

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Isabelle Caroline Antunes de Souza

**VALIDAÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO DE HOLLOMON-JAFFE PARA
REVENIMENTO UTILIZANDO OS AÇO ABNT 1524M, ABNT 4140 E ABNT H13**

Belo Horizonte

2022

Isabelle Caroline Antunes de Souza

**Validação do modelo matemático de Hollomon – Jaffe para revenimento
utilizando os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET – MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

Coorientador: Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro

Belo Horizonte

2022

S729v Souza, Isabelle Caroline Antunes de.
Validação do modelo matemático de Hollomon – Jaffe para revenimento utilizando os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 / Isabelle Caroline Antunes de Souza. – 2022.

89 f. : il.

Orientador: Ernane Rodrigues da Silva

Coorientador: José Rubens Gonçalves Carneiro

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2022.

Bibliografia.

1. Têmpera. 2. Revenido. 3. Modelos matemáticos. 4. Aço - Tratamento térmico. I. Silva, Ernane Rodrigues da. II. Carneiro, José Rubens Gonçalves. III. Título.

CDD: 671.36



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 22/2022 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.032680/2022-15

Belo Horizonte-MG, 05 de julho de 2022.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

*“VALIDAÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO DE HOLLOMON-JAFFE PARA REVENIMENTO
UTILIZANDO OS AÇO ABNT 1524M, ABNT 4140 E ABNT H13”*

Autora: Isabelle Caroline Antunes de Souza

Orientador: Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

Coorientador: Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 01 de julho de 2022 esta Dissertação:

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro (COORIENTADOR)
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - PUC MINAS

Prof. Dr. Leonardo Neves (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Carlos Eduardo dos Santos (EXAMINADOR EXTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 05/07/2022 10:28)
CARLOS EDUARDO DOS SANTOS
COORDENADOR - TITULAR
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 3573881

(Assinado digitalmente em 07/07/2022 15:59)
ERNANE RODRIGUES DA SILVA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 392338

(Assinado digitalmente em 14/07/2022 15:34)

LEONARDO NEVES

PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO

DEMAT (11.55.06)

Matricula: 1546513

(Assinado digitalmente em 05/07/2022 10:42)

JOSE RUBENS GONÇALVES CARNEIRO

ASSINANTE EXTERNO

CPF: 282.987.996-15

Para verificar a autenticidade deste documento entre em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número: **22**, ano: **2022**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **05/07/2022** e o código de verificação: **81b9719b1e**

Aos meus pais Elenice e Charleston,
obrigada por sempre acreditarem nos
meus sonhos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus e a Nossa Senhora das Graças por sempre me guiarem e estarem a frente de cada passo que eu dou. Sou muito grata por terem sido tão generosos comigo, me permitindo alcançar todos os meus objetivos.

Aos meus pais, Elenice e Charleston, por terem acreditado no meu sonho e sempre me incentivarem a correr atrás dos meus objetivos. Mãe, obrigada por colocar os meus sonhos em primeiro lugar, por ter sido tão compreensiva e cuidadosa comigo durante todo esse período. Pai, mesmo não estando presente fisicamente você sempre esteve comigo em meu coração, essa conquista é nossa.

Ao Lucas Silva por estar ao meu lado nesse período tão importante, sendo compreensivo e companheiro em todos os momentos, me dando total apoio no desenvolvimento do meu trabalho. Obrigada pelo companheirismo e cuidado, por compreender os momentos em que eu não pude ser tão presente, e por vibrar comigo a cada novo resultado obtido.

Aos meus familiares e amigos por compreenderem as minhas ausências e compartilharem comigo cada pequena alegria ao obter um novo resultado, os momentos de angústia, as dúvidas e agora essa conquista.

Ao meu orientador Prof. Dr. Ernane Rodrigues por todo apoio, incentivo durante as pesquisas e por ter acreditado no meu potencial.

Ao meu co-orientador Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro por ser esse exemplo e inspiração de profissional que desejo ser, obrigada pelo incentivo para seguir a carreira acadêmica, pelo auxílio durante as pesquisas e por confiar que eu seria capaz de fazer muito mais do que eu acreditava.

Ao CEFET-MG pela oportunidade de realizar mais um sonho.

À PUC Minas campus Coração Eucarístico por ter disponibilizado os seus laboratórios para que eu pudesse desenvolver boa parte dos experimentos da minha pesquisa.

Aos técnicos dos laboratórios da PUC Minas Coração Eucarístico, em especial André e Thiago, pela atenção e disponibilidade em me ajudar na preparação das amostras, tratamentos térmicos e demais ensaios mecânicos.

Aos professores do DEMAT por compartilharem seus conhecimentos.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001

RESUMO

Os aços ABNT 1524M e ABNT 4140 são aços ligados e com baixo teor de carbono, seus principais elementos de liga são: Mn para ABNT 1524M, Cr e Mo para ABNT 4140, estes elementos de liga concedem à estes aços alta temperabilidade. Já o aço ABNT H13 é um aço ferramenta, com médio teor de carbono e elevada concentração de Cr, por isso possui boa temperabilidade, e apresenta como característica o fenômeno do “endurecimento secundário”. Por serem aços de média usinagem, eles são utilizados para fabricação de produtos onde é necessária a combinação de boa resistência mecânica, boa soldabilidade e conformabilidade. A elaboração e validação de modelos matemáticos para tratamentos térmicos é importante para o desenvolvimento de novas metodologias de produção. Considerando a ampla utilização industrial de aços temperados e revenidos, torna-se necessária a validação, e ocasionais correções, nos modelos matemáticos para revenimento existentes, afim de tornar os processos mais rápidos, baratos e eficientes. O presente trabalho tem como objetivo modelar as curvas de revenimento dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 utilizando o parâmetro de Hollomon-Jaffe para revenimento. Para o trabalho foram utilizadas barras dos três aços. A análise química dos aços foi feita por fluorescência de raios-X. As análises metalográficas foram realizadas por microscopia óptica e MEV. Em seguida foram realizados os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, em faixas de temperatura variando de 100 a 700°C, e tempos entre 15min e 4h. Foram realizados ensaios de dureza, utilizando a escala HRC. Por fim realizou-se a modelagem matemática das curvas de revenimento, baseadas no modelo proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) utilizando o parâmetro de Hollomon-Jaffe. Após a têmpera a dureza dos aços estudados aumentou cerca de 2,5 vezes em relação à dureza inicial, e após o revenimento houve uma redução considerável da dureza, chegando a aproximadamente 65% para o aço ABNT 1524M, e 55% para os aços ABNT 4140 e ABNT H13, na temperatura de 700 °C. Nas faixas de 450 a 550 °C o aço ABNT H13 apresentou ganho de dureza devido ao endurecimento secundário. Em relação ao modelo matemático proposto verificou-se que ele é válido para os aços ABNT 1524M e ABNT 4140, porém com ressalvas, pois o valor da constante C varia de acordo com a faixa de temperatura. Já para o aço ABNT H13 o modelo matemático em questão não foi validado, pois este apresenta endurecimento secundário.

Palavras-chave: Têmpera. Revenimento. Modelo matemático. Hollomon-Jaffe.

ABSTRACT

ABNT 1524M and ABNT 4140 are a low carbon alloy steel, whose main alloying elements are: manganese for ABNT 1524M, Cr and Mo for ABNT 4140, these elements grant these steels high hardenability. ABNT H13 is a hot-work tool steel, with a medium carbon content and high concentration of Cr in its composition, granting it high hardenability, another of its characteristics is the “secondary hardening” phenomenon. Because they are easily machined steels, they are used to manufacture forged products, where the combination of high mechanical resistance, weldability and conformability are necessary. The formulation and validation of the mathematical models for thermal treatments is of great importance for the development of new industrial production methodologies. Considering the large industrial use of quenched and tempered steels, validation and occasional corrections for the existing tempering mathematical models are required, in order to make processes quicker, cheaper and more efficient. This paper aims at modeling the tempering curves of the steels ABNT 1524M, ABNT 4140 and ABNT H13 employing Hollomon-Jaffe tempering parameters. To implement these experiments three steel bars were used. X-ray fluorescence technique was applied for the chemical analysis. Metallographic analysis was executed by optical and scanning electron microscopy, followed by quenching and tempering heat treatments. The tempering was performed in temperatures varying between 100 and 700°C, and periods from 15min to 4h. Hardness tests took place using HRC scale. In conclusion, mathematical modeling of the tempering curves was performed, based on the model proposed by Wan, Xiong and Suo (2005) using the Hollomon-Jaffe parameter. It was found that after the quenching treatment hardness rose about 2,5 times in the studied steels, and after the tempering, hardness decreased substantially, nearly 65% for ABNT 1524M steel and 55% for ABNT 4140 and ABNT H13, at 700°C. Between 450 and 550°C ABNT H13 steel had a hardness increase due to secondary hardness phenomenon. Regarding the proposed mathematical model, it was found that it is valid for ABNT 1524M and ABNT4140 steels, however we cannot consider the value 20 for C constant of Hollomon-Jaffe, once it varies according to temperature ranges. Due to the secondary hardness in ABNT H13 steel, this mathematical model was not suitable for it.

Keywords: Quenching. Tempering. Mathematical model. Hollomon-Jaffe.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Relação entre Composição Química e Processamento de um Aço	21
Figura 2: Diagrama Fe-Fe ₃ C.....	28
Figura 3: Diagrama TTT	29
Figura 4: Curvas RC para diferentes tratamentos térmicos.....	29
Figura 5: Diagrama TTT para um aço hipoeutetóide e para um aço hipereutetóide .	30
Figura 6: Representação da zona de austenitização para têmpera	32
Figura 7: Curva RC do tratamento térmico de têmpera.....	32
Figura 8: Intervalos de formação da martensita	33
Figura 9: Diagrama TTT para um aço com 0,8%C.....	34
Figura 10: Efeito das transformações martensíticas na dureza de aços com crescentes teores de carbono	35
Figura 11: Diagrama esquemático de um corpo de prova para ensaio Jominy (a) montado durante a têmpera (b) após o ensaio de dureza a partir da extremidade temperada e ao longo de um chanfro plano.....	38
Figura 12: Gráfico típico de temperabilidade mostrando a dureza HRC em função da distância a partir da extremidade temperada	38
Figura 13: Curvas de dureza de um aço SAE 1090 em uma de barras redondas resfriadas em água.....	39
Figura 14: Esquema do tratamento térmico de têmpera e revenimento.....	40
Figura 15: Relação da dureza e temperatura de revenimento para aços baixa liga com elevada resistência.....	41
Figura 16: Efeito do revenimento na dureza.....	44
Figura 17: Dureza da martensita revenida em uma liga Fe-C.....	46
Figura 18: Nomograma ilustrando a relação entre o tempo de revenimento, a temperatura de revenimento e o parâmetro de Hollomon-Jaffe	47
Figura 19: Fluxograma dos procedimentos adotados para pesquisa	51
Figura 20: Análise Microestrutural do Aço ABNT 1524M como recebido.....	58
Figura 21: Aço ABNT 1524M pós Têmpera.....	58
Figura 22: Metalografia do Aço ABNT 1524M após tratamento térmico de revenimento	59
Figura 23: ABNT 4140 como Recebido.....	60
Figura 24: Micrografia do Aço ABNT 4140 Após Tratamento Térmico de Têmpera .	60

Figura 25: Microestrutura do aço ABNT 4140 após tratamento térmico de revenimento a 550 °C por 1 h	61
Figura 26: Análise Microestrutural do Aço ABNT H13 como Recebido	61
Figura 27: Microscopia Óptica do Aço ABNT H13 (a) Após Tratamentos Térmicos de Têmpera e (b) Revenimento.....	62
Figura 28: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 1524M após Têmpera	62
Figura 29: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 400 °C por 15 minutos.....	63
Figura 30: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 450 °C por 15 minutos.....	63
Figura 31: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 500 °C por 15 minutos.....	64
Figura 32: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 550 °C por 15 minutos.....	64
Figura 33: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 4140 após Têmpera	65
Figura 34: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 400 °C por 15 minutos.....	66
Figura 35: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 450 °C por 15 minutos.....	66
Figura 36: Análise de tensões por Difractometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 500 °C por 15 minutos.....	67
Figura 37: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 550 °C por 15 minutos.....	67
Figura 38: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT H13 após Têmpera	68
Figura 39: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT H13 Revenido a 400 °C por 15 minutos.....	68
Figura 40: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT H13 Revenido a 450 °C por 15 minutos.....	69
Figura 41: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT H13 Revenido a 500 °C por 15 minutos.....	69
Figura 42: Análise de Tensões por Difractometria do Aço ABNT H13 Revenido a 550 °C por 15 minutos.....	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do aço ABNT 1524M.....	24
Tabela 2: Propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT 1524M	24
Tabela 3: Composição química do aço ABNT 4140	25
Tabela 4: Propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT 4140	25
Tabela 5: Composição química do aço AISI H13	26
Tabela 6: Propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT H13.....	27
Tabela 7: Severidades de têmpera típicas	36
Tabela 8: Condições para o Ensaio de Difratomia por Raios-X	53
Tabela 9: Temperatura e tempo de manutenção durante o revenimento	55
Tabela 10: Composição Química do Aço ABNT 1524M.....	57
Tabela 11: Composição Química do Aço ABNT 4140.....	57
Tabela 12: Composição Química do Aço ABNT H13	57
Tabela 13: Ensaio de Dureza dos Aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13...71	
Tabela 14: Valores de b para o aço ABNT 1524M para as faixas de temperatura variando de 100 °C a 700°C.....	73
Tabela 15: Valores de b para o aço ABNT 4140 para as faixas de temperatura variando de 100 °C a 700°C	74
Tabela 16: Valores de b para o aço ABNT H13 para as faixas de temperatura variando de 100 °C a 700°C	75
Tabela 17: Valores de (dH1/dT) por faixa de tempo para o aço ABNT 1524M	75
Tabela 18: Valores de (dH1/dT) por faixa de tempo para o aço ABNT 4140	76
Tabela 19: Valores de (dH1/dT) para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT H13	77
Tabela 20: Valor do melhor ajuste do parâmetro C para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13	77
Tabela 21: Valor de C por Faixa de Temperatura para o Aço ABNT 1524M.....	79
Tabela 22: Valor de C por Faixa de Temperatura para o Aço ABNT 4140.....	81

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1: Perfil de dureza do aço ABNT 1524M por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 373,15K a 623,15K °C, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$	72
Gráfico 2: Perfil de dureza do aço ABNT 1524M por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 673,15K a 973,15K, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$	72
Gráfico 3: Perfil de dureza do aço ABNT 4140 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de a 373,15K a 623,15K, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$	73
Gráfico 4: Perfil de dureza do aço ABNT 4140 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 623,15K a 973,15K, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$	73
Gráfico 5: Perfil de dureza do aço ABNT H13 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 373,15K a 623,15K, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$	74
Gráfico 6: Perfil de dureza do aço ABNT H13 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 673,15K a 973,15K, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$	74
Gráfico 7: Curvas de $(dH1/dT)$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT 1524M.....	75
Gráfico 8: Curvas de $(dH1/dT)$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT 4140.....	76
Gráfico 9: Curvas de $(dH1/dT)$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT H13	76
Gráfico 10: Valores da Constante C para o Aço ABNT 1524M de Acordo com a Faixa de Temperatura.....	78
Gráfico 11: Distribuição dos Valores da Constante C para o Aço ABNT 1524M.....	79
Gráfico 12: Valores da Constante C para o Aço ABNT 4140 de Acordo com a Faixa de Temperatura.....	80
Gráfico 13: Distribuição dos Valores da Constante C para o Aço ABNT 4140.....	80
Gráfico 14: Valores da Constante C para o Aço ABNT 4140 de Acordo com a Faixa de Temperatura (a)apresentação de todos os valores (b)ampliação da faixa de valores negativos.....	81
Gráfico 15: Distribuição dos Valores da Constante C para o Aço ABNT H13	82

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

μ	Micro
A(%)	Alongamento percentual
A1	Temperatura crítica inferior do diagrama Fe-Fe ₃ C
A3	Temperatura crítica superior do diagrama Fe-Fe ₃ C
Al	Alumínio
B	Boro
C	Constante
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Do	Diâmetro crítico
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
Fe	Ferro
Fe ₃ C	Cementita
H	Dureza de revenimento
H _{têmpera}	Severidade da têmpera
H ₁	Dureza após 1h de revenimento
HNO ₃	Ácido nítrico
kgf	Kilograma-força
LE	Limite de escoamento
Log	Logarítimo
M	Átomo substitucional
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura

Mf	Fim de transformação do diagrama TTT
Mi	Início de transformação do diagrama TTT
Mn	Manganês
Mo	Molibidênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
P	Parâmetro de revenimento
RC	Resfriamento contínuo
RT	Limite de resistência à tração
SAE	Society of Automotive Engineers
Si	Silício
T	Temperatura
Ta	Tântalo
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
Ti	Titânio
V	Vanádio
W	Tungstênio
Zr	Zircônio
α	Ferrita
γ	Austenita
ϵ	Carboneto ϵ
τ	Tempo de revenimento

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
1.1 Justificativa.....	18
2 OBJETIVOS	20
2.1 Objetivos Específicos.....	20
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1 Aços Ligados	21
3.1.1 Aço ABNT 1524M.....	23
3.1.2 Aço ABNT 4140.....	24
3.1.3 Aço ABNT H13.....	25
3.2 Tratamentos Térmicos	27
3.2.1 <i>Têmpera</i>	31
3.2.1.1 Martensita	33
3.2.1.2 Severidade da <i>Têmpera</i>	35
3.2.1.3 Temperabilidade	36
3.2.2 <i>Revenimento</i>	39
3.2.2.2 Estágios do Revenimento	41
3.2.2.2 Endurecimento secundário	43
3.3 Modelo Matemático de Revenimento.....	45
4 METODOLOGIA.....	51
4.1 Preparação dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13	52
4.2 Análise química e metalográfica	52
4.3 Difractometria por raios-X.....	52
4.4 Tratamentos térmicos	54
4.3.1 <i>Têmpera</i>	54
4.5 Ensaios de dureza	55
4.6 Modelo matemático.....	55
5 RESULTADOS E ANÁLISE DOS RESULTADOS.....	57
5.1 Análise Química e Metalográfica	57
5.2 Difractometria por Raios-X	62
5.3 Ensaios de Dureza.....	70
5.3 Modelo Matemático de Hollomon-Jaffe para Revenimento	71

6 CONCLUSÕES	83
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	84
REFERÊNCIAS.....	85

1 INTRODUÇÃO

Aços são ligas de ferro e carbono, cujo teor de carbono pode variar entre 0,008 e 2,11%. Além dos elementos residuais do processo de fabricação, que não alteram as suas propriedades, outros elementos podem ser adicionados ao aço com o intuito de melhorar as propriedades e/ou adequar as propriedades de um aço para determinada aplicação, estes elementos são denominados elementos de liga.

Os elementos de liga conferem aos aços aumento da dureza, melhoria da resistência mecânica, resistência à corrosão e ao desgaste, diminuição dos riscos de empenamento e fissuração, aumento da tenacidade e modificações das características elétricas e magnéticas, entre outras características. Os elementos de liga mais utilizados são Cr, Ni, Mo, W, Mn, Si e Cu, porém outros elementos também são utilizados em menor quantidade.

O aço ABNT 1524M é um aço liga, cujo principal elemento de liga é o manganês (CHIAVERINI, 1979). Este aço possui baixo teor de carbono e é utilizado principalmente em aplicações onde a combinação de boa resistência mecânica, elevada soldabilidade e conformabilidade é desejada.

O aço ABNT 4140 é um aço com baixo teor de carbono e baixa liga e, quando conformado a quente ou temperado e revenido, apresenta inadequadas propriedades ao desgaste, comportamento instável ao atrito e adesão em engrenagens, eixos e moldes (BHASKAR; KUDAL, 2017).

O aço ABNT H13 é um aço ferramenta cujo principal elemento de liga é o cromo. Este aço apresenta médio teor de carbono e é amplamente utilizado para o trabalho a quente, onde a combinação de elevada temperabilidade, boa resistência mecânica, tenacidade e manutenção das propriedades mecânicas em altas temperaturas é desejada (GOUVÊA, 2014; DIEHL, 2017) O aço ABNT 1524M é um aço liga, cujo principal elemento de liga é o manganês. Este aço possui baixo teor de carbono e é utilizado principalmente em aplicações onde a combinação de boa resistência mecânica, elevada soldabilidade e conformabilidade é desejada..

A demanda pelo desenvolvimento de ligas e seu processamento crescem no mercado, devido a necessidade de boa qualidade e redução de custos no produto

final. Outro fator importante, e que requer estudos, são os tratamentos térmicos aos quais esses aços são submetidos.

Tratamentos térmicos são o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento aos quais os aços são submetidos com o intuito de modificar propriedades físicas e mecânicas de um aço e conferir-lhe determinadas características. Os tratamentos térmicos mais conhecidos são, recozimento, normalização, têmpera e revenimento, mas existem outros tratamentos térmicos mais específicos. Neste trabalho o foco será o estudo dos tratamentos de têmpera e revenimento.

A têmpera consiste no aquecimento de um aço até a sua temperatura de austenitização, seguido por um resfriamento brusco, geralmente em água, óleo ou salmoura. O intuito da têmpera é obter a microestrutura martensítica, que confere ao aço elevada dureza. Porém o material temperado apresenta baixa ductilidade e elevada fragilidade, além de tensões internas. Para atenuar estes fatores, geralmente, após a têmpera realiza-se o revenimento. O revenimento consiste no aquecimento de um aço em temperaturas inferiores às de austenitização, manutenção nesta temperatura por determinado tempo, seguido de um resfriamento lento, geralmente ao ar. O revenimento tem como objetivo melhorar a combinação entre dureza, tenacidade e ductilidade dos aços temperados.

Devido ao fato do tratamento térmico de revenimento depender, principalmente, da combinação entre tempo e temperatura, diversos modelos e parâmetros matemáticos foram desenvolvidos ao longo da história para estudar esse processo. Dentre estes, o parâmetro de revenimento proposto por Hollomon e Jaffe em 1945 é um dos mais conhecidos, este parâmetro correlaciona o tempo e a temperatura de revenimento para a obtenção de determinada dureza. Em 2005, baseado no parâmetro de Hollomon-Jaffe, Wan, Xiong e Suo desenvolveram um modelo matemático para o processo de revenimento através do estudo das curvas de revenimento.

1.1 Justificativa

A elaboração e validação de modelos matemáticos para processos de tratamentos térmicos é de grande importância para o desenvolvimento de novas metodologias de produção industrial, pois permitem que processos já conhecidos e bastante utilizados se tornem mais eficientes.

Os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 temperados e revenidos são utilizados na indústria em aplicações onde é necessária a combinação de boa resistência mecânica, elevada soldabilidade, conformabilidade, ductilidade, tenacidade e resistência ao desgaste em altas temperaturas. Desta forma torna-se necessária a validação, e ocasionais correções, nos modelos matemáticos para revenimento já existentes, afim de tornar os processos mais rápidos e consequentemente mais baratos. No presente trabalho será abordado o modelo matemático proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) que utiliza o parâmetro de revenimento de Hollomon-Jaffe a partir da correlação de tempo e temperatura de revenimento. A partir deste modelo serão traçadas as curvas de revenimento para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13, através das quais espera-se validar, ou não validar, o modelo para os aços estudados, além de propor eventuais correções.

Optou-se por utilizar três aços para que os modelos gerados a partir deles sejam comparados, pois o aço ABNT H13 apresenta endurecimento secundário durante o revenimento e os aços ABNT 1524M e ABNT 4140 não apresentam este fenômeno. Tendo em vista este fato, acredita-se que o modelo proposto por Hollomon-Jaffe deverá ser modificado para que se adeque ao aço que apresenta endurecimento secundário.

2 OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo principal modelar as curvas de revenimento dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 conforme o modelo proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) utilizando o parâmetro de Hollomon-Jaffe para revenimento, compará-las e por fim propor eventuais correções, caso necessário.

2.1 Objetivos Específicos

- a) Avaliar a dureza dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento nas temperaturas de 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 e 700°C, nos tempos de 15 minutos a 4 horas.
- b) Comparar a microestrutura e a dureza dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.
- c) Modelar as curvas de revenimento dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 e compará-las.

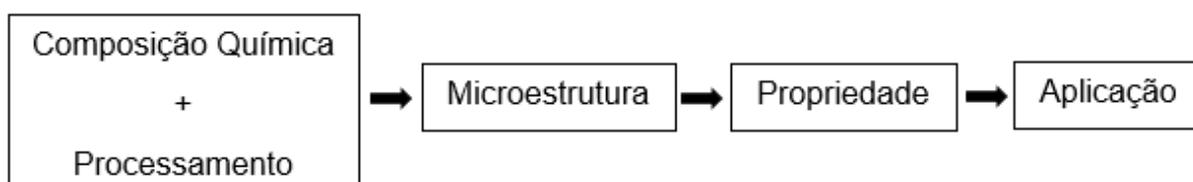
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será apresentada uma revisão dos principais temas abordados nesta pesquisa.

3.1 Aços Ligados

Os aços podem ser classificados de acordo com a composição química, processamento, microestrutura, propriedades e aplicações. Existe uma relação entre estas características, visto que o processamento e a composição química determinam a microestrutura do material. A microestrutura, juntamente com alguns fatores externos e a geometria determinam as propriedades, que por sua vez determinarão as aplicações do material (CARUSO, 2001).

Figura 1: Relação entre Composição Química e Processamento de um Aço



Fonte: Adaptado de Caruso, 2001

No que diz respeito à composição química, os aços podem ser divididos em aços carbono e aços ligados.

Os aços carbono compõem a maior parte dos aços consumidos, devido ao baixo custo e a grande variedade de propriedades mecânicas que podem ser obtidas variando apenas a quantidade de carbono. Podem ser classificados da seguinte forma:

- Aços baixo carbono: apresentam teor de carbono inferior a 0,25%.
- Aços médio carbono: apresentam teor de carbono entre 0,25% e 0,5%.
- Aços alto carbono: apresentam teor de carbono superior a 0,5%.

Aços ligados são aqueles em que elementos de liga são adicionados visando a alteração de propriedades mecânicas. Os elementos mais utilizados são: cromo,

níquel, molibdênio, tungstênio, manganês, silício e cobre. Há ainda outros elementos que são adicionados em pequenos teores para melhorar ainda mais a qualidade do aço, como o vanádio, nióbio, boro e titânio (SOUZA, 2018). A adição de elementos de liga nos aços ocorre quando deseja-se alterar um dos seguintes fatores: aumentar a dureza; aumentar a resistência mecânica, a resistência ao calor e à corrosão; aumentar a capacidade de corte; e melhorar as propriedades elétricas e magnéticas (CHIAVERINI, 1988). Os aços ligados podem ser divididos em três categorias:

- Aços de baixa liga: são aços cujo a soma dos elementos de liga é inferior a 5%.
- Aços de média liga: são aços cujo a soma dos elementos de liga se encontra entre 5% e 10%.
- Aços de alta liga: são aços cujo a soma dos elementos de liga é superior a 10%.

Os elementos de liga aumentam a resistência da ferrita e formam outros carbonetos além da cementita (Fe_3C), o que possibilita a melhoria da resistência do aço (CHIAVERINI, 1988).

De acordo com Souza (2018), os aços ligados apresentam como vantagens: maior temperabilidade, menor distorção de trincas após a têmpera, maior alívio de tensões ao se atingir determinada dureza, menor crescimento de grão, maior elasticidade, maior resistência mecânica em altas temperaturas, maior usinabilidade e maior ductilidade. Por outro lado, estes aços apresentam as seguintes desvantagens: custo elevado, maior necessidade de cuidados durante os tratamentos térmicos, tendência à formação de austenita retida e fragilidade ao revenido em alguns casos.

Os efeitos dos elementos de liga nos aços envolvem alterações nas fases e constituintes presentes no equilíbrio, e na maneira e velocidade em que estas fases se formam, além de influenciar as propriedades e características dos mesmos. Os elementos de liga podem ser classificados em dois tipos: elementos de liga estabilizadores da austenita e elementos de liga estabilizadores da ferrita (COSTA e MEI, 2006). O níquel e o manganês reduzem o valor da temperatura eutetóide, logo eles são classificados como estabilizadores da austenita. Já o cromo e o molibdênio ampliam a temperatura eutetóide, e por isso, são classificados como estabilizadores da ferrita.

Segundo Souza (2018) pode-se dividir os elementos de liga em quatro categorias:

- Elementos formadores de carbonetos: Ti, Nb, V, Ta, W, Mo, Cr e Mn.
- Elementos não formadores de carbonetos: Si, Al, Cu, Ni, Co, P e Zr.
- Elementos formadores de nitretos: Al, Si e B.
- Elementos formadores de carbonitretos: Cr, V, Nb e Ti.

Os principais efeitos dos elementos de liga nos aços são:

- Aumento da temperabilidade, pois eles deslocam para a direita as curvas de início e fim de transformação no diagrama TTT.
- Redução dos riscos de empenamento ou fissuração.
- Aumento da temperatura de revenido, o que facilita a remoção de tensões internas.
- Aumento da tenacidade.
- Aumento da dureza e a resistência mecânica da ferrita, pois quando os elementos de liga se dissolvem neste constituinte há aumento da dureza e resistência mecânica do aço antes de qualquer tratamento térmico.
- Aumento da resistência à corrosão.
- Aumento da resistência ao desgaste.
- Modificação das características elétricas e magnéticas.

3.1.1 Aço ABNT 1524M

O aço ABNT 1524M é um aço liga que apresenta baixo teor de carbono, cujo principal elemento de liga é o manganês modificado ao nióbio (CHIAVERINI, 1979; PINTO, 2019). Este aço é um aço carbono ressulfurado, ou de fácil usinagem, formulado para a utilização em produtos forjados onde é necessária a combinação de boa resistência mecânica, elevada soldabilidade e conformabilidade. Na Tabela 1 encontra-se a composição química deste aço.

Tabela 1: Composição química do aço ABNT 1524M

%C	%Mn	%P	%S
0,19 - 0,25	1,35 - 1,65	0,030	0,050

Fonte: Manual dos Aços Gerdau, 2003

Devido ao fato de o manganês ser o principal elemento de liga, esse aço pode atingir elevados níveis de dureza e resistência mecânica, pois o Mn proporciona ao aço maior temperabilidade, além de possibilitar o endurecimento por solução sólida. Por ser um aço baixa liga e com baixo teor de carbono, o aço ABNT 1524M apresenta boa conformabilidade a quente devido a sua baixa temperatura de recristalização.

A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT 1524M.

Tabela 2: Propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT 1524M

PROPRIEDADES DO AÇO ABNT 1524M		
Mecânicas	Dureza	170 a 180 HB
	Módulo de elasticidade	190 Gpa
	Coefficiente de Poisson	0,29
	Módulo de cisalhamento	73 GPa
	Resistência à tração: Ultimate (UTS)	570 a 650 MPa
Térmicas	Calor de fusão latente	250 J/g
	Conclusão da fusão (liquidus)	1460 °C
	Começo da fusão (solidus)	1420 °C
	Capacidade específica de calor	470 J/kg-K
	Condutividade térmica	52 W/mK
Elétricas	Expansão térmica	12 µm/mK
	Condutividade elétrica: volume igual	8,3% do SIGC
	Condutividade elétrica: peso igual (específico)	9,5% do SIGC

Fonte: adaptado www.makeitfrom.com

3.1.2 Aço ABNT 4140

O aço ABNT 4140 é um aço baixa liga que apresenta teor de carbono entre 0,3 e 0,5%C, seus principais elemento de liga são o cromo e o molibdênio, por isso ele é chamado de aço-cromo-molibidênio (SILVA, 2012).

Tabela 3: Composição química do aço ABNT 4140

%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%Mo
0,38 – 0,43	0,75 – 1,00	0,030	0,040	0,15 – 0,35	0,80 – 1,10	0,15 - 0,25

Fonte: Manual dos Aços Gerdau, 2003

Este aço possui como principais características alta temperabilidade, razoável usinabilidade, boa resistência a torção e à fadiga, porém ele não apresenta boa soldabilidade. Devido a estas características, o aço ABNT 4140 é empregado em situações que requerem elevada dureza, resistência e tenacidade (SILVA, 2012).

A Tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT 4140.

Tabela 4: Propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT 4140

PROPRIEDADES DO AÇO ABNT 4140		
Mecânicas	Dureza	200 HB
	Módulo de elasticidade	190 Gpa
	Coefficiente de Poisson	0,29
	Módulo de cisalhamento	73 GPa
	Resistência à tração: Ultimate (UTS)	740 MPa
Térmicas	Calor de fusão latente	250 J/g
	Conclusão da fusão (liquidus)	1460 °C
	Começo da fusão (solidus)	1420 °C
	Capacidade específica de calor	470 J/kg-K
	Condutividade térmica	43 W/Mk
	Expansão térmica	13 µm/Mk
Elétricas	Condutividade elétrica: volume igual	7,3% IACS
	Condutividade elétrica: peso igual (específico)	8,4% IACS

Fonte: adaptado www.makeitfrom.com

3.1.3 Aço ABNT H13

Aços com classificação H são utilizados na fabricação de ferramentas utilizadas no trabalho a quente, pois possuem características que aliam dureza e resistência à fratura em elevadas temperaturas (MONTEIRO, 2019). Os aços ferramenta do grupo H estão subdivididos em três categorias, de acordo com o principal elemento de liga em sua composição: cromo, tungstênio e molibdênio. Os mais usados comercialmente são os aços ligados ao cromo, categoria a qual o aço ABNT H13 está inserido. (GOUVÊA, 2014)

O aço ABNT H13 é um aço ferramenta utilizado na fabricação de buchas, pistões e camisas para prensas de extrusão, matrizes de forjamento e estampagem a quente, moldes de fundição sob pressão de não-ferrosos, facas para corte a quente, dentre outras aplicações (GOUVÊA, 2014). Estas aplicações se dão devido ao fato deste aço combinar propriedades como elevada temperabilidade, resistência mecânica, tenacidade, manutenção das propriedades mecânicas em altas temperaturas e resistência à fadiga térmica (DIEHL, 2017).

Este aço é amplamente utilizado para trabalho a quente pois possui elevado endurecimento, alta tenacidade e boa resistência à fissuração, porém a sua resistência ao desgaste a altas temperaturas é moderada (HAO *et al.*, 2021).

Este conjunto de características, típico de moldes utilizados para conformação, é obtido por uma composição química com médio teor de carbono e elevada concentração de cromo (em sua maioria 5% Cr) e outros elementos de liga formadores de carbonetos (GOUVÊA, 2014).

A Tabela 5 apresenta a composição química do aço ABNT H13.

Tabela 5: Composição química do aço AISI H13

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%V
0,38	1	0,4	5	1,3	0,9

Fonte: Adaptado RICCARDO, G.; RIVOLTA, B.; GORLA, C.; CONCLI, F., 2021.

O médio teor de carbono possibilita boa tenacidade; a resistência a altas temperaturas é obtida através de têmpera acima de 100°C, permitindo a formação de precipitados de Cr, V e Mo; o alto teor de elementos de liga também propicia elevada temperabilidade (GOUVEA, 2014).

De acordo com Fernandes (2019), as principais características do aço ABNT H13 são: elevada temperabilidade, resistência à deformação na temperatura de uso, resistência ao impacto e ao desgaste, resistência à deformação no tratamento térmico e boa usinabilidade.

A Tabela 6 apresenta as principais propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT H13.

Tabela 6: Propriedades mecânicas, térmicas e elétricas do aço ABNT H13

PROPRIEDADES DO AÇO ABNT H13		
Mecânicas	Dureza	56 HRC
	Módulo de elasticidade	190 Gpa
	Coeficiente de Poisson	0,29
	Módulo de cisalhamento	74 GPa
	Resistência à tração: Ultimate (UTS)	1820 MPa
Térmicas	Calor de fusão latente	270 J/g
	Conclusão da fusão (liquidus)	1460 °C
	Começo da fusão (solidus)	1420 °C
	Capacidade específica de calor	470 J/kg-K
	Condutividade térmica	29 W/mK
	Expansão térmica	10 µm/mK
Elétricas	Condutividade elétrica: volume igual	8,3% IACS
	Condutividade elétrica: peso igual (específico)	9,7% IACS

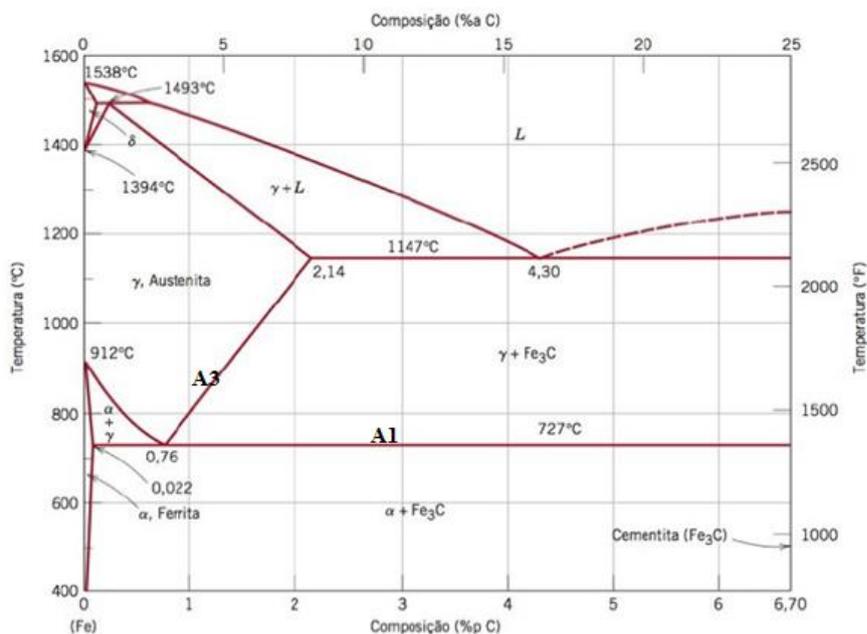
Fonte: adaptado www.makeitfrom.com

3.2 Tratamentos Térmicos

Quando as propriedades mecânicas de um aço não são satisfatórias para uma determinada aplicação pode-se tratá-lo termicamente a fim de adaptá-lo conforme a necessidade daquela aplicação, como por exemplo, deixá-lo mais duro, mais tenaz, aumentar a sua resistência mecânica, entre outros.

Tratamentos térmicos podem ser definidos como o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento as quais os aços são submetidos, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o intuito de alterar suas propriedades físicas e mecânicas ou conferir determinadas características. Os tratamentos térmicos alteram a microestrutura dos aços, e como as propriedades dos aços dependem basicamente de sua microestrutura, quando esta é modificada tem-se como resultado a alteração das propriedades dos aços.

O diagrama Fe-Fe₃C (Figura 2) ilustra as temperaturas em que ocorrem as mudanças estruturais no aço durante o aquecimento e/ou o resfriamento lento, de acordo com o percentual de carbono, considerando que haja tempo suficiente para que ocorram as transformações de fase por difusão.

Figura 2: Diagrama Fe-Fe₃C

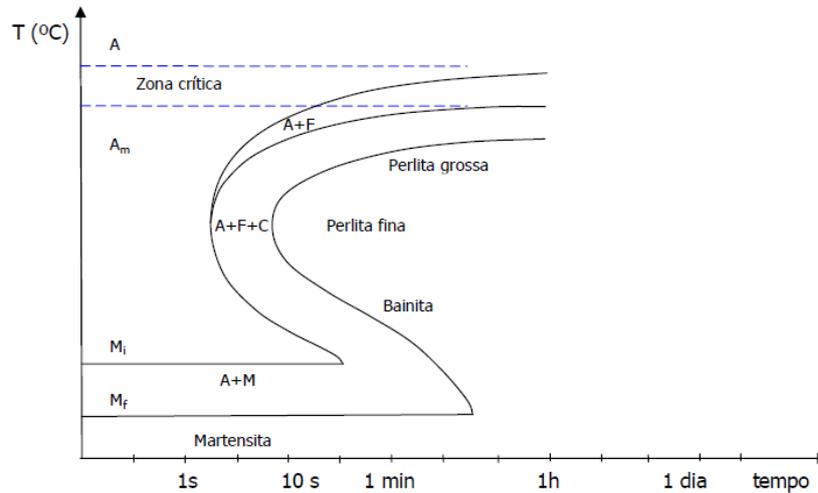
Fonte: Adaptado CALLISTER, 2012.

Em condições de equilíbrio, a linha A1 corresponde a temperatura crítica inferior e representa o início de formação da austenita (γ) durante o aquecimento lento, abaixo desta temperatura há somente perlita e uma estrutura formada por ferrita (α) e cementita Fe₃C; já a linha A3 corresponde a temperatura crítica superior e representa o final da transformação da austenita (γ) nas mesmas condições citadas anteriormente (FERREIRA, 2018).

O diagrama Fe-Fe₃C permite visualizar as transformações microestruturais no equilíbrio durante o resfriamento lento. Já para as transformações que ocorrem fora do equilíbrio e com maior velocidade, são utilizados os diagramas TTT (tempo, temperatura, transformação) para melhor visualizar os fenômenos ocorridos (FERREIRA, 2018). As curvas TTT são típicas de transformações que ocorrem em temperaturas constantes, porém elas podem ser modificadas para tratamentos térmicos com resfriamento contínuo. Estas curvas permitem a previsão dos produtos microestruturais para tratamentos térmicos específicos (CALLISTER, 2008).

De modo geral, as curvas TTT são diagramas que relacionam as temperaturas e tempos de início e fim de transformação, nestas curvas é possível localizar as regiões em que se formam ferrita, perlita, bainita e martensita (TSCHIPSCHIN, 2001). A Figura 3 apresenta um diagrama TTT.

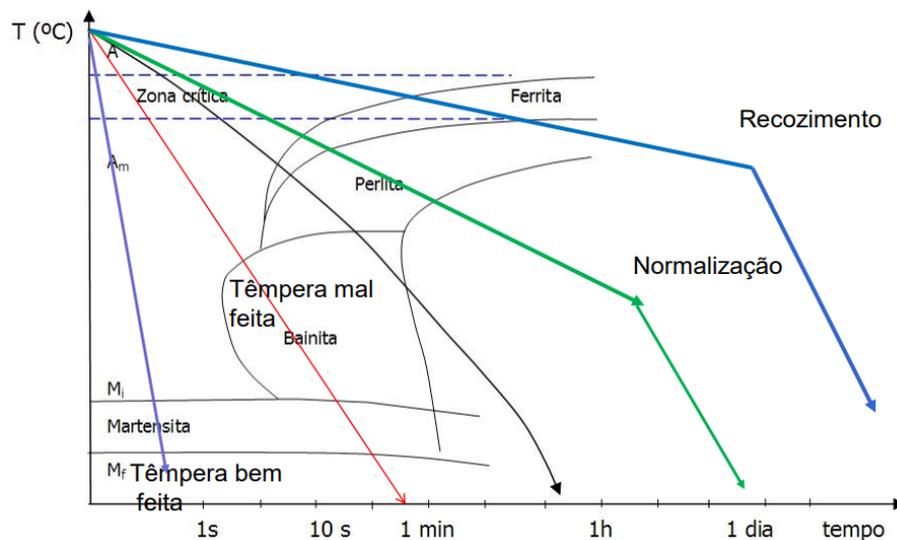
Figura 3: Diagrama TTT



Fonte: TSCIPTSCHIN, 2001.

Em tratamentos térmicos industriais, raramente as temperaturas são mantidas constantes e/ou as peças são continuamente resfriadas da temperatura de austenitização até a temperatura ambiente, nestes casos são utilizadas as curvas RC (resfriamento contínuo), estas curvas estão ilustradas na Figura 4.

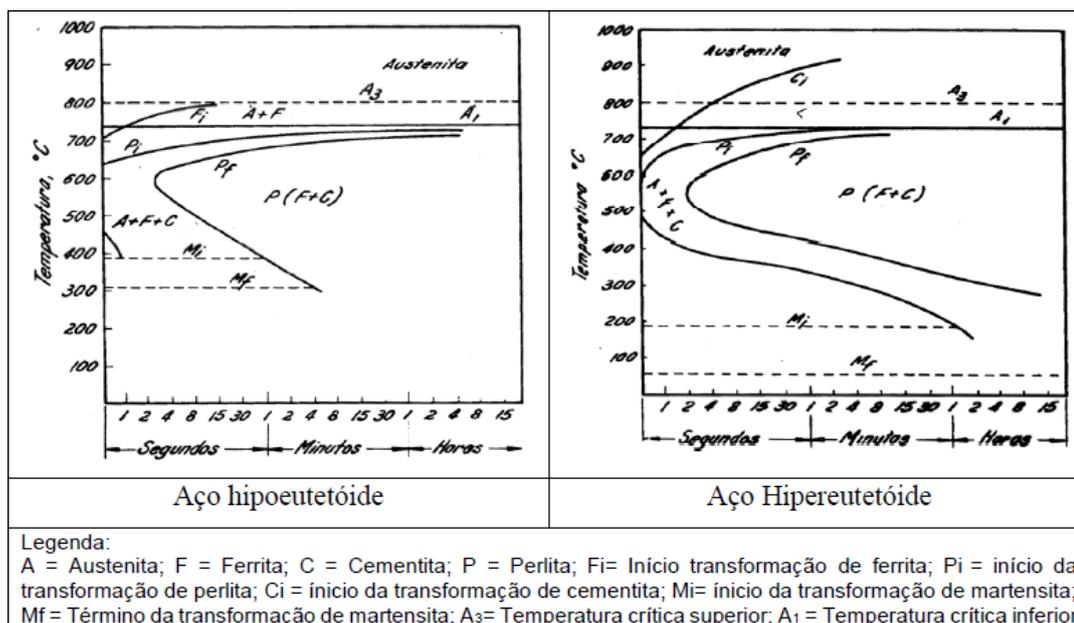
Figura 4: Curvas RC para diferentes tratamentos térmicos



Fonte: TSCIPTSCHIN, 2001.

Na Figura 5 observa-se a representação de curvas TTT para aços hipoeutetóide e hipereutetóide.

Figura 5: Diagrama TTT para um aço hipoeutetóide e para um aço hipereutetóide



Fonte: FERREIRA, 2018 *apud* CHIAVERINI 1988.

Nota-se que o aço hipereutetóide apresenta a curva TTT mais deslocada para a direita que o aço hipoeutetóide, devido ao maior percentual de carbono. Além do carbono outros elementos de liga, já citados anteriormente, também deslocam a curva para a direita, exceto o cobalto. A homogeneidade da austenita também afeta as curvas TTT, quanto mais homogênea a austenita, mais para a direita está a curva. O aumento do tamanho de grão da austenita antes do resfriamento é outro fator que desloca a curva TTT para a direita devido a menor quantidade de contornos de grãos, logo há menor chance de ocorrer nucleação da ferrita (FERREIRA, 2018).

Para realizar um tratamento térmico, primeiramente deve-se aquecer o aço até uma determinada temperatura, mantê-lo nesta temperatura por um tempo e por fim resfriá-lo em uma determinada velocidade. No recozimento deve-se aquecer o aço até a temperatura de austenitização e depois resfriá-lo lentamente, este tratamento confere ao aço maior ductilidade e menor resistência mecânica. Na normalização o aço também é aquecido até a temperatura de austenitização, porém o resfriamento é um pouco mais rápido do que no recozimento, neste tratamento ocorre o refino dos grãos, o que dá ao aço maior tenacidade e melhores propriedades mecânicas, porém o torna menos dúctil. Na esferoidização não é necessário aquecer o aço até a temperatura de austenitização, neste tratamento obtém-se a máxima ductilidade e a dureza mais baixa possível em um aço. No tratamento de têmpera o aço é aquecido até a

temperatura de austenitização e resfriado rapidamente, quanto mais rápido for o resfriamento maior será o endurecimento do aço, logo pode-se dizer que este tratamento deixa o aço mais duro e mais frágil. Após a têmpera, geralmente, realiza-se o revenimento, que tem por objetivo reduzir as tensões internas e devolver ao aço a ductilidade e a tenacidade, neste tratamento o aço é aquecido a temperaturas inferiores à de austenitização (SOUZA, 2018).

Tendo em vista que nesse trabalho será estudado o parâmetro de revenimento de Hollomon-Jaffe serão apresentados a seguir, de forma detalhada, os tratamentos térmicos de têmpera a revenimento.

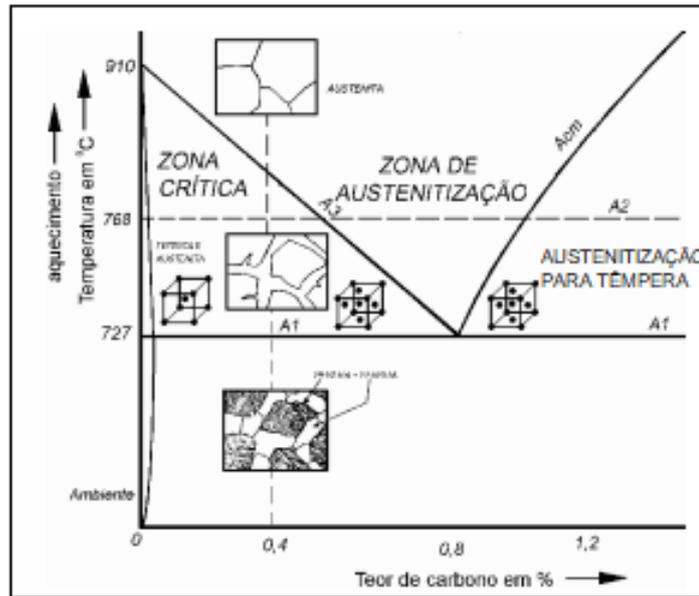
3.2.1 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera pode ser definido como o aquecimento do aço até a sua temperatura de austenitização seguido por um resfriamento rápido, com o intuito de conferir elevada dureza ao material.

Chiaverini (1988) cita que a têmpera consiste no resfriamento rápido de um aço aquecido acima da sua temperatura crítica em um meio como água, óleo, salmoura ou até mesmo o ar. Já Colpaert (2008) afirma que o tratamento de têmpera consiste no aquecimento de um aço até uma temperatura adequada para que se obtenha austenita, manutenção do aço nesta temperatura por um tempo adequado, finalizando com o resfriamento em um meio que resulte em velocidade apropriada para a formação da martensita.

A Figura 6 apresenta um diagrama esquemático com a representação da zona de austenitização para têmpera.

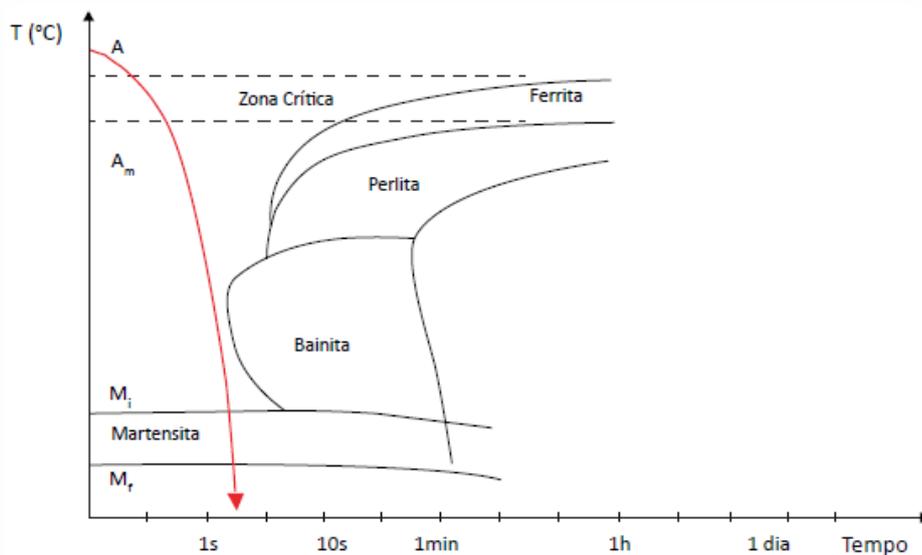
Figura 6: Representação da zona de austenitização para têmpera



Fonte: Adaptado Tratamento Térmico – Escola SENAI

Na Figura 7, tem-se a curva RC do tratamento térmico de têmpera. Quando o resfriamento brusco é realizado, ocorre um choque térmico, pois o aço passa de elevadas temperaturas até atingir a temperatura ambiente em poucos segundos. O resfriamento brusco pode gerar distorções e até mesmo trincas no material.

Figura 7: Curva RC do tratamento térmico de têmpera



Fonte: Fonte: Tratamento térmico – Gerdau

O principal objetivo da têmpera é obter uma microestrutura martensítica, e para isso deve-se evitar a transformação da austenita. A microestrutura martensítica é

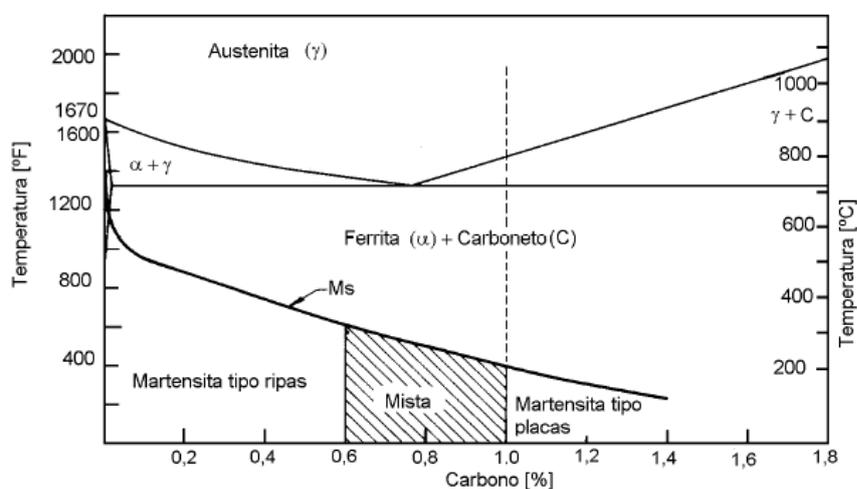
desejada pois esta confere ao aço aumento do limite de resistência e dureza, mas por outro lado, este processo reduz a ductilidade e a tenacidade do aço, além de ocasionar tensões internas (CHIAVERINI, 1988).

3.2.1.1 Martensita

A martensita é obtida por meio de um resfriamento rápido até uma temperatura suficientemente baixa, de modo que não ocorra a difusão do carbono e a formação de perlita e/ou bainita. A martensita possui estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) e se apresenta em forma de agulhas ou placas. Possui como principal característica elevada dureza e elevada fragilidade (CALLISTER, 2008). A transformação martensítica é adifusional, logo, a martensita formada possui a mesma composição química da austenita que a originou (MAIA, 2010).

A martensita é formada em condições não isotérmicas e a sua morfologia varia de acordo com a composição química. Aços de baixo carbono geram martensita do tipo ripas, que são longas e finas e que se formam lado a lado. Já aços com alto teor de carbono formam martensita do tipo agulhas ou placas, neste caso é comum a presença de austenita retida. Nos aços de médio carbono os dois tipos de martensita podem coexistir (PENHA, 2010). A Figura 8 mostra os intervalos de formação da morfologia da martensita.

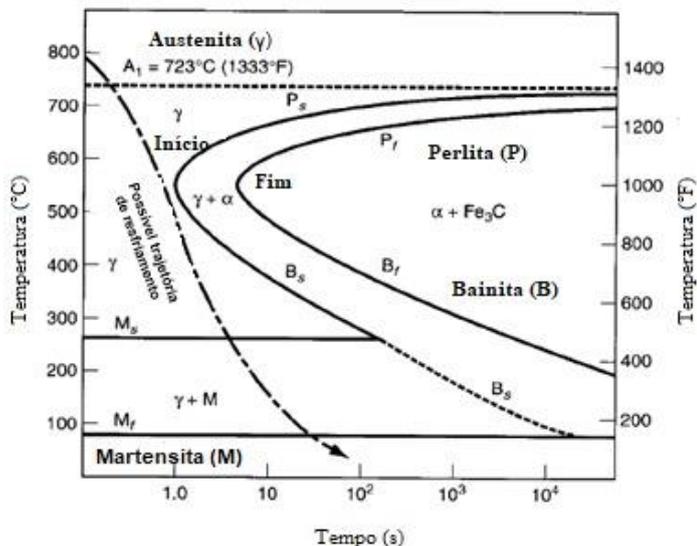
Figura 8: Intervalos de formação da martensita



Fonte: Adaptado KRAUSS, 1990.

Por ser um processo adifusional, as mudanças rápidas de temperatura causam deslocamentos por cisalhamento em algumas regiões do cristal, sem que haja grandes movimentações dos átomos. A transformação martensítica começa na temperatura de início de transformação (indicado por M_i no diagrama TTT) e termina quando se atinge a temperatura de fim de transformação (indicada por M_f no diagrama TTT), desta forma diz-se que a transformação martensítica depende apenas da temperatura. É necessário que o resfriamento seja rápido para que a austenita não se transforme em outras fases. As temperaturas M_i e M_f dependem da composição química do aço, e geralmente estão entre 200 e 300°C respectivamente. Este processo provoca altos gradientes térmicos que geram tensões térmicas na peça temperada, além disso ocorre uma série de tensões de transformação da austenita em martensita; a soma dessas tensões recebe o nome de tensões residuais de têmpera (PENHA, 2010). A Figura 9 apresenta um diagrama TTT de um aço com 0,8% de carbono.

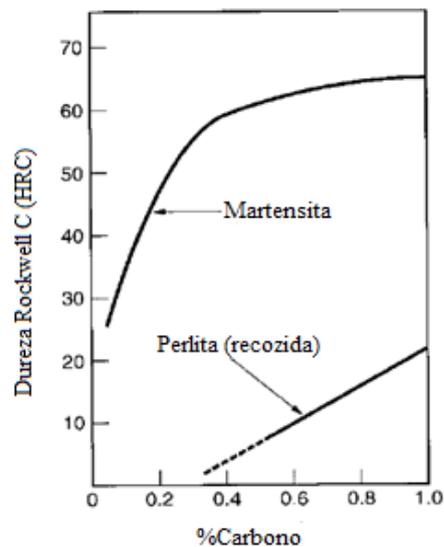
Figura 9: Diagrama TTT para um aço com 0,8%C.



Fonte: Adaptado MEYERS e CHAWLA, 2009.

A elevada dureza da martensita resulta da deformação da rede cristalina, ocasionada pelo rápido resfriamento. Os átomos de carbono ficam aprisionados na estrutura TCC, criando barreiras aos movimentos das discordâncias (SCHICA E SILVA, 2018). Na figura 10 observa-se o efeito da transformação martensítica na dureza de um aço de acordo com o teor de carbono.

Figura 10: Efeito das transformações martensíticas na dureza de aços com crescentes teores de carbono



Fonte: Adaptado MEYERS e CHAWLA, 2009.

3.2.1.2 Severidade da Têmpera

Para que a têmpera seja bem sucedida é necessário que alguns fatores sejam levados em consideração, tais como a velocidade de resfriamento, tamanho da peça, temperatura de aquecimento e o meio em que ocorre o processo (CHIAVERINI, 1988).

A Tabela 7 apresenta a severidade de tempera ($H_{têmpera}$) para diversos meios de resfriamento, quanto maior a severidade de têmpera mais rápido é o resfriamento, porém aumenta-se o potencial de ocorrência de trincas e distorções. Para a escolha do meio de têmpera deve-se levar em consideração a geometria da peça, a tolerância de distorções e a possibilidade de trincas. Peças simples que permitem alguma distorção podem ser temperadas em água, meios de resfriamento menos severos são empregados quando distorções e trincas são fatores críticos (COLPAERT, 2008).

Tabela 7: Severidades de têmpera típicas

Condições de têmpera	Severidade de têmpera ($H_{\text{têmpera}}$)
Têmpera em óleo se agitação	0,2
Têmpera em óleo com agitação moderada	0,35
Têmpera em óleo com boa agitação	0,5
Têmpera em óleo com agitação violenta	0,7
Têmpera em água sem agitação	1
Têmpera em água com forte agitação	1,5
Têmpera em salmoura sem agitação	2
Têmpera em salmoura com agitação violenta	5
Meio de têmpera ideal	∞

Fonte: Adaptado RED-HILL, 1982

3.2.1.3 Temperabilidade

A temperabilidade é a propriedade mais importante na seleção de aços para têmpera e revenimento. A profundidade de endurecimento e a dureza ao longo da seção de uma peça após a têmpera dependem da temperabilidade do aço, tamanho e formato da peça, temperatura de austenização e o meio de têmpera (COLPAERT, 2008).

A temperabilidade de um aço (ou endurecibilidade) pode ser definida como a propriedade que determina a capacidade de um aço endurecer e pode ser verificada através da profundidade e distribuição da dureza obtida após a têmpera (MARTINS, 2002). De acordo com Colpaert (2008) a temperabilidade é “uma característica que define a variação de dureza desde a superfície até o núcleo da peça quando temperada”. Esta característica está associada à capacidade de formação de martensita em um aço, e é afetada pelo tamanho de grão austenítico e pela homogeneidade austenítica.

De modo geral, diz-se que a temperabilidade depende dos seguintes fatores: composição química e processo de fabricação do aço, tamanho de grão, microestrutura do aço antes da têmpera e homogeneidade da austenita (MARTINS, 2002).

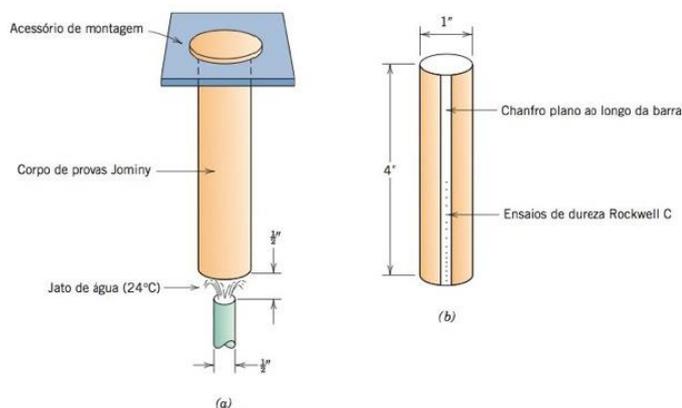
A presença dos elementos de liga Al, Cr, Mn, Mo, Ni, P, Si, Ti, W, e V, com exceção do Co, aumentam a temperabilidade de um aço, pois quando estes elementos são adicionados a decomposição difusional da austenita é retardada, logo a velocidade crítica para a formação da martensita é menor em aços que contém maior teor de elementos de liga (COLPAERT, 2008).

Para a medida e quantificação da temperabilidade dois métodos foram desenvolvidos: o método Jominy e o método do diâmetro crítico de Grossmann.

O método mais utilizado para medir a temperabilidade é o método Jominy. Este método consiste em gerar uma ampla faixa de resfriamento em um único corpo de prova, após a sua austenitização, os resfriamentos são realizados de maneira controlada. Como resultado tem-se diferentes durezas em cada posição da superfície do corpo de prova, isto ocorre devido às diferentes velocidades de resfriamento que geram diferentes transformações no aço (COLPAERT, 2006).

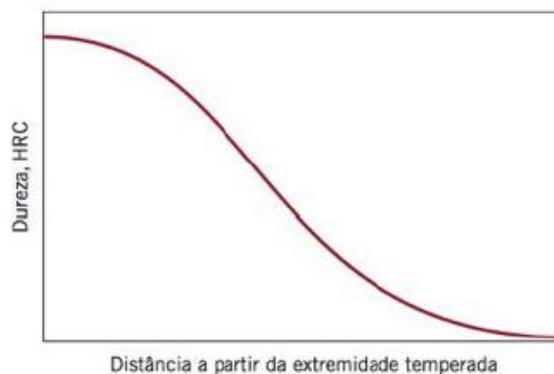
Neste ensaio o tamanho, formato da peça e o tratamento térmico de têmpera são constantes. Um corpo de prova é austenitizado e após a remoção do forno é montado em um suporte, onde a sua extremidade inferior é temperada em água com temperatura e vazão especificadas, sendo assim a taxa de resfriamento reduz em função do posicionamento ao longo do corpo de prova (Figura 11 (a)). Após o resfriamento completo da peça até a temperatura ambiente, são usinados chanfros ao longo do corpo de prova e mede-se a dureza Rockwell C das amostras (Figura 11 (b)). A partir destes dados é gerada uma curva de temperabilidade, utilizando a dureza em função da posição a partir da extremidade temperada (Figura 12) (CALLISTER, 2008).

Figura 11: Diagrama esquemático de um corpo de prova para ensaio Jominy (a) montado durante a têmpera (b) após o ensaio de dureza a partir da extremidade temperada e ao longo de um chanfro plano



Fonte: CALLISTER, 2008.

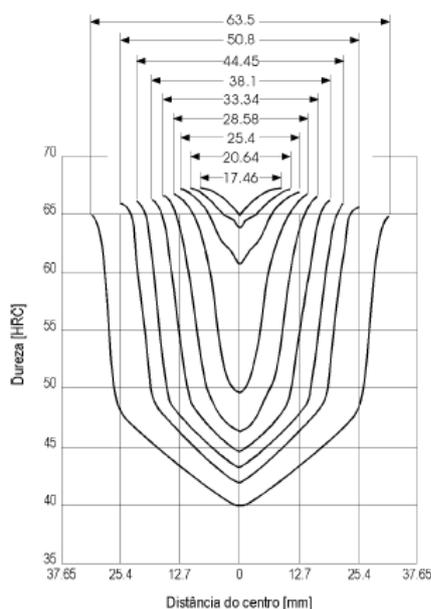
Figura 12: Gráfico típico de temperabilidade mostrando a dureza HRC em função da distância a partir da extremidade temperada



Fonte: CALLISTER, 2008.

O método do diâmetro crítico de Grossmann busca determinar a temperabilidade dos aços a partir de uma série de corpos de prova de diversos diâmetros que são submetidos ao tratamento térmico de têmpera. Após o tratamento térmico estes corpos de prova são cortados em seções transversais e a sua dureza é medida da superfície até o centro. A partir destas medidas de dureza é gerado um diagrama conhecido como diagrama transversal de dureza (Figura 13) (MARTINS, 2002). As amostras são analisadas em microscópio óptico para que seja determinado qual o corpo de prova atingiu 50% de martensita em seu centro, e a partir deste dado é definido o diâmetro crítico (D_0) (HONEYCOMBE, 1992 *apud* MARTINS, 2002).

Figura 13: Curvas de dureza de um aço SAE 1090 em uma de barras redondas resfriadas em água



Fonte: CHIAVERINI, 1984 *apud* MARTINS, 2002.

A grande vantagem deste método é possibilitar a leitura direta da profundidade de têmpera para cada diâmetro ensaiado, porém este método necessita de um número elevado de corpos de prova para que os valores que constam nas curvas sejam confiáveis (MARTINS, 2002).

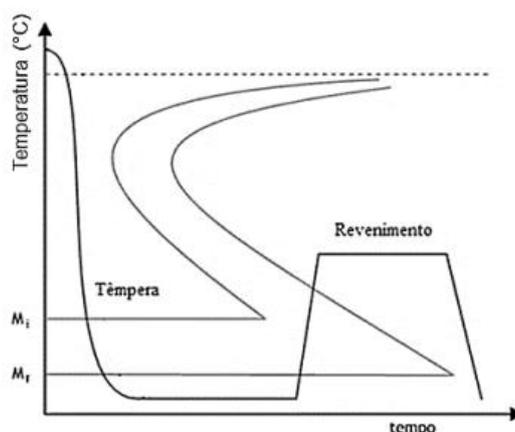
3.2.2 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento é utilizado para diversos fins, dependendo basicamente da composição química do aço e sua aplicação. Geralmente, o revenimento é utilizado após a têmpera com o intuito de aumentar a tenacidade e a ductilidade do aço (GRACIOSO, 2003). Utiliza-se o revenimento para melhorar a combinação de dureza e tenacidade do material após a têmpera (NETO, 2017).

O revenimento pode ser descrito como uma transformação de fases difusional, de um estado metaestável constituído de martensita, para o estado de equilíbrio constituído de ferrita e carbonetos (NORO; GORNI, 2009).

O tratamento térmico de revenimento consiste em um processo onde o aço temperado ou normalizado é aquecido a uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização e posteriormente é resfriado ao ar (CASTRO, 2007). A Figura 14 mostra um diagrama esquemático dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

Figura 14: Esquema do tratamento térmico de têmpera e revenimento



Fonte: Silva, 2018 – Adaptado de Costa e Mei, 2010.

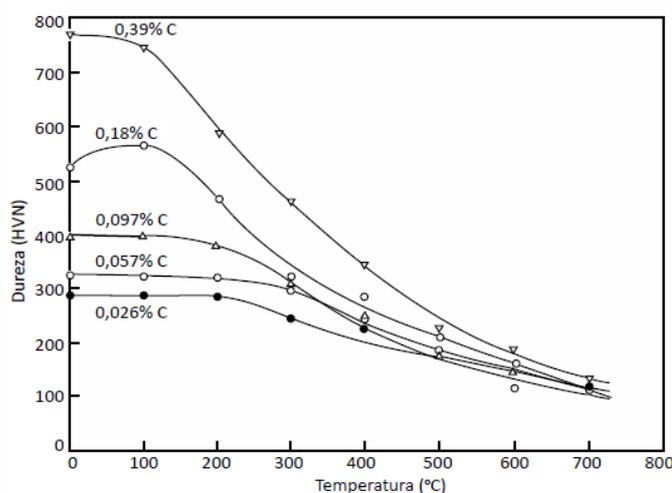
De acordo com Maia (2010), “o intuito do revenimento é permitir que os processos de difusão produzam uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil”.

O processo de revenimento corrige a fragilidade e as tensões internas resultantes no aço após a têmpera. A soma dos fatores tempo, temperatura e composição química determinam as propriedades mecânicas do aço temperado e revenido (CORRÊA; SAMPAIO; BRAGA, 2015). De acordo com Wan, Xiong e Suo (2005) o processo de revenimento se faz necessário para melhorar as propriedades mecânicas e aliviar as tensões do aço temperado.

Durante o revenimento, com o aumento do tempo, a dureza do aço diminui, isto ocorre devido ao crescimento e coalescência das partículas de cementita. Nota-se que após várias horas em temperaturas próximas à eutetóide, a microestrutura do aço se transforma em cementita globulizada no interior da fase contínua da ferrita. Nota-se também, que a martensita com excesso de revenido é macia e dúctil (NORO; GORNI, 2009).

Durante o revenimento, a martensita que possui estrutura TCC perde o excesso de carbono em solução e sua estrutura cristalina aproxima-se mais da ferrita, sem distorções e sem o acúmulo de tensões mecânicas. Na Figura 15, nota-se que em aços baixa liga e com alta resistência, a dureza diminui de acordo com a redução da temperatura de revenimento.

Figura 15: Relação da dureza e temperatura de revenimento para aços baixa liga com elevada resistência



Fonte: Mundos dos Aços Especiais - Gerdau

De acordo com Maia (2010), existem duas faixas de temperatura de revenimento que produzem melhorias na tenacidade dos aços temperados: revenimentos na faixa de 150 a 200°C produzem um pequeno aumento na tenacidade e são indicados para aplicações onde é necessário alta resistência à tração e à fadiga, já revenimentos acima de 425°C são utilizados em situações onde a alta tenacidade é o objetivo principal pois a dureza e a resistência diminuem consideravelmente.

3.2.2.2 Estágios do Revenimento

De acordo com Red-Hill (1982) pode-se dividir o revenimento em 5 estágios:

1º estágio: Um carboneto que não é a cementita precipita-se na martensita, como consequência há redução do teor de carbono na martensita e forma-se então uma estrutura bifásica constituída de carboneto e martensita. Em aços de baixo carbono ocorre a segregação de átomos de carbono adicionais às discordâncias e aos

contornos de ripas; já para aços que apresentam teores de carbono superior à 0,2% ocorre a precipitação do carboneto ϵ , que é formado a partir da fração dos carbonetos que não segregaram nas discordâncias e nos contornos de ripa, desta forma tem-se uma estrutura constituída de uma fase cementita e uma fase formada pelos carbonetos ϵ . Cabe-se ressaltar que a quantidade de carbonetos ϵ aumenta linearmente de acordo com o teor de carbono.

2º estágio: Ocorre a decomposição da austenita retida em bainita. A reação bainítica ocorre entre 100 e 300°C, para temperaturas inferiores a 100°C considera-se que a austenita transforma-se em martensita. A microestrutura da bainita formada consiste em ferrita e carboneto ϵ .

3º estágio: Ocorre a formação de ferrita e cementita a partir dos produtos das reações dos dois primeiros estágios. Neste estágio os carbonetos ϵ se dissolvem e a martensita de baixo carbono perde o seu carbono e a sua tetragonalidade, tornando-se ferrita. Em temperaturas de aproximadamente 250°C produz-se uma estrutura composta de ferrita e cementita. A 400°C os carbonetos em forma de bastão são dissolvidos e substituídos pelo precipitado esferoidal Fe_3C , que tende a nuclear-se nos contornos de ripa e nos antigos contornos de grão da austenita, porém também pode ocorrer nucleação generalizada. Entre 500 e 600°C ocorre a recuperação das discordâncias dos contornos de ripas, produzindo uma estrutura ferrítica acicular de baixa densidade de discordância. Entre 600 e 700°C os grãos de ferrita acicular recristalizam-se formando uma estrutura ferrítica equiaxial, em aços com teores elevados de carbono esta recristalização é mais difícil devido ao ancoramento das partículas de carbono nos contornos da ferrita. De maneira geral, pode-se dizer que o terceiro estágio resulta em um agregado de grãos ferríticos equiaxiais, contendo grande quantidade de partículas de carboneto de ferro esferoidais.

4º estágio: Ocorre o crescimento das partículas de cementita por meio de processos de difusão, resultando em partículas maiores e que possuem menores energias livres.

5º estágio: Aplica-se principalmente aos aços ligados e neste estágio formam-se compostos intermediários e complexos.

A dureza e a resistência mecânica de um aço dependem do número de contornos de grão por unidade de volume entre as fases ferrita e cementita. A fase cementita é dura e reforça a matriz de ferrita ao longo dos contornos que atuam como

barreiras ao movimento das discordâncias durante a deformação plástica. Já a fase ferrita é contínua, muito dúctil e relativamente tenaz, o que atribui a martensita revenida estas propriedades. O aumento no tamanho das partículas de cementita ocasiona a diminuição dos contornos entre a ferrita e a cementita, como resultado desta combinação temos um material mais mole e com menor resistência, porém mais tenaz e mais dúctil (NORO; GORNI, 2009).

Na martensita como temperada, os átomos de carbono que estão aprisionados em sítios intersticiais octaédricos da rede TCC ou segregados nas deslocções e interfaces dominam o endurecimento, porém, na martensita revenida em baixas temperaturas os carbonetos de transição substituem os átomos de carbono como características estruturais, e estes controlam o endurecimento dependente do carbono (MAIA, 2010).

Os fenômenos envolvidos na mudança microestrutural do aço durante o revenimento tornam o controle do processo complexo. Geralmente, o controle baseia-se em parâmetros que permitam a seleção adequada do tempo e temperatura, dentre estes parâmetros destaca-se o parâmetro de Hollomon-Jaffe, que será abordado mais adiante, este parâmetro mostra que diferentes combinações de tempo e temperatura produzem as mesmas propriedades mecânicas (CORRÊA; SAMPAIO; BRAGA, 2015).

3.2.2.2 Endurecimento secundário

Quando elementos de liga são adicionados ao aço eles podem ser dissolvidos na ferrita ou nos carbonetos, porém alguns elementos não são encontrados nos carbonetos, como é o caso do Al, Cu, Si, P, Ni e Zr. Elementos como Mn, Cr, W, Mo, V e Ti são encontrados tanto na ferrita quanto nos carbonetos. A maioria dos elementos de liga tendem a aumentar a resistência do aço ao amolecimento à quente, ou seja, em um determinado tempo, a uma dada temperatura de revenimento, um aço liga terá maior dureza após o revenimento se comparada a um aço carbono com o mesmo percentual de carbono. Geralmente, quando a temperatura de revenimento é inferior a 540°C, os elementos de liga estão presentes nas partículas de cementita, como carbonetos do tipo Fe_3C ou $(Fe, M)_3C$ (onde M representa um átomo

substitucional). Quando a temperatura de revenimento é superior a 540°C, os elementos de liga precipitam em forma de carbonetos de elementos de liga, que não se adaptam à fórmula $(Fe, M)_3C$, estes carbonetos levam ao endurecimento secundário (Red-Hill, 1982).

A precipitação dos carbonetos que não se adaptam a fórmula $(Fe, M)_3C$, induzem ao endurecimento por precipitação, cujos valores de dureza ultrapassam a dureza de uma estrutura puramente martensítica (Ferreira, *et al.*, 2015).

O endurecimento secundário é o resultado da transformação da martensita que foi obtida em martensita revenida e da austenita retida em martensita durante o resfriamento no revenimento, além disso outro fator importante para que ocorra o endurecimento secundário é a intensa precipitação de carbonetos formados pelos elementos de liga que ficam finamente dispersos na estrutura (ROSA *et al.*, 2017).

Em aços carbono o revenimento proporciona uma redução na dureza, já em aços com grande quantidade de elementos de liga formadores de carbonetos o efeito da decomposição da martensita superpõe o endurecimento ocasionado pela precipitação de carbonetos (Ferreira, *et al.*, 2015). A figura 16 apresenta um comparativo esquemático das curvas de revenimento de um aço carbono e um aço com elevado teor de elementos de liga formadores de carbonetos.

Figura 16: Efeito do revenimento na dureza



Fonte: Ferreira, *et al.*, 2015

Os carbonetos provenientes dos elementos de liga não são facilmente formados em baixas temperaturas de revenimento, pois nessa faixa a velocidade de difusão dos elementos substitucionais é lenta (Ferreira, *et al.*, 2015)

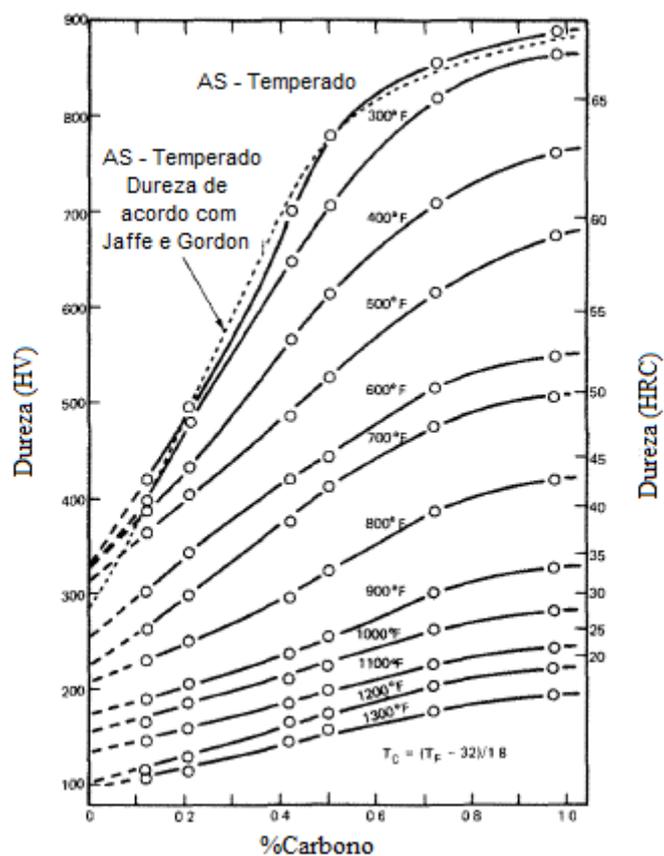
3.3 Modelo Matemático de Revenimento

A equação e o parâmetro de revenimento foram propostos inicialmente por Hollomon e Jaffe, mostrando a relação entre a temperatura e o tempo de revenimento. O parâmetro de revenimento de Hollomon-Jaffe é utilizado para estimativa e compreensão da evolução das propriedades mecânicas, de acordo com a temperatura e o tempo do processo de revenimento (WAN; XIONG; SUO, 2005).

De acordo com Canale *et al.* (2008), o parâmetro de Hollomon-Jaffe é uma medida do efeito térmico no processo de transformação metalúrgica do aço durante o revenimento. A utilização deste parâmetro permite combinar tempo e temperatura de revenimento em uma única variável, desta forma, é possível reduzir o número de experimentos e simplificar o processamento de dados experimentais (CANALE *et al.*, 2008; SHLYAKMAN, YAMPOLSKI E RATUSHEV, 2010).

Os processos de revenimento dependem da temperatura do processo e do tempo de encharque, logo, a seleção adequada destes parâmetros afeta diretamente as propriedades que serão obtidas após o tratamento térmico (CANALE *et al.*, 2008). A Figura 17 ilustra que a escolha do tempo e da temperatura de revenimento depende da composição química da liga, pois estes fatores influenciam na obtenção da dureza desejada.

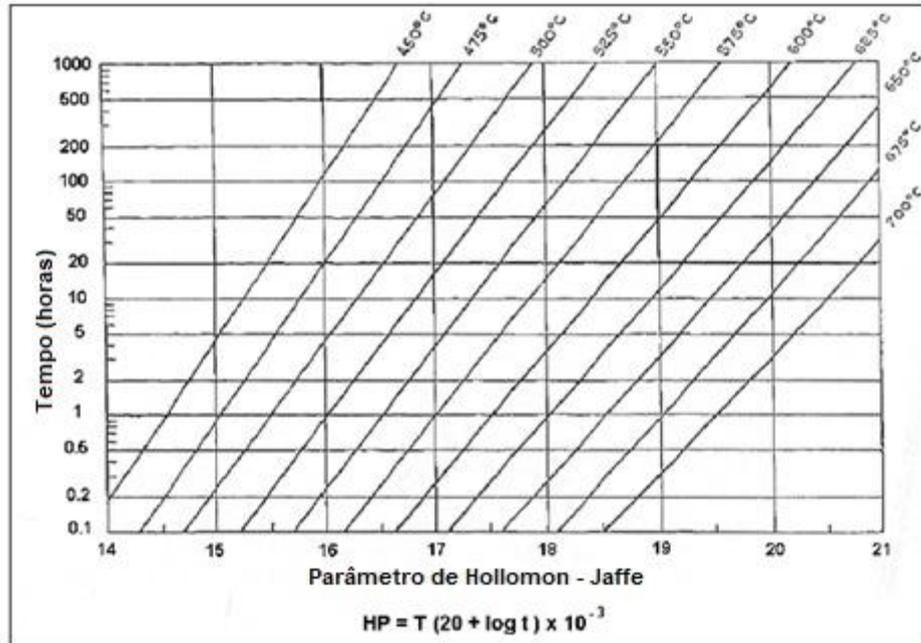
Figura 17: Dureza da martensita revenida em uma liga Fe-C



Fonte: Adaptado GRANGE e BAUGHMAN, 1977.

Hollomon e Jaffe (1945) desenvolveram nomogramas considerando diferentes teores de carbono e elementos de liga, com o intuito de prever o tempo de revenimento. A Figura 18 apresenta um nomograma para aços de baixo carbono e baixa liga, neste nomograma a constante C foi considerada como sendo 19,5. Cabe ressaltar que a utilização destes gráficos não é válida para aços que apresentem endurecimento secundário (CANALE *et al.*, 2008).

Figura 18: Nomograma ilustrando a relação entre o tempo de revenimento, a temperatura de revenimento e o parâmetro de Hollomon-Jaffe



Fonte: Adaptado HOLLOMON e JAFFE (1945)

Wan, Xiong e Suo (2005) desenvolveram um modelo matemático através de derivadas e integrais, baseado no parâmetro de revenimento de Hollomon-Jaffe, correlacionando a dureza com o tempo e a temperatura de revenimento.

De acordo com Wan, Xiong e Suo (2005) a dureza de revenimento (H) pode ser expressa em função da temperatura (T) e do tempo de revenimento (τ), ou em função do parâmetro de revenimento (P)

$$H = F(T, \tau) \quad (1)$$

ou

$$H = F(P) \quad (2)$$

De acordo com Hollomon-Jaffe (1945) o parâmetro de revenimento (P) é definido como:

$$P = T(C + \log \tau) \quad (3)$$

sendo que T é a temperatura de revenimento em Kelvin, τ é o tempo de revenimento em segundos e C é a constante de Hollomon-Jaffe, que geralmente é considerada

como 20 para a maioria dos aços. Grange e Baughman (1956) recomendam a utilização de C, sendo igual a 18 para todos os aços carbono e baixa liga.

Se aços revenidos em diferentes tempos e temperaturas apresentarem o mesmo valor de (P), estes devem apresentar também a mesma dureza (H).

De acordo com Wan, Xiong e Suo (2005), o revenimento de aços que não apresentam endurecimento secundário apresentam as seguintes características:

- quando o parâmetro de revenimento (P), a temperatura (T) e o tempo (τ) de revenimento permanecem constantes, a dureza de revenimento (H) não sofrerá alterações;
- quando a temperatura (T) e o tempo (τ) de revenimento ou o parâmetro de revenimento (P) mudam, a dureza de revenimento (H) e o parâmetro de revenimento (P) serão alterados.

A equação (1) pode ser descrita em sua forma diferencial total como:

$$dH = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} dT + \left(\frac{\partial H}{\partial \tau}\right)_{T} d\tau \quad (4)$$

Da equação (3) temos:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} = \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{\tau} \left(\frac{\partial P}{\partial T}\right)_{\tau} = (C + \log \tau) \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{\tau} \quad (5)$$

$$\left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{T} = \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{T} \left(\frac{\partial P}{\partial \tau}\right)_{T} = \left(\frac{T}{\tau \ln 10}\right) \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{T} \quad (6)$$

Como a dureza (H) depende somente do parâmetro de revenimento (P), a relação entre as seguintes equações são verdadeiras:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{\tau} = \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{T} = \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right) \quad (7)$$

Tomando as equações (5) e (6) pode-se deduzir a seguinte equação:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial \tau}\right)_{T} = kT \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} \quad (8)$$

Da equação (8) tem-se:

$$kT = \frac{\left(\frac{\partial H}{\partial \tau}\right)_{T}}{\left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau}} = \frac{\frac{T}{\tau \ln 10} \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{T}}{(C + \log \tau) \left(\frac{\partial H}{\partial P}\right)_{\tau}} = \frac{T}{\tau (C + \log \tau) \ln 10} \quad (9)$$

A equação (4) pode ser reescrita como:

$$dH = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} (dT + kT d\tau) \quad (10)$$

Quando a temperatura (T) permanece inalterada, temos:

$$dH = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau} kT dT \quad (11)$$

A equação (11) mostra o efeito do tempo (τ) na dureza (H) com a temperatura de revenimento constante, e pode ser prevista através do produto do fator de conversão kT e a derivada entre a dureza de revenimento (H) e a temperatura de revenimento (T).

Considerando H1 como a dureza após 1 hora de revenimento, tem-se:

$$\left(\frac{\partial H}{\partial T}\right) = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_{\tau=1} = \left(\frac{dH1}{dT}\right) \quad (12)$$

Integrando a equação (11) para o tempo de 1 hora até τ horas:

$$H = H1 + \int_1^{\tau} \left(\frac{dH}{dT}\right) kT dT = H1 + \int_1^{\tau} \left(\frac{dH}{dT}\right) \frac{T}{\tau(c + \log\tau)\ln 10} dT$$

$$H \cong H1 + T \left(\frac{dH1}{dT}\right) \ln\left(1 + \frac{\log\tau}{c}\right) \quad (13)$$

Mantendo constante a temperatura de revenimento (T) e os termos H1 e $\left(\frac{dH1}{dT}\right)_{\tau}$ para um determinado aço, o termo τ na equação (13) pode ser convertido em uma série:

$$\ln\left(1 + \frac{\log\tau}{c}\right) = \frac{\log\tau}{c} - \frac{1}{2}\left(\frac{\log\tau}{c}\right)^2 + \frac{1}{3}\left(\frac{\log\tau}{c}\right)^3 - \frac{1}{4}\left(\frac{\log\tau}{c}\right)^4 + \dots \quad (14)$$

De modo geral, o tempo de revenimento (τ) é curto se comparado aos tempos utilizados para o tratamento de envelhecimento que podem chegar há milhares de horas, sendo assim a equação (14) pode ser escrita como:

$$\ln\left(1 + \frac{\log\tau}{c}\right) \cong \frac{\log\tau}{c} \quad (15)$$

A equação de revenimento proposta por Wan, Xiong e Suo (2005) pode ser obtida através das equações (13) e (15).

$$H = a + bx\log\tau \quad (16)$$

Onde

$$a = H1 \quad (17)$$

$$b = \frac{T}{C} \left(\frac{dH1}{dT} \right) \rightarrow C = \frac{T}{b} \left(\frac{dH1}{dT} \right) \quad (18)$$

Sendo H a dureza após o tratamento térmico de revenimento, H1 a dureza após 1 hora de revenimento, T a temperatura de revenimento em Kelvin, τ o tempo de revenimento em horas e C a constante de Hollomon-Jaffe.

Segundo Wan, Xiong e Suo (2005), a constante a representa a dureza do aço temperado e revenido em determinada temperatura por 1 hora, e b é uma constante específica do aço para uma dada temperatura de revenimento, desde que o mesmo não sofra endurecimento secundário.

Shlyakman, Yampolskii e Ratushev (2010), ressaltam que a constante C pode assumir vários valores, sendo assim, a utilização de C = 20 não é sempre apropriada.

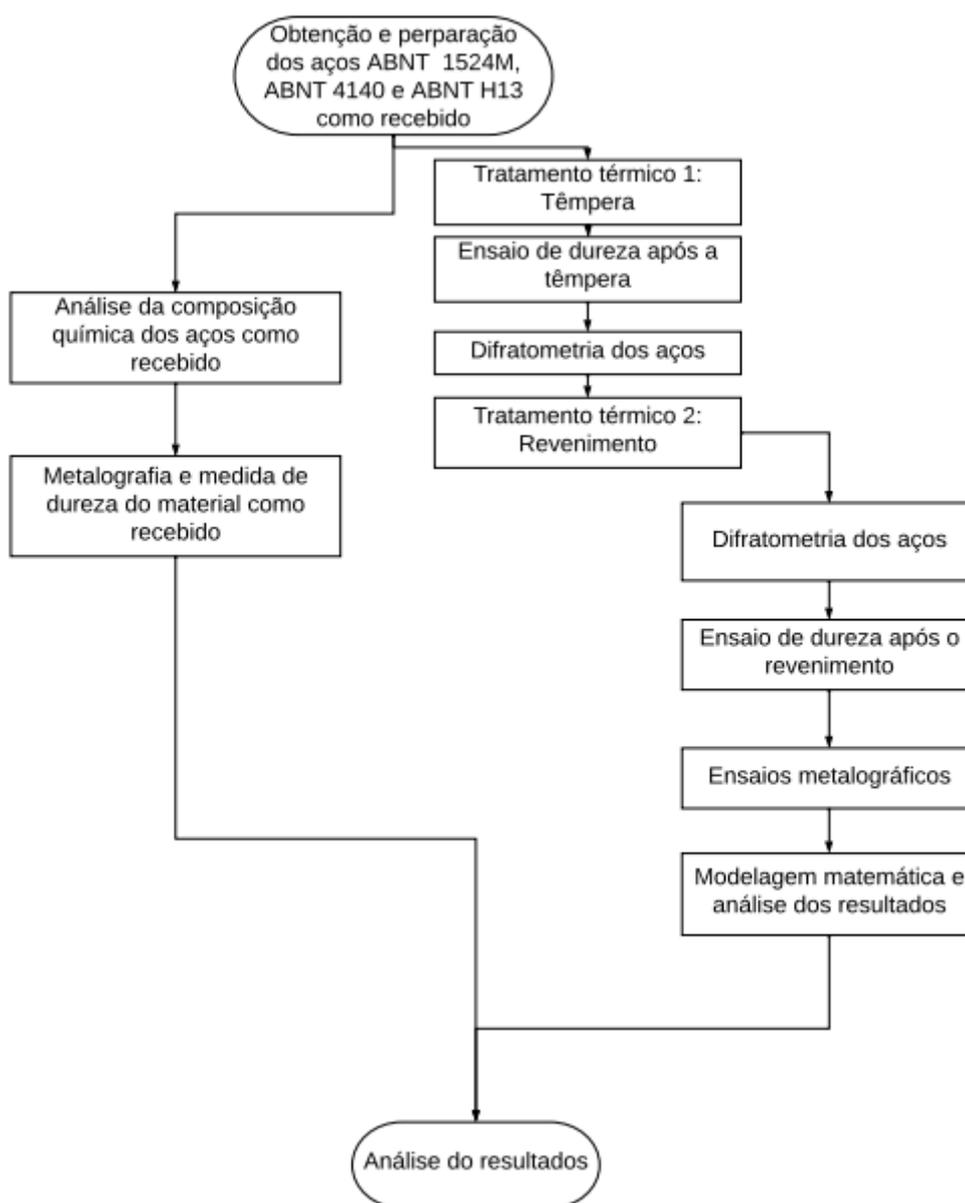
Conhecendo o valor da constante C e o valor do parâmetro de Hollomon-Jaffe é possível prever as propriedades mecânicas do aço em função das condições de funcionamento em diferentes regimes de tempo e temperatura (ADASKIN *et al.*, 2016).

4 METODOLOGIA

Para o presente estudo foram utilizadas barras de aço ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13. As barras de aço ABNT 1524M e ABNT 4140 são oriundas de um processo de lingotamento contínuo e forjamento em matriz aberta e possuem diâmetros de 278mm e 298mm. Já as barras de ABNT H13 são oriundas do processo de laminação a quente e possuem as seguintes dimensões 5/8" x 6m e 3m x 750mm.

A Figura 19 representa o fluxograma das etapas do procedimento adotado.

Figura 19: Fluxograma dos procedimentos adotados para pesquisa



Fonte: Elaborado pelo autor

4.1 Preparação dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13

As barras foram cortadas em discos de 300mm e 10mm de espessura, utilizando serra de fita. Em seguida estes discos foram cortados em barras retangulares e posteriormente foram retiradas pastilhas com 12mm de diâmetro e 10mm de comprimento, que passaram pelos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

4.2 Análise química e metalográfica

A análise química das barras foi realizada através da técnica de fluorescência de raios-X, o ensaio foi realizado no laboratório da Vallourec. Para este ensaio foram utilizados corpos de prova com as dimensões de 50X50X20mm.

Posteriormente, ocorreu a análise microestrutural através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando o microscópio eletrônico de varredura equipado com EDS da marca Oxford. A microscopia óptica foi realizada por meio do microscópio óptico da marca ZEISS. Para estes ensaios as amostras foram embutidas, lixadas com lixas de granulometria 80, 180, 220, 320, 400, 500, 600, 1200 e 2000 mesh e polidas com pasta de diamante de granulometria de 3 a 1 μ . O ataque químico foi realizado utilizando solução de Nital 5% (5% de HNO₃ e 95% de álcool) por tempo de aproximadamente 10 segundos.

Os ensaios metalográficos foram realizados no material como recebido e após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

4.3 Difratomia por raios-X

A presença de tensões residuais em um material pode ser identificada pelas variações das distâncias interplanares do material através da difratometria por raios-X. Utilizando o difratômetro de raios-X pode-se relacionar a difração com as tensões residuais de um de um certo material e realizando a análise de uma amostra, obtém-

se o padrão de interferência do material analisado, o que permite aferir informações relevantes como ângulo, largura e altura de picos (BRITO, 2017).

Neste estudo, a difratometria por raios-X foi realizado para verificar se o tratamento térmico de têmpera ocasionou tensões internas nos materiais analisados. Foram realizadas análises de tensões para avaliar estas tensões após a têmpera e após o revenimento.

O ensaio ocorreu no Laboratório de Caracterização de Materiais do CEFET-MG. O estudo da tensão residual no material e a realização das medições foram realizados a partir de um difratômetro da marca Shimadzu, modelo XDR-7000, utilizando tubo de cobre como fonte de raios-X, conectado a uma tensão de 60kV e corrente de 80mA.

As amostras foram analisadas após a têmpera e após o revenimento, onde as amostras foram mantidas nas temperaturas mencionadas na Tabela 8, e posteriormente resfriadas ao ar. Utilizou-se 15 amostras e as análises foram feitas na superfície circular, nas seguintes condições:

Tabela 8: Condições para o Ensaio de Difratometria por Raios-X

Material	Condição	Tempo (min)	Temperatura (C°)
ABNT 1524M	Temperado	-	-
	Revenido	15	400
			450
			500
			550
ABNT 4140	Temperado	-	-
	Revenido	15	400
			450
			500
			550
ABNT H13	Temperado	-	-
	Revenido	15	400
			450
			500
			550

Fonte: Elaborado pelo Autor

Foram realizadas medições utilizando os ângulos de 23°, 26°, 33°, 36°, 42° e 46°, tais ângulos foram selecionados pois é onde é possível visualizar os picos de 140 a 160.

4.4 Tratamentos térmicos

Foi realizado o tratamento térmico de têmpera e posteriormente realizou-se a medição da dureza das amostras temperadas, em seguida fez-se o tratamento térmico de revenimento e novamente a dureza das amostras foi medida. Ambos os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Materiais de Construção Mecânica da PUC Minas – Campus Coração Eucarístico.

4.3.1 Têmpera

As amostras foram presas a uma pinça e aquecidas utilizando um maçarico de chama oxiacetilênica até atingirem coloração vermelha amarelada. Após o aquecimento foi verificada a magnetização das amostras com o auxílio de um ímã permanente. As amostras que não foram atraídas pelo ímã, ou seja, não foram magnetizadas, foram resfriadas em água com agitação.

Optou-se por realizar o aquecimento utilizando maçarico devido ao tamanho das amostras, que eram pequenas, este procedimento garante que as amostras sejam completamente temperadas.

4.3.2 Revenimento

As amostras foram aquecidas em 2 fornos do tipo mufla, resistivos e equipados com microcontrolador termopar do tipo K. As amostras foram aquecidas e mantidas em determinadas temperaturas conforme descrito na Tabela 9, posteriormente elas foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

Tabela 9: Temperatura e tempo de manutenção durante o revenimento

Temperatura (°C)	Tempo de revenimento
100	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
150	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
200	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
250	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
300	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
340	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
400	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
450	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
500	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
550	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
600	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
650	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h
700	15min / 30min / 45min / 1h / 2h / 3h / 4h

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.5 Ensaios de dureza

Após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, respectivamente, as amostras foram lixadas utilizando lixas 180, 220 e 320 mesh para que se torne possível a realização das medidas de dureza.

Foram realizadas medidas em escala Rockwell C, utilizando um durômetro da marca Wolpert, com pré-carga de 10Kfg e carga de 150kgf.

4.6 Modelo matemático

Para a modelagem matemática foi utilizado o modelo matemático de revenimento proposto por Wan, Xiong e Suo (2005), conforme abordado na seção 3.3.

Utilizando o Excel e as equações 16 e 18 foram traçadas as curvas de dureza de acordo com as faixas de temperatura para o melhor ajuste do parâmetro b . Posteriormente foi calculado o valor de $\left(\frac{dH1}{dT}\right)$ para cada um dos tempos de revenimento adotados. A partir desses dados o valor da constante C de Hollomon-

Jaffe foi calculado para cada condição de $\left(\frac{dH1}{dT}\right)$ e por fim foi calculado o valor médio de C encontrado para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13.

Após realizar o procedimento descrito, os valores obtidos da constante C foram comparados com o valor proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) para os aços

RESULTADOS E ANÁLISE DOS RESULTADOS

5.1 Análise Química e Metalográfica

As tabelas 10, 11 e 12 apresentam a composição química dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13, respectivamente, obtidas através do ensaio de fluorescência de raios-X.

Através das análises químicas realizadas verifica-se que as composições químicas dos aços estudados satisfazem o que foi encontrado na bibliografia.

Tabela 10: Composição Química do Aço ABNT 1524M

C%	Mn%	P%	S%	Si%	Ni%	Cr%	Mo%	Al%	Cu%	V%	Ti%
0,23	1,48	0,02	0,001	0,54	0,08	0,18	0,04	0,04	0,11	0,01	0,01

Fonte: Elaborado pelo Autor

O aço ABNT 1524M é um aço com baixo teor de carbono, e os seus principais elementos de liga são Mn, Cr e Mo. Conforme encontrado na bibliografia, os elementos de liga presentes no aço deslocam as curvas TTT para a direita, facilitando o tratamento térmico de têmpera.

Tabela 11: Composição Química do Aço ABNT 4140

C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cr%	Mo%	Al%	N%
0,36	0,87	0,28	<0,01	<0,01	0,95	0,16	0,03	0,006

Fonte: Elaborado pelo Autor

O aço ABNT 4140 apresenta baixo teor de carbono e os seus principais elementos de liga são Mn, Cr e Mo, assim como no aço ABNT 1524M, os principais elementos de liga presentes no aço ABNT 4140 deslocam a curva TTT para a direita, o que aumenta a temperabilidade do aço.

Tabela 12: Composição Química do Aço ABNT H13

C%	Ni%	Cu%	Sn%	S%	Al%	Nb%	N%	Ca%	W%
0,403	0,240	0,090	0,006	0,001	0,034	0,007	0,011	0,001	0,142
P%	Mo%	Cr%	Mn%	Si%	V%	Ti%	As%	Co%	
0,019	1,263	4,950	0,370	0,840	0,839	0,003	0,005	0,030	

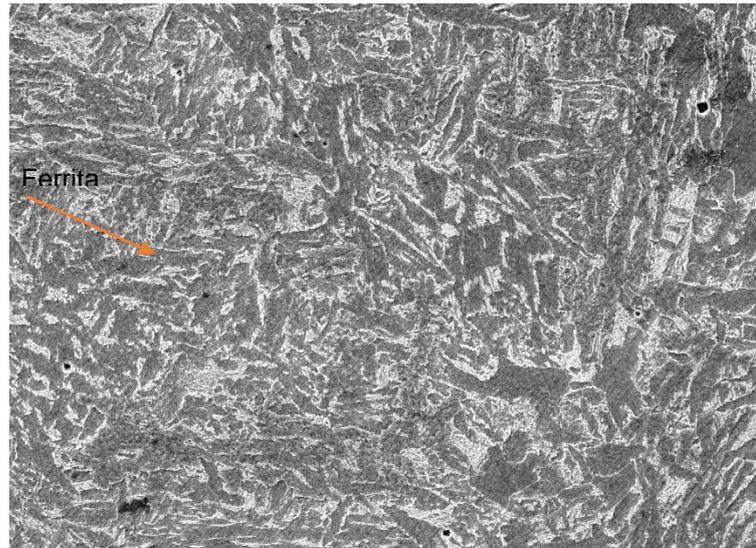
Fonte: Elaborado pelo Autor

A composição química do aço ABNT H13 mostra que o aço possui médio teor de carbono e os seus principais elementos de liga são o Cr, Va e Mo, estes elementos

de liga são formadores de carbonetos, o que ocasiona o endurecimento secundário deste aço durante o revenimento.

A seguir apresenta-se as análises metalográficas dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 nas condições como recebido, após têmpera e após revenimento.

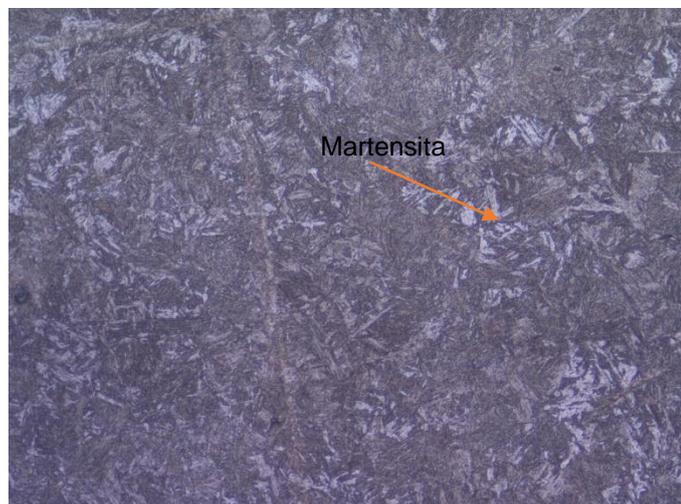
Figura 20: Análise Microestrutural do Aço ABNT 1524M como recebido



Fonte: Elaborado pelo Autor

A figura 20 mostra a microestrutura do aço ABNT 1524M como recebido, na imagem identifica-se a presença de ferrita e a precipitação de carbonetos nas áreas de contornos de grãos.

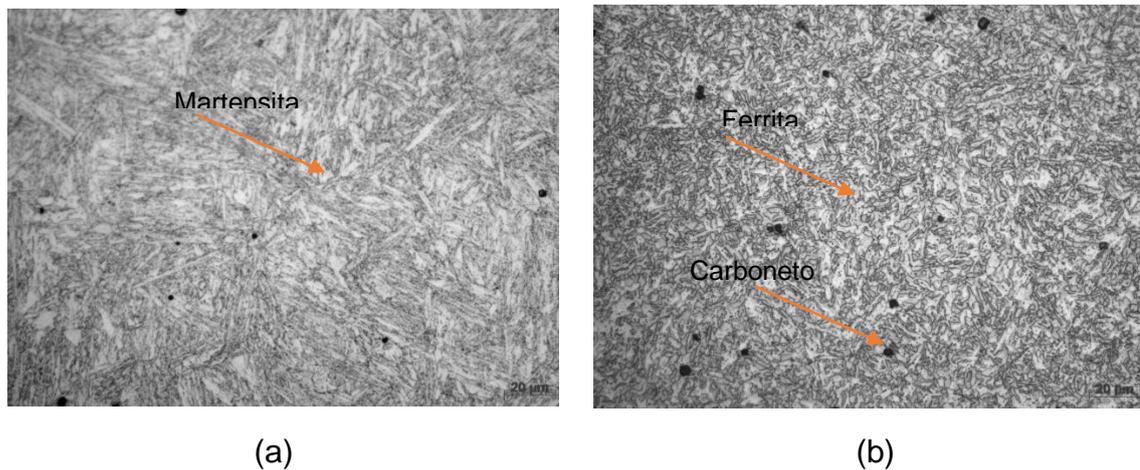
Figura 21: Aço ABNT 1524M pós Têmpera



Fonte: Elaborado pelo Autor

Na Figura 21 apresenta a metalografia do aço ABNT 1524M após o tratamento térmico de têmpera, nesta figura é possível verificar que houve a formação de martensita após o tratamento térmico.

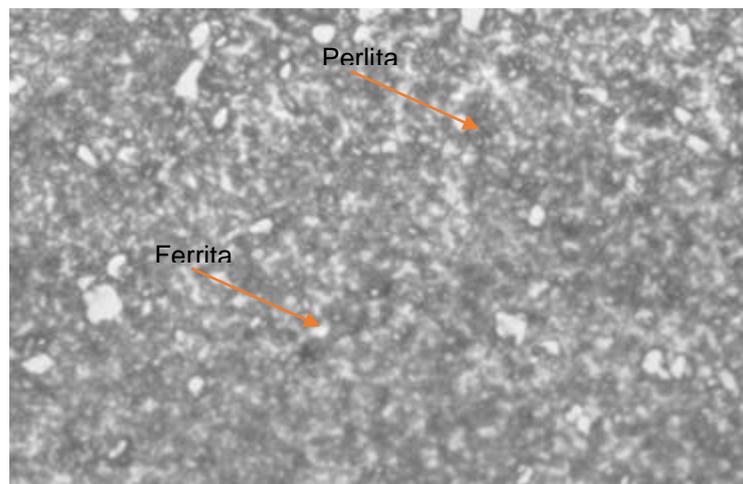
Figura 22: Metalografia do Aço ABNT 1524M após tratamento térmico de revenimento



Fonte: Elaborado pelo Autor

A figura 22 demonstra as imagens obtidas através das metalografias do aço ABNT 1524M após o tratamento térmico de revenimento a 700 °C por 15 min (a) e a 700 °C por 4h (b). Na figura 22(a) é possível observar a presença de martensita sem a presença de austenita residual. Após 4h de revenimento na temperatura de 700°C (Figura 22 b), o aço ABNT 1524M apresenta ferrita e carbonetos, além disso é possível ver o crescimento de precipitados e o início da esferoidização destes.

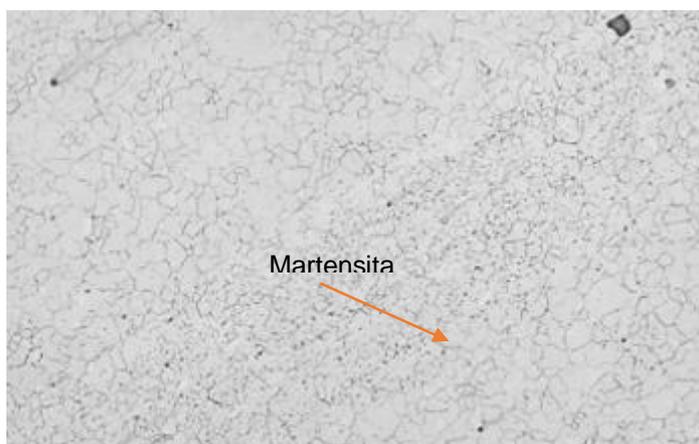
Figura 23: ABNT 4140 como Recebido



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Figura 23 apresenta a metalografia do aço ABNT 4140 como recebido. Na imagem verificou-se a presença de ferrita e perlita.

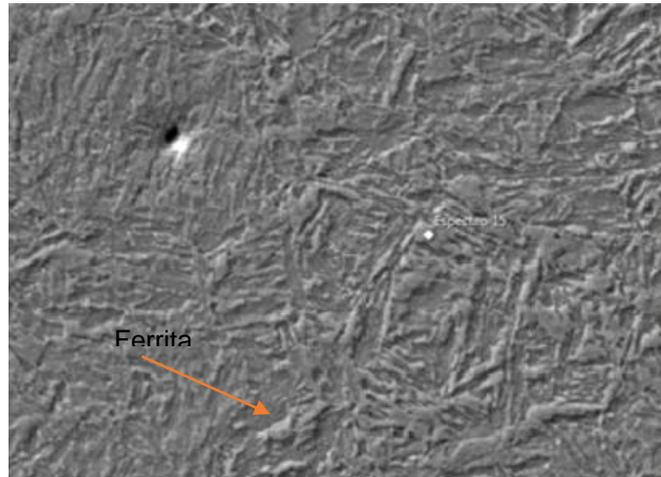
Figura 24: Micrografia do Aço ABNT 4140 Após Tratamento Térmico de Têmpera



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Figura 24 mostra a análise metalográfica do aço ABNT 4140 após o tratamento térmico de têmpera, na imagem verificou-se que após o tratamento térmico a microestrutura presente é a martensita.

Figura 25: Microestrutura do aço ABNT 4140 após tratamento térmico de revenimento a 550 °C por 1 h

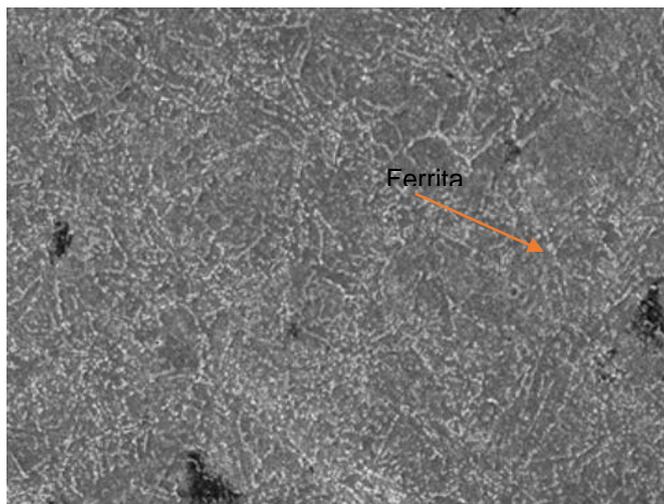


Fonte: Elaborado pelo Autor

A Figura 25 apresenta a análise microestrutural do aço ABNT 4140 após o tratamento térmico de revenimento, na imagem verificou-se que houve transformação da martensita em ferrita.

A Figura 26 mostra a análise microestrutural do aço ABNT H13 na condição como recebido, na imagem foi possível identificar a fase ferrita e a presença de carbonetos.

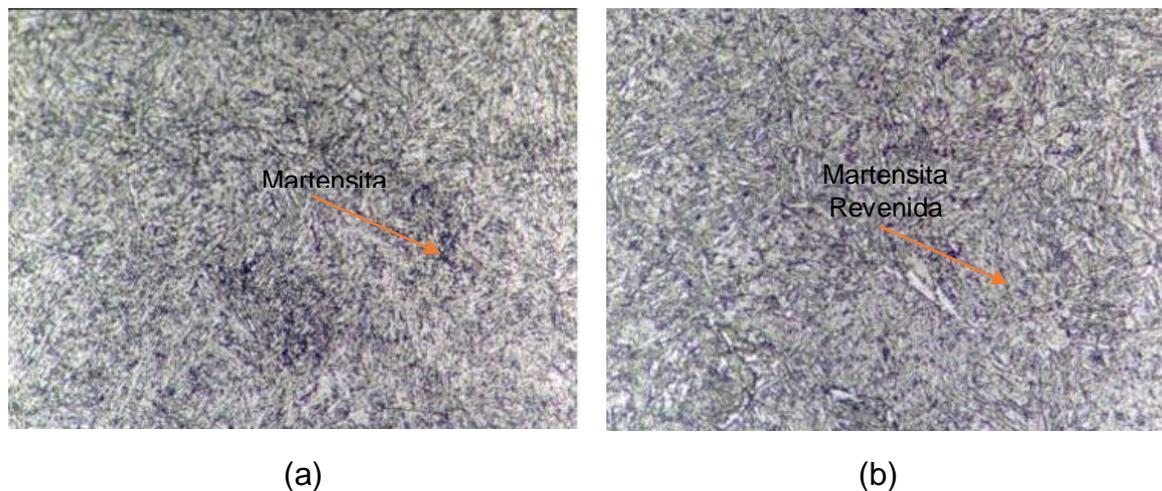
Figura 26: Análise Microestrutural do Aço ABNT H13 como Recebido



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Figura 27 apresenta as imagens de microscopia óptica do aço ABNT H13 após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Figura 27: Microscopia Óptica do Aço ABNT H13 (a) Após Tratamentos Térmicos de Têmpera e (b) Revenimento



Fonte: Elaborado pelo Autor

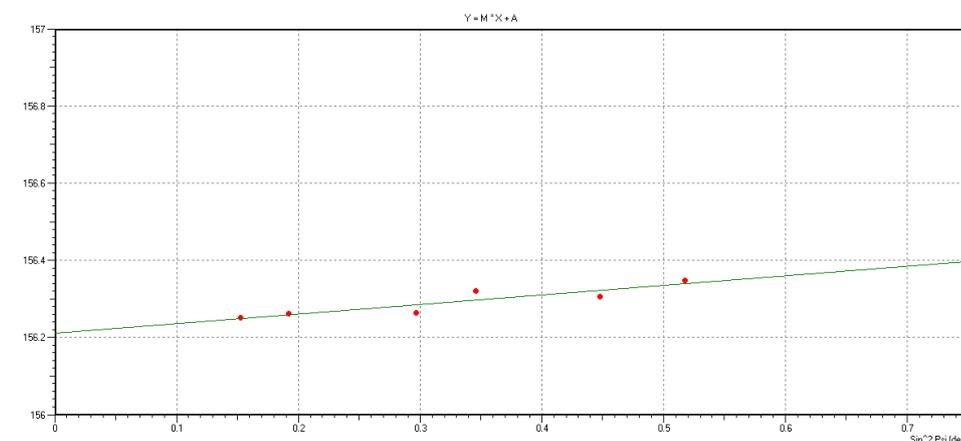
Nas imagens obtidas através de microscopia óptica observou-se que a microestrutura do aço ABNT H13 após a têmpera é composta por martensita e após o revenimento é composta por uma matriz de martensita revenida e, indicada pela morfologia lamelar, que se distribui de forma homogênea.

5.2 Difratometria por Raios-X

Na análise de tensões por difratometria por raios-x após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, foram encontradas tensões de tração para os três aços estudados, conforme pode ser visto nas figuras a seguir.

A Figura 28 demonstra os resultados da análise de tensões por difratometria por raios-X do aço ABNT 1524M na condição pós têmpera.

Figura 28: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 1524M após Têmpera

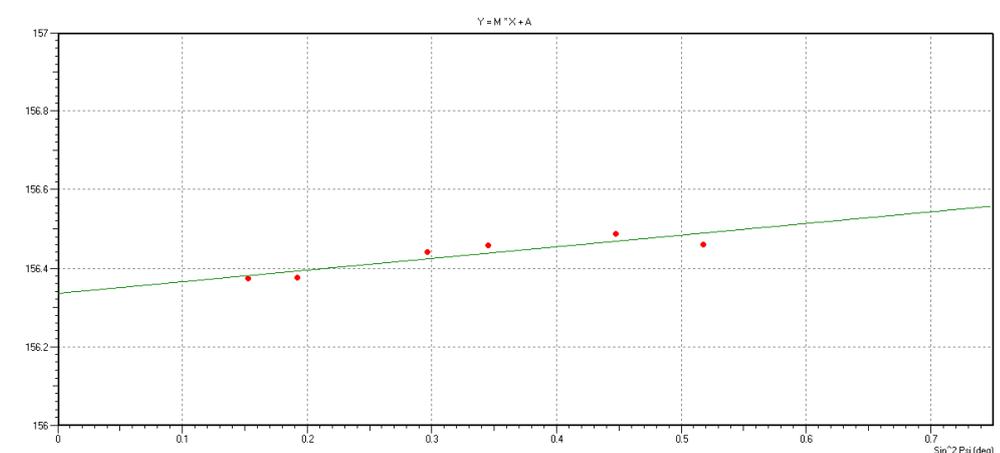


Fonte: Elaborado pelo Autor

Na amostra de aço ABNT 1524M na condição temperada, encontrou-se uma tensão compressiva de $-78,860 \pm 21,297$ (MPa).

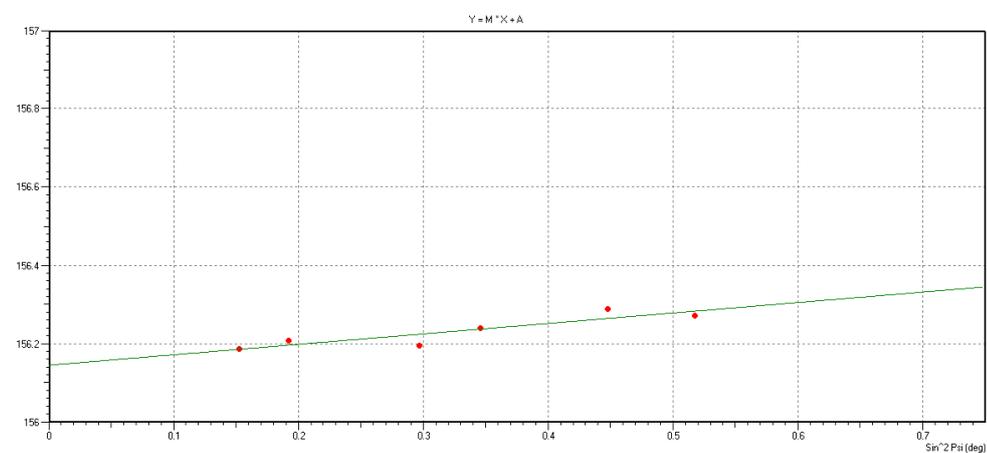
As Figuras 29, 30, 31 e 32 apresentam os resultados da análise de tensões por difratometria por raios-X do aço ABNT 1524M na condição pós revenimento a 400 °C, 450 °C, 500 °C e 550 °C, respectivamente.

Figura 29: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 400 °C por 15 minutos



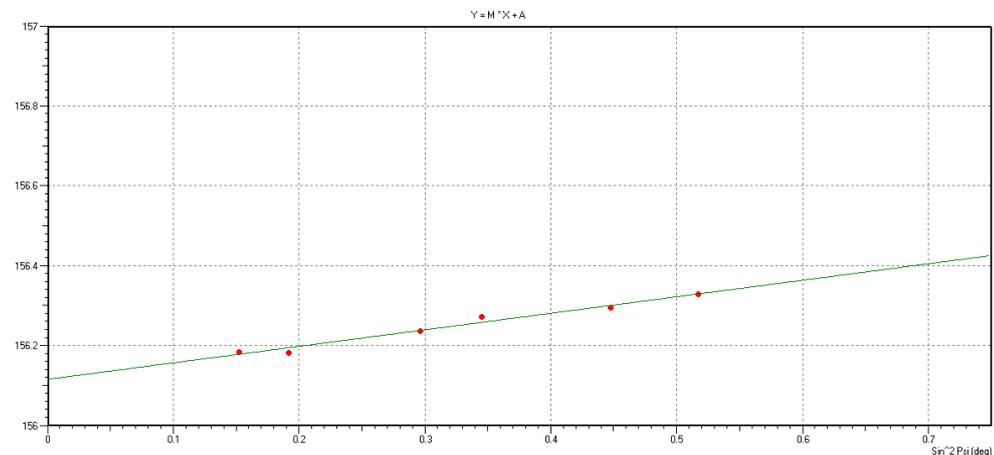
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 30: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 450 °C por 15 minutos



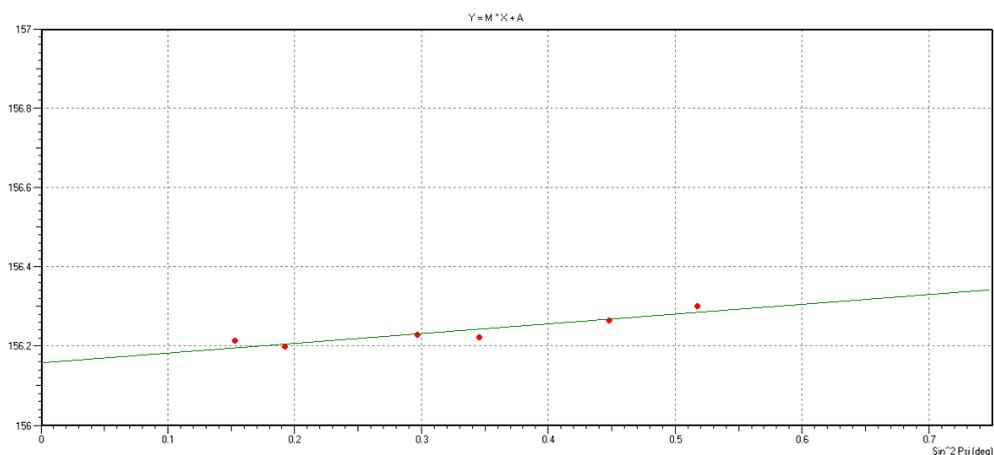
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 31: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 500 °C por 15 minutos



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 32: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 1524M Revenido a 550 °C por 15 minutos



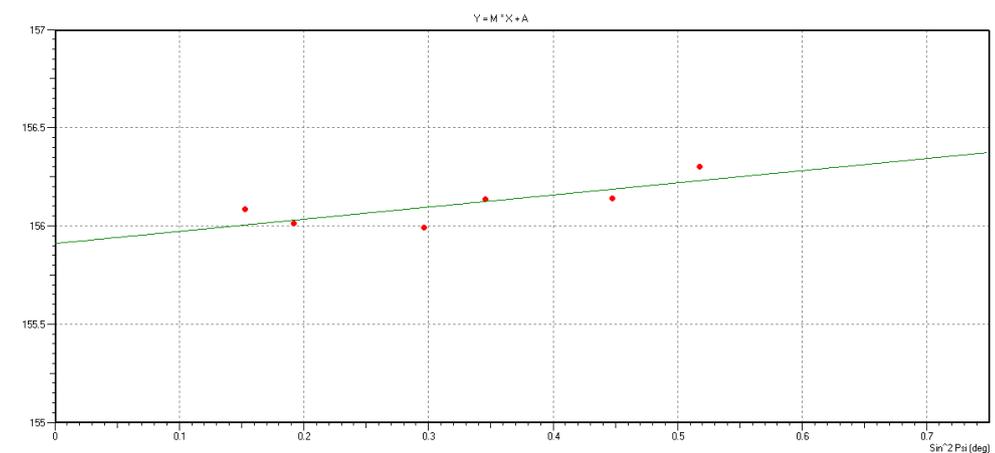
Fonte: Elaborado pelo Autor

Analisando os resultados obtidos, verificou-se que a tensão do Aço ABNT 1524M não reduziu consideravelmente após o tratamento térmico de revenimento, o que foge do esperado, pois um dos intuitos do revenimento é reduzir as tensões internas acumuladas no material após o tratamento térmico de têmpera. Entretanto, as amostras analisadas foram submetidas ao tratamento térmico de revenimento por

15 minutos, logo, podemos verificar que para o aço ABNT 1524M este tempo de revenimento não foi suficiente para aliviar as tensões internas provocadas pelo tratamento térmico de têmpera.

A Figura 33 demonstra os resultados da análise de tensões por difratometria por raios-X do aço ABNT 4140 pós têmpera

Figura 33: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 4140 após Têmpera

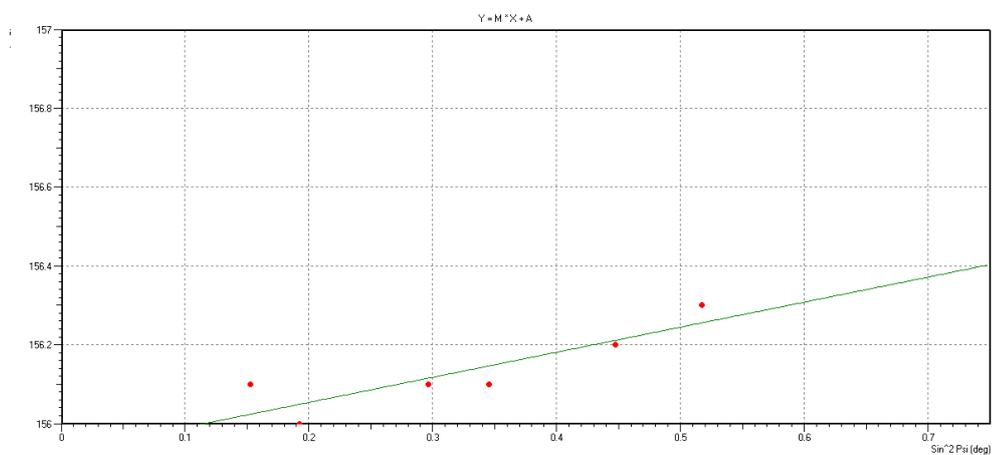


Fonte: Elaborado pelo Autor

Na amostra de aço ABNT 4140 na condição temperada, encontrou-se uma tensão compressiva de $-196,958 \pm 75,589$ (MPa).

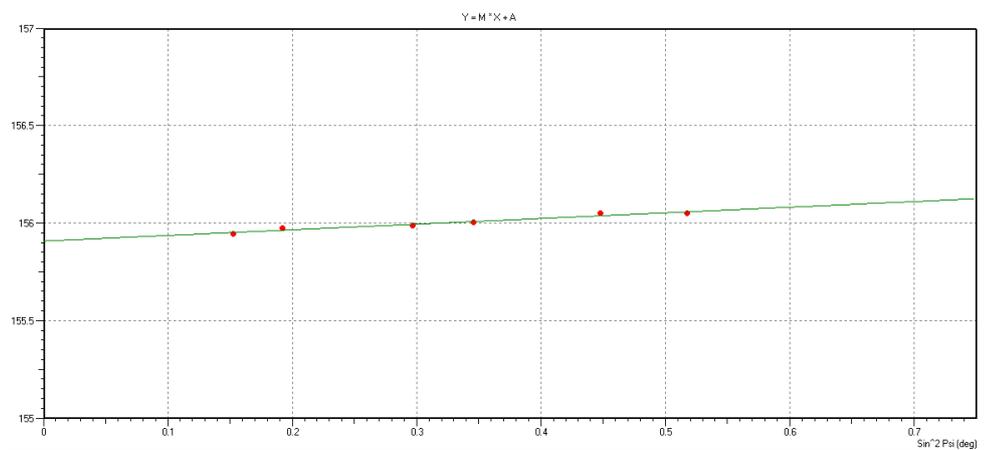
As Figuras 34, 35, 36 e 37 apresentam os resultados da análise de tensões por difratometria por raios-X do aço ABNT 4140 na condição pós revenimento a 400 °C, 450 °C, 500 °C e 550 °C, respectivamente.

Figura 34: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 400 °C por 15 minutos



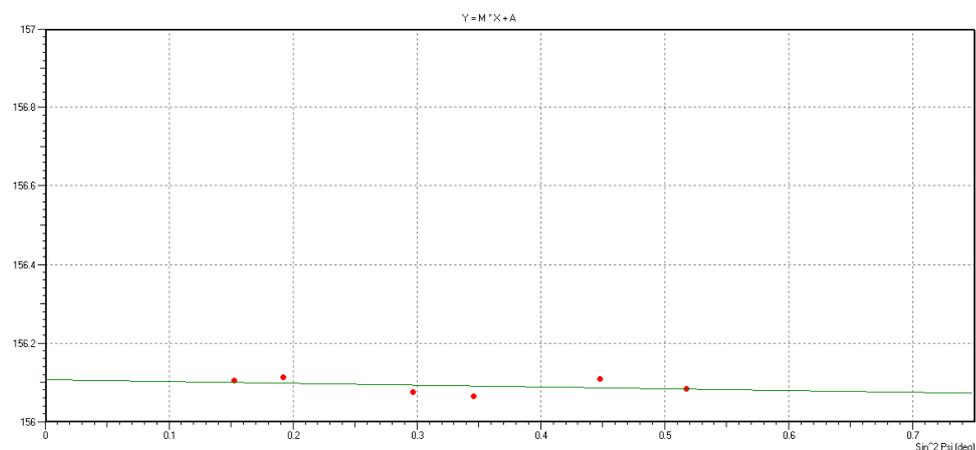
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 35: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 450 °C por 15 minutos



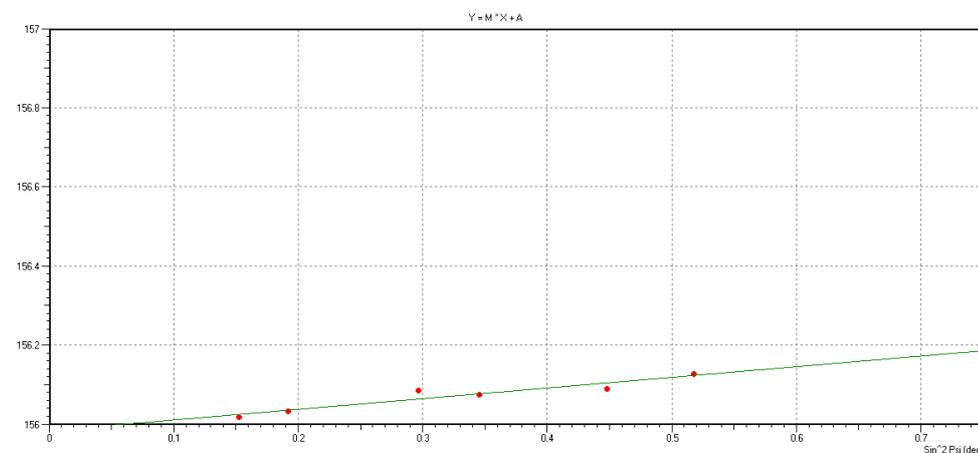
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 36: Análise de tensões por Difratometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 500 °C por 15 minutos



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 37: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT 4140 Revenido a 550 °C por 15 minutos

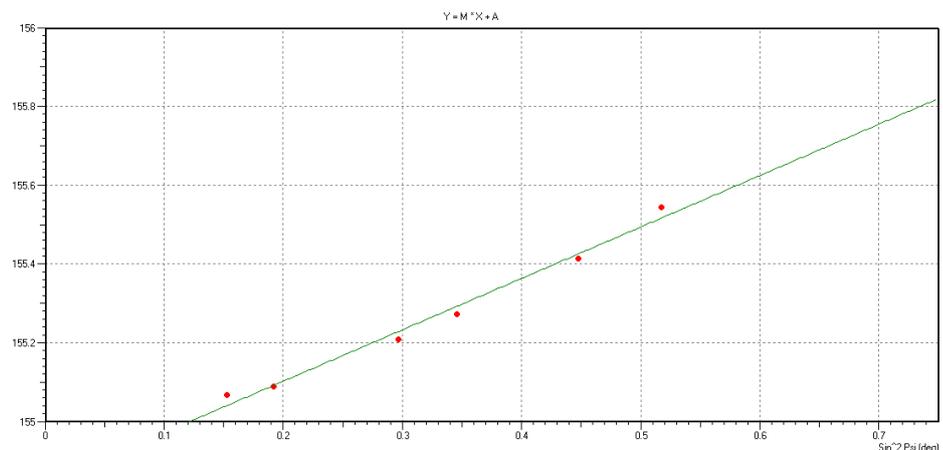


Fonte: Elaborado pelo Autor

Analisando os resultados obtidos, verificou-se que a tensão do Aço ABNT 4140 reduziu após o tratamento térmico de revenimento, pois um dos intuitos do revenimento é reduzir as tensões internas acumuladas no material após o tratamento térmico de têmpera.

A Figura 38 demonstra o resultado da análise de tensões por difratometria do aço H13 pós têmpera.

Figura 38: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT H13 após Têmpera

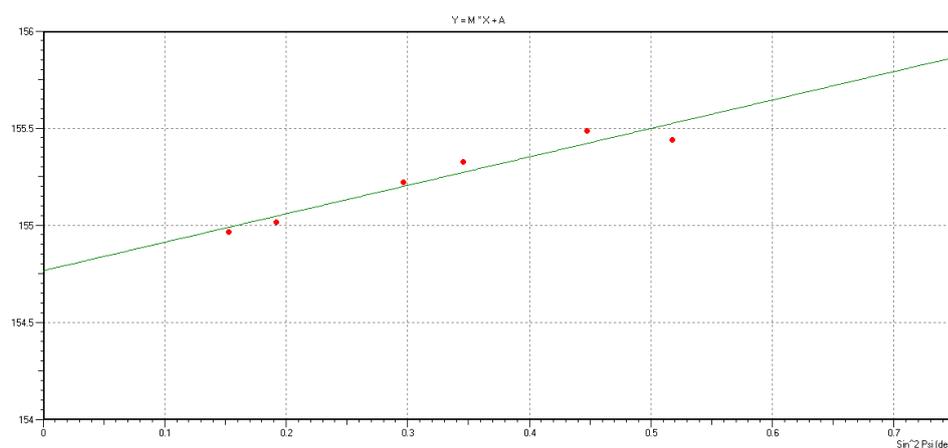


Fonte: Elaborado pelo Autor

Na amostra de aço ABNT H13 na condição temperada, encontrou-se uma tensão compressiva de $-415,271 \pm 21,568$ (MPa).

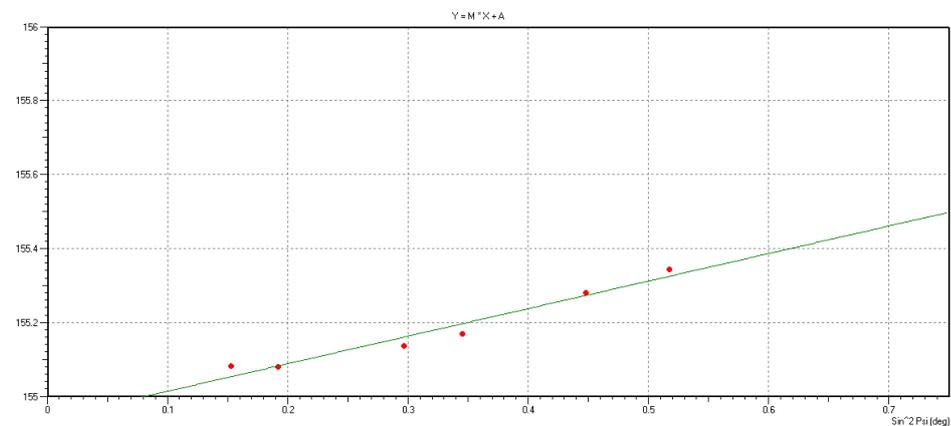
As Figuras 39, 40, 41 e 42 apresentam os resultados da análise de tensões por difratometria por raios-X do aço ABNT H13 na condição pós revenimento a 400 °C, 450 °C, 500 °C e 550 °C, respectivamente.

Figura 39: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT H13 Revenido a 400 °C por 15 minutos



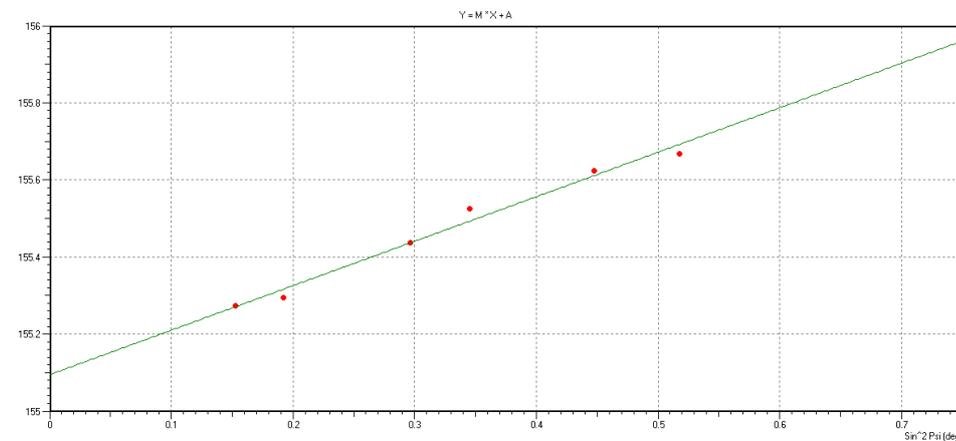
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 40: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT H13 Revenido a 450 °C por 15 minutos



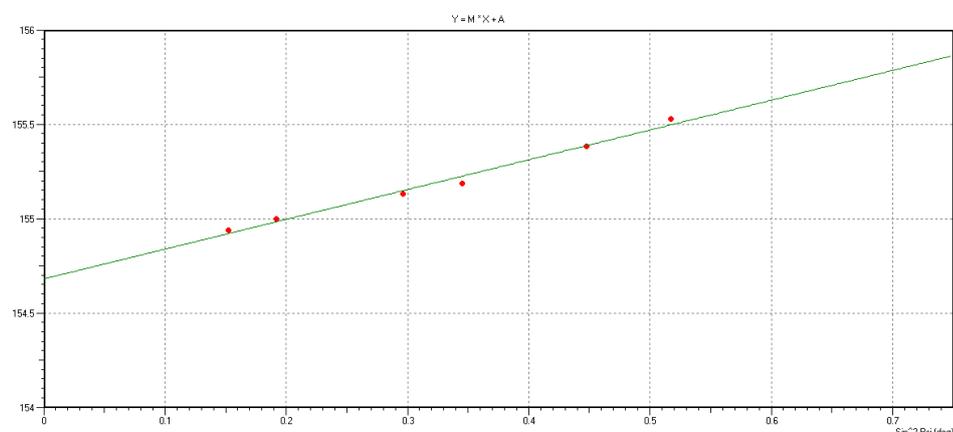
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 41: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT H13 Revenido a 500 °C por 15 minutos



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 42: Análise de Tensões por Difratometria do Aço ABNT H13 Revenido a 550 °C por 15 minutos



Fonte: Elaborado pelo Autor

Analisando os resultados obtidos, foi verificado um aumento da tensão interna do aço ABNT H13, tal ocorrência deve-se ao fenômeno do endurecimento secundário. Este fenômeno ocorre, pois, os elementos de liga presentes no aço ABNT H13 se precipitam durante o revenimento em temperaturas próximas ou inferiores à 540 °C formando carbonetos. A precipitação destes carbonetos aumenta a dureza do material e, conseqüentemente há acúmulo de tensões. Em revenimentos com temperaturas superiores à 540 °C, espera-se que ocorra a redução das tensões internas do aço ABNT H13.

5.3 Ensaio de Dureza

Foi realizado o ensaio de dureza para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13 nas condições como recebido, pós tratamento térmico de têmpera e pós tratamento térmico de revenimento. Os resultados obtidos encontram-se na tabela 13.

Tabela 13: Ensaios de Dureza dos Aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13

Material	ABNT 1524M	ABNT 4140	ABNT H13
Condição de Medição de Dureza			
Como recebido	24 ± 2,0 HRC	24,8 ± 1,1 HRC	22,2 ± 1,2 HRC
Pós Têmpera	53,1 ± 0,5 HRC	62,3 ± 3,2 HRC	63,4 ± 0,4 HRC
Pós Revenimento a 100 °C	42,2 ± 0,9 HRC	61,3 ± 3,3 HRC	53,7 ± 2,5 HRC
Pós Revenimento a 150 °C	42,1 ± 2,3 HRC	60,7 ± 1,6 HRC	50,9 ± 1,1 HRC
Pós Revenimento a 200 °C	39,4 ± 0,7 HRC	60,6 ± 1,2 HRC	49,9 ± 1,4 HRC
Pós Revenimento a 250 °C	38,0 ± 1,5 HRC	57,3 ± 2,2 HRC	50,0 ± 1,8 HRC
Pós Revenimento a 300 °C	39,4 ± 1,9 HRC	53,1 ± 4,3 HRC	48,8 ± 1,3 HRC
Pós Revenimento a 350 °C	36,5 ± 1,5 HRC	53,3 ± 1,1 HRC	48,4 ± 1,2 HRC
Pós Revenimento a 400 °C	34,5 ± 3,9 HRC	52,7 ± 0,8 HRC	48,6 ± 1,6 HRC
Pós Revenimento a 450 °C	29,7 ± 3,2 HRC	50,8 ± 2,5 HRC	50,7 ± 1,5 HRC
Pós Revenimento a 500 °C	27,4 ± 1,7 HRC	47,9 ± 1,6 HRC	49,7 ± 2,6 HRC
Pós Revenimento a 550 °C	27,9 ± 3,7 HRC	43,9 ± 1,4 HRC	50,9 ± 1,1 HRC
Pós Revenimento a 600 °C	26,9 ± 5,3 HRC	41,1 ± 3,1 HRC	42,2 ± 3,4 HRC
Pós Revenimento a 650 °C	24,3 ± 3,8 HRC	35,8 ± 6,6 HRC	35,3 ± 4,1 HRC
Pós Revenimento a 700 °C	18,3 ± 5,1 HRC	27,9 ± 4,7 HRC	28,3 ± 5,4 HRC

Fonte: Elaborado pelo Autor

A partir das medições de dureza dos aços verificou-se que após o tratamento térmico de têmpera houve um aumento considerável da dureza dos três materiais estudados.

Após os tratamentos térmicos de revenimento nas diversas temperaturas verificou-se que houve redução na dureza dos aços em questão, pois, um dos intuitos do tratamento térmico de revenimento é reduzir a dureza do material que ficou muito elevada após o tratamento térmico de têmpera. Entretanto, o aço ABNT H13 apresentou aumento de dureza na faixa de temperatura que varia de 450 °C a 550 °C, este ganho de dureza ocorreu devido ao fenômeno do endurecimento secundário, ou seja, houve a precipitação dos elementos de liga presentes neste aço durante o revenimento na forma de carbonetos e isto ocasionou o endurecimento secundário do material, tal fenômeno gerou aumento da dureza do aço na faixa de temperatura citada.

5.3 Modelo Matemático de Hollomon-Jaffe para Revenimento

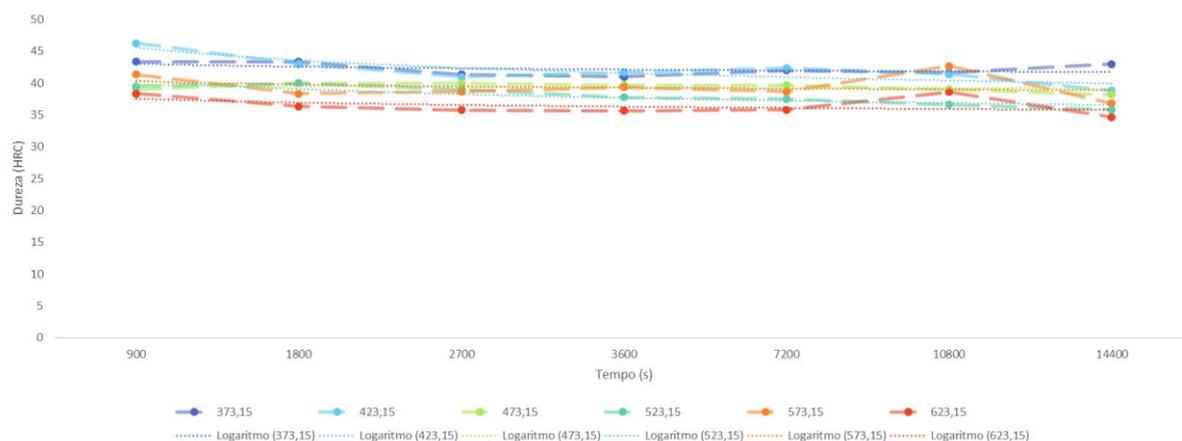
Os resultados da modelagem matemática para as curvas de revenimento dos aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13, com tempos variando de 15 minutos a

4 horas, e temperaturas de revenimento entre 100 °C e 700 °C, serão apresentados a seguir. Para o modelo foram utilizadas as equações 16 e 18 propostas por Wan, Xiong e Suo (2005) para obter-se o melhor ajuste para o parâmetro b utilizando o Excel. Cabe ressaltar que o Excel não possui a função $\log(\tau)$, apenas $\ln(\tau)$, então traçou-se a curva $\ln(\tau)$ e em seguida realizou-se a conversão para $\log(\tau)$.

Para elaborar o modelo matemático considerou-se o tempo em segundos e a temperatura em Kelvin, conforme proposto por Wan, Xiong e Suo (2005).

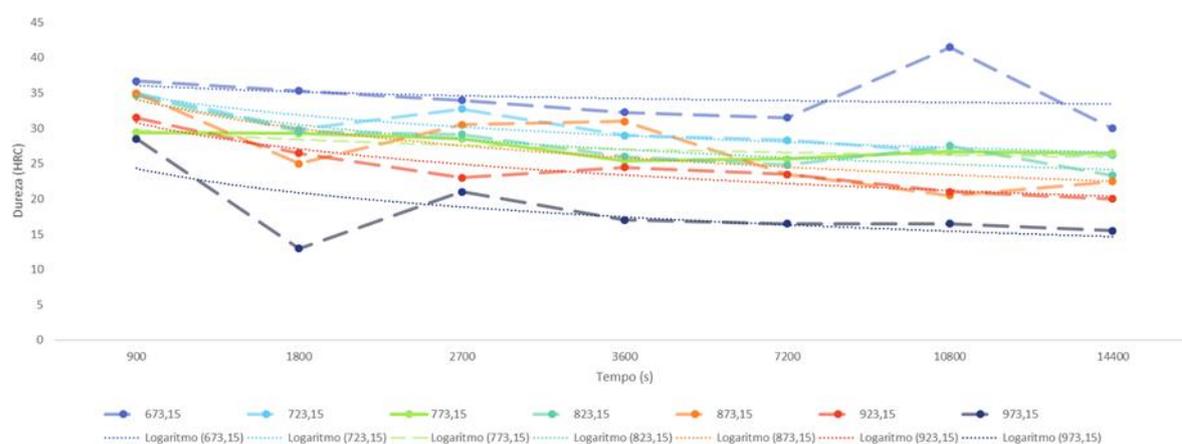
Os Gráficos 1 e 2 representam o perfil de dureza do aço ABNT 1524M para as faixas de temperatura variando entre 100 °C e 700°C.

Gráfico 1: Perfil de dureza do aço ABNT 1524M por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 373,15K a 623,15K °C, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$



Fonte: Elaborado pelo Autor

Gráfico 2: Perfil de dureza do aço ABNT 1524M por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 673,15K a 973,15K, utilizando o ajuste $H = a + b \cdot \ln(\tau)$



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Tabela 14 apresenta os valores de b para o aço ABNT 1524M, obtidos através do ajuste $H = a + b * \log(\tau)$.

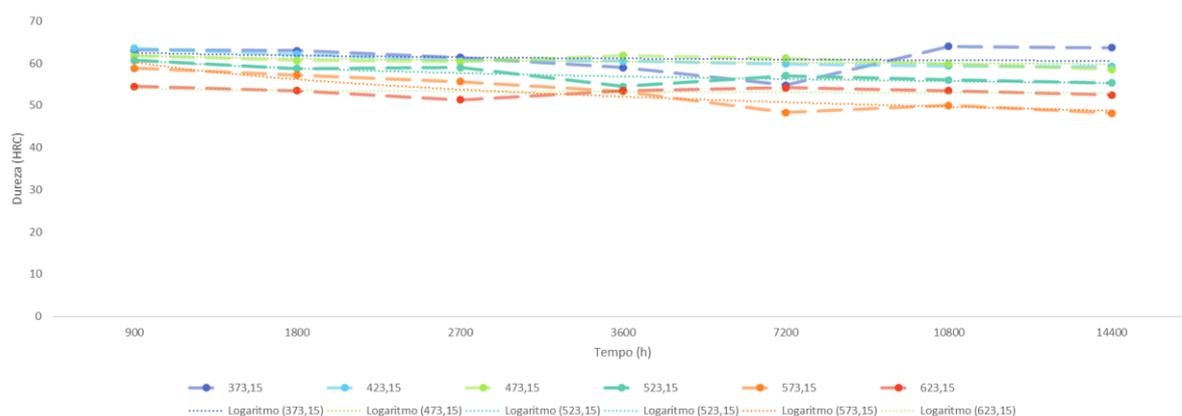
Tabela 14: Valores de b para o aço ABNT 1524M para as faixas de temperatura variando de 100 °C a 700°C

Temperatura (°C)	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
b	-1,56	-6,69	-0,7	-4,61	-1,65	-2,11	-3,13	-9,65	-4,6	-11,7	-13,7	-12,3	-11,4

Fonte: Elaborado pelo Autor

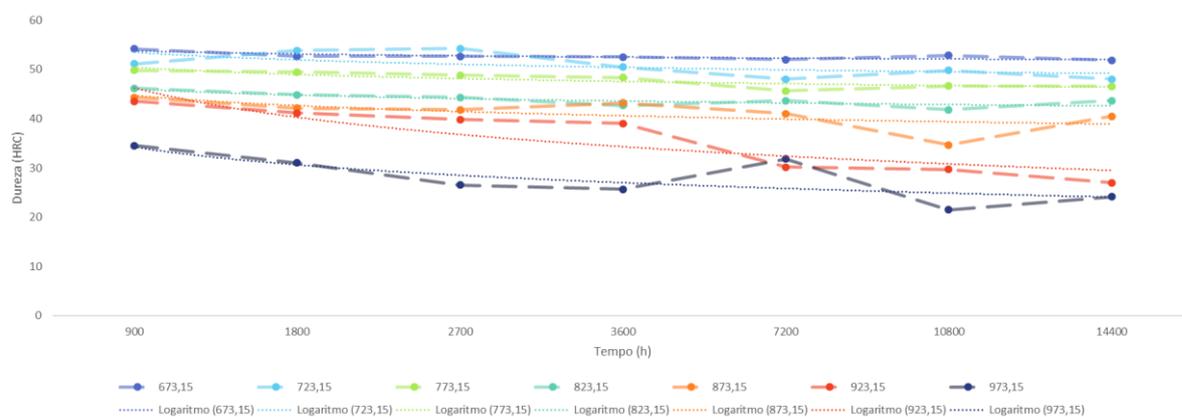
Os Gráficos 3 e 4 representam o perfil de dureza do aço ABNT 4140 para as faixas de temperatura variando entre 100 °C e 700°C.

Gráfico 3: Perfil de dureza do aço ABNT 4140 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de a 373,15K a 623,15K, utilizando o ajuste $H = a + b * \ln(\tau)$



Fonte: Elaborado pelo Autor

Gráfico 4: Perfil de dureza do aço ABNT 4140 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 623,15K a 973,15K, utilizando o ajuste $H = a + b * \ln(\tau)$



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Tabela 15 apresenta os valores de b para o aço ABNT 4140, obtidos através do ajuste $H = a + b * \log(\tau)$.

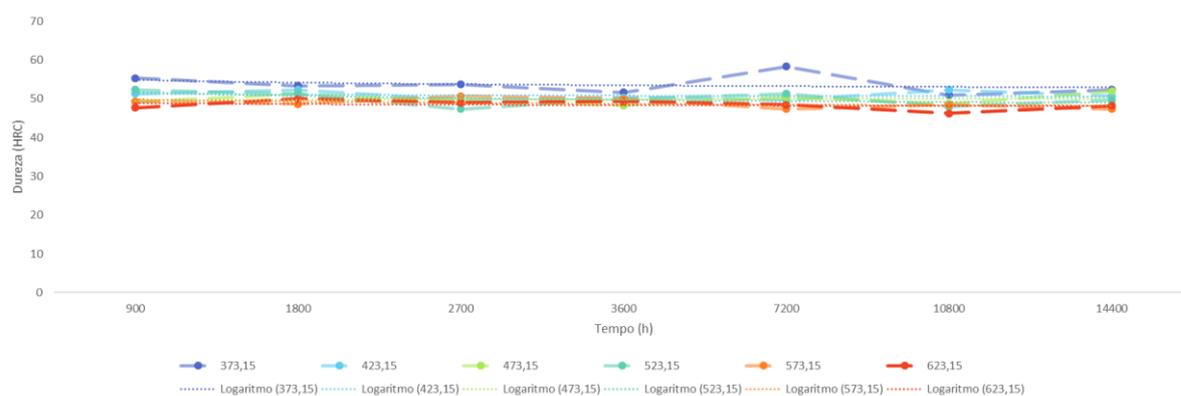
Tabela 15: Valores de b para o aço ABNT 4140 para as faixas de temperatura variando de 100 °C a 700°C

Temperatura (°C)	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
b	-2,3	-5,27	-2,41	-6,4	-13,6	-1,15	-2,15	-5,08	-4,73	-4,05	-6,87	-19,8	-12

Fonte: Elaborado pelo Autor

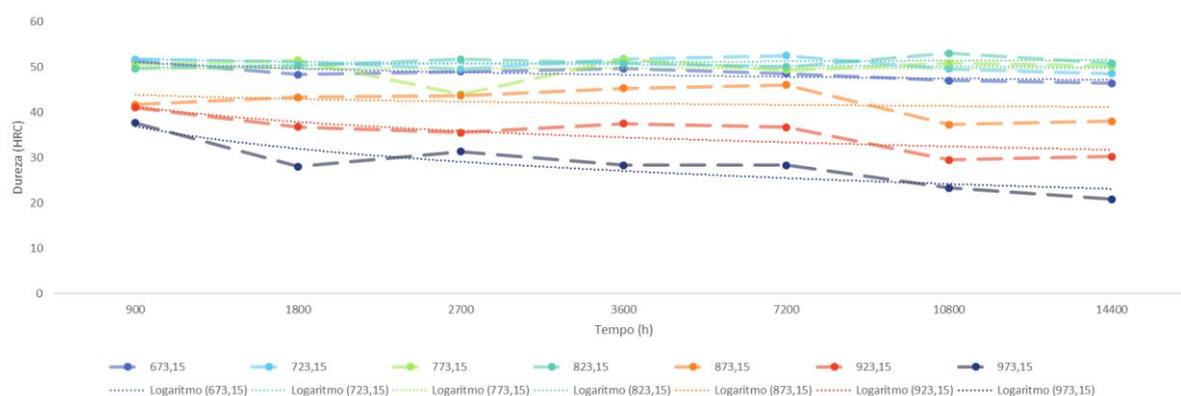
Os Gráficos 5 e 6 representam o perfil de dureza do aço ABNT H13 para as faixas de temperatura variando entre 100 °C e 700°C.

Gráfico 5: Perfil de dureza do aço ABNT H13 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 373,15K a 623,15K, utilizando o ajuste $H = a + b * \ln(\tau)$



Fonte: Elaborado pelo Autor

Gráfico 6: Perfil de dureza do aço ABNT H13 por tempo para as faixas de temperatura de revenimento de 673,15K a 973,15K, utilizando o ajuste $H = a + b * \ln(\tau)$



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Tabela 16 apresenta os valores de b para o aço ABNT H13, obtidos através do ajuste $H = a + b * \log(\tau)$.

Tabela 16: Valores de b para o aço ABNT H13 para as faixas de temperatura variando de 100 °C a 700°C

Temperatura (°C)	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
b	-2,34	-0,86	0,721	-3,34	-1,93	-0,99	-4,59	-2,16	-0,06	2,022	-3,24	-11,3	-16,3

Fonte: Elaborado pelo Autor

Após obter os valores de b para os três aços em questão, traçou-se os gráficos para encontrar o melhor valor de $(\frac{dH1}{dT})$, para encontrar este valor o melhor ajuste encontrado foi através da equação polinomial, pois este ajuste apresentou maior valor de R^2 .

O Gráfico 8 reproduz as curvas $(\frac{dH1}{dT})$ para o aço ABNT 1524M.

Gráfico 7: Curvas de $(\frac{dH1}{dT})$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT 1524M



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Tabela 17 apresenta os valores obtidos de $(\frac{dH1}{dT})$ para os tempos de 15 minutos a 4 horas para o aço ABNT 1524M.

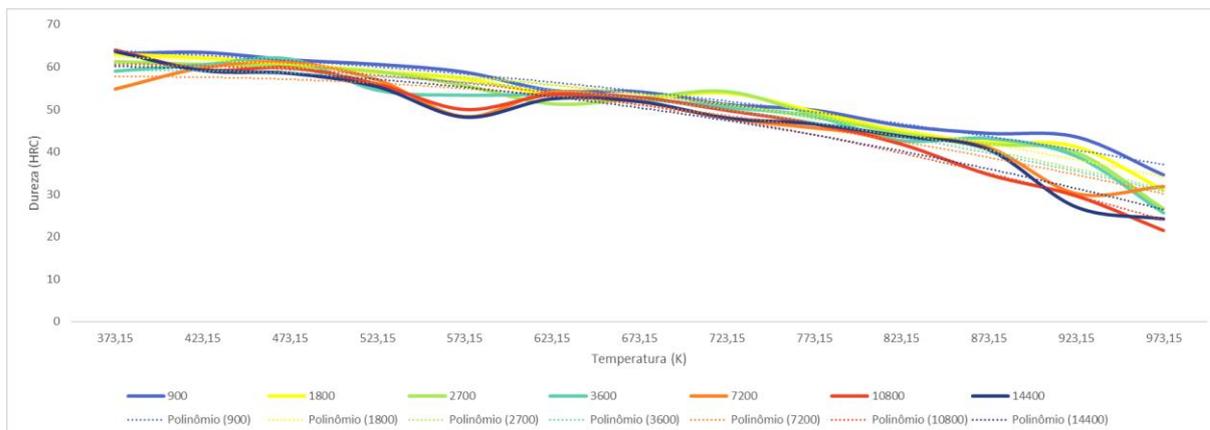
Tabela 17: Valores de $(\frac{dH1}{dT})$ por faixa de tempo para o aço ABNT 1524M

Tempo de Revenimento (s)	900	1800	2700	3600	7200	10800	14400
$(\frac{dH1}{dT})$	0,0386	-0,245	-0,1624	-0,1132	-0,0924	-0,3602	-0,0854

Fonte: Elaborado pelo Autor

O Gráfico 9 reproduz as curvas $(\frac{dH1}{dT})$ para o aço ABNT 4140.

Gráfico 8: Curvas de $(dH1/dT)$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT 4140



Fonte: Elaborado pelo Autor

A Tabela 18 apresenta os valores obtidos de $(\frac{dH1}{dT})$ para os tempos de 15 minutos a 4 horas para o aço ABNT 4140.

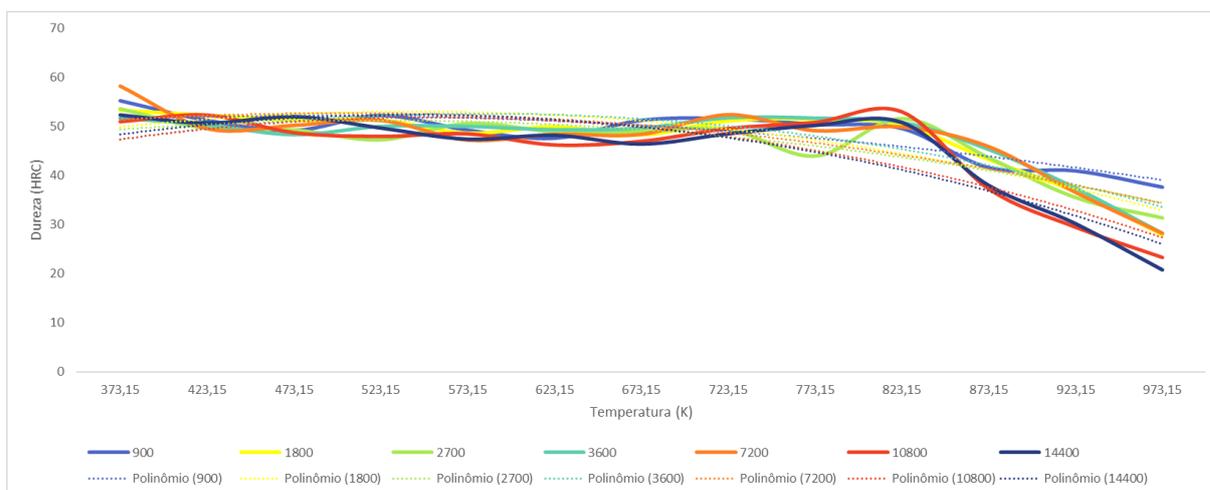
Tabela 18: Valores de $(dH1/dT)$ por faixa de tempo para o aço ABNT 4140

Tempo de Revenimento (s)	900	1800	2700	3600	7200	10800	14400
$(\frac{dH1}{dT})$	-0,2148	-0,3066	-0,429	-0,422	-0,3986	-0,489	-0,396

Fonte: Elaborado pelo Autor

O Gráfico 9 reproduz as curvas $(\frac{dH1}{dT})$ para o aço ABNT H13.

Gráfico 9: Curvas de $(dH1/dT)$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT H13



Fonte: Elaborado pelo autor

A Tabela 19 apresenta os valores obtidos de $\left(\frac{dH1}{dT}\right)$ para os tempos de 15 minutos a 4 horas para o aço ABNT H13.

Tabela 19: Valores de $\left(\frac{dH1}{dT}\right)$ para diferentes tempos de revenimento para o aço ABNT H13

Tempo de Revenimento (s)	900	1800	2700	3600	7200	10800	14400
$\left(\frac{dH1}{dT}\right)$	-0,2746	-0,5428	-0,415	-0,6162	-0,4152	-0,6942	-0,706

Fonte: Elaborado pelo Autor

Após obter os valores de b e $\left(\frac{dH1}{dT}\right)$ para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13, calculou-se o valor da constante $C_{\text{médio}}$ para os três aços estudados, para este cálculo foi utilizada a Equação 18. A Tabela 20 apresenta os valores da constante $C_{\text{médio}}$ obtidos para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13.

Tabela 20: Valor do melhor ajuste do parâmetro C para os aços ABNT 1524M, ABNT 4140 e ABNT H13

Temperatura (°C)	$C_{\text{médio}}$		
	ABNT 1524M	ABNT 4140	ABNT H13
100	34,86 ± 30,53	61,49 ± 14,69	83,42 ± 25,77
150	10,75 ± 14,18	17,87 ± 16,17	25,64 ± 26,76
200	98,93 ± 86,61	74,62 ± 17,81	-343,47 ± 106,10
250	16,54 ± 14,49	31,01 ± 7,41	81,99 ± 25,33
300	17,47 ± 25,37	67,69 ± 49,57	668,46 ± 1537,89
350	43,05 ± 37,69	204,78 ± 48,93	330,57 ± 102,12
400	31,31 ± 27,41	118,89 ± 28,41	76,82 ± 23,73
450	10,92 ± 9,56	54,05 ± 12,92	175,69 ± 54,26
500	24,49 ± 21,44	62,07 ± 14,83	7038,07 ± 2174,10
550	10,26 ± 8,98	77,07 ± 18,42	-213,12 ± 65,83
600	9,26 ± 8,10	48,22 ± 11,52	141,13 ± 43,59
650	10,92 ± 9,56	17,66 ± 4,22	42,67 ± 13,19
700	12,43 ± 10,88	30,68 ± 7,33	31,29 ± 9,66

Fonte: Elaborado pelo Autor

Através dos resultados encontrados verificou-se que para os aços estudados o valor da constante C diverge do valor que foi proposto por Wan, Xiong e Suo (2005).

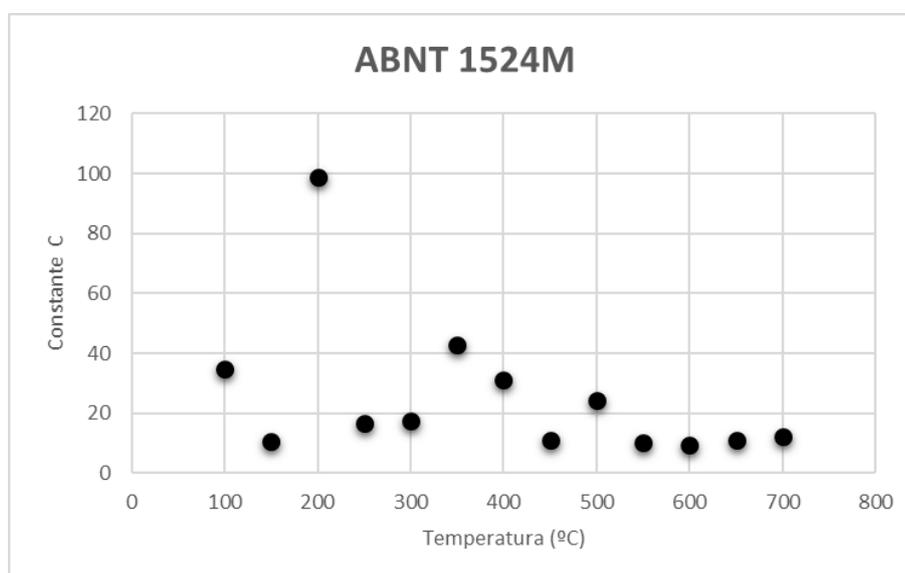
Para os aços ABNT 1524M e ABNT 4140 encontrou-se valores de C para todas as faixas de temperaturas propostas, entretanto, para o aço ABNT H13 nas temperaturas de 200 °C, 500 °C e 550 °C o valor da constante C ficou muito discrepante, estes valores encontrados reafirmam que o modelo matemático proposto

por Hollomon e Jaffe (1945) não é válido para aços que apresentam endurecimento secundário.

Diferente do que foi proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) os valores encontrados para a constante C para os aços ABNT 1524M e ABNT 4140, não são constantes para todas as faixas de temperaturas.

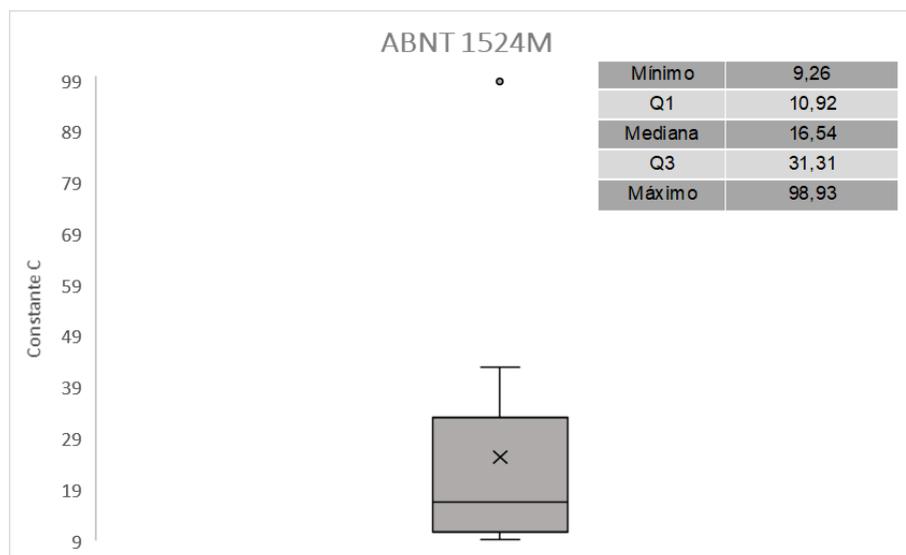
Os Gráficos 10 e 11 retratam os valores encontrados para a constante C para o aço ABNT 1524M.

Gráfico 10: Valores da Constante C para o Aço ABNT 1524M de acordo com a Faixa de Temperatura



Fonte: Elaborado pelo Autor

No Gráfico 10 verifica-se que o valor encontrado de C para a temperatura de 200 °C é um *outlier*, logo esse valor pode ser desconsiderado da análise. Os valores de C encontrados para as demais faixas de temperaturas seguem a mesma tendência, ficando entre 10 e 40.

Gráfico 11: Distribuição dos Valores da Constante C para o Aço ABNT 1524M

Fonte: Elaborado pelo Autor

No Gráfico 11 verifica-se que os valores de C encontrados para o aço ABNT 1524M seguem uma assimetria positiva, ou seja, a mediana dos valores de C encontrados para este aço está próxima ao valor do primeiro quartil.

Correlacionando os valores de C apresentados na Tabela 20 e o Gráfico 11, pode-se dividir os valores de C para o aço ABNT 1524M, conforme a Tabela 21.

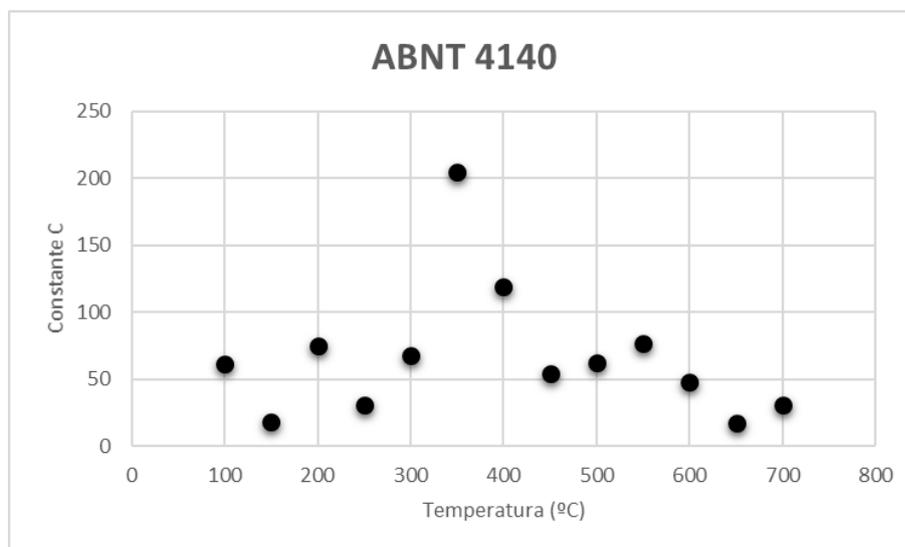
Tabela 21: Valor de C por Faixa de Temperatura para o Aço ABNT 1524M

Temperatura (°C)	Valor de C
100 a 400	31,31
450 a 700	10,92

Fonte: Elaborado pelo Autor

Os Gráficos 12 e 13 retratam os valores encontrados para a constante C para o aço ABNT 4140.

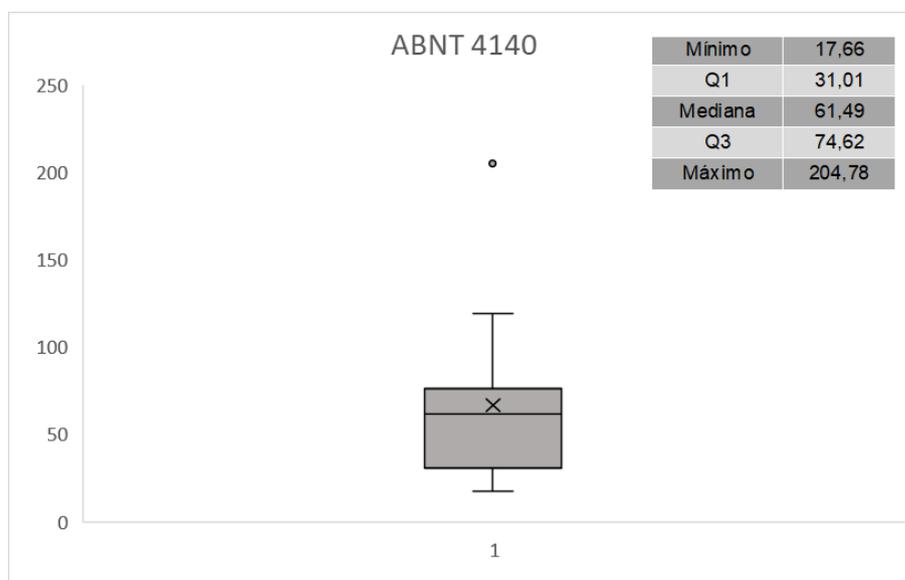
Gráfico 12: Valores da Constante C para o Aço ABNT 4140 de Acordo com a Faixa de Temperatura



Fonte: Elaborado pelo Autor

No Gráfico 12 verificou-se que o valor de C encontrado para a faixa de temperatura de 350 °C para o aço ABNT 4140 é um *outlier*, logo pode ser desconsiderado da análise. Os valores de C encontrados para as demais faixas de temperaturas seguem a mesma tendência, ficando entre 30 e 80.

Gráfico 13: Distribuição dos Valores da Constante C para o Aço ABNT 4140



Fonte: Elaborado pelo Autor

No Gráfico 13 verificou-se que os valores de C encontrados para o aço ABNT 4140 seguem uma assimetria negativa, ou seja, a mediana dos valores de C encontrados para este aço está próxima ao valor do terceiro quartil.

Correlacionando os valores de C apresentados na Tabela 20 e o Gráfico 13, pode-se dividir os valores de C para o aço ABNT 4140, conforme a Tabela 22.

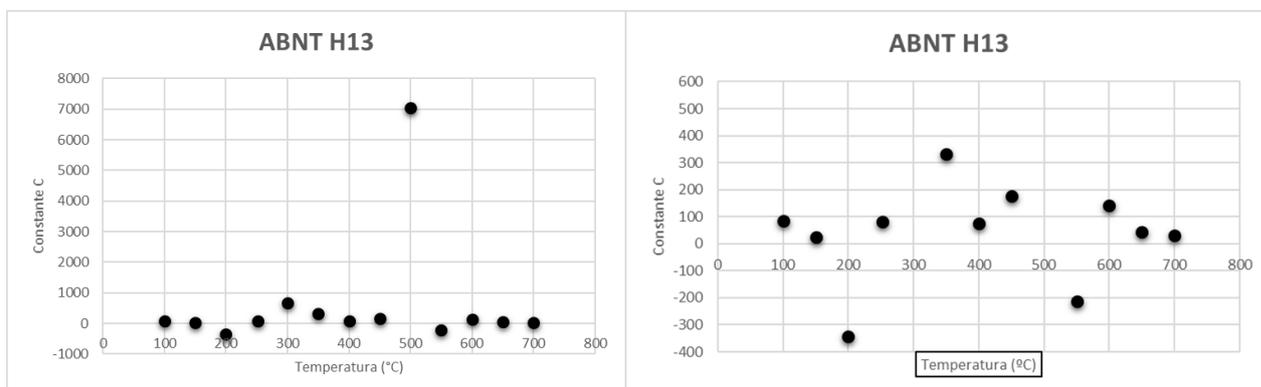
Tabela 22: Valor de C por Faixa de Temperatura para o Aço ABNT 4140

Temperatura (°C)	Valor de C
100 a 300	61,49
350 a 700	74,63

Fonte: Elaborado pelo Autor

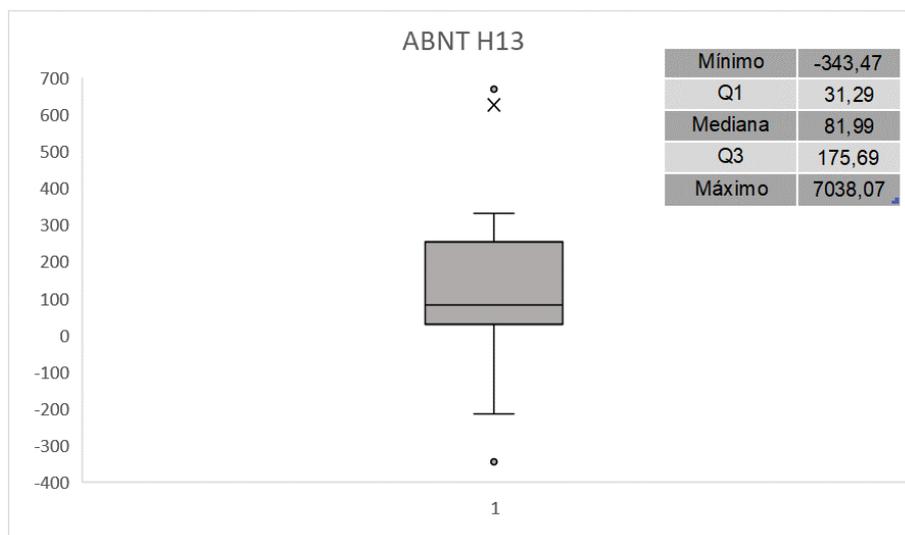
Os Gráficos 14 e 15 retratam os valores encontrados para a constante C para o aço ABNT H13.

Gráfico 14: Valores da Constante C para o Aço ABNT 4140 de Acordo com a Faixa de Temperatura (a) apresentação de todos os valores (b) ampliação da faixa de valores negativos



Fonte: Elaborado pelo Autor

Nos Gráficos 14(a) e 14(b) verifica-se que os valores de C encontrados para o aço ABNT H13 variam consideravelmente, tais gráficos mostram que para este aço foram encontrados valores próximos a 7000 e valores negativos.

Gráfico 15: Distribuição dos Valores da Constante C para o Aço ABNT H13

Fonte: Elaborado pelo Autor

Correlacionando os valores obtidos na Tabela 20 e os Gráficos 14 e 15 reafirma-se que para o aço ABNT H13 não é possível determinar o valor da constante C de acordo com as faixas de temperatura, como foi feito para os aços ABNT 1524M e ABNT 4140, pois para este material foram encontrados além de valores negativos, valores muito altos para a constante C.

6 CONCLUSÕES

A partir dos resultados dos ensaios de dureza obtidos no presente trabalho pode-se confirmar que após o tratamento térmico de têmpera houve aumento da dureza dos três aços estudados.

Para os aços ABNT 1524M e ABNT 4140 houve considerável redução de dureza após o tratamento térmico de revenimento a medida que aumentou-se o tempo e a temperatura do tratamento térmico. Entretanto, para o aço ABNT H13 nas faixas de temperatura de 100 °C a 400 °C houve redução na dureza do aço, porém nas faixas de 450 °C a 550 °C ocorreu um pequeno aumento na dureza, este aumento se deve ao fenômeno do endurecimento secundário, o qual o aço ABNT H13 está submetido nesta faixa de temperatura de revenimento, devido aos elementos de liga presentes na sua composição.

No que diz respeito ao modelo matemático proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) pode-se concluir que ele não é válido para aços que apresentam endurecimento secundário, como é o caso do ABNT H13. Já para os aços ABNT 1524M e ABNT 4140, o modelo matemático proposto pode ser utilizado, porém deve-se ressaltar que o valor da constante C não pode ser considerado como 20 para todos os materiais, em todos dos tempos e temperaturas de revenimento. Sugere-se o valor da constante C seja determinado de acordo com as faixas de temperatura de revenimento.

Para o aço ABNT 1524M o valor da constante C encontrado para a faixa de temperatura de 100 °C a 400 °C foi de 31,31 e para a faixa de temperatura de 450 °C a 700 °C foi de 10,92. Já para o aço ABNT 4140 o valor de C encontrado para a faixa de temperatura de 100 °C a 300 °C foi de 61,49 e para a faixa de 350 °C a 700 °C foi de 74,63.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar o tratamento térmico de revenimento em tempos maiores e refazer o modelo matemático proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) a fim de verificar a variação no valor da constante C com o aumento do tempo de revenimento.
- Modelar as curvas de revenimento e avaliar o modelo matemático proposto por Wan, Xiong e Suo (2005) utilizando redes neurais.

REFERÊNCIAS

Aços-carbono e aços-liga. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=12>>. Acesso em 26 de abril de 2020.

ADASKIN, A. M. *et al.* DETERMINATION OF THE HOLLOMON PARAMETER FOR A CHROMIUM-BASE REFRACTORY ALLOY WITH THE AIM OF PREDICTING ITS PROPERTIES. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 57, n. 9-10, 2016.

Annealed 4140 Cr-Mo Steel. Disponível em: < <https://www.makeitfrom.com/material-properties/Annealed-4140-Cr-Mo-Steel>>. Acesso em: 15 de maio de 2021.

BHASKAR, S. V.; KUDAL, H. N. Experimental Investigation and Statistical Approach to Wear Characterization of Plasma Nitrided AISI 4140 Steel-A Case Study. **Manufacturing and Industrial Engineering**, v. 15, 2017.

BRITO, F. M. A., *et al.* Análise de Tensão Residual por meio da Difração de Raios-X. REVISTA MILITAR DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA, Rio de Janeiro, vol. 34, n. 3, p. 15-16, 2017.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS UMA INTRODUÇÃO. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda, 8ª ed., Rio de Janeiro, 2012.

CANALE, L. C. F.; YAO, X.; GU, J.; TOTTEN, G. E. A historical overview of steel tempering parameters. **Ing, J. Microstructure and Materials Properties**, v. 3, n. 4/5, p. 474 - 525, 2008.

CARUSO. Informações Gerais Sobre Aços. São Paulo, 2001. Disponível em: <http://www.joinville.ifsc.edu.br/~paulosergio/Ciencia_dos_Materiais/Classifica%C3%A7%C3%A3o%20dos%20a%C3%A7os.pdf>. Acesso em 28 de Abril de 2020.

CASTRO, D. B. V. **Influência da Temperatura de Austenitização para Têmpera e de Revenimento na Tenacidade e na Vida em Fadiga do Aço SAE 5160 com Diferentes Teores de Fósforo**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo. São Carlos, p.168, 2007.

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

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Materiais de Construção Mecânica; Volume III**. McGraw-Hill, 2ª ed., São Paulo, 1979.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Editora Blucher, 4ª ed. revista e atualizada, São Paulo, 2008.

Composição química dos aços de alto teor de manganês. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=247>>. Acesso em: 30 de março de 2020.

CORRÊA, R. S.; SAMPAIO, P. T.; BRAGA, A. P. MODELAGEM DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TUBOS DE AÇO UTILIZANDO REDES NEURAIAS ARTIFICIAIS. **19º Seminário de Automação & TI Industrial, Rio de Janeiro**, p. 43 – 51, 2015.

COSTA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. Editora Edgard Blücher, 2ª ed., São Paulo, 2006.

DIEHL, I. L. **ANÁLISE DE CAMADAS OBTIDAS POR NITRETAÇÃO GASOSA CONTROLADA NOS AÇOS SAE H13 E SAE 4140**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, p. 106, 2017.

FERNANDES, A. F. **Influência do Tratamento Térmico do Aço Ferramenta AISI H13 no Acabamento Superficial após Usinagem**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Universidade Tecnológica do Paraná, p. 54, 2019.

FERREIRA, A. C. P., et al. ENDURECIMENTO SECUNDÁRIO DO AÇO RÁPIDO AISI M3:2 NOME COMERCIAL SINTER 23 PRODUZIDO POR UMA TÉCNICA DE METALÚRGIA DO PÓ. **70º Congresso Anual da ABM – Internacional e 15º ENEMET – Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas**, Rio de Janeiro, 2015.

FERREIRA, M. W. **Estudo do tratamento térmico por indução em tubos soldados, para obtenção do grau API5CT L80-1 em ligas ARBL, que resistam a ambientes corrosivos H₂S**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – Universidade Estadual Paulista “Júlio Mesquita Filho”, Guaratinguetá, p. 136, 2018.

FILHO, H. D. F.; LOPES, G. A. C. Avanços em caracterização de amostras sólidas cristalinas através de Difractometria de Raios-X. **Estação Científica (UNIFAP)**, Macapá, v.3 n.1, p. 31-45, jan-jun, 2013.

GERDAU AÇOS FINOS PIRATINI. **Manual de Aços**. Edição atualizada 2003.

GOUVÊA, E. S. **Estudo Da Influência De Tratamentos Térmicos Sobre A Microestrutura De Aços H13**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Maringá. Maringá, p. 90, 2014.

GRACIOSO, J. F. F. **EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TÊMPERA NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO FUNDIDO CA6NM**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, p. 129, 2003.

GRANGE, R. A.; HRIBAL, C. R.; PORTER, L.F. Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 8A, p.1775 – 1785, 1977.

HAO, J. *et al.* Microstructure and high-temperature wear behaviour of Inconel 625 multi-layer cladding prepared on H13 mould steel by hybrid additive manufacturing method. **Journal of Materials Processing Tech**, v. 291, p. 1 – 8, 2021.

Hardness H13 Tool Steel. Disponível em: < <https://www.makeitfrom.com/material-properties/Hardened-H13-Tool-Steel> >. Acesso em 29 de março de 2021.

HOLLOMON, J. F.; JAFFE, L. D. Time-temperature relations in tempering steel. **Transactions of AIME**, v. 162, p. 223-249, 1945.

KRAUSS, G. **Principles of heat treatment of steel**. Materials Park: American Society for Metals, 1990.

MAIA, D. M. **Levantamento da cinética de revenimento de um aço – carbono ligado ao V, B, Cr, Ni e Mo**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 90, 2010.

MARTINS, M. **TEMPERABILIDADE JOMINY E INFLUÊNCIA DO REVENIDO SOBRE A DUREZA – UM ESTUDO EM AÇOS ESTRUTURAIS NACIONAIS**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, p. 115, 2002.

MEYERS, M. CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**, 2ª ed. Cambridge University Press, UK, 2009.

MONTEIRO, R. M. **DESENVOLVIMENTO DE UM PADRÃO PARA TRATAMENTO TÉRMICO EM MATRIZES DE FORJAMENTO DE AÇO FERRAMENTA H13**.

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, p. 50, 2019.

NETO, P. V. R. **ANÁLISE DO REVENIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO COM MATRIZ FERRÍTICA**.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 128, 2017.

NORO, M. R.F.; GORNI, A. A. O USO DO PARÂMETRO DE REVENIMENTO NO TRATAMENTO TÉRMICO DE CHAPAS GROSSAS NA USIMINAS – CUBATÃO.

46º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Santos, 2009.

PENHA, R. N. **Modelagem do processo de revenimento por redes neurais**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, p. 151, 2010.

PINTO, L. A., et al, ESTUDO COMPARATIVO DE IDENTIFICAÇÃO E QUANTIFICAÇÃO DE AUSTENITA RETIDA EM AÇO TRIP POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X E DIFRAÇÃO DE ELETRONS RETROESPALHADOS. **74º Congresso Anual da ABM – Internacional**, São Paulo, 2019.

RED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Editora Guanabara Dois S. A., 2ª ed., Rio de Janeiro, 1982.

RICCARDO, G.; RIVOLTA, B.; GORLA, C.; CONCLI, F. Cyclic Behavior and Resistance AISI H11 and AISI H13 Tool Steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 121, p. 1 – 13, 2021.

ROSA, J. B. D. *et al*. INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TÊMPERA E REVENIMENTO SOBRE A DUREZA E A MICROESTRUTURA DO AÇO AISI M2. **72º Congresso Anual da ABM**, São Paulo, v. 72, n. 1, p. 1697 – 1704, 2017.

SAE-AISI 1524 (formely 1024, G15240) Carbon Steel. Disponível em: <<https://www.makeitfrom.com/material-properties/SAE-AISI-1524-formerly-1024-G15240-Carbon-Steel>>. Acesso em 26 de abril de 2020.

SCHICA, J. P. M.; SILVA, M. H.A. ANÁLISE DA DUREZA E MICROESTRUTURA DO AÇO ABNT 1045 APÓS TÊMPERA E REVENIMENTO. **Ciência e Engenharia de Materiais**, Ponta Grossa, v. 2, p. 92-104, 2018.

SHLYAKMAN, B. M.; YAMPOLSKII, O. N.; RATUSHEV, D. V. A METHOD FOR DETERMINING CONSTANT C IN THE HOLLOMON PARAMETER. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 52, n. 9, p.48 – 51, 2010.

SILVA, E. T. P. **ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ESTRUTURAIS DO AÇO SAE 4140 SUBMETIDO AO TRATAMENTO CRIOGÊNICO.** Dissertação (Mestrado Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, p. 121, 2012.

SOUZA, S. A. **Composição química dos aços.** Editora Edgard Blücher Ltda, 5ª reimpressão, São Paulo, 2018.

Tratamento Térmico – Escola SENAI – MÓDULOS ESPECIAIS MECÂNICA.

Tratamento térmico – Módulo 2. Gerdau.

TSCHIPTSCHIN, A. P. Tratamento Térmico de Aços. 2001. Disponível em: <<http://www.pmt.usp.br/pmt2402/TRATAMENTO%20T%C3%89RMICO%20DE%20A%C3%87OS.pdf>>. Acesso em: 20 de novembro de 2020.

WAN, N., XIONG, W., SUO, J. Mathematical Model for Tempering Time Effect on Quenched Steel Based on Hollomon Parameter. **Journal of Materials Science and Technology**, Shenyang, v. 21, n. 6, p. 803 - 806, 2005.