



**Universidade Federal de Ouro Preto -UFOP**  
**Escola de Minas**  
**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**  
**Campus Morro do Cruzeiro**  
**Ouro Preto - Minas Gerais - Brasil**



**MONOGRAFIA DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA**

**METALÚRGICA**

**Efeito de Tratamentos Térmicos de Têmpera com Austenitização Inter-crítica sobre as Transformações de Fase e Evolução Microestrutural de um Aço para Aplicação na Indústria de Óleo e Gás**

Arthur Cançado Schuttenberg

Ouro Preto, setembro de 2022

Arthur Cançado Schuttenberg

**Efeito de Tratamentos Térmicos de Têmpera com Austenitização Intercrítica sobre as Transformações de Fase e Evolução Microestrutural de um Aço para Aplicação na Indústria de Óleo e Gás**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenheiro Metalúrgico.

**Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria.**

Setembro de 2022

## SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

S396e Schuttenberg, Arthur Cancado.

Efeito de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre as transformações de fase e evolução microestrutural de um aço para aplicação na indústria de óleo e gás. [manuscrito] / Arthur Cancado Schuttenberg. - 2022.  
48 f.

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto.  
Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Aço - Aço API 5CT L80. 2. Metais - Tratamento térmico - Austenitização Intercrítica. 3. Metais - Têmpera. 4. Metais - Tratamento térmico - Evolução microestrutural. 5. Metais - Tratamento térmico - Transformação martensítica. I. Faria, Geraldo Lúcio de. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU 669.01

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO  
REITORIA  
ESCOLA DE MINAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALURGICA E DE  
MATERIAIS



## FOLHA DE APROVAÇÃO

**Arthur Cançado Shuttenberg**

### **Efeito de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre as transformações de fase e evolução microestrutural de um aço para aplicação na indústria de óleo e gás**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico

Aprovada em 30 de setembro de 2022

#### Membros da banca

Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria - Orientador - Universidade Federal de Ouro Preto  
Eng. Dr. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães - Universidade Federal de Ouro Preto  
Eng. MSc. Paulo Sérgio Moreira - Universidade Federal de Ouro Preto

Geraldo Lúcio de Faria, orientador do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 17/10/2022



Documento assinado eletronicamente por **Geraldo Lucio de Faria, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 17/10/2022, às 13:14, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [http://sei.ufop.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **0399796** e o código CRC **C45121F1**.

# SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO .....	6
2 MATERIAIS E MÉTODOS .....	9
2.1 Materiais .....	9
2.2 Procedimentos Experimentais.....	10
3 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	16
3.1 Caracterização do Estado de Entrega.....	16
3.1.1 Caracterização Química .....	16
3.1.2 Caracterização Microestrutural .....	16
3.1.3 Microdureza .....	18
3.2 Simulação Termodinâmica Computacional no Equilíbrio.....	18
3.3 Caracterização das Transformações de Fase por Dilatometria .....	20
3.3.1 Determinação das Temperaturas Críticas de Austenitização .....	20
3.3.2 Determinação Experimental do Diagrama TRC do Aço Estudado .....	21
3.3.3 Efeito da Temperatura de Austenitização sobre a Microestrutura e Microdureza de Amostras Temperadas.....	23
3.3.4 Efeito da Temperatura de Austenitização sobre as Temperaturas de Início e Final de Transformação Martensítica .....	31
3.3.5 Efeito da Temperatura de Austenitização sobre a Cinética de Transformação Martensítica .....	36
3.3.6 Caracterização Microestrutural da Simulação de Têmpera e Revenimento .....	39
4 CONCLUSÕES .....	41

## RESUMO

Com o avanço da exploração em ambientes cada vez mais agressivos e transporte de hidrocarbonetos, melhorias na performance dos aços para fabricação de tubos são mais exigidas (principalmente no que tange à relação resistência mecânica/ductilidade). Como a microestrutura é considerada um dos fatores mais importantes para a determinação das propriedades mecânicas, o setor produtivo tem investido em pesquisas para obter produtos de elevado desempenho com microestruturas otimizadas pela aplicação de tratamentos térmicos bem planejados em aços com composições relativamente mais simples. Estudos voltados a aços de elevada resistência mecânica para aplicação automotiva têm mostrado que microestruturas bifásicas, constituídas por uma fase dura – martensita, dispersa em uma matriz dúctil de ferrita, podem proporcionar igual, ou melhor relação resistência mecânica/ductilidade em comparação a aços classicamente temperados e revenidos. Essa avaliação para aplicação na indústria de óleo e gás, entretanto, ainda é pouco investigada. O presente trabalho propôs avaliar o efeito de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre as transformações de fase e o desenvolvimento de microestruturas bifásicas, para um aço de aplicação na indústria de óleo e gás, da classe API 5CT grau L80. Utilizando a técnica de dilatométrica, as temperaturas críticas de início ( $Ac_1$ ) e final ( $Ac_3$ ) de austenitização foram determinadas e, a partir delas, planejou-se os tratamentos em diversas temperaturas intercríticas seguidos, sempre, de têmpera a  $100^\circ\text{C/s}$ . Por dilatométrica, avaliou-se o efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre as temperaturas críticas de início ( $M_s$ ) e final ( $M_f$ ) da transformação martensítica e ajustou-se modelos matemáticos disponíveis na literatura aos dados de cinética de transformação martensítica. Também, foi possível propor uma equação de previsibilidade para as variações de  $M_s$  e  $M_f$  como função da temperatura de austenitização para o aço estudado. Analisou-se ainda o efeito da temperatura de austenitização sobre as microestruturas e microdurezas das amostras temperadas. Concluiu-se que os dados obtidos neste estudo permitiram completa caracterização e mapeamento do efeito de diferentes ciclos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre a cinética de transformação martensítica, evolução microestrutural de estruturas bifásicas e microdureza dos produtos obtidos. Exalta-se que a condição de menor temperatura de austenitização ( $750^\circ\text{C}$ ) apresentou microestrutura bifásica com dureza global consideravelmente maior do que a condição temperada e revenida (condição industrial), o que mostra o potencial da utilização do tratamento térmico proposto como possível alternativa às rotas convencionais de têmpera e revenimento utilizadas para a produção de tubos laminados sem costura API 5CT L80.

**Palavras-Chave:** Aço API 5CT L80, Austenitização Intercrítica, Têmpera, Evolução Microestrutural, Transformação Martensítica.

## ABSTRACT

Considering the advancement of hydrocarbons exploration and its transport in increasingly aggressive environments, improvements in the performance of steels for line pipes manufacture are imperative, especially concerning the mechanical strength/toughness ratio. As microstructure is considered one of the most important factors on determining mechanical properties, the productive sector has invested in research to achieve high performance products with optimized microstructures by applying well-planned heat treatments to steels with increasingly simpler chemical compositions. Studies aimed at high-strength steels for automotive application have shown that dual phase microstructures, consisting of a hard phase - martensite, dispersed in a ductile ferrite matrix, can provide equal or better mechanical strength/toughness ratio compared to classically quenched and tempered steels. This assessment for application in the oil and gas industry, however, is yet insufficiently investigated. The present work proposed to evaluate the effect of quenching treatments with intercritical austenitizing on phase transformations and the development of dual phase microstructures, of a steel for application in the oil and gas industry, the API 5CT grade L80. For that, the critical austenitizing temperatures were determined by dilatometry techniques and from them, heat treatments were planned at various intercritical temperatures followed, always, by quenching at 100°C/s. By dilatometry, the effect of the intercritical austenitizing temperature on the critical temperatures of the martensitic transformation was evaluated and mathematical models available in the literature were fitted to the martensitic transformation kinetics data. In addition, it was possible to propose a predictability equation for the variation of  $M_s$  and  $M_f$  as a function of the austenitizing temperature for the studied steel. The effects of the austenitizing temperature on the microstructures and hardness of quenched samples were also evaluated. It was verified that the obtained data in this study allowed performing a complete characterization and mapping of the effect of different quenching cycles with intercritical austenitizing on the martensitic transformation kinetics, microstructural evolution of biphasic structures and hardness of the obtained products. It is remarkable that the lowest intercritical austenitizing temperature (750°C) provided a dual phase microstructure with global hardness significantly higher than the quenched and tempered state (industrial condition), representing as potential condition for alternative use to produce API 5CT L80 seamless line pipes.

**Keywords:** API 5CT L80 Steel, Intercritical Austenitization, Quenching, Microstructural Evolution, Martensitic Transformation

## 1 INTRODUÇÃO

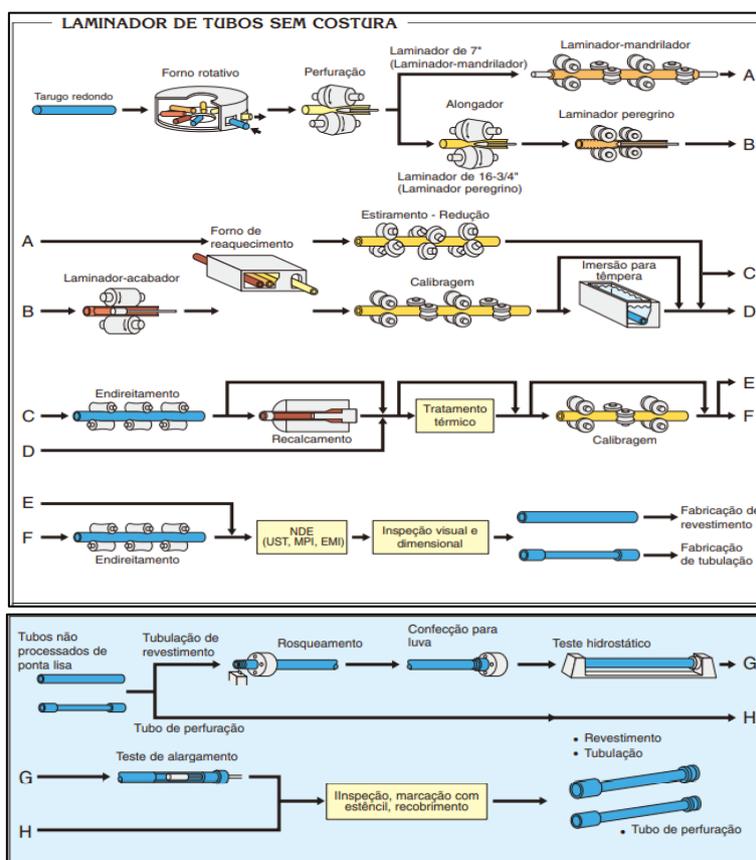
Com o avanço da exploração e transporte de hidrocarbonetos em ambientes cada vez mais agressivos, melhorias na performance dos materiais para fabricação de tubos são mais exigidas, principalmente no que tange à relação resistência mecânica/ductilidade. Atualmente, o material que melhor atende às exigências do setor de óleo e gás são os tubos de aço, devido a sua alta dureza e tenacidade, boa resistência à corrosão e soldabilidade (SHUKLA et al., 2013). Além disso, para tornar o produto mais competitivo no mercado mundial há uma crescente demanda pela pesquisa e manufatura de tubos menos densos com composições químicas relativamente mais simples (BATALHA et al., 2015; GRITTI et al., 2002).

No entanto, com a simplificação das adições de elementos de liga nos aços, há a necessidade de se aprimorar os processos de fabricação, principalmente no que diz respeito às linhas de tratamentos térmicos, tendo em vista que nessa etapa são definidas as microestruturas finais e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do produto.

Um dos mecanismos de aumento simultâneo de resistência mecânica e ductilidade é o refino de grão da microestrutura. Para esse quesito, os aços podem ter as suas aplicações expandidas com o refino do tamanho dos grãos sem alterar a composição química (SILVA NETO, 2006). Além da utilização de microligantes e laminação termomecânica para esse fim, recentemente, tem sido destacado o potencial de refino da microestrutura por meio da aplicação de tratamentos térmicos de múltiplas normalizações, assim como de têmpera e revenimento.

Os aços utilizados para a fabricação de tubos para perfuração, exploração, extração e transporte de hidrocarbonetos, como os *drill* (tubos de perfuração de poços), *casing* (revestimento de outros tubos) e *tubing pipes* (tubos de produção), são submetidos a diversas condições agressivas de trabalho, tais como; tensões trativas, de flexão e torção, assim como às pressões hidrostáticas internas e externas (CONTINENTAL, 2020) além de transportarem fluidos com agentes corrosivos ( $H_2S$  e  $CO_2$ ) que, em contato com a superfície metálica do aço, favorecem a formação de óxidos e ácidos que são nocivos à integridade da superfície metálica (NÓBREGA et al., 2003). Portanto, estes aços precisam atender a exigentes requisitos de composição química, propriedades mecânicas e, em alguns casos de desempenho em corrosão, estipulados e regulamentados pela *American Petroleum Institute*, sendo nomeados, assim, como tubos de aço API.

A norma API-5CT classifica os aços em graus. Especificamente o grau L80, material de interesse deste trabalho, consiste em um aço de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) destinado à fabricação de tubos para revestimento de poços (*casing*). Ainda segundo a norma, tubos de aço do grau L80, podem ser manufacturados por processos de laminação sem costura, ou processo *Mannesmann*, seguido de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para se alcançar as propriedades mecânicas especificadas, como mostra a Figura 1.



**Figura 1 - Fluxograma do processo usual de laminação de tubos sem costura (Adaptado de JFE Steel).**

O tratamento térmico de têmpera consiste em aquecer o aço até a temperatura de austenitização e submetê-lo a um resfriamento acelerado em um meio com óleo, água, salmoura ou mesmo ao ar, a depender da temperabilidade do material. Esse tratamento térmico propicia o aumento da resistência mecânica do material, porém, este tratamento resulta também na redução da ductilidade e da tenacidade. Nesse cenário, após o tratamento térmico de têmpera, os tubos são submetidos a tratamentos térmicos de

revenimento bem planejados, o que propicia alívio de tensões residuais provenientes do resfriamento rápido e das variações volumétricas decorrentes da transformação martensítica. O estágio final da microestrutura que, conseqüentemente, definirá as propriedades finais do produto, dependerão fortemente da temperatura e do tempo de tratamento térmico de revenimento. Para produtos do grau L80 fabricados por laminação de tubos sem costura, as condições e os parâmetros para execução dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento já estão consolidados, não sendo observada significativa evolução nos últimos anos (URBAND e MOREY, 1999; CIRIMELLO *et al.*, 2017).

Entretanto, diversos autores têm apontado a possibilidade de se utilizar microestruturas bifásicas constituídas por ferrita/martensita como uma possibilidade de se alcançar excelentes relações entre resistência mecânica e tenacidade. Esses desenvolvimentos têm sido feitos nas últimas décadas com foco ao desenvolvimento de aços avançados de alta resistência mecânica (AHSS – *Advanced High Strength Steels*) para a indústria automotiva (GORNI, 2008; BASTIDAS *et al.*, 2021; KEELER, KIMCHI & MOONEY, 2017).

A austenitização intercristica seguida de tempera é um tipo de tratamento térmico utilizado para modificar as propriedades mecânicas dos aços. A microestrutura do aço após este tratamento é caracterizada pela distribuição de ilhas de martensita numa matriz macia de ferrita e desta forma, esses aços podem ser denominados como aços ferrita/martensita *dual-phase* (DP) (ZHENG e RAABE, 2013; KANG *et al.*, 2013). Sendo assim, a mistura de uma fase mais macia com uma fase mais dura em aços DP proporciona uma boa combinação de ductilidade e elevada resistência mecânica por tração a estes aços (PARK *et al.*, 2014; CALCAGNOTTO *et al.*, 2011; SONG *et al.*, 2012; KUMAR e DESAI, 2019).

Pouco se estudou sobre a possibilidade de se obter essas microestruturas bifásicas de forma viável em linhas industriais de fabricação de tubos sem costura, até mesmo porque uma das rotas usuais para a indústria automotiva consiste em, durante o resfriamento, introduzir uma etapa isotérmica, ou quase-isotérmica de processamento para que a estrutura completamente austenitizada se decomponha parcialmente em ferrita antes da têmpera, o que seria inviável para os *layouts* atuais de processos de fabricação de tubo sem costura. No entanto, há a possibilidade de se obter microestruturas ferrita/martensita por meio de têmperas após austenitização intercristica, ou seja, austenitização parcial.

Nesse cenário, a ferrita majoritariamente presente na microestrutura não seria formada durante o resfriamento, mas seria aquela não dissolvida na etapa de austenitização dos tubos na linha de tratamentos térmicos (PIMENTA, MAGALHÃES, CAMPOS e FARIA, 2021).

Essa possibilidade, em uma primeira análise, poderia ser viável de implementação na indústria, pois ela consistiria apenas na diminuição planejada da temperatura de austenitização com possibilidade de eliminação da etapa de revenimento posterior, reduzindo custo e tempo de processos. No entanto, para que uma estratégia de fabricação desse porte seja testada em ambiente industrial, é de fundamental importância que o planejamento preciso do tratamento térmico que garanta a qualidade do produto seja definido com segurança. Nesse contexto, este trabalho se propõe a fazer investigações sobre possíveis rotas de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica que possam ser tecnicamente viáveis para aplicação na indústria de fabricação de tubos de aço sem costura. Para isso, este projeto apresenta o objetivo geral de avaliar o efeito de diferentes tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre as transformações de fase e evolução microestrutural de um aço para aplicação na indústria de óleo e gás. Um destaque será dado ao efeito da temperatura de austenitização e do tempo de isoterma sobre as frações de fases (ferrita/martensita), assim como sobre a cinética de transformação martensítica.

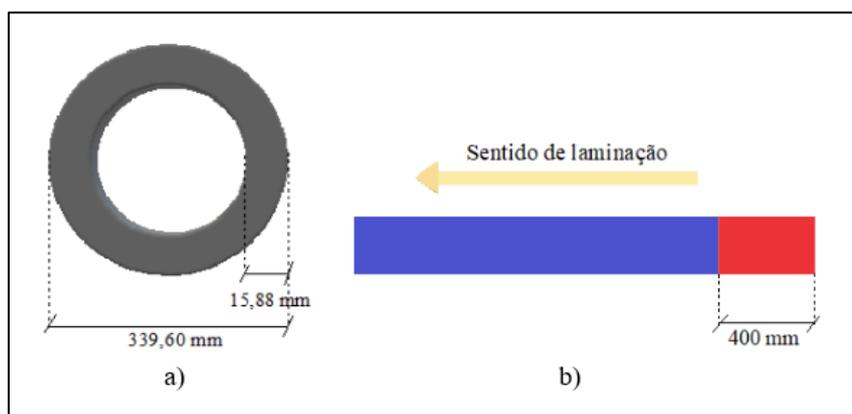
## **2 MATERIAIS E MÉTODOS**

### **2.1 Materiais**

O material de estudo deste trabalho constituiu em um aço de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL), com composição química projetada para atender à classe API 5CT grau L80 para aplicação na indústria de óleo e gás.

As amostras de aço utilizadas neste trabalho foram amostradas a partir de um tubo de aço sem costura com diâmetro externo de 339,60mm e espessura de parede de 15,88mm, conforme ilustra a Figura 2(a). As amostras foram coletadas a partir do material apenas como laminado e resfriado ao ar. Os procedimentos de amostragem se deram na última região do tubo a ser laminada, conforme ilustra a Figura 2(b). Uma amostra global

com 400mm de extensão foi coletada e, a partir dela, todos os corpos de prova utilizados neste trabalho foram usinados.



**Figura 2 – Figura esquemática ilustrando as regiões e dimensões de amostragem do estado de entrega a partir de um tubo de aço sem costura laminado e resfriado ao ar a) seção transversal; b) seção longitudinal.**

## 2.2 Procedimentos Experimentais

A execução deste projeto se deu nas instalações dos Laboratórios de Tratamentos Térmicos e de Microscopia Óptica (LTM), assim como do NanoLab do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Minas, da Universidade Federal de Ouro Preto.

Inicialmente, com o objetivo de se determinar a composição química do aço estudado, uma amostra representativa do tubo foi submetida a procedimentos de desbaste em pasta de alumina grão 220# e, em seguida, à uma análise química por meio da utilização da técnica de espectrometria de emissão óptica. Os ensaios foram realizados em triplicata e os valores médios das concentrações dos elementos foram determinados.

Para a caracterização microestrutural do aço em seu estado de entrega, uma amostra representativa teve a sua seção transversal retirada da parede do tubo de aço sem costura e foi submetida a procedimentos de preparação metalográfica recomendados pela norma ASTM E3-11 (2017).

Após a preparação superficial, a amostra foi atacada com o reativo Nital 4% por aproximadamente 10s e sua microestrutura foi caracterizada por microscopia óptica e imagens de sua microestrutura foram capturadas por meio da utilização de uma câmera

acoplada ao microscópio LEICA DM2700M. O método das áreas de metalografia quantitativa, seguindo os padrões recomendados pelas normas ASTM E1245 e ASTM E562, foi empregado e determinou-se as frações de ferrita primária e de perlita a partir de quantificações feitas em cinco campos representativos para cada imagem, com ampliação de 200x e 1000x da amostra em seu estado de entrega, com auxílio do *software* ImageJ.

A amostra no seu estado de entrega foi submetida a ensaios de microdureza Vickers em sua seção transversal no equipamento PANTEC, modelo HXD 1000TM, seguindo a norma ASTM E92-17. Nesta amostra, dez medições aleatórias foram realizadas com carga de 1000g e tempo de aplicação de cinco segundos. A microdureza da amostra foi considerada como a média aritmética das dez medições realizadas

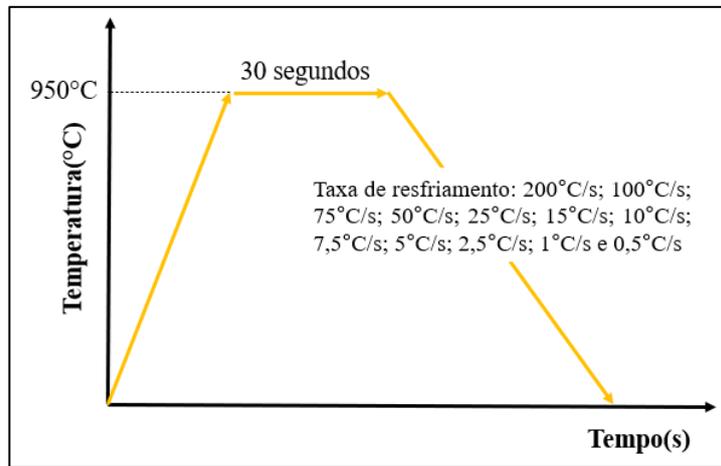
Com objetivo de se determinar a estabilidade relativa das fases que se formam na condição de equilíbrio, foi realizada uma simulação termodinâmica computacional. O *software* MatCalc® (base de dados mc-fe-V2.060) foi utilizado para a construção dos diagramas de fase no equilíbrio utilizando a composição química do aço como dado de entrada no sistema de análise. Esta avaliação se fez necessária para que, a posteriori, fosse possível comparar as temperaturas críticas de início ( $A_1$ ) e final ( $A_3$ ) de transformação de fases no equilíbrio, com as  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , medidas por dilatométrica, fora do equilíbrio. Além disso, buscou-se avaliar e relacionar a evolução da concentração de carbono na austenita em função da temperatura de austenitização intercrítica no equilíbrio.

Para determinar o diagrama TRC do aço, amostras representativas foram usinadas como cilindros maciços, com sua altura alinhada com a direção de laminação do tubo sem costura, com 3mm de diâmetro e 10mm de comprimento para a realização de ensaios de dilatométrica. A Figura 3 apresenta uma fotografia de um corpo de prova de dilatométrica, onde se observa um termopar do tipo K soldado à sua superfície.



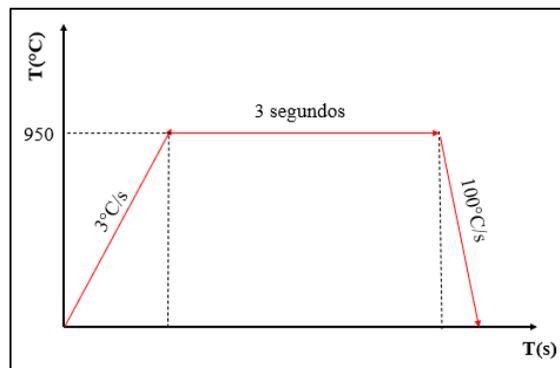
**Figura 3 - Fotografia de um corpo de prova de dilatométrica com um termopar do tipo K soldado em sua superfície.**

Todas as amostras do aço submetidas aos ensaios de dilatométrica foram aquecidas a uma taxa constante de  $5^{\circ}\text{C/s}$  até a temperatura de austenitização de  $950^{\circ}\text{C}$ , permanecendo nela por 30 segundos. As amostras completamente austenitizadas foram resfriadas sob fluxo contínuo de gás Hélio em diferentes taxas de resfriamento conforme ilustra a Figura 4 até a temperatura ambiente. Após a realização dos ensaios, os dados de dilatométrica foram tratados, por meio do método dos desvios mínimos (RODRIGUES, MOURÃO e FARIA, 2021), o diagrama TRC do aço estudado foi determinado.



**Figura 4 – Ciclo térmico para determinação experimental do diagrama TRC do aço estudado**

O procedimento adotado para determinar as temperaturas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  consistiu no aquecimento das amostras até a temperatura de  $950^{\circ}\text{C}$  com uma taxa de aquecimento de  $3^{\circ}\text{C/s}$  e tempo de encharque de 3 segundos e resfriamento a  $100^{\circ}\text{C/s}$  até à temperatura ambiente, como ilustra a Figura 5.

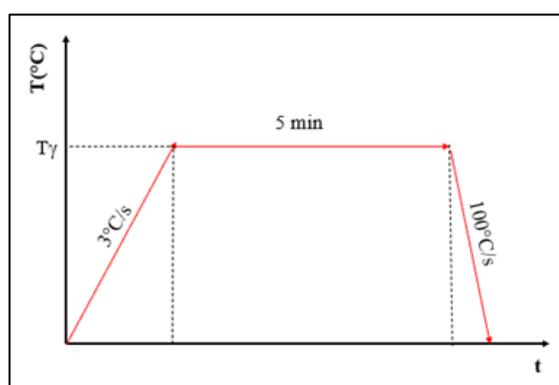


**Figura 5 – Ciclo térmico experimental para determinação de  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ .**

Finalizado o tratamento térmico inicial, os dados de dilatométrica foram tratados e as temperaturas críticas foram definidas utilizando um método de referência e um auxiliar; o método dos desvios mínimos e o método da derivada, respectivamente (RODRIGUES e FARIA, 2021). Este procedimento foi realizado em triplicata e determinou-se os valores  $Ac_1$  e  $Ac_3$  como as médias aritméticas dos resultados obtidos a partir dos 3 ensaios.

Baseando-se no diagrama TRC do aço estudado e nas temperaturas críticas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  determinadas por dilatométrica (dilatômetro R.I.T.A. L78 da fabricante LINSEIS) na condição fora do equilíbrio, definiu-se oito temperaturas de austenitização ( $T_\gamma$ ) compreendidas no campo intercrítico e três já no estado de austenitização completa, para se avaliar o efeito dessa temperatura sobre o início e o final da transformação martensítica.

Os ciclos térmicos utilizados para este fim consistiram no aquecimento contínuo das amostras a  $3^\circ\text{C/s}$  até a temperatura  $T_\gamma$ , onde foram mantidas por 5 minutos e resfriadas sob uma taxa de  $100^\circ\text{C/s}$  para se garantir, com segurança, que toda austenita formada se transformasse apenas em martensita, como mostra a Figura 6.



**Figura 6 - Ciclo térmico esquemático para avaliação da transformação martensítica.**

Os tamanhos de grão austenítico prévio para as amostras já completamente austenitizadas foram determinados utilizando ataques com o reativo *Teepol* e medições com o emprego do Método dos Interceptos (ASTM E112, 2013).

A partir dos dados obtidos por dilatométrica determinou-se pelo método do desvio mínimo os valores de  $M_s$  e  $M_f$  para cada  $T_\gamma$  definido. Para avaliar a fração de martensita em função da temperatura, utilizou-se o método da regra da alavanca (SOUZA, MOREIRA e FARIA, 2020).

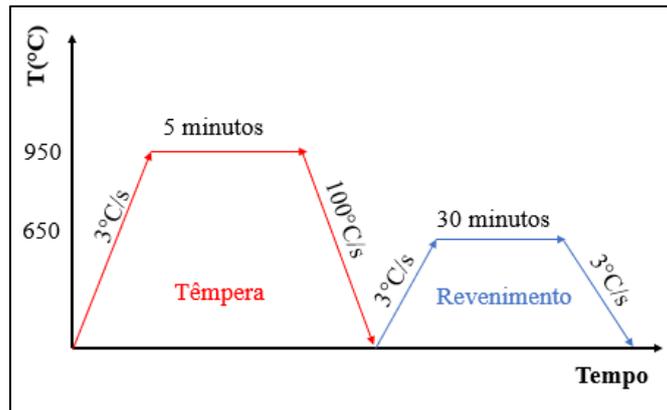
Para fins de comparação, utilizou-se modelos matemáticos empíricos descritos na literatura técnica para se determinar os valores de  $M_s$  das amostras submetidos às diferentes temperaturas de austenitização. O objetivo desta etapa é avaliar se os modelos testados podem ser utilizados como boas ferramentas de previsibilidade da cinética de transformação martensítica no aço estudado. Os modelos propostos por Koistinen e Marburger (KOISTINER & MARBURGUER, 1959) e por Lee e Van Tyne (LEE, S. J; VAN TYNE, C. J., 2012) foram utilizados nesta etapa do trabalho, como mostram as Equações 1 e 2 respectivamente.

$$\text{Fração de martensita} = 1 - \text{EXP}[\alpha(M_s - T)] \quad (1)$$

$$\text{Fração de martensita} = 1 - \text{EXP}[\alpha(M_s - T)^c] \quad (2)$$

Na sequência do desenvolvimento, ajustou-se os modelos acima citados aos dados experimentais previamente obtidos pela regra da alavanca, e, então, determinou-se as constantes de ajuste não linear  $\alpha$ ,  $M_s$  e  $c$ . Finalmente, construiu-se gráficos Fração de Martensita versus Temperatura para todos os valores de  $T_\gamma$ .

No intuito de simular procedimentos em condições usualmente empregadas na indústria aplicou-se a uma amostra, em um dilatômetro de têmpera, um tratamento térmico de têmpera e revenimento, como ilustra a Figura 5. Sua microestrutura foi caracterizada por meio da utilização de técnicas de microscopia óptica já descritas anteriormente. Ensaios de microdureza Vickers foram executados e os resultados obtidos nessa etapa foram comparados com os obtidos na etapa de simulação de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica.



**Figura 5 – Representação esquemática do ciclo térmico de têmpera e revenimento simulando uma condição usualmente empregada industrialmente para o aço estudado.**

Executados todos os ciclos térmicos, as amostras tratadas termicamente foram submetidas à uma caracterização microestrutural. Cada amostra foi submetida aos mesmos procedimentos de preparação metalográfica realizados para o aço em seu estado de entrega, conforme recomendado pela norma ASTM E3-11.

Buscando revelar as características microestruturais da ferrita e da martensita, todas as amostras foram atacadas com Nital 4% por aproximadamente 10s e observadas em um microscópio óptico. Assim como feito para o estado de entrega, o método das áreas de metalografia quantitativa, seguindo os padrões recomendados pelas normas ASTM E1245 e ASTM E562, foi empregado e determinou-se as frações de ferrita e de martensita em cada uma das amostras submetidas a condições de austenitização intercrítica.

Para se avaliar a relação do tamanho de grão austenítico com a temperatura de início da transformação da martensita, as amostras submetidas às condições de austenitização completa e temperadas foram metalograficamente preparadas seguindo as recomendações da norma ASTM E3-11. As amostras foram atacadas com o reativo *Teepol*, constituído de 3g de ácido pícrico, 1,5ml de HCl, 10 gotas de detergente neutro e 240ml de água destilada. O tempo médio de ataque foi de 5 minutos. Após o preparo, utilizou-se o Método dos Interceptos, normatizado pela *American Society for Testing and Materials – Métodos* (ASTM E112, 2013), para determinação do tamanho de grão médio. Foram desenhados cinco segmentos de reta em regiões diferentes de cada imagem adquirida.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Caracterização do Estado de Entrega

#### 3.1.1 Caracterização Química

A Tabela 1 apresenta a composição química do aço API 5CT grau L80, objeto de estudo do presente trabalho.

**Tabela 1 - Composição química do aço API 5CT-L80 estudado (% em peso).**

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al	V	B	Ti
0,25	1,02	0,011	0,002	0,21	0,05	0,32	0,032	0,028	0,0046	0,0014	0,03

Sob o ponto de vista de composição química, ele é um aço compatível com a norma estabelecida para o grau L80 tipo 1. Observa-se também a presença de elementos gamagêneos como o Mn e C que, tanto sob o ponto de vista termodinâmico quanto o cinético, favorecem a temperabilidade do material (KRAUSS, 2005; BHADSHIA e HONEYCOMBE, 2006; RODRIGUES, MOURÃO e FARIA, 2020). Destaca-se também a presença do elemento Boro, que segundo Meuser *et al.* (2005), tende a deslocar a curva de transformação austenita-ferrita para a direita, o que também contribui para o aumento da temperabilidade do aço estudado.

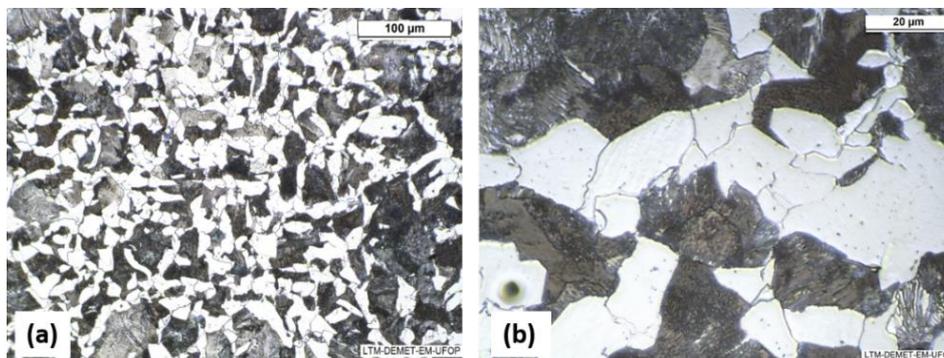
O manganês se encontra com concentração dentro da faixa exigida pela norma (limite máximo de 1,9% em peso). Este elemento, além de favorecer a temperabilidade, aumenta a resistência mecânica e resistência à abrasão (PALMER e KING, 2008).

Finalmente, a presença de elementos bons formadores de carbonetos como cromo, molibdênio e titânio (HE *et al.*, 1997) e o baixo teor de carbono no aço estudado, contribuem para sua classificação como um aço ARBL (KEELER, KIMCHI e MOONEY, 2017).

#### 3.1.2 Caracterização Microestrutural

A Figura 7 apresenta a microestrutura do aço estudado no seu estado de entrega que é resultante de uma laminação de tubo sem costura (Processo *Mannesmann*) não

controlada e resfriada ao ar. Observa-se que a microestrutura consiste em ferrita proeutetóide e perlita fina com morfologias diferentes, o que está de acordo com o esperado para um aço hipoeutetóide, baixa liga quando resfriado ao ar.



**Figura 7 - Microestrutura do aço estudado no estado de entrega. Seção Transversal – MO – (a) 200x, (b) 1000x. Ataque: Nital 2%.**

Sobre a morfologia dos grãos, observa-se que se trata de uma microestrutura heterogênea com grãos de ferrita alotriomórfica (ferrita de contorno de grão), o que é esperado para aços hipoeutetóides resfriados ao ar, já que a ferrita alotriomórfica é a primeira fase a se formar sob taxas de resfriamento mais lentas a partir dos contornos de grão da austenita, entre as temperaturas  $Ar_3$  e  $Ar_1$  (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

A Tabela 2 mostra a fração média de microconstituintes no estado de entrega, assim como o desvio padrão calculado a partir das 35 medições realizadas.

**Tabela 2 - Caracterização microestrutural quantitativa do estado de entrega do tubo sem costura API 5CT L80 submetido a uma laminação (Processo Mannesmann) não controlada e resfriado ao ar.**

Caracterização microestrutural no estado de entrega	
Fração Média de Ferrita	Desvio Padrão
0,34	0,06
Fração Média de Perlita	Desvio Padrão
0,66	0,06

É importante ressaltar que a fração de ferrita medida no estado de entrega tenderá a se aproximar ao valor máximo medido desta fase após o tratamento térmico de austenitização intercristica seguido de têmpera.

### 3.1.3 Microdureza

A Tabela 3 apresenta dados de microdureza Vickers da amostra recebida no seu estado de entrega submetida a uma laminação de tubo sem costura (Processo *Mannesmann*) não controlada e resfriada ao ar, assim como a média aritmética e o desvio padrão dos resultados obtidos. A dureza foi medida na seção transversal para que comparações futuras possam ser feitas com as medidas que serão feitas nos corpos de prova de dilatométrica.

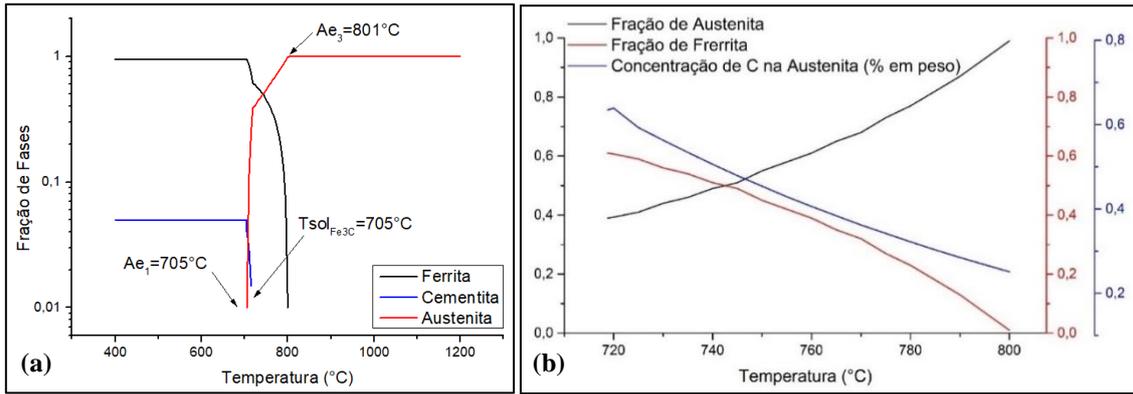
**Tabela 3 - Valores, média e desvio padrão dos ensaios de microdureza realizados na amostra em seu estado de entrega (carga de 1000g por 5 segundos).**

Microdureza Vickers no Estado de Entrega										
(HV)	206	196	194	214	208	214	203	216	199	192
Média	204									
Desv.Pad	8									

### 3.2 Simulação Termodinâmica Computacional no Equilíbrio

Como descrito em Materiais e Métodos, a composição química do aço estudado foi utilizada como dado de entrada para que simulações termodinâmicas computacionais fossem executadas no *software* Matcalc com o objetivo de: 1) determinar as temperaturas críticas  $Ae_1$  e  $Ae_3$ ; 2) avaliar as frações de fase em função da temperatura e 3) a concentração de carbono na austenita em função da temperatura de austenitização intercristica. Todos os cálculos realizados nas simulações computacionais para se alcançar as três metas mencionadas foram feitos considerando-se condições de equilíbrio termodinâmico, como mostra a Figura 8.

Na Figura 8(a), observa-se que abaixo de 705°C, o sistema consiste em ferrita e perlita, entre 705°C e 801°C em austenita e ferrita primária e no intervalo superior a 801°C, haverá a decomposição completa das fases na austenita, resultando em uma estrutura completamente austenítica.



**Figura 8 - Simulação termodinâmica computacional realizada em Matcalc considerando a composição química do aço estudado para a) Frações de fase no equilíbrio como função da temperatura e b) Concentração de carbono na austenita em função da temperatura de austenitização intercrítica.**

Bhadeshia e Honeycombe (2006) afirmam que elementos como o manganês e níquel tendem a suprimir o campo de metaestabilidade da ferrita, expandindo, portanto, o campo austenítico até temperaturas mais baixas (próximas à temperatura ambiente dependendo das concentrações dos mesmos). Estes elementos tendem a abaixar as linhas  $A_1$  e  $A_3$ .

Como o ensaio de dilatometria se trata de um procedimento fora do equilíbrio com uma taxa de aquecimento relativamente alta, pode-se concluir que a cinética deslocará o sistema do que era termodinamicamente esperado, visto que as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  são maiores do que as previstas no equilíbrio (DE FARIA *et al.*, 2020).

A Figura 8 (b) apresenta a concentração de carbono na austenita como uma função da temperatura de austenitização intercrítica. Pode-se observar que a concentração de carbono na austenita diminui com o aumento da temperatura.

A composição de fases e concentração de carbono na condição de equilíbrio se torna um elemento de referência e previsibilidade importante para se comparar com o observado na prática, principalmente para a compreensão do tratamento térmico de austenitização intercrítica seguido de têmpera para a obtenção de uma microestrutura final bifásica, visto que entre  $Ae_1$  e  $Ae_3$ , a ferrita ainda está presente no sistema em concomitância com a austenita. Como a ferrita não dissolvida é estável em baixas temperaturas, ela não será afetada pelo resfriamento rápido do aço. Assim sendo, fica evidente que ela estará presente na microestrutura final junto com a martensita proveniente da austenita transformada (PIMENTA, MAGALHÃES, CAMPOS e FARIA, 2021; NYSSÖNEN *et al.*, 2019). Além disso, é possível notar que as frações finais de

ferrita serão cada vez menores à medida que maiores temperaturas de austenitização forem empregadas.

Outro ponto importante a ser destacado é a diminuição da concentração de carbono na austenita com o aumento da temperatura de austenitização, visto que este elemento tem influência direta na cinética da transformação martensítica. Segundo Maalekin (2007), a temperatura de início da transformação martensítica ( $M_s$ ) é maior para menores teores de carbono na austenita.

### 3.3 Caracterização das Transformações de Fase por Dilatometria

#### 3.3.1 Determinação das Temperaturas Críticas de Austenitização

Como descrito anteriormente, foram determinadas, pelo método do desvio mínimo aplicado a dados de dilatometria, as temperaturas de austenitização fora do equilíbrio  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , a partir de três experimentos. A Tabela 4 apresenta os valores médios das temperaturas críticas, assim como seus respectivos desvios determinados para o aço estudado neste trabalho.

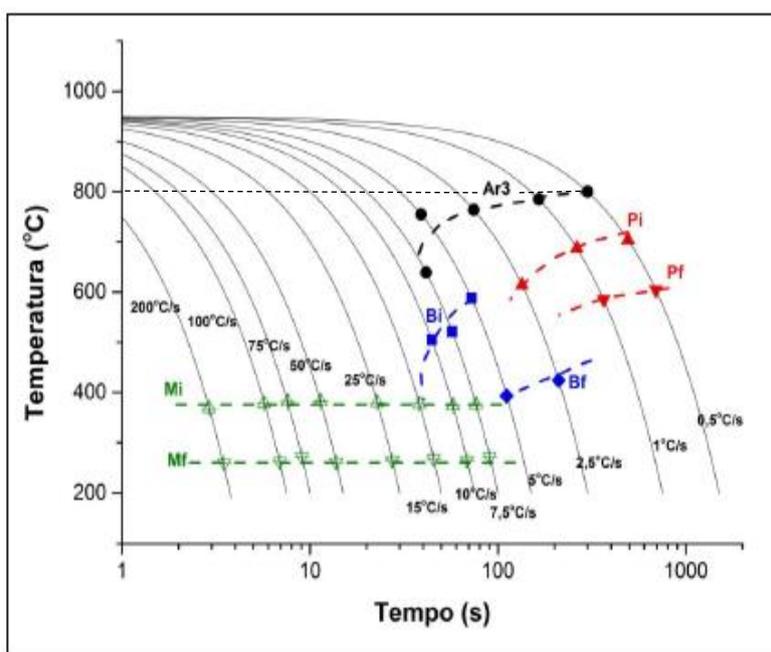
**Tabela 4 - Valores médios de  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , com seus respectivos desvios, medidos por dilatometria com aquecimento contínuo a  $3^\circ C/s$  para o aço estudado neste trabalho.**

<b>Temperatura Crítica</b>	<b><math>Ac_1</math></b>	<b><math>Ac_3</math></b>
<b>Média</b>	747	883
<b>Desvio (<math>\pm</math>)</b>	2	2

Observa-se que as temperaturas críticas medidas em condição de aquecimento fora do equilíbrio se mostraram maiores do que as previstas no equilíbrio (Figura 8(a)). Isso se dá apenas pelo efeito da taxa de aquecimento das amostras, visto que não houve alteração na composição química do aço. Desta forma, quanto maior a taxa de aquecimento, maiores serão as temperaturas críticas de mudança de fase (CALCAGNOTTO *et al.*, 2011).

### 3.3.2 Determinação Experimental do Diagrama TRC do Aço Estudado

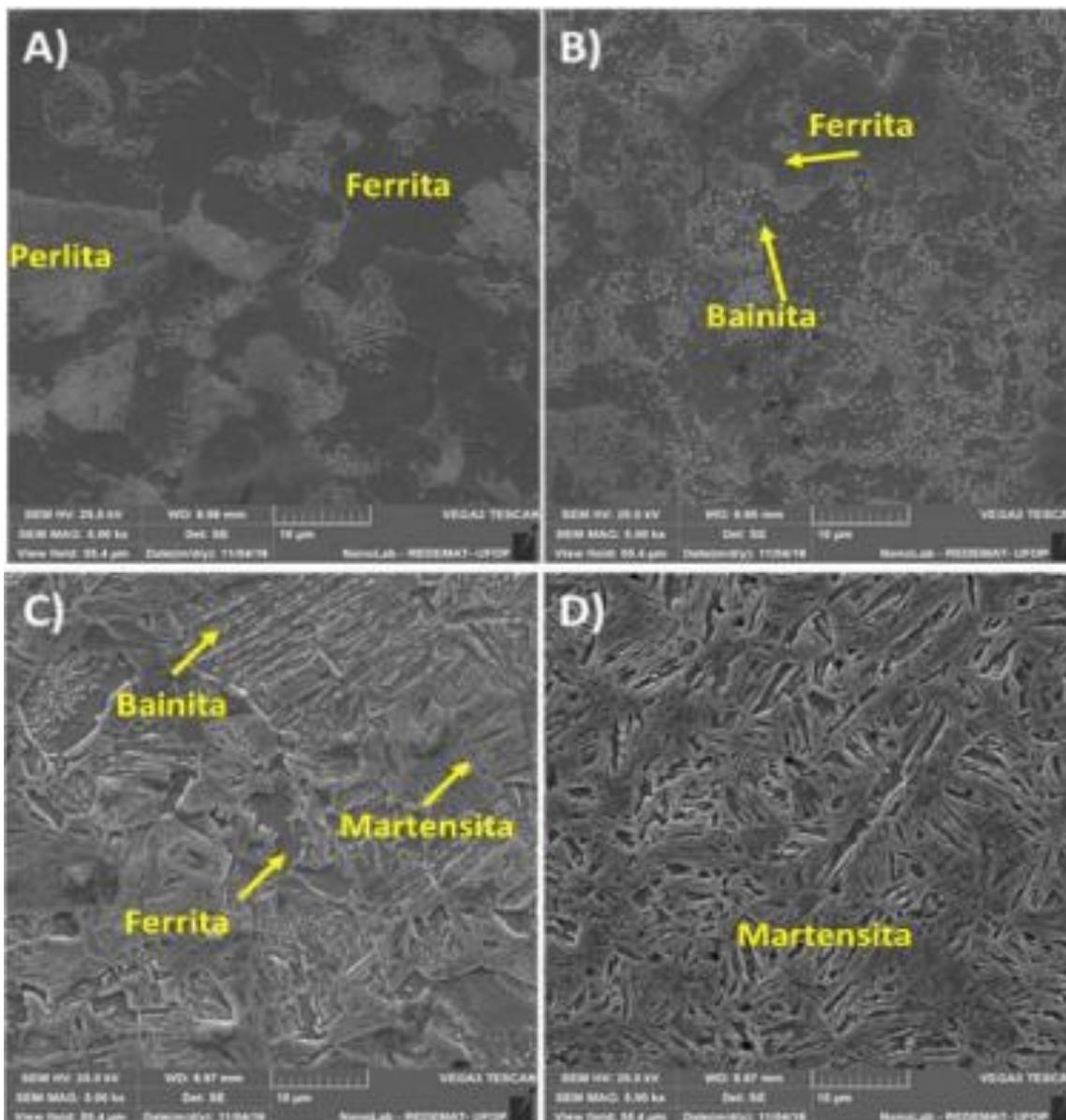
Para fazer as demais avaliações e caracterizações a respeito da cinética de transformação martensítica, fundamentais para este trabalho, determinou-se experimentalmente o diagrama TRC do aço API 5CT L80 (Figura 9). Dessa forma, nas etapas seguintes deste estudo, foi possível determinar e aplicar uma taxa de resfriamento que garantiu com segurança a completa decomposição da austenita em martensita.



**Figura 9 - Diagramas TRC do aço em estudo austenitizado a 950°C (Ar3- Temperatura de Início de decomposição da austenita em ferrita primária; Pi – Temperatura de Início de formação de perlita; Pf – Temperatura de Final de formação de perlita; Bi- Temperatura de Início de formação de bainita; Bf – Temperatura de Final de formação de bainita; Mi – Temperatura de Início de transformação martensítica; Mf – Temperatura de Final de transformação martensítica).**

Para comprovar os microconstituintes finais previsto no diagrama TRC, foram selecionadas quatro amostras submetidas a diferentes taxas de resfriamento para caracterização microestrutural. A Figura 10 mostra as microestruturas obtidas por MEV para o ciclo de austenitização a 950°C e resfriamento sob as taxas de 0,5°C/s, 5°C/s, 10°C/s, e 100°C/s.

A taxa de resfriamento escolhida para a execução das próximas etapas de caracterização da transformação martensítica foi de  $100^{\circ}\text{C/s}$ , pois como comprovado pelo diagrama TRC, para esta taxa, a microestrutura final é, com boa margem de segurança, completamente martensítica.



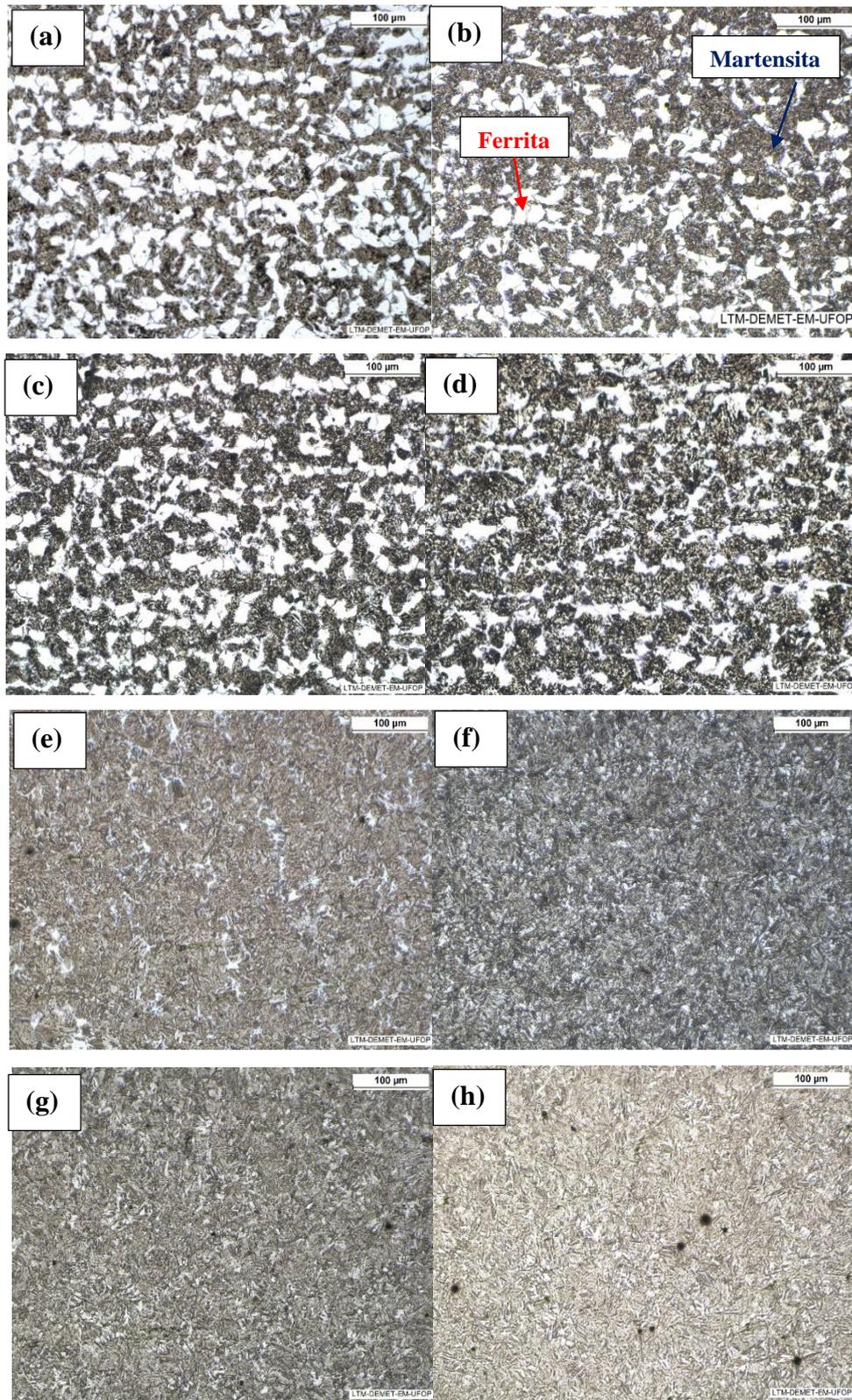
**Figura 10 - Microestruturas das amostras de dilatométrica austenizadas a  $950^{\circ}\text{C}$ . MEV. Ataque Nital 4%. MEV - Aumento de 5000x. Taxas de resfriamento de A)  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ ; B)  $5^{\circ}\text{C/s}$ ; C)  $10^{\circ}\text{C/s}$ ; D)  $100^{\circ}\text{C/s}$ .**

### 3.3.3 Efeito da Temperatura de Austenitização sobre a Microestrutura e Microdureza de Amostras Temperadas

Como discutido anteriormente, a temperatura de austenitização intercrítica influencia diretamente a microestrutura final após a tempera. De acordo com o estudo feito por dilatométrica, é esperado que os ciclos térmicos de todas  $T_{\gamma}$  compreendidas no campo intercrítico resultem numa microestrutura bifásica.

A Figura 11 (a-h) apresenta as microestruturas obtidas por MO após o aquecimento até  $T_{\gamma}$  dentro do campo intercrítico ( $750^{\circ}\text{C} - 880^{\circ}\text{C}$ ), tempo de isoterma de 5 minutos e resfriamento até a temperatura ambiente sob a taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$ , atacadas por Nital 2%.

Como previsto, observa-se que a fração de martensita tende a crescer à medida que a temperatura  $T_{\gamma}$  aumenta, este comportamento era previsto baseando-se na concentração de fases no equilíbrio (Figura 8(b)), visto que a fração de austenita cresce com o aumento de  $T_{\gamma}$ . Entretanto, para temperaturas superiores a  $820^{\circ}\text{C}$ , observa-se microestruturas majoritariamente martensíticas após a tempera, o que se mostra contraditório ao esperado quando se determinou as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  como sendo  $747^{\circ}\text{C}$  e  $883^{\circ}\text{C}$  respectivamente. Esta divergência pode ser explicada pelo tempo de isoterma de 5 minutos. Apesar de  $820^{\circ}\text{C}$  estar abaixo de  $Ac_3$ , esta é uma temperatura superior a  $Ae_3=801^{\circ}\text{C}$  (Figura 8(a)). Portanto, com o tempo de isoterma de 5 minutos há uma tendência do sistema se aproximar da condição de equilíbrio (PIMENTA, MAGALHÃES, CAMPOS e FARIA, 2021), justificando assim que a  $820^{\circ}\text{C}$  houve austenitização completa e, portanto, após a tempera, a microestrutura tenha se tornado completamente martensítica.

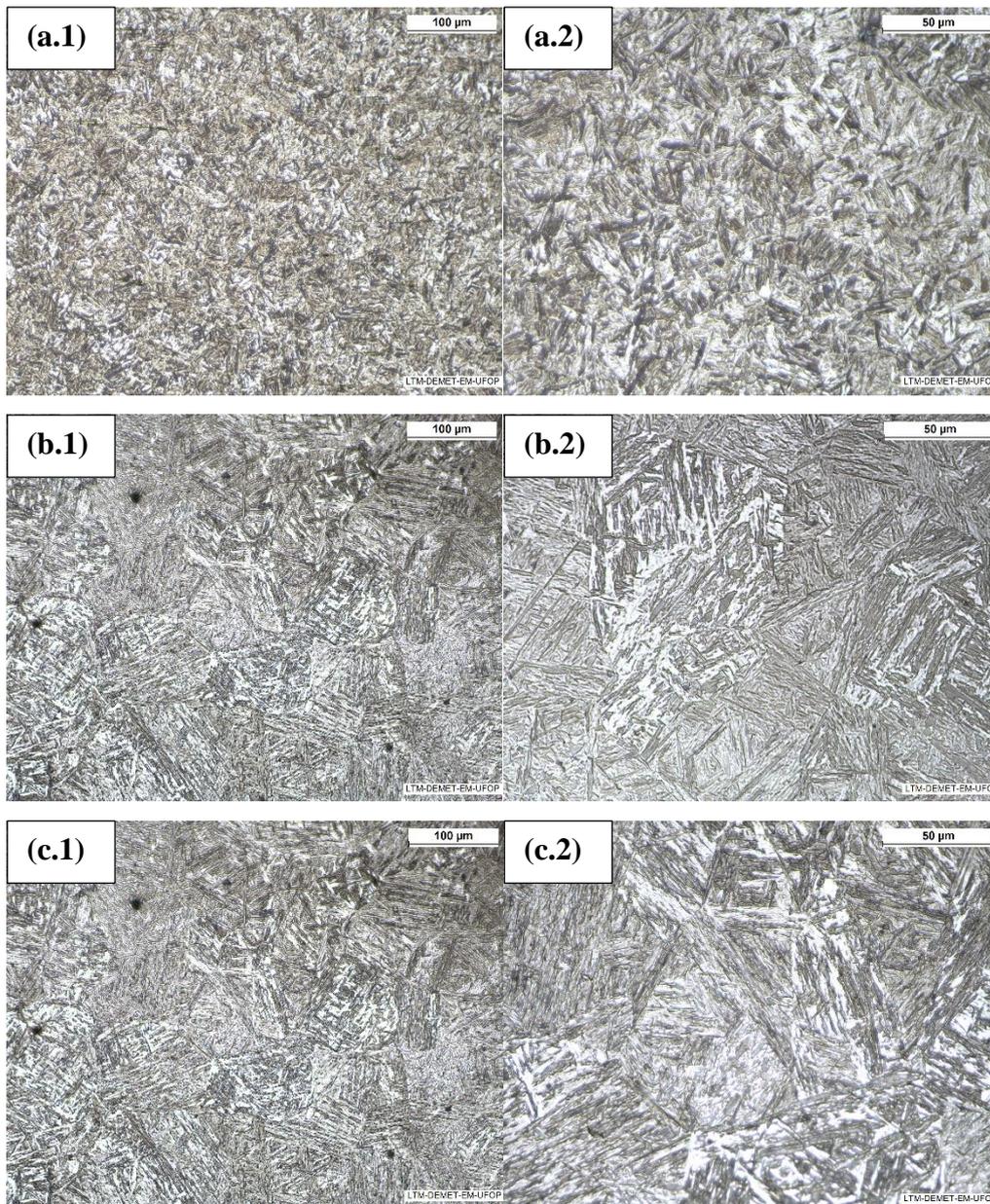


**Figura 11 - Microestruturas das amostras temperadas a 100°C/s após submissão às temperaturas de austenitização de (a) 750°C; (b) 760°C; (c) 770°C; (d) 780°C; (e) 790°C; (f) 820°C; (g) 850°C; (h) 880°C – Microscopia Óptica – 200x – Nital 2%.**

As microestruturas da Figura 11 (f-h) apresentam um indicativo que as amostras austenitizadas em temperaturas acima de 820°C, que as amostras austenitizadas em temperaturas acima de 820°C, de fato, tiveram a ferrita majoritariamente dissolvida em austenita, apresentando uma microestrutura predominantemente martensítica após têmpera. Isto mostra que o tempo de isoterma é um parâmetro fundamental para obter-se uma microestrutura bifásica para o tratamento térmico de austenitização intercrítica seguido de têmpera.

Através da microscopia óptica (MO) foi possível verificar que a microestrutura martensítica se torna mais grosseira com o aumento da temperatura de austenitização. Nota-se que para as austenitizações intercríticas (de 750°C a 790°C, Figura 11 (a-e)) a martensita é muito refinada e apresenta um aspecto acicular (martensita em placas). Para as temperaturas de 820°C a 850°C (Figura 11 (f) e (g)) há uma mudança morfológica no microconstituente. O aspecto acicular vai se perdendo e dando forma a uma morfologia mais grosseira, com aspecto de ripas. Para as temperaturas acima de 950°C (Figura 12) a morfologia predominante de ripas vai se tornando mais grosseira com o aumento da temperatura de austenitização.

Para compreender melhor esta pequena tendência ao equilíbrio em função da temperatura de austenitização e tempo de isoterma, contribuindo para o crescimento do tamanho de grão austenítico e seu efeito sobre a microestrutura final, foram realizados mais três tratamentos térmicos simulando três condições de austenitização completa, sendo elas 950°C, 1100°C e 1200°C, com tempo de permanência de 5 minutos nas dadas temperaturas e aplicando-se, em seguida, resfriamentos até a temperatura ambiente sob taxa constante de 100°C/s. A Figura 12 (a-c) apresenta as microestruturas após têmpera para as três condições de austenitização.



**Figura 12 - Microestrutura das amostras aquecidas a: a) 950°C, b) 1100°C e c) 1200°C e temperadas. M.O. Ataque Nital 2% - 1) 200x e 2) 500x.**

A Tabela 5 apresenta as frações médias de ferrita e martensita das amostras termicamente tratadas em função da temperatura de austenitização. Como descrito em Materiais e Métodos, a quantificação das frações de fases foi feita por MO com a utilização do *software* ImageJ.

**Tabela 5 – Frações médias de ferrita e martensita, com respectivo desvio padrão, em função da temperatura de austenitização medidos por metalografia quantitativa.**

$T_{\gamma}$ (°C)	Fração Média de Ferrita	Fração Média de Martensita	Desvio ( $\pm$ )
750	0,29	0,71	0,01
760	0,23	0,77	0,02
770	0,21	0,79	0,01
780	0,13	0,87	0,02
790	0,08	0,92	0,02
820	0	1	-
850	0	1	-
880	0	1	-
950	0	1	-
1100	0	1	-
1200	0	1	-

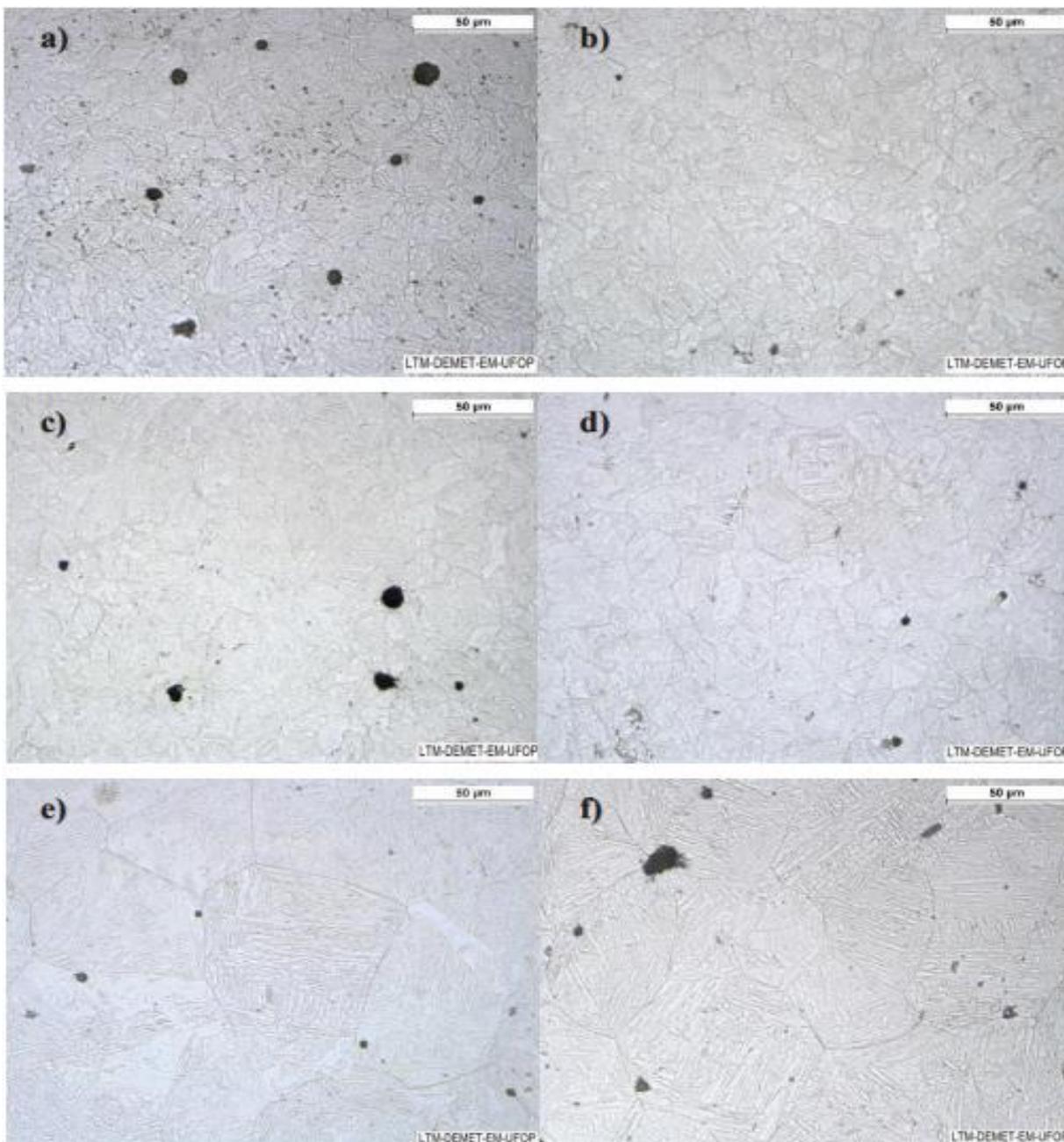
Como descrito anteriormente, a partir de temperaturas superiores a 820°C verificou-se uma possível austenitização completa do sistema. Portanto, para estas condições, determinou-se o tamanho do grão austenítico prévio, visando avaliar a influência da temperatura de austenitização e o tempo de isoterma de 5 minutos sobre o referido parâmetro. Segundo a literatura, o tamanho de grão austenítico pode influenciar a cinética de transformação martensítica e a dureza da martensita formada (SOUZA, MOREIRA e FARIA, 2020; CELADA-CASERO, SIETSMA e SANTOFIMIA, 2019).

Os resultados de tamanho de grão austenítico prévio como função da temperatura de completa austenitização são apresentados na Tabela 6. A Figura 13 apresenta as micrografias das amostras atacadas com o reativo *Teepol*, onde destacam-se os grãos austeníticos prévios.

**Tabela 6 - Tamanho de grão austenítico prévio médio ( $\mu\text{m}$ ) e desvio padrão em função da temperatura de completa austenitização ( $T_{\gamma}$ ).**

$T_{\gamma}$ (°C)	Tamanho Médio ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão ( $\mu\text{m}$ )
820	10	1
850	11	1
880	13	1
950	16	2
1100	64	7
1200	96	15

Verifica-se na Tabela 6 que à medida em que se aumenta a temperatura de austenitização, há um significativo crescimento de grão austenítico. Observa-se ainda um aumento do desvio padrão. Isso ocorre porque os grãos austeníticos maiores crescem às custas dos menores adjacentes, produzindo uma microestrutura heterogênea (BHADESHIA e HONEYCOMBRE, 2006).



**Figura 13 - Microestruturas das amostras austenitizadas a: a) 820°C, b) 850°C, c) 880°C, d) 950°C, e) 1100°C e f) 1200°C, revelando o contorno de grão austenítico prévio. Ataque Teepol. M.O - 500x.**

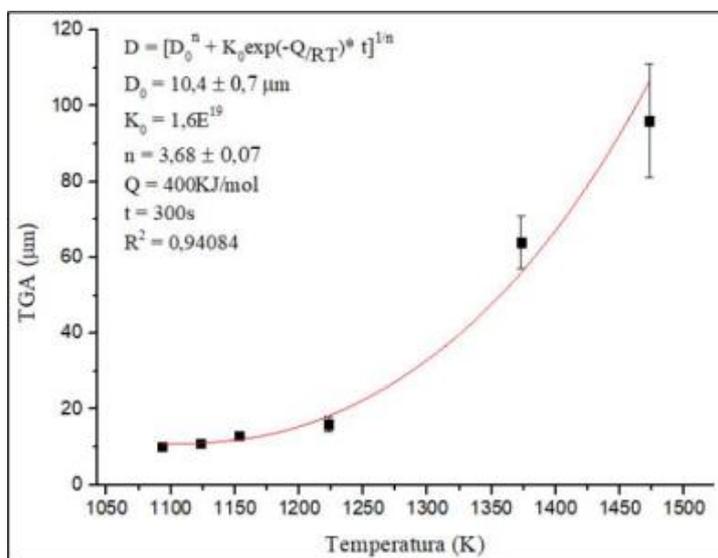
Martins et al. (2014) propuseram que o tamanho de grão austenítico (d) de um aço carbono ABNT 1045, com a temperatura (T) compreendida no campo de estabilidade austenítico, obedece a lei descrita pela Equação 3, onde  $d_0$  é o tamanho de grão austenítico em uma temperatura  $T_0$ , assim como A e B são constantes de ajuste.

$$d = d_0 + A \cdot \text{EXP}[B(T - T_0)] \quad (3)$$

Usando a Equação 3 e os dados da Tabela 6 como base, foi possível determinar uma relação que obedece a lei descrita pela Equação 4, onde  $D_0$  é o tamanho de grão austenítico (TGA) em uma temperatura T e tempo t, assim como n,  $K_0$  são constantes de ajuste, Q é a energia de ativação para o crescimento do grão austenítico e R é a constante universal dos gases. Para as seis temperaturas estudadas, tempo de isoterma foi de 300 segundos.

$$D = \left[ D_0^n + K_0 \text{EXP} \left( -\frac{Q}{RT} \right) t \right]^{1/n} \quad (4)$$

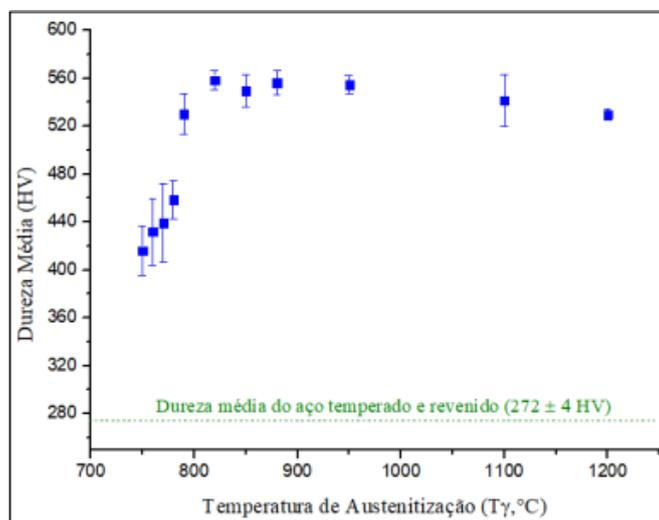
A Equação 4 se mostrou efetiva para as condições aplicadas no aço estudado, como observado no coeficiente de ajuste  $R^2$  na Figura 14.



**Figura 14 - Tamanho do grão austenítico (TGA = D) em função do tempo de isoterma e temperatura de austenitização do aço API 5CT L80.**

Finalmente, a Figura 15 apresenta um comparativo entre os valores médios de microdureza das amostras em função da temperatura de austenitização e em uma amostra submetida à uma simulação de tratamento térmico usualmente empregadas na indústria, ou seja, de têmpera e revenimento. Pode-se observar que, como esperado, a microdureza tende a aumentar com a temperatura de austenitização, visto que a fração de martensita, fase mais dura que a ferrita, aumenta com  $T_\gamma$  (DE FARIA *et al.*, 2020; GHAHERI; SHAFYEI e HONARMAND, 2014).

Observa-se dois comportamentos do perfil da microdureza em função de  $T_\gamma$ : 1) crescimento acentuado até a dureza máxima de aproximadamente 560 HV referente a temperatura de 820°C; 2) uma estabilização com uma leve queda em temperaturas mais elevadas, mais uma evidenciando que a partir de 820°C, houve completa austenitização e, portanto, após tempera, as microestruturas são majoritariamente martensíticas. Vale ressaltar que, quanto maior o grão austenítico, mais grosseira será a martensita pós têmpera e assim, menor será a dureza deste microconstituente quando comparado a outras condições de austenitização, justificando a estabilização e leve queda de microdureza das amostras a partir de 820°C.



**Figura 15 - Valores médios de microdureza Vickers e respectivos desvios em função da temperatura de austenitização, para amostras submetidas a um resfriamento acelerado a 100°C/s e na condição de temperado e revenido.**

Pode-se observar que com o aumento da temperatura de austenitização de 750°C para 880°C, houve um incremento de 30% na fração de martensita o que justifica um aumento de aproximadamente 150HV na dureza deste aço. Destaca-se que na amostra

austenitizada a 750°C, menor temperatura avaliada e, portanto, mais próxima de  $A_{c1}$ , não se verificou a existência de perlita na microestrutura (Figura 11(a)), mas sim de cerca de 29% de ferrita e 70% de martensita. Como descrito nas Tabelas 2 e 5, o aço aqui estudado era originalmente constituído por 34% de ferrita e 66% de perlita, portanto, este resultado indica que, nesta condição de austenitização, toda a perlita, assim como cerca de 5% de ferrita primária foram consumidos. Desta forma, pode-se afirmar que, para este aço, este seria um cenário de austenitização intercrítica muito próximo daquele que pode conferir ao material a máxima fração de ferrita primária possível em uma estrutura bifásica (ferrita-martensita).

### 3.3.4 Efeito da Temperatura de Austenitização sobre as Temperaturas de Início e Final de Transformação Martensítica

Como explicado no tópico de Materiais e Métodos, foram determinadas por meio de técnicas de dilatométrica as temperaturas de início e final da transformação martensítica ( $M_s$  e  $M_f$ , respectivamente) para o aço estudado. A Tabela 7 apresenta os resultados obtidos por dilatométrica.

**Tabela 7 - Temperaturas de início e final da transformação martensítica em função da temperatura de austenitização medidas por dilatométrica.**

Temperatura de Austenitização (°C)	$M_s$ (°C)	$M_f$ (°C)
750°C	279	123
760°C	317	144
770°C	334	175
780°C	351	179
790°C	358	181
820°C	366	192
850°C	367	202
880°C	368	207
950°C	371	212
1100°C	377	223
1200°C	381	236

Para melhor entendimento da influência da temperatura de austenitização sobre as temperaturas críticas, é necessário dividir os resultados em duas etapas devido à existência de dois mecanismos distintos que influenciam o início da transformação martensítica. A primeira etapa se limita ao campo intercrítico, ou seja, temperaturas

inferiores a 820°C, onde  $M_s$  é influenciada diretamente pelo teor de carbono na fase austenita. Já a segunda etapa se refere ao estágio de austenitização completa (temperaturas acima de 820°C), onde o parâmetro tamanho de grão austenítico torna-se mais influente nas temperaturas críticas, visto que nesta condição, a composição química da austenita passa a ser a mesma.

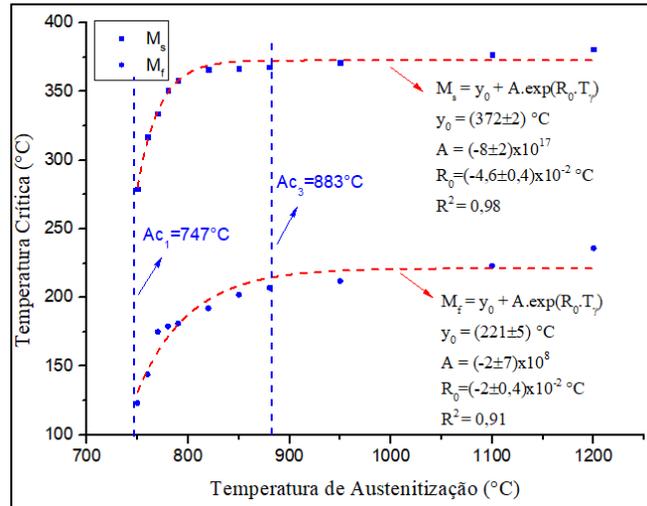
Segundo alguns autores, com o aumento da temperatura  $M_s$  poderá haver uma tendência de formação de estruturas martensíticas mais grosseiras, afetando assim a relação resistência mecânica-tenacidade do produto de tratamento térmico, sendo, portanto, importante mapear a variação desta temperatura crítica em função da temperatura de austenitização (PIMENTA, MAGALHÃES, CAMPOS e FARIA, 2021; DING *et al.*, 2014; SOUZA, MOREIRA e FARIA, 2020; DE FARIA *et al.*, 2020).

A Figura 16 apresenta graficamente a relação entre as temperaturas críticas de início e final da transformação da martensita com a temperatura de austenitização ( $T_\gamma$ ) para o ciclo térmico de austenitização em uma temperatura  $T_\gamma$ , tempo de isoterma de 5 minutos e taxa de resfriamento de 100°C/s. Foram destacadas também as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  obtidas por dilatometria.

A temperatura de 820°C se mostrou importante para a transformação martensítica, visto que em temperaturas menores do que esta, as temperaturas críticas de transformação martensítica apresentam um comportamento exponencial seguido de um comportamento linear para temperaturas superiores. Além disso, de acordo com as microestruturas obtidas (Figura 11), a temperatura de 820°C foi a menor temperatura de austenitização em que se obteve uma microestrutura completamente martensítica após têmpera.

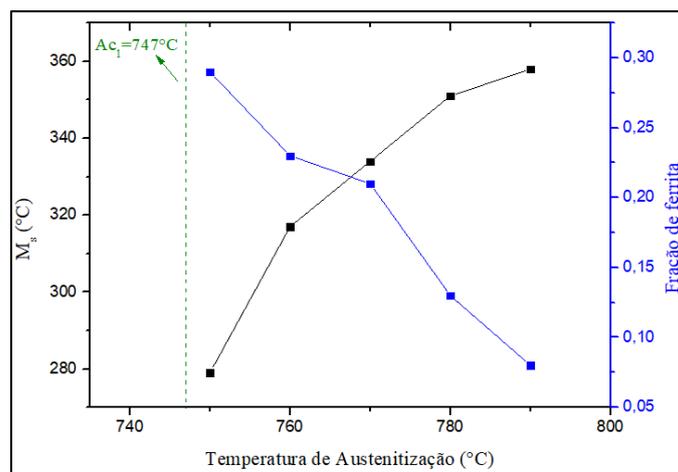
Foi possível também determinar uma equação de previsibilidade para a variação tanto de  $M_s$  e  $M_f$  como função da temperatura de austenitização (Equação 5), onde  $Y_0$ ,  $R_0$  e  $A$  são parâmetros de ajuste. Observa-se na Figura 16 que esta lei prevê com bastante acurácia as temperaturas tanto de início quanto de final da transformação martensítica para as condições propostas de estudo do aço.

$$M_{s,f} = Y_0 + A \cdot EXP(R_0 \cdot T_\gamma) \quad (5)$$



**Figura 16 - Efeito da temperatura de austenitização sobre as temperaturas de início e final de transformação martensítica para uma taxa de resfriamento de 100°C/s. Considerando-se a faixa de temperatura de austenitização entre 750° e 1200°C.**

Analisando as microestruturas bifásicas após tempera, foi possível estabelecer uma relação entre a fração de ferrita e a temperatura de início da transformação martensítica em função da temperatura de austenitização, como mostrado na Figura 17. Observa-se, que como esperado, a fração final de ferrita diminui com o aumento da temperatura de austenitização. Além disso, nota-se mais uma vez a influência do tempo de isoterma, contribuindo para o crescimento e estabilização da austenita e levando o sistema a se aproximar cada vez mais da condição observada no equilíbrio (Figura 8).



**Figura 17 - Fração de ferrita e temperatura de início da transformação martensítica em função da temperatura de austenitização para temperaturas de austenitização entre 750 e 790°C.**

Como descrito anteriormente, a concentração de carbono na austenita tende a diminuir com o aumento da temperatura, o que de fato, favorece a formação da martensita em maiores temperaturas.

Observa-se na Figura 15 e na Figura 16, que no campo bifásico (temperaturas inferiores a 820°C) tanto a microdureza, quanto a temperaturas críticas apresentaram um crescimento exponencial, isto é um indicativo que a dureza da amostra será fortemente influenciada pela fração martensítica obtida por têmpera.

A transformação martensítica é controlada por um balanço de energia livre de naturezas química e não química. Para que um cristal de martensita seja formado durante um resfriamento acelerado, a variação de energia de natureza química deve ser maior, em módulo, do que a variação de energia livre de natureza não química. As energias de natureza não química são contrárias à ocorrência da transformação martensítica, e estão relacionadas às energias de formação de novas interfaces, de deformações plástica e elástica decorrentes da mudança estrutural, assim como, à energia necessária para a rápida movimentação das interfaces (SOUZA, MOREIRA e FARIA, 2020).

Com o aumento da temperatura de austenitização, ocorre uma diminuição da densidade de descontinuidades estruturais no material e isto facilita as deformações plástica e elástica, decorrentes da transformação martensítica. Neste cenário, a variação da componente de energia livre de natureza não química diminui, levando também a uma diminuição da variação de energia química necessária para promover a transformação martensítica. Isto exige, portanto, um menor super-resfriamento da austenita e, conseqüentemente, há um aumento das temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  (VAN BOHEMEN; SIETSMA, 2014; PIMENTA, MAGALHÃES, CAMPOS e FARIA, 2021).

Como descrito anteriormente, a transformação martensítica nas condições propostas deste trabalho se dá em duas etapas que influenciam diretamente a microestrutura final do aço, e conseqüentemente suas propriedades mecânicas.

Na etapa representada pelo campo intercrítico tem-se a difusão de elementos e a transformação de fases (ferrita-austenita) como fator fundamental para determinação de  $M_s$ . Como já apresentado, na concentração de fases no equilíbrio (Figura 8(b)), o teor de carbono na austenita tende a diminuir à medida que a temperatura do sistema aumenta e segundo Maalekin (2007), com a diminuição da concentração de carbono na austenita, a transformação martensítica é facilitada, o que contribui para a sua formação em temperaturas cada vez mais elevadas. Além disso, como também apresentado na Figura

8(b), o aumento da temperatura promove a decomposição da ferrita em austenita, e, portanto, a fração de austenita aumenta às custas da diminuição da fração de ferrita. Este aumento da estabilidade da fase austenita faz com que as energias necessárias para mover a interface austenita-martensita e para acomodar a deformação elástica causada pela transformação martensítica cresçam e, conseqüentemente,  $M_s$  aumenta.

A segunda etapa, onde ocorreu a austenitização completa, o gradiente químico de carbono deixou de ser expressivo já que a composição química da austenita é constante. Entretanto, o tamanho de grão austenítico se tornou um fator predominante na influência de  $M_s$ . Estudos prévios alegam que se há algum incremento nas restrições à deformação da matriz austenítica, será observado um aumento da energia necessária para deformar-la plasticamente durante a nucleação da martensita. Alguns autores afirmam que a diminuição do grão austenítico pode ser classificado como uma restrição à deformação plástica, e devido a isso, a força motriz de origem química necessária para a ocorrência de uma transformação martensítica aumenta, provocando uma diminuição nas temperaturas  $M_s$  (SOUZA, MOREIRA e FARIA, 2020; GAO *et.al.*, 2014; CELADA-CASERO, SIETSMA e SANTOFIMIA, 2019).

Apesar de possuírem uma dureza menor do que as amostras majoritariamente martensíticas, a presença simultânea de ferrita e martensita nas microestruturas bifásicas fornece uma combinação satisfatória de ductilidade e resistência mecânica, similar ao comportamento mecânico de alguns materiais compósitos. A resistência mecânica do aço é fortemente controlada pela fração de martensita, enquanto a ductilidade é determinada pela matriz dúctil ferrítica, adicionalmente, pela morfologia (forma, tamanho) e distribuição de ilhas martensíticas. Além disso, aços DP possuem um limite de escoamento relativamente menor e uma alta taxa de endurecimento durante a deformação plástica. (DE FARIA *et al.*, 2020).

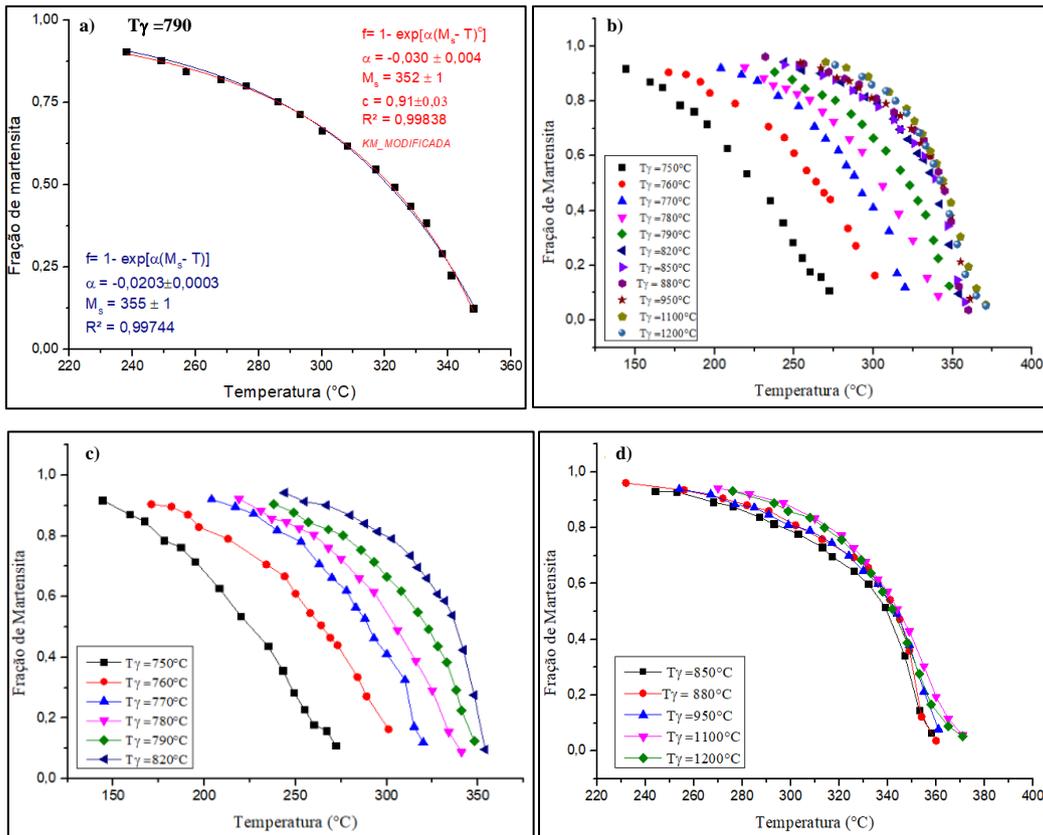
### 3.3.5 Efeito da Temperatura de Austenitização sobre a Cinética de Transformação Martensítica

Foi determinada pelo método da Regra da Alavanca (Equação 6) a fração de austenita transformada em martensita como função da temperatura no resfriamento contínuo, considerando toda fração de austenita disponível se transformando em martensita, ou seja, a fração final de martensita será sempre igual a 1.

$$\text{Fração de martensita} = \frac{(\varepsilon_{\text{medido}} - \varepsilon_{\text{mínimo}})}{(\varepsilon_{\text{máximo}} - \varepsilon_{\text{mínimo}})} \quad (6)$$

Em seguida foi empregada a equação clássica de Koistinen e Marburger (Equação 1 – modelo KM), assim como uma adaptação mais recente dela (Equação 2 – modelo KM-modificado) foram ajustadas aos dados experimentais por meio de regressões não lineares executadas no *software* Origin 9.0.

A Figura 18(a) apresenta exemplos de ajustes das duas equações nos dados da amostra austenitizada a 790°C, já a Figura 18 (b) apresenta a evolução da transformação martensítica em função da temperatura. Para facilitar o entendimento, os dados foram divididos em outras duas condições; sendo Figura 18 (c) condições bifásicas (ferrita + austenita), ou seja, temperaturas onde o sistema ficou no intercrítico (entre 750°C e 820°C). Nesta condição não será analisado o efeito do crescimento de grão austenítico sobre a cinética da transformação martensítica; e (d) condição de austenitização completa (temperaturas acima de 820°C), ou seja, onde obteve-se uma microestrutura completamente martensítica após têmpera. Nesta condição, como o tempo de isoterma foi fundamental para trazer o sistema um pouco mais para a condição de equilíbrio, isolou-se o efeito do tamanho de grão austenítico.



**Figura 18 - Efeito da temperatura de austenitização sobre a cinética de transformação martensítica em amostras do aço estudado submetidas a resfriamento a 100°C/s. a) Exemplo de ajustes dos modelos KM e KM-modificado aos dados cinéticos referentes à temperatura de austenitização de b) Todas as temperaturas  $T_\gamma$ . c) Condições bifásicas. d) Austenitização completa.**

Para todas as temperaturas de austenitização avaliadas as Equações 1 e 2 se ajustaram bem aos dados experimentais, com valores de coeficiente de determinação  $R^2$  sempre superiores a 0,98, como mostra a Tabela 8. Destaca-se que, de forma geral, tanto o modelo KM quando o KM-modificado subestimam um pouco a temperatura  $M_s$  para maiores temperaturas de austenitização. Esta observação está em acordo com a literatura que discute que o modelo KM, assim como algumas de suas adaptações, não são capazes de prever o efeito autocatalítico no início da transformação martensítica.

Além disso, partir dos resultados obtidos na Figura 18 (c), fica evidente a influência da temperatura de austenitização intercrítica sobre a cinética de transformação martensítica, visto o espaçamento entre as curvas de transformação, isto confirma que quanto maior  $T_\gamma$  (compreendida no campo intercrítico), menor será a concentração de

carbono na austenita assim, maior será a temperatura de início de formação da martensita e mais rapidamente ela se transforma por completo, tendo em vista o aumento da inclinação das curvas.

**Tabela 8 – Parâmetros de ajustes para as Equações 1 e 2 aos dados experimentais obtidos por dilatometria e na Figura 18 - (b), (c) e (d).**

Temperatura de Austenitização (T <sub>γ</sub> , °C)	Ms (°C)	KM (Equação)			KM-Modificado (Equação)			
	Dilatometria	Ms (°C)	α(°C <sup>-1</sup> )	R <sup>2</sup>	Ms (°C)	α(°C <sup>-1</sup> )	c	R <sup>2</sup>
750	279	279	-1,4x10 <sup>-6</sup>	0,98	294	-7x10 <sup>-4</sup>	1,6	0,99
760	317	307	-1,7x10 <sup>-6</sup>	0,99	317	-6x10 <sup>-3</sup>	1,2	0,99
770	334	328	-1,9x10 <sup>-6</sup>	0,99	327	-1,6x10 <sup>-3</sup>	1	0,99
780	351	344	-1,8x10 <sup>-6</sup>	0,99	347	9,0x10 <sup>-3</sup>	1,1	0,99
790	358	355	-2,0x10 <sup>-2</sup>	0,99	352	-3,0x10 <sup>-2</sup>	0,9	0,99
820	366	359	-3,0x10 <sup>-2</sup>	0,98	355	7,9x10 <sup>-2</sup>	0,9	0,99
850	367	361	-2,7x10 <sup>-2</sup>	0,99	358	-5,0x10 <sup>-2</sup>	0,8	0,99
880	368	361	-3,2x10 <sup>-3</sup>	0,98	355	1,5x10 <sup>-1</sup>	0,6	0,99
950	371	364	-2,8x10 <sup>-3</sup>	0,97	358	-1,0x10 <sup>-1</sup>	0,7	0,99
1100	377	366	-3,2x10 <sup>-2</sup>	0,99	370	2,0x10 <sup>-2</sup>	1,1	0,99
1200	381	369	-2,6x10 <sup>-2</sup>	0,97	368	1,4x10 <sup>-2</sup>	1,2	0,99

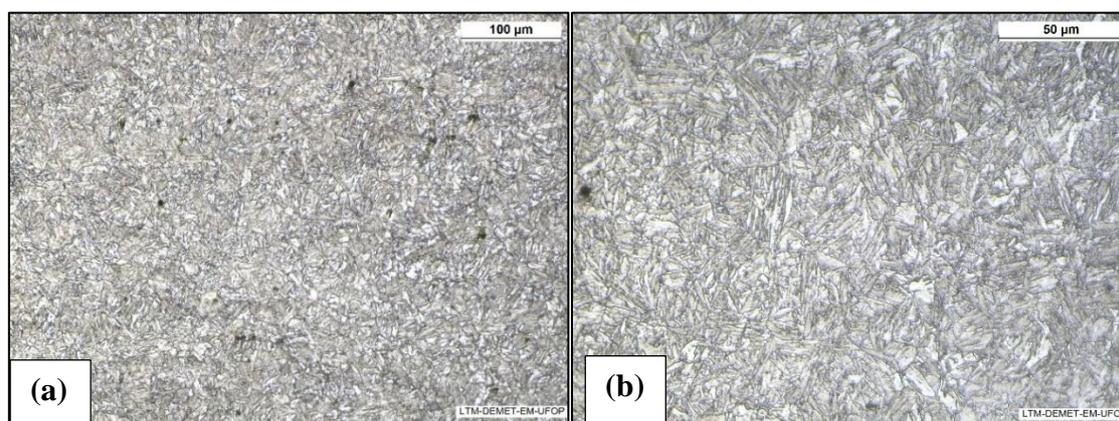
Para as temperaturas onde houve austenitização completa (Figura 18(d)) pode-se observar que o espaçamento entre curvas reduziu, o que implica que não há uma grande variação de M<sub>s</sub> para maiores temperaturas de austenitização. A sobreposição de curvas implica também que sob o ponto de vista cinético, a temperatura de austenitização completa não exerce muita influência sobre a velocidade da transformação, já que nestas condições, os grãos austeníticos já estão desenvolvidos e todo o carbono já foi dissolvido, vide concentrações de fase no equilíbrio (Figura 8(b)).

Analisando os modelos cinéticos adaptados, é possível notar um comportamento similar a todas temperaturas de austenitização; o estágio inicial da transformação martensítica é caracterizado por um comportamento abrupto (elevada velocidade), representado graficamente como uma maior inclinação da curva. À medida em que ocorre um super-resfriamento, a velocidade da transformação de fase começa a diminuir (diminuição da inclinação da curva) até atingir valores muito baixos próximos ao final da transformação. As elevadas taxas de transformação martensítica nos estágios iniciais é

consequência direta do efeito autocatalítico, ou seja, os primeiros cristais de martensita, ao se formarem, acabam estimulando a nucleação de outros cristais em suas vizinhanças. Observa-se também que com a diminuição da temperatura e o aumento da concentração de carbono na austenita haverá maior restrição à deformação da austenita, ou seja, à medida que os cristais de martensita vão se formando, se torna cada vez mais difícil a acomodação das deformações na austenita ainda não transformada e isso impacta negativamente sobre a velocidade de transformação martensítica. O que é graficamente representado pelo abaixamento dos picos de velocidade (velocidade máxima de transformação), à medida que se diminui  $T_\gamma$  (SOUZA, MOREIRA e FARIA, 2020).

### 3.3.6 Caracterização Microestrutural da Simulação de Têmpera e Revenimento

No intuito de comparar os resultados obtidos neste trabalho com as condições usualmente empregadas na indústria para a produção de tubos sem costura, via processo de laminação *Mannesmann*, foi simulado um tratamento térmico de têmpera e revenimento, o ciclo térmico consistiu no aquecimento da amostra até a temperatura de 950°C com uma taxa de aquecimento de 3°C/s e tempo de encharque de 5 minutos, seguido de um resfriamento acelerado a 100°C/s até a temperatura ambiente e revenido a 650°C por 30 minutos e resfriado a temperatura constante de 3°C/s até a temperatura ambiente. A Figura 19 mostra a microestrutura de martensita revenida referente ao corpo de prova submetido ao ciclo térmico descrito.



**Figura 19 – Microestrutura da martensita revenida obtida após tratamento térmico de têmpera e revenimento. Seção Transversal – MO – (a) 200x, (b) 500x. Ataque: Nital 2%.**

Como descrito no tópico de materiais e métodos, esta amostra foi submetida a ensaios de microdureza Vickers foram executados e os resultados obtidos nessa etapa são observados na Tabela 9.

**Tabela 9 – Microdureza Vickers após ciclo térmico de têmpera e revenimento.**

<b>Microdureza Vickers amostra temperada e revenida (HV)</b>										
(HV)	270	273	272	277	271	269	278	263	271	273
<b>Média</b>	272									
<b>Desv.Pad</b>	4									

Observa-se que a microdureza média da microestrutura constituída por martensita revenida é consideravelmente menor do que todas as obtidas após tratamento térmico de austenitização intercrítica seguido de têmpera, já que a amostra de menor temperatura de austenitização (750°C), que apresentou uma microestrutura mais macia que as outras amostras submetidas à maiores temperaturas, possui uma dureza média de 416 HV (Figura 15), valor aproximadamente 53% maior que o apresentado na amostra temperada e revenida. O que mostra o potencial das microestruturas bifásicas enquanto resistência ao esforço mecânico. Já sob o ponto de vista econômico, fica evidente que o tratamento térmico de austenitização intercrítica seguido de têmpera apresenta um menor custo de produção principalmente por dois motivos. 1) eliminação do tratamento térmico de revenimento e 2) obtenção de uma microestrutura que apresenta uma maior dureza e possivelmente uma melhor relação resistência mecânica/ductilidade que a martensita revenida a 650°C, mesmo para a menor temperatura de austenitização.

Sena e Godefroid (2016) avaliaram a influência de tratamentos térmicos de normalização e têmpera e revenimento sobre as microestruturas e propriedades mecânicas de um tubo de aço sem costura do tipo API 5L, onde a microestrutura composta por martensita revenida, proveniente do revenimento, possui maior tenacidade à fratura que a microestrutura composta por ferrita/perlita proveniente da normalização, mas sua resistência ao crescimento de trincas por fadiga é menor que os de estrutura bandeada.

## 4 CONCLUSÕES

O aço API 5CT-L80 foi caracterizado em seu estado de entrega que é resultante de uma laminação de tubo sem costura (Processo *Mannesmann*) não controlada e resfriada ao ar. Sua composição química é compatível com a norma estabelecida para o grau L80 tipo 1, seu baixo teor de carbono e elementos de liga contribuem para sua determinação como um aço ARBL.

A simulação computacional foi realizada e determinou-se as temperaturas críticas de austenitização  $A_1$  e  $A_3$ , sendo respectivamente  $705^\circ\text{C}$  e  $801^\circ\text{C}$ . Foram determinados também as frações de fases e a concentração de carbono na austenita, no equilíbrio, como função da temperatura de austenitização. Como esperado, tanto a fração de ferrita como a concentração de carbono decrescem às custas do aumento da estabilidade da austenita devido ao aumento da temperatura de austenitização do sistema.

Por meio de técnicas de dilatométrica determinou-se os valores médios das temperaturas críticas de austenitização fora do equilíbrio  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , sendo respectivamente  $747^\circ\text{C}$  e  $883^\circ\text{C}$ . Estas temperaturas foram maiores que as calculadas no equilíbrio devido ao efeito da taxa de aquecimento das amostras ( $3^\circ\text{C/s}$ ), visto que não houve alteração na composição química do aço.

Após o ciclo térmico de austenitização a  $T_\gamma$  com tempo de isoterma de 5 minutos, seguido de têmpera, observou-se que as amostras austenitizadas até a temperatura de  $820^\circ\text{C}$  apresentaram uma microestrutura bifásica, já as amostras aquecidas em temperaturas superiores, mesmo estando no campo intercrítico como previsto pelos ensaios de dilatométrica, apresentaram uma microestrutura final majoritariamente martensítica. Isto se deu pelas condições favoráveis ao crescimento e estabilidade da fase austenítica devido ao tempo de isoterma adotado.

As frações médias de ferrita decresceram à medida que se aumentou a temperatura de austenitização, e conseqüentemente as frações médias de martensita aumentaram, o que era previsto com o aumento da fração da fase austenítica. Vale ressaltar que a maior fração média de ferrita decorrente da menor temperatura de austenitização ( $750^\circ\text{C}$ ) foi de 0,29, este valor máximo se aproxima ao obtido no estado de entrega (0,33).

As microdurezas globais das amostras tenderam a aumentar à medida que se aumentou a temperatura de austenitização intercrítica (entre  $750^\circ\text{C}$  e  $820^\circ\text{C}$ ). Entretanto, em condições de austenitização completa (acima de  $820^\circ\text{C}$ ), verificou-se uma suave

diminuição da microdureza global com o aumento da temperatura de austenitização. Isto ocorreu devido ao crescimento de grão austenítico prévio e à uma pequena mudança de morfologia da estrutura martensítica, sendo ela mais grosseira quanto maior o tamanho de grão austenítico.

A temperatura crítica de início da transformação martensítica ( $M_s$ ), obtida por técnicas de dilatométrica para o aço estudado, cresce com o aumento da temperatura de austenitização. Os principais fatores que explicam este comportamento são a diminuição da concentração de carbono e de descontinuidades estruturais na austenita.

Foi possível também propor uma equação de previsibilidade para a variação tanto de  $M_s$  quanto  $M_f$  como função da temperatura de austenitização intercrítica, que apresentou uma excelente acurácia.

Verificou-se que os modelos propostos por Koistinen e Marburger (KM) e Lee e Van Tyne (KM\_Modificada) foram eficientes para prever fração de martensita em função da temperatura para todas as condições propostas no trabalho. Tanto o modelo KM quanto o modelo KM-modificado tiveram boa aderência aos dados cinéticos experimentais. Sendo propostas então, constantes de ajustes que podem ser utilizadas para se modelar a cinética de transformação martensítica neste aço em diferentes condições de austenitização intercrítica.

Considerando as condições propostas neste trabalho, foi possível avaliar o efeito de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica em diferentes temperaturas para obter uma microestrutura bifásica ferrita/martensita para o aço API 5CT-L80. Dentre todas as temperaturas, destaca-se a menor delas (750°C), visto que ela apresentou a menor fração de martensita e uma dureza média global de 416 HV, cerca de 53% maior do que a dureza média global da amostra onde simulou-se o tratamento térmico de têmpera e revenimento em condição usualmente empregada na indústria para a produção de tubos sem costura, via processo de laminação *Mannesmann*.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM E112-13. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

ASTM E1245 - **Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis**.

ASTM, E3. **Preparation of metallographic specimens**, Annu. B. ASTM Stand, v. 11, p. 1-17, 2017.

ASTM Standard E 562, 2002: **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**, ASTM International, West Conshohocken, PA, EUA (2002) DOI: 10.1520/E0562-02, <[www.astm.org](http://www.astm.org)>. Acesso em 05 ago. 2021.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Modeling of steel welds**. Materials Science and Technology, v. 8, p. 123-133, 1992.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels. **Microstructure and Properties**, v. 344, 2006.

BASTIDAS, D. M. et al. **Corrosion mechanisms of high-Mn twinning-induced plasticity (TWIP) steels: A critical review**. Metals, v. 11, n. 2, p. 287, 2021.

BATALHA, R. L., GODEFROID, L. B., FARIA, G. L. D., PORCARO, R. R., CÂNDIDO, L. C., & TRINIDADE, V. B. **Strain Ageing in Welded Joints of API5L X65Q Seamless Pipes**. Soldagem & Inspeção, v. 20, n. 3, p. 324-332, 2015.

CELADA-CASERO, C.; SIETSMA, J.; SANTOFIMIA, M. J. **The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels**. Materials & Design, v. 167, p. 107625, 2019.

CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. **Deformation and fracture mechanisms in fine-and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging**. Acta Materialia, v. 59, n. 2, p. 658-670, 2011.

CALLISTER, WILLIAM D., **Materials science, and engineering: an introduction / William D. Callister, Jr., David G. Rethwisch. –8th ed**, 2011.

CONTINENTAL TRADING. **API 5CT Petroleum Casing Pipe**. Disponível em: <http://www.continentaltradingco.com/index.php/en/template/2013-12-10-17-25-44/pipes-tubings/octg/itemlist/category/171-api-5ct-180-petroleum-casing-pipe>. Último acesso em novembro de 2020.

CIRIMELLO, P. G. *et al.* **Failure and integrity analysis of casings used for oil well drilling**. Engineering failure analysis, v. 75, p. 1-14, 2017.

DING, *et al.* Effect of intercritical temperature on quenching and partitioning steels originated from martensitic pre-microstructure. **Journal of Materials Research**, v. 29, n. 21, p. 2525-2533, 2014.

DE FARIA, G. L. *et al.* **Effect of martensite volume fraction on the mechanical behavior of an UNS S41003 dual-phase stainless steel**. Materials Science and Engineering: A, v. 797, p. 140208, 2020.

GHAHERI, A.; SHAFYEI, A.; HONARMAND, M. **Effects of inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dual-phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles**. Materials & Design (1980-2015), v. 62, p. 305-319, 2014.

GRITTI, J. A.; CANGUE F. J. R.; GODEFROID L. B. **Fatigue crack growth in two dual phase steels used in automotive wheels discs**. In: INTERNATIONAL FATIGUE CONFERENCE. 2002. p. 2-7.

KANG, Y. L.; HAN, Q. H.; ZHAO, X. M. CAI, M. H. **Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium**. Materials & Design, v. 44, p. 331-339, 2013.

KEELER S., KIMCHI M., MOONEY, P.J. **Advanced high-strength steels application guidelines version 6.0**. Middletown, OH: World Auto Steel; 2017.

KOISTINEN, D.P; MARBURGER, R.E. **A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron carbon alloy and plain carbon steels**. Acta Metallurgica, v.7, p.59-60, 1959.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, antiperformance**. 3º Edition. Ohio: ASM International, 2005.

KUMAR, S.; DESAI, R. **Effect of boron micro-alloying on microstructure and corrosion behavior of dual-phase steel.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 28, n. 10, p. 6228-6236, 2019.

LEE, S. J.; VAN TYNE, J. **A kinetics model for martensite transformation in plain carbon and low-alloyed steels.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 43, n. 2, p. 422-427, 2012.

MUJAHID, S. A.; BHADSHIA, H. K. D. H. Partitioning of carbon from supersaturated ferrite plates. **Acta metallurgica et materialia**, v. 40, n. 2, p. 389-396, 1992.

NÓBREGA, A. C. V., BARBOSA, A. F. F., SILVA, D. R., PIMENTA, G. S. **Proposta De Um Plano De Monitoramento E Controle De Corrosão Para Dutos De Transporte.** Salvador: 6º COTEQ (Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos), 2002.

NYSSÖNEN, T. *et al.* Crystallography and mechanical properties of intercritically annealed quench and partitioned high-aluminum steel. **Materials Characterization**, v. 148, p. 71-80, 2019.

PALMER, A. C.; KING, R. A. **Subsea Pipeline Engineering.** 2. Ed. Oklahoma, USA: PennWell Corporation, 2008.

PARK, K.; NISHIYAMA, M.; NAKADA, N.; TSUCHIYAMA, T; TAKAKI, S. **Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel.** Materials Science and Engineering: A, v. 604, p. 135-141, 2014.

PIMENTA, N. A. B., MAGALHÃES, C. H. X. M., CAMPOS, P. H. K., FARIA, G. L. **Efeitos de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica na microestrutura, partição de elementos e temperatura Ms em um aço TRIP780.** Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 18, p. 0-0, 2021.

RODRIGUES, K. F.; MOURAO, G.; FARIA, G. L. **Kinetics of isothermal phase transformations in premium and standard rail steels.** steel research international, v. 92, n. 2, p. 2000306, 2021.

RODRIGUES, K. F.; FARIA, G. L. **Characterization and Prediction of Continuous Cooling Transformations in Rail Steels.** Materials Research, v. 24, 2021.

SENA, B. M.; GODEFROID, L. B. **Avaliação da influência de diferentes tratamentos térmicos sobre as microestruturas e propriedades mecânicas de tubos de aço sem costura do tipo API 5L.** Universidade Federal de Ouro Preto–Rede Temática em Engenharia de Materiais–REDEMAT, Ouro Preto, MG, Brasil, 2016.

SHUKLA R., GHOSH S. K.; CHACKRABARTI, D.; CHATTERJEE S. **Microstructure, texture, property relationship in thermo-mechanically processed ultra-low carbon microalloyed steel for pipeline application.** Materials Science and Engineering: A, v. 587, p. 201-208, 2013.

SILVA NETO, O. V. **Obtenção de grãos ferríticos ultrafinos em aços baixo-carbono através do processamento subcrítico.** 2006. 112 f. 2006. Tese de Doutorado. Tese (Doutorado)–Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

SOUZA, S.; MOREIRA, P. S.; FARIA, G. L. **Austenitizing temperature and cooling rate effects on the martensitic transformation in a microalloyed-steel.** Materials Research, v. 23, 2020.

URBAND, B. E.; MOREY, S. **High strength sour service C110 casing.** In: SPE/IADC drilling conference. OnePetro, 1999.

VAN BOHEMEN, S. M. C.; SIETSMA, J. **Effect of composition on kinetics of athermal martensite formation in plain carbon steels.** Materials science and technology, v.25, n.8, p.1009-1012, 2009.

VAN BOHEMEN, S. M. C.; SIETSMA, J. **Kinetics of martensite formation in plain carbon steels: critical assessment of possible influence of austenite grain boundaries and autocatalysis.** Materials Science and Technology, v. 30, n. 9, p. 1024-1033, 2014.

ZHENG, C.; RAABE, D. **Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: A cellular automaton model.** Acta Materialia, v. 61, n. 14, p. 5504-5517, 2013.

