

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

**Estudo experimental e por meio de simulação
computacional do tratamento térmico de têmpera
para o aço inoxidável X22CrMoV12-1**

Fernanda Cunha Puosso

SÃO CARLOS -SP
2022

**Estudo experimental e por meio de simulação
computacional do tratamento térmico de têmpera
para o aço inoxidável X22CrMoV12-1**

Trabalho de conclusão de curso
apresentado ao Departamento de
Engenharia de Materiais da Universidade
Federal de São Carlos, como requisito
para obtenção do título de bacharel em
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Koga

Coorientador: William Sussai

São Carlos-SP
2022



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
Telefones: 16 -3351-8244 e 3351-8246
Endereço eletrônico: demachef@ufscar.br
Rodovia Washington Luís, km 235 - Caixa Postal 676
CEP 13565-905 - São Carlos - SP - Brasil



ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

NOME: Fernanda Cunha Puosso

RA: 744379

TÍTULO: Estudo experimental e por meio de simulação computacional do tratamento térmico de têmpera para o aço inoxidável X₂₂CrMoV₁₂₋₁

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga

CO-ORIENTADOR(A): Eng. William Rogério Sussai

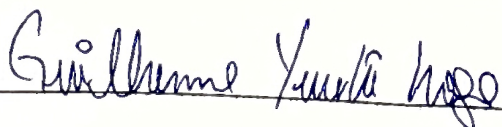
DATA/HORÁRIO: 16/09/2022, 10h

BANCA – NOTAS:

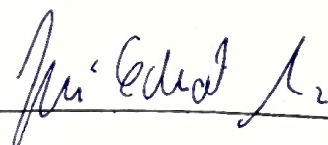
	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga	10,0	10,0
Prof. Dr. José Eduardo Spinelli	10,0	10,0
Média	10,0	10,0

BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga



Prof. Dr. José Eduardo Spinelli



AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer meu professor orientador, Dr. Guilherme Yuuki Koga, pelo apoio e por todos os ensinamentos durante esta jornada. Um professor excepcional, que acompanhou minha trajetória desde tempos iniciais na graduação, e sempre me ajudou a superar minhas dificuldades e a me desenvolver como estudante e pessoa.

Gostaria de agradecer imensamente à empresa Villares Metals por ter possibilitado a realização deste estudo, fornecendo todo o apoio, material e estrutura necessário durante o completo andamento deste projeto. Agradeço especialmente aos meus orientadores dentro da instituição, meu coorientador William Sussai e a engenheira Fernanda Negreiros, que me forneceram total amparo desde o início e me ajudaram com as mais bobas dúvidas. Não tenho palavras para descrever a tamanha alegria em desenvolver este projeto dentro de um dos maiores centros de conhecimento de Aços e Ligas Especiais de todo o mundo, e mais ainda sob orientação de pessoas que tanto admiro.

Ainda dentro da Villares Metals, gostaria de agradecer algumas pessoas que foram essenciais para que este projeto pudesse ser realizado: os técnicos José Carlos e Paulo Henrique e os engenheiros Roberto Tiburcio e Luiz Henrique, que me ajudaram com toda a parte experimental, computacional e com as mais diversas discussões e conceitos.

Agradeço também, com imenso carinho, à minha família, meus pais e minha irmã, que me acompanharam durante cada passo e me abriram caminhos para que eu pudesse atingir minhas metas e meus sonhos. Vocês despertaram minha inspiração e minha vontade de ir além, e eu não teria chegado a lugar algum se não fosse por tudo o que me ensinaram.

Ainda, gostaria de demonstrar meus agradecimentos aos meus amigos, que me acompanharam e apoiaram durante a graduação, o estágio e o desenvolvimento deste projeto. Em especial, agradeço à Gabriela, minha melhor amiga, que divide esta trajetória comigo desde o primeiro dia de graduação e que, sem dúvida alguma, foi uma das minhas maiores forças e motivações em todo esse tempo. Por fim, agradeço ao meu namorado Leonardo, por toda a paciência, carinho e apoio e por sempre me ajudar a seguir em frente e a buscar meus sonhos.

RESUMO

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis foi um dos principais avanços tecnológicos dentro do setor metalúrgico, uma vez que tais materiais podem ser empregados nas mais diversas aplicações com combinações variadas de propriedades mecânicas e elevada resistência à oxidação e corrosão eletroquímica. Neste contexto, aços inoxidáveis martensíticos se destacam em virtude de sua capacidade de sofrer endurecimento por transformação martensítica, possibilitando níveis elevados de resistência mecânica acompanhados de bom desempenho em elevadas temperaturas, principalmente quando sua composição química é adequada. Assim, aços martensíticos contendo adições de Mo e V, como o caso do X22CrMoV12-1, apresentam grande visibilidade prática em virtude de sua elevada resistência à quente e resistência à corrosão satisfatória para aplicação em ambientes agressivos, como é o caso de palhetas de turbinas a vapor. Suas propriedades, porém, são diretamente correlacionadas ao processo de têmpera e revenimento. Por este motivo, o objetivo deste estudo consiste em avaliar de forma experimental e por meio de simulações computacionais os efeitos dos parâmetros de geometria, dimensão, temperatura e tempo de austenitização sobre a dureza do material, sua microestrutura e seu tamanho de grão, como meio de promover entendimento de como tais fatores podem ser controlados para garantir um processo mais adequado. Para tal, experimentos foram conduzidos de forma a aplicar diferentes temperaturas de austenitização (980 °C a 1020 °C) e diferentes tempos de austenitização a 1020 °C (0,5 h, 1 h, 2 h e 3 h), e em ambos os casos se observou tendência diretamente proporcional entre temperatura, tempo e tamanho de grão, enquanto a dureza tende a apresentar um pico seguido de decréscimo (observado para temperatura de 1020 °C, no primeiro estudo, e após 2h de tratamento no segundo estudo). Além disto, como forma de avaliação da capacidade de refino de grão, realizou-se um estudo de adição de uma rota de normalização anterior à etapa de têmpera e revenimento, e tal combinação resultou no maior valor de dureza documentado após revenimento (299 HBW) e relevante fator de refino de grão (ASTM 4 na condição temperada e revenida e ASTM 5 com a adição do processo de normalização). Por fim, as simulações computacionais foram realizadas sobre barras de diferentes seções transversais e dimensões, possibilitando o estudo do tempo mínimo necessário para o tratamento de austenitização em função do tamanho da peça e a discussão acima de fatores de

controle de processamento, de forma a se refinar a engenharia do tratamento térmico do aço inoxidável martensítico estudado e possibilitar com que as propriedades desejadas sejam atingidas para condições variadas de aplicações e solicitações.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis, inoxidáveis martensíticos, têmpera, revenimento, simulação computacional de têmpera.

ABSTRACT

The development of stainless steels was one of the main technological advances within the metallurgical sector, once those materials can be used under the most diverse applications with different combinations of mechanical properties and high oxidation and electrochemical corrosion resistance. Within this context, martensitic stainless steels can be highlighted due to its capability of going through martensitic hardening during quenching, enabling the attainment of high levels of strength and performance under elevated temperatures, especially when its chemical composition is engineered. Therefore, martensitic stainless steels with additions of Mo and V, such as X22CrMoV12-1, show prominence in virtue of its high hot resistance and satisfactory corrosion resistance for application under aggressive conditions, as is the case of components for steam turbines. Its properties, however, are directly connected to the quenching and tempering process. Hence, the objective of this study is to evaluate through experimental analysis and computational simulation the effects of the geometry, dimension, time and temperature of the austenitization stage upon the microstructure, grain size and hardness of the material, in order to provide understanding of how those factors can be controlled to guarantee processing improvement and suitability. To fulfill this goal, analyses were conducted under different austenitization temperatures (980 °C to 1020 °C) and times (0,5 h, 1 h, 2 h and 3 h), and both cases demonstrated directly proportional tendencies between temperature, time and grain size, while the hardness showed a peak value followed by a decrease (which happened for austenitization at 1020 °C on the first case, and for times superior to 2h, on the second analysis). Additionally, aiming possibility of grain refinement, a thermal treatment of normalizing was added preceding the process of quenching, and the combination resulted in the highest value of hardness (299 HBW) and significant grain refinement (ASTM 4, when quenched and tempered, and ASTM 5 with the addition of the normalizing stage). Lastly, computational simulations were carried out considering bars of different transversal sections (rectangular and round) and dimension, enabling the study of the minimum time needed for the austenitization process. Therefore, the held discussion over processing parameters allowed basis to the refinement of the thermal treatment of the studied martensitic stainless steel, aiming the achievement of desired properties for different applications and requirements.

Keywords: stainless steels, martensitic stainless steels, quenching, tempering, computer simulation of quenching.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Esquemática de distorções na rede causadas por (a) solução sólida substitucional com um átomo de soluto maior que o átomo de solvente; (b) solução sólida substitucional com um átomo de soluto menor que o átomo de solvente; e (c) solução sólida intersticial e (d) discordâncias em linha. Elaborado pela autora.	4
Figura 2. Esquemática de curva de envelhecimento de material metálico endurecível por precipitação. Elaborado pelo autora.	8
Figura 3. Diagrama de resfriamento contínuo para o aço inoxidável martensítico X60Cr14MoV austenitizado a 1050°C. Neste caso, a taxa de resfriamento crítica corresponde a 0,25°C/s. Legenda: A = austenita, P = perlita, M = martensita e C = carbonetos. Adaptado de [15].	10
Figura 4. Esquemática dos efeitos de elementos estabilizadores de (a) austenita e (b) ferrita no diagrama de fase Fe-C e em curvas esquemáticas de transformação isotérmica. Adaptado de [10] e elaborado pela autora.	12
Figura 5. Solubilidade na austenita dos carbonetos de Ti, Nb e V em função da temperatura. Adaptado de [13].	14
Figura 6. (a) Esquemática do fenômeno de endurecimento secundário. (b) Influência do teor de V na variação de dureza em função do revenimento para aços com teor de C entre 0,19 a 0,17%p, adaptado de [20]	16
Figura 7. Diagrama de Schaeffler, adaptado de [1]. Destaca-se os constituintes A = austenita, F = ferrita, M = martensita e as regiões das diferentes famílias de aços inoxidáveis. Elaborado pela autora.	16
Figura 8. Esquemática dos três estágios durante têmpera em meio líquido. Elaborado pela autora.	27
Figura 9. Exemplificação da formação de gradientes térmicos durante o processo de têmpera, capazes de levar ao aparecimento de tensões de têmpera. Elaborado pela autora e adaptado de [9].	28
Figura 10. Esquemática da variação de dureza e das transformações existentes durante o ciclo de revenimento. Elaborado pela autora.	29
Figura 11. Curva de têmpera para aço inoxidável martensítico similar ao AISI 420 desenvolvido para moldes plásticos. Adaptado de [29].	30
Figura 12. Variação de dureza de peças de aço AISI 420 revenidas em temperatura de 520 °C de acordo com a temperatura de uso. Adaptado de [30].	32
Figura 13. Esquemática das relações existentes entre os diferentes módulos do software DEFORM™3D. Elaborado pela autora.	33

Figura 14. (a) Fração retirada de material com seção transversal de 70 mm x 120 mm. (b) Corte de amostras para ciclos de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.....	35
Figura 15. Curvas de resfriamento contínuo para o aço estudado. Elaborado pela autora.	39
Figura 16. (a) Dureza Brinell e (b) tamanho de grão ASTM em função da temperatura de austenitização para amostras preparadas de acordo com as condições demonstradas na Tabela 7.....	40
Figura 17. Microestrutura observada para as amostras austenitizadas por uma hora em: a) 970 °C (1_970C_1h); b) 980 °C (2_980C_1h); c) 990 °C (3_990C_1h); d) 1000 °C (4_1000C_1h); e) 1010 °C (5_1010C_1h) e f) 1020 °C (6_1020C_1h).	41
Figura 18. (a) Dureza Brinell e (b) tamanho de grão ASTM em função da temperatura de austenitização para amostras preparadas de acordo com as condições demonstradas na Tabela 9.....	41
Figura 19. Microestrutura observada para as amostras austenitizadas a 1020 °C por a) 0,5 h (7_1020C_0,5h); b) 1 h (6_1020C_1h); c) 2 h (8_1020C_2h); d) 3 h (9_1020C_3h).....	42
Figura 20. Microestrutura obtida para as amostras (a) normalizada (10_N) e (b) normalizada, temperada a 1020 °C por 1 h e revenida (11_NT).....	43
Figura 21. Ciclo térmico de aquecimento a taxa de 150 °C/h até a temperatura de 1020 °C simulado para as geometrias de (a) 25,4 mm (b) 50,8 mm; (c) 82,6 mm; (d)101,6 mm; (e) 127,0 mm; (f) 162,4 mm, considerando a superfície e o núcleo do material e destacando o tempo necessário para que o este atinja a temperatura de patamar.	44
Figura 22. Ciclo térmico de aquecimento a taxa de 150 °C/h até a temperatura de 1020 °C simulado para as geometrias de (a) 25,0 mm x 38,1 mm (b) 44 mm x 66 mm; (c) 70 mm x 120 mm; (d) 90 mm x 130 mm; (e) 105 mm x 137 mm; (f) 113 mm x 146 mm, considerando a superfície e o núcleo do material e destacando o tempo necessário para que o este atinja a temperatura de patamar.....	45
Figura 23. Dados de tempo Δt versus espessura para o caso dos materiais de seção transversal redonda e retangular.....	48
Figura 24. Interface do software DEFORM TM 3D dedicada à inserção de dados relacionados ao ciclo de aquecimento do ambiente.	54
Figura 25. Interface do software DEFORM TM 3D dedicada à inserção de dados relacionados às propriedades térmicas do material a ser estudado.	55
Figura 26. Interface do software DEFORM TM 3D relacionado à inserção de dados associados a transformações de fase do material estudado.....	55
Figura 27. Interfaces do software DEFORM TM 3D relacionado à (a) inserção de dados associados à geometria e dimensão do material e (b) escolha de pontos de controle; (c) pontos escolhidos para acompanhamento de barra de seção transversal redonda; (d) pontos escolhidos para acompanhamento de barra de seção transversal retangular.	56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química do aço AISI 410. [22].....	18
Tabela 2. Composição química do aço AISI 430 [22].....	20
Tabela 3. Composição química do aço AISI 304 [22].....	21
Tabela 4. Composição química dos aços AISI329 [22].	22
Tabela 5. Especificações de tratamento térmico de revenimento e propriedades mecânicas para o aço X22CrMoV12-1 de acordo com norma EN 10269, 2014.[26]	24
Tabela 6. Composição química especificada pela Villares Metals (em %p.) do aço X22CrMoV12-1 utilizado em estudo.....	33
Tabela 7. Tratamentos térmicos de têmpera realizados em escala laboratorial para avaliação do efeito da temperatura sobre a dureza e microestrutura do material.....	36
Tabela 8. Tratamentos térmicos de têmpera realizados em escala laboratorial realizados para avaliação do efeito de tempo de austenitização.	36
Tabela 9. Tratamento térmico conjugado de normalização e têmpera realizado em escala laboratorial.	36
Tabela 10. Dimensões de barras selecionadas para estudo do efeito da dimensão no tempo de tratamento térmico de austenitização via simulações computacionais utilizando o software DEFORM TM 3D.	38
Tabela 11. Valores de Dureza Brinell e tamanho de grão ASTM para as amostras na condição normalizada (10_N) e normalizada, temperada e revenida (11_NT)	42

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	3
2.1. Mecanismos de Endurecimento de Aços	3
2.1.1. Endurecimento por solução sólida	3
2.1.2. Endurecimento por refino de grão.....	4
2.1.3. Encruamento	5
2.1.4. Endurecimento por precipitação	6
2.1.5. Endurecimento por transformação martensítica.....	8
2.2. Aços inoxidáveis	11
2.2.1. Efeitos de adições de elementos de liga em Aços inoxidáveis.....	12
2.2.1.1. <i>Influência de elementos de liga na formação da austenita</i>	13
2.2.1.2. <i>Influência de elementos de liga na formação de carbonetos</i>	13
2.2.1.3. <i>Influência de elementos de liga na têmpera de aços</i>	14
2.2.1.4. <i>Influência de elementos de liga no tratamento térmico de revenimento</i> ..	15
2.2.1.5. <i>Relações entre composição química e microestrutura de aços inoxidáveis</i>	16
2.2.2. Tipos de aços inoxidáveis.....	17
2.2.2.1. <i>Aços inoxidáveis martensíticos</i>	17
2.2.2.2. <i>Aços inoxidáveis ferríticos</i>	19
2.2.2.3. <i>Aços inoxidáveis austeníticos</i>	20
2.2.2.4. <i>Aços inoxidáveis duplex</i>	21
2.2.2.5. <i>Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação</i>	22
2.2.3. O aço inoxidável martensítico X22CrMoV12-1.....	23
2.3. Tratamentos térmicos de aços	24
2.3.1. Tratamento térmico de têmpera.....	26
2.3.2. Tratamento térmico de revenimento	28
2.3.3. Tratamento térmico de têmpera de aços inoxidáveis martensíticos	29
2.3.4. Tratamento térmico de revenimento de aços inoxidáveis martensíticos.....	31
2.4. DEFORMTM3D	32
3. MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1. Material estudado	33
3.2. Ensaio de Dilatometria	34
3.3. Tratamento térmico de têmpera e revenimento	34

3.4.	Caracterização microestrutural e avaliação do tamanho de grão	36
3.5.	Ensaio de Dureza Brinell	37
3.6.	Simulação computacional dos tratamentos térmicos de têmpera utilizando o software DEFORM TM 3D	37
4.	RESULTADOS	38
4.1.	Curvas de resfriamento contínuo do aço.....	38
4.2.	Avaliação do efeito da temperatura de austenitização	39
4.3.	Avaliação do efeito do tempo de austenitização	41
4.4.	Ciclo de tratamento térmico conjugado de normalização e têmpera.....	42
4.5.	Simulações computacionais	43
5.	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	45
6.	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	49
	REFERÊNCIAS	51
	APÊNDICE A – Detalhamento sobre o processo de elaboração das simulações computacionais realizadas no software DEFORM TM 3D.....	54

1. INTRODUÇÃO

A fabricação dos aços inoxidáveis foi um marco na história da metalurgia moderna. Seu desenvolvimento se iniciou com a produção de ligas Fe-Cr pelo cientista francês P. Berthier em 1821, mas sua consolidação deu a partir de estudos de diversos cientistas entre os anos de 1900 e 1915. Em 1904, L. Guillet publicou uma série de estudos sobre composições de ligas Fe-Cr com baixo teor de C (composições que se assemelham àquelas de aços comumente conhecidos hoje, como AISI 420 e 410) e sobre ligas Fe-Cr-Ni, de forma a instituir a base da metalurgia de aços inoxidáveis. Em 1909, os cientistas A. M. Portevin e W. Giesen complementaram os estudos de Guillet e possibilitaram a base do conhecimento das três grandes classes de aços inoxidáveis: os aços martensíticos, ferríticos e austeníticos. Com os estudos de P. Monnartz, consolidados em 1908, ampliou-se os conhecimentos sobre a resistência à corrosão destes materiais, assim como a ocorrência do fenômeno de passivação. E, por fim, por volta dos anos de 1912 e 1913, os trabalhos de H. Brearley e E. Maurer foram essenciais ao destacar a importância industrial dos aços inoxidáveis, principalmente para o caso de materiais martensíticos e austeníticos [1,2].

Avanços continuam em aços inoxidáveis, sendo novas ligas desenvolvidas com composições e microestruturas otimizadas para suprir a demanda por aplicações com requisitos de propriedades cada vez mais rígidos. Assim, destaca-se o desenvolvimento de outras duas classes de aços inoxidáveis, os aços endurecíveis por precipitação, capazes de sofrer endurecimento mediante tratamento térmico de precipitação de compostos intermetálicos sem deterioração da resistência à corrosão, e os aços inoxidáveis duplex, compostos por microestrutura caracterizada pela presença de ferrita e austenita em frações balanceadas, capazes de aliar elevada tenacidade e resistência à corrosão. [1]

Entre os diferentes tipos de aços inoxidáveis, destaca-se a classe de aços inoxidáveis martensíticos: sendo a única categorização capaz de sofrer endurecimento por transformação martensítica eficaz com a realização de tratamento térmico de têmpera, tais materiais demonstram elevados valores de resistência mecânica e resistência ao desgaste. Além disso, suas características de resistência à corrosão possibilitam sua aplicação nos mais diversos campos onde necessita-se de resistência mecânica elevada, como é o caso de equipamentos cirúrgicos e em

componentes para geração de energia.

Dentro do contexto de geração de energia, destaca-se a presença do aço inoxidável martensítico X22CrMoV12-1, amplamente aplicado em usinas termelétricas e especialmente em componentes de turbinas a vapor (principalmente palhetas). Possuem elevada resistência mecânica em altas temperaturas, possibilitada devido à capacidade de sofrer endurecimento por transformação martensítica, fase estável até a temperatura de aplicação. Soma-se também a boa resistência à corrosão e à oxidação em ambiente de vapor de água, e suficiente tenacidade, sendo o X22CrMoV12-1 caracterizado pela sua capacidade de manter desempenho mecânico em situações de temperaturas de serviço de cerca de 600 °C.

As propriedades de produtos em X22CrMoV12-1 são fortemente dependentes de tratamentos térmicos, de forma a interferir diretamente na vida útil e no desempenho das palhetas de turbinas a vapor. O tratamento térmico de têmpera tem influência direta sobre a matriz martensítica formada e, portanto, sobre a dureza, resistência mecânica, tenacidade e até mesmo resistência à corrosão do material, assim como o caso do tratamento térmico de revenimento; além do mais, tratamentos térmicos em elevada temperatura influem diretamente sobre o tamanho final de grãos, o que, por sua vez, é de grande importância para a resistência à fluência do material e seu comportamento em elevadas temperaturas. Desta forma, justifica-se a necessidade de se ter um minucioso controle das variáveis dos processos de têmpera e revenimento do aço inoxidável martensítico como forma de se garantir seu máximo desempenho.

O presente projeto objetiva o estudo da influência das variáveis de temperatura, tempo e ciclo térmico sobre o tratamento de têmpera de um aço X22CrMoV12-1, com impacto sobre a dureza do material, sua microestrutura e seu tamanho de grão, com a intenção de se compreender como tais fatores podem ser controlados para obtenção de propriedades adequadas. O estudo se baseia na análise laboratorial de diferentes temperaturas de austenitização e tempos de tratamento, assim como na realização de tratamentos térmicos conjugados de normalização e têmpera. Por fim, como forma de possibilitar expansão para contextos de geometrias mais complexas e de superiores dimensões, estudos de simulação computacional serão realizados para possibilitar entendimento de dificuldades e possibilidades na situação de produções industriais.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Mecanismos de Endurecimento de Aços

A resistência mecânica de um material metálico depende de diversos fatores, como sua rede cristalina, a densidade de discordâncias e a presença ou não de elementos de liga ou de precipitados. A deformação em materiais metálicos decorre da movimentação de discordâncias, existindo um nível mínimo de tensão de cisalhamento necessário para causar tal movimento (τ_{CRSS} - tensão de cisalhamento crítica, ou, em inglês, *critical resolved shear stress* [3]). A τ_{CRSS} é afetada diretamente por fenômenos metalúrgicos e microestruturais que podem atuar de forma a dificultar o deslocamento de discordâncias e, assim, colaborar com o aumento da resistência ao escoamento de um material ou liga metálica, os quais são denominados mecanismos de endurecimento

Estes possibilitam uma ampla gama de propriedades mecânicas, e, conseqüentemente, de aplicações. No caso de aços, pode-se destacar a importância dos mecanismos de endurecimento por solução sólida, encruamento, refino de grão, endurecimento por precipitação e, adicionalmente, endurecimento devido à transformação martensítica, fenômeno de transformação de fases que leva à elevados ganhos de resistência mecânica. Nas próximas seções, os conceitos destes mecanismos, juntamente com seu significado prático, serão aprofundados.

2.1.1. Endurecimento por solução sólida

Existem dois tipos de solução sólida que podem ser formadas com a adição de átomos de soluto em uma matriz de átomos de solvente: solução sólida substitucional, que ocorre quando os átomos apresentam similaridades de tamanho (de acordo com Hume-Rothery, tende-se a favorecer a formação de soluções sólidas substitucionais quando a diferença de raio atômico entre soluto e solvente é inferior a 15%), de forma que os átomos de soluto ocupam posições da rede da matriz; e solução sólida intersticial, quando a diferença de tamanho entre soluto e solvente é suficiente de forma a favorecer que os átomos de soluto ocupem posições intersticiais da rede do solvente. [1,3,4]

O endurecimento decorrente da formação de soluções sólidas está associado à interação entre os campos de tensões formados devido à presença de átomos de solução sólida e de discordâncias. Assim como demonstrado na Figura 1, sabe-se

que a presença de defeitos como discordâncias na rede cristalina ou de átomos de soluto intersticiais ou substitucionais inserem distorções na rede, que tendem a se tornar mais intensas quanto maior a diferença de tamanho entre os átomos de soluto e solvente. Tais distorções, por sua vez, levam ao surgimento de campos de tensões na rede cristalina, que podem interagir com os campos de tensões oriundos da presença de discordâncias e, assim, gerar arranjos atômicos de menor energia.

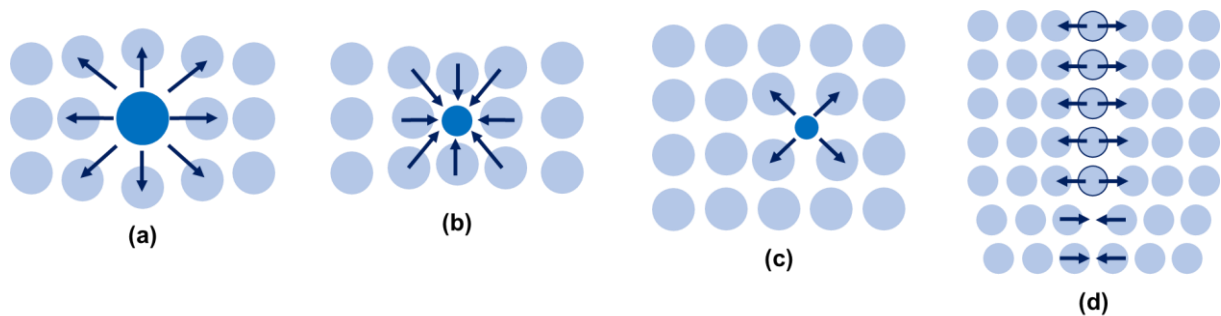


Figura 1. Esquemática de distorções na rede causadas por (a) solução sólida substitucional com um átomo de soluto maior que o átomo de solvente; (b) solução sólida substitucional com um átomo de soluto menor que o átomo de solvente; e (c) solução sólida intersticial e (d) discordâncias em linha. Elaborado pela autora.

Uma vez que tais interações tendem a reduzir a energia local, necessita-se de níveis mais elevados de tensão para provocar a movimentação das discordâncias, reduzindo-se, assim, sua mobilidade e resultando no endurecimento do material. No caso dos aços, pode-se destacar os elementos C e N como importantes contribuintes no endurecimento por solução sólida devido à ocupação de interstícios.[3,4]

2.1.2. Endurecimento por refino de grão

Sabe-se que materiais policristalinos apresentam resistências mecânicas naturalmente superiores quando comparados a monocristais e em temperaturas usualmente abaixo de 50% do seu ponto de fusão. Os contornos de grão atuam como imposições contra os movimentos de discordâncias, instituindo modos complexos de deformação que reduzem a sua mobilidade. O fato de causar uma descontinuidade de planos de escorregamento faz com que ocorra o empilhamento de discordâncias no contorno de grão, que maior será quanto maior a tensão de cisalhamento aplicada, e promove o aparecimento de tensões de cisalhamento também no topo de tais empilhamentos. Apenas quando tal nível de tensão superar um valor crítico, tem-se

a sequência da movimentação de discordâncias para o próximo grão e, em virtude desta necessidade de níveis de tensão mais elevados, resulta-se em endurecimento do material, especialmente relevante em estágios iniciais de deformação plástica. [3,4]

De forma geral, têm-se que a redução do tamanho de grão ocasiona o aumento do número de interfaces entre grãos e, portanto, torna a redução da mobilidade de discordâncias em virtude da presença de contornos de grão mais relevante. A relação entre tensão de escoamento e tamanho de grão é dada pela equação de Hall-Petch (Equação 1), apresentada abaixo, e demonstra a relação inversamente proporcional:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K \frac{1}{\sqrt{D}} \quad (1)$$

Onde σ_y corresponde à tensão de escoamento; σ_0 associa-se a tensões presentes no material opostas à movimentação de discordâncias, de forma que engloba tensões intrínsecas da rede e advindas da presença de átomos de soluto, precipitados e/ou impurezas; K consiste em uma constante do material conhecida por coeficiente de Hall-Petch que representa a capacidade de endurecimento por refino de grão do material; e D representa o diâmetro médio dos grãos.[3,5–8]

Além de possibilitar o endurecimento, o mecanismo de refino de grão tende a não reduzir a ductilidade do material, ao contrário do que acontece com os demais mecanismos de endurecimento, sendo a estratégia de destaque em termos de aplicação como forma de buscar melhores combinações de resistência mecânica e capacidade de deformação, justificando a importância do controle do tamanho de grão visando a satisfação dos requerimentos de projeto.

2.1.3. Encruamento

As interações entre diferentes discordâncias também atuam como forma de reduzir sua capacidade de movimentação. De forma geral, a deformação plástica em baixa temperatura de materiais metálicos pode ser descrita em três estágios: no estágio I, discordâncias movem-se através dos planos preferenciais de escorregamento que, por sua vez, correspondem aos planos de superior tensão de cisalhamento crítica; no estágio II, há um forte aumento da ativação de sistemas secundários de escorregamento, o que, por sua vez, leva à ocorrência de interações entre discordâncias de diferentes sistemas de escorregamento e, portanto, ocorrência

de interações que podem prejudicar a mobilidade destes defeitos; por fim, no estágio III, discordâncias passam a deixar seus planos de escorregamento originais, sofrendo processo de escorregamento transversal e recuperação dinâmica. Logo, quanto maior a densidade de discordâncias do material, maior tende a ser a ocorrência de interações entre discordâncias que reduzem sua mobilidade e, desta maneira, maior o endurecimento do material. Portanto, uma vez que a densidade de discordâncias tende a aumentar com a deformação a frio (estágio II), temos o endurecimento do material com a deformação, caracterizando o fenômeno de encruamento. [3,4]

De forma geral, um metal em condição recozida apresenta densidade de discordâncias de 10^6 a 10^8 discordâncias/cm², enquanto um metal deformado a frio chega a apresentar densidades de cerca de 10^{12} discordâncias/cm² [3], e tal aumento está relacionado à absorção de parte da energia aplicada para deformação a frio na forma de aumento de energia interna, devido à geração de novas discordâncias e interações entre estas. Com o aumento da temperatura, porém, mecanismos de recuperação levam à redução da densidade de discordâncias e, portanto, o efeito do encruamento torna-se reduzido.

Em virtude deste fenômeno, deformações a frio no material podem ser realizadas a níveis industriais como forma de elevar a densidade de discordâncias e, assim, resultar em aumento da resistência mecânica do material (apesar de comprometer a ductilidade em certo grau), e tal estratégia se torna especialmente importante para o caso de materiais que não são endurecíveis via tratamento térmico.[1]

2.1.4. Endurecimento por precipitação

Devido à existência de um limite de solubilidade de átomos de soluto no solvente, observa-se um limite de capacidade de formação de solução sólida e, portanto, de seu efeito de endurecimento. Quando as concentrações de soluto, porém, excedem tal limite, tende-se a formar partículas de segunda fase, denominadas de precipitados, que também apresentam a capacidade de reduzir a mobilidade de discordâncias e, desta forma, causar endurecimento do material de forma adicional à parcela de endurecimento devido ao mecanismo de solução sólida. O resultado de endurecimento irá depender diretamente das características das partículas de segunda fase, como seu tamanho, sua dispersão, interface com a matriz

e suas características mecânicas: por exemplo, no caso de partículas mais duras que a matriz, têm-se endurecimento maximizado quando se encontram na forma de dispersão fina pela matriz metálica, e tal fenômeno corresponde ao endurecimento por dispersão, que ocorre quando a segunda fase apresenta baixa solubilidade na matriz.[3]

O mecanismo de endurecimento por precipitação, por sua vez, é baseado em fenômeno similar, mas advém da realização de um tratamento térmico em alta temperatura seguido de têmpera e posterior tratamento de envelhecimento em temperaturas inferiores. Para que isto seja possível, a segunda fase deve ser solúvel na matriz em elevadas temperaturas, mas tal solubilidade deve decrescer com a redução de temperatura para que precipitados possam ser formados. [3,4]

O ciclo térmico, inicia-se com um tratamento de solubilização, caracterizado por manter o material em patamar de temperatura suficientemente elevada para causar a dissolução completa da segunda fase na matriz. Em seguida, realiza-se um resfriamento rápido, objetivando-se suprimir a difusão dos átomos de soluto garantindo a formação de uma solução sólida supersaturada. Por fim, o material é aquecido até temperaturas dentro do campo bifásico por tempos determinados, no processo denominado de envelhecimento, para fornecer energia suficiente e promover a precipitação controlada de partículas de segunda fase. Durante o envelhecimento, os parâmetros de tempo e temperatura devem ser finamente controlados para garantir o maior endurecimento possível já que estas variáveis influenciam diretamente no tamanho e na fração de precipitados.[9]

O endurecimento devido à presença de precipitados ocorre pois estes funcionam como obstáculos ao movimento de discordâncias: quando discordâncias encontram precipitados, a continuidade de seu movimento depende de atravessar (cortar) ou contornar tais precipitados, ambos processos que requerem maiores gastos de energia, e, portanto, requerem um aumento da tensão de cisalhamento para a sequência do deslocamento, o que é traduzido como endurecimento do material. De forma geral, a ocorrência de ambos os mecanismos depende tanto do tamanho médio dos precipitados quanto de sua fração.

Para precipitados menores, o fenômeno de corte tende a ser favorecido, e a tensão para tal tende a aumentar com o crescimento de precipitados. No caso de

precipitados maiores, porém, o processo de contorno tende a ser favorecido, uma vez que a tensão necessária para tal tende a reduzir com o raio dos precipitados. O ponto de encontro dos dois mecanismos, ou seja, o ponto onde o raio das partículas é tal que se pontua a transição entre os dois mecanismos, observa-se o máximo de endurecimento do material, correspondendo à condição envelhecida demonstrada na Figura 2. Quando os precipitados são ainda muito finos, o fenômeno de corte se torna facilitado e denomina-se a condição subenvelhecida, de forma que a componente de endurecimento cresce com o crescimento das partículas. Quando os precipitados, porém, apresentam tamanho superior àquele relacionado ao máximo da curva, têm-se o favorecimento do fenômeno de contorno que, por sua vez, requer menos energia quanto maior o raio das partículas e, portanto, observa-se redução da dureza do material. [3,4]

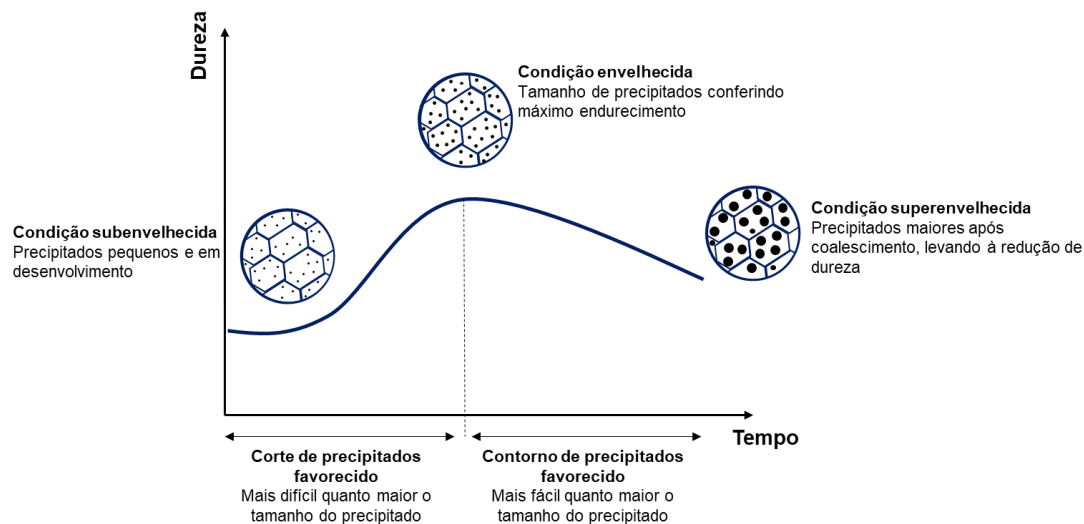


Figura 2. Esquematização de curva de envelhecimento de material metálico endurecível por precipitação. Elaborado pelo autora.

2.1.5. Endurecimento por transformação martensítica

O termo transformação martensítica é utilizado para descrever transformações de fase displacivas, ou seja, que não ocorrem por mecanismos difusionais, como é o caso da formação da perlita em aços, por exemplo. Este tipo de transformação ocorre durante o resfriamento de um material metálico e se inicia a partir de uma certa temperatura, mas consiste em um processo atérmico, ou seja, que não necessita de ativação térmica dos átomos para ocorrer. Logo, a continuidade da transformação se dá com o abaixamento da temperatura, e não com o tempo de processo. O mecanismo de transformação, neste caso, é o cisalhamento da estrutura cristalina do

material. [10–12]

Diversos materiais podem sofrer transformações martensíticas, mas nem todos demonstram a formação de uma martensita de elevada resistência mecânica o que, por sua vez, possibilita o endurecimento do material. No caso de aços, a martensita formada apresenta tal característica e, portanto, justifica o fato de tal mecanismo apresentar tamanho destaque dentro do estudo de diversas classes de aços. Por este motivo, apenas os aspectos relacionados a transformações martensíticas em aços serão abordados.

No caso de aços, a martensita consiste em uma fase metaestável de estrutura cristalina do tipo tetragonal de corpo centrado (TCC) formada pelo resfriamento brusco (têmpera) a partir da austenita. Sua formação se inicia abaixo da temperatura de início de formação martensítica (T_{Ms}) e ocorre por mecanismos de cisalhamento da rede cristalina, e a transformação é completada com o abaixamento da temperatura até a temperatura de fim da transformação martensítica (T_{Mf}). A variação de estrutura cristalina, por sua vez, vem acompanhada de variação de volume e, uma vez que existem restrições geométricas impostas pelo material ao redor da região transformada, deformações plásticas são inseridas como forma de acomodar as distorções necessárias para que a transformação ocorra. [3,4,10,11,13]

Sendo a martensita uma solução sólida supersaturada de C em ferro TCC, sua estrutura será fortemente afetada pela concentração de C no aço. De forma geral, quanto maior a concentração de C, maior será a tetragonalidade da martensita (medida pela relação entre os parâmetros de rede a e c da estrutura TCC), como dada pela equação 2 e, portanto, mais distorcida a estrutura cristalina.[10]

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,0045 (\%C) \quad (2)$$

Para que a transformação martensítica ocorra, o resfriamento a partir do campo austenítico deve ser rápido o suficiente de forma a não cruzar o campo de estabilidade da ferrita e da perlita, ou seja, de forma a evitar que estas transformações difusivas ocorram. Esta taxa de resfriamento minimamente necessária para a obtenção de uma microestrutura completamente martensítica é denominada taxa de resfriamento crítica, e pode ser visualizada em curvas de transformação sob resfriamento contínuo de aços (curvas CCT ou TRC), como demonstrado na Figura

3.[9,14]

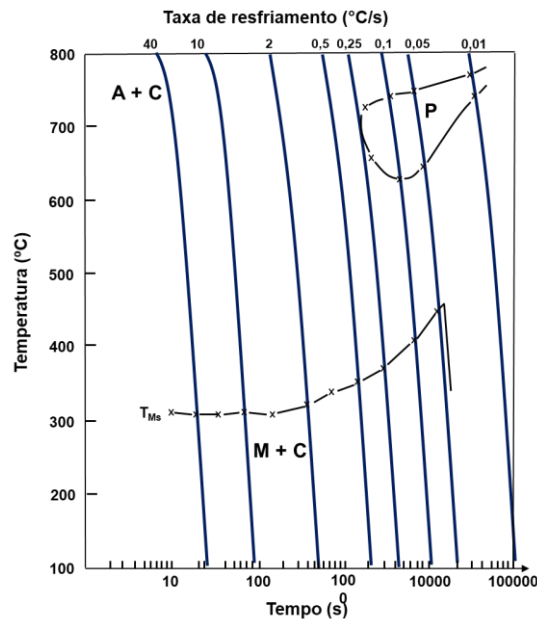


Figura 3. Diagrama de resfriamento contínuo para o aço inoxidável martensítico X60Cr14MoV austenitizado a 1050°C. Neste caso, a taxa de resfriamento crítica corresponde a 0,25°C/s. Legenda: A = austenita, P = perlita, M = martensita e C = carbonetos. Adaptado de [15].

O elevado endurecimento devido à formação de martensita nos aços está relacionado a dois principais fatores. Primeiramente, associa-se à morfologia da fase formada, geralmente na forma de placas com um único plano de hábitos e estrutura interna de maclas (que surgem como forma de absorver as distorções da rede) ou na morfologia de blocos de martensita com elevadas densidades de discordâncias. Em ambos os casos, a presença de tais defeitos atua interagindo fortemente com discordâncias e reduzindo sua mobilidade. Em segundo lugar, têm-se a contribuição dos átomos de C que, como forma de aliviar as distorções inseridas na rede, podem, através de difusão, sofrer redistribuição e interagir com discordâncias, também de forma a reduzir sua mobilidade. [13]

Apesar do inegável destaque da taxa de resfriamento, deve-se destacar que outros diversos fatores podem interferir em tal transformação. O teor de C, por exemplo, interfere diretamente na tetragonalidade da martensita, em sua dureza e, ainda, nas temperaturas T_{Ms} e T_{Mf} . Ademais, elementos de liga adicionados podem facilitar ou dificultar a obtenção de martensita, como será descrito na seção 2.2.1.. Desta forma, a engenharia por trás do fenômeno de endurecimento por transformação martensítica é extensa e possibilita ganhos consideravelmente elevados em resistência mecânica. A martensita virgem, porém, apresenta dureza extremamente

elevada, comprometendo, assim, a capacidade de deformação plástica do material. Um tratamento térmico posterior torna-se necessário, denominado revenimento, que será descrito em mais detalhes na seção 2.3.1, e que, de forma geral, promove a decomposição da martensita em ferrita e carbonetos, de forma a recuperar ductilidade do material e gerar a microestrutura de martensita revenida. [10]

2.2. Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis consistem em uma classe de aços caracterizados por apresentarem adições de Cr superiores a 12%, de forma a demonstrarem elevada resistência à oxidação e à corrosão. Tais propriedades estão diretamente relacionadas ao teor de Cr adicionado, que possibilita a ação do mecanismo de passivação do aço que, simplificada, pode ser entendido como a formação de um fino filme protetor rico em Cr e O, capaz de fornecer tal proteção em virtude de sua elevada estabilidade química; desta forma, em geral, quanto maior o teor de Cr, maior tende a ser a resistência à corrosão de um aço inoxidável. [1,2,16,17]

Diversos elementos podem constituir o filme passivo, incluindo o próprio ferro, mas em virtude de seu maior potencial de redução, o Cr tende a compor majoritariamente o filme protetor. Assim, a passivação de aços inoxidáveis ocorre rapidamente frente à exposição a um ambiente corrosivo e oxidativo e reduz a continuidade do processo a níveis desprezíveis.

Tal fenômeno garante propriedades de elevada resistência à oxidação e corrosão em diversos ambientes, dos menos aos mais agressivos, e o ajuste de composição química tem importante papel em garantir esta ampla gama de propriedades. Apesar de o teor de Cr ser fator essencial, outros elementos de liga podem ser adicionados como forma de melhorar, por exemplo, a resistência à corrosão em ambientes contendo íons cloreto e à corrosão por pites, como é o caso do Ni, ou outros elementos, como Mo e Ti, como será tratado em mais detalhes na seção 2.2.1.. A composição química do aço inoxidável irá afetar fortemente suas propriedades finais, tanto resistência à corrosão quanto suas propriedades mecânicas, e, portanto, sua performance.[1,2,17]

A partir de sua composição química e de seus aspectos microestruturais, os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco categorias, que serão exploradas mais

à frente: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (ferríticos – austeníticos) e aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

2.2.1. Efeitos de adições de elementos de liga em Aços inoxidáveis

A adição de elemento de liga tem interferência direta nas fases ou constituintes presentes em equilíbrio e em sua cinética e mecanismo de formação atuando diretamente sobre as propriedades finais dos aços. De forma geral, existem dois tipos de elementos de liga que podem ser adicionados aos aços: os elementos estabilizadores de austenita, que tendem a aumentar a faixa de temperatura em que a fase austenítica é estável, como é o caso do Ni, Mn e Co; e os elementos estabilizadores de ferrita, que tendem a expandir o campo ferrítico, como é o caso do Si e Al. A Figura 4 esquematiza os efeitos dos dois tipos de elementos de liga em diagramas de fase e em curvas de transformações isotérmicas (curvas TTT – temperatura, tempo e transformação). [10]

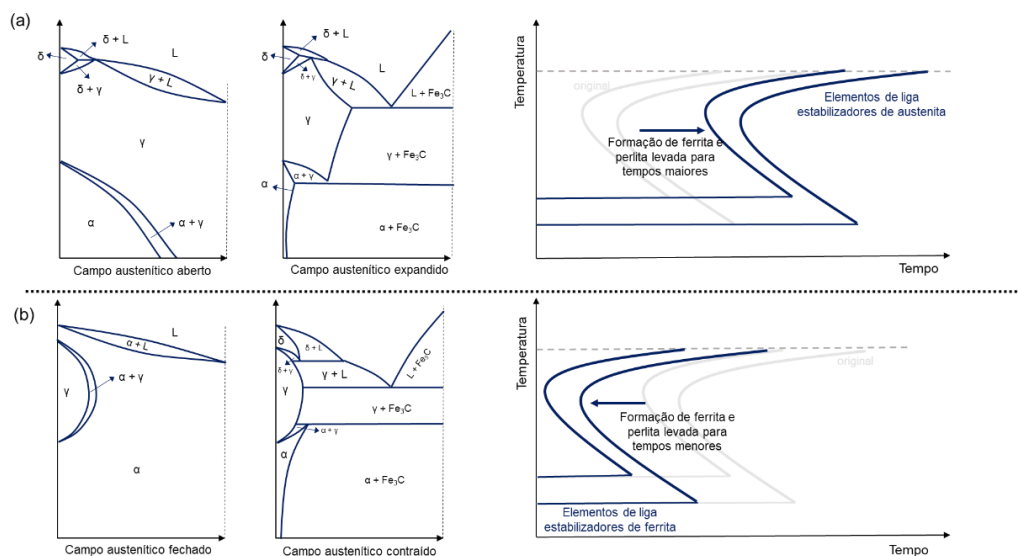


Figura 4. Esquematização dos efeitos de elementos estabilizadores de (a) austenita e (b) ferrita no diagrama de fase Fe-C e em curvas esquemáticas de transformação isotérmica. Adaptado de [10] e elaborado pela autora.

Elementos de liga podem se apresentar sob diversas formas no aço, como dissolvidos na ferrita, formando carbonetos, compostos intermetálicos ou inclusões não metálicas ou em estado elementar, o que varia de acordo com cada elemento e irá interferir diretamente nas propriedades finais do material. Entre os efeitos dos elementos de liga, destaca-se sua influência na formação da austenita, de carbonetos e nos tratamentos térmicos de têmpera e recozimento, que serão abordados com

mais detalhes nas próximas seções.

2.2.1.1. Influência de elementos de liga na formação da austenita

No caso da formação da austenita, os principais efeitos demonstrados pela adição de elementos e liga está justamente no fato de alguns elementos serem capazes de expandir ou reduzir o campo de estabilidade da fase austenítica, fator que fornece o mecanismo de classificação destes elementos, como já exposto. Além deste efeito, temos que elementos que tendem a precipitar na forma de carbonetos interferem também diretamente no crescimento do grão austenítico, de forma que, presentes na forma de dispersão fina, apresentam o efeito de redução da velocidade do crescimento de grão ao reduzir a mobilidade dos contornos de grão. Com o coalescimento das partículas, porém, em temperaturas mais elevadas, este efeito é reduzido uma vez que os contornos de grão ganham mobilidade novamente. [10,16,18]

2.2.1.2. Influência de elementos de liga na formação de carbonetos

A adição de elementos formadores de carbonetos em aços está intimamente ligada com o mecanismo de endurecimento em decorrência da presença de uma segunda fase, como discutido brevemente na seção 2.1.4., além de influenciar na cinética de nucleação e crescimento de fases como já também exposto. Este tipo de elemento apresenta como característica a capacidade de formar carbonetos estáveis e de dissolver na fase ferrítica.

Em elevadas temperaturas, promove-se a solubilização dos carbonetos na austenita, uma vez que existe uma partição dos metais formadores de carbonetos entre a austenita e os carbonetos. O limite de solubilidade de certos elementos de liga na austenita, por sua vez, é um fator de extrema importância para as propriedades finais do material uma vez que, quanto maior solubilidade dos carbonetos no aço, maior tende a ser a tendência de formação de dispersão fina de partículas de carbonetos no resfriamento e, desta forma, maior tende a ser o aumento na resistência mecânica do material. Como ilustrado na Figura 5, tal fator justifica o fato de o carboneto de V apresentar elevada capacidade de endurecimento, superior ao caso de carbonetos de Ti e Nb, menos solúveis na austenita.

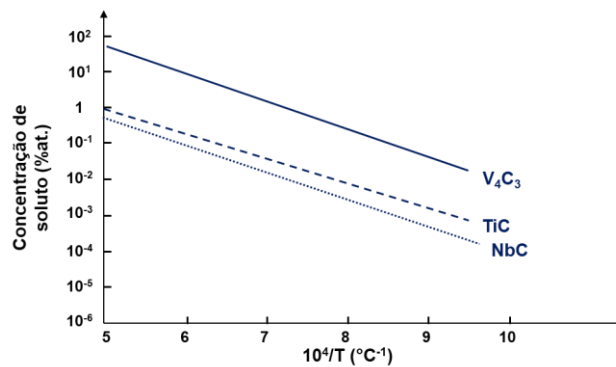


Figura 5. Solubilidade na austenita dos carbonetos de Ti, Nb e V em função da temperatura. Adaptado de [13].

Além de possibilitar endurecimento da ferrita e da perlita e redução da velocidade de crescimento do grão austenítico, a presença de carbonetos também contribui de forma a atrasar a recuperação e recristalização da austenita ao reduzir a mobilidade de discordâncias, necessária para tais fenômenos. [10,16]

2.2.1.3. Influência de elementos de liga na têmpera de aços

Uma vez que elementos de liga influenciam diretamente nas transformações de fase, espera-se também sua influência sobre a transformação martensítica em aços. De forma geral, os efeitos podem ser resumidos em três modos: influência nas temperaturas de início e fim de transformação martensítica, endurecimento da martensita e aumento da temperabilidade de aços.

No caso da influência sobre as temperaturas, tem-se que a maioria dos elementos que entra em solução sólida na austenita apresenta o efeito de redução da temperatura T_{Ms} , apesar de menos intenso que o efeito causado pelo teor de C, este que também está diretamente relacionado à dureza da martensita. [10,16]

Por fim, têm-se que elementos de liga podem atuar sobre a temperabilidade de aços, sendo que esta propriedade consiste na capacidade de um aço em sofrer endurecimento a partir de resfriamento rápido (têmpera), ou seja, sua capacidade de formar martensita, em relação à sua profundidade. Logo, quando maior a temperabilidade de um material, maior sua capacidade em ganhar dureza ao longo da profundidade da peça. Elementos de liga, por sua vez, influenciam sobre a temperabilidade à medida que podem deslocar a formação de ferrita e perlita para tempos menores ou maiores e, desta forma, tendem a favorecer a formação de martensita ou não. [10,14,19]

No caso em que ocorre o atraso da formação de ferrita e perlita, têm-se que a taxa de resfriamento crítica para a transformação martensítica torna-se mais lenta e, desta forma, facilita-se a formação de martensita ao longo de toda a profundidade do corpo e aumenta-se a temperabilidade do material. Na situação oposta, porém, a taxa de resfriamento necessária para transformação martensítica se torna superior e, por conta disto, regiões mais internas do material, que resfriam mais lentamente, podem não apresentar formação da martensita e, conseqüentemente, dificulta-se o ganho de resistência mecânica ao longo da profundidade e reduz-se a temperabilidade do material. [9,10,14,16]

2.2.1.4. Influência de elementos de liga no tratamento térmico de revenimento

O tratamento térmico de revenimento consiste em elevar-se a temperatura de um material de microestrutura martensítica até temperaturas que possibilitem a decomposição da martensita gerando ferrita e carbonetos (martensita revenida). Este fenômeno, por sua vez, vem acompanhado de redução de dureza, que tende a reduzir com o aumento do tempo de tratamento. Alguns elementos de liga, porém, tem a capacidade de retardar tal decomposição e, portanto, estabilizar a martensita e/carbonetos até temperaturas mais elevadas, como é o caso do Cr, Mo e V. Isto, por sua vez, garante níveis de dureza mais elevados até temperaturas superiores, o que possibilita a aplicação estes materiais também em condições de maiores temperaturas.

Existem elementos de liga que possibilitam a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário, demonstrado na Figura 6. Devido à maior dificuldade de difusão de elementos metálicos substitucionais, têm-se que carbonetos podem ser formados em temperaturas superiores de revenimento (geralmente, na faixa de 500 a 600°C). A precipitação destes carbonetos resulta em elevação da resistência mecânica do aço durante o revenimento e após o pico de endurecimento, com o aumento da temperatura, têm-se o coalescimento das partículas de carbonetos e a redução de dureza do material. Tal ocorrência é comum para aços contendo Mo, V, W, Ti e também para aços com elevado teor de Cr [10,16]. A Figura 6b demonstra um exemplo encontrado em literatura associado ao endurecimento secundário devido à adição de V [20].

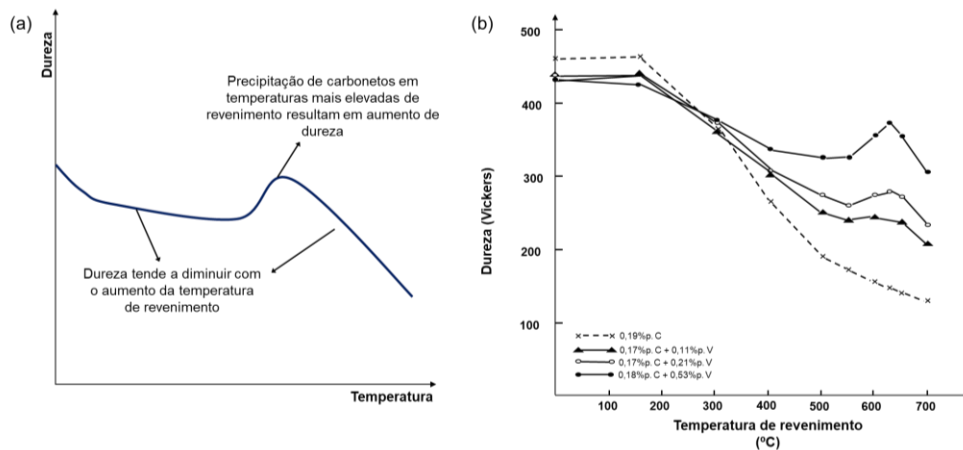


Figura 6. (a) Esquematização do fenômeno de endurecimento secundário. (b) Influência do teor de V na variação de dureza em função do revenimento para aços com teor de C entre 0,19 a 0,17%, adaptado de [20]

2.2.1.5. Relações entre composição química e microestrutura de aços inoxidáveis

Como demonstrado, as propriedades finais de aços e aços inoxidáveis tem direta influência de sua composição química e, ademais, de sua resposta a tratamentos térmicos e mecânicos. Em virtude disto, comumente buscam-se formas simplificadas de se representar a influência da composição química na microestrutura final do material, e dentro destes esforços, o diagrama de Schaeffler e Delong pode se destacado.

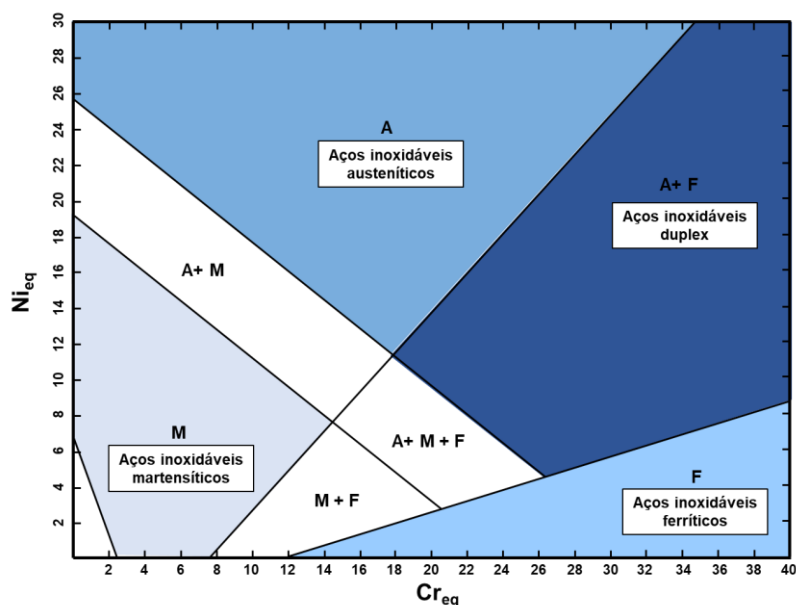


Figura 7. Diagrama de Schaeffler, adaptado de [1]. Destaca-se os constituintes A = austenita, F = ferrita, M = martensita e as regiões das diferentes famílias de aços inoxidáveis. Elaborado pela autora.

Apesar do diagrama ter sido desenvolvido com o intuito de previsão do teor de ferrita em metal depositado por solda e aços fundidos, fornece uma visualização prática das fases presentes em aços inoxidáveis de diferentes composições. Para a sua elaboração, foram considerados os valores de “Cr equivalente”, que engloba os teores de elementos químicos que tendem a estabilizar a fase ferrítica, e “Ni equivalente”, englobando os teores de elementos que tendem a estabilizar a austenita, como demonstrados pelas Equações 4 e 5.[10,21]

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,5 \%Si + \%Mo \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 (\%C + \%N) + 0,5 (\%Mn + \%Cu + \%Co) \quad (5)$$

Neste diagrama, destaca-se quatro das cinco famílias de aços inoxidáveis: os aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos, austeníticos e duplex. Na próxima seção, as propriedades e aplicações de cada família serão detalhadas.

2.2.2. Tipos de aços inoxidáveis

Sendo a microestrutura um fator essencial para a determinação das propriedades finais do aço inoxidável, esta costuma ser utilizada como forma de classificação geral de aços inoxidáveis, que são divididos em cinco categorias de acordo com a respectiva microestrutura em temperatura ambiente: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (ferríticos – austeníticos) e aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

2.2.2.1. Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são usualmente caracterizados para composições químicas contendo teores de Cr entre 12 a 17%, baixos teores de Ni (entre 0 e 4%) e teores de C entre 0,1 a 1%. Em elevadas temperaturas, tais materiais são austeníticos e, com o resfriamento, podem passar pelo fenômeno de transformação martensítica, responsável por resultar nas propriedades mecânicas de elevada resistência mecânica características da classe. O elevado teor de Cr, assim como a presença de certos elementos de liga (entre os quais destaca-se adições de

Mo, V, Nb, Al e Cu), tende a resultar em elevada temperabilidade, redução da temperatura de início de transformação martensítica e aumento da resistência ao amolecimento no revenimento, conjunto de propriedades que faz com que estes aços encontrem extenso campo de aplicações em altas temperaturas. [10,21]

O aço AISI 410, com composição química demonstrada na Tabela 1, é considerado como o aço inoxidável martensítico “básico”, de forma que usualmente utiliza-se de adição de elementos de liga sobre tal composição base para se atingir objetivos específicos.

Tabela 1. Composição química do aço AISI 410. [22]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N
AISI 410 ou UNS S41000	Máx. 0,15	Máx. 1,00	Máx. 0,04	Máx. 0,03	Máx. 1,00	11,50 – 13,00	Máx. 0,75	Máx. 0,10

No âmbito de aços inoxidáveis martensíticos, adições de elementos de liga usualmente são aplicadas como forma de se aumentar a temperabilidade do aço e aumentar sua resistência ao revenido. Elementos estabilizadores de austenita tendem a favorecer a temperabilidade do aço, podendo-se destacar o papel do C, apesar de que seu teor deve ser fortemente controlado uma vez que, quanto maior a porcentagem em peso de C, menor tende a ser a tenacidade final do material e assim como menor tende a ser a temperatura T_{MS} , o que pode levar à formação de austenita retida após têmpera, efeito indesejado que tende a comprometer o comportamento mecânico do material. Por outro lado, elementos estabilizadores de ferrita como Mo e V tendem a exercer importante efeito em garantir maior resistência ao revenido, decorrente da formação de precipitados de carbonetos durante o tratamento de revenimento que possibilitam níveis mais elevados de resistência mecânica mesmo em temperatura elevada. A concentração elevada destes elementos, porém, pode favorecer o aparecimento de ferrita delta em elevadas temperaturas e, assim, comprometer a temperabilidade do material. Logo, deve-se realizar um adequado balanço de composição química de forma a se obter a melhor combinação de propriedades desejadas. [21]

Com relação às propriedades gerais do grupo de aços inoxidáveis martensíticos, destaca-se sua resistência mecânica, superior ao caso de aços austeníticos e ferríticos, em decorrência da microestrutura martensita que apresenta

dureza naturalmente elevada. Quanto maior o teor de C, maior tende a ser a resistência mecânica do material em virtude do endurecimento da martensita e da possibilidade de precipitação de carbonetos, porém, tal precipitação de carbonetos tende a reduzir o teor de Cr na matriz do material e, assim, reduzir sua resistência à corrosão. Uma vez que os teores de Cr são mais baixos, tais aços costumam apresentar comportamento em condições corrosivas inferior ao caso de aços inoxidáveis austeníticos ou ferríticos. [1,10,12]

Os aços inoxidáveis martensíticos podem ser divididos em quatro grupos: (a) baixo carbono; (b) baixo carbono contendo adições de Ni; (c) alto carbono e (d) médio carbono. A primeira categoria contém aços que recebem o nome popular de “aços turbina”, referenciando usos comuns de aços nesta faixa de composição química em paletas de turbinas, válvulas e demais situações que utilizam da característica de apresentarem apropriado comportamento mecânico para aplicação nas faixas de temperatura elevadas desejadas (cerca de 600 °C, aproximadamente). A segunda categoria, por sua vez, conta com adições de Ni baixas o suficiente para não causar a estabilização de austenita na temperatura ambiente, mas suficiente para aumentar a temperabilidade do material. No caso de aços com alto teor de C, a resistência mecânica do material é superior aos demais casos, de forma que tais aços recebem destaque por sua resistência à abrasão, mas sua resistência à corrosão tende a ser inferior em virtude do favorecimento da precipitação de carbonetos e empobrecimento da matriz em Cr; além disso, pode-se ter favorecimento da obtenção de austenita retida, o que pode ser minimizado com a utilização de têmpera e tratamento sub-zero para garantia de atingimento da temperatura T_{MF} . [1,2,21]

2.2.2.2. Aços inoxidáveis ferríticos

Aços inoxidáveis ferríticos, por sua vez, costumam apresentar teores de Cr mais elevados que o caso de aços inoxidáveis martensíticos (entre 15 a 30% de Cr) e teores inferiores de C, além de apresentar baixos teores de Ni, e pode conter pequenas adições de Mo, Nb ou Ti. Sua composição química situando-se à direita do campo austeníticos do diagrama Fe-Cr, de forma que apresentam predominância da fase ferrítica e não são endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. [21]

A maioria dos aços inoxidáveis ferríticos não apresentam microestrutura 100% ferrítica, de forma que se pode encontrar também teores de austenita, o que

possibilita posterior endurecimento por transformação martensítica, de forma que a microestrutura final pode ser composta por uma mistura de ferrita e martensita. Isto, por exemplo, é o que ocorre com o aço AISI 430, de composição química especificada pela Tabela 2 e localizado entre os aços inoxidáveis ferríticos mais populares. Neste caso, costuma-se utilizar de tratamentos térmicos que ocasionem a decomposição da martensita em ferrita e carbonetos, gerando-se, ao final, microestrutura majoritariamente ferrítica. [10,12]

Tabela 2. Composição química do aço AISI 430 [22]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
AISI 430 ou UNS S43000	Máx. 0,12	Máx. 1,00	Máx. 0,04	Máx. 0,03	Máx. 1,0	16,00 – 18,00	Máx. 0,75

Quanto às propriedades gerais de aços inoxidáveis ferríticos, seu limite de escoamento tende a ser inferior ao dos martensíticos, mas superior ao caso dos aços inoxidáveis austeníticos; a possível presença de martensita tende a aumentar a resistência mecânica, e, conseqüentemente, o limite de escoamento. Em virtude disto, sua ductilidade e formabilidade tende a ser inferior ao caso de inox austeníticos. Uma vez que sua estrutura cristalina é essencialmente CCC, este tipo de aço também demonstra a ocorrência da transição frágil – dúctil. Devido ao elevado teor de Cr, esta classe aços apresenta elevada resistência à corrosão (em geral, menor que a dos aços austeníticos), mas, devido aos baixos teores de Ni, apresenta maior susceptibilidade à corrosão em ambientes clorados e à corrosão por pites (esta, porém, tende a ser melhorada com a adição de Mo). [1,10,17,21]

2.2.2.3. Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais comuns comercialmente e são caracterizados pela microestrutura austenítica estabilizada em temperatura ambiente após tratamentos comerciais em virtude da adição de elementos de liga estabilizadores da fase FCC, sendo que o principal deles é o Ni, de forma que os teores deste elemento costumam ser mais elevados, usualmente entre 8 a 35%. Também apresentam composição química com altos teores de Cr, entre 16-30%, e baixos teores de C, também podendo conter adições de Mo, Nb ou Ti [21]. O aço AISI 304, com composição química demonstrada na Tabela 3, é considerado como o aço clássico desta família de inoxidáveis. [1,10,12,21]

Tabela 3. Composição química do aço AISI 304 [22]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N
AISI 304 ou UNS S30400	Máx. 0,080	Máx. 2,000	Máx. 0,045	Máx. 0,030	Máx. 1,000	18,000 – 20,000	8,000 – 10,000	Máx. 0,100

Entre suas propriedades, destaca-se alta plasticidade e elevada capacidade de encruamento (sendo este o principal mecanismo de endurecimento), o que possibilita elevado grau de trabalho a frio e grande capacidade de deformação, destacando-os frente aos demais aços inoxidáveis. Por este motivo, estes aços apresentam elevada capacidade de serem conformados por diversos processos, como deformação a frio e estampagem profunda e a presença de martensita tem efeitos altamente comprometedores para tais solicitações. Além disso, apresentam elevada resistência ao impacto e não sofrem o fenômeno de transformação frágil-dúctil, possibilitando seu uso em condições criogênicas. [21]

A resistência à corrosão de aços inoxidáveis austeníticos é extremamente elevada, superando o caso dos aços martensíticos e ferríticos. Apresenta melhor resistência à corrosão em ambientes clorados do que os dois casos anteriores, principalmente em decorrência do teor de Ni, que também tende a reduzir a susceptibilidade à ocorrência de corrosão sob tensão.

2.2.2.4. Aços inoxidáveis duplex

Aços inoxidáveis duplex apresentam microestrutura usualmente constituída por proporções aproximadamente iguais de austenita e ferrita, estando relacionados a composições químicas com teores de Ni usualmente menores que o caso de aços austeníticos (4 a 7% aproximadamente), superiores teores de Cr (entre 18 e 27%) e adições de Mo (cerca de 1 a 4%). Sendo uma combinação entre as duas classes de aços, austeníticos e ferríticos, em geral suas propriedades consistem em uma composição favorável das propriedades de ambos, resultando em elevada resistência mecânica, boa tenacidade, elevada resistência à corrosão sob tensão e fadiga e boa resistência à corrosão em diversos meios. [1,10,12]

O balanceamento das proporções entre ferrita a austenita não só afeta as propriedades mecânicas como também o comportamento de resistência a processos corrosivos. Em virtude da presença de ferrita, aços inoxidáveis duplex apresentam superior resistência à corrosão sob tensão quando comparados a inoxidáveis

austeníticos, e tal comportamento também ocorre para a maioria dos ambientes corrosivos. Sua resistência à corrosão intergranular, porém, depende fortemente do teor de C e da porcentagem de ferrita, de forma que altos teores de C e maiores frações volumétricas de ferrita tendem a favorecer tal efeito. [1,10]

O projeto de aços inoxidáveis duplex, visando o melhor conjunto de propriedades mecânicas para a aplicação desejada, consiste em uma atividade complexa que deve levar em consideração diversas variáveis para obtenção de um balanço ideal de fases e composição química. Na Tabela 4, expõe-se a composição química do aço inoxidável duplex AISI 329, parte da primeira geração dos aços duplex e entre os mais comuns em escala comercial.

Tabela 4. Composição química dos aços AISI329 [22].

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
AISI 329 ou UNS S32900	Máx. 0,08	Máx. 1,00	Máx. 0,04	Máx. 0,03	Máx. 0,75	23,00 – 28,00	2,50 - 5,00	1,00 – 2,00

2.2.2.5. Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação costumam apresentar composição química englobando teores de Cr entre 12 a 17%, Ni entre 4 a 8%, Mo entre 0 a 2% e costumam conter a adição de outros elementos de liga que possibilitem a precipitação de compostos intermetálicos em matriz martensítica de forma a ocasionar elevação da resistência mecânica do material [10]. Seu desenvolvimento partiu principalmente dos requisitos de materiais aeronáuticos, que necessitavam de elevados níveis de resistência mecânica, estável a temperaturas mais altas (na faixa de 400 °C) e que pudesse ser fabricado em geometrias complexas. [10,12,21]

A partir destes requisitos, foram desenvolvidos aços inoxidáveis austeníticos que pudessem ser endurecidos via tratamento de precipitação (como descrito em 2.1.4.), mas os níveis de resistência mecânica não foram altos o suficiente. Portanto, foram desenvolvidos materiais que pudessem ser conformados em estado austenítico e pudessem ser endurecidos por meio de transformação martensítica e posterior tratamento de precipitação, de forma a gerar a precipitação de carbonetos e promover a soma de contribuições dos diferentes mecanismos de endurecimento para obtenção dos níveis desejados de propriedades. Desta forma, tais aços se tornaram comercialmente mais relevantes e tendem a combinar elevada resistência à corrosão,

comparável à se aços inoxidáveis austeníticos, e elevada resistência mecânica, podendo até superar aquela de aços inoxidáveis martensíticos. [10,21]

2.2.3. O aço inoxidável martensítico X22CrMoV12-1

Dentre os aços inoxidáveis martensíticos destinados a aplicações em elevadas temperaturas, o aço X22CrMoV12-1 merece destaque em virtude de sua elevada resistência mecânica em altas temperaturas e em longos tempos de trabalho e elevada resistência à oxidação em contato com vapor em elevadas temperaturas, o que justifica seu extenso uso na área de geração de energia a vapor e em usinas termelétricas, estando presente na composição principalmente de palhetas de turbinas a vapor.

Sua composição química é caracterizada pelo baixo teor de C e adições de Mo e V, que interferem diretamente na resistência à oxidação do material e em sua resistência mecânica em elevadas temperaturas. O baixo teor de C garante menor endurecimento da matriz martensítica obtida após têmpera, e possibilita redução da tendência à ocorrência de sensitização, uma vez que se diminui o teor de C livre para formação de carbonetos de Cr. As adições de Mo e V, por outro lado, têm o papel de possibilitar a precipitação de carbonetos durante tratamentos de revenimento, permitindo a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário e garantindo maior resistência ao revenido, trazendo a este material a importante característica de elevada resistência à fluência. [23–25]

De forma geral, a obtenção de produtos de aço X22CrMoV12-1 se inicia a partir da realização de um tratamento térmico de austenitização para promover completa dissolução de carbonetos presentes na matriz. Em seguida, uma vez que os elementos de liga adicionados propiciam elevada temperabilidade ao material, têm-se a etapa de têmpera ao ar, óleo ou água, de forma a se obter microestrutura martensítica. Após isot, o material passa por um tratamento térmico de revenimento, de forma a promover a decomposição da martensita e formação de martensita revenida, recuperando-se ductilidade da peça, e possibilitando a precipitação de carbonetos de Cr e V, que geram o efeito de endurecimento por precipitação. De acordo com a norma EN 10269, 2014, especifica-se a realização de duas variações de tratamento térmico de revenimento, como demonstrado na Tabela 5 juntamente com os requisitos de propriedades mecânicas exigidos.

Tabela 5. Especificações de tratamento térmico de revenimento e propriedades mecânicas para o aço X22CrMoV12-1 de acordo com norma EN 10269, 2014.[26]

Tratamento térmico	Temperatura de revenimento (°C)	Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)		Alongamento mínimo (%)	Dureza Vickers (HV)	
			Mín	Máx		Min.	Máx.
QT1	680 a 740	Maior que 600	800	950	14	256	303
QT2	660 a 720	Maior que 700	900	1050	11	287	367

Desta forma, a microestrutura final consiste em matriz de martensita revenida contendo precipitados finos de carbonetos, cuja quantidade e distribuição varia de acordo com os parâmetros do tratamento de revenimento. Em temperatura aproximada de 600°C, tem-se a nucleação de dois tipos de precipitados: o primeiro consiste em carbonetos do tipo M_7C_3 , formados na interface entre ferrita e cementita, e o segundo consiste em precipitados do tipo M_2X , formados no interior do grão martensítico. No primeiro caso, tal carboneto tende a se decompor e levar à formação de carboneto $M_{23}C_6$, caracterizado por alta estabilidade (térmica e química), e por apresentar elevados teores de Cr e teores de Mo e V em solução. Uma vez que são formados nos contornos das ripas de martensita, tais carbonetos tendem a reduzir a mobilidade dos contornos de grão e, assim, colaborar com o aumento da resistência à fluência do aço. No caso dos precipitados do tipo M_2X , propicia-se a formação de carbonitretos MX, ricos em V que, precipitados no interior dos grãos, também possibilitam a estabilização da microestrutura e conseqüentemente das propriedades mecânicas em elevadas temperaturas. [23–25]

2.3. Tratamentos térmicos de aços

Tratamentos térmicos podem ser definidos como seqüências de operações de aquecimento e resfriamento controlados que são realizadas com o intuito de alterar as características microestruturais e conseqüentemente as propriedades de materiais metálicos. São diversos os tipos de tratamentos térmicos que são comumente aplicados para aços objetivando a personalização de suas propriedades com foco na aplicação desejada, de forma a englobar ampla faixa de temperaturas, e tais operações também podem ser realizadas de forma conjugada a etapas de deformação mecânica, definindo-se os ciclos de tratamento termomecânicos.

Cada tipo de tratamento pode ser aplicado com objetivos específicos e, para tal, utiliza-se de uma combinação de parâmetros de processo como taxa de aquecimento, temperatura de tratamento, taxa de resfriamento e tempo de tratamento que têm influência direta nas propriedades finais do aço tratado. Pode-se destacar os seguintes tratamentos térmicos em virtude de sua importância prática: [9,10,12]

- **Recozimento:** o tratamento de recozimento tem o objetivo de reduzir a dureza do aço e aumentar sua usinabilidade. São três tipos de recozimento: pleno, subcrítico (ou alívio de tensões) ou esfereoidização, diferenciados entre si devido às temperaturas utilizadas e microestruturas resultantes.
- **Normalização:** consiste em realizar a austenitização completa do aço, seguida de resfriamento lento (ao ar parado ou agitado). O principal objetivo consiste em eliminar heterogeneidades na microestrutura após processos de conformação mecânica e/ou em etapas anteriores a demais tratamentos térmicos, como têmpera e revenimento. Além disso, tal tratamento pode ser aplicado como forma de refino de grão, recuperação de ductilidade e melhoria de usinabilidade.
- **Têmpera:** tratamento térmico baseado em resfriamento rápido do aço após completa austenitização, com o objetivo de se obter uma microestrutura martensítica e, desta forma, provocar endurecimento do material. Em virtude da elevada dureza e fragilidade da martensita, usualmente o tratamento de têmpera é seguido de um tratamento de revenimento.
- **Revenimento:** baseia-se em aquecer uniformemente o material temperado (martensítico) até temperaturas inferiores à de austenitização, de forma a promover reações de decomposição da martensita para obtenção da microestrutura denominada martensita revenida. Este tratamento é empregado como forma de redução da dureza do material e recuperação de sua capacidade de deformação e tenacidade.
- **Envelhecimento:** tratamento térmico realizado para aços endurecíveis por precipitação, após processo de solubilização e obtenção de solução sólida supersaturada. O material é aquecido em temperaturas inferiores à de austenitização como forma de promover a precipitação de partículas finas de segunda fase, com o objetivo de garantir o endurecimento do material. Tal

ciclo foi descrito resumidamente na seção 2.1.4.

Em virtude da importância técnica para este projeto, os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento serão detalhados nas seções seguintes, enquanto os demais tratamentos não serão abordados com maior intensidade.

2.3.1. Tratamento térmico de têmpera

O tratamento térmico de têmpera, baseado em resfriamento rápido após austenitização do material, tem como objetivo a formação da martensita, como forma de conferir maior dureza ao material e, após o tratamento de revenimento, resultar em combinações promissoras de resistência mecânica e tenacidade.

Para que a estrutura martensítica seja devidamente atingida, a taxa de resfriamento deve ser suficientemente rápida, ou seja, superior à taxa de resfriamento crítica, para que as transformações ferríticas e perlíticas sejam suprimidas. Para tal resfriamento, utiliza-se de diferentes meios de têmpera, que são classificados quanto a sua capacidade de extração de calor ou severidade: quanto maior a severidade de um meio (grandeza identificada pela letra H), maior a velocidade com que consegue extrair calor e, portanto, maiores taxas de resfriamento consegue imprimir. Em geral, quanto maior a agitação do meio, maior tende a ser a severidade, e destaca-se os meios de óleo, água e salmoura em ordem crescente de severidade. [9,19]

A realização de têmpera em meio líquido ocorre em três estágios, como esquematizado na Figura 8. No primeiro estágio, assim que o material ainda quente é levado ao meio de têmpera, tem-se a formação de um filme contínuo de vapor sobre a peça, que atua como isolante térmico e, desta forma, reduz a taxa de extração de calor. Este estágio não é observado quando meios não voláteis são aplicados, mas, no caso de meios que geram a formação de vapor, a agitação ou adição de sais pode contribuir com a redução da formação do filme de vapor. No segundo estágio, tem-se o colapso do filme de vapor, de forma que a extração de calor se torna máxima em virtude da nucleação de novas bolhas na superfície da peça. Nesta etapa, destaca-se novamente a importância da agitação para garantir curto tempo de permanência das bolhas ao longo de toda a peça, evitando-se a formação de pontos de resfriamento mais lento. Por fim, no terceiro estágio, abaixo do ponto de ebulição do meio, têm-se a ausência da formação de bolhas de vapor, de modo que a extração de calor ocorre por condução e convecção e dependerá da capacidade calorífica do

meio, da agitação, e da interface entre peça e meio de têmpera. [9,10,12]

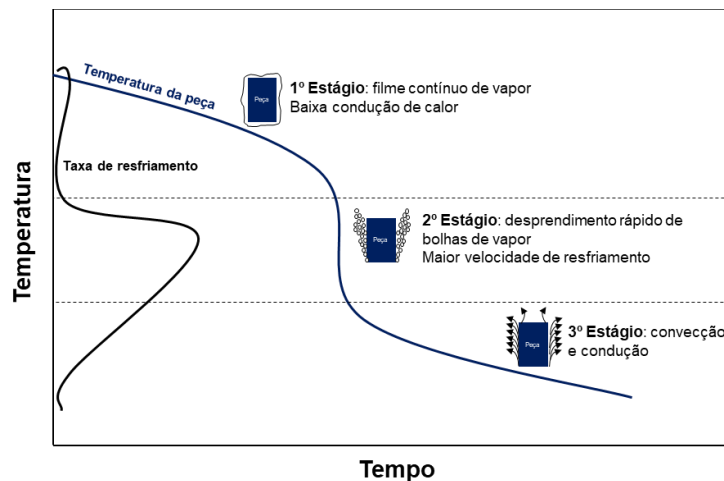


Figura 8. Esquemata  o dos três estágios durante têmpera em meio líquido. Elaborado pela autora.

A característica fundamental do processo de têmpera, o resfriamento brusco, apesar de garantir o endurecimento do material, também gera gradientes térmicos muito elevados entre o centro da peça e sua superfície, o que, por sua vez, tende a causar o aparecimento de tensões térmicas. Tais tensões são associadas aos fen menos de contração térmica, expansão devido à transformação martensítica e devido à presença de mudanças bruscas de seção ou presença de concentradores de tensão.

Assim como demonstrado pela esquematização da Figura 9, imediatamente após imersão no meio de têmpera, têm-se resfriamento acentuado da superfície, que tende a contrair, quando comparada ao núcleo, que continua em temperaturas mais elevadas. Após maior resfriamento, o núcleo, agora em temperaturas mais baixas, inicia sua contração, mas a superfície pode já atingir temperaturas suficientemente baixas para que a transformação martensítica ocorra, e, com esta, seja observada uma expansão. Por fim, em ainda maiores tempos de resfriamento, com a superfície já transformada, o núcleo atinge temperaturas suficientemente baixas para passar pela transformação martensítica, mas a expansão decorrente desta encontra imposições geométricas devido à superfície já transformada. Devido a estas fortes variações, que impõem esforços térmicos sobre o corpo, gerando tensões, pode-se gerar diversos efeitos, desde o aprisionamento de tensões residuais até o empeno da peça ou sua ruptura. [9,10]

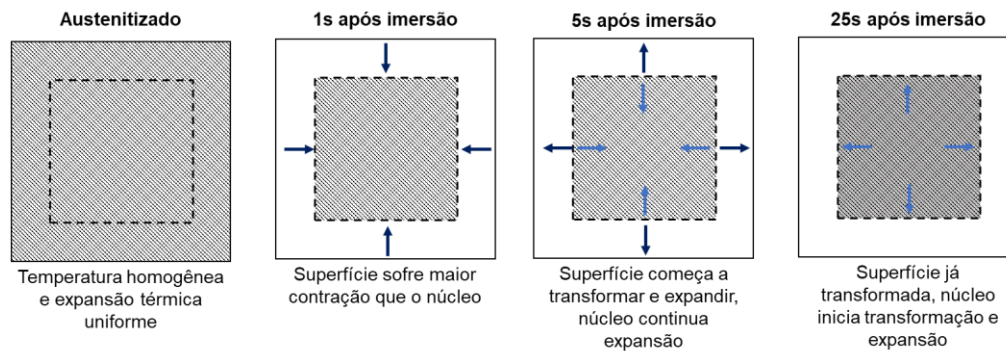


Figura 9. Exemplificação da formação de gradientes térmicos durante o processo de têmpera, capazes de levar ao aparecimento de tensões de têmpera. Elaborado pela autora e adaptado de [9]

Quanto maior a severidade do meio, maior tende a ser o gradiente térmico formado entre superfície e centro da peça e, portanto, maior a tendência de aparecimento de tensões de têmpera. Desta forma, torna-se essencial a escolha do meio de têmpera ideal para que peças possam ser produzidas com máximo aproveitamento. [19,27,28]

2.3.2. Tratamento térmico de revenimento

Assim como já exposto, o tratamento térmico de revenimento é realizado após a têmpera como forma de se diminuir a dureza do material e aumentar sua ductilidade. O ciclo de tratamento térmico, consiste em manter o material em temperatura inferior à de austenitização por tempo determinado, de forma a resultar na decomposição da austenita e formação da martensita revenida.

O fato de o tratamento ser realizado em temperatura elevada fornece energia térmica suficiente para promover transformações de forma a se atingir um estado de maior equilíbrio, já que a martensita é considerada metaestável. Desta forma, tal estímulo térmico possibilita a difusão de C, presente nos interstícios da estrutura TCC martensítica na forma de solução sólida supersaturada, e sua posterior precipitação na forma de carbonetos, efeito responsável pela queda de dureza. De forma geral, encontra-se quatro diferentes faixas de transformações com o aumento da temperatura de revenimento: inicialmente, ocorre a segregação do C sem a ocorrência de precipitação (para aços $C < 0,2\%$) ou com precipitação de carboneto ϵ (para aços carbono $C > 0,2\%$), o que causa perda da tetragonalidade da martensita, mas afeta pouco a dureza do material, podendo até mesmo causar aumentos de dureza em virtude do mecanismo de precipitação; em uma segunda etapa, têm-se a decomposição de austenita retida em ferrita e cementita; em um terceiro período, têm-

se a precipitação de cementita e a transformação da martensita em ferrita, decorrente da perda de tetragonalidade; e, por fim, em temperaturas mais elevadas, têm-se a ocorrência do fenômeno de coalescimento da cementita e recuperação e recristalização da ferrita, de forma a reduzir-se a dureza do material. Desta forma, assim como exemplificado na Figura 10, têm-se maior redução de dureza do material nas últimas duas etapas. [9,10,12]

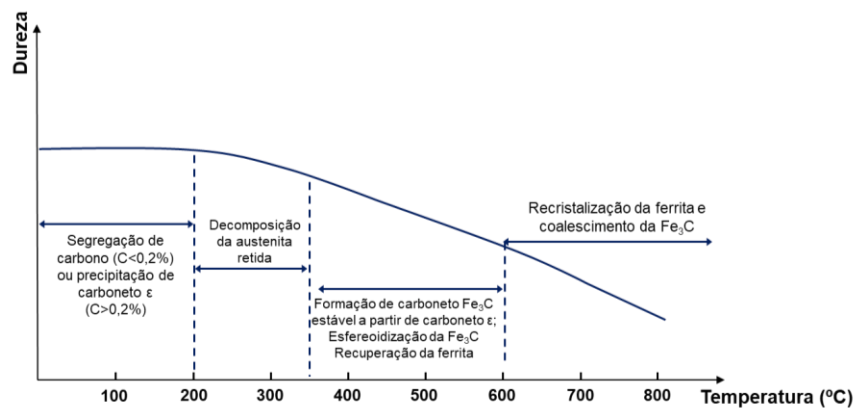


Figura 10. Esquematisação da variação de dureza e das transformações existentes durante o ciclo de revenimento. Elaborado pela autora.

Além do efeito da temperatura, têm-se também a importância do tempo de revenimento. Em geral, quanto maior o tempo de revenimento, maior tende a ser a perda de dureza do material. Porém, têm-se que a queda de dureza é acentuada nos primeiros minutos de tratamento, e torna-se menos variável em tempos mais longos. Desta forma, o parâmetro de tempo deve ser adequadamente selecionado de acordo com as dimensões do material e pode ser otimizado de forma a se garantir menor tempo de processo.

No caso de aços com temperabilidade muito elevada que apresentam a tendência de formação de austenita retida, usualmente utiliza-se de revenimentos múltiplos. Em um primeiro ciclo de revenimento, a precipitação de carbonetos tende a reduzir o teor de C na austenita retida o que tende a elevar a temperatura T_{MS} . Desta forma, esta austenita pode-se transformar em martensita durante o resfriamento a partir do primeiro revenimento, o que vem acompanhado de endurecimento do material. Portanto, seguintes etapas de revenimento podem ser aplicadas como forma de causar a decomposição da nova martensita formada.

2.3.3. Tratamento térmico de têmpera de aços inoxidáveis martensíticos

O grande diferencial do grupo de aços inoxidáveis martensíticos está

justamente em sua capacidade de sofrer endurecimento através do tratamento térmico de têmpera. Desta forma, o controle dos parâmetros de processo, como temperatura de austenitização e meio de resfriamento deve ser feito de forma adequada para se garantir máximo aproveitamento.

No caso da temperatura de austenitização, sabe-se que esta tem influência sobre a dureza final obtida. Quanto maior, maior tende a ser a dissolução dos carbonetos na matriz o que, por sua vez, enriquece a matriz em Cr e em C: o enriquecimento da matriz em Cr favorece o aumento de sua resistência à corrosão, enquanto o enriquecimento em C contribui para o endurecimento da fase martensítica. Em virtude disto, em geral observa-se aumento da dureza do material com o aumento da temperatura de austenitização, uma vez que se favorece a dissolução de carbonetos; após uma certa temperatura (em geral, cerca de 1050 °C), porém, existe uma variação negativa da dureza do material, decorrente do enriquecimento de C na matriz em níveis suficientes para causar a redução da temperatura T_{Mf} e, assim, favorecimento da formação e austenita retida [9,10]. Uma vez que esta fase apresenta menor resistência mecânica, justifica o perfil de dureza em função da temperatura de austenitização demonstrado pela Figura 11. Desta forma, justifica-se a importância do parâmetro temperatura de austenitização nas propriedades finais de aços inoxidáveis martensíticos.

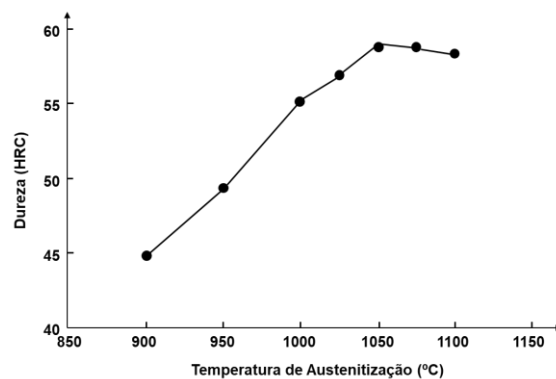


Figura 11. Curva de têmpera para aço inoxidável martensítico similar ao AISI 420 desenvolvido para moldes plásticos. Adaptado de [29].

O mesmo comportamento ocorre para a resistência à corrosão do material: com o aumento da temperatura de austenitização, têm-se o enriquecimento da matriz em Cr, mas, em temperaturas demasiadamente elevadas, o enriquecimento da matriz em C tende a desfavorecer a resistência à corrosão à medida que ocasiona um aumento das tensões presentes na matriz martensítica formada.

Quanto ao meio de têmpera, aços inoxidáveis martensíticos costumam apresentar temperabilidade muito elevada de forma que não se torna necessária a aplicação de meios de tão elevada severidade. Destaca-se a aplicação de resfriamento em óleo e sob pressão de nitrogênio (no caso de fornos à vácuo). [9]

2.3.4. Tratamento térmico de revenimento de aços inoxidáveis martensíticos

É comum, durante o revenimento de aços inoxidáveis martensíticos, a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário, em decorrência do teor de Cr (geralmente superior a 12%) e da presença de elementos de liga formadores de carbonetos em temperaturas elevadas, como é o caso do V e Mo, presentes no aço X22CrMoV12-1. Tal efeito pode gerar aumento de dureza de forma que níveis semelhantes à condição temperada sejam atingidos, e irá depender das características de composição química do aço.

Além de afetar a dureza do material, assim como no caso da têmpera, a temperatura de revenimento também afeta a resistência à corrosão do aço. Após a têmpera, o material apresenta nível máximo de resistência à corrosão, devido à dissolução do Cr na matriz, e tal situação se mantém em temperaturas baixas de revenimento. A partir do momento, porém, que a precipitação de carbonetos causadora do endurecimento secundário ocorre, temos a redução do teor de Cr na matriz, favorecendo um aumento da perda de massa, o que tende a reduzir a resistência à corrosão do material. Desta forma, em geral, quando revenidos a alta temperatura, aços inoxidáveis martensíticos que sofrem endurecimento secundário costumam apresentar resistência à corrosão inferior em comparação com aqueles revenidos em temperaturas mais baixas (já que, neste caso, menor é a precipitação de carbonetos), mas tendem a exibir melhor comportamento sob condições corrosivas do que o material em estado recozido. [9]

Uma vez que, em condições de uso, as temperaturas utilizadas podem levar à continuidade das reações de revenimento, deve-se atentar para tais condições para que as propriedades do material não sejam comprometidas durante utilização. Caso o material seja submetido a temperaturas superiores ou iguais àquela de revenimento, a continuidade das reações é favorecida e tende-se a observar redução da resistência mecânica do material; caso a temperatura seja inferior, a dureza tende a se manter sem modificações, como visto na Figura 12. Desta forma, o tratamento impõe um limite de aplicabilidade para estes aços, que deve ser levado em consideração caso

o nível de resistência mecânica do material seja característica primordial para o projeto.

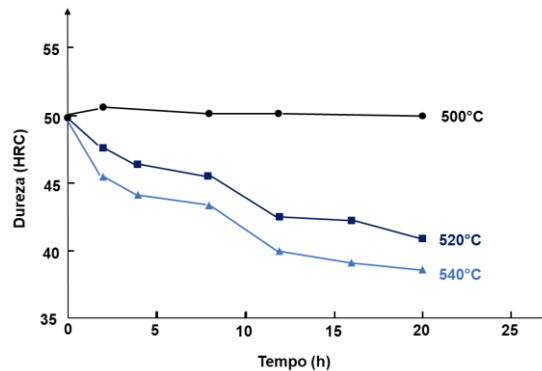


Figura 12. Variação de dureza de peças de aço AISI 420 revenidas em temperatura de 520 °C de acordo com a temperatura de uso. Adaptado de [30].

2.4. DEFORMTM3D

O DEFORMTM3D consiste em um software de simulação numérica baseada no método de elementos finitos desenvolvido com o objetivo de gerar análises de processos de conformação e tratamento térmico de metais. Essa ferramenta, assim como as diversas ferramentas de simulações de processos que vêm sendo desenvolvidas com o avanço da tecnologia, possibilitam ganhos em produtividade e qualidade muito relevantes, ao permitir simulações complexas que replicam condições reais e viabilizam correlações entre processamento e metalurgia.

O software em questão é capaz de modelar complexas interações entre deformação, temperatura, difusão e transformações de fase, como demonstrado pela Figura 13 que ilustra os diferentes módulos no pacote do DEFORMTM3D. Essas interações, por sua vez, são baseadas no princípio de que um meio contínuo pode ser fracionado em diversos elementos de mais fácil formulação, de modo que em seguida tais elementos são combinados e resolvidos. Para tal, cada elementos é descrito por equações diferenciais parciais, que, após resolução matemática, fornecem os resultados simulados. Tal técnica consiste em um artifício poderoso em nível tecnológico e, no caso do DEFORMTM3D, possibilita réplica de diversos processos de conformação mecânica, como forjamento, laminação e extrusão, diversos processos de tratamento térmico, de forma que, atualmente, destaca-se simulações dentro do contexto de têmpera, revenimento, recozimento e alívio de tensões, além de levar em consideração diversas situações, como tensões residuais,

microestrutura do material, cinética de crescimento de grão, etc.

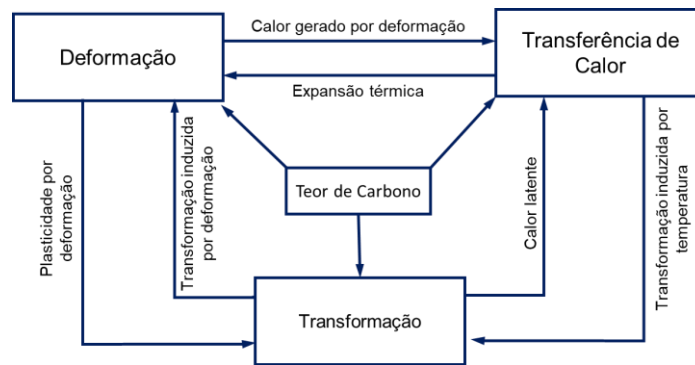


Figura 13. Esquematisação das relações existentes entre os diferentes módulos do software DEFORM™3D. Elaborado pela autora.

O funcionamento do DEFORM™3D é baseado em três componentes: o primeiro deles consiste no pré-processador, que corresponde à etapa de inserção dos dados de entrada necessários, como descrição dos objetos, propriedades do material, interação entre objetos, controles de simulação e relações de transformação de fase, se existentes, formando uma base de dados que será utilizado para o restante do processo; o segundo componente consiste no processador, responsável por captar as informações do arquivo da base de dados, calcular a solução e adicionar tais resultados à base de dados; por fim, o último componente consiste no pós-processador, capaz de ler o arquivo da base de dados e apresentar os resultados em interface gráfica. [31]

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Material estudado

O aço inoxidável utilizado para estudo experimental foi cedido pela empresa Villares Metals (nome comercial: DIN 1.4923 ou X22CrMoV12-1), com composição química especificada demonstrada na Tabela 6.

Tabela 6. Composição química especificada pela Villares Metals (em %p.) do aço X22CrMoV12-1 utilizado em estudo.

	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	V	S	P	Fe
Especificações Villares Metals	0,180 – 0,240	0,400 – 0,900	11,000 – 12,500	0,300 – 0,800	0,800 – 1,200	Máx. 1,000	0,250 – 0,350	Máx. 0,015	Máx 0,025	Bal

Para o estudo, foram retiradas quatro frações de cerca de 100 mm de comprimento a partir de material (laminado e tratado termicamente) de seção

transversal retangular de 70 mm x 120 mm. Destas, foram extraídos os corpos de prova utilizados para os ensaios de dilatométrica, ciclos de tratamentos térmicos, metalografia e dureza.

3.2. Ensaios de Dilatometria

Ensaios dilatométrica foram realizados com o intuito de determinação de temperaturas de transição do material (temperatura de início de formação de austenita - A_{c1} , temperatura de austenitização - A_{c3} , T_{Ms} e T_{Mf}), assim como construção de curvas de resfriamento contínuo (TRC). Os ensaios foram realizados em equipamento de modelo BAHR Thermo Analyse DIL 805A/D disponível no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals.

As amostras foram ensaiadas em seis diferentes taxas de aquecimento: 50, 2, 0,3, 0,1 e 0,03 °C/s. A partir dos ciclos de aquecimento e resfriamento, foram encontrados os valores de 815 °C e 951 °C para as temperaturas A_{c1} e A_{c3} respectivamente, e estes foram utilizados para determinação dos ciclos de tratamento térmico a serem realizados.

Após ensaio, as amostras foram embutidas em baquelite e preparadas metalograficamente como descrito em 3.4. para realização de ensaios de microdureza Vickers em durômetro Struers Duramin 40 disponível no Laboratório Metalográfico da Villares Metals, realizando-se cinco identificações por amostra. Posteriormente, as amostras foram analisadas em microscópio óptico para caracterização da microestrutura resultante.

3.3. Tratamento térmico de têmpera e revenimento

Como forma de realizar um estudo em escala laboratorial dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, foram extraídos corpos de prova das frações de material demonstradas na Figura 14. Desta forma, foram cortadas, com utilização de serra de fita Dacco DH16A disponível no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals, amostras de dimensões aproximadas de 3 mm x 3,5 mm x 2 mm.

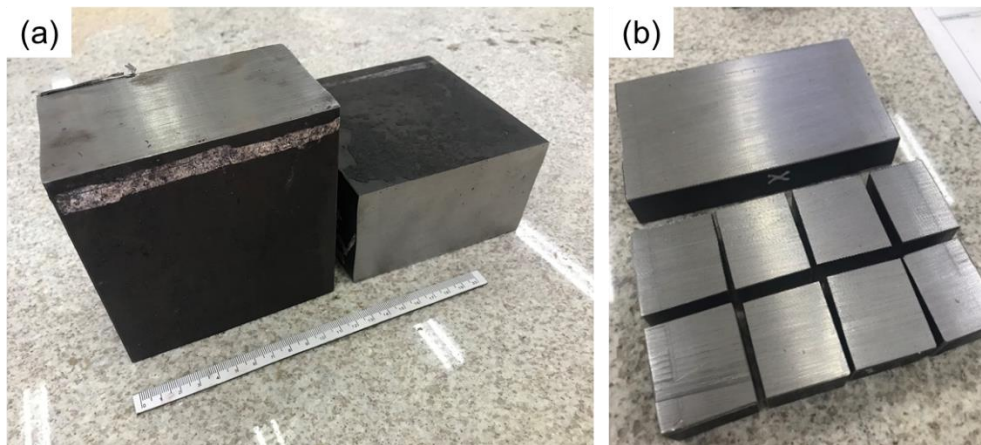


Figura 14. (a) Fração retirada de material com seção transversal de 70 mm x 120 mm. (b) Corte de amostras para ciclos de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

A partir da determinação das temperaturas de A_{c1} e A_{c3} do material, foram determinados ciclos de tratamentos térmicos a serem realizados para posterior avaliação de dureza, microestrutura e tamanho de grão. Inicialmente, realizou-se um tratamento de alívio de tensões nas amostras, em temperatura de 750 °C, uma vez que o material utilizado havia passado por etapas de conformação mecânica. Posteriormente, foram definidos 9 diferentes tratamentos térmicos de têmpera, demonstrados nas Tabela 7 e 8, que foram realizados com enforamento a quente (e aguardando 5 min para encharque) nas temperaturas escolhidas e resfriamento em óleo: foram selecionadas temperaturas superiores a A_{c3} com 10 °C de espaçamento entre si como forma de se avaliar o efeito da temperatura nas propriedades finais de dureza e microestrutura do material, e tempos variados foram escolhidos para avaliação do efeito no tamanho de grão. Ademais, com o intuito de avaliar o efeito de um tratamento conjugado no tamanho de grão resultante, foi realizado um ciclo de tratamento térmico de normalização seguida por têmpera, descrito na Tabela 9, de forma que uma amostra foi caracterizada após o processo de normalização e outra seguiu para completo tratamento. Por fim, considerando-se o desejo de avaliação do tratamento de austenitização e têmpera nas propriedades finais do material, ao mesmo tempo que sua condição de venda é ponderada, realizou-se um ciclo de revenimento padrão para todas as amostras, a 700 °C por 1 hora (sendo esta uma condição de acordo com as sugestões da norma EN 10269, 2014 [26]), seguido de resfriamento ao ar. Os tratamentos térmicos foram realizados em fornos tipo mufla disponíveis no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals.

Tabela 7. Tratamentos térmicos de têmpera realizados em escala laboratorial para avaliação do efeito da temperatura sobre a dureza e microestrutura do material.

Identificação	Temperatura de austenitização (°C)	Tempo (h)	Meio de resfriamento
1_970C_1h	970	1	Óleo
2_980C_1h	980	1	Óleo
3_990C_1h	990	1	Óleo
4_1000C_1h	1000	1	Óleo
5_1010C_1h	1010	1	Óleo
6_1020C_1h	1020	1	Óleo

Tabela 8. Tratamentos térmicos de têmpera realizados em escala laboratorial realizados para avaliação do efeito de tempo de austenitização.

Identificação	Temperatura de austenitização (°C)	Tempo (h)	Meio de resfriamento
7_1020C_0,5h	1020	0,5	Óleo
8_1020C_2h	1020	2	Óleo
9_1020C_3h	1020	3	Óleo

Tabela 9. Tratamento térmico conjugado de normalização e têmpera realizado em escala laboratorial.

Identificação	Temperatura de normalização (°C)	Tempo de normalização (h)	Meio de resfriamento da normalização	Temperatura de austenitização (°C)	Tempo de austenitização (h)	Meio de resfriamento de têmpera
10_N	980	1	Ar	-	-	-
11_NT	980	1	Ar	1020	1	Óleo

3.4. Caracterização microestrutural e avaliação do tamanho de grão

As amostras tratadas, após corte de camada superficial para se eliminar qualquer decarbonetação relacionada à etapa de tratamento térmico, passaram por preparação metalográfica. Foram utilizadas lixas de granulometria de 120 até 1200 e, após o lixamento adequado, realizou-se o polimento com soluções de diamante (6 µm e 1 µm).

Para caracterização microestrutural, o ataque químico realizado baseou-se no

reagente Villela e, para observações, utilizou-se de microscópio Zeiss Axio Vert.200, disponível no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals.

O tamanho de grão ASTM foi medido através do método comparativo, como especificado pela norma ASTM E112 [32], para todas as amostras estudadas, no Laboratório Metalográfico da Villares Metals. No caso das amostras obtidas para as condições 8 e 9, as quantificações de tamanho médio de grão foram realizadas via método de intercepto linear, especificado pela mesma norma, com utilização de cinco linhas em pelo menos três diferentes campos.

A porcentagem de austenita retida foi analisada para as amostras obtidas nas condições 5, 6 e 9 em equipamento Rigaku Strainflex MSF - 3M; PSF – 3M. O método se baseia em difratometria de raios-X e a quantificação é feita a partir da intensidade integrada, ou seja, a área abaixo do pico de difração do plano {220} da austenita, com 2θ de 120° a 140° .

3.5. Ensaio de Dureza Brinell

Para a avaliação da dureza resultante do tratamento térmico empregado, foram realizados ensaios de dureza Brinell com esfera de aço de 2,5 mm de diâmetro e carga de 187,5 kg em equipamento Zwick Roell ZHU250CL. Foram realizadas cinco identificações por amostra e em direção longitudinal, com superfícies planas e previamente lixadas em granulometrias de 240 e 320.

3.6. Simulação computacional dos tratamentos térmicos de têmpera utilizando o software DEFORMTM3D

Simulações computacionais no software DEFORMTM3D foram realizadas objetivando-se avaliar o efeito da massa do corpo sobre o tempo de tratamento térmico. Uma vez que, quanto maior a massa de uma barra a ser temperada, maior tende a ser o tempo que seu núcleo demora para atingir a temperatura de tratamento, maior tende a ser o tempo total de tratamento em elevadas temperaturas e, desta forma, mais relevante tende a ser o processo de crescimento de grão, podendo, assim, comprometer as propriedades finais do material. Desta forma, simulações computacionais foram realizadas para um material produzido em escala industrial considerando-se um ciclo de tratamento hipotético de têmpera, buscando-se obter a diferença entre o tempo que o forno atinge a temperatura estipulada e o tempo que o

núcleo da peça atinge a mesma temperatura, com a intenção de se avaliar e estipular um parâmetro prático para determinação do ciclo de tratamento térmico em função da dimensão do material.

Para a realização de tal estudo, foram selecionadas seis diferentes dimensões de barras chatas e seis dimensões de barras redondas produzidas pela empresa Villares Metals, como demonstradas na Tabela 10, variadas entre si de forma a possibilitar uma ampla varredura de faixas de dimensões e realização de análises que possam ser estendidas a nível prático para diferentes barras.

Tabela 10. Dimensões de barras selecionadas para estudo do efeito da dimensão no tempo de tratamento térmico de austenitização via simulações computacionais utilizando o software DEFORMTM3D.

Seção Transversal	Dimensão (mm)
Quadrada	25,0 x 38,1
	44,0 x 66,0
	70,0 x 120,0
	90,0 x 130,0
	105,0 x 137,0
	113,0 x 146,0
Redonda	25,4
	50,8
	82,6
	101,6
	127,0
	152,4

Para que tais simulações sejam realizadas, o sistema requer o preenchimento de campos relacionados ao ciclo de tratamento térmico, à condutividade do material. Quanto ao tratamento térmico, considerou-se um ciclo iniciado a 25 °C, com rampa e aquecimento controlado de 150 °C/h até a temperatura de austenitização de 1020 °C. Quanto à condutividade do material, considerou-se uma montagem de carga de barras separadas, de forma que todas as superfícies do material efetivamente colaboram com a troca térmica. Mais detalhes sobre as informações fornecidas ao software para realização das simulações são descritos no Apêndice A.

4. RESULTADOS

4.1. Curvas de resfriamento contínuo do aço

As curvas de resfriamento contínuo do aço estudado neste projeto foram

obtidas via técnica de dilatometria, como descrito anteriormente. Pode-se identificar na Figura 15 apenas as temperaturas de início e fim de transformação martensítica, e, adicionalmente às observações da microestrutura, confirmou-se a presença apenas de martensita e ausência de fases difusionais.

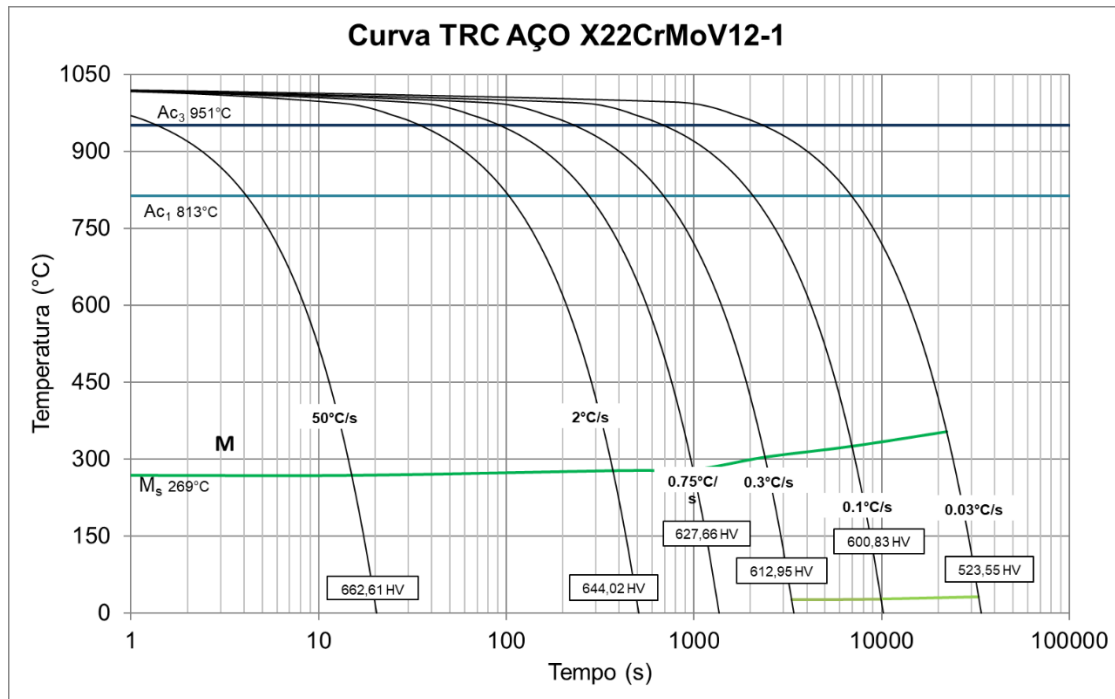


Figura 15. Curvas de resfriamento contínuo para o aço estudado. Elaborado pela autora.

4.2. Avaliação do efeito da temperatura de austenitização

O efeito da temperatura de têmpera na microestrutura e na dureza do material foi avaliado a partir da realização dos tratamentos térmicos descritos na Tabela 8. Observou-se, como demonstrado pela Figura 16, um aumento da dureza do material com o aumento da temperatura de austenitização, de forma que o valor máximo atingido foi de 298 HBW (aproximadamente 31 HRC), documentado para a condição de tratamento em 1010 °C. Para o caso da temperatura mais elevada, observou-se uma redução do nível de dureza do material. O tamanho de grão, como demonstrado na Figura 16, tende a aumentar com o aumento de temperatura, em virtude do favorecimento da cinética de crescimento de grão com o aumento da energia térmica.

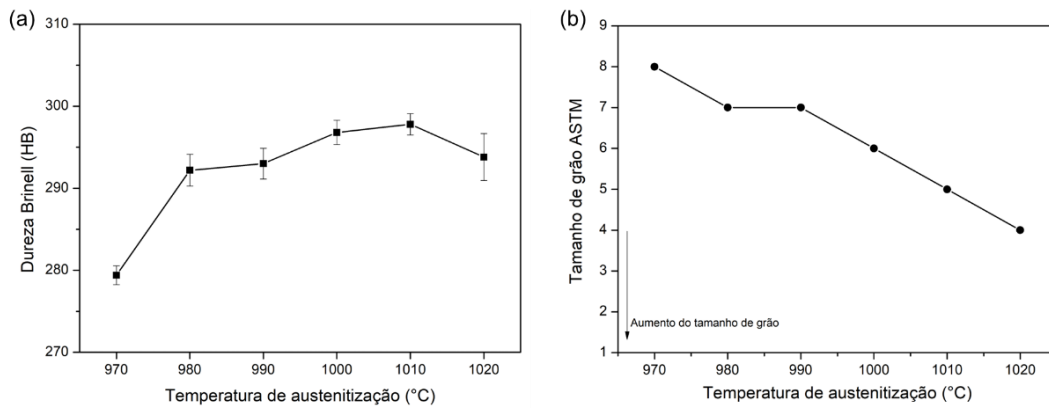
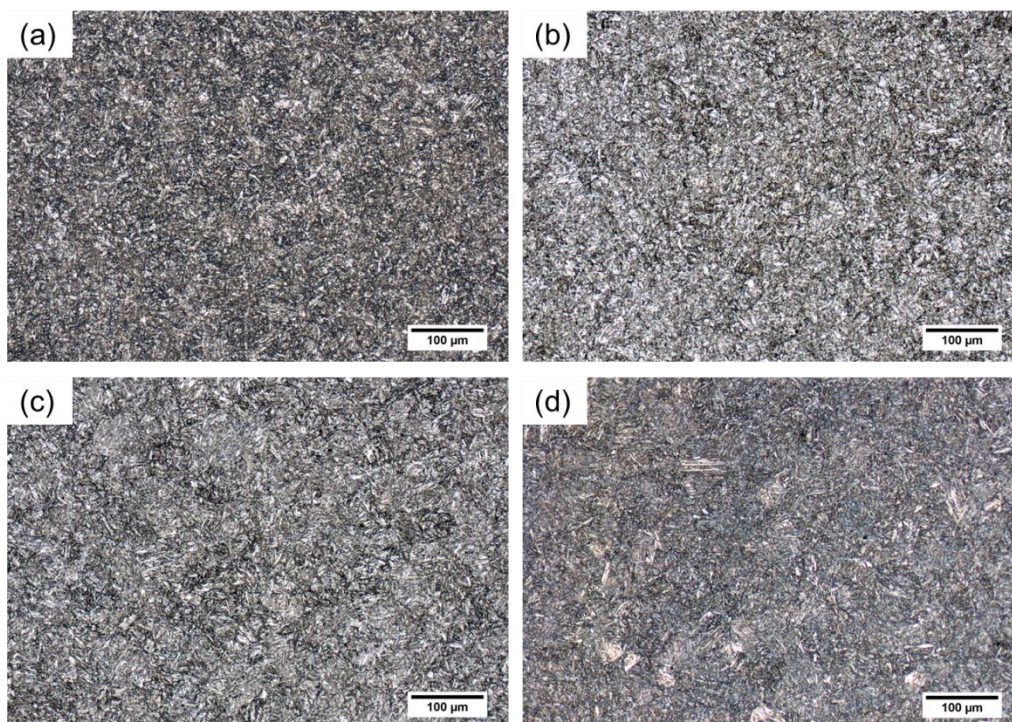


Figura 16. (a) Dureza Brinell e (b) tamanho de grão ASTM em função da temperatura de austenitização para amostras preparadas de acordo com as condições demonstradas na Tabela 7.

Quanto à microestrutura resultante, observou-se a presença de martensita revenida para os seis casos estudados, como demonstrado pela Figura 17. A porcentagem medida de austenita retida nas amostras 5 e 6 demonstrou valores baixos o suficiente para serem considerados nulos (inferiores a 0,5 %). Quanto ao tamanho de grão, observou-se que a microestrutura se mostrou mais refinada quanto menor a temperatura de austenitização, resultado esperado uma vez que o efeito de crescimento de grão austenítico tende a ser mais pronunciado quanto maior a temperatura de tratamento.



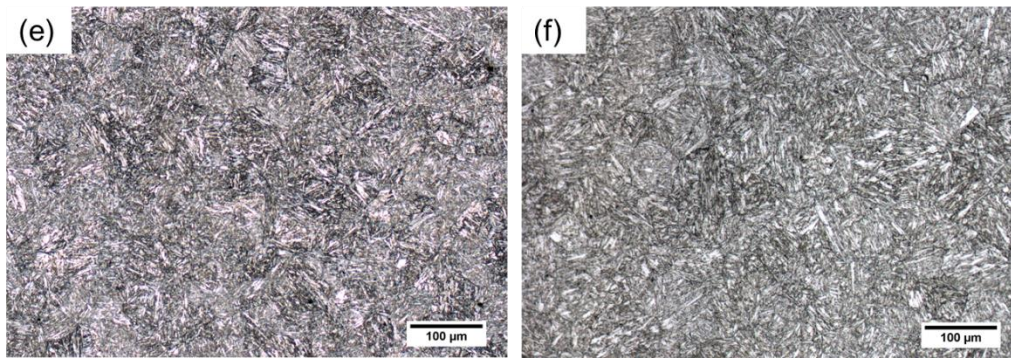


Figura 17. Microestrutura observada para as amostras austenitizadas por uma hora em: a) 970 °C (1_970C_1h); b) 980 °C (2_980C_1h); c) 990 °C (3_990C_1h); d) 1000 °C (4_1000C_1h); e) 1010 °C (5_1010C_1h) e f) 1020 °C (6_1020C_1h).

4.3. Avaliação do efeito do tempo de austenitização

A análise do efeito do tempo de austenitização sobre a microestrutura e dureza foi realizada a partir da realização de tratamentos em quatro diferentes tempos: 0,5, 1, 2 e 3 h. Observou-se que os valores de dureza apresentaram tendência levemente decrescente a partir de 2 h de tratamento térmico, como demonstrado pela Figura 18a, enquanto tal tempo demonstrou o maior valor de dureza para a sequência estudada, apesar da proximidade entre os dados (dentro da faixa de 286 a 296 HBW, equivalente a aproximadamente 30 a 31 HRC). O tamanho de grão, por outro lado, apresentou aumento entre os tempos de 0,5 h a 1 h, mas manteve-se na mesma categoria ASTM com o incremento do tempo para as faixas estudadas, enquanto os valores medidos através do método de intercepto linear para as condições 8 e 9 também demonstraram pouca variação (24 e 29 μm de tamanho de grão médio, respectivamente).

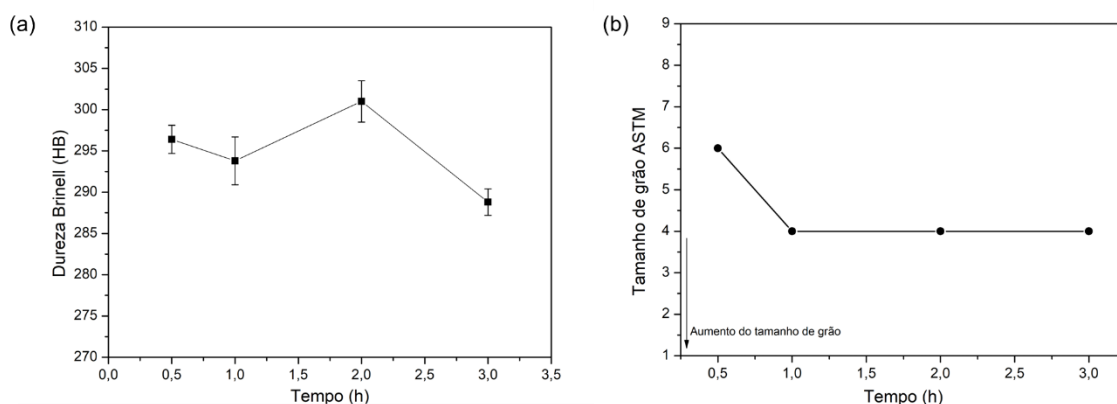


Figura 18. (a) Dureza Brinell e (b) tamanho de grão ASTM em função da temperatura de austenitização para amostras preparadas de acordo com as condições demonstradas na Tabela 9.

Nas quatro situações, documentou-se a presença de microestrutura de martensita revenida, e pode-se observar a maior robustez dos grãos à medida que o tempo de tratamento térmico é elevado, como visto na Figura 19. Austenita retida também não foi quantificada em níveis relevantes para o caso da amostra 9.

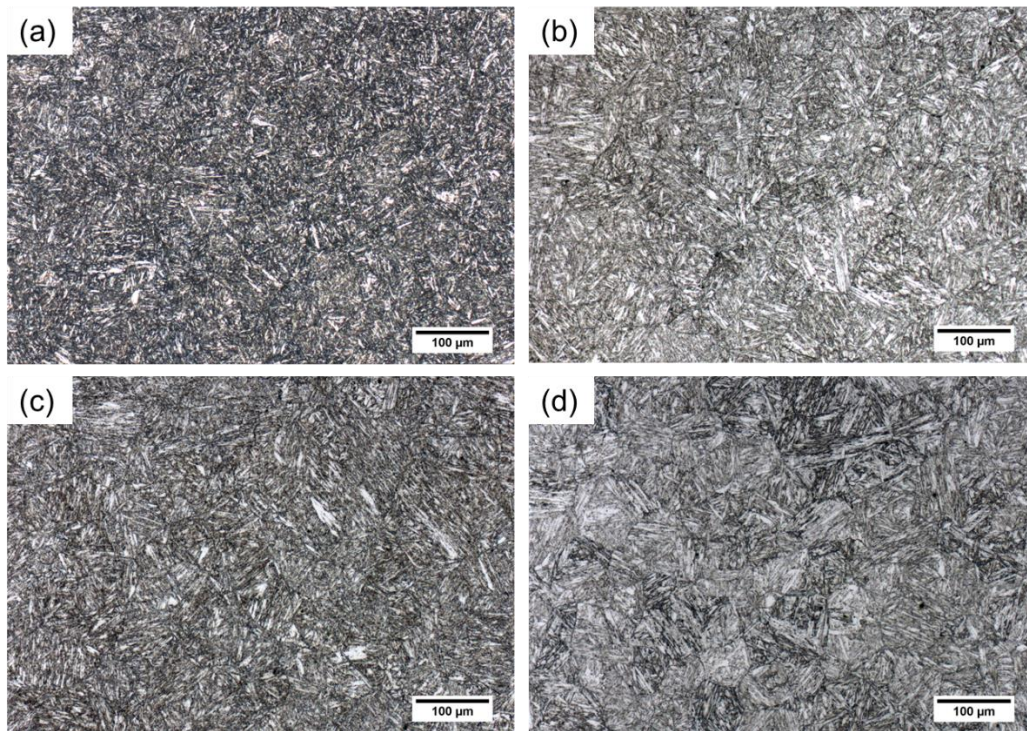


Figura 19. Microestrutura observada para as amostras austenitizadas a 1020 °C por a) 0,5 h (7_1020C_0,5h); b) 1 h (6_1020C_1h); c) 2 h (8_1020C_2h); d) 3 h (9_1020C_3h).

4.4. Ciclo de tratamento térmico conjugado de normalização e têmpera

A adição de uma etapa de normalização precedendo o tratamento de têmpera e revenimento foi realizada com o objetivo de promover refino de grão com garantia de níveis suficientemente elevados de dureza. Desta forma, seu efeito foi avaliado sobre o ciclo de tratamento de austenitização em temperatura mais elevada (1020 °C), resultante do maior tamanho de grão observado no estudo.

Tabela 11. Valores de Dureza Brinell e tamanho de grão ASTM para as amostras na condição normalizada (10_N) e normalizada, temperada e revenida (11_NT)

Condição	Dureza Brinell (HBW)	Tamanho de grão ASTM
10_N	529 ± 6	6
11_NT	299 ± 1	5

Observa-se que a dureza obtida pelo tratamento de normalização é superior

ao caso da amostra temperada e revenida, o que advém da elevada temperabilidade do aço e formação de martensita mesmo com resfriamento ao ar realizado durante o tratamento de normalização, como demonstrado na Figura 20a pela microestrutura obtida. Além disso, observa-se a diminuição do tamanho de grão em comparação à amostra apenas temperada a 1020 °C e revenida (6_1020C_1h, tamanho de grão ASTM 4).

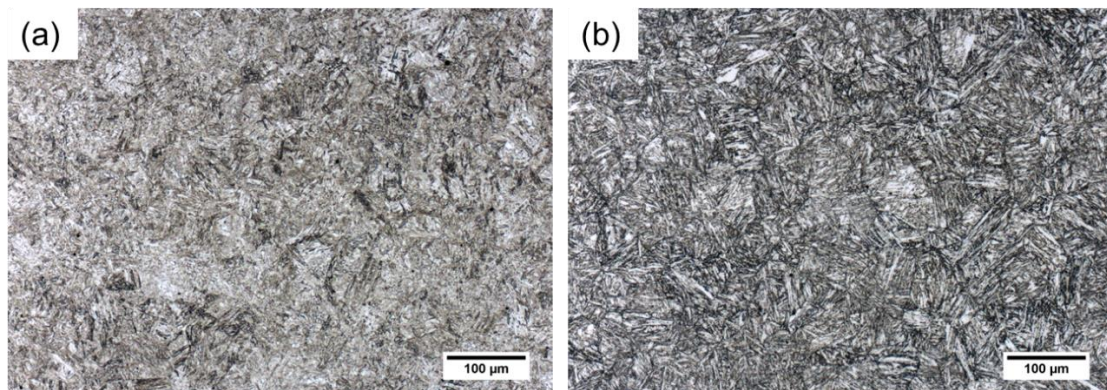
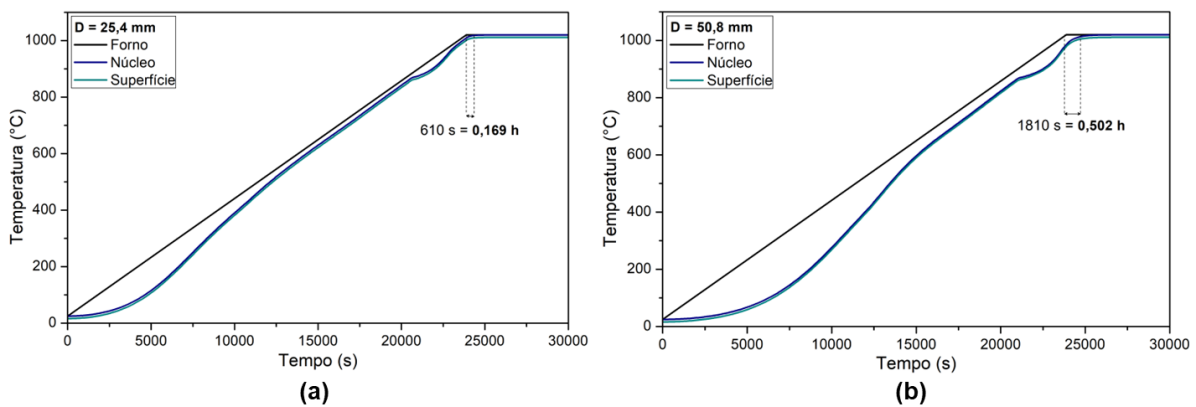


Figura 20. Microestrutura obtida para as amostras (a) normalizada (10_N) e (b) normalizada, temperada a 1020 °C por 1 h e revenida (11_NT).

4.5. Simulações computacionais

Simulações computacionais foram realizadas com o objetivo de avaliação do efeito da dimensão e da geometria no tempo de patamar do tratamento de austenitização, como meio de compreender formas práticas de estruturação dos ciclos térmicos a serem aplicados em escala industrial. A Figura 21 demonstra os resultados obtidos para os materiais redondos, enquanto a Figura 22 explicita as simulações realizadas para materiais chatos.



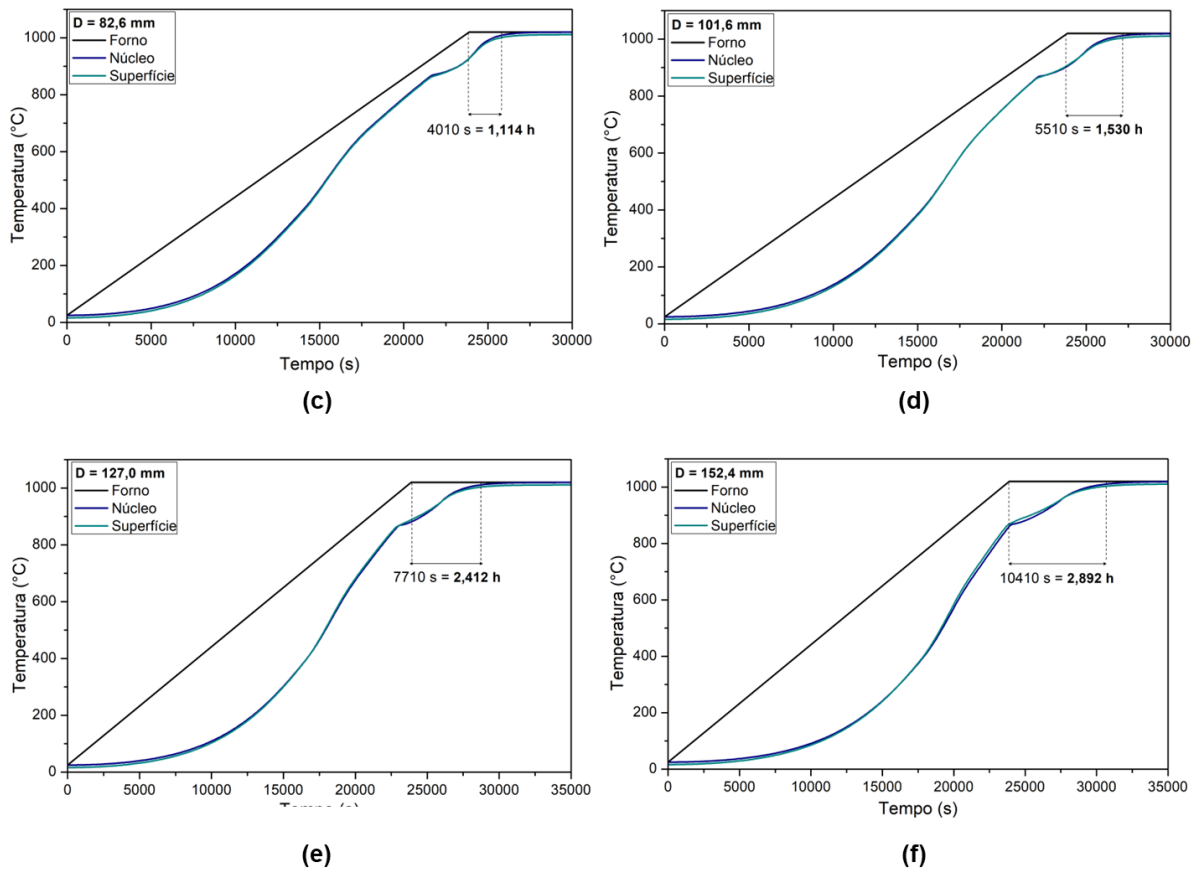
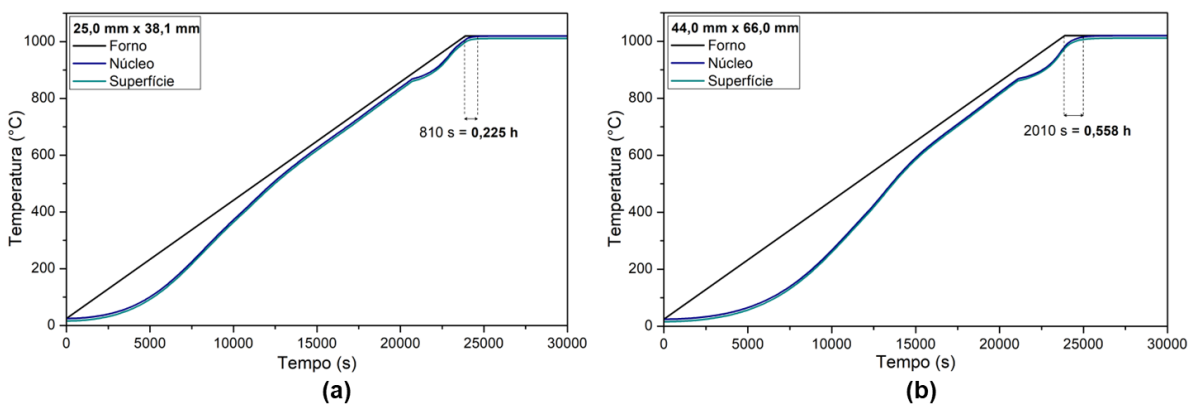


Figura 21. Ciclo térmico de aquecimento a taxa de 150 °C/h até a temperatura de 1020 °C simulado para as geometrias de (a) 25,4 mm (b) 50,8 mm; (c) 82,6 mm; (d) 101,6 mm; (e) 127,0 mm; (f) 162,4 mm, considerando a superfície e o núcleo do material e destacando o tempo necessário para que este atinja a temperatura de patamar.



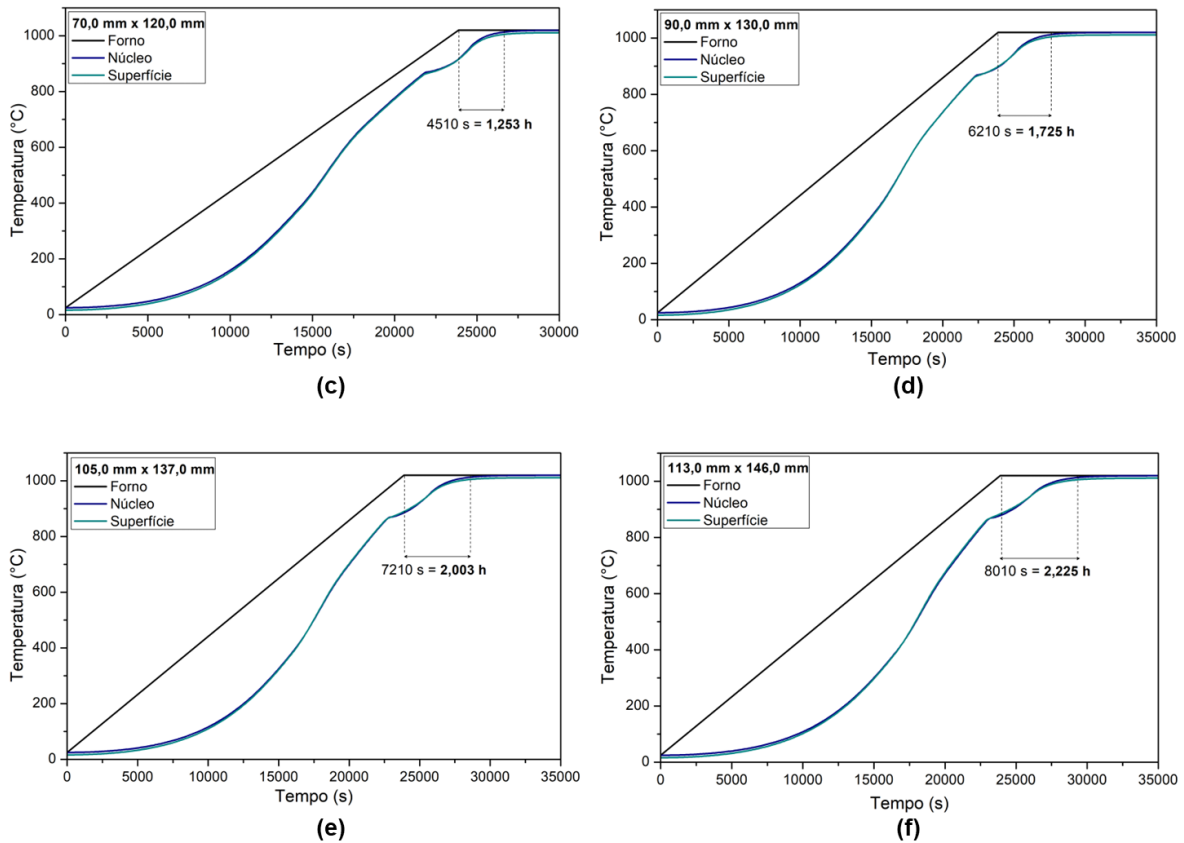


Figura 22. Ciclo térmico de aquecimento a taxa de 150 °C/h até a temperatura de 1020 °C simulado para as geometrias de (a) 25,0 mm x 38,1 mm (b) 44 mm x 66 mm; (c) 70 mm x 120 mm; (d) 90 mm x 130 mm; (e) 105 mm x 137 mm; (f) 113 mm x 146 mm, considerando a superfície e o núcleo do material e destacando o tempo necessário para que o este atinja a temperatura de patamar.

Observa-se que, quanto maior a dimensão do material, maior tende a ser a diferença entre o tempo que este atinge a temperatura de patamar em relação ao momento que o forno a atinge. Desta forma, demonstra-se a importância de se desenvolver um ciclo de tratamento térmico que possa se adaptar às diferentes geometrias.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

O objetivo principal dos estudos realizados visava possibilitar entendimento da influência dos parâmetros de temperatura de austenitização, tempo de tratamento, geometria e dimensão sobre a resposta à têmpera do material X22CrMoV12-1. Logo, os resultados obtidos podem ser discutidos sob três principais aspectos: i) influência da temperatura e do tempo de austenitização sobre a dureza e a microestrutura do material, ii) eficácia e funcionamento da estratégia de adição de uma etapa de normalização prévia e iii) efeito da dimensão do material na definição do tempo de

tratamento térmico.

Assim como discutido na seção 2.3.3., pode-se observar influência da temperatura de austenitização sob a dureza do material de maneira coerente com a esperada, de forma que a Figura 16a apresentou comportamento muito semelhante àquele demonstrado pela Figura 11. Tal efeito ocorre em decorrência da efetiva ou não dissolução de carbonetos na matriz austenítica do material, sendo que esta é favorecida com o aumento da temperatura e tende a promover maior endurecimento após resfriamento em função da mais eficiente dispersão; em temperaturas demasiadamente elevadas, porém, têm-se que a dissolução dos carbonetos enriquece a matriz em C e possibilita redução da temperatura T_{Ms} e T_{Mf} , favorecendo a formação de austenita retida que leva à redução de dureza do material. Além disso, o aumento da temperatura favorece o fenômeno de crescimento de grão que, em virtude da relação de Hall-Petch, ocasiona em redução da tensão de escoamento e, por consequência, redução da resistência à deformação plástica localizada do material, efeito este que se torna mais relevante para o caso estudado uma vez que austenita retida não foi quantificada em níveis significantes.

O efeito do tempo, porém, foi menos pronunciado que o efeito da temperatura sob a dureza e o tamanho de grão do material. Observou-se níveis de dureza elevados até situações de tratamento térmico por 2 h, e o tamanho de grão demonstrou sinais de estabilização nesta faixa de tempo. A redução da dureza com 3 h de temperatura provavelmente se relaciona ao aumento do tamanho de grão austenítico prévio: apesar de as condições 8 e 9 serem caracterizadas com mesmo número de tamanho de grão (ASTM 4), a quantificação por meio do método de intercepto linear difere, de forma que o primeiro caso apresenta tamanho médio de grão de 25 μm enquanto a segunda condição demonstrou valor de 29 μm . Assim, tal aumento, mesmo que leve, conclui em redução da resistência mecânica e do limite de escoamento do material e ocasiona em queda de dureza.

Quanto ao tratamento térmico conjugado de normalização, têmpera e revenimento, pode-se observar redução do tamanho de grão enquanto a dureza do material esteve entre as mais elevadas observadas neste estudo. O ganho em refino de grão, por sua vez, advém diretamente do mecanismo de transformação de fase decorrente da etapa de normalização e do mecanismo de formação de grãos austeníticos e martensíticos.

O tratamento térmico de normalização, como já descrito brevemente na seção 2.3., consiste em promover austenitização completa do material e realização de um resfriamento relativamente rápido (em geral, mais rápido que o caso de um tratamento de recozimento), usualmente ao ar. No caso do material estudado, em virtude de sua elevada temperabilidade comprovada pelos resultados encontrados na curva TRC desenvolvida (Figura 15), tal resfriamento já é suficiente para gerar a formação de martensita, o que foi visualizado pelas análises da amostra 11 (11_N), que demonstrou microestrutura de martensita bruta (Figura 20^a). Em seguinte aquecimento, quando o material é novamente levado até temperaturas elevadas para nova austenitização, uma vez que grãos austeníticos tendem a nuclear em contornos martensíticos, a nova estrutura austenítica apresentará grãos refinados. Quando a têmpera é realizada e promove-se novamente a transformação martensítica, estando os grãos austeníticos com tamanho reduzido em virtude do refino promovido pela etapa anterior, espera-se que ocorra também refino dos grãos martensíticos, que crescem no interior dos grãos de austenita. Logo, o aumento de área de interfaces gerado pela transformação martensítica após normalização funciona como origem de mecanismos de refino de grão que garantem refino também após a têmpera [9].

Por fim, a partir dos resultados demonstrados para as simulações realizadas em barras de seção transversal redondas e retangulares, pode-se observar que ambos os casos demonstraram comportamentos similares: quanto maior a dimensão do material, mais sua curva de aquecimento tende a se afastar daquela referente ao ciclo realizado pelo forno. Tais dados, porém, demonstram a importância de estruturação de um tratamento térmico que seja sensível à geometria e dimensão a ser tratada: tempos muito curtos em patamar podem significar menor custo de processo, mas a austenitização pode ser insuficiente uma vez que o núcleo do material pode não atingir a temperatura de tratamento tão rapidamente quanto o forno; por outro lado, tempos muito longos podem garantir melhor austenitização, mas o tempo demasiado em temperaturas altas pode favorecer o crescimento de grão e prejudicar o desempenho mecânico do material. Tal adaptação pode ser realizada a partir da utilização de uma razão que correlaciona a dimensão do material com o seu tempo necessário de tratamento, e sua definição se dá a partir das análises de curvas de espessura do material x tempo Δt (tempo de diferença entre o momento que o forno atinge a temperatura de patamar e aquele em que o material o faz).

A Figura 23 demonstra as tendências obtidas para o caso de materiais de seção transversal redonda e retangular. Observou-se forte tendência linear, o que possibilitou a aplicação de regressão linear e obtenção de equações de primeiro grau com boa correlação e regidas pelas equações demonstradas nas figuras. Compondo estas funções, temos que o coeficiente angular está relacionado a uma razão de unidade de medida h/mm (denominada r_{t-min}) que, por sua vez, possibilita com que o tempo mínimo em patamar do tratamento seja adaptado para diversas diferentes dimensões e geometrias.

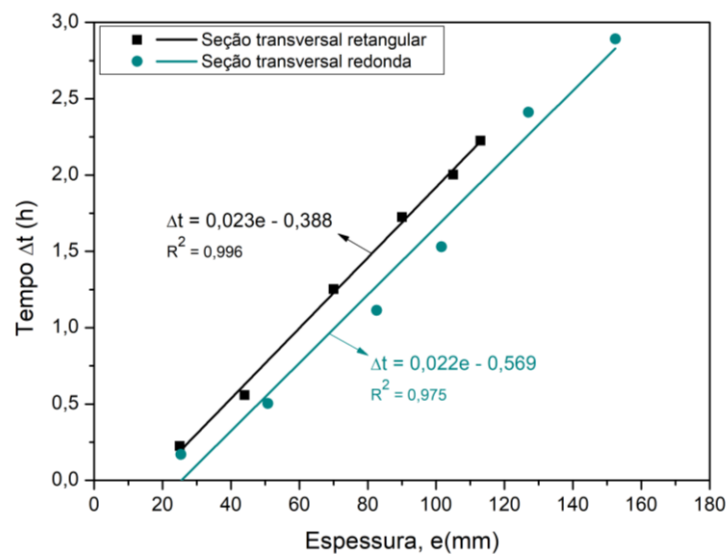


Figura 23. Dados de tempo Δt versus espessura para o caso dos materiais de seção transversal redonda e retangular.

Desta forma, têm-se que as equações podem ser aplicadas para determinação do tempo mínimo necessário para que o material fique em temperatura de patamar já que, em tempos inferiores, homogeneidade térmica ainda não foi atingida e isto poderia levar a austenitização heterogênea. O tempo máximo de tratamento, porém, deve ser estruturado de forma a não extrapolar demasiadamente o tempo mínimo, uma vez que ocasionaria em excessivo crescimento de grão e possível não atendimento de requisitos de aplicação.

Com o objetivo de colaborar com a definição deste tempo máximo, os estudos de influência do tempo de tratamento de austenitização realizados podem ser utilizados. Assim como demonstrado pela Figura 22, observou-se que, dentro da faixa de 0,5 h a 2 h de tratamento, não houve variação negativa de dureza do material e influência intensa quanto ao tamanho de grão; a partir desta condição, porém, foi observado queda acentuada de dureza. Considerando que a amostra tratada

termicamente, por ter sido enfiada em situação de elevada temperatura e em virtude de seu reduzido tamanho, não apresentou demora considerável para atingimento da temperatura de tratamento, de forma que o tempo definido corresponde efetivamente ao tempo em patamar, pode-se obter uma razão entre o tempo de austenitização e a espessura da amostra que, por sua vez, funciona da mesma forma que o coeficiente angular encontrado para as tendências observadas na Figura 23. Estas razões, denominadas $r_{t-máx}$, fornecem um indicativo de tempo ideal de processo, já em patamar, para que o material apresente propriedades finais dentro desta faixa, anterior ao decréscimo de dureza e ao crescimento acentuado de grão. Assim, as equações determinantes do tempo total de patamar para o material redondo (Equação 3) e chato (Equação 4) se tornam:

$$t_{total} = 0,022 * e - 0,569 + r_{t-máx} * e \quad (3)$$

$$t_{total} = 0,023 * e - 0,388 + r_{t-máx} * e \quad (4)$$

Uma vez que a amostra utilizada apresentava espessura de aproximadamente 20 mm, temos que as razões encontradas para as situações de 0,5 h e 2 h de tratamento correspondem a 0,025 e 0,1 h/mm. Logo, diferentes razões dentro deste intervalo podem ser aplicadas para a definição do tempo de tratamento total como estratégia para obtenção das propriedades e microestrutura desejadas.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

O objetivo inicial do estudo consistia em avaliar a influência dos parâmetros envolvidos no tratamento térmico de têmpera do aço X22CrMoV12-1 uma vez que estes interferem diretamente na microestrutura formada e, conseqüentemente, nas propriedades em geral do material e em seu desempenho. Portanto, o estudo possibilitou correlação entre os parâmetros de temperatura, tempo, geometria e dimensão, promovendo uma base para futuros controles de processo com o objetivo de obtenção de condições ideais de dureza, microestrutura e propriedades mecânicas de acordo com a aplicação necessária. Entre as principais conclusões, destacam-se:

1. A temperatura de austenitização demonstrou relação diretamente proporcional em referência à dureza Brinell até temperaturas de 1010 °C (valor máximo obtido, 297,8 HBW), o que está associado ao favorecimento

da dissolução de carbonetos na matriz; a partir desta temperatura, porém, observou-se queda de dureza decorrente do favorecimento do crescimento de grão, também crescente com a temperatura.

2. O tempo de tratamento para a condição de austenitização a 1020 °C apresentou tendência semelhante, de forma que o pico de dureza ocorreu para 2 h de tratamento. O tamanho de grão, porém, apresentou pouca variação.
3. A estratégia de adição de tratamento para promover refino de grão se mostrou promissora, uma vez que o tamanho de grão pode ser reduzido de ASTM 4 (condição 6) para ASTM 5 (condição 11), enquanto o valor de dureza se manteve elevado (299 HBW).
4. As simulações computacionais demonstraram que, quanto maior a dimensão do material para todos os casos estudados, maior tende a ser o tempo necessário para que o material atinja a temperatura de patamar. Foram propostas as equações como meio de estruturação do tempo de tratamento térmico de austenitização e otimização do processo.

Como sugestões de trabalhos futuros, pode-se destacar: primeiramente, enfatiza-se a importância de realização de tratamentos de austenitização para tempos entre 0,5 h e 1 e superiores a 3 h para observar com maior detalhamento sua influência sobre o tamanho de grão; em segundo lugar, o estudo pode ser enriquecido através da quantificação numérica do tamanho de grão em cada situação produzida e realização de estudo de cinética de crescimento de grão, este que pode ser aplicado como forma de se enriquecer futuras análises de processo; além disto, destaca-se que novos estudos podem ser realizados com atenção à subestrutura martensítica formada e seu efeito sobre as propriedades finais do material; ademais, evidencia-se a relevância de realização de estudos do tratamento conjugado de normalização, têmpera e revenimento para condições variadas de temperatura, buscando observar se a adequação de tais parâmetros possibilita melhoria ainda superior das propriedades e refino da microestrutura; e, por fim, como forma de se avaliar mais profundamente os efeitos em demais propriedades do material, sugere-se realização de ensaios mecânicos de tração e impacto em amostras selecionadas e caracterização de suas propriedades eletroquímicas.

REFERÊNCIAS

- [1] R.A. Lula, *Stainless Steel*, American Society for Metals, 1986.
- [2] C.A. Zapffe, *Stainless Steels*, 1ª Edição, The American Society for Metals, 1949.
- [3] G. E. Dieter Jr., *Mechanical Metallurgy*, 3 Edition, McGraw-Hill Education, 1986.
- [4] D. Hull, D.J. Bacon, *Introduction to dislocations*, 5 Edition, Butterworth-Heinemann, 2011.
- [5] Z.C. Cordero, B.E. Knight, C.A. Schuh, Six decades of the Hall–Petch effect – a survey of grain-size strengthening studies on pure metals, *Int. Mater. Rev.* 61 (2016) 495–512. doi:10.1080/09506608.2016.1191808.
- [6] W.F. Hosford, *Mechanical behavior of materials*, 2005. doi:10.1017/CBO9780511810930.
- [7] R.W. Armstrong, Engineering science aspects of the Hall-Petch relation, *Acta Mech.* 225 (2014) 1013–1028. doi:10.1007/s00707-013-1048-2.
- [8] N. Hansen, Hall-petch relation and boundary strengthening, *Scr. Mater.* 51 (2004) 801–806. doi:10.1016/j.scriptamat.2004.06.002.
- [9] C.E. Pinedo, *Tratamentos Térmicos e Superficiais dos aços*, 1ª edição, Blucher, 2021.
- [10] A.L. V. Costa e Silva, P.R. Mei, *Aços e Ligas Especiais*, 3ª edição, Blucher, 2010.
- [11] Z. Nishiyama, M.E. Fine, M. Meshii, C.M. Wayman, *Martensitic transformation*, (1978) 467.
- [12] H. Colpaert, *Metalografia de Produtos Siderúrgicos Comuns*, 4ª Edição, Blucher, 2008.
- [13] H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K. Honeycombe, *Steels and Properties*, 2017.
- [14] L.C.F. Canale, L. Mazzucco, L. Meekisho, G.E. Totten, Hardenability of Steel, *Compr. Mater. Finish.* 2–3 (2017) 50–70. doi:10.1016/B978-0-12-803581-8.09186-4.
- [15] V. Lopez, C.A. Gregorio, Continuous Cooling Transformations Martensitic Stainless Steels, 34 (1994) 516–521.
- [16] V. Chiaverini, *Aços e ferros fundidos*, 4ª Edição, ABM, 1977.
- [17] L. Colombier, J. Hochmann, *Stainless and Heat Resisting Steels*, 1ª Edição,

- Edward Arnold Ltd., 1967.
- [18] E.C. Bain, Functions of the alloying elements in steel, (1939) 311.
- [19] G.E. Totten, A. Clinton, Handbook of quenchants and quenching technology, Mater. Des. 14 (1993) 368. doi:10.1016/0261-3069(93)90123-d.
- [20] M. Tanino, T. Nishida, On the Secondary Hardening on Tempering in Vanadium Steels, Trans. Japan Inst. Met. 9 (1968) 103–110. doi:10.2320/matertrans1960.9.103.
- [21] F.B. Pickering, The Metallurgical Evolution of Stainless Steels, American Society for Metals, 1979.
- [22] H.M. Cobb, Stainless steels : a steel products manual, Association for Iron & Steel Technology, 2008.
- [23] F.W. Comeli, S. Rocha, C. Augusto, S. De Oliveira, G. Lemos, R.D.M. Castro, Effects of Tempering Temperature on the Microstructure and Creep Resistance of X22CrMoV12-1 Steel Used on Steam Turbine Blades, Am. J. Mater. Sci. 8 (2018) 65–72. doi:10.5923/j.materials.20180804.01.
- [24] F.W. Comeli, Efeito da temperatura de revenido na resistência a fluência do aço DIN X22CrMoV12-1 utilizado em palhetas de turbina a vapor, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2019.
- [25] G. Lemos, Efeito da Temperatura de Revenido na Microestrutura e Propriedades Mecânicas em Alta Temperatura do aço X22CrMoV12-1, Universidade Federal de Santa Catarina, 2015.
- [26] European Standards - EN 10269 (2014-2): Steels and Nickel Alloys for Fasteners with Specified Elevated and/or Low Temperature Properties, (2014).
- [27] L.C.F. Canale, M. Narazaki, Quenching and Cooling, Residual Stress and Distortion Control, 2010. doi:10.1520/stp49188s.
- [28] B. Liščić, H.M. Tensi, L.C.F. Canale, G.E. Totten, Quenching theory and technology, 2^o edition, CRC Press, 2010.
- [29] C.E. Pinedo, Tratamento Térmico e Superficial do aço inoxidável martensítico AISI 420 destinado a moldes para injeção de polímeros. Parte I - Tratamento Superficial, 2^o Encontro Da Cadeia Ferram. Moldes e MATrizes. (2004) 281–292. <http://www.heattech.com.br/trabalhos/2004 - 2o ABM Moldes - AISI 420 Parte 1.pdf>.

- [30] C.E. Pinedo, W.A. Monteiro, Tratamento Térmico E De Nitretação Sob Plasma Do Aço Inoxidável Martensítico Aisi 420, *Tecnol. Em Metal. Mater. e Mineração*. 8 (2011) 86–90. doi:10.4322/tmm.2011.014.
- [31] R.T.C.F. Junior, *Avaliação de Parâmetros do Processo de Forjamento a Quente*, Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA, 2009.
- [32] *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, ASTM E112-10. (2010) 1–27. doi:10.1520/E0112-13.1.4.

APÊNDICE A – Detalhamento sobre o processo de elaboração das simulações computacionais realizadas no software DEFORMTM3D.

Para que as simulações computacionais pudessem ser realizadas e processadas, necessitou-se da entrada de dados associados ao material e ao processo térmico no software DEFORMTM3D. Desta forma, esta seção se dedica a demonstrar com maior detalhamento o procedimento utilizado para obtenção dos resultados simulados.

Primeiramente, informações sobre o processo de aquecimento devem ser informadas. O software apresenta a tela de interface demonstrada na Figura 24, e, como observado, deve-se realizar o preenchimento de dois dados: temperatura do ambiente (*environment temperature*) e coeficiente de convecção (*convection coefficient*). No primeiro campo, deve-se informar qual a variação da temperatura do ambiente, informando se esta é constante ou se é uma função do tempo; no caso do estudo realizado, considerou-se que comportamento em função do tempo, de forma que, o forno inicia de temperatura ambiente (25 °C), e passava por aquecimento sob taxa de 150 °C/h até a temperatura de 1020 °C, na qual se estabilizava por tempo indeterminado. No caso do coeficiente de convecção, deve-se informar se este varia com a temperatura ou não; no caso este estudo, considerou-se variação em função da temperatura entre as faixas de 2,5 a 135 W/m².K.

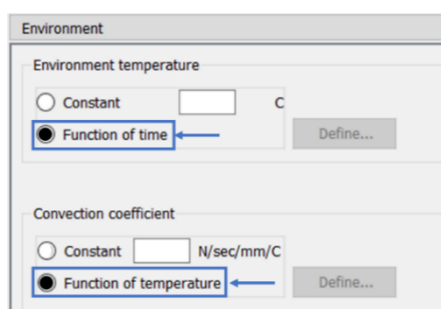


Figura 24. Interface do software DEFORMTM3D dedicada à inserção de dados relacionados ao ciclo de aquecimento do ambiente.

Em uma segunda tela de interface, demonstrada pela Figura 25, o sistema requer informações sobre as propriedades térmicas do material, em específico sua condutividade (*thermal conductivity*) e capacidade térmica (*heat capacity*). Estas foram consideradas como variáveis com a temperatura e dependentes das fases presentes no material, e os valores aplicados foram extraídos a partir da própria biblioteca de dados do software para aço inoxidável martensítico, e a emissividade

(*emissivity*) foi considerada nula a partir da consideração de que esta está inclusa no coeficiente de transferência de calor de convecção definido anteriormente na Figura 24.

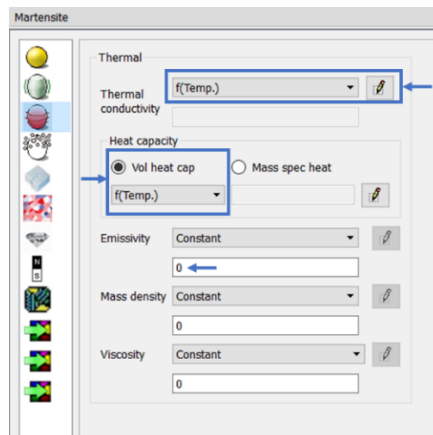


Figura 25. Interface do software DEFORM™3D dedicada à inserção de dados relacionados às propriedades térmicas do material a ser estudado.

Ademais, deve-se informar dados relacionados às transformações de fase presentes no material para a faixa de temperatura estudadas. No caso, uma vez que os resultados extraídos das curvas de dilatométrica indicaram a presença apenas da transformação martensita para austenita, deve-se informar ao sistema que esta é a transformação presente (como indicado pela seta preta na Figura 26) e, considerando o modelo de difusão simplificado (indicado pela seta verde), informa-se os valores de temperatura de início e fim de transformação. Estes valores, por sua vez, estão associados àqueles encontrados para as temperaturas de transição A_{c1} e A_{c3} : 813°C e 951°C , respectivamente. Os valores relacionados aos coeficientes que fazem parte do modelo de difusão são valores padrão do software.

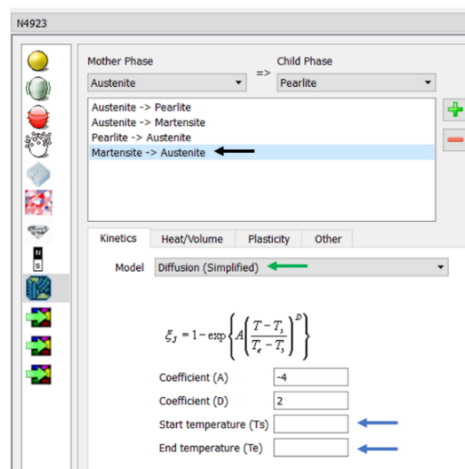


Figura 26. Interface do software DEFORM™3D relacionado à inserção de dados associados a transformações de fase do material estudado.

Por fim, informa-se ao sistema dados referentes ao dimensional do material. Demonstrado pela Figura 27a, uma vez que se considerou comprimento infinito de barra no modelo 2D, valores de espessura e largura ou diâmetro do material devem ser informados. Adicionalmente, deve-se definir quais pontos a serem monitorados durante a simulação, o que é feito na interface demonstrada pela Figura 27b; assim como demonstrado pelas Figuras 27c e 27d, foram selecionados dois pontos, um no centro e um na superfície do material, de forma a avaliar a presença ou não de diferença entre estes.

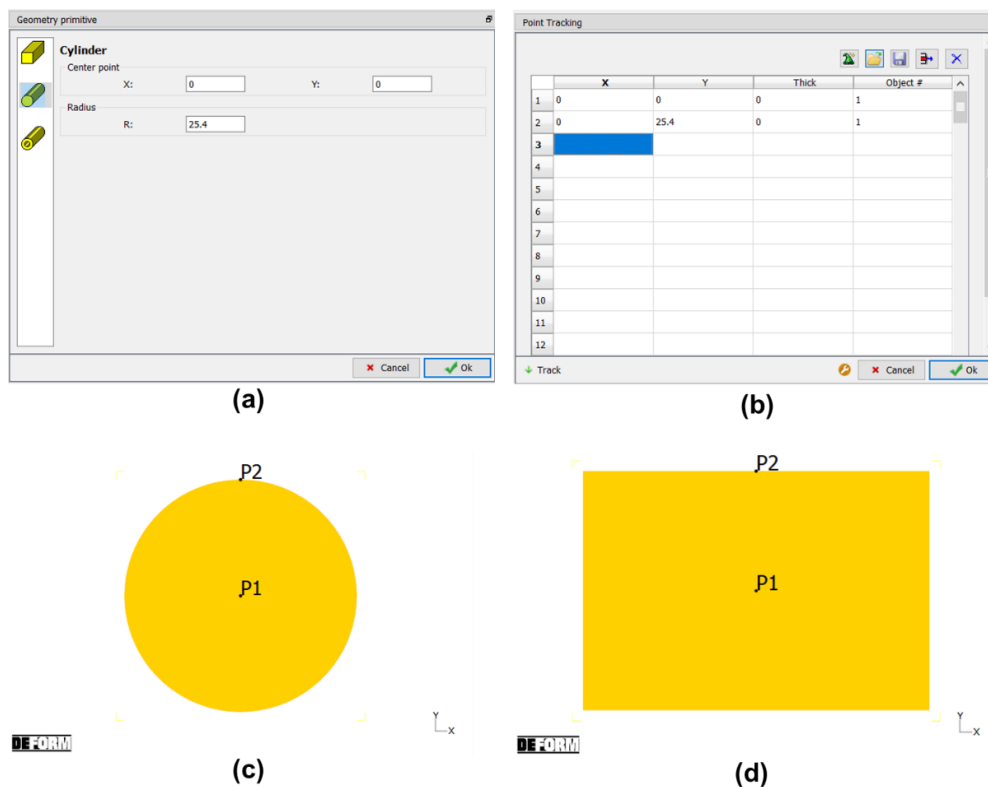


Figura 27. Interfaces do software DEFORM™3D relacionado à (a) inserção de dados associados à geometria e dimensão do material e (b) escolha de pontos de controle; (c) pontos escolhidos para acompanhamento de barra de seção transversal redonda; (d) pontos escolhidos para acompanhamento de barra de seção transversal retangular.

A partir destes dados, o sistema torna-se capaz de avaliar o comportamento do material, quanto a transferências de calor e transformações de fase, para o ciclo térmico informado. Por fim, quanto ao valor de Δt estudado, utilizado para a obtenção das equações empíricas para definição de um tempo mínimo de tratamento térmico, tem-se que este foi extraído a partir da diferença entre os momento em que material e forno atingem a temperatura de tratamento de austenitização: para tal, extraiu-se o valor associado ao tempo (em segundos) em que o forno atinge tal temperatura (1020 °C), considerando sua curva de aquecimento, e fez-se o mesmo considerando-se as

curvas de aquecimento da superfície e do núcleo do material, considerando-se, neste caso, o ponto em que tanto superfície quanto núcleo se encontravam na temperatura desejada. A diferença entre os pontos de tempos extraídos é, portanto, o tempo que o material requer para atingir a temperatura desejada a partir do momento em que o forno se torna estabilizado, sendo, portanto, o tempo mínimo necessário para o tratamento de austenitização.