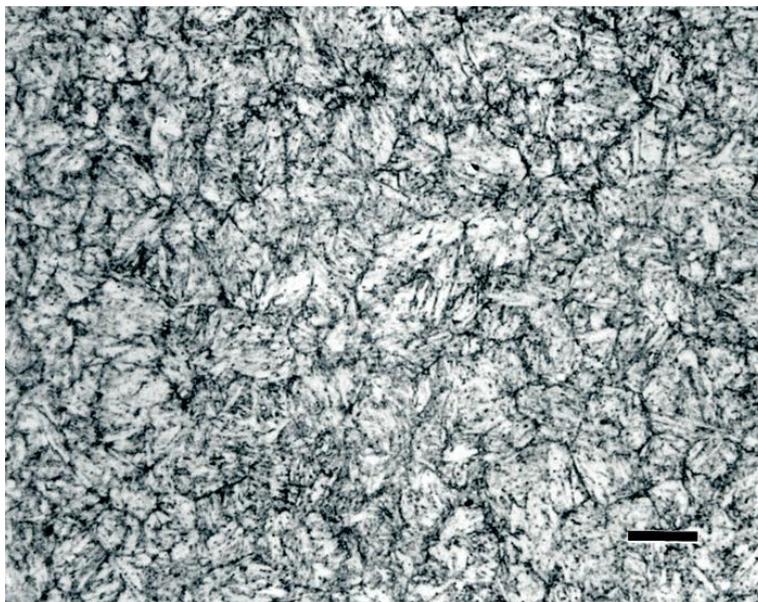
Fonte: do Autor.

As Figuras Figura 5. 1, Figura 5. 3, Figura 5. 5 e Figura 5. 7 demonstram que as amostras passaram por um ataque químico eficaz, de forma que se pode observar nenhuma alteração não esperada para o início da observação em maiores aumentos.

A partir das metalografias com maiores aumentos, pode-se notar um aumento dos carbonetos, que na amostra TCC 1 (Figura 5. 2) aparecem finos e dispersos, e já na amostra TCC 4 (Figura 5. 8) aparecem em esferas maiores. Isto é devido ao fato da austenita retida se tornar, após o primeiro revenimento, carbonetos interripas, que nas amostras dos revenimentos sequenciais vão se esferoidizando. De acordo com METALS HANDBOOK (1991) a microestrutura de um aço ferramenta H13 temperado e revenido, apresenta martensita com uma quantidade muito fina de carbonetos não dissolvidos. A microestrutura da Figura 5. 9 (VOORT, 2012) apresenta o aço ferramenta H13 temperado e revenido na qual exemplifica o que METALS HANDBOOK (1991) se referiu.

Uma observação importante foi feita durante o ataque químico (Nital 5%) da amostra TCC 1, que o tempo de ataque foi muito superior as demais amostras, e mesmo assim não revelou muito a estrutura da martensita não revenida.

Figura 5. 9 - Aço ferramenta H13 temperado e revenido. Ataque com 2% Nital e 1.000 vezes de aumento.

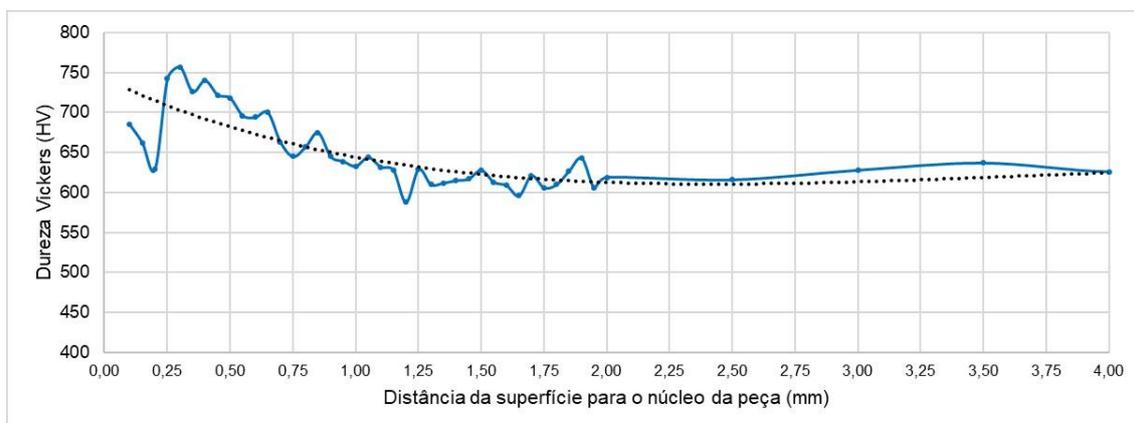


Fonte: VOORT, 2012.

5.2 MICRODUREZA

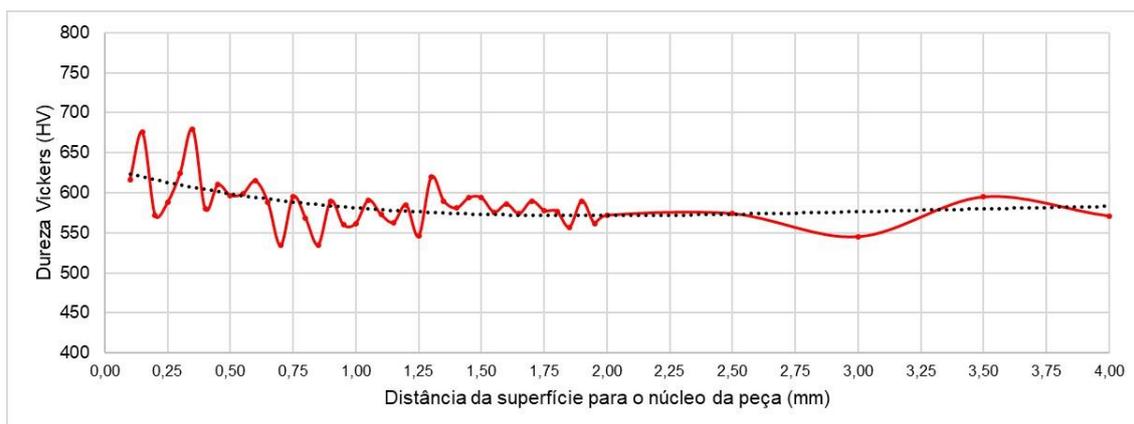
Seguindo os testes, são feitos perfis de dureza nas amostras, demonstrando se o tratamento térmico teve sucesso. Esses testes foram executados medindo a dureza Vickers (1 kg) em intervalos a partir das suas superfícies em direção aos seus núcleos. Esses resultados são mostrados na Figura 5. 10, Figura 5. 11, Figura 5. 12 e Figura 5. 13.

Figura 5. 10 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 1.



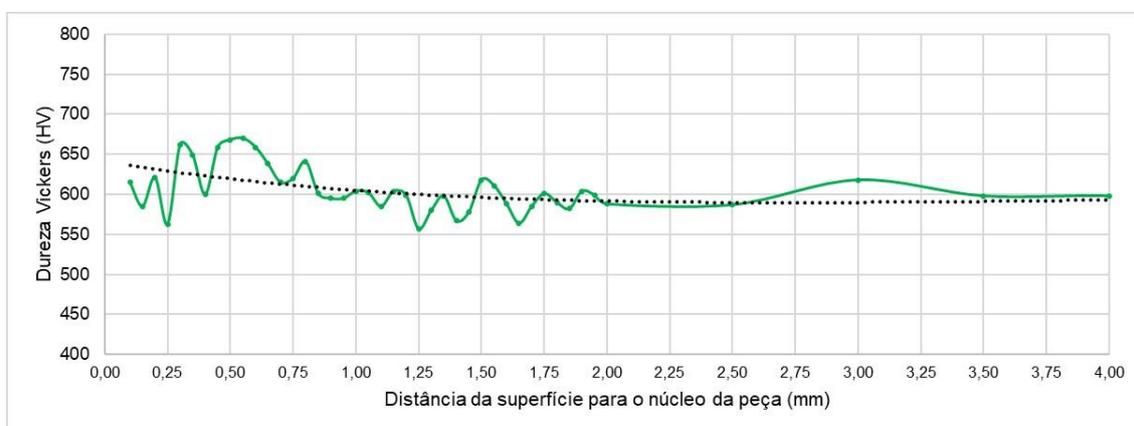
Fonte: do Autor.

Figura 5. 11 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 2.



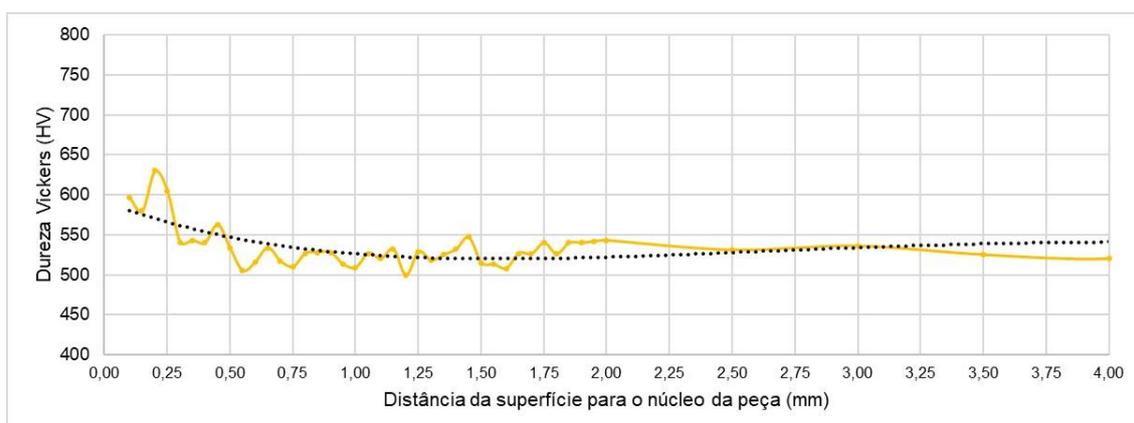
Fonte: do Autor.

Figura 5. 12 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 3.



Fonte: do Autor.

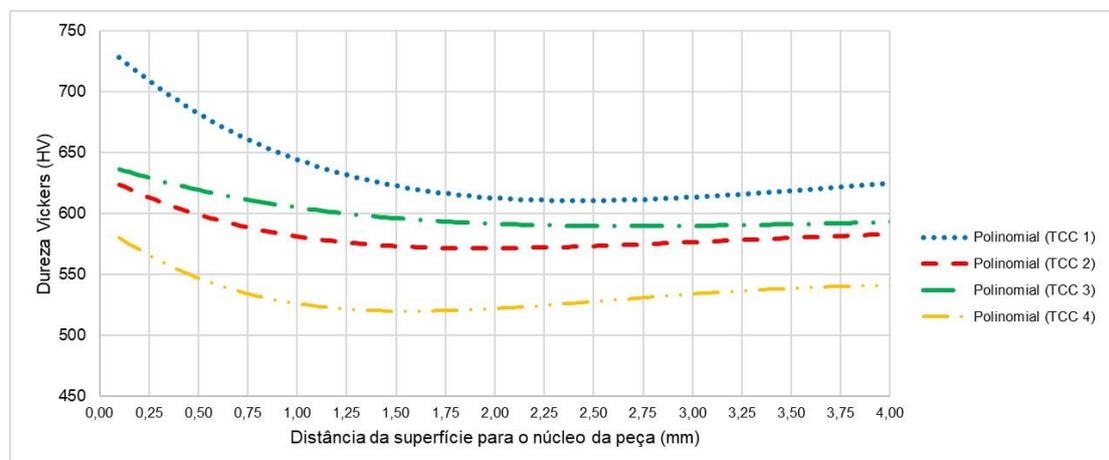
Figura 5. 13 - Gráfico do perfil de dureza da amostra TCC 4.



Fonte: do Autor.

A partir dos perfis de dureza de cada amostra traçado, é feito um gráfico que sobrepõe as linhas de tendência do tipo polinomial geradas pelas curvas dos perfis de dureza em cada amostra, esse gráfico é mostrado na Figura 5. 14.

Figura 5. 14 - Sobreposição das linhas de tendência polinomiais de dureza das amostras TCC 1, TCC 2, TCC 3 e TCC 4.



Fonte: do Autor.

Com as curvas da Figura 5. 14, é possível observar a diminuição de dureza conforme os revenimentos foram acontecendo, como previsto por causa do coalescimento dos carbonetos interripas. Uma observação feita na Figura 5. 14 é que da amostra TCC 2 para TCC 3 não houve um decréscimo na dureza, que não era o esperado.

A dureza, principalmente na superfície, varia entre picos e vales devido a indentação Vickers, que por ser muito pequena, mede apenas uma pequena área, assim podendo pegar apenas um carboneto (duro) ou austenita retida (mole). É possível que a superfície tenha descarbonetado, causando uma baixa dureza na medição.

Para o caso da confirmação da dureza, descartando a possibilidade de que a indentação Vickers tenha pegado uma área muito pequena, foi feita a medição da dureza Rockwell C (150 kg) no núcleo, para que se consiga pegar uma maior área com o indentador. Esses resultados são mostrados na Tabela 5. 1 através da média de 5 ou mais medidas executadas por amostra. Essa dureza se manteve de uma forma inesperada, pois o que se espera é que a dureza se reduzisse um pouco a partir do segundo revenimento, devido a esferoidização dos carbonetos.

Tabela 5. 1 - Tabela de dureza do núcleo das amostras.

Amostras	Dureza Média (HRc 150 kg)
TCC 1	53,0
TCC 2	53,0
TCC 3	53,5
TCC 4	53,5

Fonte: do Autor.

6. CONCLUSÕES

Através deste trabalho foi possível observar as diferenças entre os processos de ciclos térmicos para a obtenção da microestrutura final alvo, que é a matriz de martensita revenida com carbonetos dispersos. Além da observação da mudança de microestrutura, foi possível acompanhar a diminuição na dureza do material conforme os ciclos térmicos foram acontecendo.

Uma revisão na literatura fez com que fosse possível também acompanhar e entender a parte de resfriamento do material através da martêmpera, que com um acompanhamento próximo foi possível diminuir a zona vapor durante o resfriamento em óleo através do distanciamento entre peças e da utilização um óleo do tipo médio com o auxílio de agitadores. Esse óleo possui características que fizeram que a martêmpera não fosse necessária no resfriamento do material, na qual o seu ponto de fulgor, densidade e viscosidade fosse em condições favoráveis para o resfriamento.

Foi possível concluir com o trabalho que, de acordo com as especificações na qual são exigidas a tenacidade e dureza final do componente para a aplicação como matriz de forjamento, o componente atenderia ao mínimo dos requisitos necessários após o terceiro revenimento. A microestrutura final obtida de martensita revenida com finos carbonetos dispersos na matriz está de acordo com a especificação requerida para a prática na indústria.

A partir destes resultados é possível elaborar um procedimento padrão para o tratamento térmico de matrizes para forjamento de aço ferramenta H13 com a diminuição de custos internalizando esse processo dentro da empresa na qual foi proposto o trabalho.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir da obtenção do padrão para o processo de ciclos térmicos para matrizes de aço ferramenta H13, é possível sugerir prováveis ideias para a continuação do estudo para um aprimoramento do processo, como:

1. Aplicar o procedimento em martêmpera em banho de sais para a comparação entre o procedimento aplicado neste trabalho com o procedimento obtido através da martêmpera;
2. Realização de ensaios para teste de tenacidade nas amostras na qual passaram pelo padrão de ciclos térmicos aplicados no trabalho;
3. Aplicar o padrão realizado no presente trabalho em diferentes tipos de fornos e fazer a comparação entre as amostras obtidas com as deste trabalho.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

METALS HANDBOOK, Vol 9, **Metallography and Microstructure**. 9. ed. ASM International, 1991.

METALS HANDBOOK, Vol 4, **Heat Treating**. 9. ed. ASM International, 1991.

METALS HANDBOOK, Vol 8, **Mechanical Testing and Evaluation**. 9. ed. ASM International, 1991.

KWIETNIEWSKI, C. E. F. et al. **Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos**. UFRGS, Porto Alegre, 2016.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance**. ASM International, Ohio, 2005.

GERDAU. **Manual de Aços**. São Paulo. Catálogo 2003.

CALLISTER, William J. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. ABM. 7. ed. São Paulo: 2005.

FERNANDES, André Felipe. **Influência do tratamento térmico do aço ferramenta AISI H13 no acabamento superficial após usinagem**. Trabalho de Diplomação em Engenharia dos Materiais Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Paraná. Londrina, 2019.

JÚNIOR, Selauco Vorubi; CINTHO, Osvaldo Mitsuyuki. **Técnicas Metalográficas para Caracterização Microestrutural dos Aços**. 2º Encontro de engenharia e tecnologia dos Campos Gerais, Minas Gerais, 2008.

TOTTEN, George E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. 2. ed. New York, CRC, 2007.

MACKENZIE, D. Scott. **Thermal Processing For Gear Solutions**. Issue, Thermal Processing Magazine, 2017.

COMBUSTOL. **Catálogo de Equipamentos Metalúrgicos**. São Paulo, 2008.

DOS SANTOS, Leandro Corrêa. **Estudo dos parâmetros de têmpera e sua influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas em aços-ferramenta**. Relatório Final. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

MACKENZIE, D. Scott. **Houghton on Quenching**. Style, Philadelphia, 2008.

TOTTEN, G. E. et al. **Handbook of Quenchants and Quenching Technology**. ASM International, 1993.

BOYER, Howard E.; CARY, Philip R. **Quenching and Control of Distortion**. ASM International, 2012.

VOORT, George V. **Revealing the Microstructure of Tool Steels**. VAC AERO International, 15 Mar 2012 < <https://vacaero.com/information-resources/metallography-with-george-vander-voort/1174-revealing-the-microstructure-of-tool-steels.html>>