

Projeto de Pesquisa

# **ESTUDO DO EFEITO DOS PARÂMETROS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA EM UM AÇO BAINÍTICO ISENTO DE CARBONETOS**

Proponente: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

[rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br)

Candidato à bolsa: Guilherme Arruda Basso

[guibasso1999@gmail.com](mailto:guibasso1999@gmail.com)

*Início previsto: mar.2022  
término previsto fev.2024*

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM  
Área de concentração: Materiais e Processos  
Centro Universitário FEI

*01 de março de 2022*

## RESUMO

Os aços bainíticos isentos de carbonetos apresentam microestrutura formada essencialmente por uma matriz bainítica ausente de carbonetos, com a presença de austenita retida entre as ripas de ferrita bainítica. Nesse cenário, a adição de elementos de liga, principalmente o Si, atrasa a precipitação de cementita, ao mesmo tempo em que parte da austenita é transformada em ferrita. Como consequência, a austenita remanescente, enriquecida em carbono, é estabilizada em temperatura ambiente. Como resultado desta microestrutura, estes aços são atraentes devido à combinação de propriedades: limites de resistência e escoamento, dureza, além de tenacidade e resistência ao impacto elevados, mas, ainda assim, com valores significativos de ductilidade. Esta combinação explica o interesse deste tipo de aço, na medida em que, normalmente, aumento nos limites de escoamento, resistência, e dureza estão associados à redução na ductilidade. Dessa maneira, existe potencial para utilização destes aços nas indústrias automotiva, ferroviária e de mineração, em substituição aos aços martensíticos revenidos. No entanto, as propriedades mecânicas destes aços são fortemente dependentes da fração volumétrica e morfologia das fases na microestrutura. Dessa forma, o objetivo deste trabalho é obter um aço de microestrutura bainítica refinada e isenta de carbonetos, e avaliar a influência dos parâmetros de austêmpera, temperatura e tempo, na microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do material. Para isso, a partir de um lingote, serão extraídos corpos de prova para dilatométrica. Diferentes ciclos térmicos serão aplicados, variando os parâmetros de austêmpera, e a partir de análises metalográficas, simulações computacionais, medidas de dureza e ensaios de tração e impacto, será estabelecida relação entre os parâmetros de austêmpera, microestrutura e propriedades mecânicas do aço.

Palavras-chave: aço bainítico isento de carbonetos, bainita, austêmpera, microestrutura, propriedades mecânicas.

## **1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA, COM SÍNTESE DA BIBLIOGRAFIA FUNDAMENTAL**

### **1.1 Aços AHSS**

Os aços AHSS (“*Advanced High Strength Steels*”, em português, aços avançados de alta resistência) da terceira geração pertencem a uma classe de aços que combina a microestrutura multifásica presente na primeira geração e austenita retida metaestável proposta pela segunda geração (a fim de se obter o endurecimento e ganho de tenacidade pelo efeito TRIP, transformação martensítica induzida por plasticidade/deformação). Dessa forma, estes aços da terceira geração, com menores adições de elementos de liga quando comparados aos da segunda geração aliados, apresentam alta resistência, atribuída à matriz bainítica dura e refinada, e ductilidade, devido à presença de austenita retida estabilizada em temperatura ambiente (HOFER, WINKELHOFER, *et al.*, 2016).

O avançado planejamento da composição química da liga, que inclui adições de elementos estabilizadores de austenita (gamagênicos), como C, Mn, Ni, Cu, e tratamentos térmicos não-convencionais permitem que esses aços atinjam limites de resistência acima de 1000 MPa a boas ductilidade e conformabilidade (HELL, DEHMAS, *et al.*, 2011).

### **1.2 Aços bainíticos isentos de carbonetos (CFB)**

Tendo em vista que a transformação bainítica ocorre em temperaturas intermediárias, entre as das transformações ferrítica/perlítica e martensítica, existiu (e ainda existe) grande interesse, ao longo da história, em entender o mecanismo de formação da bainita, principalmente em tentativas de se relacionar tal mecanismo à formação de ferrita/perlita ou martensita. No entanto, a transformação bainítica é aquela que dispõe de menos informações e certezas quando o assunto é transformações de fase. Na realidade, não existe ainda consenso a respeito da natureza da transformação: se é difusional como as

transformações ferrítica e perlítica, ou adifusional como a transformação martensítica (MONDAL, DAS e DAS, 2021; CABALLERO, 2012; OBLAK e HEHEMANN, 1967; HEHEMANN, *et al.*, 1972; HUANG e THOMAS, 1977; CHRISTIAN e EDMONDS, 1984; CHRISTIAN, 1994).

No entanto, existe uma diferença clara e conhecida sobre a distribuição de carbonetos na bainita formada em diferentes temperaturas. Nesse sentido, na bainita superior, aquela formada em temperaturas mais altas, os carbonetos precipitam a partir da austenita residual enriquecida em C, supersaturada, entre as ripas de ferrita bainítica. Dessa forma, na bainita superior a ferrita bainítica é livre de carbonetos precipitados em seu interior. Por outro lado, na bainita inferior a cementita precipita no interior da ferrita bainítica supersaturada. Nesse caso, as temperaturas mais baixas dificultam a difusão, tornando possível a precipitação de carbonetos no interior desta fase, que se apresenta na forma de placas, em um processo semelhante ao revenimento da martensita (CABALLERO, 2012).

Os chamados aços CFB (*“carbide free bainitic steels”*, em português, aços bainíticos isentos de carbonetos) pertencem à terceira geração de aços AHSS, e são produzidos pelo tratamento térmico de austêmpera na faixa de temperaturas em que a bainita é termodinamicamente estável. São formados por matriz bainítica em que esta se apresenta isenta de carbonetos precipitados, e com possível ocorrência de efeito TRIP (CABALLERO, 2012; HOFER, WINKELHOFER, *et al.*, 2016; HELL, DEHMAS, *et al.*, 2011). Sendo assim, a microestrutura destes aços é composta, essencialmente, por duas fases: bainita ferrítica e austenita retida enriquecida em carbono (NEOG, BAKSHI e DAS, 2020), de modo que as propriedades mecânicas elevadas são obtidas principalmente com a bainita livre de carbonetos na forma de finas placas e ripas, e a austenita retida enriquecida em C, não transformada, na forma de filmes finos entre as ripas de ferrita bainítica (QIAN, ZHOU, *et al.*, 2012; CABALLERO, 2012). Essa microestrutura é apresentada na Figura 1 para um aço Fe-0,30C-1,50Si-3,50Ni-1,44Cr-0,25Mo (% em peso) resfriado ao ar após forjamento.

O carbono rejeitado para a austenita remanescente (não-transformada), a partir da ferrita bainítica, a torna enriquecida e, por isso, estabilizada em temperatura ambiente (CABALLERO, 2012).

Dessa forma, segundo Caballero (2012), nos aços CFB, ocorre a decomposição primária de parte da austenita em bainita (transformação bainítica), mas a decomposição secundária em carbonetos é suprimida e, por isso, a austenita restante permanece enriquecida em C, o que explica a estabilização desta fase em temperaturas mais baixas, como a temperatura ambiente.

A precipitação de cementita ( $Fe_3C$ , carboneto de ferro) nos aços baixo-carbono, como os aços CFB, pode ser suprimida por meio da adição de elementos de liga, principalmente o Si (sendo este o principal fator que diferencia os aços CFB de outros aços da terceira geração, o teor maior de Si na composição química), elemento conhecido por atrasar a nucleação de cementita, mantendo o C em solução sólida. Isso ocorre, pois, a solubilidade deste elemento na cementita é baixa e, dessa forma, para nuclear uma partícula de cementita, é necessária difusão do Si. Ao suprimir a precipitação de cementita, o C é reservado para o enriquecimento da austenita, que é estabilizada, e cria-se a microestrutura dos aços CFB, livre de carbonetos, e de maior tenacidade. Sendo assim, neste caso o Si atua também impedindo a transformação completa da austenita (CABALLERO, 2012; HOFER, WINKELHOFER, *et al.*, 2016; OHTANI, *et al.*, 1990; PETTY, 1970; QIAN, ZHOU, *et al.*, 2012).

Além disso, sabe-se que a solubilidade do C é significativamente menor na ferrita do que na austenita. Dessa forma, na medida em que a transformação bainítica avança e parte da austenita se transforma em ferrita bainítica, carbono é rejeitado desta fase, enriquecendo a austenita adjacente, que se torna estabilizada mesmo em temperatura ambiente (CABALLERO, 2012).

Assim como o Si, o Al pode ser adicionado a fim de atrasar a precipitação de cementita, possibilitando a presença de maior fração volumétrica de austenita. A adição deste elemento em aços TRIP promove maior refino das ripas de bainita,

aceleração na formação de ferrita bainítica e aumento na resistência à fratura (QIAN, ZHOU, *et al.*, 2012). Segundo Caballero (2012), o Mn também apresenta o efeito de estabilizar a austenita em temperatura ambiente, inibindo a sua decomposição, ainda que o motivo principal da adição deste elemento não seja esse e sim, para aumentar a temperabilidade.

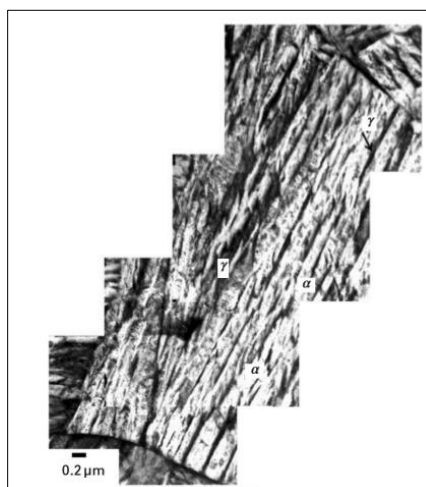


Figura 1. Imagem de microscopia eletrônica de transmissão, com a microestrutura típica de um aço bainítico isento de carbonetos (CFB). Fonte: CABALLERO, 2012.

Qian, Zhou, *et al.* (2012), relatam que a adição conjunta de Si e Al em um aço de composição química (porcentagens em peso) 0,28%C-1,96%Mn-0,67%Si-1,19%Al-1,62%Cr-0,34%Ni-0,23%Mo apresenta efetivo papel na supressão da precipitação de cementita. Os autores realizaram tratamentos isotérmicos a 320°C (acima da Ms), após resfriamento ao ar, por diferentes tempos. Além disso, em uma das amostras foi realizado revenimento na temperatura de 220°C (abaixo da Ms) O melhor resultado obtido foi após tratamento isotérmico a 320°C durante 84 min, atingindo excelente combinação de tenacidade (132-152 J/cm<sup>2</sup>), ductilidade (20%) e resistência mecânica (limites de resistência acima de 1400 MPa).

Alguns dos resultados obtidos pelos autores são mostrados em microscopia óptica na Figura 2 e em microscopia eletrônica de transmissão na Figura 3. Nesta,

“M” indica martensita, “Bf” indica ferrita bainítica e “Ar” indica austenita retida e é possível perceber a presença de filmes finos de austenita retida entre as ripas de ferrita bainítica.

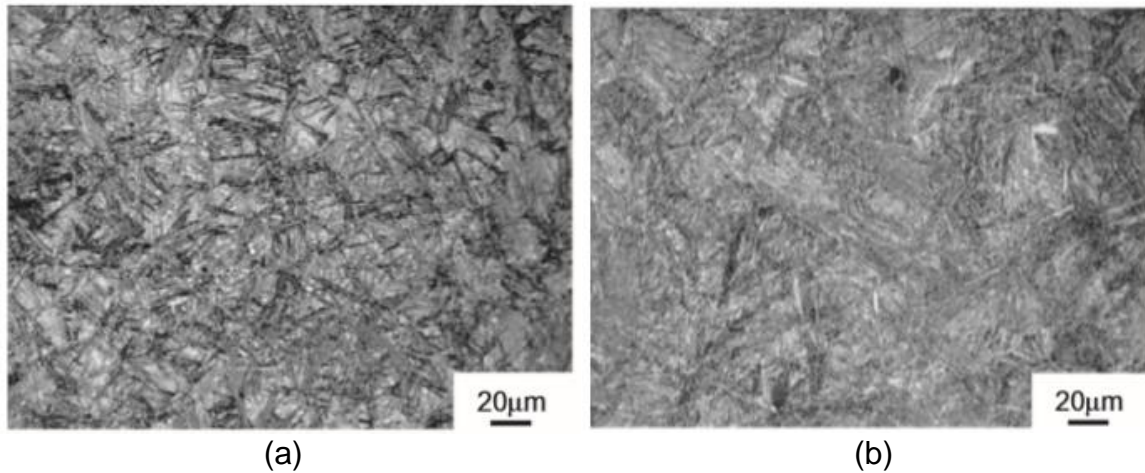


Figura 2. Micrografias obtidas em microscópio óptico após (a) resfriamento ao ar seguido de revenimento a 220°C durante 2 horas, (b) tratamento isotérmico a 320°C por 84 minutos. Fonte: QIAN, *et al.*, 2012.

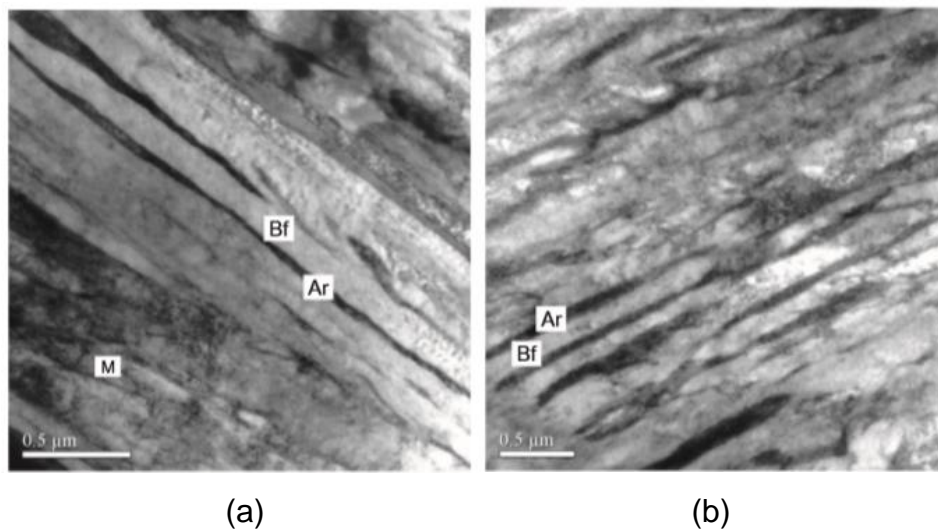


Figura 3. Imagem obtida em microscópio eletrônico de transmissão para amostra após (a) resfriamento ao ar seguido de revenimento a 220°C por 2h e (b) tratamento isotérmico a 320°C por 84 minutos. Fonte: QIAN, *et al.*, 2012.

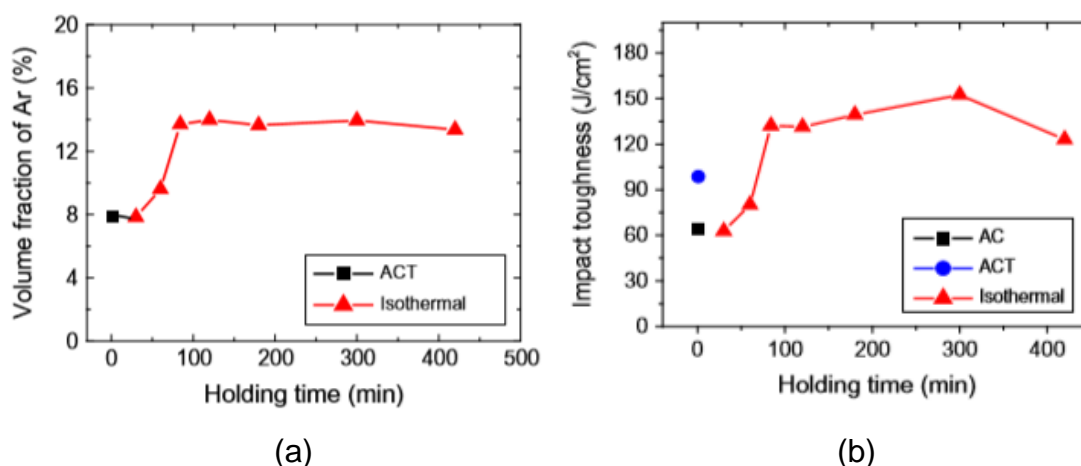


Figura 4. Resultados de (a) fração de austenita retida e (b) resistência ao impacto em função do tempo de tratamento isotérmico. Fonte: QIAN, *et al.*, 2012.

Na Figura 4, “AC” diz respeito à amostra apenas resfriada ao ar, “ACT” à amostra resfriada ao ar e posteriormente revenida a 220°C por 2 h, e “*Isothermal*” às amostras resfriadas ao ar e posteriormente submetidas a tratamento isotérmico a 320°C por diferentes tempos. Como se observa na Figura 4 b e comparando à Figura 4 a, nota-se que, até os 84 minutos de tratamento isotérmico, ocorre aumento na tenacidade ao impacto, relacionada diretamente ao aumento na porcentagem volumétrica de austenita retida presente no material submetido ao tratamento isotérmico. Após 84 minutos, não existe mais variação na quantidade de austenita retida. No entanto, se observa na Figura 4 b que existe variação na tenacidade ao impacto, relacionada, portanto, provavelmente à mudança na morfologia da austenita retida. Além disso, verifica-se que aumentando o tempo de tratamento isotérmico de 60 para 84 minutos, a tenacidade ao impacto do material tratado isotermicamente já supera a do material resfriado ao ar e revenido (e obviamente, mais ainda quando comparado ao material resfriado ao ar, sem revenimento).

O teor de C na austenita é importante, tendo em vista que se a estabilidade dessa fase for muito baixa, ocorre transformação logo no início da deformação



plástica, degradando as propriedades mecânicas, sobretudo a ductilidade e resistência ao impacto do material. Por outro lado, se a estabilidade da austenita for muito alta, até com carregamentos elevados não ocorre transformação da austenita para martensita, ou seja, o efeito TRIP, importante para ganho e manutenção das propriedades mecânicas, não é induzido (HOFER, WINKELHOFER, *et al.*, 2016). Sendo assim, um teor elevado de C não apenas reduz a temperatura de transformação bainítica, mas também promove maior estabilização da austenita (QIAN, ZHOU, *et al.*, 2012).

Outro aspecto importante é não só a estabilidade da austenita retida, mas também a morfologia em que esta se apresenta. Nos aços CFB, existem duas morfologias comuns possíveis para a austenita retida. A primeira é a austenita na forma de filmes nanométricos, localizados entre subunidades de mesma orientação cristalográfica. A segunda é a austenita na forma de blocos, dispersa na microestrutura (HOFER, WINKELHOFER, *et al.*, 2016).

A ferrita bainítica, assim como a austenita, pode se apresentar em diferentes morfologias: em ripas ou em placas. Segundo Ohmori, *et al.* (1971), em aços baixo-carbono, a ferrita da bainita superior se apresenta sempre na forma de ripas, mas, com o aumento no teor de C, essa morfologia tende a se alterar de ripas para placas.

A presença de austenita retida nos aços CFB é de grande importância nas propriedades mecânicas, pois é esta fase a responsável por garantir elevadas ductilidade e resistência ao impacto nestes aços. Dessa forma, as propriedades mecânicas dependem, entre outros fatores, diretamente da fração de austenita retida presente na microestrutura do material.

Hell, *et al.*, (2011), estudaram aços C2 e C3 de composição (% em peso) 2,5%Mn-1,5%Si-0,8%Cr, com 0,2%C no C2 e 0,3%C no C3. Os aços foram submetidos a tratamentos de austêmpera conforme se observa na Figura 5.

Os autores concluem que para os tratamentos acima das temperaturas  $M_s$  a matriz é completamente bainítica, e, abaixo da  $M_s$ , a matriz é formada

principalmente por martensita, revenida durante o tratamento isotérmico. Além disso, nos tratamentos realizados em temperaturas abaixo da  $M_s$  existe formação de quantidades consideráveis de ferrita bainítica e de enriquecimento em C da austenita.

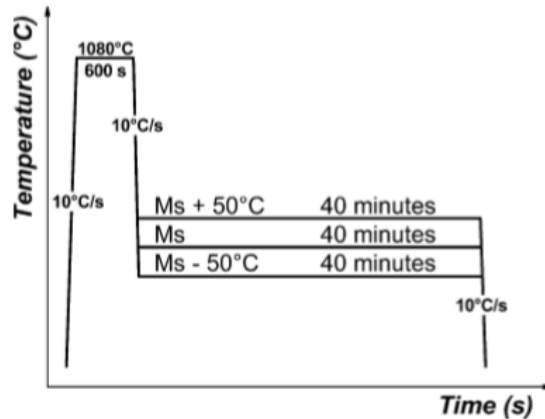


Figura 5. Tratamentos de austêmpera realizados para os aços C2 e C3. Fonte: HELL, *et al.*, 2011.

O interesse nos aços CFB é explicado principalmente pela boa combinação de propriedades mecânicas que é possível atingir com este tipo de aço: limites de escoamento e resistência, tenacidade e, ao mesmo tempo ductilidade, elevados. Sendo assim, o que é atrativo nestes materiais é a possibilidade, satisfazendo uma necessidade, de se ter um material que apresente, ao mesmo tempo, altos valores de limite de resistência e tenacidade, com aplicações nas indústrias automotiva e ferroviária, entre outras (QIAN, ZHOU, *et al.*, 2012).

## 2. OBJETIVOS

Considerando o exposto, o objetivo deste trabalho é estudar os parâmetros de tratamentos térmicos (tempo e temperatura), com destaque para o ciclo de austêmpera, a fim de se obter, como resultado, um aço bainítico isento de carbonetos com microestrutura refinada e presença de austenita retida, e observar

o efeito dos tratamentos térmicos realizados na microestrutura do material e nas propriedades mecânicas.

Nesse sentido, o objetivo é entender como variações nos parâmetros de tratamentos térmicos influenciam na microestrutura do material, por exemplo, na precipitação de carbonetos, na fração de austenita retida e na morfologia desta fase, e os resultados destas variações nas propriedades mecânicas, principalmente resistência ao impacto, dureza e ductilidade, em aços para aplicação em revestimento de moinhos na indústria de mineração.

### 3. METODOLOGIA

Na etapa inicial do trabalho, será produzido lingote de 80 kg de dimensões mostradas na Figura 6. O lingote será produzido no forno de indução a vácuo do IPT, de modo a limitar as variáveis de projeto à temperatura e tempo dos tratamentos térmicos, além da composição química da liga, apresentada na Tabela 1.

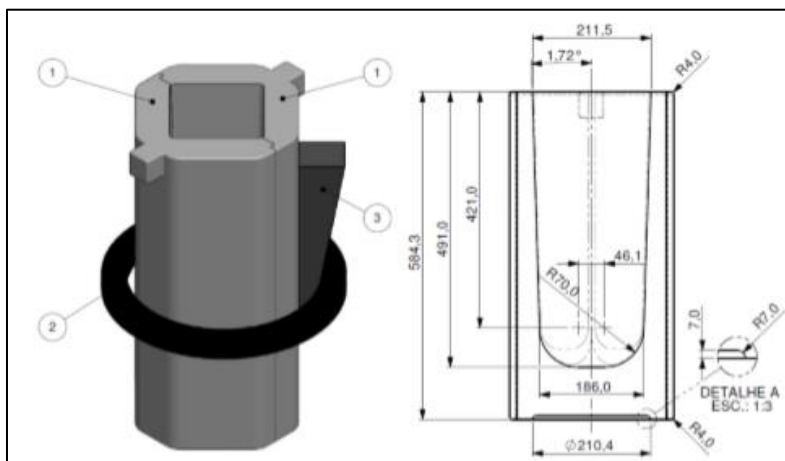


Figura 6. Dimensões do lingote produzidos em forno de indução a vácuo. Fonte: IPT.

Tabela 1 – Composição química das ligas produzidas.

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%Ni	%V	%P	%S	%Al	%N
0,30- 0,70	1,30- 1,90	1,10- 1,70	2,20- 2,90	0,40- 0,90	0,10- 0,50	0,05- 0,40	0,035 máx	0,035 máx	0,003- 0,07	0,020 máx

Fonte: IPT.

Do lingote produzido serão extraídos corpos de prova cilíndricos de 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento para dilatometria. Os ensaios serão realizados em dilatômetro de têmpera DIL 805A/D/T no LTF-POLI/USP. Por meio das curvas de dilatação em função da temperatura obtidas, será determinada, inicialmente, a temperatura  $M_s$  para a liga em estudo, de início de transformação martensítica.

Um exemplo de uso de dilatometria para identificação da transformação bainítica é apresentado na Figura 7. Se nota que ocorre dilatação mesmo em um patamar de temperatura, evidenciando a ocorrência de transformação de fases.

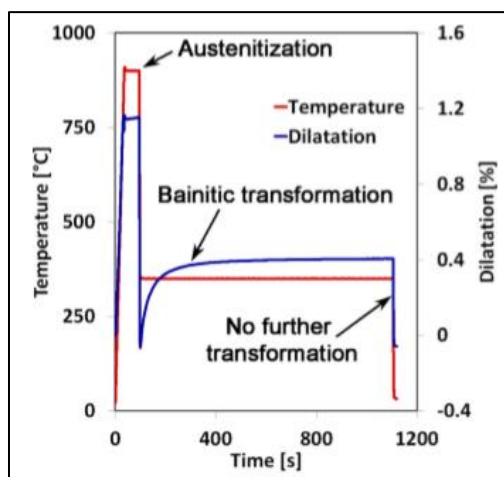


Figura 7. Observação de transformação bainítica por meio de análise de dilatometria, para aço CFB submetido a tratamento isotérmico a 350°C durante 1000 segundos. Fonte: HOFER, *et al.*, 2016.

O ciclo térmico básico compreende austenitização com resfriamento rápido, com ar forçado, até um patamar de temperatura de austêmpera, etapa em que ocorre a transformação bainítica, e, por fim, um tratamento para alívio de tensões. Após cada etapa do ciclo térmico, serão realizadas caracterizações das amostras a fim de avaliar o efeito de cada tratamento térmico na microestrutura do material. Uma vez obtida a temperatura  $M_s$ , serão realizados, no dilatômetro, ciclos térmicos variando a temperatura de austêmpera, igual a  $M_s + \Delta T$ . Além da temperatura, o tempo de austêmpera também será variado. Inicialmente, será avaliada a possibilidade da realização de tratamentos de austêmpera na temperatura  $M_s + 10^\circ\text{C}$ , com manutenção por 10 h. Novos tratamentos, com diferentes parâmetros, serão propostos tendo como base os resultados microestruturais no material após este tratamento térmico. Tal metodologia é ilustrada na Figura 8. Estes ciclos serão reproduzidos no dilatômetro. O objetivo é encontrar a menor temperatura possível de austêmpera que permita a obtenção de uma microestrutura bainítica ausente de carbonetos, e com o maior refino possível da bainita.

A caracterização microestrutural das amostras será realizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Também serão obtidas medidas de dureza das amostras. Além destas técnicas, serão selecionadas amostras para a realização de difratometria de raios-X, em difratômetro de raios-X Shimadzu XRD-7000 do CDMatM-FEI, utilizando radiação de  $\text{Cu-K}\alpha$ , a fim de auxiliar na identificação das fases presentes e, possivelmente, na quantificação destas fases.

Baseado nos resultados de metalografia e dureza, serão selecionadas amostras de algumas das rotas de tratamentos térmicos para a realização de ensaios mecânicos. A princípio, serão realizados ensaios de impacto Charpy e tração. O objetivo com os ensaios é o de avaliar tenacidade, resistência ao impacto, ductilidade, limites de escoamento e resistência, que criam a combinação de propriedades que torna os aços CFB atraentes comercialmente.

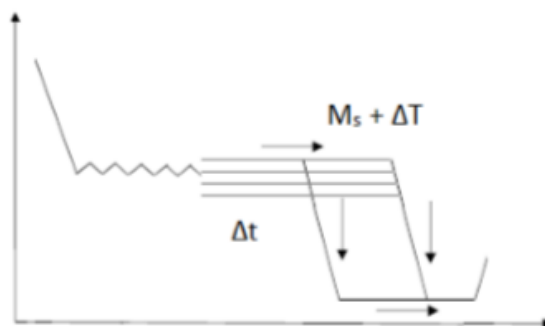


Figura 8. Ilustração da etapa de austêmpera, em que serão variados os parâmetros (tempo e temperatura) do tratamento térmico. Fonte: IPT.

Ao longo de toda a condução do projeto, aliada à prática laboratorial, serão realizadas simulações termodinâmicas, principalmente no software ThermoCalc<sup>®</sup> e seu módulo integrante, o Dictra<sup>®</sup>, a fim de comparar os resultados experimentais e de simulações. As simulações auxiliam na identificação das fases esperadas em equilíbrio termodinâmico no material em diferentes condições e, podem ainda, auxiliar, por exemplo, na previsão de precipitação de carbonetos na bainita, que é o que se procura evitar, tendo em vista que o desejado é obter uma microestrutura bainítica refinada ausente de carbonetos. Particularmente, usando o ThermoCalc pode-se avaliar a partição ideal de elementos para permitir que o C permaneça em solução sólida na austenita, e prever frações em condição de equilíbrio ou paraequilíbrio destas fases. Já o DICTRA pode ser utilizado para avaliar alterações de composição química ou fração de fases ferrita e austenita no patamar de austêmpera. No entanto, vale ressaltar que a utilização de tais softwares para simulações em baixas temperaturas (abaixo de 400°C) pode acarretar em erros e, por isso, essa metodologia será avaliada. A cinética da transformação bainítica também será estudada, e aproximada pela equação JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov). Será avaliada ainda a possibilidade de utilização do software AC3, que permite simular a realização de alguns tipos de tratamentos térmicos e obter a informação de qual é a microestrutura esperada

após tal tratamento, com as fases de presença esperada e em quais quantidades tais fases estão presentes no material.

De posse dos resultados de metalografia e ensaios mecânicos será possível relacionar os parâmetros dos tratamentos térmicos com a microestrutura e propriedades mecânicas do material.

As atividades deste projeto serão realizadas conforme cronograma global apresentado na Tabela 2.

Tabela 2 – Cronograma de atividades do projeto.

Atividade	Duração (meses)																								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	
Obtenção de Crédito	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■											
Revisão da literatura		■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■					■	■					
Simulação computacional			■	■	■	■							■	■											
Dilatometria		■	■	■	■	■																			
Tratamento térmico					■	■				■	■	■	■												
Caracterização Microestrutural					■	■					■	■	■						■	■	■				
Ensaio mecânicos						■						■	■					■	■						
Preparação Exame de qualificação														■	■	■									
Dissertação								■	■	■	■	■	■	■					■	■	■	■	■	■	■

Fonte: Autor.

## REFERÊNCIAS

- Caballero, F. G. (2012). *Carbide-free bainite in steels*. Spain: Woodhead Publishing Limited.
- Christian, J. W., & Edmonds, D. V. (1984). The bainite transformation, em: Mader, A. R., &

- Christian, J. W. (1994). Crystallographic theories, interface structures, and transformation mechanisms. *Metall Mater Trans A*(25A), 1821-1839.
- Hehemann, R. F., Kinsman, K. R., & Aaronson, H. I. (1972). A debate on the bainite reaction. *Met Trans*(3), 1077-1093.
- Hell, J.-C., Dehmas, M., Allain, S., Prado, J. M., Hazotte, A., & Chateau, J.-P. (2011). Microstructure - Properties Relationships in Carbide-free Bainitic Steels. *ISIJ International*, 1724-1732.
- Hofer, C., Winkelhofer, F., Clemens, H., & Primig, S. (2016). Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel. *Materials Science & Engineering A*, 236-246.
- Huang, D. H., & Thomas, G. (1977). Metallography of bainitic transformation in silicon containing steels. *Met Trans A*(8A), 1661-1674.
- Mondal, J., Das, K., & Das, S. (2021). Isothermal transformation kinetics, microstructure and mechanical properties of a carbide free bainitic steel. *Materials Characterization*, 1-10.
- Neog, S. P., Bakshi, S. D., & Das, S. (2020). Microstructural evolution of novel continuously cooled carbide free bainitic steel during sliding wear. *wear*, 1-9.
- Oblak, J. M., & Hehemann, R. F. (1967). Transformations and Hardenability in Steels. Ann Arbor, MI, Climax Molybdenum Company.
- Ohmori, Y., Ohtani, H., & Kunitake, T. (1971). The bainite in low carbon low alloy high strength steels. *Trans Iron Steel Inst Jpn*, 250-259.
- Ohtani, H., Okaguchi, S., Fujishiro, Y., & Ohmori, Y. (1990). Morphology and properties of low-carbon bainite. *Metall Trans A*(21), 877-888.
- Petty, E. R. (1970). Physical Metallurgy of Engineering Materials, Londres, George Allen and Unwin.
- Qian, L., Zhou, Q., Zhang, F., Meng, J., Zhang, M., & Tian, Y. (2012). Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic steel co-alloyed with Al and Si. *Materials and Design*, 264-268.