

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Escola de Engenharia
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado
Profissional

Marcos Roberto Fernandes Noro

APLICAÇÃO DO PARÂMETRO DE REVENIMENTO NO TRATAMENTO
TÉRMICO DE CHAPAS GROSSAS DE AÇOS MARTENSÍTICOS DE BAIXO TEOR
DE CARBONO

Belo Horizonte
2025

Marcos Roberto Fernandes Noro

APLICAÇÃO DO PARÂMETRO DE REVENIMENTO NO TRATAMENTO TÉRMICO
DE CHAPAS GROSSAS DE AÇOS MARTENSÍTICOS DE BAIXO TEOR DE CARBONO

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional da Universidade Federal de Minas Gerais como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Orientadora: Profa. Dra. Berenice Mendonça Gonzalez

Coorientador: Dr. Fábio Dian Murari

Belo Horizonte
2025

N852a

Noro, Marcos Roberto Fernandes.

Aplicação do parâmetro de revenimento no tratamento térmico de chapas grossas de aços martensíticos de baixo teor de carbono [recurso eletrônico] / Marcos Roberto Fernandes Noro. - 2024.

1 recurso online (62 f. : il., color.) : pdf.

Orientadora: Berenice Mendonça Gonzalez.

Coorientador: Fábio Dian Murari.

Dissertação (mestrado profissional) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: 60-62.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Chapas de aço - Teses. 4. Aço - Tratamento térmico - Teses. 5. Aço - Propriedades mecânicas - Teses. I. Gonzalez, Berenice Mendonça. II. Murari, Fábio Dian. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)

Ficha catalográfica elaborada pelo bibliotecário Reginaldo César Vital dos Santos CRB/6 2165
Biblioteca Prof. Mário Werneck, Escola de Engenharia da UFMG



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,
Materiais e de Minas da UFMG – Mestrado Profissional

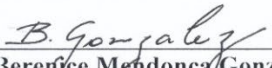
UFMG

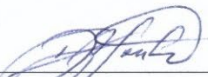
**APLICAÇÃO DO PARÂMETRO DE REVENIMENTO NO TRATAMENTO
TÉRMICO DE CHAPAS GROSSAS EM AÇOS MARTENSÍTICOS DE
BAIXO TEOR DE CARBONO**

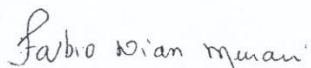
Dissertação submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS/MP, como requisito para obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, área de concentração METALURGIA FÍSICA.

MARCOS ROBERTO FERNANDES NORO

Aprovada em 06 de janeiro de 2025, pela banca constituída pelos membros:


Prof.ª Berenice Mendonça/Gonzalez, Dr.ª (UFMG)
Orientadora


Prof. Dagoberto Brandão Santos, Dr. (UFMG)


Eng.º Fábio Dian Murari, Dr. (USIMINAS)

Dedico à minha família, pelo amor, confiança e comprometimento com meus ideais,
pois, com eles, aprendi a superar as dificuldades e crescer.

AGRADECIMENTOS

A Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais - USIMINAS, que proporcionou a realização do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional da Universidade Federal de Minas Gerais.

À orientadora Prof^ª. Dra. Berenice Mendonça Gonzalez, pela incontestável competência, sabedoria e generosidade, com que sempre me acolheu durante a realização desta pesquisa.

Ao Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos, por todo conhecimento compartilhado durante as aulas, que foi fundamental para a produção deste estudo e por ter aceitado examinar este trabalho.

Ao coorientador Dr. Fábio Dian Murari, pelos apontamentos assertivos que muito contribuíram para a qualidade desta pesquisa.

Aos meus gestores Luiz Claudio de Oliveira Meyer, Gleyder Oliveira Bustamante, Thiago Rangel Bittencourt e Clenio Eustaquio Pereira pela oportunidade concedida, visando ao meu aprimoramento profissional.

Aos colegas Leandro Scheffer Cipriani, da equipe do Suporte Técnico da Laminação a Quente, e José Pedro Rodrigues Junior, da equipe do Controle Integrado, pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

À Prof^ª. Cristina Gottardi Van Opstal Nascimento, pela cuidadosa revisão linguística e, principalmente, pela parceria, incentivo e afeto constantes.

RESUMO

Neste trabalho, foram desenvolvidas correlações (equações empíricas) entre o parâmetro de revenimento proposto por Hollomon-Jaffe e as propriedades mecânicas de chapas grossas temperadas e revenidas, específicas do projeto de liga de um aço martensítico de baixo teor de carbono (qualidade USI SAR 60T). Estas equações foram obtidas a partir de dados de produção e as respectivas variáveis de processo no tratamento térmico de revenimento. Essas correlações viabilizaram prever os valores de propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total) a serem obtidos em função dos parâmetros desse tratamento, ou seja, tempo e temperatura. Elas possibilitaram ainda efetuar o procedimento inverso, ou seja, prever a temperatura de revenimento a ser aplicada para valores pré-determinados (objetivados) de propriedades mecânicas. O conhecimento prévio destes parâmetros de processo, relacionado à particularidade da aplicação final do produto/cliente, proporciona um diferencial no fornecimento, pois permite customizar o produto chapas grossas, dentro dos parâmetros de propriedades mecânicas definidos pela norma, a fim de obter a melhor performance no atendimento às necessidades dos clientes. Por sua vez, os gráficos gerados a partir das variáveis das equações (parâmetro de revenimento $\times$ propriedades mecânicas) apresentam-se em linha com o comportamento reportado na literatura exposta no que concerne à relação temperatura de revenimento $\times$ propriedades mecânicas obtidas.

Palavras-chave: chapas grossas; tratamento térmico; parâmetro de revenimento.

ABSTRACT

In this work, correlations (empirical equations) were developed between the tempering parameter proposed by Hollomon-Jaffe and the mechanical properties of quenched and tempered heavy plates specific to the alloy design of a low-carbon martensitic steel (USI SAR 60T quality). These equations were obtained from production data and the respective process variables in the tempering heat treatment. These correlations made it possible to predict the values of mechanical properties (yield strength, tensile strength and total elongation) to be obtained as a function of the parameters of this treatment, i.e., time and temperature. They also made it possible to perform the reverse procedure, that is, to predict the tempering temperature to be applied for predetermined (targeted) values of mechanical properties. The previous knowledge of these process parameters, related to the particularity of the final application of the product/customer, provides a differential in the supply, as it allows to customize the heavy plate product, within the parameters of mechanical properties defined by the standard, in order to obtain the best performance in meeting the needs of customers. In turn, the graphs generated from the variables of the equations (tempering parameter x mechanical properties) are in good agreement with the behavior reported in the literature regarding the relationship between tempering temperature *versus* the obtained mechanical properties.

Key words: heavy plates; heat treatment; tempering parameter.

LISTA DE FIGURAS

Figura 4.1 - Representação esquemática da formação do reticulado tetragonal característico da martensita	20
Figura 4.2 - Variação nos parâmetros de rede da martensita em função do teor de carbono no aço	20
Figura 4.3 - Relação entre M_s e o tipo de martensita em função do teor de C	21
Figura 4.4 - Aspectos da martensita de aços com diferentes teores de C observadas ao microscópio ótico após ataque com nital 3%. (a) Fe-0,0026; (b) Fe-0,018C; (c) Fe-0,38C e (d) Fe-0,61	22
Figura 4.5 - Diagrama esquemático mostrando as características microestruturais da martensita em ripas ou martensita maciça	22
Figura 4.6 - Dureza máxima versus teor de carbono de aços carbono	23
Figura 4.7 - Variação na dureza da martensita em função do teor de carbono no aço	24
Figura 4.8 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para uma liga de Fe-C com composição eutetoide	25
Figura 4.9 - Dureza como uma função da concentração de carbono para um aço carbono martensítico, um aço martensítico revenido [revenido a 371°C (700°F)] e um aço perlítico	26
Figura 4.10 - Diagrama esquemático de transformação de têmpera e revenido	29
Figura 4.11 - Variação de dureza de ligas Fe-C com diferentes teores de C observado após revenimento em diferentes temperaturas	30
Figura 4.12 - Fotomicrografia de um aço perlítico que possui uma microestrutura de cementita globulizada. As partículas pequenas são de cementita; a fase contínua consiste em ferrita α . Ampliação de 1000X	31
Figura 4.13 - Limite de resistência à tração, e de escoamento e ductilidade (%RA) em função da temperatura de revenido para um aço-liga (tipo 4340) temperado em óleo	32
Figura 4.14 - Dureza em função do tempo de revenido para um aço comum ao carbono (1080) com composição eutetoide que foi temperado em água	33
Figura 4.15 - Variação da Dureza com a temperatura de revenimento.Q: Têmpera	34

Figura 4.16 - Variação do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento com a temperatura de revenimento. Q: Têmpera	34
Figura 4.17 - Dureza da martensita de ligas Fe-C, revenidas por 1 h à temperatura de 100–700 °C	35
Figura 4.18 - Microestrutura de um aço com 0,20% C após revenimento a 700°C, por 2 horas, mostrando a martensita do tipo maclada completamente recristalizada e partículas de cementita. Reativo nital 3% 500X	37
Figura 4.19 - Estrutura da liga Fe- 0,18%C, temperada e revenida a 600 °C por A = 10 minutos e B = 96 horas	37
Figura 4.20 - Efeito dos elementos de liga no retardo do amolecimento durante o revenido em 540 °C (1000 F) em relação às ligas Fe-C	38
Figura 5.1 - Jateador	43
Figura 5.2 - Jateador (desenho esquemático)	43
Figura 5.3 - Forno de Tubo Radiante/Máquina de Têmpera	44
Figura 5.4 - Forno de Tubo Radiante (desenho esquemático)	44
Figura 5.5 - Forno de Chama Direta	45
Figura 5.6 - Máquina de Têmpera (desenho esquemático)	40
Figura 5.7 - <i>Sprays</i> superiores e inferiores da máquina de têmpera	47
Figura 5.8 - Relação entre espessura da chapa e velocidade da mesa de rolos da máquina de têmpera	47
Figura 5.9 - Relação entre vazões superiores e inferiores da máquina de têmpera	48
Figura 5.10 - Taxa de resfriamento: relação entre velocidade da mesa de rolos e a vazão de água da máquina de têmpera	48
Figura 5.11 – Croqui do corpo de prova no ensaio de tração	50
Figura 5.12 – Retirada do corpo de prova	50
Figura 6.1 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Escoamento (faixa de espessura: 20,01 a 35,00 mm)	54
Figura 6.2 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Resistência (faixa de espessura: 20,01 a 35,00 mm)	54

Figura 6.3 - Parâmetro de Revenimento x Alongamento (faixa de espessura: 20,01 a 35,00 mm)	55
Figura 6.4 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Escoamento (faixa de espessura: 35,01 a 39,99 mm)	55
Figura 6.5 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Resistência (faixa de espessura: 35,01 a 39,99 mm)	56
Figura 6.6 - Parâmetro de Revenimento x Alongamento (faixa de espessura: 35,01 a 39,99 mm)	56
Figura 6.7 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Escoamento (faixa de espessura: 40,00 a 50,80 mm)	57
Figura 6.8 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Resistência (faixa de espessura: 40,00 a 50,80 mm)	57
Figura 6.9 - Parâmetro de Revenimento x Alongamento (faixa de espessura: 40,00 a 50,80 mm)	58
Figura 6.10 - Propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento na espessura de 25,70 mm	61
Figura 6.11 - Propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento na espessura de 36,00 mm	61
Figura 6.12 - Propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento na espessura de 46,00 mm	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 - Faixas de composição química segundo a USI-SAR 60T (% peso)	41
Tabela 5.2 - Propriedades mecânicas especificadas segundo a USI-SAR 60T	42
Tabela 5.3 - Dimensões e tolerâncias dos corpos de prova do ensaio de tração (em mm)	50
Tabela 6.1 - Equações por faixa de espessura na determinação da temperatura de revenimento ou propriedades mecânicas	59

LISTA DE NOTAÇÕES

TMCR	Thermo Mechanical Control Rolling
TMCP	Thermo Mechanical Control Process
CLC	Continuous Line Control
CFC	Cúbica de Face Centrada
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
Ms	Temperatura de início de formação da martensita
Mf	Temperatura final de formação da martensita
HRC	Dureza Rockwell C
HQ	High Quenching
LQ	Low Quenching
Trev.	Temperatura de revenimento (°C).
Esp.	Espessura do produto chapas grossas (mm).
LE	Limite de escoamento (MPa).
LR	Limite de resistência (MPa).
A	Alongamento total (%).

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
2. RELEVÂNCIA DO TEMA	17
3. OBJETIVO	18
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
4.1 Têmpera	19
4.1.1 Transformação martensítica	19
4.1.2 Processo de têmpera	24
4.1.3 Temperabilidade do aço	26
4.2 Revenimento	28
4.2.1 Processo de revenimento	28
4.2.2 Relação entre tempo, temperatura de revenimento, microestrutura e propriedades mecânicas	30
4.2.3 Transformações ocorridas durante o revenimento dos aços	35
4.2.4 Efeito dos elementos de liga no revenimento dos aços tratados termicamente	38
4.3 Parâmetro de Revenimento	39
5. MATERIAIS E MÉTODOS	41
5.1 Materiais	41
5.2 Equipamentos e parâmetros de processo da linha de tratamento térmico	42
5.2.1 Jateador	42
5.2.2 Fornos de tratamento térmico	44
5.2.3 Máquina de têmpera	46
5.3 Métodos	49

5.3.1 Ensaio mecânicos	49
5.3.2 Ensaio de tração	49
5.3.3 Coleta da amostra	49
5.3.4 Memória de cálculo	51
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
7. CONCLUSÕES	63
8. REFERÊNCIAS	65

1. INTRODUÇÃO

É de domínio geral que as propriedades mecânicas dos aços são controladas pela sua microestrutura. Na maioria dos casos, a exigência básica de um aço é a obtenção de uma alta resistência mecânica aliada a uma boa tenacidade. Essas propriedades são decorrentes do controle de sua microestrutura e, muitas vezes, alcançadas por meio da realização de tratamentos térmicos.

As chapas grossas são produtos planos disponíveis nas espessuras de 6,00 a 150,00 mm, larguras entre 900 e 3.900 mm e comprimentos de 2.400 até 18.000 mm. As limitações de espessura podem ser restringidas em função das características mecânicas desejadas ou de exigência de norma, da aplicação ou mesmo das condições operacionais de fabricação.

Essa linha de produtos é destinada aos mercados de construção civil, construção naval, plataformas marítimas, torres eólicas, equipamentos industriais, tubos de grande diâmetro, equipamentos rodoviários, máquinas agrícolas, caldeiras e vasos de pressão e, ainda, em aplicações onde é necessária excelente resistência ao desgaste.

Esses aços podem ser produzidos por meio de laminação convencional, laminação controlada (TMCR – Thermo Mechanical Controlled Rolling) ou laminação controlada + resfriamento acelerado (TMCP – Thermo Mechanical Controlled Process). Podem ser utilizados tratamentos térmicos de normalização, têmpera, têmpera e revenimento, entre outros.

O processo de fabricação na Linha de Laminação a Quente de Chapas Grossas da USIMINAS inicia-se com o reaquecimento das placas no forno “Walking Beam”, as quais posteriormente são laminadas no laminador quádruplo reversível e, por fim, seguem para a desempenadeira a quente.

Essas chapas, após os processamentos na Linha de Acabamento de Chapas Grossas (linhas de tesouras ou corte a gás), são direcionadas para a Linha de Tratamento Térmico, onde

primeiramente são submetidas ao jateamento por granalhas de aço para remoção da oxidação superficial. Em seguida, são aquecidas até a temperatura de austenitização em forno de tubos radiantes com atmosfera controlada por nitrogênio, evitando, assim, a descarbonetação e os demais inconvenientes causados pela oxidação. As chapas austenitizadas passam através da máquina de têmpera onde são temperadas. A máquina de têmpera consiste essencialmente de quatro zonas de resfriamento, sendo as 3 primeiras de alta vazão de volume de água (zona alta têmpera) e uma zona de baixa vazão de volume de água (zona baixa têmpera). Sendo assim, a chapa é submetida a resfriamento através de sprays de água até a temperatura ambiente. Também pode ser realizado o processo de têmpera direta após o processo de laminação, sem necessidade de reaustenitização, por meio do equipamento “Continuous on Line Control – CLC”, no qual se promove o resfriamento acelerado das chapas grossas.

Após a têmpera, as chapas são submetidas ao tratamento de revenimento, no qual a temperatura e o tempo de tratamento são definidos em função das propriedades mecânicas desejadas.

O forno de tratamento térmico de revenimento de chapas grossas é um forno de chama direta. Basicamente é dotado de soleira de rolos, cuja finalidade é fazer o deslocamento das chapas no interior do forno, sendo seu comprimento útil dividido em duas seções: aquecimento e encharque. Os queimadores estão localizados acima e abaixo da soleira.

Embora diversos processos estejam envolvidos no desenvolvimento deste estudo, o presente trabalho limita-se ao processo de tratamento térmico de têmpera e revenimento da qualidade USI SAR 60T^[1], conforme mencionado no objetivo descrito adiante.

2. RELEVÂNCIA DO TEMA

O desenvolvimento deste trabalho irá proporcionar uma previsibilidade de valores das propriedades mecânicas a serem obtidas no processo de tratamento térmico de revenimento de chapas grossas de aços martensíticos, por meio do desenvolvimento de um modelo matemático que permite a adoção de parâmetros de processo, buscando uma melhor performance do produto em função da sua aplicação final.

O produto chapas grossas em estudo é um material estrutural soldável de alta resistência utilizado principalmente em pontes, viadutos, equipamentos de terraplenagem, guindastes, vagões, caminhões fora de estrada, torres eólicas, equipamentos industriais, entre outros.

3. OBJETIVO

Este trabalho busca determinar uma relação de equivalência entre as variáveis tempo de permanência e temperatura do tratamento térmico de revenimento e as propriedades mecânicas de chapas grossas de aços martensíticos de baixo teor de carbono da qualidade USI SAR 60T.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 Têmpera

4.1.1 Transformação martensítica

Transformação martensítica é o nome que se dá a um determinado mecanismo de reação no estado sólido. O nome é dado em homenagem ao cientista alemão Adolf von Martens (1850–1914).

Ao trabalhar com um aço e resfriá-lo lentamente, haverá a formação de ferrita e de cementita a partir da austenita original. Sob condições de resfriamento lento ou moderado, a austenita (CFC) dá origem à duas fases: ferrita (CCC) e um composto intermetálico, cementita (Fe_3C , ortorrômbica) processo que ocorre por nucleação e crescimento e envolve difusão do Fe e do C com a partição do C entre a ferrita e a cementita.

Porém, se a austenita for resfriada rapidamente, não haverá tempo para a difusão do ferro e do carbono, fazendo com que o carbono se mantenha em solução. À medida que se tem a austenita a uma temperatura menor que a eutetoide, haverá uma força motriz no sentido de o ferro passar da estrutura cúbica de face centrada - CFC para a estrutura cúbica de corpo centrado - CCC. Essa reação ocorre por cisalhamento e por meio de uma deformação do reticulado cristalino, conforme proposto por Bain^[2], que transforma o reticulado CFC em um sistema CCC. Entretanto, o excesso de carbono em solução no reticulado cristalino da austenita causa a sua distorção, tornando-o tetragonal de corpo centrado – TCC, conforme figura 4.1.

A tetragonalidade do reticulado da martensita aumenta proporcionalmente com o teor de carbono no aço^[3]. Na figura 4.2, apresenta-se a variação na dimensão do eixo “c” do reticulado TCC da martensita, com o aumento do teor de carbono, promovendo um aumento crescente na tetragonalidade.

Essa distorção do reticulado devido à supersaturação de carbono faz com que o aço aumente substancialmente a sua resistência mecânica. A resistência da martensita também se deve ao aumento na densidade de deslocamentos associada à transformação.

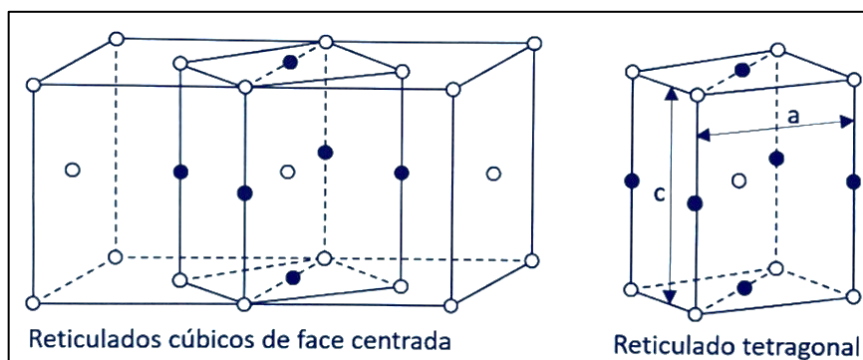


Figura 4.1 - Representação esquemática da formação do reticulado tetragonal característico da martensita.^[3]

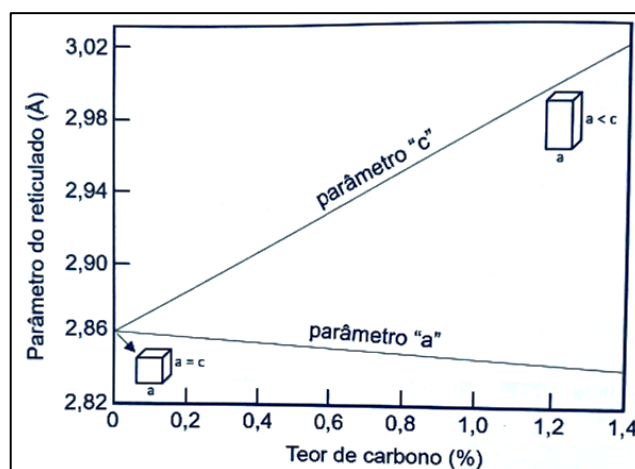


Figura 4.2 - Variação nos parâmetros de rede da martensita em função do teor de carbono no aço.^[3]

Portanto, trata-se de uma transformação que ocorre sem difusão, ou seja, os movimentos atômicos ocorrem de forma coordenada e cooperativa (transformação militar) e envolvem distâncias pequenas, menores que os parâmetros do reticulado^[4].

A região transformada tem um aumento substancial da densidade de defeitos cristalinos, especialmente de deslocações, resultando em microestrutura com alta resistência mecânica.

A martensita é, então, uma solução sólida supersaturada em carbono, cuja estrutura, ao invés de ser cúbica de corpo centrado (CCC), é tetragonal de corpo centrado (TCC), uma vez que um de seus eixos fica expandido pelo carbono aprisionado. Essa severa distorção do reticulado cristalino é um dos principais mecanismos responsáveis pelo aumento da densidade de deslocações, causando o endurecimento da martensita [4].

A morfologia da martensita depende do teor de carbono do aço, conforme a figura 4.3, sendo que esse teor influencia diretamente sua temperatura de início de formação, M_s (martensite start temperature). Para aços de baixo teor de carbono, forma-se “martensita”, com morfologia característica de “ripas” que se apresentam na forma de pacotes [5].

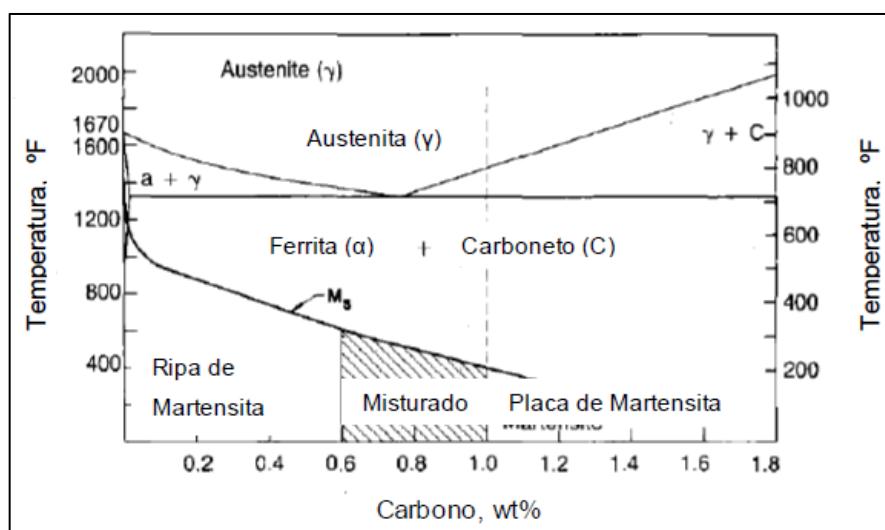


Figura 4.3 – Relação entre M_s e o tipo de martensita em função do teor de C. [5]

A martensita em ripas é caracterizada por possuir uma subestrutura interna de deslocações, na ordem de 10^{11} a 10^{12} cm^{-2} , arranjadas em células para onde os átomos de carbono tendem a difundir-se e segregar. [2]

Na figura 4.4, podemos observar o aspecto morfológico característico da martensita de aços com diferentes teores de C.

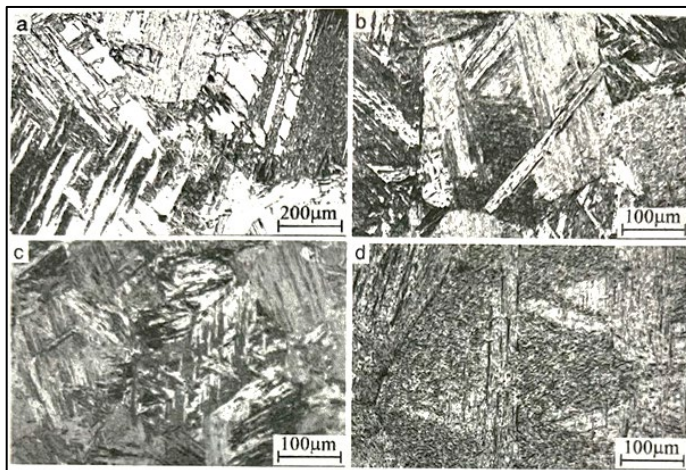


Figura 4.4 – Aspectos da martensita de aços com diferentes teores de C observados ao microscópio ótico após ataque com nital 3%. (a) Fe-0,0026; (b) Fe-0,018C; (c) Fe-0,38C e (d) Fe-0,61.^[6]

Na figura 4.5, é mostrada uma representação esquemática da martensita se formando como ripas (isto é, placas longas e finas, tais como as lâminas de uma folha de grama), lado a lado, alinhadas paralelamente umas às outras. Além disso, essas ripas estão agrupadas em entidades estruturais maiores, conhecidas por blocos.

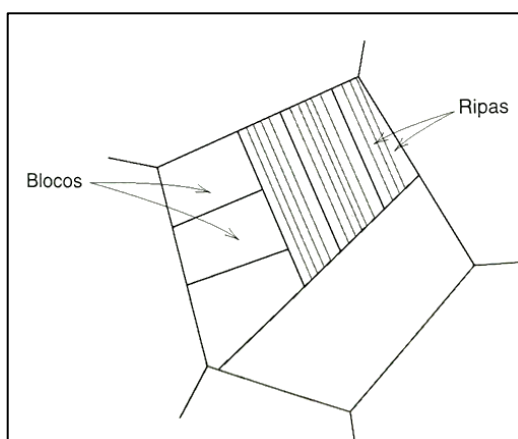


Figura 4.5 – Diagrama esquemático mostrando as características microestruturais da martensita em ripas ou martensita maciça.^[7]

A dureza da martensita aumenta com a elevação do teor de carbono, como se verifica na figura 4.6.

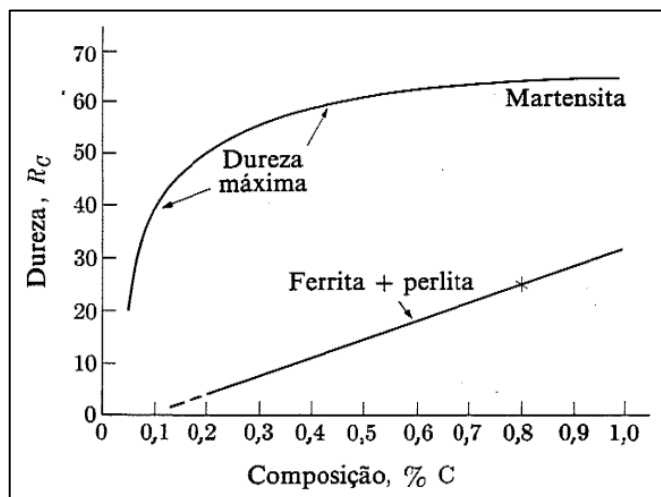


Figura 4.6 – Dureza máxima versus teor de carbono de aços carbonos.^[8]

Um valor mínimo do teor de carbono é necessário exatamente para poder ocorrer distorção do reticulado cristalino, fazendo com que a estrutura passe para tetragonal de corpo centrado.

Essa distorção do reticulado e as tensões geradas fazem com que ocorra uma fragilidade no aço, a qual pode ser atenuada com o tratamento térmico de revenimento.

A dureza da martensita deve aumentar continuamente com o aumento do teor de carbono, pelo aumento da tetragonalidade e das tensões a ela associadas. Entretanto, à medida que o teor de carbono aumenta, a temperatura M_s diminui e a transformação não se completa na temperatura ambiente, a partir de aproximadamente 0,6% C, com a presença crescente de austenita retida, que é uma fase de menor dureza.

A figura 4.7 mostra a variação da dureza após a têmpera de aços com diferentes teores de carbono, entre 0,35 e 1,0%. Observa-se que a dureza HRC não aumenta de forma linear para toda faixa de composição. Para aços com menores teores de carbono, no intervalo “A-B”, o aumento de dureza é linear e depende apenas do aumento da tetragonalidade crescente do

reticulado da martensita pela crescente supersaturação em carbono. Entre os teores “B-C”, a dureza continua aumentando, mas com uma taxa menor, o que se deve à presença da austenita retida em teores crescentes. Para teores mais elevados de carbono, acima de 0,9%, “C-D”, a dureza diminui com o aumento do teor de carbono, tendo em vista que o teor de austenita retida é tão elevado que a contribuição da baixa dureza desta fase se torna superior à contribuição da elevada dureza da martensita formada.

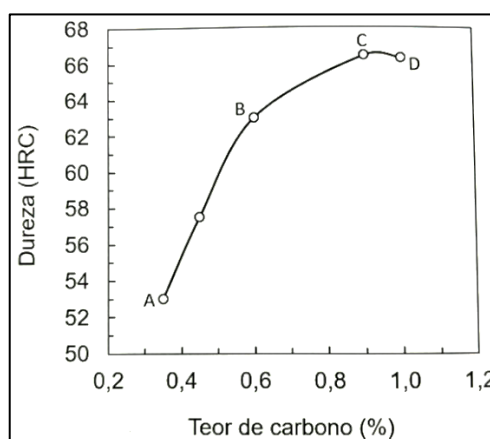


Figura 4.7 - Variação na dureza da martensita em função do teor de carbono no aço.^[3]

4.1.2 Processo de têmpera

A têmpera de um aço compreende o aquecimento a uma temperatura em que sua estrutura se torne austenítica, seguido de resfriamento a uma velocidade tal que não permita a ocorrência da reação: Austenita $\rightarrow$ Ferrita + Cementita, possibilitando a transformação da austenita em uma fase metaestável, a martensita.

A figura 4.8 ilustra o diagrama de transformação por resfriamento contínuo para uma liga Fe-C com composição eutetoide e a superposição das curvas de resfriamento, demonstrando a dependência da microestrutura final em relação às transformações que ocorrem durante o resfriamento.

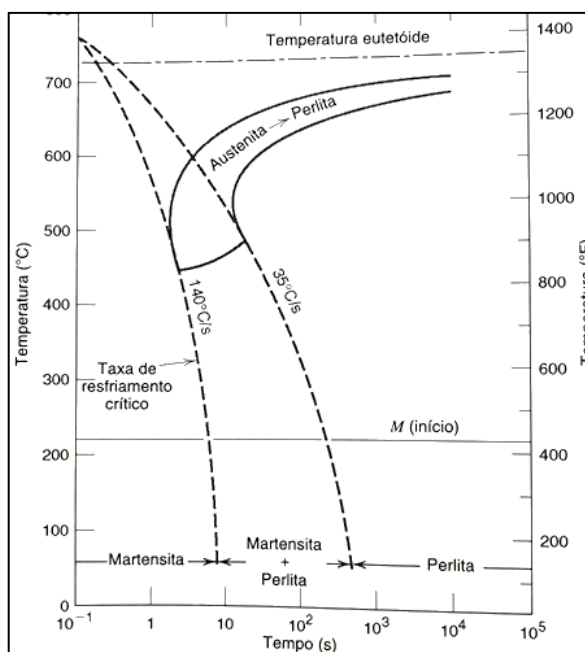


Figura 4.8 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo para uma liga de Fe-C com composição eutetoide.^[7]

A martensita é a fase mais dura que pode existir nos aços. Desse modo, o objetivo da têmpera, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, é conferir aos aços a máxima dureza e o máximo limite de resistência à tração.

A dureza da martensita aumenta com o teor de carbono, até aproximadamente 0,9%, como está ilustrado na figura 4.9.

É resultado também da têmpera a redução da ductilidade (baixos valores de alongamento e estricção), da tenacidade e o aparecimento de apreciáveis tensões internas que podem ser atenuadas ou eliminadas por um tratamento térmico posterior, o revenimento.^[7]

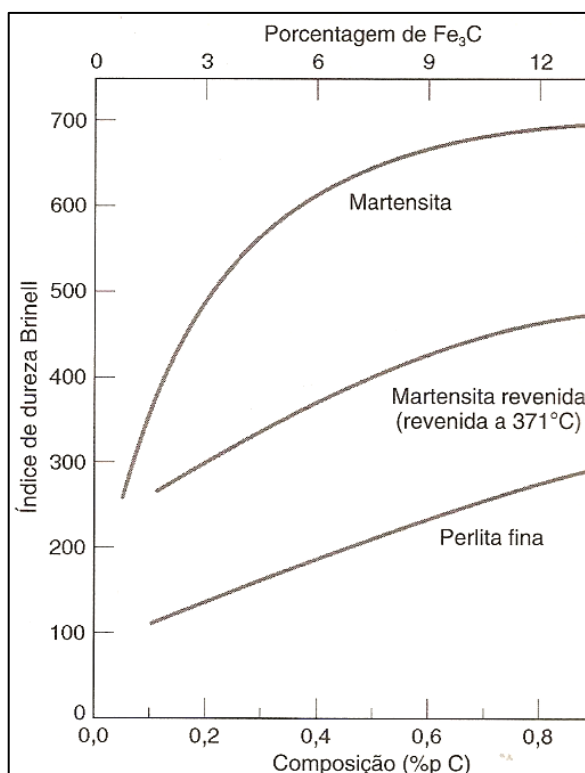


Figura 4.9 - Dureza como uma função da concentração de carbono para um aço carbono martensítico, um aço martensítico revenido [revenido a 371°C (700°F)] e um aço perlítico. (Adaptado de Edgar C. Bain, Functions of the Alloying Elements in **Steel**, **American Society for Metals**, 1939, p. 36; e R. A. Grange, C. R. Hribal, e L. F. Porter: Metall. Trans. A, Vol 8A, p. 1776).^[7]

4.1.3 Temperabilidade do aço

Segundo Krauss^[5], temperabilidade é definida como a “suscetibilidade para endurecimento em resfriamento rápido”, ou a “capacidade de um aço de se transformar parcial ou completamente de austenita em um certo percentual de martensita a uma determinada profundidade, quando resfriado sob determinadas condições”.

Nota-se que a temperabilidade não se refere à máxima dureza que pode ser obtida num aço, a qual é função do seu teor de carbono, mas sim da profundidade atingida pelo endurecimento.

A temperabilidade depende da temperatura de austenitização, do tamanho de grão austenítico e da composição química do aço.

O tamanho de grão tem efeito porque exerce influência sobre a taxa de nucleação heterogênea de produtos de transformação por difusão. Grãos finos possuem maior superfície total de contornos de grão e aumentam, desse modo, o número de sítios de nucleação, reduzindo a temperabilidade. Além da granulação fina, partículas de precipitado ou inclusões também contribuem para a transformação perlítica, pois essas partículas atuam como sítios de nucleação. Por outro lado, a presença de precipitados pode também restringir o crescimento de grão, influenciando indiretamente sobre a temperabilidade.

A presença de determinados elementos de liga favorece a temperabilidade do aço. Elementos como, por exemplo, Cr, Mo e V, quando em solução sólida, atrasam a transformação da austenita em ferrita + cementita, favorecendo a formação da martensita.

A ação do B como elemento de liga aumenta a temperabilidade. A sua adição em chapas de grandes espessuras possibilita a formação de estruturas endurecidas a velocidades de resfriamento não muito altas.

Embora existam divergências a respeito do teor ideal de boro sobre a efetividade na temperabilidade, é correto afirmar que esse valor está entre 10 e 30 ppm.^[9]

Para o caso de aços temperados com boa soldabilidade, em que o carbono é ponto crítico, podem ser usados aços com baixos teores de carbono e uma gama de elementos de liga. Com isso, as condições de soldabilidade são satisfeitas e as propriedades mecânicas são garantidas.

4.2 Revenimento

4.2.1 Processo de revenimento

Existe um tratamento, subsequente à têmpera, por meio do qual se procura provocar um melhor balanceamento entre dureza e susceptibilidade a condições que induzem o comportamento frágil (baixas temperaturas e altas taxas de deformação) do material temperado. Este tratamento recebe a denominação de revenimento.

O revenimento consiste no reaquecimento dos aços temperados em temperaturas inferiores à zona crítica (723°C), permanência nestas temperaturas por determinado tempo e posterior resfriamento ao ar.

Os objetivos principais deste tratamento são o aumento da tenacidade da estrutura martensítica por precipitação de carbonetos de transição, por exemplo, carboneto épsilon (ϵ) e posteriormente cementita, a diminuição da dureza superficial, da fragilidade, da heterogeneidade estrutural e o alívio das tensões.

O alívio de tensões e a recuperação da ductilidade são alcançados por intermédio da precipitação e do coalescimento dos carbonetos, decorrente da difusão do carbono, processo termicamente ativado e dependente da temperatura de revenimento.

Para os aços ligados e revenidos acima de 600°C , ocorre a precipitação de carbonetos secundários, como os de Cr e V, que se formam entre 450°C e 550°C , respectivamente, que auxiliam na manutenção da dureza do aço.

Na figura 4.10, vê-se o diagrama esquemático dos processos de transformação por têmpera e revenimento.

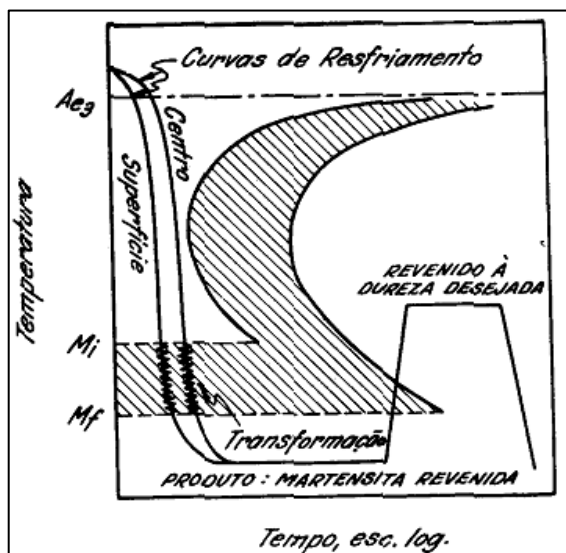


Figura 4.10 - Diagrama esquemático de transformação de têmpera e revenido.^[10]

Na figura 4.11, pode-se observar a variação da dureza de ligas Fe-C em função do teor de carbono para amostras temperadas e posteriormente revenidas por 1 hora^[5]. Observa-se o amaciamento em função da temperatura de revenimento. Este amaciamento deve-se, em grande parte, ao coalescimento da cementita com o aumento da temperatura de revenimento, um processo dependente da difusão de carbono e ferro.

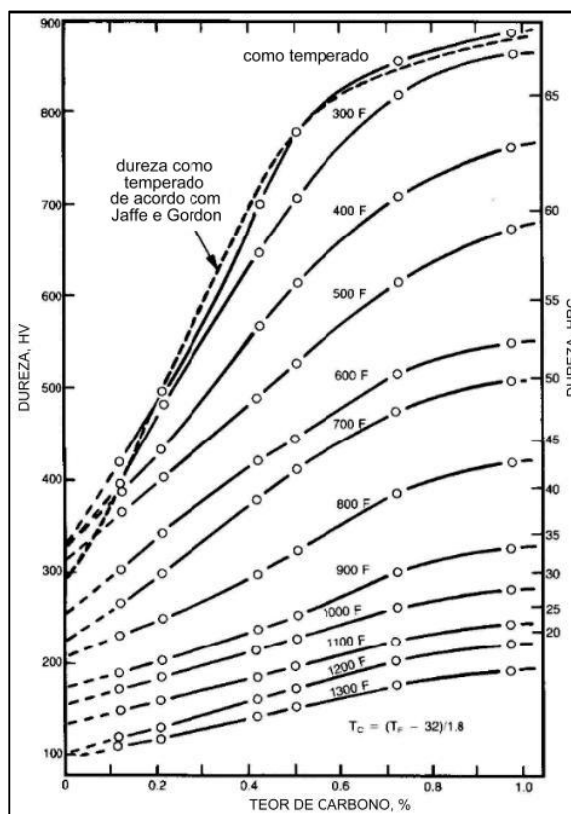


Figura 4.11 - Variação de dureza de ligas Fe-C com diferentes teores de C observado após revenimento em diferentes temperaturas (Adaptado de R. A. Grange, C.R. Hribal, and L.F. Porter, Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels, *Metall. Trans. A*, vol. 8A, 1977, p 1775–1785).^[5]

4.2.2 Relação entre tempo, temperatura de revenimento, microestrutura e propriedades mecânicas

O revenimento pode ser considerado como uma transformação de fases promovida pela difusão, de um estado metaestável (martensita) para outro estado de menor energia livre, constituído de ferrita e carbonetos. Com o aumento do tempo, a dureza diminui, o que corresponde à formação e ao coalescimento das partículas de cementita. Em temperaturas próximas da temperatura eutetoide [700°C (1300°F)] e, após várias horas, a microestrutura terá se transformado em cementita esferoidizada (Fig. 4.12), com grandes esferoides de cementita precipitados no interior da fase contínua ferrita. De maneira correspondente, a martensita para tempos mais longos de revenimento é relativamente macia e dúctil.

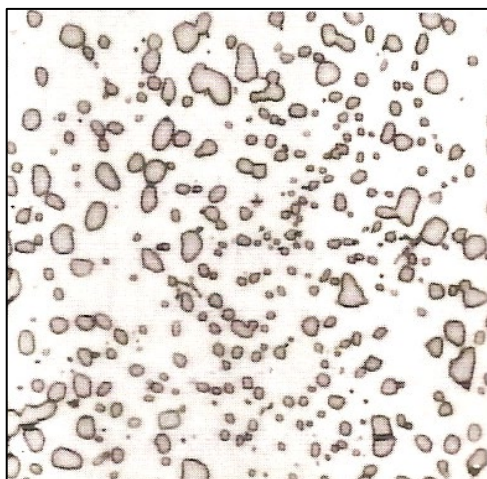


Figura 4.12- Fotomicrografia de um aço perlítico que possui uma microestrutura de cementita globulizada. As partículas pequenas são de cementita; a fase contínua consiste em ferrita α .

Ampliação de 1000X. (Copyright 1971 pela United States Steel Corporation).^[7]

A dureza e a resistência mecânica dependem em parte do elevado número de contornos e interfaces na microestrutura. A fase cementita, dura, reforça a matriz de ferrita, e esses contornos também atuam como barreiras ao movimento das deslocções durante a deformação plástica. A fase ferrita, contínua, também é muito dúctil e relativamente tenaz, o que contribui para a melhoria nessas duas propriedades para a martensita revenida.

O tamanho das partículas de cementita influencia o comportamento mecânico da martensita revenida; o aumento no tamanho das partículas diminui a área de contornos entre as fases ferrita e cementita e, conseqüentemente, resulta em um material menos resistente, mais tenaz e mais dúctil.

O tratamento térmico de revenimento determina o tamanho das partículas de cementita em função das variáveis de processo que são a temperatura e o tempo. Uma vez que a difusão do carbono está envolvida na transformação da martensita em martensita revenida, o aumento da temperatura irá acelerar o processo da difusão, a taxa de nucleação e a velocidade de crescimento das partículas de cementita, a velocidade de coalescimento e subseqüentemente, a taxa de decréscimo da dureza. A dependência do limite de resistência à tração e do limite de escoamento, bem como da ductilidade, medida pela redução de área na estricção, em relação à

temperatura de revenido para um aço-liga está mostrada na figura 4.13. O tempo de revenimento a cada temperatura foi de 1h.

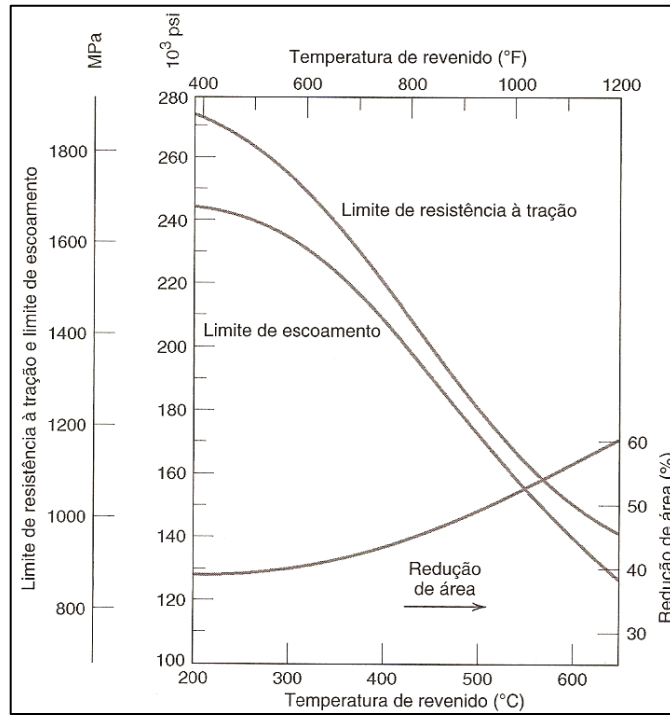


Figura 4.13 - Limite de resistência à tração, e de escoamento e ductilidade (%RA) em função da temperatura de revenido para um aço-liga (tipo 4340) temperado em óleo (Adaptado da figura fornecida por cortesia da Republic Steel Corporation).^[7]

Para um aço com composição eutetoide temperado em água, a dependência da dureza em relação ao tempo de revenimento, para diferentes temperaturas, está apresentada na figura 4.14. Com o aumento do tempo, a dureza diminui, o que corresponde ao coalescimento das partículas de cementita.

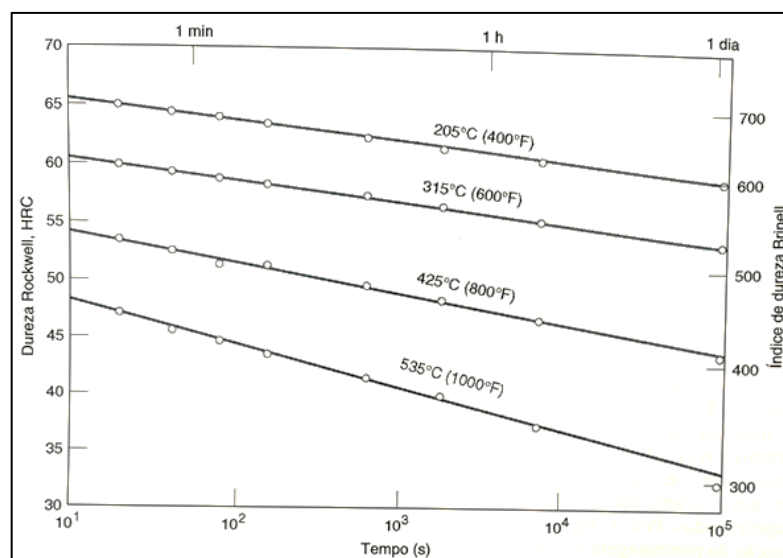


Figura 4.14 - Dureza em função do tempo de revenido para um aço comum ao carbono (1080) com composição eutetoide que foi temperado em água. (Adaptado de Edgar C. Bain, *Functions of the Alloying Elements in Steel*, American Society for Metals, 1939, p. 233).^[7]

Por sua vez, para o aço resistente ao desgaste 450 HB, com % em peso de C $\leq$ 0,30 e Mn (1,0% - 2,0%), revenido por 1 h, ocorre variação da dureza em relação ao tempo de revenimento, o que se pode ver na figura 4.15, estando em consonância com os resultados obtidos por Deng et al^[11] e Mohammadnezhade Javaheri^[12].

Quanto às propriedades mecânicas de limite de escoamento (LE) e resistência à tração (LR), há a mesma tendência observada para a dureza, sem queda significativa até a temperatura de revenimento de 200°C, com ligeira diminuição entre 200 e 400°C e redução brusca acima de 400°C, como se demonstra na figura 4.16 (a).

O alongamento total (A) também se manteve praticamente constante até 200°C, apresentando uma queda suave entre 200 e 400°C. A partir dessa temperatura, houve um aumento significativo, tal como demonstrado na figura 4.16 (b).

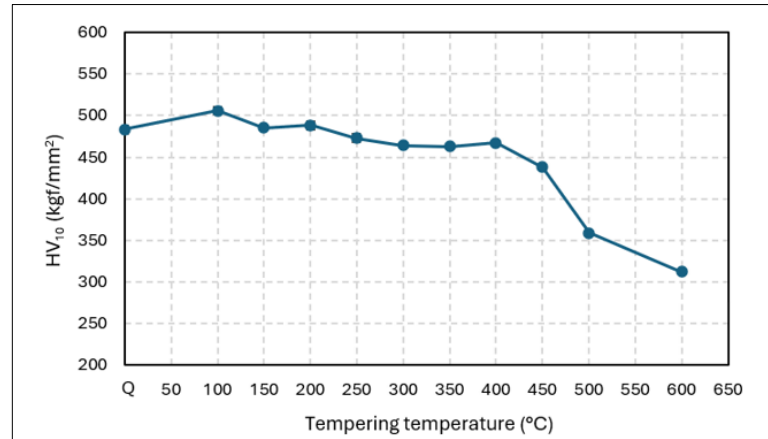


Figura 4.15 – Variação da Dureza com a temperatura de revenimento. Q: Têmpera.^[13]

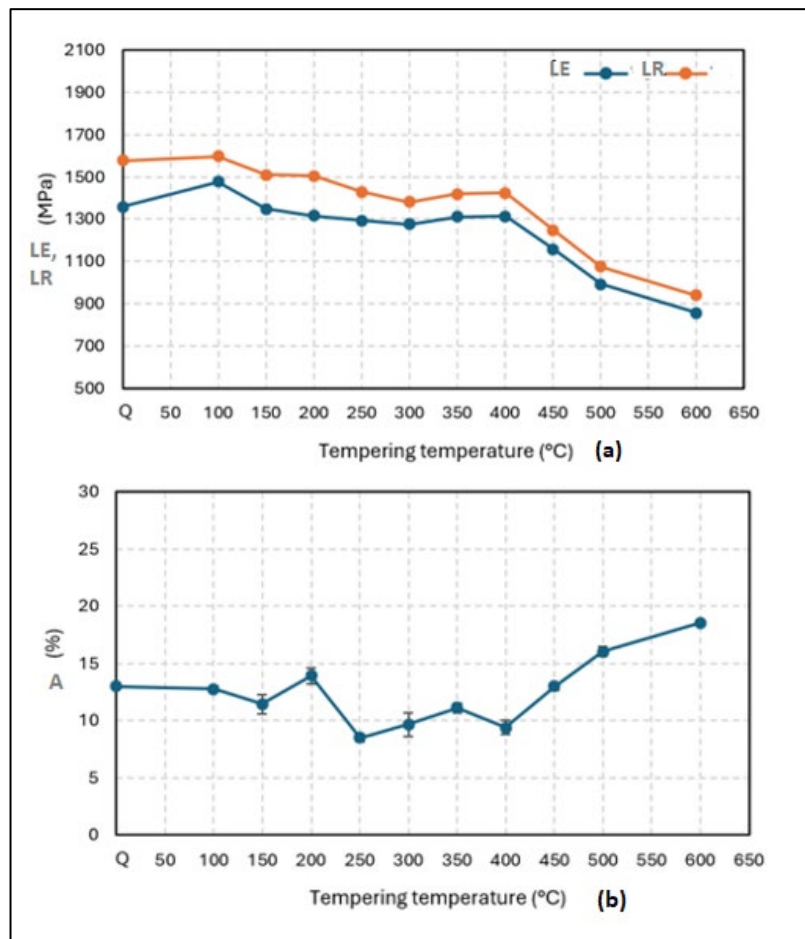


Figura 4.16 – Variação do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento com a temperatura de revenimento. Q: Têmpera.^[13]

4.2.3 Transformações ocorridas durante o revenimento dos aços

Speich e Leslie^[14] apresentam a sequência de fenômenos que ocorrem durante o revenimento de aços com diferentes teores de carbono, como mostrado na figura 4.17. Independentemente do teor de carbono, até 0,39%, a dureza cai continuamente entre 10°C e 700°C, o que acarretará um aumento na ductilidade e resistência à fratura. A queda de dureza durante os estágios do revenimento está associada à temperatura, que controla a difusão do carbono e, portanto, a precipitação do carboneto de ferro. Desta forma, em temperaturas de até 200°C, observam-se a segregação de carbono e a formação do carboneto épsilon (ϵ), $\text{Fe}_{2,2}\text{C}$. O aumento da temperatura promove a precipitação da cementita, a recuperação dos defeitos das deslocamentos e maclas, e progressivamente a total recristalização da matriz martensítica e o coalescimento da cementita.

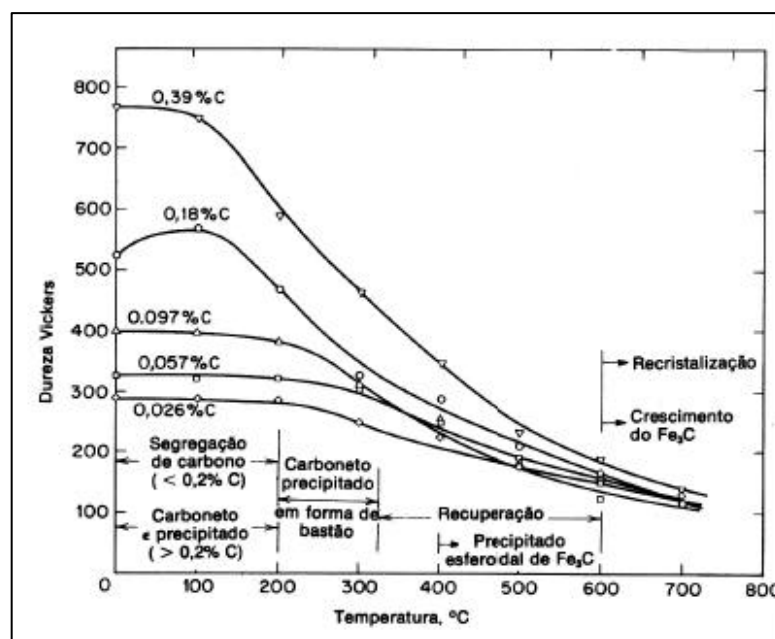


Figura 4.17 - Dureza da martensita de ligas Fe-C, revenidas por 1 h à temperatura de 100–700°C^[14]

Os estágios que ocorrem com o aumento da temperatura de revenimento foram descritos por Krauss^[15] da seguinte forma:

1. primeiro estágio: entre as temperaturas de 100°C a 200°C, ocorre a precipitação do carboneto de ferro metaestável: épsilon (ϵ), $\text{Fe}_{2,2}\text{C}$. Para teores de carbono mais elevados,

acima de 0,20%, a precipitação do carboneto ϵ causa um pequeno aumento na dureza próximo a 100°C. A precipitação do carboneto ϵ leva a um consumo de carbono que causa a redução da supersaturação do reticulado TCC da martensita e, com isso, se inicia a perda da tetragonalidade;

2. segundo estágio: ocorre no intervalo de temperatura de 200°C a 350°C, e é caracterizado, para aços de alto carbono, pela decomposição da austenita retida. É aceito que a austenita se decomponha, no resfriamento, para ferrita e cementita, com morfologia próxima da bainita. Neste estágio se inicia a transformação do carboneto ϵ metaestável, $\text{Fe}_{2,2}\text{C}$ para Fe_3C ;

3. terceiro estágio: acima de 350°C, é caracterizado pela transformação completa do carboneto metaestável ϵ no carboneto de ferro estável, Fe_3C . Durante este estágio, as partículas de cementita, inicialmente na forma de bastonetes ou plaquetas, começam a sofrer o processo de esferoidização. Temperaturas de 600°C elevam a difusão do carbono, causando transformações importantes no estágio final do revenimento. À medida que a temperatura aumenta, a precipitação de cementita se completa na forma de partículas esféricas e, progressivamente, se inicia um processo de coalescimento. Esta precipitação diminui progressivamente a supersaturação do reticulado cristalino da martensita, causando uma perda total da tetragonalidade em temperaturas acima de 600°C. Ao final desse estágio, ocorrem a recristalização completa e a formação de grãos equiaxiais de ferrita. As temperaturas de cada estágio na verdade se sobrepõem. Ao final do revenimento, independente da temperatura selecionada, a microestrutura obtida é denominada “martensita revenida de alta temperatura”.

Na figura 4.18, pode-se observar a microestrutura obtida para o revenimento a 700°C de um aço com 0,20% de carbono.

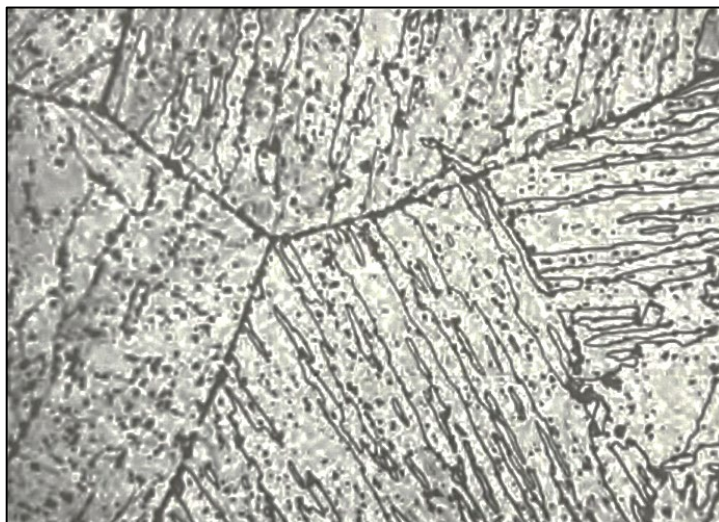


Figura 4. 18 – Microestrutura de um aço com 0,20% C após revenimento a 700°C, 2 horas, mostrando a martensita do tipo maclada completamente recrystalizada e partículas de cementita. Reativo nital 2% 500X^[15].

Na figura 4.19, também se observa a evolução morfológica da martensita revenida em função do tempo de revenimento, onde, após tratamentos prolongados, obtém-se uma estrutura de carbonetos Fe_3C grosseiros em contornos de grão ferríticos.

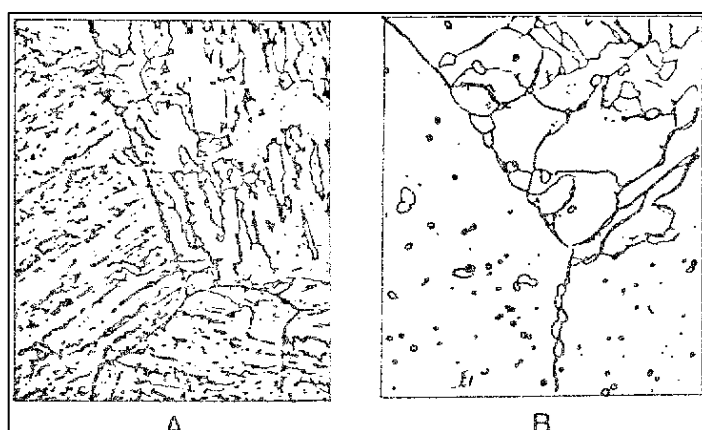


Figura 4.19 – Estrutura da liga Fe- 0,18%C, temperada e revenida a 600 °C por A = 10 minutos e B = 96 horas^[16]

4.2.4 Efeito dos elementos de liga no revenimento dos aços tratados termicamente

A adição dos elementos de liga, os quais aumentam a temperabilidade, é de grande importância na diminuição das tensões internas resultantes da têmpera, pois eles permitem que se obtenha uma estrutura martensítica com um resfriamento menos drástico. Por essa razão, o uso de elementos de liga em aços temperados em aplicações nas quais se requer alta dureza pode ser muito vantajoso. Além disso, a adição de elementos de liga auxilia na manutenção da dureza durante a etapa de revenimento, principalmente, por meio da precipitação de carbonetos secundários.

Na figura 4.20, pode-se observar o efeito dos elementos de liga sobre a inibição da perda de dureza durante o revenimento a 540°C em aços carbono de baixa liga e para tempos de revenimento constantes de 1h, correlacionando o incremento da dureza na escala Vickers (ΔH_v) versus teor de elementos de liga para a martensita revenida.

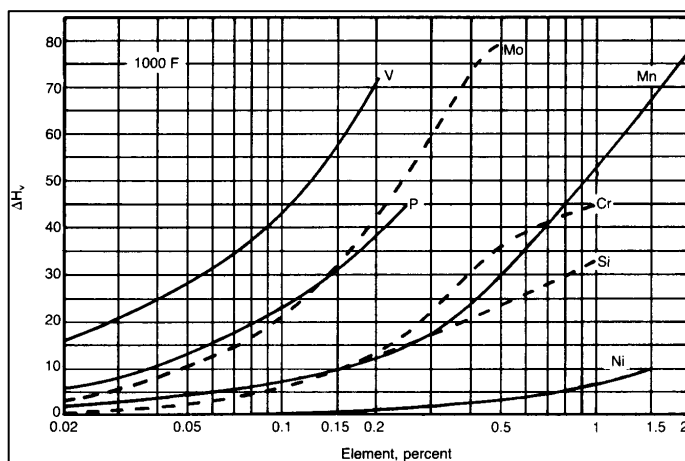


Figura 4.20 – Efeito dos elementos de liga no retardo do amaciamento durante o revenimento a 540 °C (1000 F) em relação às ligas Fe-C.^[5]

No caso do coalescimento e precipitação de carbonetos, os elementos de liga têm influência bem marcante. Aços com elementos de liga necessitam de temperaturas de revenimento mais altas, ou tempos mais longos em temperaturas inferiores para um dado nível de dureza ou resistência mecânica desejadas. Esses elementos de liga, por possuírem maior afinidade com o

carbono, formam carbonetos. A formação de carbonetos de elementos de liga modifica a resposta ao revenimento e, portanto, a forma da curva de dureza em função da temperatura. Essa modificação é consequência das características de precipitação dos carbonetos. Os elementos de liga são substitucionais e, para que aconteça a precipitação, é necessária uma temperatura suficientemente elevada para permitir a mobilidade desses átomos.^[3]

Os elementos de liga também retardam as transformações estruturais durante o revenimento, especialmente em temperaturas superiores a aproximadamente 200°C, o que contribui para a manutenção de elevados valores de dureza de aços ligados após o revenimento a temperaturas relativamente altas.

Os efeitos do Ni e do Mn são moderados, sendo que as variações de dureza (ou resistência) são quase uma função direta da temperatura de revenimento. Esse comportamento é característico dos elementos de liga solúveis na fase ferrítica que não apresentam tendência a formar carbonetos. Já o Si apresenta efeitos notáveis no revenimento por ser forte endurecedor da ferrita, assim como o P.

Os elementos formadores de carbonetos (Mo, V e Cr) deverão, antes da têmpera, estar dissolvidos na austenita para que tenham efeito pleno no revenimento.

4.3 Parâmetro de revenimento

Uma relação clássica de equivalência entre tempo e temperatura em processos de revenido foi proposta por Hollomon-Jaffe.^[17] Eles constataram que a dureza, após o revenimento de aços temperados, pode ser calculada em função de uma expressão com formato similar às equações do tipo Arrhenius:

$$HV = [t \times \exp^{-(Q/RT)}]$$

onde HV é a dureza após o revenimento, t o tempo de tratamento, T a sua temperatura absoluta, Q a energia de ativação empírica e R é a constante universal dos gases.

Após algum desenvolvimento matemático, eles chegaram a uma expressão que estabelecia equivalência entre tempo e temperatura para um mesmo valor de dureza após revenido:

$$HV = f [T (C + \log t)]$$

A partir dessa expressão, pode-se propor um parâmetro de equivalência P adimensional entre tempo e temperatura que tem sido empregado em diversos processos termicamente ativados, como o próprio revenimento, fluência, envelhecimento, etc.^[18].

O principal problema envolvido no seu uso é a determinação do valor correspondente à constante C, a qual parece variar em função do aço em consideração. No caso de aços microligados, geralmente se assume que essa constante é igual a 20, valor proposto por Larson e Miller quando aplicaram essa equação no desenvolvimento de curvas-mestre para ruptura de aços sob fluência.^[19]

$$P = T (C + \text{Log } t)$$

onde:

P = Parâmetro de Revenimento

T = Temperatura (em Kelvin)

t = tempo (horas)

C = constante dependente do material proposta por Larson e Miller

Cabe citar que o tempo e a temperatura têm efeitos semelhantes no revenido dos aços, porém, o efeito da temperatura é muito mais pronunciado que o efeito do tempo, especialmente quando do revenido em temperaturas mais elevadas que envolvem agregados de cementita e ferrita.

Diante disso, percebe-se que a temperatura de revenido pode ser escolhida de acordo com a combinação de propriedades mecânicas que se deseja obter no aço temperado.^[20]

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 Materiais

O material da presente pesquisa trata-se de um aço fabricado de acordo com a norma USI-SAR 60T^[1]. O produto chapas grossas é um material estrutural soldável de alta resistência utilizado principalmente em pontes, viadutos, equipamentos de terraplenagem, guindastes, vagões, caminhões fora de estrada, torres eólicas e equipamentos industriais.

O processo utilizado para a obtenção dessa qualidade é o tratamento térmico de têmpera e revenimento. As faixas de composição química e propriedades mecânicas, especificadas para atender a produção de chapas grossas, segundo a especificação da qualidade USI-SAR 60T, são respectivamente apresentadas a seguir nas tabelas 5.1 e 5.2.

Tabela 5.1 - Faixas de composição química segundo a qualidade USI-SAR 60T
(% massa)

Elemento químico	% massa
C máx.	0,16
Mn	0,90 / 1,50
P máx.	0,025
S máx.	0,010
Si	0,15 / 0,55
Mo máx.	0,30
Cr máx.	0,30
Ni máx.	0,60
Nb máx.	0,08
B máx.	0,0020
Ti mín.	0,025
V máx.	0,10

Tabela 5.2 - Propriedades mecânicas especificadas segundo a qualidade USI-SAR 60T

LE mín. MPa (Transversal)	460	
LR MPa (Transversal)	600 a 720	
Along. mín. (%) Lo = 50 mm (200 mm)	6,00 < esp. ≤ 16,00 mm	20 (13)
	16,00 < esp. ≤ 38,10 mm	28 (18)
	38, 00 < esp. ≤ 50,80 mm	20 (13)
(*) Impacto Charpy V (J) min (Longitudinal)	12,00 < esp. ≤ 50,80 mm	- 10° C
	(**) Valor médio (J)	45
	Valor individual (J)	32

(*) O ensaio de charpy-V é realizado apenas para espessuras $\geq 12,00$ mm.

(**) No ensaio de charpy-V, o valor médio refere-se ao de 3 corpos de prova.

5.2 Equipamentos e parâmetros de processo da linha de tratamento térmico

A linha de Tratamento Térmico de Chapas Grossas é composta basicamente pelos seguintes equipamentos: Jateador de granalhas, Forno de tubos radiantes, Forno chama direta e uma Máquina de Têmpera.

5.2.1 Jateador

O jateador tem a finalidade de retirar a carepa da superfície da chapa, formada durante o processo de laminação, e que afeta sensivelmente a uniformidade de dureza superficial da chapa após a têmpera. Além disso, todo material destinado ao forno do tipo tubo radiante tem que sofrer o jateamento na sua face inferior para evitar que a carepa incruste no rolo, vindo a comprometer a qualidade do produto.

A retirada da carepa é promovida mediante a projeção de granalhas esféricas de aço através de centrífugas sobre a superfície da chapa.

Basicamente, o jateador de chapas é composto de mesas de rolos, para transporte da chapa, câmara de jateamento com centrífugas impulsoras das granalhas locadas na parte superior e inferior em relação à mesa de rolos, câmara de limpeza onde são retiradas as granalhas da face superior da chapa através de escova, sistema de transporte das granalhas e sistema de despoeiramento (Fig. 5.1). Na figura 5.2, tem-se o desenho esquemático do jateador.



Figura 5.1 – Jateador.^[21]

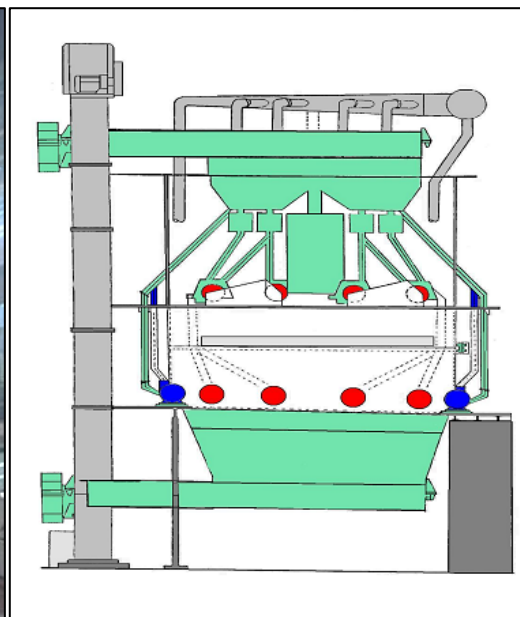


Figura 5.2 – Jateador
(desenho esquemático).^[21]

As principais variáveis envolvidas no processo são a velocidade de jateamento, a qual é definida em função da espessura do produto, sendo que quanto maior a espessura do produto, menor será a velocidade de jateamento adotada; o número de centrífugas utilizadas, que é definido em função da largura do produto, quanto maior a largura do produto, maior será o número de centrífugas necessárias no processo; e o intervalo de tempo entre o jateamento e enformamento, o qual deve ser o menor possível, de forma a não provocar oxidação no material.

5.2.2 Fornos de tratamento térmico

O forno de tratamento térmico utilizado para aquecimento das chapas grossas a uma temperatura adequada (austenitização) que antecede o processo de têmpera é um forno de tubos radiantes, onde o nitrogênio é utilizado como atmosfera protetora, de forma a evitar a oxidação e a decarbonetação. A seguir, tem-se, respectivamente, a figura 5.3, que mostra o Forno de Tubo Radiante/ Máquina de Têmpera, e a figura 5.4, a qual apresenta o desenho esquemático do forno.

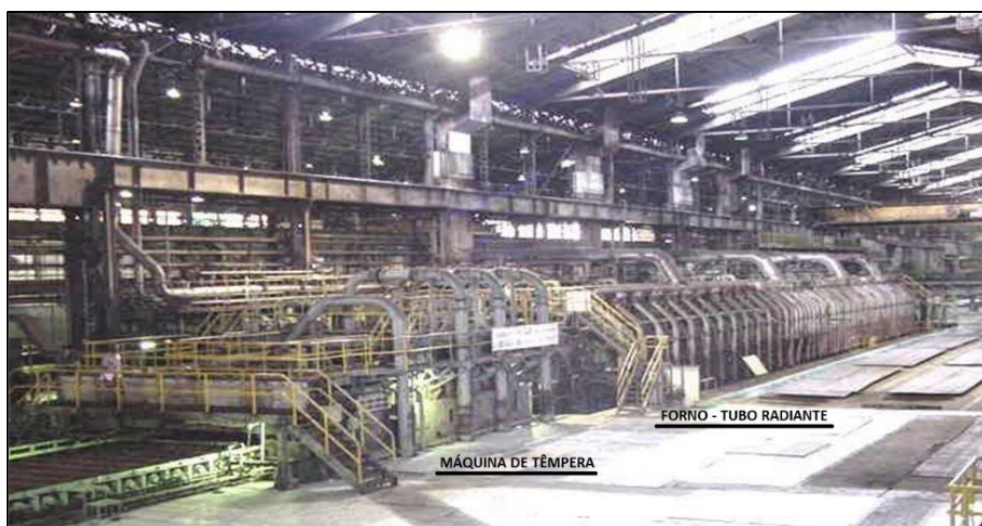


Figura 5.3 – Forno de Tubo Radiante/Máquina de Têmpera.^[21]

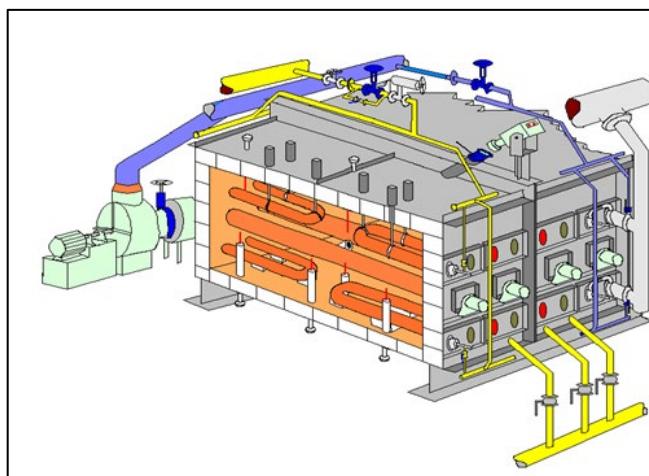


Figura 5.4 – Forno de Tubo Radiante (desenho esquemático).^[21]

Por sua vez, o forno de tratamento térmico de revenimento de chapas grossas posterior ao processo de têmpera é um forno de chama direta. Basicamente é dotado de soleira de rolos, cuja finalidade é fazer o deslocamento das chapas no interior do forno, sendo seu comprimento útil dividido em duas seções: aquecimento e encharque. Os queimadores estão localizados acima e abaixo da soleira.

O forno tipo chama direta é somente utilizado para o tratamento térmico de revenimento, onde a temperatura é inferior à de austenitização. Segue abaixo na figura 5.5 o Forno de Tratamento Térmico de chama direta.



Figura 5.5 – Forno de Chama Direta.^[21]

As principais variáveis envolvidas são o tempo de permanência e a temperatura de processo que devem ser suficientes para que as chapas se aqueçam de modo uniforme através de toda a sua seção.

A tomada de temperatura em cada zona é feita por meio de termopares localizados no interior do forno, distribuídos em seções conforme as zonas (aquecimento e encharque). O controle de temperatura é feito automaticamente por intermédio de computadores que fornecem a temperatura on-line de cada termopar. O tempo total é entendido como sendo a soma dos tempos de aquecimento e encharque, variando em função das dimensões da chapa.

A operação utilizada em ambos os fornos (tubo radiante e chama direta) é a de semioscilação. A chapa é enfornada e permanece na zona de aquecimento em movimento oscilatório à velocidade constante até completar o tempo de aquecimento, quando então é transferida para a zona de encharque. Após cumprir o tempo de encharque, a chapa é desenfornada.

5.2.3 Máquina de têmpera

A máquina de têmpera possibilita temperar o material imediatamente após o seu desenformamento, pois está instalada em conjunto com o Forno de Tubo Radiante. É basicamente dividida em duas zonas, caracterizadas pela capacidade de resfriamento, região de alta têmpera (HQ) e baixa têmpera (LQ). A figura 5.6 apresenta o desenho esquemático da máquina de têmpera.

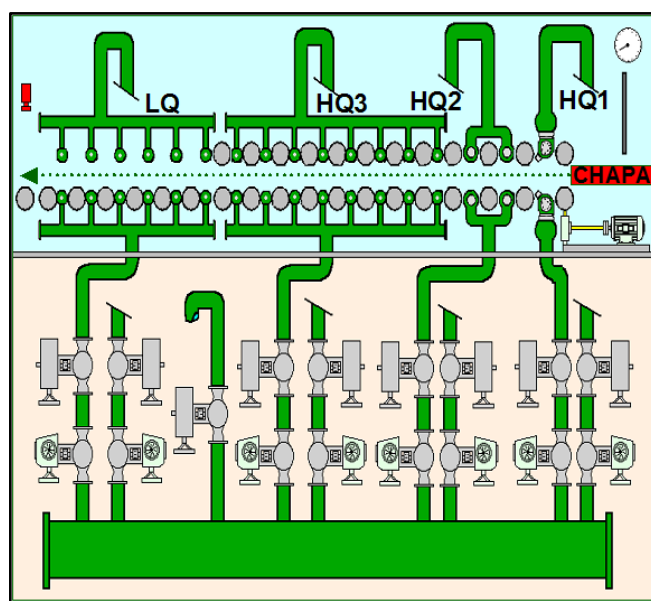


Figura 5.6 - Máquina de Têmpera (desenho esquemático).^[21]

As principais variáveis operacionais envolvidas no processo são o arranjo da cortina d'água, a velocidade da mesa de rolos da máquina de têmpera e o volume de água.

No arranjo da cortina d'água, que tem ajustes horizontal e vertical, os alimentadores são colocados simetricamente em relação à posição da chapa. O ângulo de inclinação do jato d'água

é pequeno. A uniformização da velocidade de resfriamento na face superior e inferior é condição fundamental para obtenção da forma final da chapa. A severidade de têmpera depende de inúmeros fatores, tais como ângulo de inclinação dos *sprays* com a chapa, abertura dos rolos (com a pressão dos rolos pode-se atenuar a tendência ao empeno durante o resfriamento) e pressão da água. A figura 5.7 ilustra o conjunto de *sprays* superiores e inferiores.



Figura 5.7 - *Sprays* superiores e inferiores da máquina de têmpera.^[21]

A velocidade da mesa de rolos da máquina de têmpera implica na transformação da austenita em martensita, a qual ocorre dentro da zona de alta intensidade (HQ1, HQ2 e HQ3), portanto deve ser controlada para garantir uma boa severidade de têmpera. Dessa maneira, uma chapa mais grossa necessita estar a uma velocidade bem menor que uma chapa fina (Fig. 5.8).

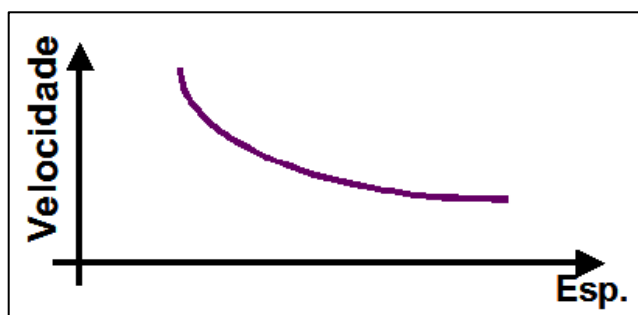


Figura 5.8 - Relação entre espessura da chapa e velocidade da mesa de rolos da máquina de têmpera

A determinação do volume de água ocorre por meio das seções de alta intensidade (HQ) e baixa intensidade (LQ) de têmpera que são definidas na relação entre as vazões superiores e as inferiores da máquina de têmpera (Fig. 5.9).

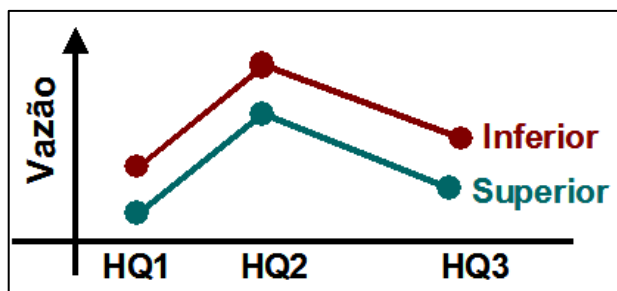


Figura 5.9 - Relação entre vazões superiores e inferiores da máquina de têmpera

As vazões utilizadas na superfície da chapa são menores que as inferiores, a fim de compensar o acúmulo de água sobre a chapa e assim assegurar uniformidade no resfriamento (condição fundamental para a obtenção de uma boa planicidade e homogeneidade das propriedades mecânicas).

Outro fato é que a vazão do HQ2 deve ser maior que a do HQ1 para transpor a água acumulada na superfície da chapa e, assim, dar continuidade de modo uniforme ao resfriamento. Além disso, o HQ1 menos intenso ameniza o choque térmico e favorece a obtenção de chapas planas.

A taxa de resfriamento é um dos fatores responsáveis pela obtenção da estrutura martensítica, onde, operacionalmente, quanto menor for a velocidade da mesa de rolos e maior a vazão de água aplicada, maior será a taxa de resfriamento (Fig. 5.10).

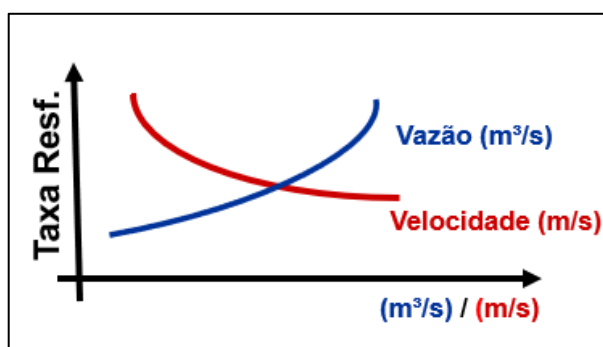


Figura 5.10 - Taxa de resfriamento: relação entre velocidade da mesa de rolos e a vazão de água da máquina de têmpera

5.3 Métodos

5.3.1 Ensaio mecânicos

Os ensaios mecânicos permitem a determinação de propriedades mecânicas que se referem ao comportamento do material sob ação de esforços e que são expressas em função de tensões e/ou deformações.

As duas finalidades mais importantes da execução dos ensaios são:

- permitir a obtenção de informações rotineiras do produto – ensaios de controle (recebimento de materiais de fornecedores, controle do processo e controle final do produto acabado);
- desenvolver novas informações sobre os materiais – no desenvolvimento de novos processos de fabricação e de novos tratamentos.

5.3.2 Ensaio de tração

Consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova específico até a ruptura. Trata-se de ensaio amplamente utilizado na indústria devido à vantagem de fornecer dados quantitativos das características mecânicas dos produtos.

Os resultados fornecidos pelo ensaio de tração são fortemente influenciados pela temperatura, pela taxa de deformação e pelas características do material como anisotropia, tamanho de grão e porcentagem de impurezas.

5.3.3 Coleta da amostra

A coleta de dados foi obtida por meio de ensaio de tração com diferentes amostras pertinentes à produção em escala industrial (parâmetros de processo atualmente utilizados). Os parâmetros determinados a partir desse ensaio no sentido transversal foram: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total.

Neste estudo, os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de tração, de acordo com o especificado na norma ASTM A370.^[22]

O croqui do corpo de prova e suas dimensões são apresentadas na figura 5.11 e na tabela 5.3, respectivamente.

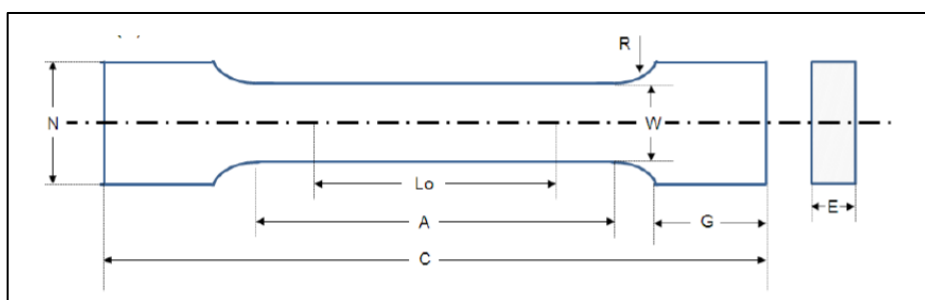


Figura 5.11 - Croqui do corpo de prova do ensaio de tração ^[23].

Tabela 5.3 – Dimensões e tolerâncias dos corpos de prova do ensaio de tração (em mm)^[23]

C	A	Lo	W	R	N	G	E
300	60	50	25	≥ 15	35	90	Espessura da amostra

Dessa forma, obteve-se um total de 101 amostras, oriundas do produto chapas grossas, cujo processo adotado foi o tratamento térmico de têmpera (off-line)/revenido, qualidade USI SAR 60T^[1], variando as temperaturas de revenimento entre 600, 610, 620, 630 e 650 °C e as faixas de espessura, de 20,01 a 35,00 mm; 35,01 a 39,99 mm e 40,00 a 50,80 mm.

A amostragem seguiu as exigências da norma, ou seja, uma amostra por esboço tratado termicamente, conforme ilustrado na figura 5.12.

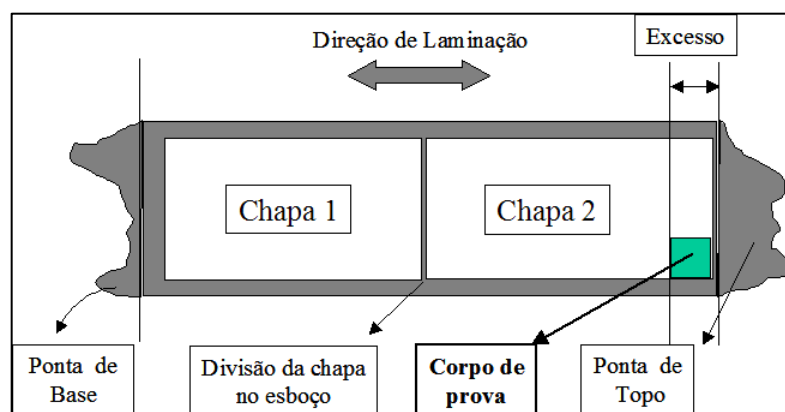


Figura 5.12 - Retirada do corpo de prova

A determinação destas propriedades é fundamental para se analisar o efeito do tratamento térmico sobre as características mecânicas do material, bem como para verificar o atendimento dos requisitos mecânicos conforme a norma USI-SAR 60T.^[1]

5.3.4 Memória de cálculo

Fez-se a correlação do parâmetro de revenimento proposto por Hollomon-Jaffe^[17] com os valores das propriedades mecânicas (LE, LR e A) obtidos a partir de dados de produção e as respectivas variáveis de processo no tratamento térmico de revenimento.

A fim de se determinar a correlação do parâmetro de revenimento com cada uma das propriedades mecânicas, fez-se necessário calcular primeiramente a equação gráfica do parâmetro de revenimento por meio dos seguintes cálculos:

1º - Média da espessura por temperatura de revenimento;

2º - Parâmetro de revenimento $P = T (C + \text{Log } t)$, sendo

- T = temperatura de revenimento (K)
- $C = 20$ (constante proposta por Larson e Miller)
- t = tempo de enformamento (h):
 - $\text{Espessura} \leq 40,00 \text{ mm} = (2,36 * \text{espessura média}) / 60 + 20/60 \text{ minutos};$
 - $\text{Espessura} > 40,00 \text{ mm} = (2,36 * \text{espessura média}) / 60 + 30/60 \text{ minutos};$

Obs.: O tempo de enformamento descrito refere-se ao de projeto do forno, ou seja, não se levou em consideração possíveis variações operacionais na produção das chapas.

3º - Média da propriedade mecânica por temperatura de revenimento.

Posteriormente foram obtidas as diferentes equações correlacionando o parâmetro de revenimento com a respectiva propriedade mecânica, demonstradas adiante nas figuras 6.1 a 6.9 como resultados do presente estudo.

Por sua vez, cada uma das equações obtidas substituiu o valor de P na fórmula $[P = T (C + \text{Log } t)]$. Dessa maneira, obtiveram-se novas equações, as quais permitiram correlacionar, por faixa

de espessura, a determinação da temperatura de revenimento ou da propriedade mecânica, as quais seguem elencadas na tabela 6.1 no próximo capítulo.

A obtenção das curvas mediante esta correlação do parâmetro de revenimento proposto por Hollomon-Jaffe^[17] viabilizou prever os valores de propriedades mecânicas a serem obtidas em função da temperatura de revenimento adotada. Também se tornou possível efetuar o procedimento inverso, ou seja, prever a temperatura de revenimento a ser aplicada para valores pré-determinados (objetivados) de propriedades mecânicas.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os dados coletados pertencem ao mesmo projeto de liga da qualidade USI SAR 60T, discriminado por faixas de dimensões (espessura da chapa grossa), diminuindo, dessa forma, a variabilidade de processo e, conseqüentemente, aumentando a confiabilidade nos dados obtidos nas equações propostas.

Cabe também ressaltar que o tempo de forno no tratamento do revenimento adotado para elaboração das equações está baseado no projeto do forno do tratamento térmico de revenimento, definido em função da espessura da chapa grossa, ou seja, para este parâmetro de cálculo (tempo de forno), não estão sendo consideradas as variações de tempo que possam ter ocorrido no processamento de cada chapa grossa.

O parâmetro de revenimento foi definido correlacionando a expressão proposta por Hollomon-Jaffe^[17] $[P = T (C + \log t)]$ com os resultados obtidos das propriedades mecânicas da qualidade USI SAR 60T em função da variação do processo na Linha de Tratamento Térmico de chapas grossas da Usina de Ipatinga – MG, conforme os gráficos apresentados nas figuras 6.1 a 6.9.

Dessa forma, o parâmetro de revenimento correlacionado a cada uma das propriedades mecânicas (LE, LR e A), pertinente à faixa de espessura de 20,01 a 35,00 mm, segue conforme as figuras 6.1, 6.2 e 6.3.

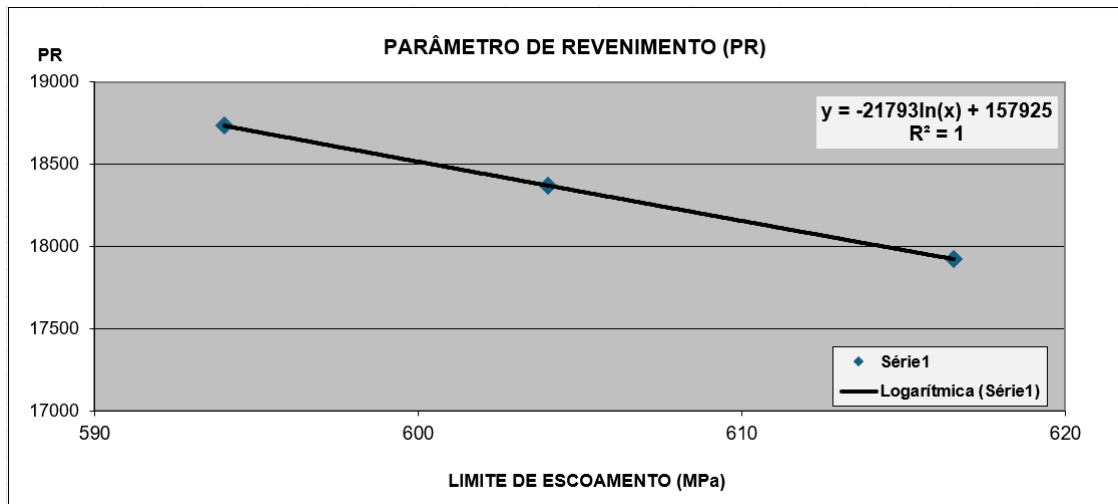


Figura 6.1 – Parâmetro de Revenimento x Limite de Escoamento (faixa de espessura 20,01 a 35,00 mm)

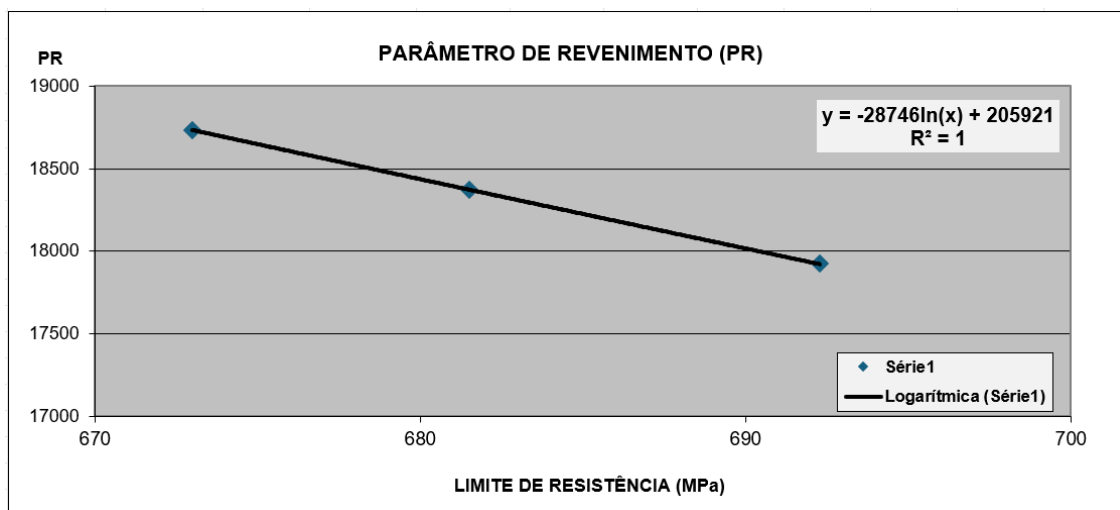


Figura 6.2 – Parâmetro de Revenimento x Limite de Resistência (faixa de espessura 20,01 a 35,00 mm)

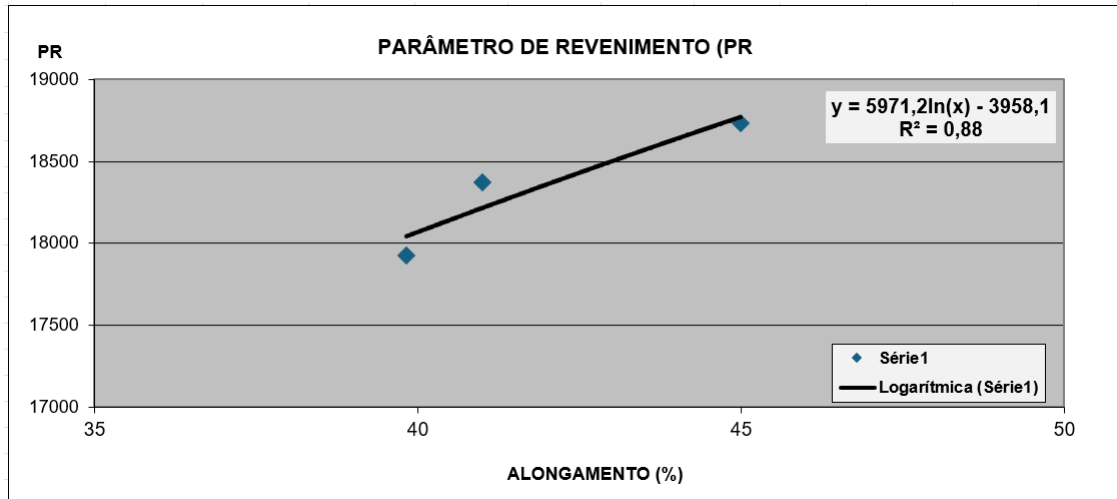


Figura 6.3 – Parâmetro de Revenimento x Alongamento (faixa de espessura 20,01 a 35,00 mm)

Por sua vez, para a faixa de espessura de 35,01 a 39,99 mm, têm-se estes gráficos (figuras 6.4, 6.5 e 6.6):

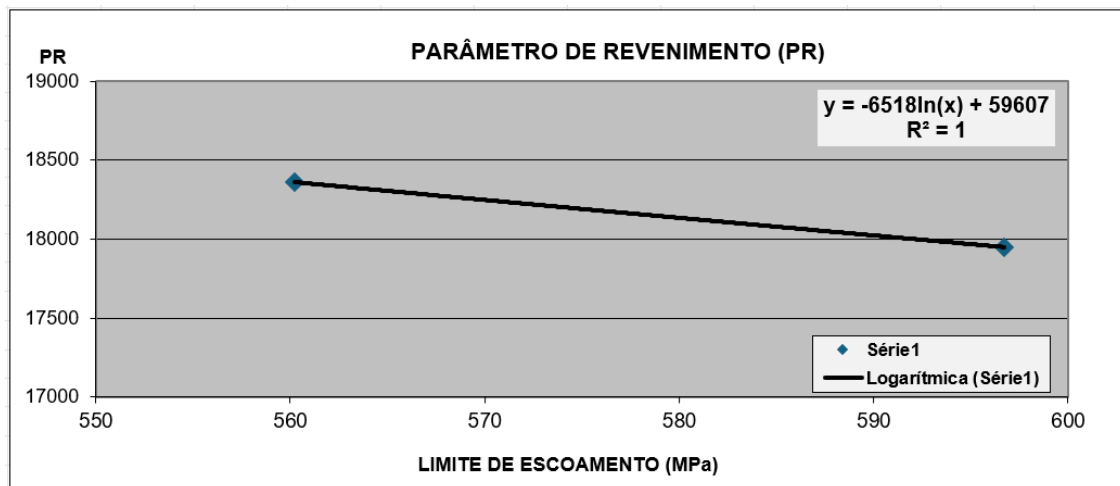


Figura 6.4 – Parâmetro de Revenimento x Limite de Escoamento (faixa de espessura 35,01 a 39,99 mm)

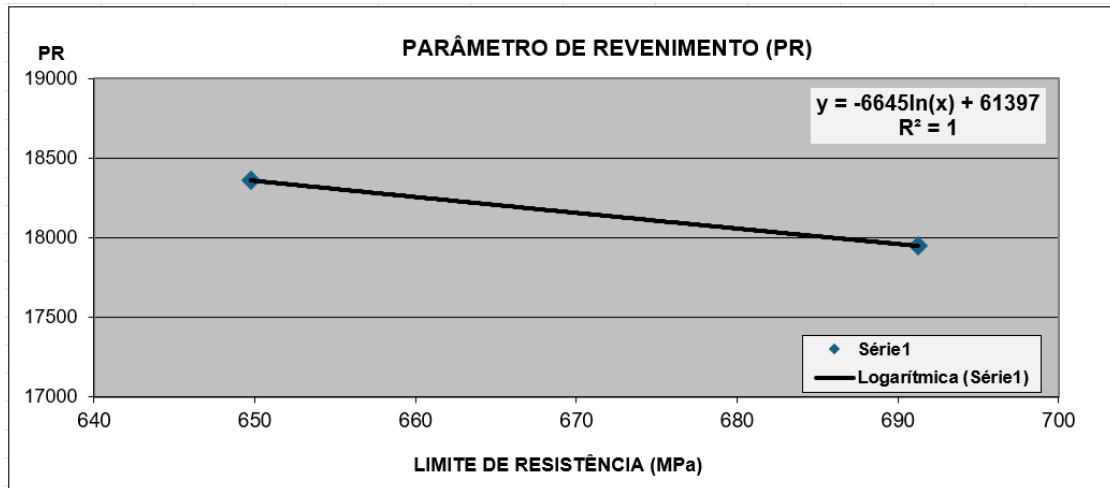


Figura 6.5 - Parâmetro de Revenimento x Limite de Resistência (faixa de espessura 35,01 a 39,99 mm)

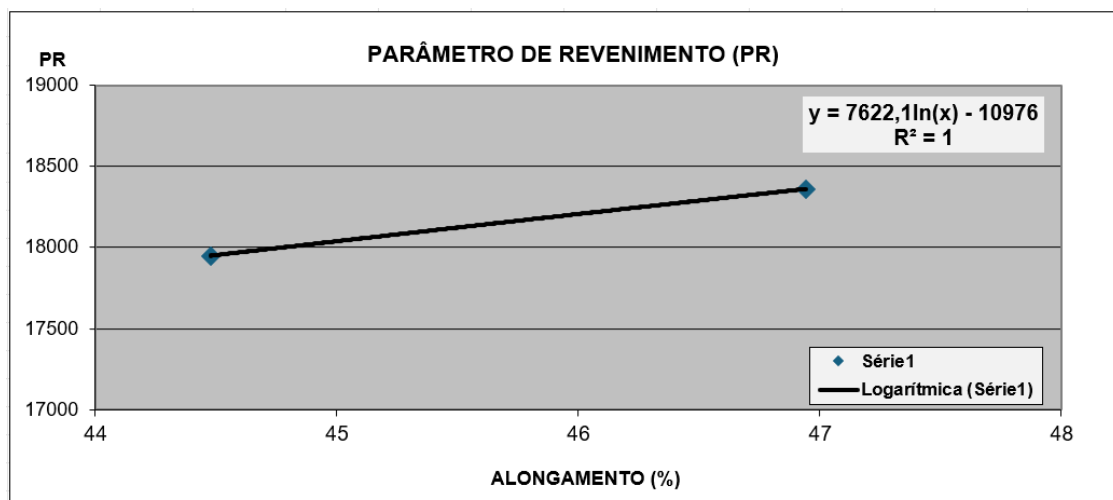


Figura 6.6 - Parâmetro de Revenimento x Alongamento (faixa de espessura 35,01 a 39,99 mm)

Por fim, para a faixa de espessura de 40,00 a 50,80 mm, seguem os gráficos expostos nas figuras 6.7, 6.8 e 6.9:

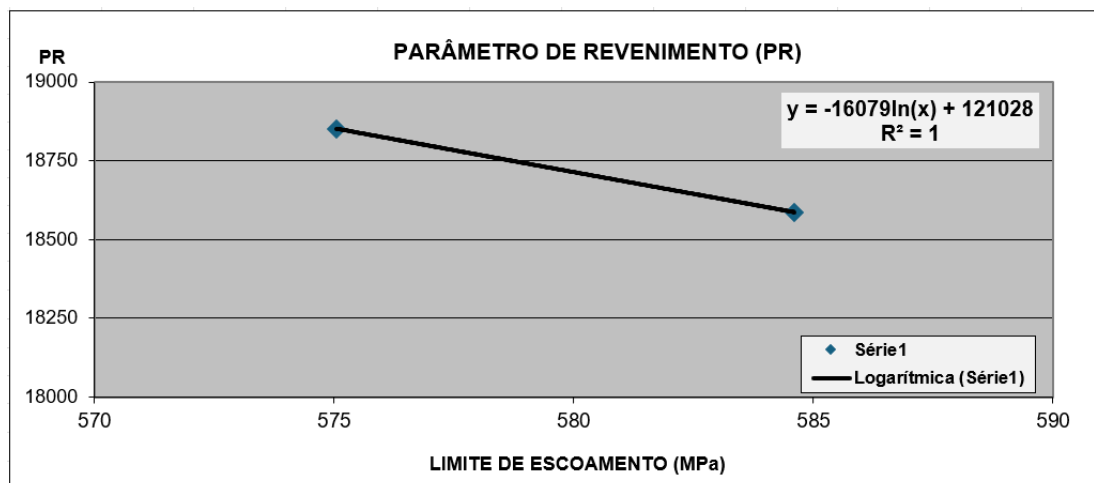


Figura 6.7– Parâmetro de Revenimento x Limite de Escoamento (faixa de espessura 40,00 a 50,80 mm)

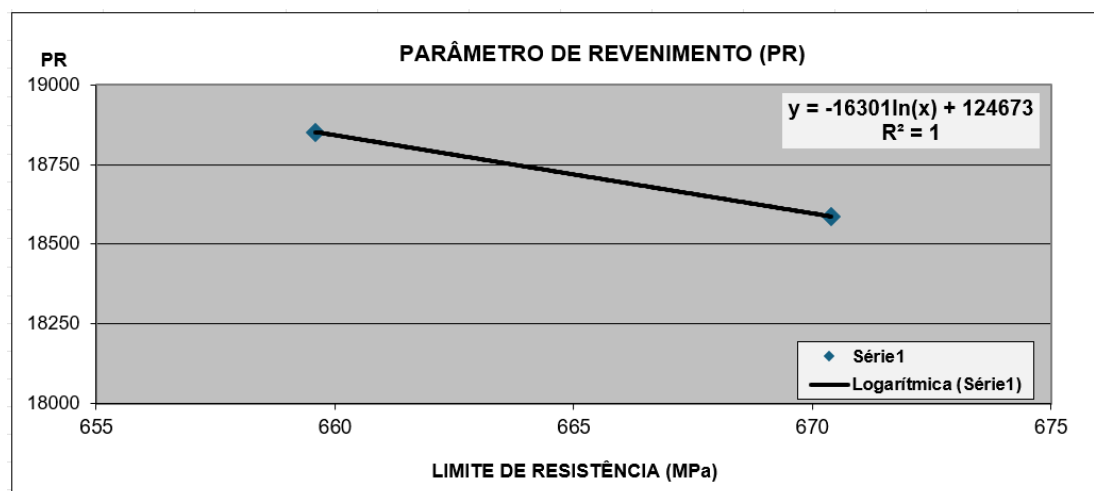


Figura 6.8 – Parâmetro de Revenimento x Limite de Resistência (faixa de espessura 40,00 a 50,80 mm)

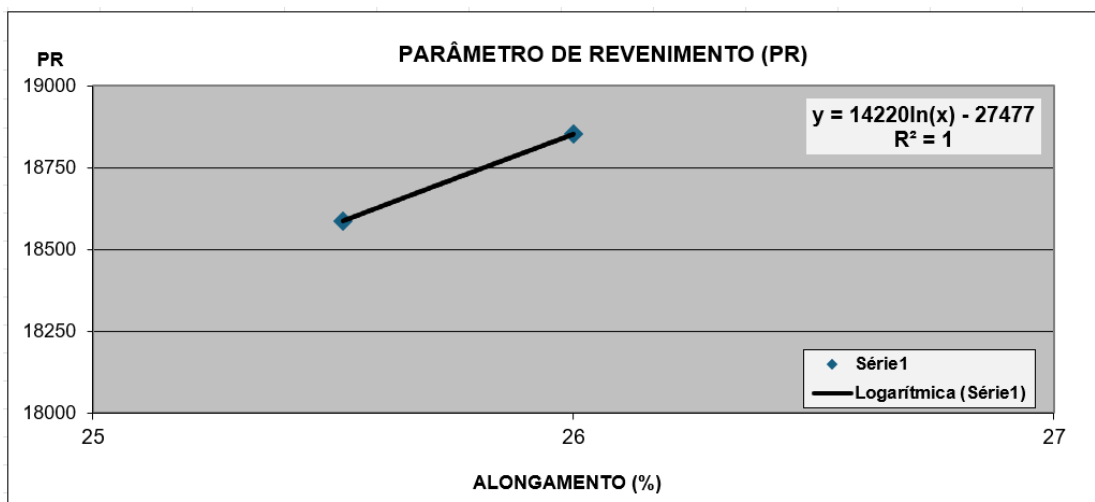


Figura 6.9 – Parâmetro de Revenimento x Alongamento (faixa de espessura 40,00 a 50,80 mm)

Em síntese, observam-se a seguir, na tabela 6.1, as equações por faixa de espessura na determinação da temperatura de revenimento ou propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento), sendo:

- ✓ Trev. = Temperatura de revenimento (°C).
- ✓ Esp. = Espessura do produto chapas grossas (mm).
- ✓ LE = Limite de escoamento (MPa).
- ✓ LR = Limite de resistência (MPa).
- ✓ A = Alongamento total (%).

Tabela 6.1 - Equações por faixa de espessura na determinação da temperatura de revenimento ou propriedades mecânicas

Faixa de espessura	Equações (temperatura de revenimento e propriedades mecânicas)
20,01 a 35,00 mm	<u>Equação 4.1</u> $T_{rev} = (((-21793 * LN(LE) + 157925)) / (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - 273,15 =$ <u>Equação 4.2</u> $LE = EXP(((T_{rev} + 273,15) * (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - (157925)) / (-21793)) =$
	<u>Equação 4.3</u> $T_{rev} = (((-28746 * LN(LR) + 205921)) / (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - 273,15 =$ <u>Equação 4.4</u> $LR = EXP(((T_{rev} + 273,15) * (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - (205921)) / (-28746)) =$
	<u>Equação 4.5</u> $T_{rev} = (((5971,2 * LN(A) - 3958,1)) / (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - 273,15 =$ <u>Equação 4.6</u> $A = EXP(((T_{rev} + 273,15) * (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - (-3958,1)) / (5971,2)) =$
35,01 a 39,99 mm	<u>Equação 4.7</u> $T_{rev} = (((-6518 * LN(LE) + 59607)) / (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - 273,15 =$ <u>Equação 4.8</u> $LE = EXP(((T_{rev} + 273,15) * (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - (59607)) / (-6518)) =$
	<u>Equação 4.9</u> $T_{rev} = (((-6645 * LN(LR) + 61397)) / (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - 273,15 =$ <u>Equação 4.10</u> $LR = EXP(((T_{rev} + 273,15) * (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - (61397)) / (-6645)) =$
	<u>Equação 4.11</u> $T_{rev} = (((7622,1 * LN(A) - 10976)) / (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - 273,15 =$ <u>Equação 4.12</u> $A = EXP(((T_{rev} + 273,15) * (20 + LN(((2,36 * Esp.) / 60) + (20 / 60)))) - (-10976)) / (7622,1)) =$

40,00 a 50,80 mm	<u>Equação 4.13</u> $\text{Trev.} = (((-16079 * \text{LN}(\text{LE}) + 121028)) / (20 + \text{LN}(((2,36 * \text{Esp.}) / 60) + (30 / 60)))) - 273,15) =$ <u>Equação 4.14</u> $\text{LE} = \text{EXP}(((\text{Trev.} + 273,15) * (20 + \text{LN}(((2,36 * \text{Esp.}) / 60) + (30 / 60)))) - (121028)) / (-16079)) =$
	<u>Equação 4.15</u> $\text{Trev.} = (((-16301 * \text{LN}(\text{LR}) + 124673)) / (20 + \text{LN}(((2,36 * \text{Esp.}) / 60) + (30 / 60)))) - 273,15) =$ <u>Equação 4.16</u> $\text{LR} = \text{EXP}(((\text{Trev.} + 273,15) * (20 + \text{LN}(((2,36 * \text{Esp.}) / 60) + (30 / 60)))) - (124673)) / (-16301)) =$
	<u>Equação 4.17</u> $\text{Trev.} = (((14220 * \text{LN}(\text{A}) - 27477)) / (20 + \text{LN}(((2,36 * \text{Esp.}) / 60) + (30 / 60)))) - 273,15) =$ <u>Equação 4.18</u> $\text{A} = \text{EXP}(((\text{Trev.} + 273,15) * (20 + \text{LN}(((2,36 * \text{Esp.}) / 60) + (30 / 60)))) - (-27477)) / (14220)) =$

Os dados obtidos da temperatura de revenimento e/ou propriedades mecânicas (LE/ LR/ A) por meio das equações (Tab. 6.1) devem ser interpretados como valores de referência (previsibilidade), para que possam auxiliar na definição das variáveis de processo no tratamento térmico de revenimento (temperatura e tempo de forno) atrelado às propriedades mecânicas desejadas no produto chapas grossas, visando assim à melhor performance na aplicação final do produto.

Desse modo, valendo-se dessas equações, obtiveram-se as figuras a seguir (6.10, 6.11 e 6.12), que expõem o resultado da correlação das propriedades mecânicas (linha de tendência) em função da temperatura de revenimento por espessura de produto.

Cabe salientar que, das faixas de espessura de 20,01 a 35,00 mm, 35,01 a 39,99 e 40,00 a 50,80 mm para ilustração gráfica, selecionaram-se de modo aleatório para representar cada uma, respectivamente, as espessuras de 25,70 mm, 36,00 mm e 46,00 mm, ressaltando-se, todavia, que as equações definidas atendem toda a faixa de espessura entre 20,01mm a 50,80 mm.

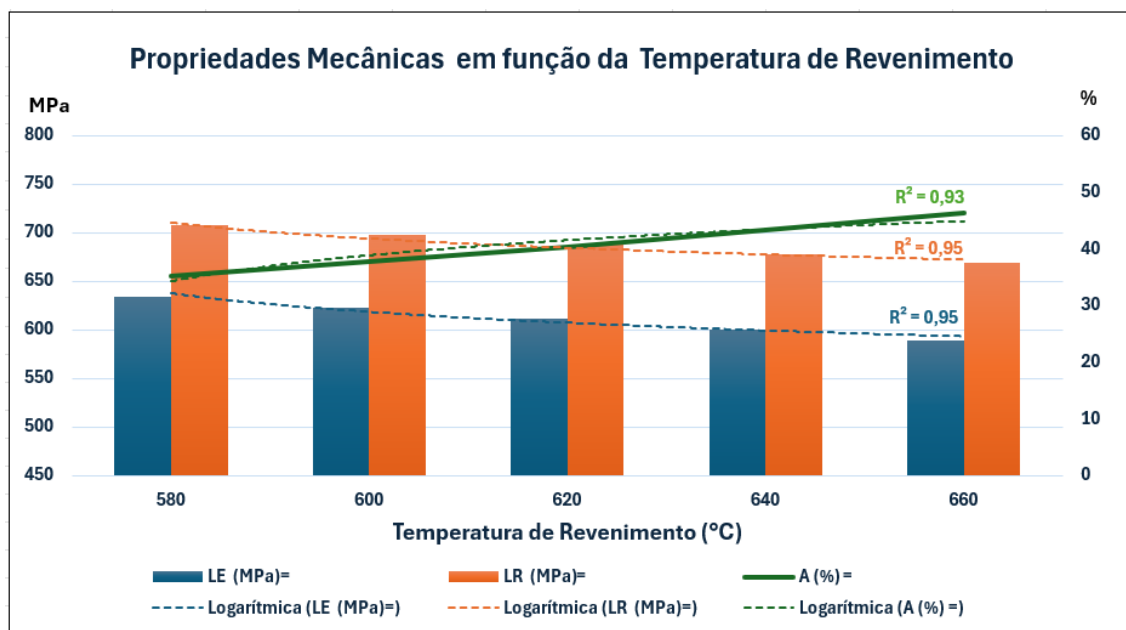


Figura 6.10 – Propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento na espessura de 25,70 mm

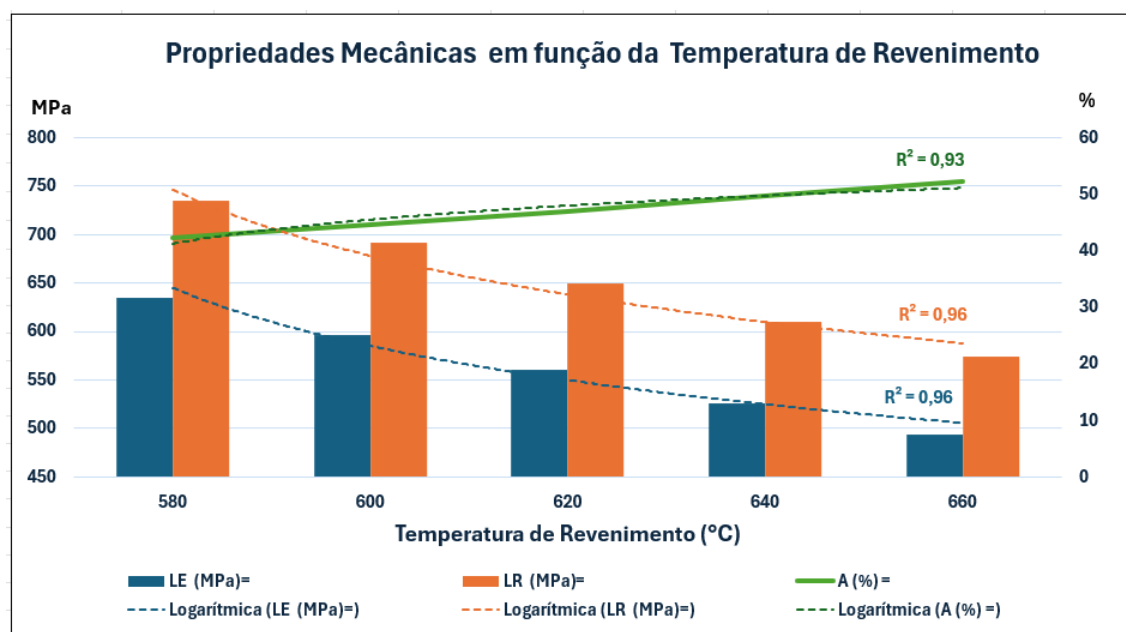


Figura 6.11 – Propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento na espessura de 36,00 mm

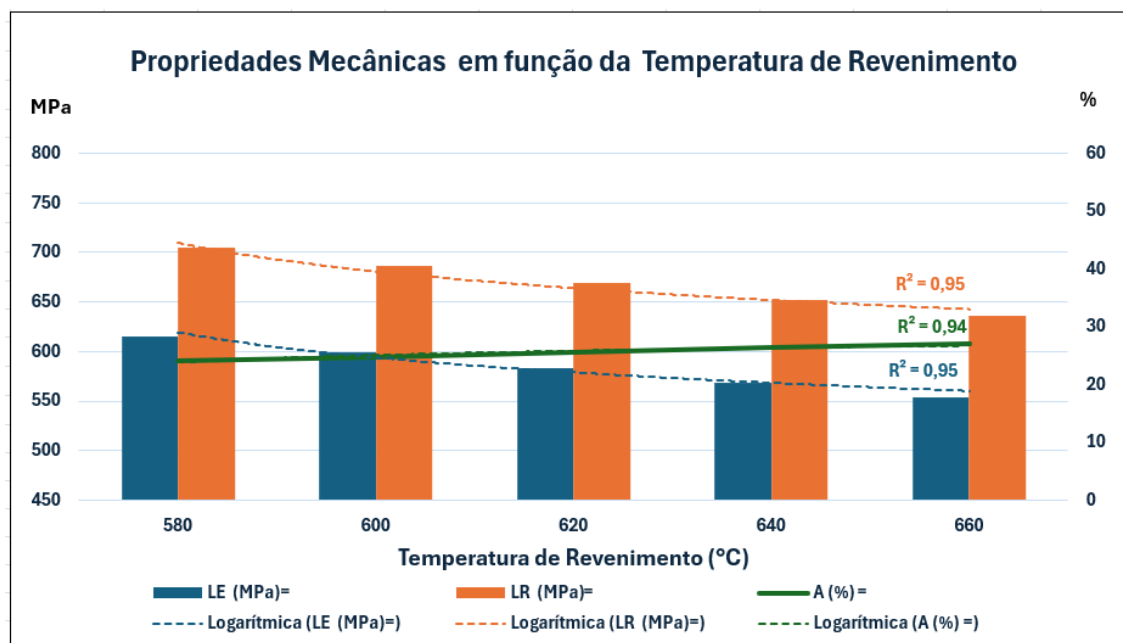


Figura 6.12 – Propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento na espessura de 46,00 mm

Por meio desses gráficos, observa-se uma similaridade com o exposto na revisão bibliográfica, quando se verificou que com o aumento da temperatura de revenimento, ocorre um decréscimo na propriedade mecânica do limite de escoamento e resistência e um aumento na propriedade mecânica de alongamento.

Com isso, a utilização das equações propostas (quadro 6.1) nesta pesquisa permite a adoção de parâmetros de processo, buscando uma melhor performance do produto em função de sua aplicação final no cliente.

7. CONCLUSÕES

Com base nos dados obtidos, foram desenvolvidas equações empíricas (parâmetro de revenimento) que possibilitam calcular as propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento) em função das variáveis de processo no tratamento térmico de têmpera e revenimento (temperatura de revenimento e/ou tempo de permanência). Também foi possível efetuar o procedimento (cálculo) inverso, ou seja, definir os valores objetivados de propriedades mecânicas e obter as condições de revenimento (variáveis de processo) a serem aplicadas.

Este modelo matemático foi específico do projeto de liga da qualidade USI SAR 60T, discriminado por faixas de dimensões, na elaboração das equações propostas, que devem ser interpretadas como valores de referência (previsibilidade) para auxiliar na definição das variáveis de processo no tratamento térmico de revenimento (temperatura e tempo de forno) atrelado às propriedades mecânicas desejadas no produto chapas grossas, buscando assim, em função da definição destes parâmetros de processo, obter a melhor performance na aplicação final do produto.

Por sua vez, os gráficos gerados a partir das variáveis (parâmetro de revenimento $\times$ propriedades mecânicas) apresentam a linha de tendência com o mesmo comportamento da literatura exposta no que concerne à relação temperatura de revenimento $\times$ propriedade mecânica obtida, sendo possível, desse modo, afirmar a correlação entre a revisão bibliográfica e os dados apresentados.

O conhecimento prévio destes parâmetros de processo, relacionado à particularidade da aplicação final do produto, proporciona um diferencial no fornecimento, pois permite customizar o produto chapas grossas, dentro dos parâmetros de propriedade mecânica definidos pela norma, a fim de obter a melhor performance no atendimento às necessidades dos clientes.

Essa customização gera valor para o produto e fortalece a imagem da empresa no contexto siderúrgico.

Vale ainda mencionar que a metodologia de cálculo (Parâmetro de Revenimento) apresentada pode abranger todo o portfólio do produto chapas grossas, cujo processo englobe a linha de tratamento térmico de têmpera e revenimento da Usiminas da planta de Ipatinga - MG.

8. REFERÊNCIAS

1. USIMINAS. **Catálogo Chapas Grossas**. Disponível em <https://www.usiminas.com>
Acesso em dez. 2024.
2. REED-HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. Stamford: Cengage Learning, 2009.
3. PINEDO, C. E. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. São Paulo: Blucher, 2021.
4. RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. **Transformações de Fase**. São Paulo: Artliber, 2007.
5. KRAUSS, G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. 2 ed. Ohio: ASM International, 1990.
6. MORITO, S.; TANAKA, H.; KONISHI, R, FURUHARA, T.; MAKI, T. **The Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Fe-C alloys**. Acta Materialia, vol. 51, p. 178 -179. Abril, 2003.
7. CALLISTER JR, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais**. 5 ed., 2002, p. 210-220.
8. VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. São Paulo: Blucher, 2000.
9. ALVES, W. M. **Estudo comparativo entre o aço SAE 1566 e o aço SAE 15B36 aplicados na produção de lâminas utilizadas na agricultura**. [Dissertação de mestrado]. São Carlos: Universidade de São Paulo, 2020, p. 35.
10. CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos – Tratamentos Térmicos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 7 ed. São Paulo: ABM, 2005.
11. DENG X. T, FU T.L, WANG Z.D, MISRA R.D.K, WANG G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behavior of low alloy wear resistant steels. **Materials Science and Technology**, vol. 32, n. 4, 2016, p. 320-327.

12. MOHAMMADNEZHAD M, JAVAHERI, V. The effects of heat treatment on the mechanical properties of wear resistant Cr-Mo steel. **International Conference on Heat Treatment (ICMH 2012)**, Islamic Azad University, Majlesi Branch, Isfahan, Iran. May 30-31, 2012.

13. F. D. MURARI, GUSMÃO, A.M.R., TURANI, L. O. The effects of heat treatment on the mechanical properties of 450 HB wear resistant steel. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**. August 7, 2024. Disponível em <https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1177/13506501241272859?ai=1gvoi&mi=3ricys&af=R> Acesso em dez. 2024

14. SPEICH G. R.; LESLIE, W. C. Transactions of the Metallurgical Society of AIME 245, 2553, 1969 *apud* R. W. K. HONEYCOMBE; H. K. D. H. BHADSHIA. **Steels Microstructure and Properties**. 3 ed. Oxford: Elsevier, 2006, p. 189.

15. CARON, R. N.; KRAUSS, G. The tempering of Fe-C lath martensite. *Metallurgical Transactions*, v. 3, p. 2381-2389, 1972 *apud* PINEDO, C. E. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. São Paulo: Blucher, 2021, p. 98-99.

16. TSCHIPTSCHIN, A.; GOLDENSTEIN, H.; SINÁTORA, A. **Metalografia dos Aços**. São Paulo: ABM, 1988.

17. HOLLOMON, J.H. & JAFFE, L.D. **Time-Temperature Relations in Tempering Steel. Transactions of the AIME**, 162, 1945, p. 223-249.

18. CANALE, L.C.F. e outros. **The Development and Use of the Larson-Miller Equation and Hollomon-Jaffe Parameters for Stress-Relieving Operations: a Review**. In: Congresso Anual da ABM. Anais. Rio de Janeiro, julho, 2006, p. 3513-3523.

19. IRVINE, K.J. et al. **Grain-Refined C-Mn Steels. Journal of the Iron and Steel Institute**, February 1967, p. 161-182.

20. NORO, M. R. F.; GORNI, A. A. **O uso do parâmetro de revenimento no tratamento térmico de chapas grossas na Usiminas-Cubatão**, p. 767-774. In: 46º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Rio de Janeiro, 2009. ISSN: 2594-5297, DOI 10.5151/2594-5297-15753 Disponível em <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/o-uso-do-parmetro-de-revenimento-no-tratamento-trmico-de-chapas-grossas-na-usiminas-cubato> Acesso em dez. 2024.
21. USIMINAS. **Acervo Usiminas**, 2024.
22. ASTM A370, Standart Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, ASTM International, 2007.
23. CIPRIANI, L. S. **Propriedades mecânicas e características microestruturais de um aço de alta resistência submetido a diferentes processos de têmpera**. [Dissertação de mestrado]. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais/Escola de Engenharia, 2016, p. 25-27.