



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO, DE CIÊNCIAS EXATAS E EDUCAÇÃO
COORDENADORIA ESPECIAL DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO ENGENHARIA DE MATERIAIS

Ana Carolina Muniz

**Influência dos parâmetros de recozimento de esferoidização nas características
microestruturais e mecânicas do aço SAE 8630**

Blumenau

2023

Ana Carolina Muniz

Influência dos parâmetros de recozimento de esferoidização nas características microestruturais e mecânicas do aço SAE 8630

Trabalho de Conclusão de Curso submetido ao curso de Engenharia de Materiais do Campus Blumenau da Universidade Federal de Santa Catarina como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharela em Engenharia de Materiais.

Orientador(a): Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva

Blumenau

2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Muniz, Ana Carolina
Influência dos parâmetros de recozimento de
esferoidização nas características microestruturais e
mecânicas do aço SAE 8630 / Ana Carolina Muniz ; orientador,
Wanderson Santana da Silva, 2023.
74 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -
Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau,
Graduação em Engenharia de Materiais, Blumenau, 2023.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. Recozimento de
Esferoidização. 3. Microestrutura. 4. Propriedades
Mecânicas. I. Silva, Wanderson Santana da . II.
Universidade Federal de Santa Catarina. Graduação em
Engenharia de Materiais. III. Título.

Ana Carolina Muniz

Influência dos parâmetros de recozimento de esferoidização nas características microestruturais e mecânicas do aço SAE 8630

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do título de Bacharela e aprovado em sua forma final pelo Curso Engenharia de Materiais

Blumenau, 23 de junho de 2023.



Ana Carolina Muniz
Aluna



Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva
Orientador

Banca examinadora



Prof. Me. Leonardo Haerter dos Santos
Gerdau



Prof. Dr. Marcio Roberto da Rocha
Universidade Federal de Santa Catarina



Eng. Me. Bruno Vaz de Souza
Gerdau

Blumenau, 2023

AGRADECIMENTOS

À empresa Gerdau – Charqueadas (RS) por tornar possível a execução deste trabalho e pela oportunidade de trilhar minha carreira na empresa, no início como estagiária e hoje como analista de processo de Tratamento Térmico.

À equipe do Tratamento Térmico, por todo suporte e cuidado na realização dos testes em escala industrial, em especial ao colega Diego Ataia, pela amizade e apoio em minhas atividades técnicas e diárias.

À equipe do Laboratório Metalúrgico, pelo apoio na realização dos ensaios, em especial aos colegas Felipe Cabral e Edy, pela paciência com as minhas inúmeras análises e por guardarem minhas amostras com tanto cuidado.

Ao meu colega de trabalho e amigo Bruno Vaz, pela atenção e tempo dedicados a mim desde o período de estágio, por confiar no meu trabalho, acompanhar meu desenvolvimento e me incentivar a construir o meu lugar na empresa.

À Universidade Federal de Santa Catarina campus Blumenau e aos professores que, ao longo da graduação, transmitiram seus conhecimentos e contribuíram para minha formação como engenheira, em especial ao professor Wanderson Santana, que me orientou acerca das atividades realizadas.

E principalmente à minha família, Felipe, Silvania e Eduarda, que desde o início me apoiaram no processo de mudança para o Rio Grande do Sul e que mesmo de longe, seguem torcendo por mim.

RESUMO

A competitividade do mercado automotivo estimula a busca constante por processos de manufatura que sejam mais econômicos e competitivos para o negócio. Entre esses processos, está a conformação a frio, considerado economicamente competitivo, porém, que necessita de escolha adequada da matéria prima, que deve passar por um processo intermediário de tratamento térmico de esferoidização, a fim de melhorar a conformabilidade. As características requisitadas para a matéria prima são determinadas pelas empresas, que especificam grau de esferoidização, dureza e tamanho de grão. Uma determinada indústria metalúrgica, a fim de entender a demanda de material esferoidizado sinalizado pelo mercado automotivo, aplica ciclos de tratamento térmico de esferoidização, cuja a escolha de parâmetros do processo, como tempo e temperatura de recozimento e taxa de resfriamento, são determinantes para atender os requisitos de qualidade do cliente. A otimização destes parâmetros, mantida a qualidade requerida, é demanda permanente do setor metalúrgico, na busca de redução do consumo de energia e redução dos tempos de processo. Neste contexto, este trabalho buscou entender a influência dos parâmetros de tempo, temperatura e taxa de resfriamento nas propriedades microestruturais e mecânicas do aço SAE 8630, com o propósito de encontrar os parâmetros ótimos para um ciclo de recozimento produtivo e que atenda aos requisitos mínimos de qualidade exigidos pelo setor metalmeccânico. Foram realizadas duas séries de experimentos: i) em escala laboratorial, no simulador termomecânico Gleeble 3800-CTG, em que foram aplicados 3 ciclos de tratamento térmico de esferoidização com diferentes taxas de resfriamento, seguidos de avaliação microestrutural e da dureza, de forma a se determinar a taxa de resfriamento mínima que garanta os parâmetros microestruturais e mecânicos exigidos para o aço SAE 8630; ii) em escala industrial, foram aplicados 12 ciclos de tratamento térmico de esferoidização distintos, em um forno contínuo, seguido pela caracterização mecânica e microestrutural através da análise metalográfica, ensaio de dureza Brinell, ensaio de tração e ensaio de impacto Charpy, além de análises de imagens através de software, para quantificação do número e tamanho de carbonetos esferoidizados em cada condição. Observou-se que existe uma transição entre as propriedades mecânicas e microestruturais com a variação da quantidade e tamanho dos carbonetos na matriz como resultados dos ciclos térmicos testados. Todos os testes realizados apresentaram grau de esferoidização acima de 60%. Foi observado que os parâmetros de tempo e temperatura de patamar exercem influência significativa no aumento do grau de esferoidização e redução dos valores de dureza. Para a taxa de resfriamento, os resultados obtidos indicam que a microestrutura e dureza não sofreram significativa influência com a variação do parâmetro, avaliado em laboratório e em escala industrial. Os níveis de dureza de grau de esferoidização exigidos pelos clientes foram garantidos apenas nos tratamentos térmicos realizados em tempos e temperaturas mais elevados. Verificou-se a redução dos valores de LR pelo aumento do tempo e temperatura de patamar, e aumento da ductilidade com o aumento da temperatura. A respeito da tenacidade ao impacto, notou-se uma tendência de aumento com o crescimento do tamanho médio dos carbonetos e com a aplicação de ciclos de maior tempo e temperatura. Diante dos resultados obtidos e com o propósito de aumentar a produtividade, o ciclo térmico sugerido neste estudo foi 725°C por 6 horas, na taxa de resfriamento de 25°C/h. Este ciclo proposto está sendo empregado na produção, atendendo os requisitos de qualidade exigidos.

Palavras-chave: Recozimento de Esferoidização; Temperatura; Tempo; Microestrutura, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The competitiveness of the automotive market encourages the constant search for manufacturing processes that are more resilient and competitive for the business. One of the main processes is cold forming, considered economically competitive, however it requires an adequate choice of raw materials, which must undergo an intermediate process of spheroidization heat treatment, in order to improve formability. The characteristics requested for the raw material are determined by the company, which specify the spheroidization's degree, hardness and grain size. A certain metallurgical industry, in order to understand the demand for spheroidized material signaled by companies in the automotive market, applies spheroidization heat treatment cycles, whose choice of process parameters, such as annealing time and temperature and cooling rate, are decisive to meet customer's quality requirements. The optimization of these parameters, maintaining the necessary quality, is a permanent demand of the metallurgical sector, in the search for reduction of energy consumption and reduction of process times. In this context, this work sought to understand the influence of time, temperature and cooling rate parameters on the microstructural and mechanical properties of SAE 8630 steel, with the purpose of finding the ideal requirements for a productive annealing cycle that meets the minimum requirements of quality required by the metalworking sector. Two series of experiments were carried out: i) on a laboratory scale, in the thermomechanical simulator Gleeble 3800-CTG, in which 3 cycles of spheroidization heat treatment were applied with different cooling rates, followed by microstructure and hardness evaluation, in order to determine the minimum cooling rate that guarantees the microstructural and mechanical parameters required for SAE 8630 steel; ii) on an industrial scale, 12 distinct spheroidization heat treatment cycles were applied in a continuous furnace, followed by mechanical and microstructural characterization through metallographic analysis, Brinell hardness test, interpretation test and Charpy impact test, in addition to of images through software, for quantification of the number and size of spheroidized carbides in each condition. This work showed that there is a transition between mechanical and microstructural properties with the variation in the amount and size of carbides in the matrix as a result of the thermal cycles tested. All tests performed resulted on a degree of spheroidization above 60%. It was observed that the time and temperature parameters have a significant influence on the increase in the degree of spheroidization and decrease in hardness values. For the cooling rate, the results obtained show that the microstructure and hardness were not significantly influenced by the parameter variation, evaluated in the Gleeble test and on an industrial scale. The spheroidization grade hardness levels required by customers were only guaranteed in the heat treatments carried out at higher times and temperatures. There was a reduction in the LR values by increasing the time and temperature, and an increase in ductility with the increase in temperature. With regard to impact toughness, an upward trend was noted with the increase in the average size of the carbides and with the application of cycles of longer time and temperature. In view of the results obtained and with the aim of increasing productivity, the thermal cycle suggested in this study was 725°C for 6 hours, at a cooling rate of 25°C/h. This proposed cycle is being used in production, meeting the quality requirements required.

Keywords: Spheroidizing Annealing; Temperature; Time; Mechanical Properties; Microstructure.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	10
1.1	OBJETIVO GERAL.....	11
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	11
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
2.1	CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS	12
2.2	AÇO SAE 8630	13
2.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS	13
2.3.1	Recozimento de Esferoidização	14
2.3.1.1	<i>Processo de Esferoidização.....</i>	<i>15</i>
2.3.1.2	<i>Mecanismo de Esferoidização.....</i>	<i>18</i>
2.3.1.3	<i>Cinética de Esferoidização.....</i>	<i>21</i>
2.4	PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS E MECÂNICAS DOS AÇOS ESFEROIDIZADOS	25
2.4.1	Tamanho de Grão.....	25
2.4.2	Dureza.....	26
2.4.3	Tração.....	27
2.4.4	Impacto Charpy.....	29
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	29
3.1	AMOSTRAGEM.....	29
3.2	CICLO DE RECOZIMENTO EM LABORATÓRIO.....	31
3.3	CICLO DE RECOZIMENTO EM ESCALA INDUSTRIAL.....	33
3.4	MÉTODOS DE CARACTERIZAÇÃO	34
3.4.1	Análise microestrutural	34
3.4.2	Tamanho de grão austenítico.....	37
3.4.3	Ensaio de dureza Brinell	37
3.4.4	Ensaio de Impacto Charpy	38
3.4.5	Ensaio de Tração	39
3.4.6	Abordagem estatística	40
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	40
4.1	CONDIÇÃO DO MATERIAL LAMINADO.....	40
4.2	ENSAIO TERMOMECÂNICO GLEEBLE	42
4.3	CICLOS TÉRMICOS EM ESCALA INDUSTRIAL	45

4.3.1	Análise microestrutural	45
4.3.2	Ensaio de dureza Brinell	55
4.3.3	Ensaio de tração.....	58
4.3.4	Ensaio de Impacto Charpy e Tamanho de Grão	63
4.4	APLICAÇÃO INDUSTRIAL	67
5	CONCLUSÃO.....	69
5.1	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	70
	REFERÊNCIAS.....	71
	ANEXO A – PASSO A PASSO ILUSTRATIVO DO SOFTWARE IMAGEJ USADO NA AVALIAÇÃO DE QUANTIDADE E TAMANHO DE CARBONETOS	74

1 INTRODUÇÃO

Indústrias de fabricação de peças para o setor automotivo buscam a melhoria contínua dos processos industriais visando à qualidade dos produtos e redução de custos, a fim de encontrar processos de manufatura que sejam mais econômicos e competitivos para o negócio. Entre os processos utilizados para a fabricação de peças, destaca-se a conformação a frio, que se apresenta como um processo economicamente competitivo, devido a alto rendimento metálico, redução de operações de manufatura subsequentes e bom acabamento superficial e precisão dimensional. No entanto, para evitar desgaste prematuro do ferramental ou defeitos nas peças, é necessário realizar a escolha adequada da matéria prima a ser conformada, que normalmente necessita de processos de tratamento térmico antes do forjamento, a fim de melhorar a conformabilidade (Bichinho *et al*, 2016). As matérias primas comumente utilizadas para a fabricação de peças para o setor automotivo são os aços especiais, aços micro ligados e de alta resistência, que geralmente apresentam baixa conformabilidade, reforçando a necessidade de um processo intermediário de tratamento térmico de esferoidização, que garanta durezas máximas de até 170 HB e alto grau de esferoidização, acima de 80%.

Com o intuito de fabricar matérias primas que possuam as propriedades microestruturais e mecânicas ideais para a manufatura de peças por meio da conformação a frio, é preciso desenvolver ciclos de recozimento para esferoidização adequados, capazes de atender às desafiadoras especificações de dureza e grau de esferoidização determinadas pelos clientes, para melhor performance e rendimento de seus processos produtivos.

Nesse contexto, uma empresa metalúrgica, que fabrica matéria prima para peças do setor automotivo, aplica ciclos de tratamento térmico de esferoidização em barras de aço SAE 8630, com o objetivo de alcançar as propriedades mecânicas solicitadas pelo cliente, que utiliza a conformação a frio no processo de manufatura das peças. Porém, a receita térmica aplicada nos fornos de tratamento térmico não estava atendendo aos requisitos de dureza do material, valores que permaneciam acima da especificação determinada pelo cliente, gerando a necessidade de retrabalho e impactando o prazo de entrega do produto.

Além disso, a etapa de tratamento térmico é um gargalo no processo produtivo em função de ciclos térmicos ineficientes, pouco produtivos, e que, ainda por cima, geram retrabalho, impactando a capacidade produtiva da área de tratamento térmico, a ponto de não conseguir atender a demanda de materiais esferoidizados sinalizada pelo mercado.

Portanto, torna-se necessário o estudo de diferentes ciclos de recozimento para esferoidização, a fim de compreender a influência dos parâmetros tempo e temperatura de

esferoidização e taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço SAE 8630, com o propósito de encontrar os parâmetros ótimos para um ciclo de recozimento, que atenda a maximização do grau de esferoidização e minimização da dureza.

1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral do trabalho é a determinação dos parâmetros ótimos de tempo, temperatura e taxa de resfriamento aplicados ao processo industrial de esferoidização do aço SAE 8630, com o objetivo de desenvolver ciclos de maior produtividade e que atendam os requisitos mínimos de propriedades mecânicas e microestruturais exigidos pelo setor metalmeccânico.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar o efeito da taxa de resfriamento pós esferoidização sobre o grau de esferoidização e a dureza do aço SAE 8630 esferoidizado em escala laboratorial;
- Analisar o efeito da temperatura, do tempo e da taxa de resfriamento sobre o grau de esferoidização e comportamento mecânico (dureza, resistência à tração, resistência ao escoamento, ductilidade, tenacidade ao impacto) do aço SAE 8630 esferoidizado em escala industrial;
- Estabelecer um processo de tratamento térmico de esferoidização otimizado, para aplicação na produção do aço SAE 8630 em uma indústria metalúrgica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS

Os aços e ferros fundidos são essencialmente ligas ferro-carbono que possuem como principais constituintes o ferro e carbono, em diferentes concentrações, além da possibilidade de adição de elementos de liga e presença de elementos residuais decorrentes dos processos de fabricação. Os ferros fundidos apresentam teor de carbono superior a 2,11%, o que resulta em uma microestrutura diferente dos aços, com maior fragilidade, enquanto os aços contêm concentrações que variam entre 0,008% a 2,11% do constituinte, apesar de serem usualmente encontrados abaixo de 1%, devido a maior versatilidade de aplicações e propriedades (CHIAVERINI, 2008).

De acordo com a composição química, os aços podem ser classificados como aços-carbono e aços-liga, cuja principal diferença é o teor de elementos de liga secundários, adicionados à composição com o propósito de influenciar a obtenção de determinadas microestruturas e propriedades mecânicas. Os aços carbono são os mais simples em termos de composição química, contendo baixos teores de elementos de liga. Eles são amplamente utilizados em estruturas de construção, tubulações e peças automotivas. Já os aços ligados possuem teores mais elevados de elementos de liga, conferindo-lhes características específicas, como maior resistência mecânica. Esses aços são comumente empregados em componentes de máquinas, engrenagens e eixos (CALLISTER, 2012). A classificação dos aços quanto ao teor de carbono e elementos de liga são apresentados na Tabela 1 e 2.

Tabela 1 – Classificação de aços carbono.

Classificação	Descrição
Aço baixo carbono	Carbono inferior a 0,30%
Aço médio carbono	Carbono entre 0,30% e 0,60%
Aço alto carbono	Carbono entre 0,6 e 2,11%

Fonte: ASM HANDBOOK (1990)

Tabela 2 – Classificação aços ligados

Classificação	Descrição
Aço baixa liga	Soma dos teores de liga não ultrapassa 5%
Aço média liga	Soma dos teores de liga entre 5% e 12%
Aço alta liga	Soma dos teores de liga é acima de 12%

Fonte: Chiaverini (2008)

2.2 AÇO SAE 8630

O aço SAE 8630 é um aço de baixa liga, com teores de cromo, níquel e molibdênio e de médio teor de carbono, que apresenta uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade. A Tabela 3 apresenta as faixas e composição química de acordo com a bibliografia.

Tabela 3 – Composição química para o aço SAE 8630

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%P	%S
0,28-0,33	0,15-0,35	0,7-0,9	0,4-0,6	0,4-0,7	0,15-0,25	Máx 0,035	Máx 0,040

Fonte: Totten (2007)

De acordo com Wang *et al* (2018), o aço SAE 8630 possui uma combinação única de alta resistência, tenacidade e ductilidade, tornando-o ideal para aplicações que exigem componentes resistentes e duráveis. Além disso, o aço SAE 8630 também apresenta boa soldabilidade e usinabilidade, o que o torna fácil de ser trabalhado e processado. Por esses motivos, o aço é adequado para fabricação de componentes de transmissão de energia, como engrenagens, eixos e hastes, para o setor automotivo. Além disso, a presença de elementos de liga em sua composição contribui para sua média temperabilidade, permitindo que seja tratado termicamente para melhorar ainda mais suas propriedades mecânicas.

Em termos de propriedades mecânicas, o aço SAE 8630 normalizado pode apresentar limite de resistência próximo de 750 MPa e dureza entre 200 e 250 HV (BANERJEE *et al*, 2021). Em relação à microestrutura, geralmente possui uma estrutura ferrítico-perlítica, e a adição de elementos de liga contribuem para a formação de uma microestrutura fina e uniforme.

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O tratamento térmico é um processo que envolve operações de aquecimento e resfriamento, dentro de condições controladas de temperatura, tempo sob temperatura, taxa de resfriamento e atmosfera. Normalmente, o tratamento térmico é realizado com o propósito de adequar as propriedades mecânicas de determinada matéria prima ou produto para que sejam compatíveis com a solicitação mecânica prevista na aplicação, podendo alterar a dureza, resistência mecânica, ductilidade, usinabilidade, resistência ao desgaste, corrosão e calor, propriedades de corte, além da remoção de tensões internas (CHIAVERINI, 1986).

Existem três classificações gerais para os tratamentos térmicos aplicados a aços: Normalização, têmpera e revenido e, recozimento (TOTTEN, 2007).

O tratamento térmico de normalização consiste no aquecimento do material até temperaturas acima da temperatura de transformação A_3 (para aços hipoeutetóides) e A_1 (para aços hipereutetóides), com o intuito de austenitizar o material, seguido de resfriamento rápido ao ar, a fim de obter microestrutura perlítica, com grãos refinados uniformemente distribuídos (TOTTEN, 2007).

O tratamento térmico de têmpera tem como objetivo a formação martensita, uma microestrutura metaestável de grande resistência, que se obtém através da austenitização do material com posterior resfriamento rápido, em água, óleo ou salmoura. Para aços com alta temperabilidade, é possível que a têmpera seja feita ao ar, similar ao processo de normalização (TOTTEN, 2007). Geralmente, após a têmpera é realizado o revenimento, cujo objetivo é obter certas propriedades mecânicas após a têmpera, aliviar as tensões provenientes da formação da martensita e garantir estabilidade dimensional (ASM HANDBOOK, 1991).

O tratamento térmico de recozimento consiste em expor o material a determinada temperatura durante um período de tempo prolongado e então, resfriá-lo lentamente. Em geral, o recozimento é aplicado com o propósito de aliviar tensões internas, reduzir a dureza e aumentar a ductilidade e/ou produzir uma microestrutura específica (CALLISTER, 2012). O tratamento térmico de recozimento abrange diferentes tipos de processos, entre eles o recozimento pleno, recozimento para alívio de tensões, recozimento isotérmico e recozimento para esferoidização.

O recozimento pleno consiste na austenitização do material, mantendo-o nessa temperatura de patamar por determinado tempo, seguido por resfriamento lento, ao forno. O recozimento para alívio de tensões tem como objetivo reduzir as tensões residuais internas, sem alterar a microestrutura e propriedades mecânicas obtidas em processos anteriores ao alívio de tensões. Com esse objetivo, o tratamento térmico é feito abaixo da temperatura de transformação A_1 , com subsequente resfriamento lento. O recozimento isotérmico compreende a austenitização do material, com posterior resfriamento rápido até temperatura de formação de perlita, mantendo-o nessa temperatura de patamar até a completa formação de perlita, seguido por resfriamento ao ar até temperatura ambiente (TOTTEN, 2007).

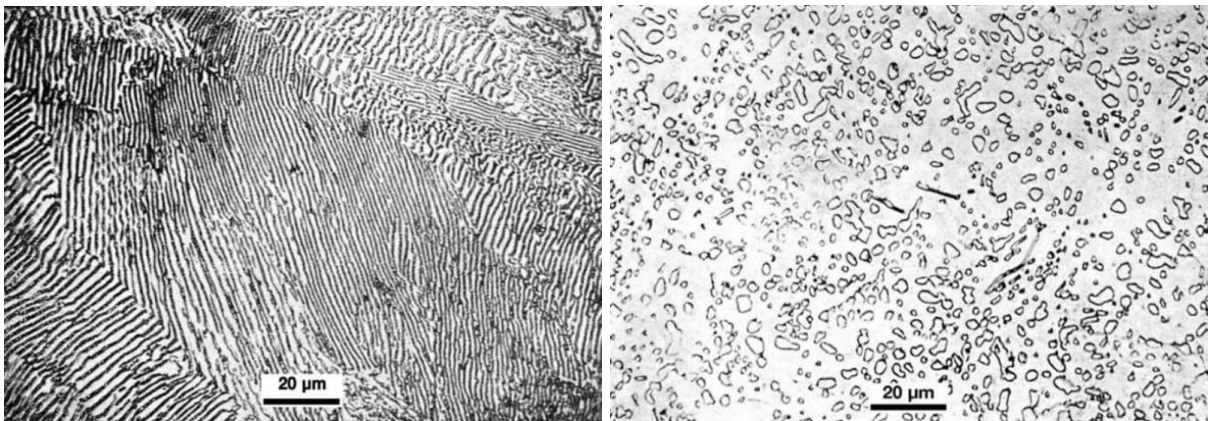
2.3.1 Recozimento de Esferoidização

De acordo com Totten (2007), o tratamento térmico de esferoidização é um processo de recozimento em temperaturas próximas da temperatura de transformação, com subsequente resfriamento lento, cujo objetivo é resultar uma microestrutura constituída de carbonetos globulares dispersos em uma matriz ferrítica.

Normalmente, o tratamento térmico de esferoidização é aplicado com a função de melhorar a usinabilidade de aços alto carbono e para melhorar a conformação em processos de trabalho a frio que incluem deformação plástica, devido a microestrutura e propriedades mecânicas resultantes desse tratamento térmico (TOTTEN, 2007). As modificações microestruturais acompanham modificações nas propriedades mecânicas, como redução da dureza e limite de resistência e aumento da ductilidade, uma vez que a matriz resultante é ferrítica contínua com pequenos carbonetos grosseiros dispersos, que oferecem pouca resistência à deformação, tornando-se a microestrutura ideal para aços ao carbono utilizados na conformação a frio (PERIN, 2022 *apud* KRAUSS, 2005).

Além das propriedades mecânicas usuais, também se avalia o grau de esferoidização da microestrutura, ou seja, a porcentagem de carbonetos esferoidizados em relação aos carbonetos presentes na análise metalográfica. A Figura 1 apresenta as microestruturas perlítica de um aço eutetóide e a microestrutura esferoidizada de um aço hipereutetóide, onde a parte branca corresponde a matriz ferrítica e a mais escura corresponde a cementita, no formato de colônias de perlita e esferoidizada, respectivamente.

Figura 1 – a) Colônias de perlita em aço eutetóide. Ampliação de 500x; b) Microestrutura esferoidizada de um aço hipereutetóide. Ampliação de 500x.

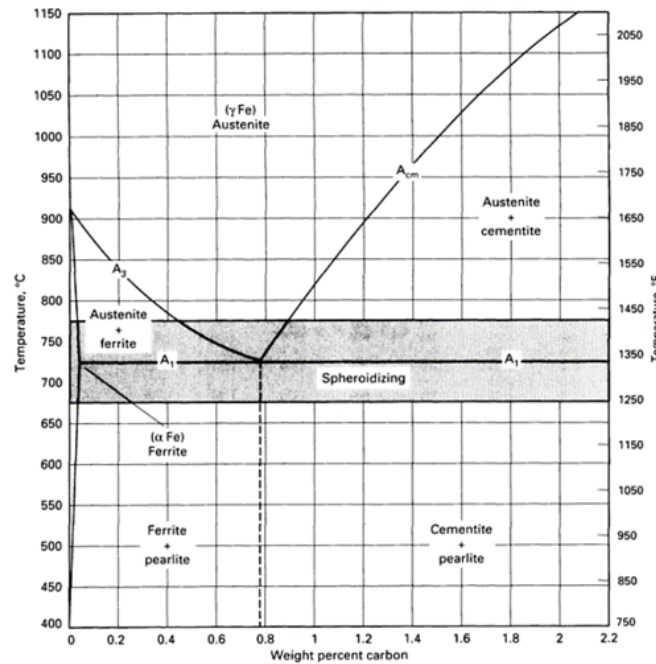


Fonte: Colpaert (2018)

2.3.1.1 Processo de Esferoidização

O processo de tratamento térmico de esferoidização envolve aquecimento, manutenção sob temperatura e resfriamento, de forma a produzir carbonetos com a morfologia globular em uma matriz ferrítica (PERIN, 2022). Normalmente, o processo de esferoidização utiliza temperaturas próximas a temperatura crítica inferior (A_1). A Figura 2 apresenta a faixa de temperaturas usada para esferoidização de aços hipoeutetóides e hipereutetóides (ASM HANDBOOK, 1991).

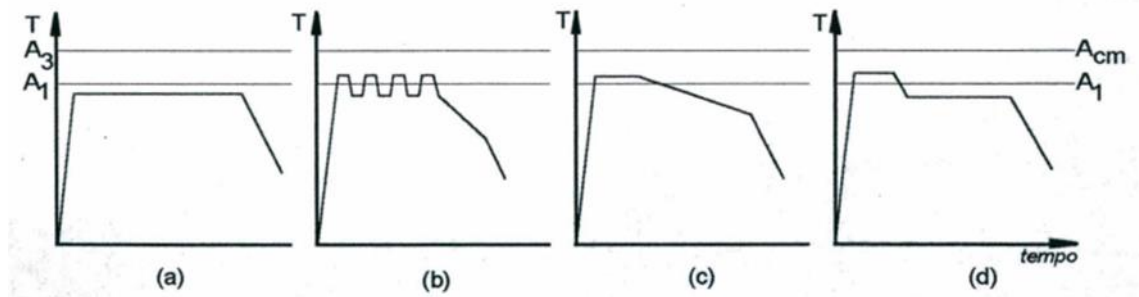
Figura 2 - Faixas de temperatura de esferoidização no diagrama Fe₃C.



Fonte: ASM HANDBOOK (1991)

De acordo com Rocha (2001), Perin (2022), Fagundes (2006), a esferoidização pode ser obtida através de um dos seguintes procedimentos, exemplificados na Figura 3: a) Manutenção do material por longos períodos de tempo em uma temperatura abaixo de A₁, cerca de 10 a 30°C, denominado recozimento subcrítico. Nesse processo, não ocorre austenitização do material; b) Aquecimentos e resfriamentos alternados (ciclos) com temperaturas acima e abaixo da temperatura crítica, conhecido por recozimento cíclico. Neste ciclo, a cada aquecimento acima de A₁ os carbonetos mais finos se dissolvem e quando a temperatura se torna inferior a A₁, a precipitação ocorre na cementita que não se dissolveu; c) Aquecimento a uma temperatura ligeiramente acima de A₁ (10 a 30°C), seguido de resfriamento lento e controlado, com taxa próxima a 10°C/h. O resfriamento deve ser lento até que a transformação da austenita tenha se completado, podendo ser resfriado ao ar a partir desse ponto; d) Recozimento Isotérmico, que consiste no aquecimento do aço entre as temperaturas A₁ e A₃, com posterior resfriamento rápido até temperatura inferior a A₁, onde é mantido por tempo suficiente para que ocorra a transformação de toda a austenita existente e o coalescimento da cementita, seguido de resfriamento rápido até a temperatura ambiente.

Figura 3 - Ciclos térmicos para o recozimento de esferoidização.



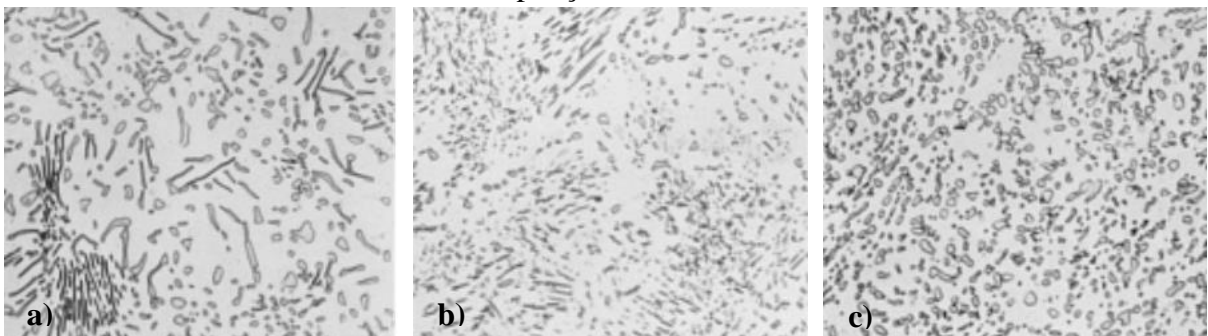
Fonte: Rocha (2001)

As modificações morfológicas da cementita ocorridas durante o processo de esferoidização podem ser divididas em três etapas, considerando a microestrutura inicial perlítica (PERIN, 2022; ROCHA, 2001). O processo de esferoidização é exemplificado na Figura 4.

- 1) Na primeira etapa ocorre a fragmentação das lamelas, que se transformam em partículas esféricas grosseiras, aumentando o número de partículas isoladas de cementita, que possuem o valor de relação de forma (razão entre o comprimento e a largura da partícula) aproximadamente igual a 8;
- 2) Na segunda etapa, ocorre a esferoidização dos fragmentos de lamelas, cujo fator de forma progressivamente tende a 1;
- 3) A última etapa é responsável pelo coalescimento, ou seja, o crescimento das esferas de cementita. O crescimento das partículas ocorre em função do tempo e temperatura, com conseqüente diminuição do número de partículas esferoidizadas e aumento da distância entre as mesmas.

Figura 4 – Processo de esferoidização a) Aço 0,55C-2,40Mn predominantemente perlítico, com algumas partículas de cementita esferoidizada. Ampliação de 1000x; b) Aço AISI 1030 parcialmente esferoidizado. Ampliação de 1000x; c) Aço AISI 1040 esferoidizado.

Ampliação de 1000x.



Fonte: ASM HANDBOOK (1992)

Outros autores, como Totten (2007), defendem que a esferoidização de uma microestrutura a partir de uma microestrutura prévia perlítica ocorre em apenas duas etapas. Na primeira, as lamelas de cementita têm suas extremidades arredondadas, assumindo o formato de “ossos”, e, à medida que o processo de recozimento continua, as lamelas se tornam cada vez mais “redondas” em suas extremidades, até que, com o intuito de alcançar o estado de menor energia livre de processo, dividem-se em esferas. Na segunda etapa do processo, as esferas de carbonetos crescem às custas de partículas menores, que desaparecem. A velocidade desse processo é determinada pela difusão. Quanto mais espessa for a lamela de cementita, maior será a energia necessária para a esferoidização.

2.3.1.2 Mecanismo de Esferoidização

O processo de esferoidização ocorre devido a fatores globais e locais. Do ponto de vista global, o processo de esferoidização ocorre buscando reduzir a energia livre do sistema, transformando os carbonetos em formato de lamelas de perlita, que possui maior área interfacial, em carbonetos esferoidizados, que possuem menor razão entre área superficial e volume. Porém, a primeira etapa do processo de esferoidização, que consiste na quebra das lamelas de perlita, não é induzida pela redução da energia de superfície, mas o equilíbrio de forças entre as interfaces de cementita e de ferrita (efeito local) (PERUCH, 2009).

O fenômeno de esferoidização ocorre devido a difusão de átomos de carbono e ferro na matriz, que gera um efeito de capilaridade devido as mudanças de concentração de carbono na ferrita (PERUCH, 2009; BECKER, 2012). Esse comportamento pode ser observado na equação proposta por Schastlivtev e Yakovleva (1994), que apresenta que existe uma diferença de concentração de carbono em superfícies curvas (Equação 1). Dessa forma, “se a interface da lamela for convexa, haverá um aumento na concentração de carbono na ferrita. A concentração de carbono na ferrita tem relação inversa com o raio de curvatura apresentado, e desta forma, quanto menor o raio maior será o gradiente de concentração na matriz, aumentando o processo de esferoidização” (PERUCH, 2009).

$$C_{cm}^{\alpha}(r) = C_{cm}^{\alpha}(\infty) \exp \left\{ V_{cm}^m \left[\frac{2\gamma}{rRT} \right] \right\} \quad (\text{Equação 1})$$

Onde:

$C_{cm}^{\alpha}(r)$ – Concentração de carbono na interface da partícula de raio r ;

$C_{cm}^{\alpha}(\infty)$ – Concentração de carbono na interface da partícula com raio tendendo ao infinito;

V_{cm}^m – Volume molar de Fe_3C ;

R – Constante dos gases;

T – Temperatura absoluta;

r – Tamanho final da partícula, após um tempo t ;

γ – Energia interfacial.

Portanto, considerando que as lamelas de perlita não são perfeitas e apresentam diversos defeitos superficiais, entre eles as concavidades, ao submeter o material a temperaturas próximas a temperatura crítica de transformação, a microestrutura perlítica se apresentará instável, devido ao efeito da difusão de carbono e capilaridade, fazendo com que o equilíbrio entre forças superficiais fique prejudicado e as lamelas de perlita se quebrem, a partir dos defeitos superficiais presentes. Além disso, “A morfologia lamelar da cementita na perlita é instável em temperaturas elevadas, devido à grande área interfacial entre ferrita/cementita, o que favorece a formação de uma morfologia mais estável com menor área interfacial, no caso, a formação de cementita esferoidizada na matriz ferrítica (com menor relação entre energia livre de superfície e de volume)” (ROCHA, 2001).

A difusão do carbono depende da temperatura, tempo e do tipo e quantidade de elementos de liga no aço, e, como já comentado, esse é o mecanismo principal para as mudanças de concentração de carbono na ferrita, e portanto, para o coalescimento das partículas fragmentadas, tendendo a reduzir a quantidade de partículas pequenas, convertendo-as e partículas maiores. De acordo com Perin (2022),

“Esta mudança gera uma redução da área de interface total entre as partículas e a matriz, sendo que essa difusão de soluto entre os precipitados com tamanhos diferentes, pode ser expresso pelo efeito de Gibbs-Thomson ($\Delta\mu = -2\gamma\Omega/r$), onde a concentração de soluto na matriz adjacente à uma partícula crescerá enquanto o raio de curvatura diminui, gerando a redução da Energia ($\Delta\mu$) com o aumento do tamanho médio dos precipitados. Na equação supracitada, a energia interfacial é representada γ , o tamanho da partícula é dado por r e Ω , representa uma integral dependente da temperatura.” (PERIN, 2022).

Portanto, o gradiente de concentração de soluto entre partículas de diferentes tamanhos cria a força motriz para a difusão dos átomos de soluto dos precipitados menores para os

maiores, com o conseqüente desaparecimento das partículas menores e crescimento das maiores. (ROCHA, 2001) O crescimento dos carbonetos esferoidizados é um processo em função do tempo e tamanho das partículas, como pode ser observado na Equação 2. O coalescimento também aumentará com o aumento da temperatura de processo, visto que o coeficiente de difusão e solubilidade do carbono aumentam exponencialmente com a temperatura (PERIN, 2022).

$$r^n - r_0^n = k(t - t_0) \quad (\text{Equação 2})$$

Onde:

r_0 – Tamanho inicial da partícula no tempo t_0 ;

r – Tamanho final da partícula, após um tempo t ;

k – Constante relacionada com o produto $D \cdot \gamma \cdot X_e$;

D – Coeficiente de difusão;

γ – Energia interfacial;

X_e – Solubilidade de carbono no equilíbrio;

n – Constante dependente do mecanismo controlador do coalescimento dos carbonetos;

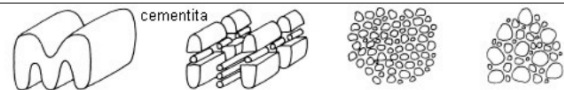
Ω – Integral adimensional de colisão dependente da temperatura;

t_0 – Tempo inicial;

t – Tempo final do processo.

A Figura 5 apresenta algumas características do processo de esferoidização para um aço com 0,8% de carbono.

Figura 5 – Características do processo de esferoidização.

						
ESTRUTURAS		Unidades perlíticas contínuas ou dispersas na matriz	Cementita com geometria de complexidade variável, como resultado da quebra das lamelas de cementita da perlita em unidades menores		Cementita globular numa matriz ferrítica	
FORÇA MOTRIZ		Equilíbrio de tensões de superfície entre ferrita/cementita e energia de interface ferrita-cementita		Energia de interface ferrita-cementita		
PROCESSO		Global: processo de redistribuição, esferoidização, coalescimento				
		Primeira e segunda etapa: esferoidização propriamente dita		Terceira etapa: coalescimento		
Cementita	Variações Métricas	Constante				
		$V_V^{Fe_3C}$	Valor inicial nulo	Aumenta	Aumenta	Mantém-se constante
		$\lambda_{Fe_3C}^G$	Valor inicial ligado a escala de estrutura perlítica	Diminui	Diminui	Aumenta
Sendo: $V_V^{Fe_3C}$ - Fração volumétrica da cementita total $\lambda_{Fe_3C}^G$ - distância livre média da cementita ; V_V^G - fração volumétrica de cementita globular						

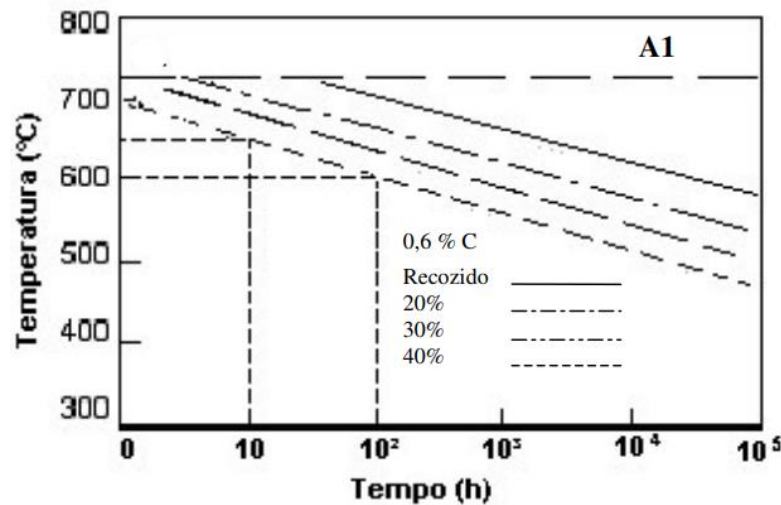
Fonte: Fagundes (2006)

2.3.1.3 Cinética de Esferoidização

Os principais parâmetros de um processo de esferoidização, que influenciam diretamente nas características mecânicas e microestruturais ou na produtividade do ciclo térmico são a temperatura de patamar, o tempo sob temperatura e a taxa de resfriamento.

De acordo com Fagundes (2006), a temperatura é crucial no desenvolvimento da primeira etapa do processo de esferoidização, porém, não apresenta grande influência nas etapas posteriores do processo, que por sua vez, passam a depender majoritariamente do tempo de esferoidização, que possui uma relação aproximadamente logarítmica com a temperatura, como observado na Figura 6, que apresenta diferentes temperaturas necessárias para obtenção de um determinado grau de esferoidização da cementita a partir de amostras com diferentes encruamentos. Tal informação é importante para aplicação em processos industriais, onde busca-se atingir propriedades com o menor tempo, visando a competitividade do negócio.

Figura 6 - Efeito da variação da deformação a frio, da temperatura e do tempo necessários para se obter um determinado grau de esferoidização.

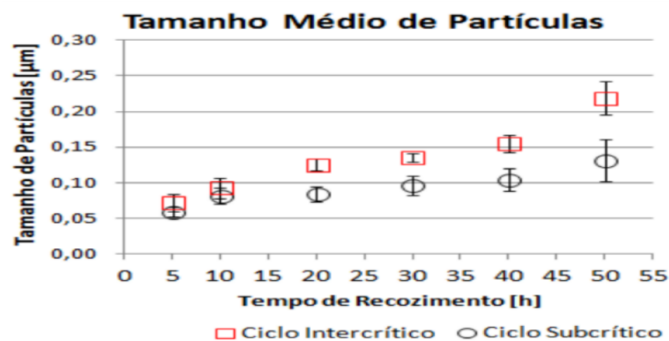


Fonte: Peruch (2009)

Diversos autores avaliaram a influência dos parâmetros de um ciclo de recozimento na cinética de esferoidização, e conseqüentemente, nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços esferoidizados. De acordo com Fagundes (2006), a difusão dos átomos carbono é o mecanismo mandatório para o processo de esferoidização, e por ser um processo termicamente ativado, é favorecido pelo aumento do tempo e temperatura de processo. Por sua vez, o aumento do tempo e/ou temperatura favorece o crescimento dos carbonetos, paralelo a diminuição do número de carbonetos existentes no aço. A Figura 7 exemplifica a relação entre tempo e temperatura de tratamento e o tamanho médio das partículas de cementita e a Figura 8 a mesma

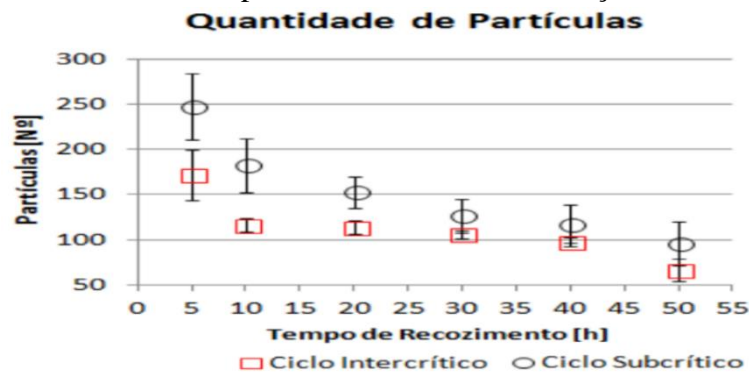
relação com a quantidade de partículas. Concordando com o autor anterior, Perin (2022) estuda a cinética de esferoidização através da comparação entre ciclos de recozimento subcrítico (abaixo da temperatura de transformação) e ciclos de recozimento intercrítico, que consistem no uso de temperaturas acima de A_1 , com subsequente resfriamento até uma temperatura de recozimento subcrítico, onde permanece em patamar por determinado tempo. Em seu trabalho, o autor apresenta que a temperatura do patamar intercrítico influencia diretamente na cinética de esferoidização, ou seja, os materiais que obtiveram maior cinética de esferoidização foram esferoidizados primeiramente em temperaturas superiores à de transformação, dentro da faixa de temperatura usual para ciclos de esferoidização, aplicando um tempo fixo, em comparação com os resultados obtidos através dos ciclos de recozimento subcrítico. De acordo com o autor, isso ocorre devido ao uso de uma temperatura de tratamento na zona crítica, onde o carbono fica em solução sólida na austenita e, ao resfriar, forma carbonetos grosseiros próximos aos contornos de grão. Para os ciclos subcríticos, que não ocorre austenitização, mantêm-se as características microestruturais prévias ao tratamento.

Figura 7 - Influência do tipo de ciclo de esferoidização e tempo de processo no tamanho de partículas de cementita, para o recozimento um aço DIN 34CrMo4.



Fonte: Perin (2022)

Figura 8 - Influência do tipo de ciclo de esferoidização e tempo de processo na quantidade de partículas de cementita, para o recozimento de um aço DIN 34CrMo4.

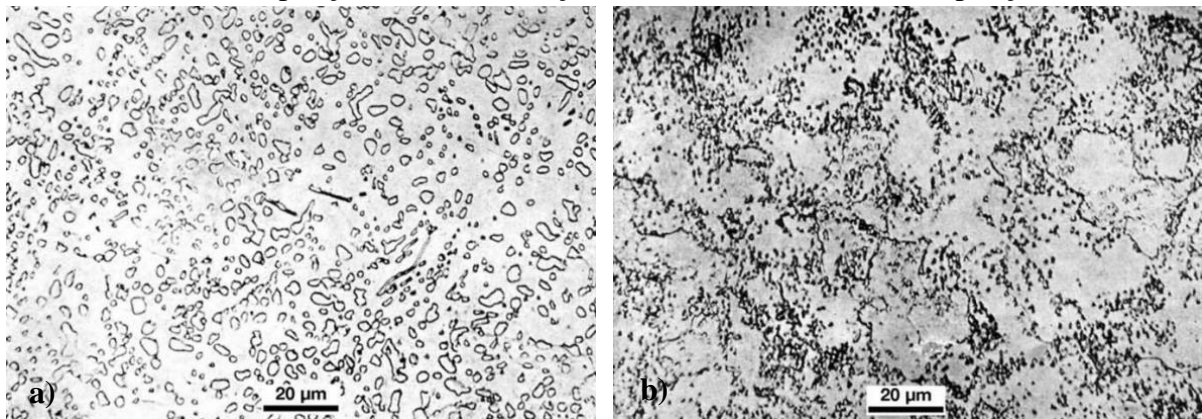


Fonte: Perin (2022)

Peruch (2009) *apud* Coelho (1980) apresenta a influência do processo em função do tempo e da temperatura no processo de esferoidização do aço médio carbono. No experimento, foram realizados recozimentos a temperaturas de 700, 725 e 750°C, variando os tempos de recozimento entre 1h, 4h e 8 horas. Os resultados apresentados mostram que a temperatura que apresentou melhores resultados em relação a esferoidização foi a de 700°C, tendo em vista que para essa temperatura não ocorre a austenitização do material. Para a temperatura de 750°C, é mencionado que é possível que tenha ocorrido austenitização, formando no resfriamento a fase perlítica. Para os autores, a influência do tempo foi notória, ressaltando que o aumento do tempo só seria favorável à esferoidização em temperaturas subcríticas, tendo em vista que para temperaturas superiores a A_1 , o aumento do tempo favoreceria a formação e homogeneização da austenita, propiciando a formação de perlita lamelar.

Com relação à ciclos de recozimento subcrítico, Ji, Wang e Zhu (2015) comparam as características microestruturais de um aço SCM435 recozido em temperaturas 660 °C, 680 °C, 700 °C, 720 °C e 745 °C, sob tempo constante. De acordo com os autores, para o recozimento a 660°C não houve força motriz suficiente para a esferoidização dos carbonetos devido à baixa temperatura, resultando apenas em partículas alongadas de cementita. Com o aumento da temperatura de recozimento subcrítico de 680°C a 720°C, a taxa de esferoidização aumentou gradualmente, assim como o grau de esferoidização, o tamanho dos carbonetos e a homogeneidade da distribuição das partículas de cementita. A temperatura de 745°C foi suficiente para austenitização, resultando em microestrutura perlítica com poucas esferoiditas dispersas na matriz. A Figura 9 apresenta diferentes microestruturas esferoidizadas.

Figura 9 – Microestruturas resultantes do processo de esferoidização a) Aço hipereutetóide esferoidizado. Ampliação de 500x; b) Aço eutetóide esferoidizado. Ampliação de 500x.



Fonte: Colpaert (2018)

Com relação a influência da taxa de resfriamento, Yu *et al* (2016) avalia a influência desse parâmetro em um recozimento intercrítico, aplicando velocidades de resfriamento iguais a 25, 50, 100 e 250°C/h. O autor conclui que o aumento da taxa de resfriamento proporciona maior razão de carbonetos lamelares, com incidência de pequenos carbonetos esféricos dispersos na matriz. A aplicação de maiores taxas de resfriamento também provocou uma diminuição do espaçamento médio entre carbonetos.

De acordo com Rocha (2001), as partículas localizadas nos contornos de grão serão maiores quando comparadas com os carbonetos localizados no interior do grão, devido a maior difusividade de carbono nessa região (em virtude da maior quantidade de defeitos e conseqüentemente, maior energia disponível). Perin (2022) concorda com o autor e apresenta em seu trabalho que as partículas esferoidizadas em ciclos subcríticos e intercríticos presentes no interior dos grãos são menores que as localizadas nas regiões próximas aos contornos dos grãos, para os mesmos tempos de tratamento. O autor também observou que os ciclos subcríticos tendem a formar carbonetos esferoidizados no interior do grão, enquanto ciclos intercríticos geram microestruturas com carbonetos localizados preferencialmente no contorno do grão.

Além dos parâmetros do ciclo de recozimento, Totten (2007) afirma que a microestrutura prévia ao tratamento térmico também promove alteração na cinética de esferoidização. Vários autores (PERIN, 2022; ROCHA, 2001; ANTONI, 2014) estudaram os mecanismos de esferoidização a partir de diferentes microestruturas iniciais. Foi observado que a morfologia da perlita inicial tem grande influência na taxa de esferoidização das lamelas de cementita. O decréscimo da distância entre as lamelas e o aumento do número de lamelas intensificam a difusão, resultando na aceleração do processo (ROCHA, 2001).

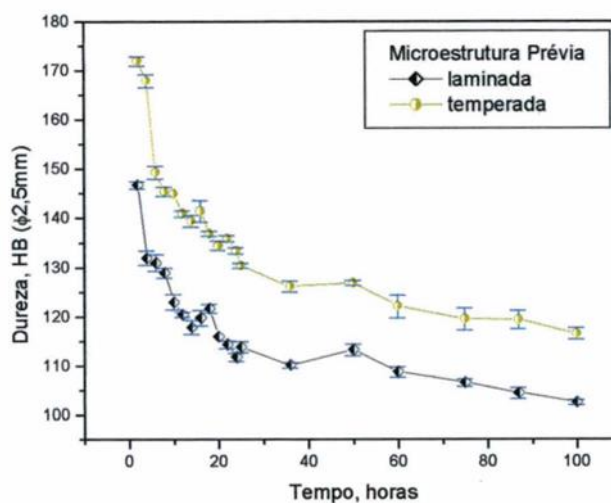
Perin (2022) compara o efeito de diferentes microestruturas prévias nas propriedades mecânicas e microestruturais para um aço recozido sob ciclos de esferoidização subcríticos e intercríticos. De acordo com o autor, a microestrutura prévia martensítica foi a que apresentou maior cinética de esferoidização quando comparada com as microestruturas perlíticas. As microestruturas bainítica e martensítica precisam de menor energia de ativação para difusão de carbono quando comparada com estruturas mais estáveis, devido à alta tendência de precipitação do carbono em estruturas metaestáveis, portanto, apresentam cinéticas de esferoidização mais aceleradas tanto para ciclos subcríticos como para ciclos intercríticos. De forma similar, microestruturas perlíticas finas também possuem maior taxa de esferoidização quando comparado com microestruturas perlíticas mais grosseiras, devido ao menor espaçamento entre as lamelas de cementita (PERIN, 2022).

2.4 PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS E MECÂNICAS DOS AÇOS ESFEROIDIZADOS

2.4.1 Tamanho de Grão

De acordo com Rocha (2001), existe uma relação entre as propriedades mecânicas, como dureza e limite de resistência de um aço esferoidizado com o tamanho de grão ferrítico e o número de carbonetos esferoidizados no interior do grão. Segundo o autor, quanto maior o número de grãos presentes, maiores serão as barreiras proporcionadas pelos contornos de grão, para a movimentação de discordâncias, e quanto maior o número de carbonetos no interior do grão, maiores serão os pontos de bloqueio e ancoramento de discordâncias, implicando em maiores valores de dureza e resistência. Segundo o mesmo autor, com o aumento do tempo de recozimento há uma redução da dureza do material, porém, em patamares diferentes de acordo com a microestrutura prévia do material, como pode ser visto na Figura 10.

Figura 10 - Evolução do perfil de dureza das amostras previamente temperadas e laminadas com o decorrer do recozimento de esferoidização.

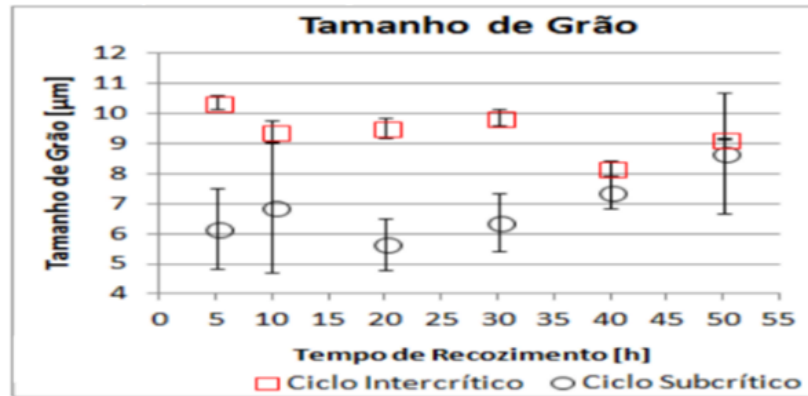


Fonte: Rocha (2001)

Perin (2022) apresenta uma comparação entre o tamanho de grão ferrítico de ciclos de recozimento subcrítico e intercrítico. De acordo com o autor, o tamanho médio de grão foi maior em amostras tratadas em ciclos intercríticos, comparado as amostras subcríticas. As amostras tratadas em ciclos mais longos e temperaturas maiores, tem a tendência de apresentar maiores tamanhos médio de grão ferrítico, desta forma, os ciclos intercríticos produziram tamanhos médios de grão maiores que os subcríticos, conforme Figura 11. Fagundes (2006) apresenta a influência do tamanho de grão ferrítico nas propriedades mecânicas do aço

esferoidizado. De acordo com o autor, existe uma relação inversamente proporcional entre o tamanho do grão ferrítico e o valores de limite de escoamento, limite de resistência e dureza.

Figura 11 – Valores de tamanho de grão ferrítico para ciclos de recozimento subcrítico e intercrítico.



Fonte: Perin (2022)

2.4.2 Dureza

As modificações microestruturais ocorridas no aço provenientes do processo de esferoidização acompanham modificações nas propriedades mecânicas.

Perin (2022) compara em seu trabalho a dureza obtida através de ciclos de recozimento subcrítico e intercrítico. O autor pontua que ciclos subcríticos apresentaram valores médios de dureza maiores que os ciclos intercríticos e complementa que a diferença de resultados entre ciclos é expressiva, visto que ciclos subcríticos necessitaram de tempos maiores que os ciclos intercríticos para obtenção das mesmas faixas de dureza, como pode ser observado na Figura 12.

Figura 12 - Valores de dureza para ciclos de recozimento subcrítico e intercrítico.



Fonte: Perin (2022)

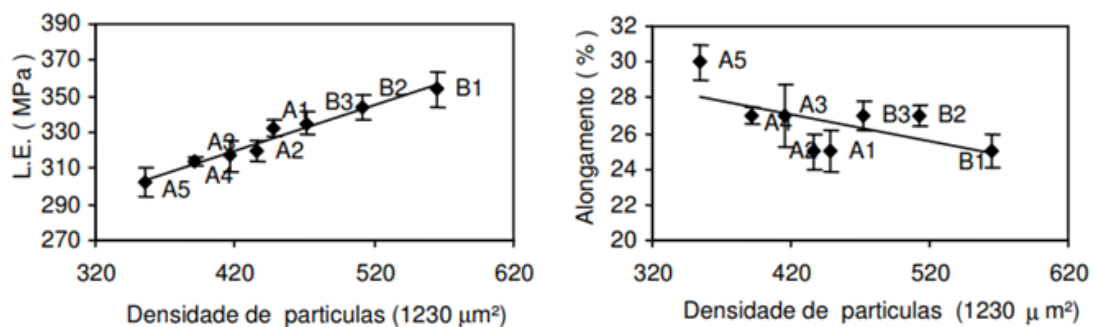
Rocha (2001) identificou que o aumento do tempo de recozimento subcrítico causa uma redução da dureza do material, devido a evolução da microestrutura perlítica para

carbonetos esferoidizados. De acordo com o autor, “com o desaparecimento da microestrutura lamelar e, com o crescimento dos carbonetos, há um aumento do livre caminho médio entre os carbonetos, resultando em menores valores de dureza com o decorrer do processo.” (ROCHA, 2001).

2.4.3 Tração

Fagundes (2006) correlaciona a presença de carbonetos no material esferoidizado sob diferentes ciclos com propriedades mecânicas obtidas através do ensaio de tração, mostrando que existem relações claras entre a densidade de partículas e o limite de escoamento e alongamento do material, conforme apresentado na Figura 13. O autor complementa que a influência da quantidade de carbonetos é mais evidenciada no início do processo de esferoidização, onde existe maior densidade de carbonetos.

Figura 13 – Variação do limite de escoamento e alongamento com a densidade de partículas na matriz.



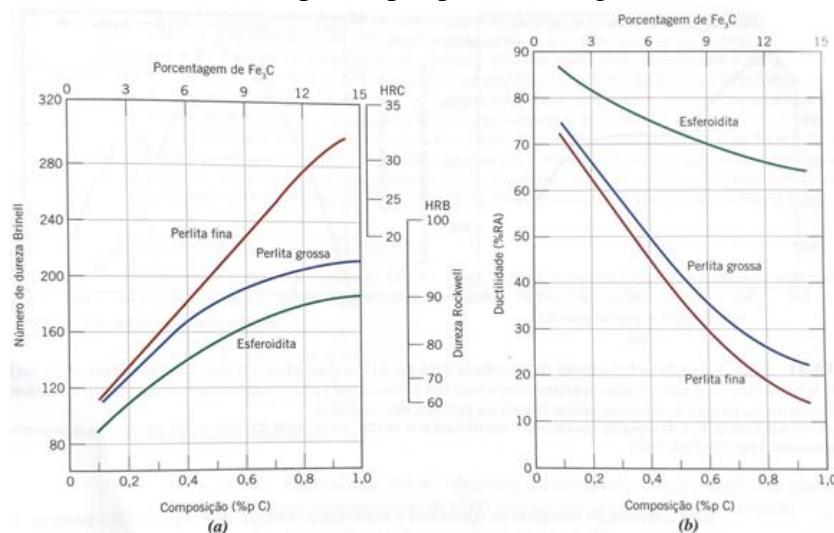
Fonte: Fagundes (2006)

De forma complementar, o autor correlaciona os parâmetros de temperatura e tempo de recozimento com os valores de limite de resistência e limite de escoamento, verificando uma queda nos valores dessas propriedades com o aumento do tempo ou temperatura de recozimento, fenômeno que pode ser explicado pela transformação microestrutural da cementita lamelar em carbonetos esferoidizados, com posterior coalescimento, levando a uma diminuição da densidade de partículas na matriz. De acordo com Fagundes (2006), “estes fenômenos resultariam em um maior caminho livre para movimentação das deslocções na estrutura do material, tornando-o menos resistente com relação a deformação”.

Ji, Wang e Zhu (2015) comparam as características microestruturais de um aço SCM435 recozido em temperaturas 660 °C, 680 °C, 700 °C, 720 °C e 745 °C, sob tempo constante. Em seu trabalho, foi possível observar que as propriedades de limite de resistência e

escoamento diminuíram gradualmente com o aumento da temperatura do recozimento subcrítico, até a temperatura de 745°C, onde ocorreu um aumento acentuado dos valores, devido a austenitização e formação de microestrutura perlítica no material. Foi observado o mesmo comportamento para as propriedades de alongamento e redução de área. A Figura 14 compara a dureza e ductilidade, em função da porcentagem em peso de carbono, para diferentes microestruturas dos aços. Percebe-se que, estruturas esferoidizadas são consideravelmente mais dúcteis e tenazes quando comparadas com microestruturas perlíticas, devido a restrição ao movimento das discordâncias através dos contornos entre a ferrita e a cementita. De acordo com Callister (2012), “Existe uma menor área de contorno de fase por unidade de volume da esferoidita e, conseqüentemente, a deformação plástica não é tão restringida, o que dá origem a um material relativamente dúctil e menos resistente”.

Figura 14 – Dureza e ductilidade em função da concentração de carbono para aços-carbono com microestruturas compostas por perlita fina, grosseira e esferoidita.



Fonte: Callister (2012)

Explicações para as características de tração de aços esferoidizados também são dadas por Rocha (2001), no estudo da cinética de coalescimento e correlação entre microestruturas e propriedades mecânicas. De acordo com o autor, existe uma relação inversamente proporcional entre a tensão de escoamento e o logaritmo do espaçamento médio das partículas (livre caminho médio), devido a possível restrição a movimentação de discordâncias, “contribuindo para que a deformação na matriz seja localizada e maior que a deformação média do material, sendo uma restrição geométrica a deformação”. Tal evento pode ser observado no relativo endurecimento entre a microestrutura perlítica e carbonetos esferoidizados, “uma vez que a matriz ferrítica confinada entre lamelas será mais restringida do que a ferrita que envolve as partículas de

carboneto na microestrutura esferoidizada (restrição geométrica)” (ROCHA, 2001). Com relação a influência dos carbonetos, Rocha (2001) cita que o aumento do tamanho dos carbonetos resulta em maior alongamento no ensaio de tração.

2.4.4 Impacto Charpy

A energia absorvida no ensaio de impacto depende diretamente do tipo de microestrutura resultante no material. Muniz *et al* (2015) analisa a energia absorvida através do ensaio Charpy para diferentes microestruturas. Observou-se que existe uma relação inversamente proporcional entre os valores de dureza e de energia absorvida. Também se notou que microestruturas esferoidizadas podem absorver até o dobro de energia de impacto que microestruturas martensíticas e bainíticas, enquanto estruturas perlíticas podem absorver menos energia que estruturas esferoidizadas, enquanto absorvem mais energia que microestruturas martensíticas e bainíticas.

Em uma parte de seu trabalho, Mello (1993) avalia o efeito do recozimento de esferoidização para o aço ASTM A515 nas propriedades de impacto, medidos através do ensaio Charpy. Para uma microestrutura majoritariamente esferoidizada, os valores de impacto resultantes foram elevados, entre 150 e 200 Joules. O autor menciona que, em seu experimento, a precipitação de carbonetos nos contornos de grão não resulta em grande prejuízo na tenacidade do material, pois não há presença considerável de redes de carbonetos, que poderiam causar fragilização do material ou mesmo sofrer uma ruptura frágil quando submetido a impactos ou choques térmicos. Também é possível fazer a associação que a tenacidade será aumentada de acordo com o aumento da ductilidade do material.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 AMOSTRAGEM

O estudo foi realizado em barras de aço da qualidade SAE 8630, cuja composição química em peso analisada por espectroscopia de emissão óptica é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química aço SAE 8630

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%P	%S
0,29	0,2	0,8	0,46	0,41	0,19	0,015	0,017

O material foi produzido normalmente, em escala industrial, até a etapa de laminação a quente, onde foram retiradas quatro amostras de diâmetro 46 mm e comprimento 400 mm do

material laminado, das pontas de quatro barras diferentes, para avaliação da condição prévia do material ao tratamento térmico. (Figura 15) As amostras foram coletadas e enviadas ao laboratório metalúrgico para caracterização mecânica e microestrutural. No mesmo processo de corte, foram cortadas mais quatro amostras do material laminado, de diâmetro 46 mm com 300 mm de comprimento, destinadas a realização de testes em escala laboratorial com o uso do equipamento de simulação termomecânica Gleeble 3800-CTG.

Após o corte, o restante do material foi encaminhado para a área de tratamento térmico para a realização dos testes em escala industrial. Foram utilizadas 40 barras laminadas redondas de diâmetro 46 mm e 7000 mm de comprimento. Para a amostragem, foram cortadas as pontas das três barras tratadas termicamente em cada ciclo, dando origem a quatro amostras de comprimento 400 mm, onde uma das amostras será reservada para confecção dos corpos de prova de impacto Charpy e tamanho de grão, e as outras três amostras para a confecção dos corpos de prova de tração, dureza e metalografia. A Figura 15 apresenta as dimensões dos corpos de prova resultantes de cada amostra, sendo que, para uma das amostras, 300 mm de comprimento foram destinados impacto Charpy, 50 mm para corpo de prova de TG e descarte de 50 mm da extremidade. Para o restante das amostras, 300 mm para CP de tração, 50 mm para análise de metalografia e 50 mm para CP de dureza. A Figura 16 apresenta um diagrama resumido dos fluxos de experimentos realizados, assim como o detalhamento das dimensões e quantidade de amostras.

Figura 15 - Desenho esquemático do padrão de amostra utilizado para análises do material laminado e tratado.

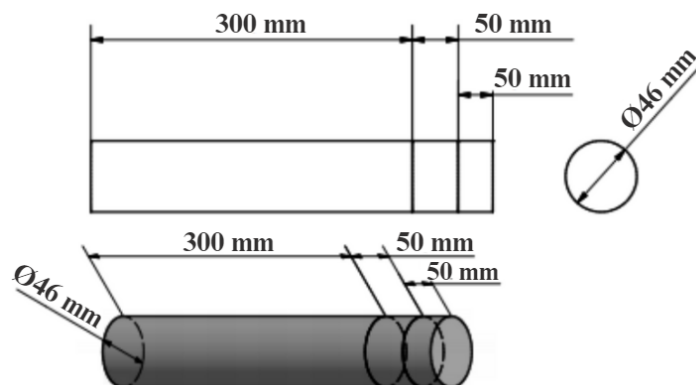
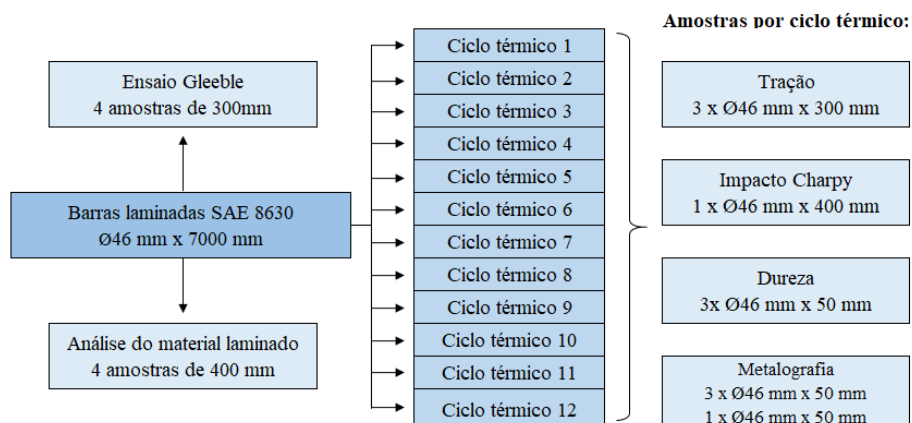


Figura 16 – Procedimento geral do experimento.



Foi utilizada uma mesma corrida de aciaria para execução de todo o trabalho, de modo a reduzir os efeitos de variações da análise química. A Tabela 5 apresenta as faixas de propriedades mecânicas e microestruturais utilizadas como referência, para o critério de aceite do produto. Como já comentado, tem-se como histórico o não atendimento da dureza medida a 1/3 do raio, que após tratamento térmico, permanece acima da especificação do produto.

Tabela 5 – Especificações do produto determinado pelo cliente para o aço SAE 8630 esferoidizado.

Dureza superficial	Dureza 1/3 raio	Dureza no núcleo	%GE	Tamanho de grão austenítico
100 – 170 HB	100 – 170 HB	100 – 170 HB	Acima de 80%	5 a 8

3.2 CICLO DE RECOZIMENTO EM LABORATÓRIO

As simulações de tratamento térmico em laboratório foram realizadas com o propósito de entender qual a taxa de resfriamento máxima que poderia ser aplicada sem causar prejuízo nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço SAE 8630 esferoidizado. Foram propostos quatro ciclos de recozimento subcrítico, onde o único parâmetro variável foi a velocidade de resfriamento empregada. Optou-se por um tempo de patamar de 6 horas, a fim de promover tempo suficiente para o coalescimento dos carbonetos, com base nos trabalhos acadêmicos apresentados, e a escolha da temperatura de patamar em 710°C, dado que a temperatura crítica de transformação (A_1) para o aço SAE 8630 é de aproximadamente 735°C, de acordo com Chandler (1995), e não é esperada a austenitização do material. Utilizou-se uma taxa de aquecimento de 20°C/s. Os ciclos estão apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Ciclos de recozimento em laboratório

Nº do teste	Temperatura de patamar	Tempo de patamar	Taxa de Resfriamento
1	710 °C	6 h	100 °C/h
2	710 °C	6 h	25°C/h
3	710 °C	6 h	17 °C/h

Dada a elevada taxa de resfriamento dos primeiros testes, optou-se pelo uso do simulador termomecânico Gleeble, modelo 3800-CTG presente nas instalações da Gerdau – Charqueadas (RS), visto que, possivelmente, os fornos mufla disponíveis não conseguiriam atender as taxas de resfriamento propostas.

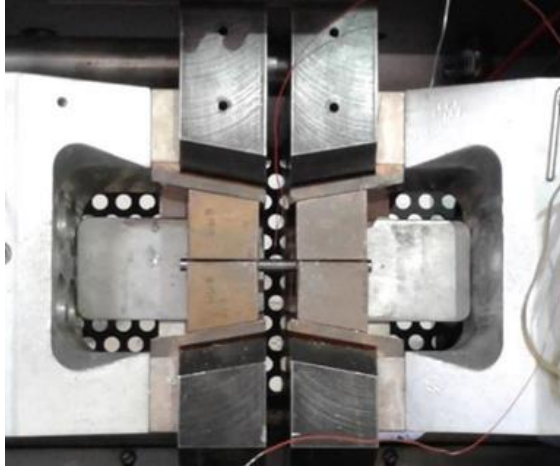
A Gleeble é um equipamento de simulação físico-termomecânica que oferece a possibilidade de simular em laboratório diversas tecnologias de processamento de materiais, de forma a reproduzir as condições térmicas e mecânicas às quais o material é submetido durante a fabricação e aplicação, de maneira que os dados resultantes possam ser utilizados na solução de problemas reais. Entre as soluções que a Gleeble oferece, estão: Análise de dilatométrica e transformação de fase, ensaios de fadiga térmica, ensaio de tração e compressão a quente, análise de ciclos térmicos de soldagem e ZTA, simulação de processos de conformação a quente com altas taxas de deformação (principal aplicação em processos de laminação e forjamento) e ciclos térmicos (GLEEBLE, 2023).

Para o uso em tratamento térmico, a Gleeble conta com um sistema de aquecimento por resistência direta, capaz de aquecer as amostras em taxas de até 10.000°K/seg, com elevado controle de temperatura dentro de $\pm 1^\circ\text{C}$, que é medida através de termopares soldados à amostra ou pirômetros. As amostras são suportadas por garras refrigeradas à água, que controlam a taxa de resfriamento. A taxa máxima de resfriamento é determinada pelo tamanho, forma, temperatura e composição da amostra, podendo ser realizada lentamente ou chegar até 10.000°K/s (GLEEBLE, 2023).

As amostras foram fixadas entre garras de cobre que serviram como condutores térmicos, para controle das taxas de aquecimento e resfriamento. a posição das amostras nas garras e os termopares soldados são apresentados na Figura 17. A temperatura foi medida por meio de termopar tipo K soldado no centro do corpo de prova, que controlava o sistema de aquecimento por efeito Joule. Os corpos de prova foram obtidos a partir da usinagem das amostras do material laminado, na posição do meio raio, de acordo com as dimensões

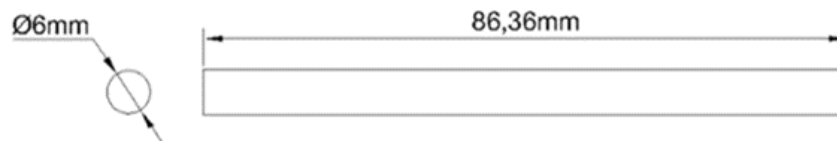
apresentadas na Figura 18. Cada ciclo térmico foi repetido duas vezes e cada ensaio foi realizado utilizando um corpo de prova.

Figura 17 – Corpo de prova utilizado para o ensaio termomecânico, fixo na máquina por garras de cobre, com termopares soldados na região central.



Fonte: Acervo da empresa

Figura 18 – Dimensões do corpo de prova submetidos aos ciclos térmicos na Gleeble.



Fonte: Acervo da empresa

3.3 CICLO DE RECOZIMENTO EM ESCALA INDUSTRIAL

Os tratamentos térmicos de recozimento para esferoidização foram realizados em escala industrial, em forno híbrido contínuo. Os ciclos de recozimento, com as temperaturas, tempos e taxas de resfriamento utilizados no experimento são mostrados na Tabela 7. A taxa de resfriamento foi aplicada até os termopares alcançarem a temperatura de 600°C, seguido de resfriamento ao ar. Foram utilizadas 12 cargas de teste, com aproximadamente 3 toneladas cada, constituídas majoritariamente de sucata e três barras do aço SAE 8630 posicionadas em pontos estratégicos da carga (extremidades e centro do feixe), com o propósito de reduzir a quantidade de material necessário para teste. Com o propósito de melhor entendimento dos resultados dispostos nos próximos capítulos, foi atribuída uma sigla para cada ciclo térmico testado, composta pela temperatura de patamar, o tempo de patamar e a taxa de resfriamento utilizados, por exemplo, foi aplicado no primeiro ciclo térmico a temperatura de 710°C, tempo de 4 h e taxa de resfriamento de 10/C/h, portanto a sigla do teste será “C710410”, conforme observado

na Tabela 7. A Figura 19 apresenta o forno contínuo utilizado para os testes e a configuração das cargas.

Tabela 7 – Parâmetros dos ciclos de esferoidização testados

Nº do teste	Temperatura de patamar	Tempo de patamar	Taxa de Resfriamento
C710410	710 °C	4 h	10 °C/h
C710417	710 °C	4 h	17 °C/h
C710425	710 °C	4 h	25°C/h
C710610	710 °C	6 h	10 °C/h
C710617	710 °C	6 h	17 °C/h
C710425	710 °C	6 h	25°C/h
C725410	725°C	4 h	10 °C/h
C725417	725°C	4 h	17 °C/h
C725425	725°C	4 h	25°C/h
C725610	725°C	6 h	10 °C/h
C725617	725°C	6 h	17 °C/h
C725625	725°C	6 h	25°C/h

Figura 19 – a) Forno contínuo b) Figura esquemática da posição das barras na carga de teste

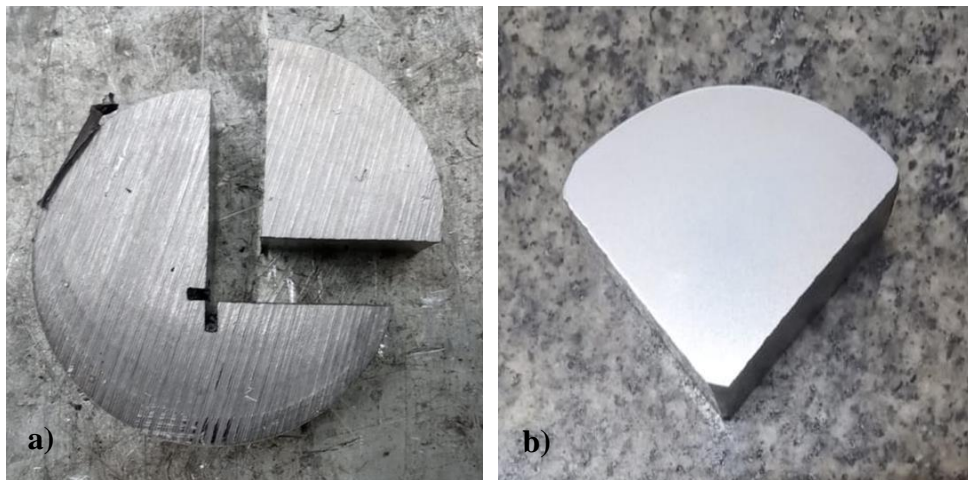


3.4 MÉTODOS DE CARACTERIZAÇÃO

3.4.1 Análise microestrutural

O processo de análise microestrutural começou com o corte dos corpos de prova a partir da amostra de diâmetro 46 mm e espessura 50 mm, como explicado no tópico 3.1. O corte foi realizado na seção transversal da amostra, na linha do raio, resultando em um corpo de prova no formato de “pizza”, com dimensão de $\frac{1}{4}$ da área do diâmetro 46 mm, conforme Figura 20.

Figura 20 – Etapas do corpo de prova para análise metalográfica, a) Corte; b) Após ataque químico.



Em seguida, foi realizado o lixamento da superfície do corpo de prova com o uso de lixas de granulometria de 400 e 1200, com calibração da força em 30N e lixamento perpendicular na troca de lixas para facilitar a eliminação dos riscos, e então, a operação de polimento com pano de feltro e uso de suspensão de alumina de granulometria 3μ em água. Os equipamentos usados foram uma preparadora metalográfica e uma politriz, ambas automáticas e da marca Struers. Em seguida, os materiais foram submetidos ao ataque químico com reagente Nital 2%, constituído por 98mL de álcool etílico e 2 mL de ácido nítrico. Foram confeccionados 3 corpos de prova, cada um oriundo de uma barra tratada em cada ciclo, totalizando 3 corpos de prova por ciclo térmico testado. Para análise da microestrutura utilizou-se o microscópio óptico Olympus BX60M, com sistema de aquisição de imagem acoplado, que registrou imagens da superfície, meio raio e núcleo, de um corpo de prova, com aumento de 100x, 500x e 1000x. Os dois corpos de prova restantes foram analisados para entender se o tratamento térmico foi homogêneo em toda a carga de teste, porém sem registro de imagens. Também foram capturadas 5 imagens extras a meio raio, com aplicação de 1000x, para uso no software de análise de imagem ImageJ para aferição das características dos carbonetos esferoidizados, totalizando a captura de aproximadamente 15 imagens metalográficas por ciclo testado.

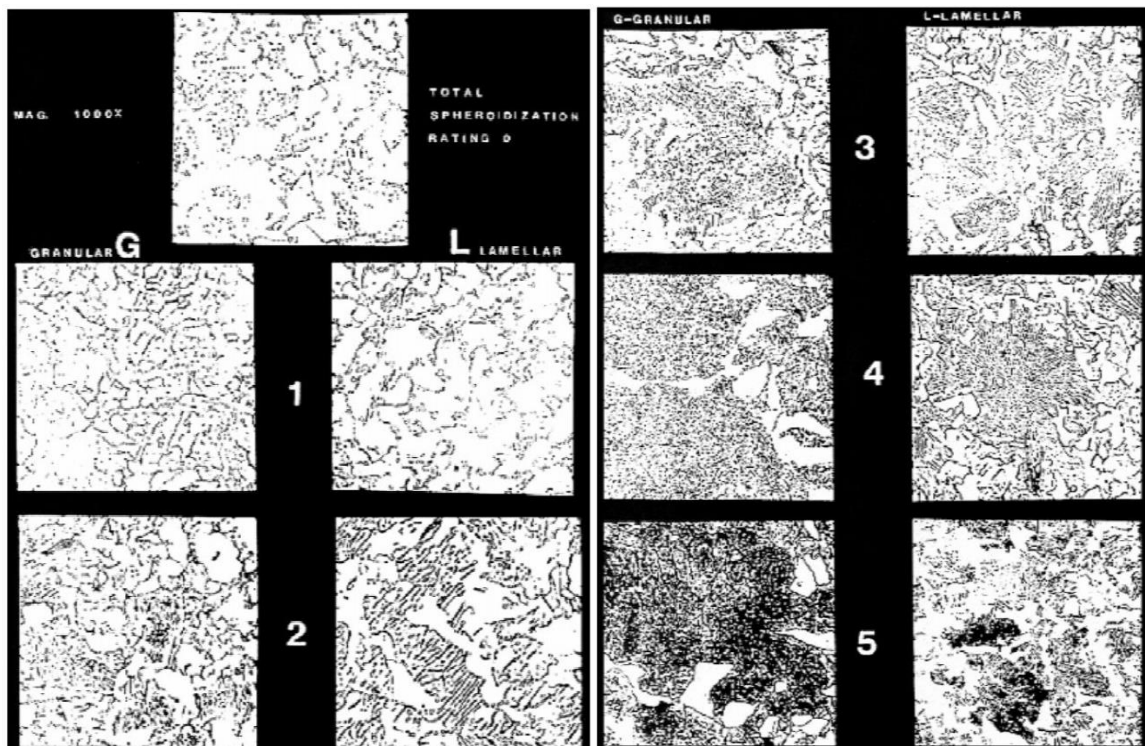
A quantificação da esferoidização foi avaliada conforme especificação da norma ASTM F2282/3 – Requisitos da garantia de qualidade para fios, hastes e barras de aço ao carbono e micro ligados para uso em fixadores mecânicos. Através das imagens capturadas na posição de meio raio na microscopia óptica, as microestruturas foram classificadas quanto ao grau de esferoidização, porcentagem medida através da análise da quantidade de cementita esferoidizada em relação à toda cementita presente na microestrutura, resultado obtido através

de comparação com padrões visuais apresentados na norma. De acordo com a norma, a classificação para o grau de esferoidização varia entre 5 e 1, sendo que quanto maior o número, menor é o GE, como apresentado na Figura 21 e 22.

Figura 21 – Classificação para o Grau de Esferoidização, de acordo com a norma ASTM F2282/3.

Esferoidização [%]	Descrição da Microestrutura
100	Carbonetos totalmente esferoidizados e homogeneamente distribuídos na matriz ferrítica. Não é possível visualizar os contornos de grão.
80: G1/L1	Todos os carbonetos estão esferoidizados com uma boa distribuição. Os contornos de grão estão pouco visíveis.
60: G2/L2	A maioria dos carbonetos está esferoidizada com uma distribuição razoável pela matriz. Algumas lamelas de carbonetos e os contornos de grão ainda estão presentes.
40: G3/L3	Aproximadamente metade dos carbonetos está esferoidizada. Todos os carbonetos ainda estão nas colônias de perlita e os contornos de grão são muito nítidos.
20: G4/L4	Uma pequena quebra das lamelas de perlita ocorreu. Há principalmente ferrita e perlita.
0: G5/L5	Toda a microestrutura é composta por ferrita e perlita.

Figura 22 – Imagens comparativas para classificação do grau de esferoidização, conforme norma ASTM F2282/3.



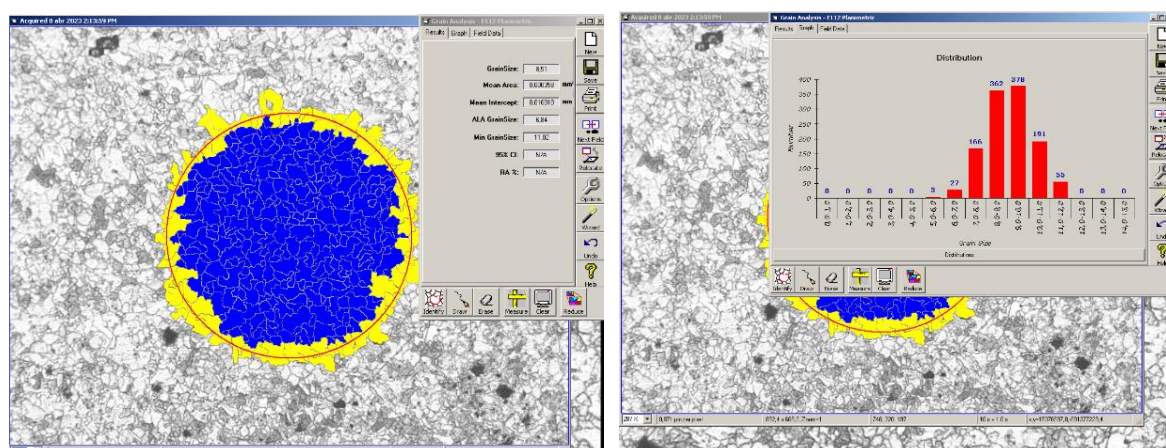
As medições para avaliação da quantidade e tamanho dos carbonetos foi realizada com software ImageJ, analisando imagens com ampliação de 1000x capturadas a meio raio. O

Anexo A apresenta figuras geradas para estas medições com os tratamentos necessários para avaliação das micrografias via software.

3.4.2 Tamanho de grão austenítico

O tamanho de grão austenítico foi mensurado de acordo com a norma ASTM E112, seguindo o “Planimetric Procedure”, que envolve a contagem real do número de grãos dentro de uma área determinada, com auxílio de um software. O número de grãos por unidade de área é utilizado para determinar o número de tamanho de grão ASTM. Foi avaliada uma amostra por ciclo térmico. O método utilizado para preparação da amostra foi o de oxidação, portanto, foi realizado o mesmo lixamento e polimento da preparação metalográfica apresentada no tópico 3.4.1, sem o ataque químico. Em seguida, a amostra foi colocada em um forno e aquecida até aproximadamente 857°C por 1 hora, seguido de resfriamento em água. Após o resfriamento, foi feito um novo polimento para revelar o tamanho de grão austenítico na superfície oxidada. A Figura 23 mostra um exemplo de resultado de tamanho de grão obtido através do “Planimetric Procedure”.

Figura 23 – Análise de tamanho de grão austenítico, de acordo com a ASTM E112.

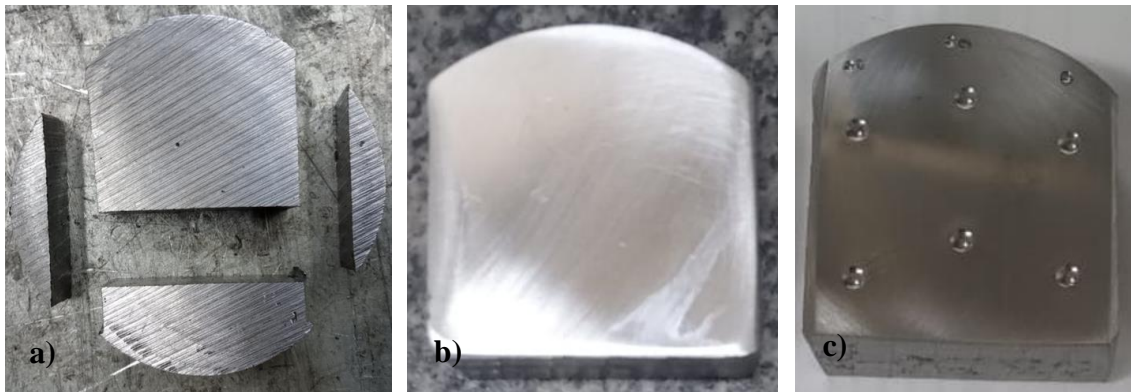


3.4.3 Ensaio de dureza Brinell

Para verificar os valores de dureza, utilizou-se o método de dureza Brinell (HB). O procedimento foi realizado seguindo a norma ASTM E10 - Método de teste padrão para dureza Brinell de materiais metálicos. Na escolha do tamanho da calota, optou-se pela esfera de 2,5 mm de diâmetro e carga de 187,5 kgf para medição de dureza na superfície e a esfera de 5 mm de diâmetro e carga de 750 kgf para as medições a 1/3 do raio e núcleo. A face da amostra dedicada a penetração do ensaio de dureza foi lixada com lixa de granulometria 400 e a outra face esmerilhada no equipamento Esmeril Naxos, com o intuito de garantir a qualidade de

indentação da dureza. Foram cortadas 3 amostras de cada ciclo térmico, 1 amostra de cada barra tratada, dando origem a 3 corpos de prova de dureza. Cada corpo de prova foi medido três vezes em cada posição (superfície, 1/3 do raio e núcleo), ou seja, foram mensurados 9 valores de dureza por corpo de prova, totalizando 27 medições de dureza por ciclo térmico testado (Figura 24).

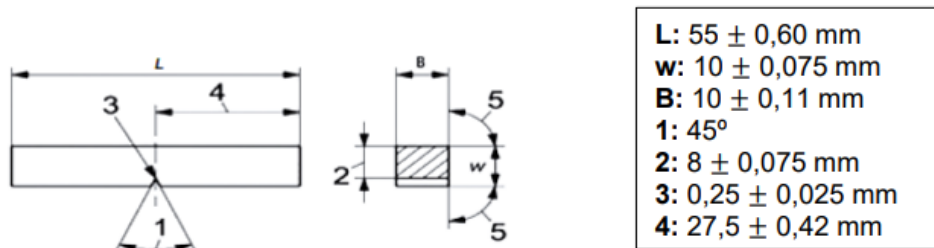
Figura 24 – Etapas do corpo de prova para ensaio de dureza Brinell, a) Corte; b) Preparação superficial e c) Corpo de prova após medições.



3.4.4 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de Impacto Charpy foi executado em temperatura ambiente no equipamento MFL-PSW 30/15, em três corpos de prova previamente usinados e entalhados em “V”, com profundidade de 2 mm. O ensaio foi executado seguindo a norma ISO 148-1, que determina as dimensões padronizadas para os corpos de prova (Figura 25), além do peso e altura do pêndulo. A Figura 26 mostra os corpos de prova do ensaio de impacto Charpy.

Figura 25 – Dimensões para corpos de prova do ensaio de impacto Charpy, de acordo com a norma ISO 148-1.



Fonte: Acervo da empresa

Figura 26 – Corpos de prova usados para o ensaio de impacto Charpy.



3.4.5 Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova, que geralmente promove uma deformação gradativa na direção do esforço, até a ruptura (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2012). O ensaio mede a variação do comprimento resultante da aplicação de uma carga instantânea, resultando uma curva tensão-deformação, onde é possível obter os valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento, módulo de elasticidade, módulo de resiliência, módulo de tenacidade e parâmetros relativos à ductilidade, como estrição e alongamento (CALLISTER, 2012). Neste estudo, se utilizou para o ensaio de tração o equipamento Instron Universal – 300LX, apresentado na Figura 27. Para a confecção dos corpos de prova, houve a adequação das amostras através de usinagem, de acordo com a norma ASTM E8/E8M. Cada ciclo térmico deu origem a três corpos de prova de tração, cuja dimensão é apresentada na Figura 28, de acordo com a norma.

Figura 27 – Ensaio de tração. a) Equipamento Instron Universal – 300LX; b) Corpo de prova.

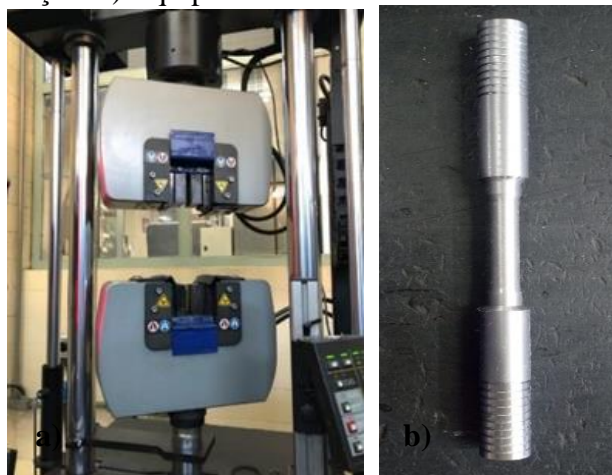
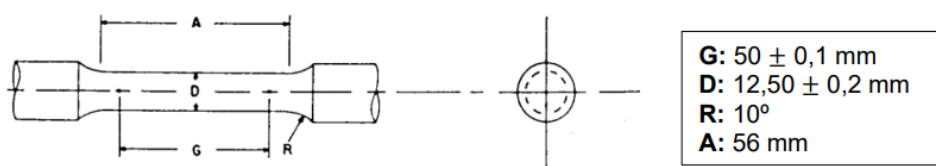


Figura 28 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração, de acordo com a norma ASTM E8/E8M.



Fonte: Acervo da empresa

3.4.6 Abordagem estatística

Para se certificar da influência dos ciclos térmicos empregados sobre os parâmetros microestruturais e mecânicos obtidos para o aço SAE 8630, foi feita uma análise estatística para distinguir se as médias obtidas eram significativamente diferentes, para um intervalo de confiança de 95%.

Para isso, ao longo de todo o trabalho foram utilizados os gráficos de intervalos, que avaliam e comparam os intervalos de confiança das médias de grupos. Um gráfico de intervalo mostra um intervalo de confiança de 95% para a média de cada grupo, e dessa forma, é possível distinguir resultados que são, ou não, significativamente diferentes entre si. Em outras palavras, ao coletar uma amostragem de uma população, o intervalo de confiança das amostras significará que é possível afirmar, com 95% de confiança, que o intervalo calculado contém a média populacional verdadeira. Também significa que, ao obter uma nova amostra, em 95% delas o valor verdadeiro do parâmetro estará dentro do intervalo de confiança estabelecido. O cálculo do intervalo de confiança leva em consideração o tamanho da amostra, o desvio padrão, o erro padrão (SE) e o índice de confiança desejado. De forma simplificada, é calculado a média amostral (\bar{x}) e o desvio padrão amostral (s), é determinado o nível de confiança desejado (95%), com isso, é calculado o valor crítico da distribuição t-Student correspondente ao nível de confiança e ao tamanho da amostra, é calculado o erro padrão (SE) da média, dado por $SE = s / \sqrt{n}$, onde n é o tamanho da amostra, e então, obtido o intervalo de confiança, dado por $\bar{x} \pm (\text{valor crítico da distribuição t-Student}) * SE$ (SALGADO, 2023).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 CONDIÇÃO DO MATERIAL LAMINADO

Após o processo de laminação a quente, o material, resfriado ao ar, apresentou microestrutura predominantemente bainítica e perlítica fina, como observado na Figura 29 e 30. A obtenção destes constituintes é devida a quantidade de elementos de liga, que tornam o aço SAE 8630 de média temperabilidade, passível a formação de microestruturas metaestáveis no

resfriamento não controlado após a etapa de laminação. Notou-se também uma heterogeneidade na formação da ferrita, que na superfície possuía morfologia predominantemente acicular, enquanto a meio raio apareceu também disposta na forma de grãos equiaxiais. Tal heterogeneidade pode ser justificada pela diferença entre a velocidade de resfriamento da superfície e núcleo do material, assim como pela presença de segregação química no material, hipótese reforçada pela diferença de tamanho das colônias de perlita presentes a meio raio (COLPAERT, 2018). Também foi avaliado o tamanho de grão austenítico, que apresentou valor igual a 9,3, indicando uma microestrutura refinada.

Figura 29 – Microestrutura após operação de laminação: a) Região da superfície e b) Região do meio raio. Ampliação de 100x.

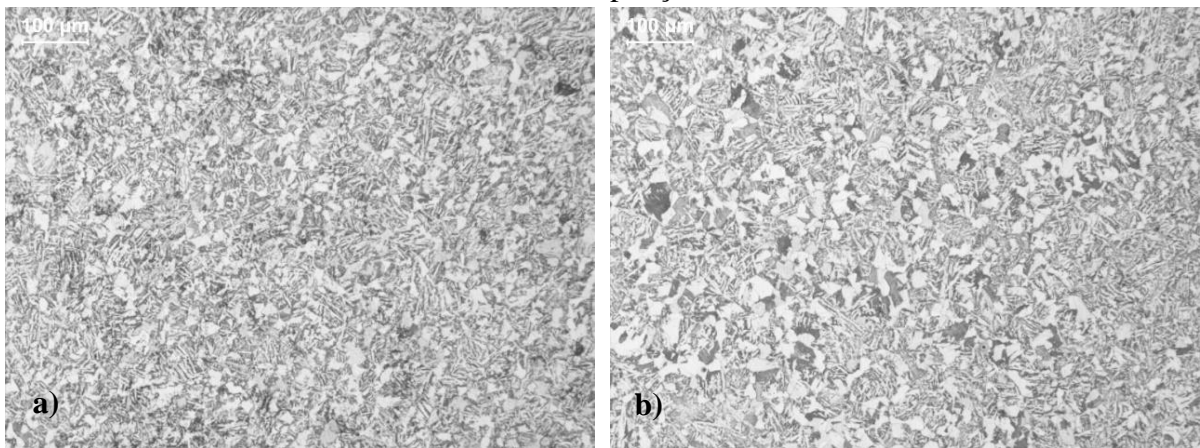
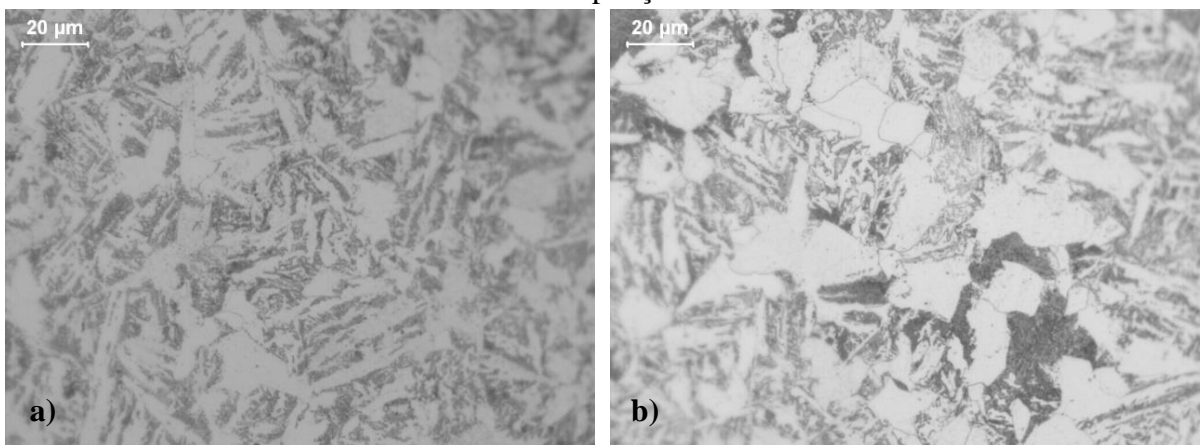


Figura 30 - Microestrutura após operação de laminação: a) Região da superfície e b) Região do núcleo. Ampliação de 500x.



Além da análise microestrutural, as amostras foram submetidas aos ensaios de dureza Brinell, ensaio de tração e ensaio de impacto Charpy. A Figura 31 apresenta os valores de dureza Brinell após processo de laminação e a Tabela 8 apresenta as propriedades de tração e impacto obtidas através dos ensaios, com seus respectivos intervalos de confiança.

Figura 31 – Valores de Dureza Brinell após o processo de laminação, medidos na superfície, 1/3 do raio da amostra e no núcleo.

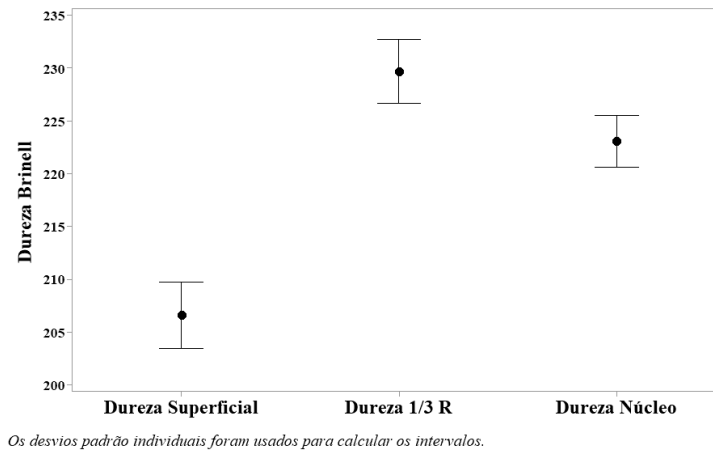


Tabela 8 – Resultados do ensaio de impacto Charpy e ensaio de tração submetido ao material após processo de laminação.

	Resistência ao Escoamento (MPa)	Resistência Mecânica (MPa)	Redução de Área (%)	Alongamento (%)	Resistência ao Impacto (J)
Média	420,3	701,3	52	22,6	60,6
IC (95%)	72,8	15,2	4,4	1,4	25,9

4.2 ENSAIO TERMOMECÂNICO GLEEBLE

Os ciclos de tratamento térmico em laboratório foram realizados buscando avaliar qual velocidade de resfriamento máxima que poderia ser aplicada sem causar alteração significativa nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço SAE 8630 esferoidizado. As microestruturas resultantes dos ciclos propostos estão apresentadas na Figura 32, 33 e 34.

Figura 32 - Microestruturas após ciclo de recozimento com velocidade de resfriamento de 100°C/h, obtida via microscopia óptica.

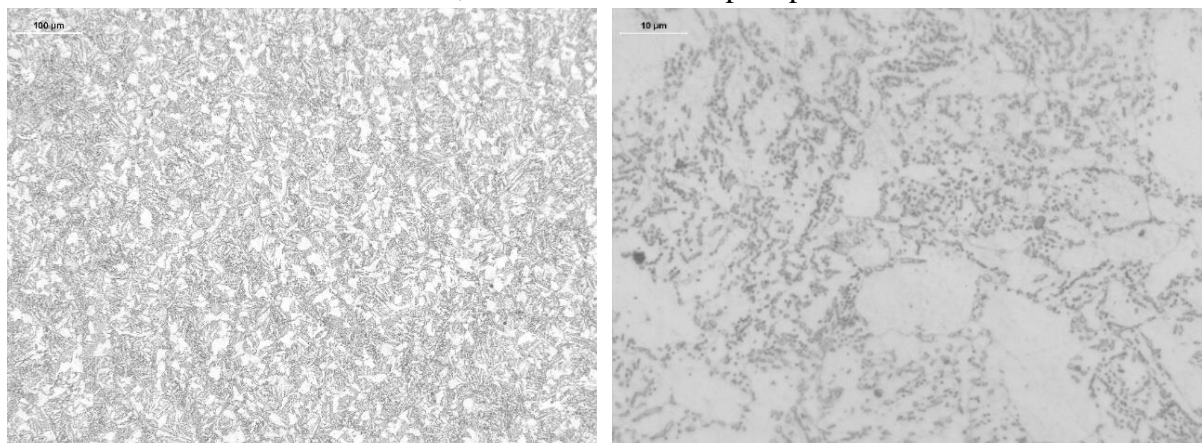


Figura 33 - Microestruturas após ciclo de recozimento com velocidade de resfriamento de 25°C/h, obtida via microscopia óptica.

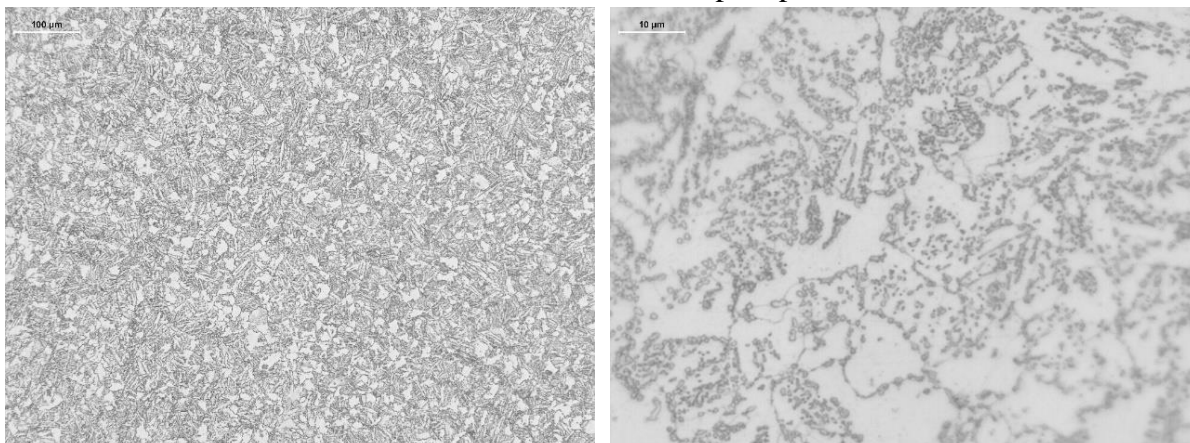
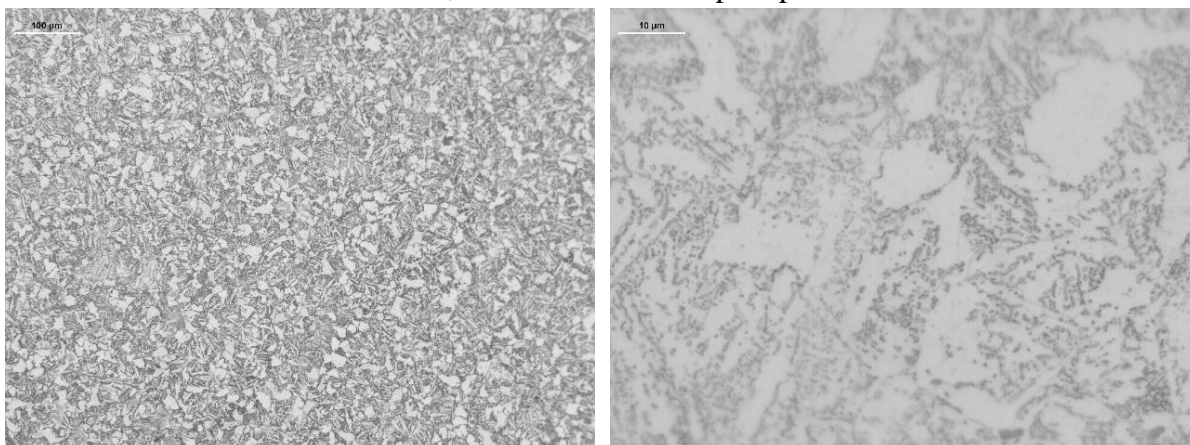


Figura 34 - Microestruturas após ciclo de recozimento com velocidade de resfriamento de 17°C/h, obtida via microscopia óptica.



Notou-se que todas as microestruturas são formadas por uma matriz ferrítica, com carbonetos parcialmente ou totalmente esferoidizados, não se identificando a presença de estrutura lamelar perlítica. Também foi possível observar, em todas as microestruturas, a presença de ferrita acicular, característica da microestrutura anterior ao tratamento térmico de esferoidização, podendo indicar que os parâmetros adotados nos ciclos térmicos não foram suficientes para completa homogeneização da microestrutura e dissolução dos contornos de grão, que, em sua maioria, continuam visíveis. Também pode indicar que a taxa de resfriamento não foi o parâmetro responsável pela limitada distribuição dos carbonetos, visto que a característica se repete para todos os testes, podendo ser correlacionada às características da microestrutura prévia ao tratamento térmico.

Apesar de todas as microestruturas apresentarem carbonetos esferoidizados e a classificação para o percentual de grau de esferoidização estar entre 60 e 80% para todas as amostras, devido a presença de carbonetos alongados e contornos de grão visíveis, percebeu-se

que há uma diferença entre a microestrutura do ciclo de 100°C/h para as microestruturas provenientes dos ciclos de 25°C/h e 17°C/h, relacionado a morfologia dos carbonetos. A aplicação da taxa de resfriamento de 100°C/h resultou uma microestrutura com maior quantidade de carbonetos dispersos, que apresentaram menor tamanho médio quando comparados com os carbonetos resultantes dos ciclos de 25°C/h e 17°C/h, como mostra a Tabela 9. O mesmo resultado foi encontrado por Yu *et al* (2016), que confirma que o aumento da taxa de resfriamento proporciona maior razão de carbonetos lamelares, com incidência de pequenos carbonetos esféricos dispersos na matriz. A aplicação de maiores taxas de resfriamento também provoca uma diminuição do espaçamento médio entre carbonetos.

Tabela 9 – Quantidade e tamanho médio dos carbonetos e dureza Brinell para ciclos em escala laboratorial, com intervalo de confiança de 95% para média.

	100°C/h	25°C/h	17°C/h
Quantidade média de carbonetos (n° por 5635 µm²)	4417±911	3989±484	3799±230
Tamanho médio de carbonetos (µm²)	0,16±0,03	0,23±0,02	0,19±0,04
Dureza média (HB)	169±11,1	167,5±4,6	165±3,2

Tal configuração de carbonetos no material esferoidizado pôde exercer influência nos valores de dureza, visto que se percebeu um aumento sutil dos valores medidos conforme se aumentou a velocidade de resfriamento, como apresentado na Tabela 9. De acordo com Rocha (2001), o crescimento dos carbonetos causa um aumento do livre caminho médio entre eles, resultando em menores valores de dureza.

Vale ressaltar que as diferenças de quantidade e tamanho médio de carbonetos entre ciclos com diferentes taxas de resfriamento existem, porém não são significativamente diferentes entre si, considerando o intervalo de confiança dos valores medidos. Dessa forma, para os experimentos realizados, a influência da taxa de resfriamento na morfologia existe, mas não causa diferença significativa nos valores de quantidade e tamanho dos carbonetos, assim como nos valores de dureza Brinell. Comparando os resultados obtidos com a faixa de especificação do cliente, o ciclo de 100°C/h estaria reprovado devido a alta possibilidade de apresentar resultados acima de 170 HB.

4.3 CICLOS TÉRMICOS EM ESCALA INDUSTRIAL

4.3.1 Análise microestrutural

Verificou-se, após a aplicação dos ciclos térmicos em escala industrial, microestruturas formadas predominantemente por ferrita com carbonetos parcialmente ou totalmente esferoidizados, com exceção do ciclo térmico “C710425”, onde foi identificada a presença de estrutura lamelar perlítica. As microestruturas obtidas, após a aplicação dos ciclos térmicos, podem ser verificadas nas Figuras 35 a 46.

Figura 35 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 710°C por 4 h com taxa de resfriamento de 10°C/h, obtida via microscopia óptica.

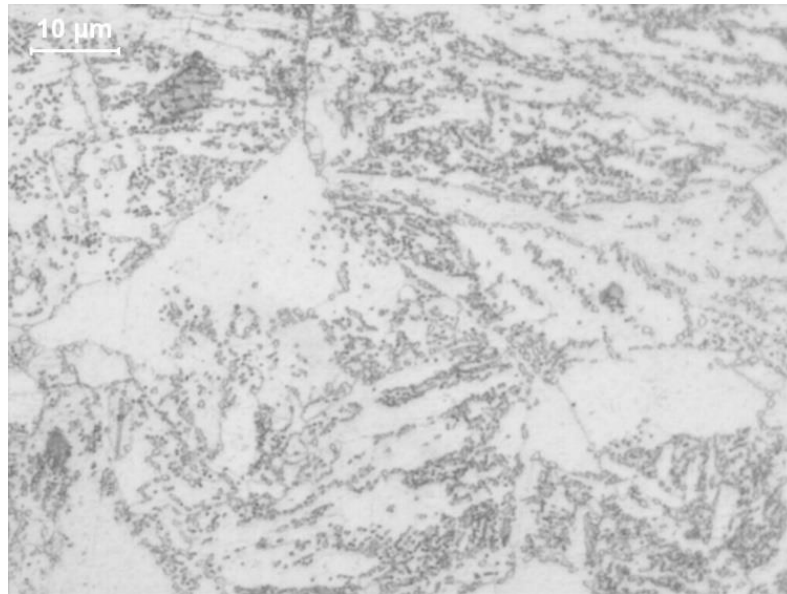


Figura 36 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 710°C por 4 h com taxa de resfriamento de 17°C/h, obtida via microscopia óptica.

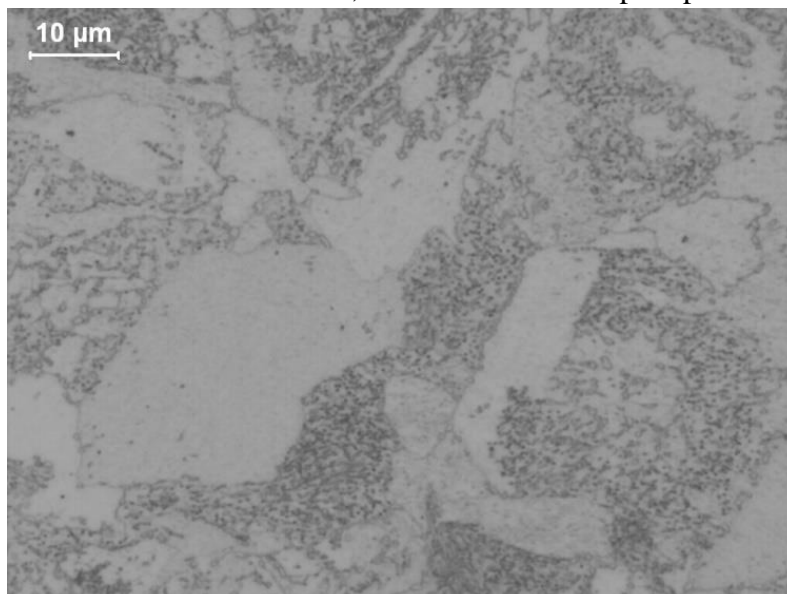


Figura 37 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 710°C por 4 h com taxa de resfriamento de 25°C/h, obtida via microscopia óptica.

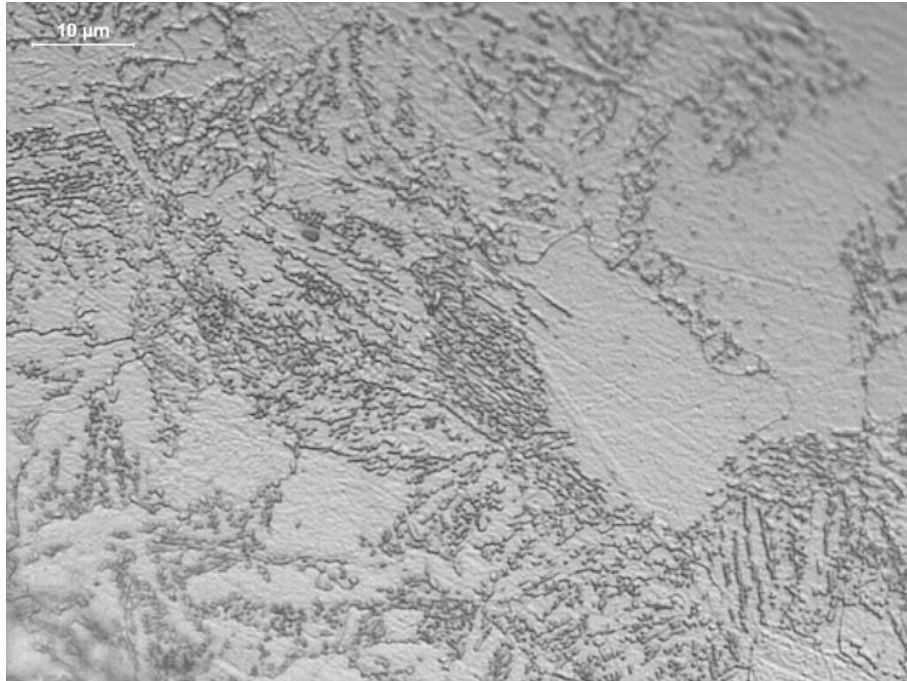


Figura 38 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 710°C por 6 h com taxa de resfriamento de 10°C/h, obtida via microscopia óptica.

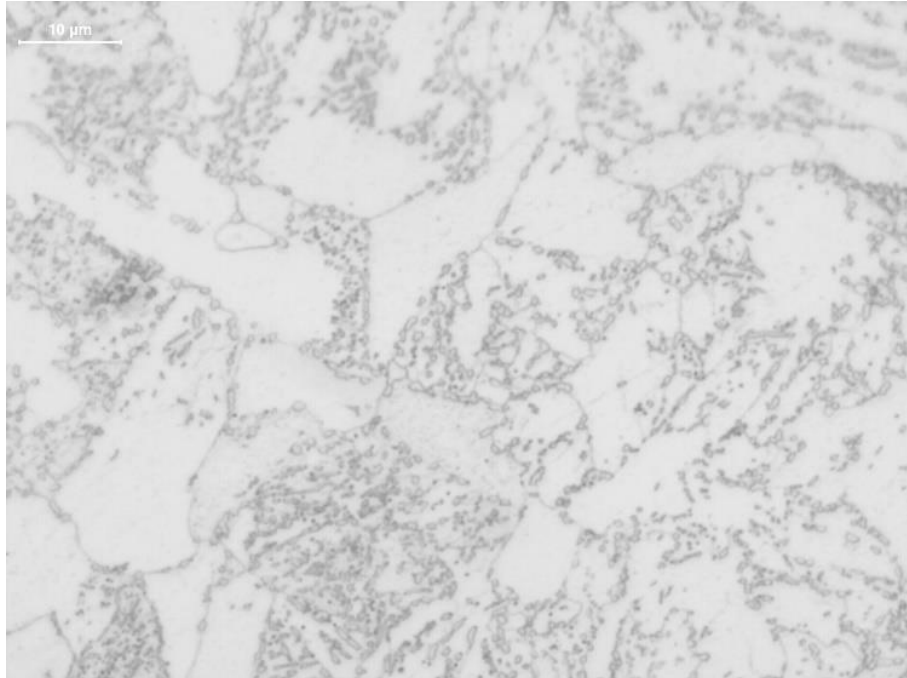


Figura 39 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 710°C por 6 h com taxa de resfriamento de 17°C/h, obtida via microscopia óptica.

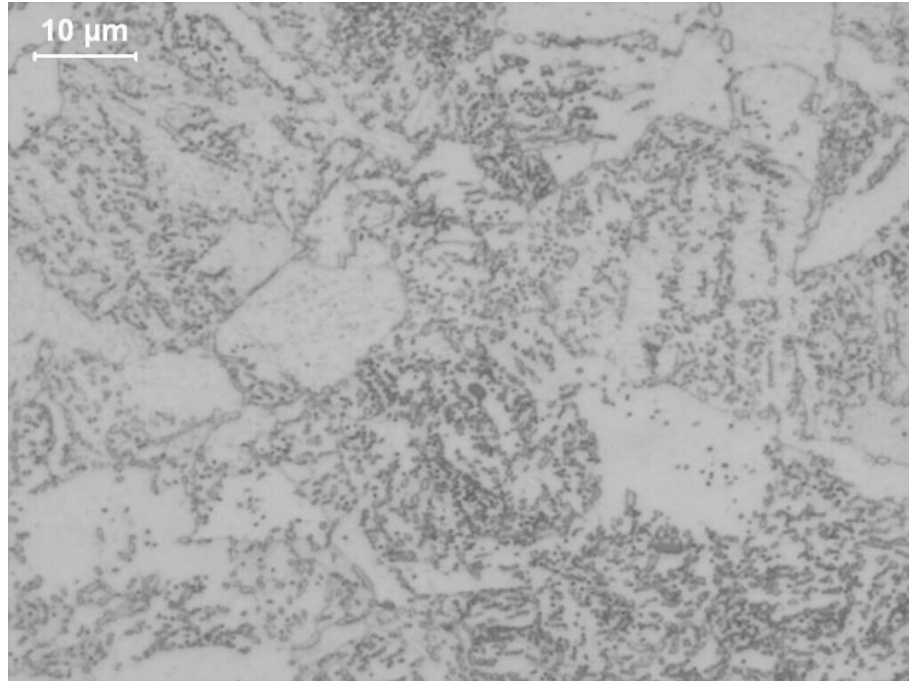


Figura 40 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 710°C por 6 h com taxa de resfriamento de 25°C/h, obtida via microscopia óptica.

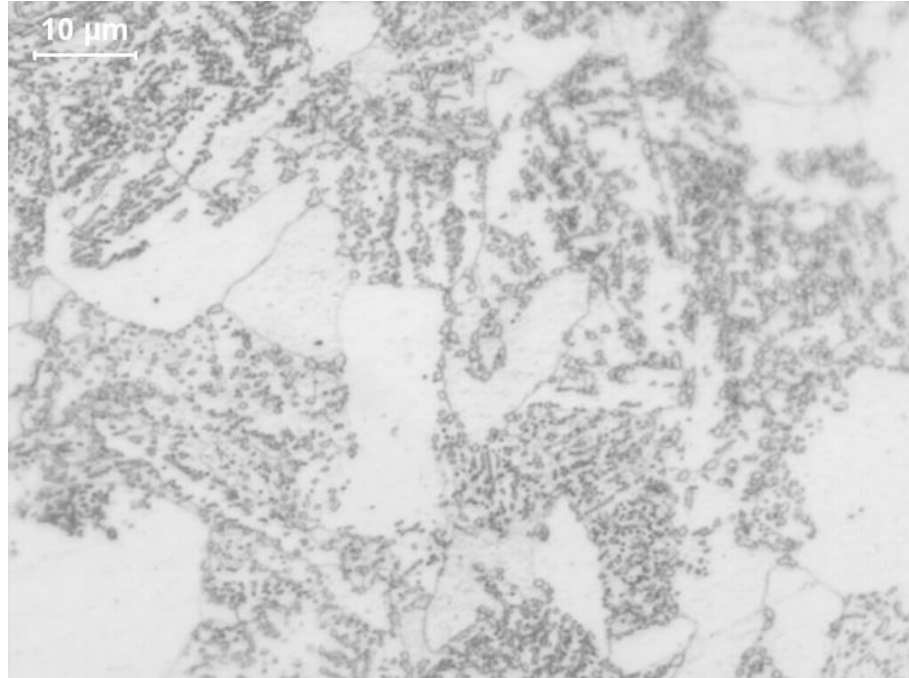


Figura 41 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 725°C por 4 h com taxa de resfriamento de 10°C/h, obtida via microscopia óptica.

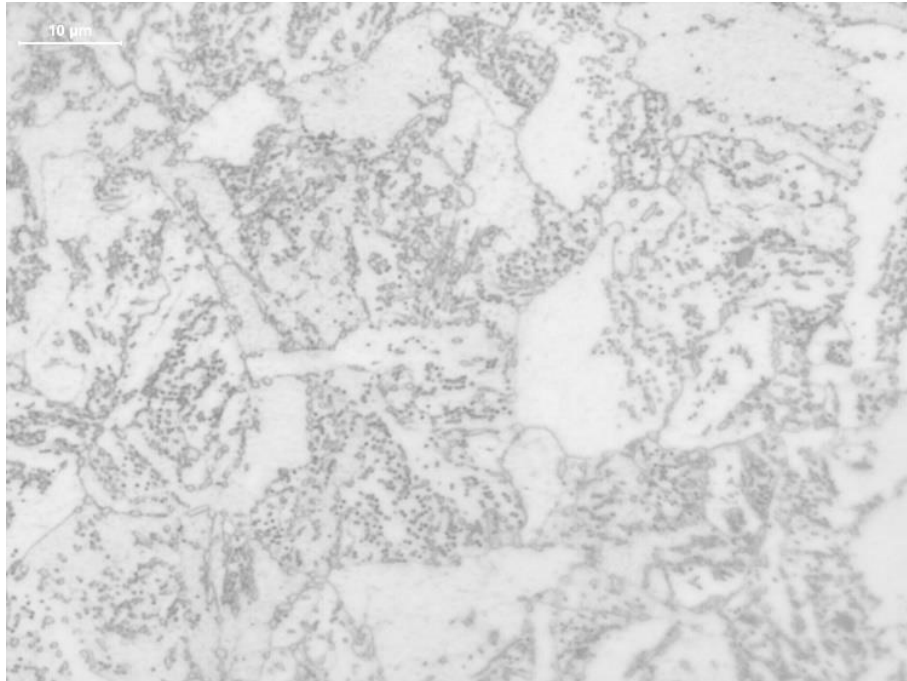


Figura 42 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 725°C por 4 h com taxa de resfriamento de 17°C/h, obtida via microscopia óptica.

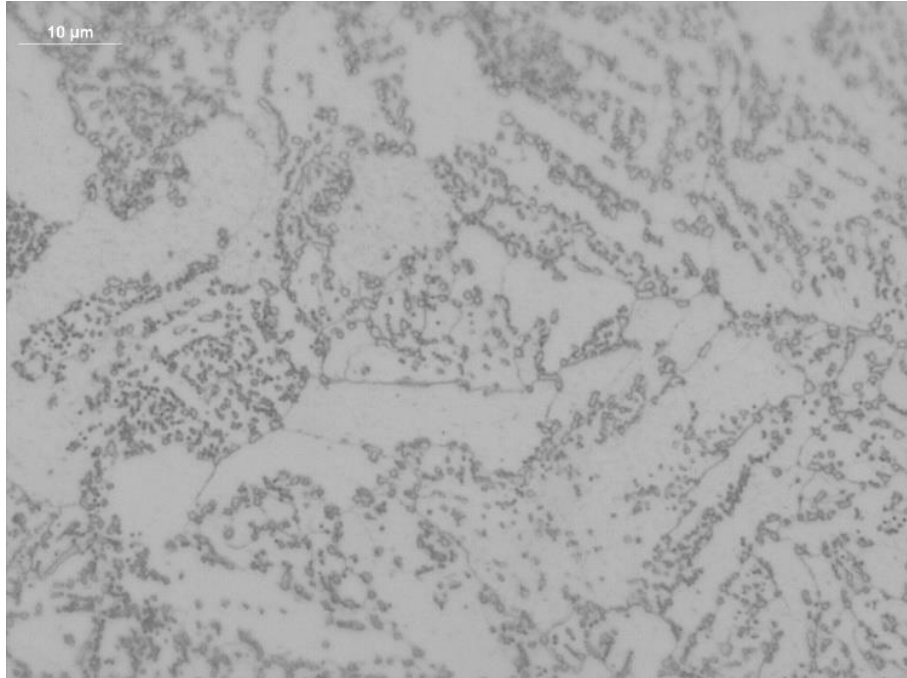


Figura 43 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 725°C por 4 h com taxa de resfriamento de 25°C/h, obtida via microscopia óptica.

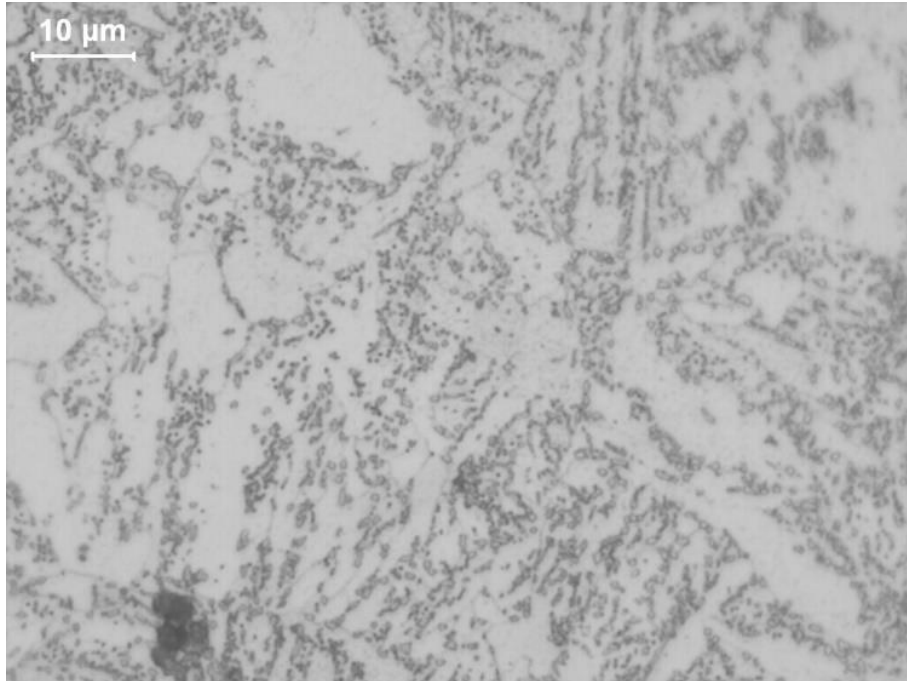


Figura 44 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 725°C por 6 h com taxa de resfriamento de 10°C/h, obtida via microscopia óptica.

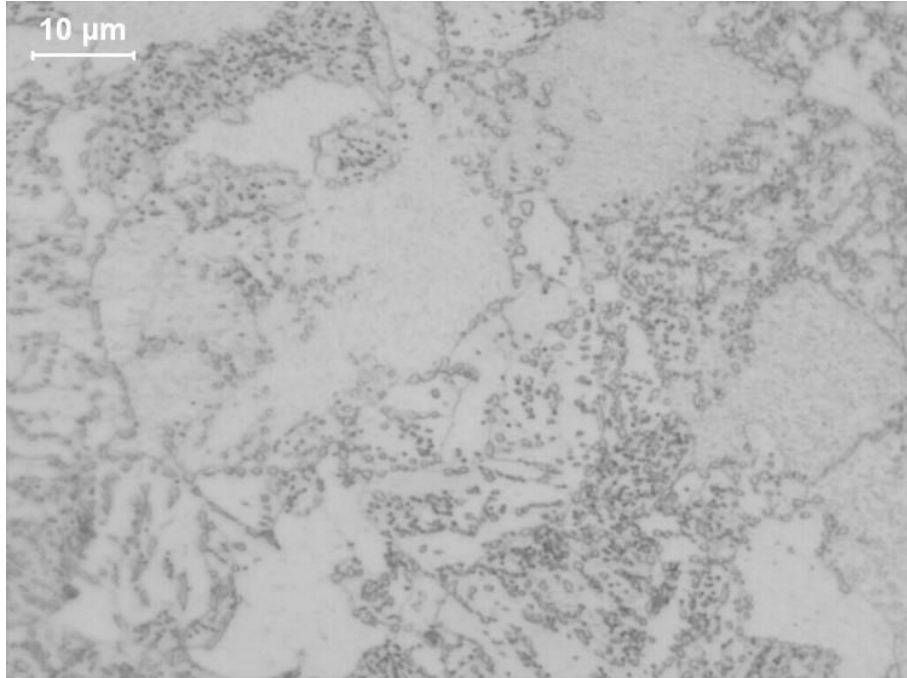


Figura 45 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 725°C por 6 h com taxa de resfriamento de 17°C/h, obtida via microscopia óptica.

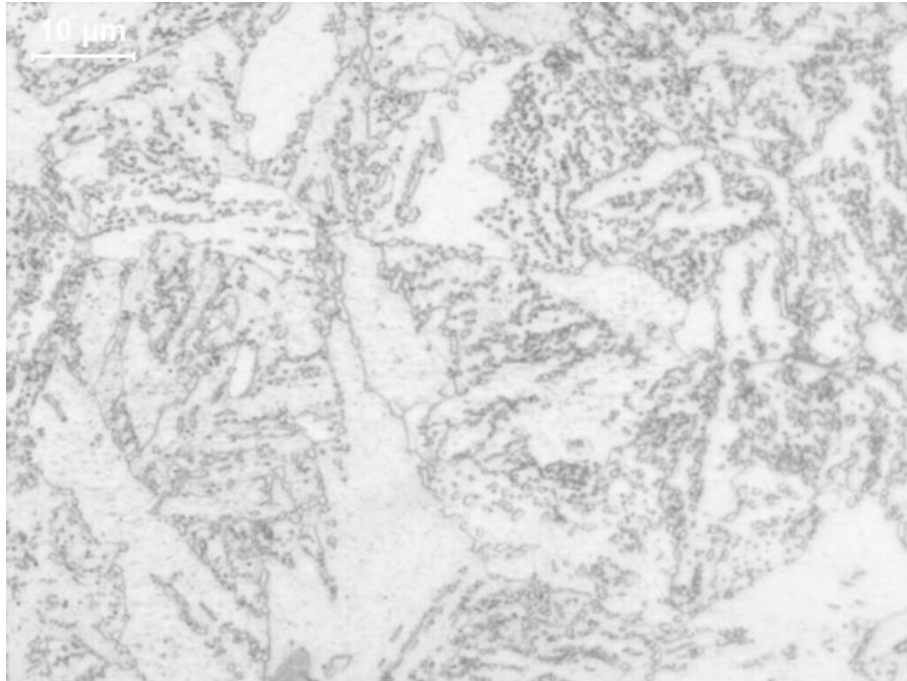
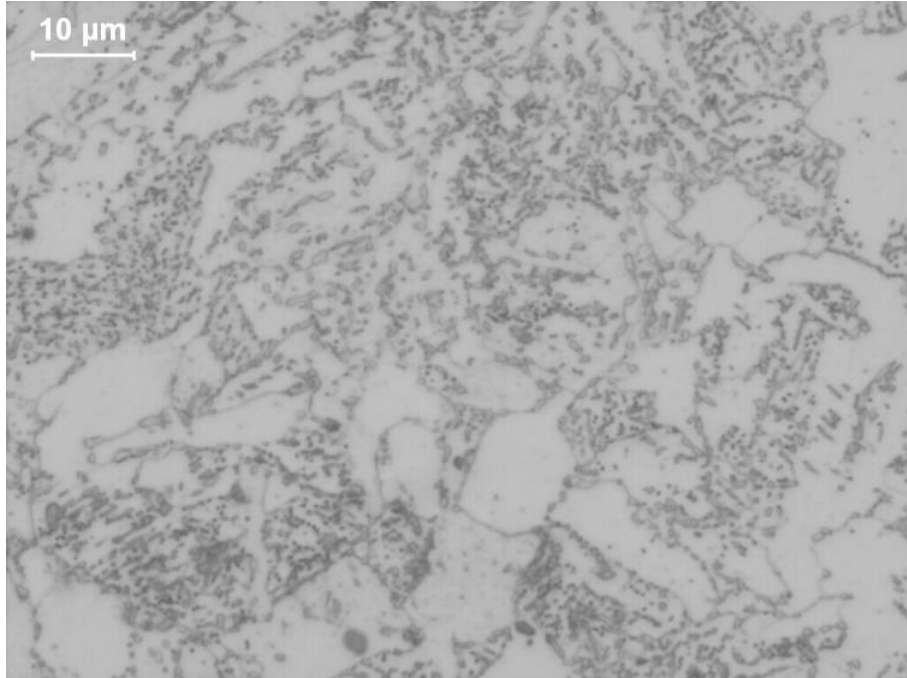


Figura 46 - Microestrutura após ciclo de recozimento a 725°C por 6 h com taxa de resfriamento de 25°C/h, obtida via microscopia óptica.



O resultado encontrado para o ciclo “C710425” era esperado e pode ser justificado pelo tempo e temperatura aplicados serem insuficientes para completa transformação microestrutural, além do uso de uma taxa de resfriamento mais intensa. Os ciclos térmicos “C710410” e “C710417”, que também foram realizados sob temperatura de 710°C por 4 horas

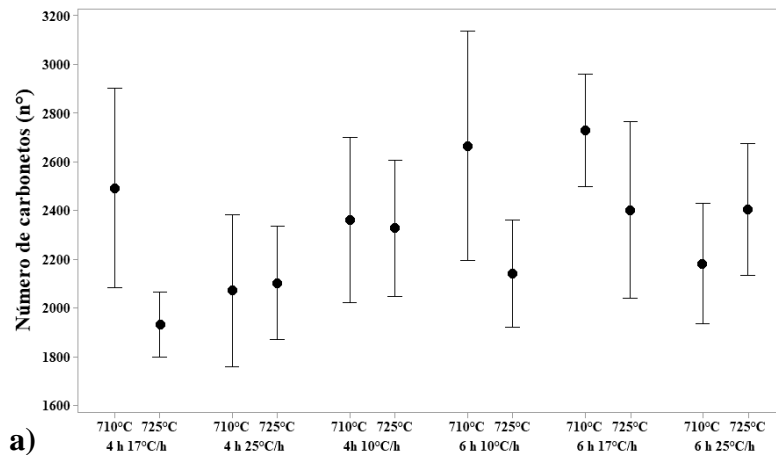
de patamar, com taxa de resfriamento de 10°C/h e 17°C/h, respectivamente, não apresentaram princípios de microestrutura perlítica, porém observou-se um grande número de carbonetos alongados e carbonetos pequenos com distribuição heterogênea, indicando que os parâmetros desses ciclos de recozimento podem ser suficientes para atender apenas o primeiro estágio do processo de esferoidização, a quebra das lamelas de perlita, com pouca incidência de arredondamento e coalescimento das partículas. Avaliando os ciclos “C710610”, “C710617” e “C710625”, percebeu-se uma pequena diferença microestrutural devido ao crescimento moderado dos carbonetos, que estão visivelmente um pouco maiores e melhor distribuídos, porém ainda com a presença de pequenos carbonetos alongados. O laudo se repete para o restante dos ciclos, que apresentaram cada vez mais carbonetos visivelmente maiores e melhor dispersos.

Categorizando as microestruturas resultantes dos ciclos térmicos de acordo com a norma ASTM A892, que descreve o grau de esferoidização por comparação com imagens padrão, todas as microestruturas apresentaram grau de esferoidização igual ou superior a 60%. Os ciclos de 710°C, 4 h e taxas de resfriamento de 10, 17 e 25°C/h apresentaram GE de 60%. Os ciclos a 710°C, 6 h e taxas de resfriamento de 10, 17 e 25°C/h apresentaram GE entre 60 e 80%, devido a presença de carbonetos alongados, distribuição limitada de partículas e contornos de grão evidentes. Os ciclos a 725°C, 4 h e 6 h e taxas de resfriamento de 10, 17 e 25°C/h apresentaram GE de 80%, com exceção do ciclo a 725°C, 6 h e taxa de resfriamento de 10°C/h, que apresentou GE entre 80 e 100%. Comparando os resultados de grau de esferoidização obtidos com a especificação do produto, somente os ciclos de temperatura a 725°C estariam aprovados.

Relacionando os parâmetros do ciclo de recozimento com as análises de microestrutura, notou-se uma relação inversa forte entre a temperatura de patamar de esferoidização adotada e a quantidade de carbonetos esferoidizados no material, pois os ciclos de temperatura a 725°C apresentaram menor quantidade de carbonetos esferoidizados que os ciclos a 710°C, sob mesmo tempo de patamar e taxas de esferoidização. Tal relação pode ser observada na Figura 47a, que compara cada ciclo em relação a temperatura de patamar, mantendo constante os restantes das variáveis. A Figura 48 simplifica a análise e apresenta a comparação entre a quantidade de carbonetos para os parâmetros de tempo e temperatura, sendo possível enxergar com maior facilidade a relação entre as variáveis. Tal comportamento também foi encontrado por Ji, Wang e Zhu (2015), que comparam as características microestruturais de um aço SCM435 recozido em temperaturas 660 °C, 680 °C, 700 °C, 720 °C e 745 °C, sob tempo constante. No trabalho, os autores relatam que o número de partículas

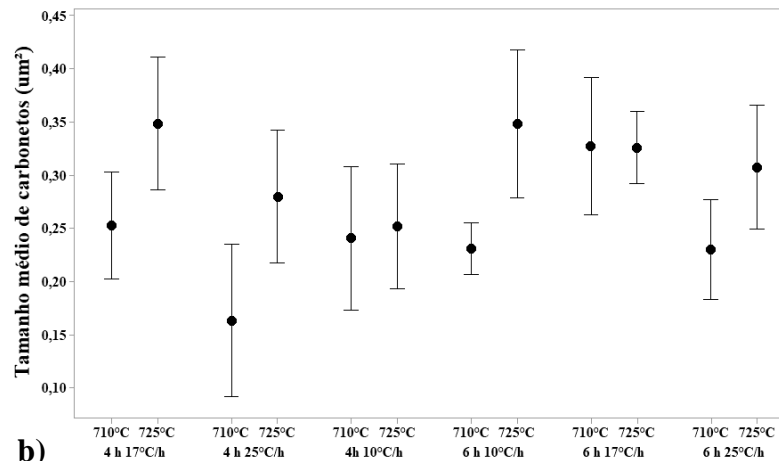
aumenta de acordo com o aumento da temperatura de recozimento, até 700°C. Para a temperatura de 720°C (similar à adotada no presente trabalho), há uma queda do número de carbonetos dispersos na matriz ferrítica, devido ao fenômeno de coalescimento das partículas.

Figura 47 – Influência da temperatura de patamar a) Quantidade de carbonetos e b) Tamanho médio de carbonetos.



a)

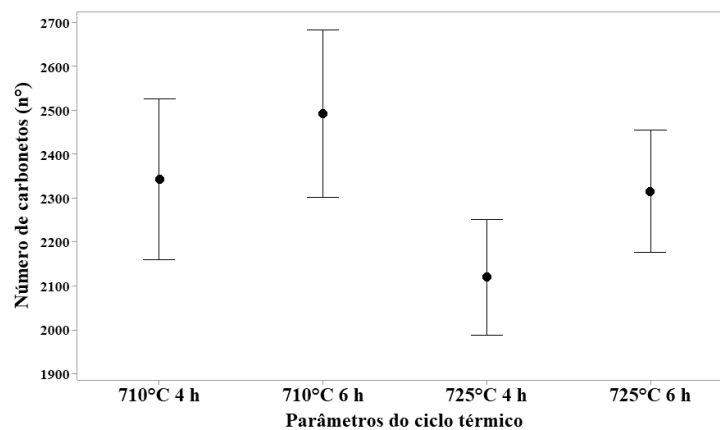
Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



b)

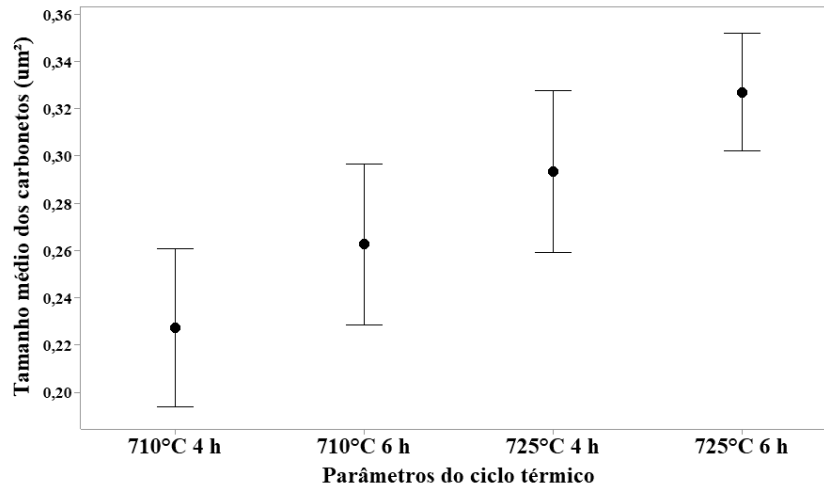
Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

Figura 48 – Análise simplificada da influência da temperatura e tempo de esferoidização com a quantidade de carbonetos, agrupando as taxas de resfriamento de 10°C/h, 17°C/h e 25°C/h.



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

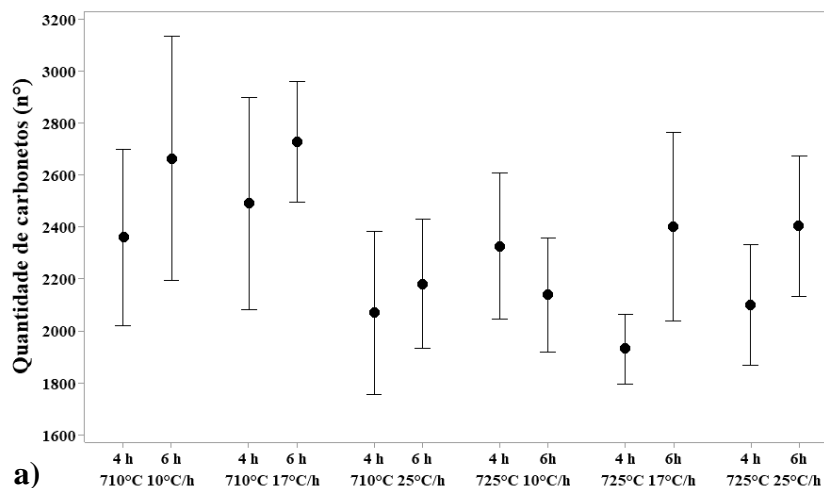
Figura 49 - Análise simplificada da influência da temperatura e tempo de esferoidização com o tamanho médio dos carbonetos, agrupando as taxas de resfriamento de 10°C/h, 17°C/h e 25°C/h.



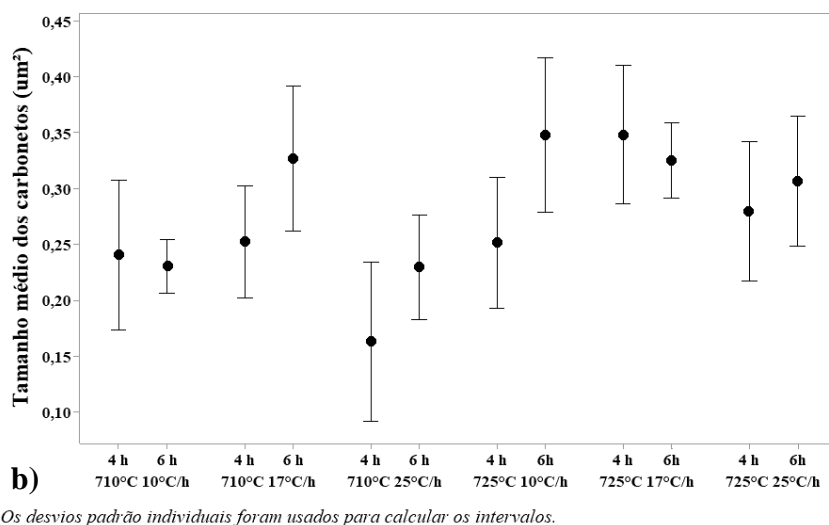
Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

Também se observa uma tendência de aumento do tamanho médio dos carbonetos a medida que se aumenta a temperatura de esferoidização, como apresentado na Figura 47b. A Figura 49 também apresenta a relação entre o tamanho médio dos carbonetos e a temperatura de esferoidização, e adiciona a relação com o tempo de patamar aplicado, simplificando a análise com o agrupamento das taxas de resfriamento. Novamente, o fenômeno está pautado no coalescimento dos carbonetos, visto que, após a quebra das lamelas de perlita, as menores partículas se dissolvem às custas do crescimento dos carbonetos maiores, em função da redução da energia interfacial (DINI, 2017).

Figura 50 – Influência do tempo de patamar a) Quantidade de carbonetos e b) Tamanho médio de carbonetos.



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



De acordo com Fagundes (2006), o tempo em patamar é o parâmetro fundamental para o processo de coalescimento dos carbonetos, portanto, foi avaliada a influência do tempo em patamar na morfologia dos carbonetos, conforme apresentado na Figura 50. Conforme esperado, os resultados avaliados mostraram que o aumento do tempo de processamento ocasiona o crescimento do tamanho médio das partículas de cementita. Os resultados se assemelham aos encontrados por Perin (2022), que estudou, em parte, a influência do tempo de patamar para ciclos de recozimento subcrítico na configuração dos carbonetos, concluindo que o tamanho médio das partículas aumenta de acordo com o aumento do tempo de processo, simultaneamente a diminuição do número de carbonetos dispersos na matriz ferrítica, o que não se observa nos dados da Figura 50a. Esse comportamento não era esperado, porém correlacionando com as demais características de dureza e tamanho médio de carbonetos, a hipótese levantada para a quantidade de carbonetos ficar maior com o aumento do tempo de processo foi a capacidade de captura de imagens nos ensaios metalográficos na parte experimental, que pode não ter detectado precipitações mais finas nos tempos de patamar inferiores, mas que com o aumento de tempo em patamar nos ciclos de 6 h, o coalescimento destes precipitados em carbonetos maiores permitiu com que fossem capturados pela câmera do microscópio, aumentando a contagem de partículas na análise de imagem. Tendo em vista esse cenário, a técnica de microscopia ótica não se mostrou adequada para tal avaliação, sendo a mais indicada a microscopia eletrônica de varredura (MEV) como sugestão para trabalhos futuros.

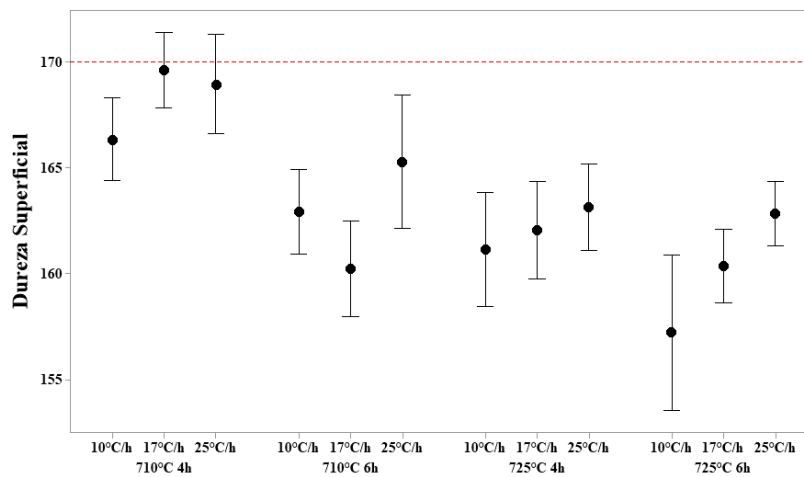
Avaliando a influência da taxa de resfriamento na microestrutura, não foi possível perceber modificações microestruturais significativas entre os ciclos com velocidades de resfriamento de 10°C/h, 17°C/h e 25°C/h, o que corrobora os resultados obtidos em escala

laboratorial, onde também não se verificou diferenças microestruturais entre as taxas de resfriamento de 17°C/h e 25°C/h. É importante frisar que não houve diminuição do percentual do grau de esferoidização conforme aumento da velocidade de resfriamento, tampouco piora na dispersão dos carbonetos na matriz ferrítica. Sob a ótica de otimização do ciclo térmico e aumento de produtividade para aplicação em uma indústria metalúrgica, este resultado é importante, pois permite reduzir o tempo atrelado ao resfriamento lento realizando dentro do forno, a etapa mais lentas do ciclo de tratamento térmico aplicado atualmente.

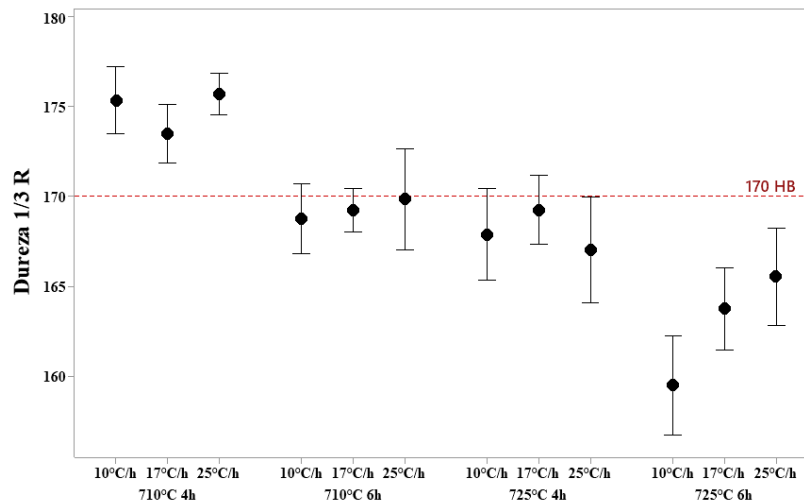
4.3.2 Ensaio de dureza Brinell

A Figura 51 apresenta os valores de dureza medidos na superfície, a 1/3 do raio e no núcleo da amostra para cada ciclo de esferoidização testado.

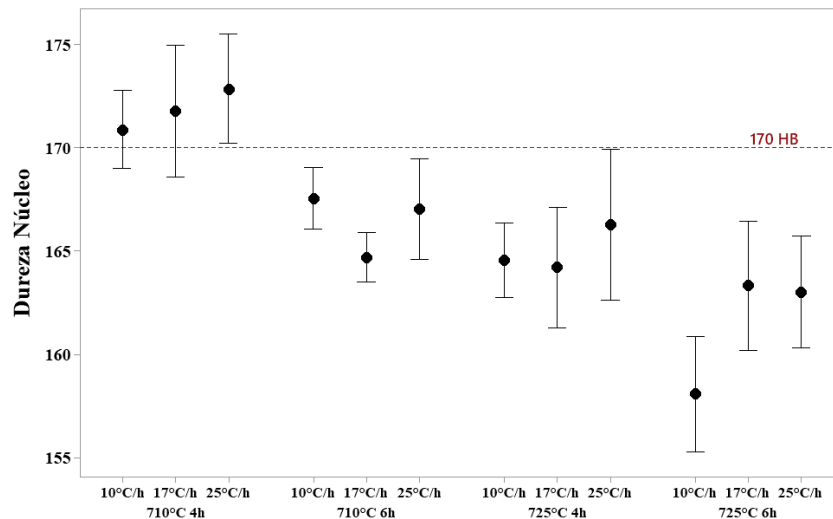
Figura 51 – Resultados das análises de dureza para a superfície, 1/3 do raio e núcleo das amostras para os ciclos de tratamentos térmicos testados



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



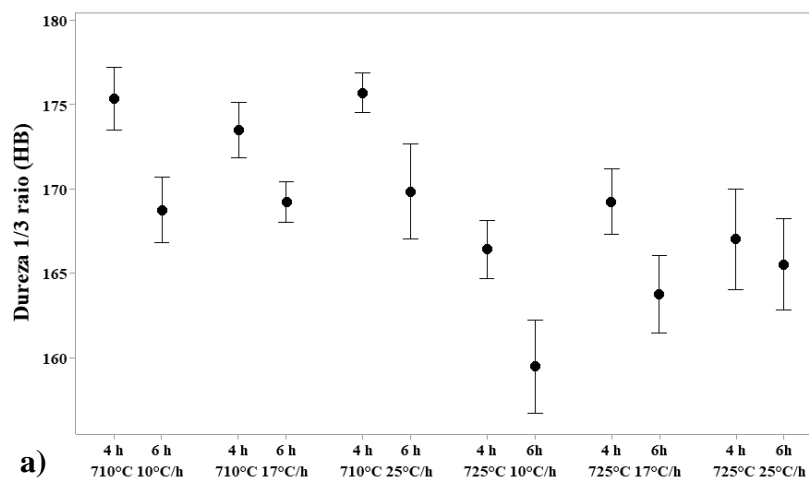
Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



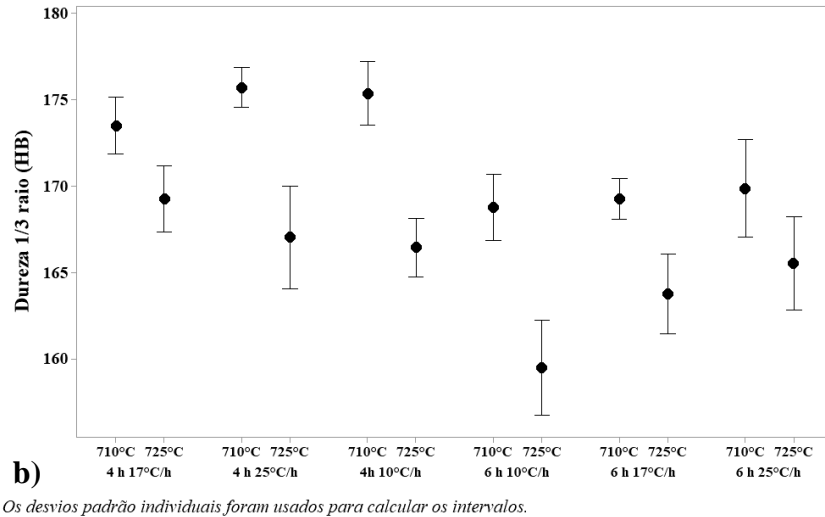
Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

Foi possível observar que existe uma relação entre os parâmetros do ciclo de esferoidização e os resultados de dureza Brinell. Observou-se que o aumento da temperatura e tempo de processamento resultou na diminuição dos valores de dureza, de forma que gerou uma diferença significativa entre resultados, considerando o intervalo de confiança de cada medida, confirmando a forte influência que os parâmetros têm sob a característica (Figura 52). Uma possível explicação para a tendência de queda nas medidas de dureza seria o crescimento dos carbonetos na etapa de coalescimento, que aumenta a distância livre média entre as esferas de cementita, levando a uma diminuição da densidade de partículas na matriz e portanto, uma menor quantidade de carbonetos sendo abrangidos em cada medição de dureza. Valores e explicações similares foram encontradas por Rocha (2001) e Ji, Wang e Zhu (2015).

Figura 52 – Influência dos parâmetros de recozimento nos resultados de dureza a) Tempo e b) Temperatura.

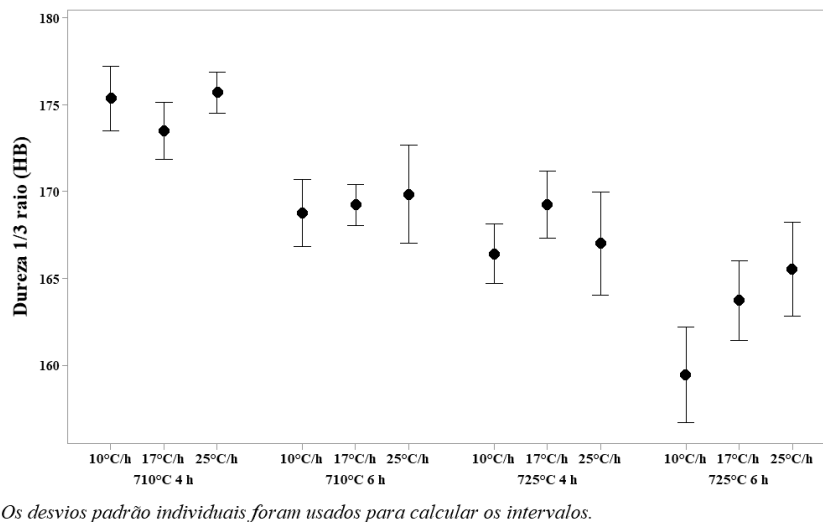


Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



Com referência a taxa de resfriamento, não foram encontradas diferenças significativas entre os resultados de dureza para as taxas de resfriamento de 10°C/h, 17°C/h e 25°C/h, somente entre a taxa de resfriamento de 10°C/h e 25°C/h, conforme observado na Figura 53, estando de acordo com as discussões sobre as microestruturas resultantes.

Figura 53 - Influência da taxa de resfriamento nos resultados de dureza a 1/3 do raio



Complementando a discussão anterior, através dos resultados de dureza e microestrutura foi possível observar que existe uma correlação desta propriedade mecânica com a variação da quantidade e tamanho dos carbonetos na matriz. A Tabela 10 corrobora a hipótese da redução dos valores de dureza serem causados pelo coalescimento dos carbonetos, uma vez que existe uma tendência de aumento do tamanho médio dos carbonetos, e conseqüente diminuição da quantidade média, que se reflete na redução dos valores de dureza para cada

ciclo térmico. O comportamento dos resultados encontrados se assemelha aos resultados de Felipe *et al* (2020), onde foi encontrado uma relação diretamente proporcional entre valores de dureza e quantidade de carbonetos.

Tabela 10 – Relação entre quantidade e tamanho médio de carbonetos e dureza para cada ciclo.

Ciclo	Quantidade média de carbonetos (n° por 5635 μm^2)	Tamanho médio de carbonetos (μm^2)	Dureza 1/3 R (HB)
C710410	2360 \pm 341	0,24 \pm 0,07	175,3 \pm 1,8
C710417	2491 \pm 409	0,25 \pm 0,05	173,5 \pm 1,6
C710425	2069 \pm 312	0,16 \pm 0,07	175,7 \pm 1,2
C710610	2665 \pm 472	0,23 \pm 0,03	168,7 \pm 1,9
C710617	2727 \pm 231	0,32 \pm 0,06	169,2 \pm 1,2
C710425	2181 \pm 248	0,22 \pm 0,04	169,8 \pm 2,8
C725410	2326 \pm 282	0,25 \pm 0,06	166,4 \pm 1,7
C725417	1931 \pm 135	0,34 \pm 0,06	169,2 \pm 1,9
C725425	2101 \pm 233	0,27 \pm 0,06	167 \pm 3
C725610	2139 \pm 219	0,34 \pm 0,07	159,4 \pm 2,7
C725617	2401 \pm 364	0,32 \pm 0,03	163,7 \pm 2,3
C725625	2404 \pm 270	0,30 \pm 0,06	165,5 \pm 2,7

Vale ressaltar que nem todos os resultados obedecem a correlação entre quantidade e tamanho de carboneto e dureza, uma vez que alguns valores não são significativamente diferentes entre si, dado o intervalo de confiança de cada medida. Além disso, outros fatores podem exercer influência sobre os resultados de dureza, além das características dos carbonetos, como tamanho de grão, percentual de fase de cada ciclo térmico e composição química.

4.3.3 Ensaio de tração

Os resultados das análises de tração das amostras submetidas aos 12 ciclos térmicos estão apresentados na Figura 54 e a curva tensão x deformação esquemática para o ciclo “C710410” está apresentada na Figura 55.

Figura 54 - Resultados dos ensaios de tração para cada ciclo de recozimento para esferoidização. a) Limite de resistência, b) Limite de escoamento, c) Redução de Área e d) Alongamento.

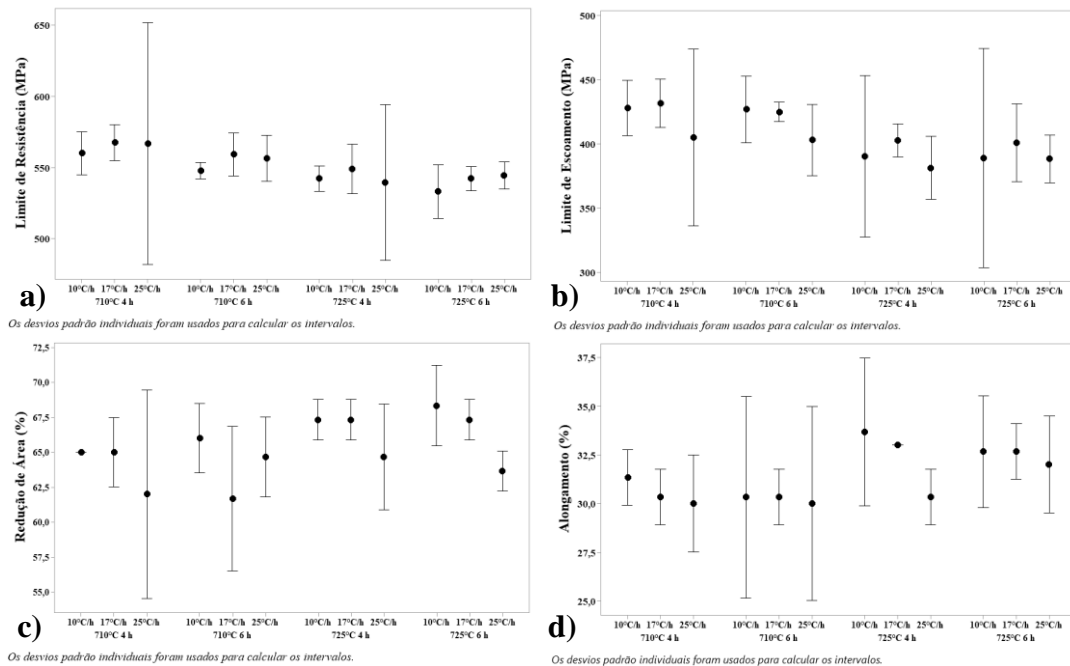
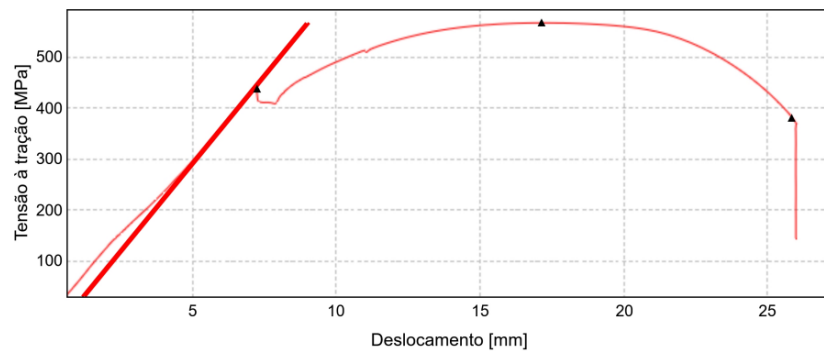


Figura 55 – Curva tensão x deformação para o ciclo “C710410”

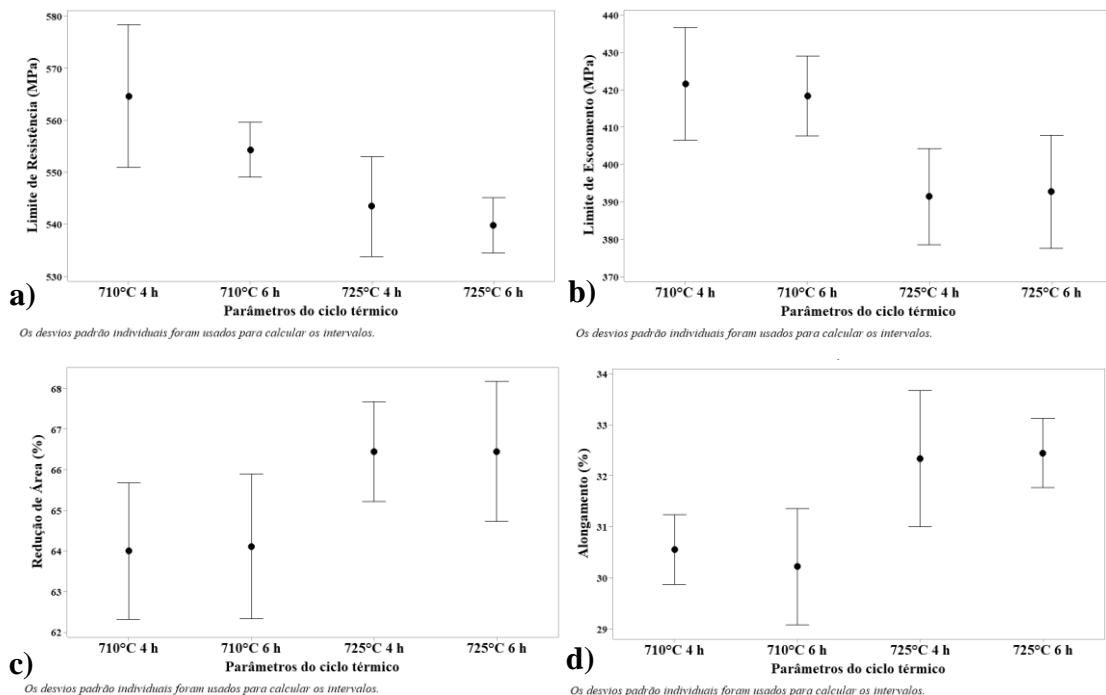


Verificando os resultados dos ensaios de tração realizados, é possível observar que o ciclo “C710425” apresentou o maior valor de limite de resistência, possivelmente relacionado a esferoidização parcial e a presença de colônias de perlita, que apresentam livre caminho médio menor entre cementitas em comparação a uma estrutura esferoidizada, resultando em maior restrição geométrica a deformação da ferrita disposta entre as lamelas, restringindo a movimentação de discordâncias e causando o aumento da resistência do material a deformação (ROCHA, 2001). Da mesma forma, percebe-se que o menor valor de limite de resistência e maior valor de redução de área (ductilidade) foram obtidos pelo ciclo “C725610”, que possui menor número de carbonetos dispersos na matriz, com maior tamanho médio, corroborando a

hipótese que microestruturas esferoidizadas são consideravelmente mais dúcteis e tenazes quando comparadas com microestruturas perlíticas, devido a menor restrição ao movimento das discordâncias através dos contornos entre a ferrita e a cementita (CALLISTER, 2012). Porém, é necessário ressaltar que a relação entre características de tração e morfologia dos carbonetos não é nítida, dado o intervalo de confiança de cada medida, sendo possível observar apenas uma tendência de redução do limite de resistência e aumento de ductilidade com o crescimento do tamanho médio dos carbonetos.

Dada a relação entre as propriedades de tração e microestrutura e considerando a relação entre a microestrutura e os parâmetros do ciclo térmico, foi avaliada a influência dos parâmetros do ciclo de recozimento sobre as propriedades medidas, conforme apresentado na Figura 56.

Figura 56 – Influência do tempo e temperatura de recozimento nos resultados do ensaio de tração. a) Limite de resistência, b) Limite de escoamento, c) Redução de Área e d) Alongamento.

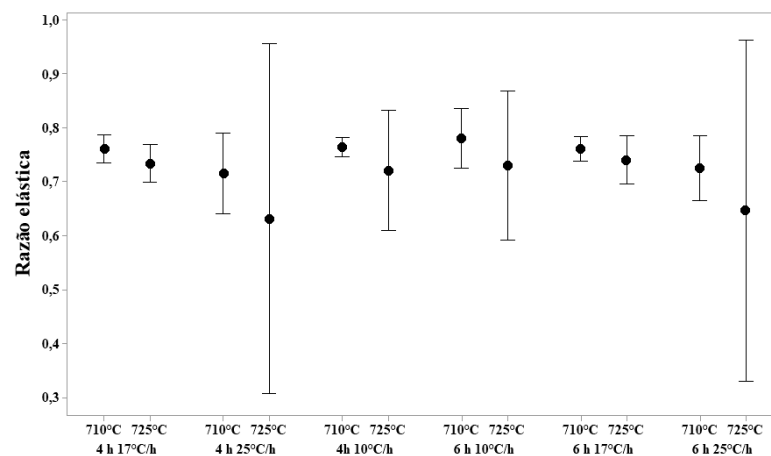


Verificou-se que o limite de resistência é influenciado pelo tempo e temperatura de patamar, pois apresentou uma tendência de redução da resistência do material a medida que foi aplicado a temperatura de 725°C e tempos de patamar de 6 h. Porém, a influência do tempo de patamar fica restrita ao limite de resistência, pois não se observa influência forte do parâmetro nos valores de limite de escoamento, redução de área e alongamento. Fagundes (2006)

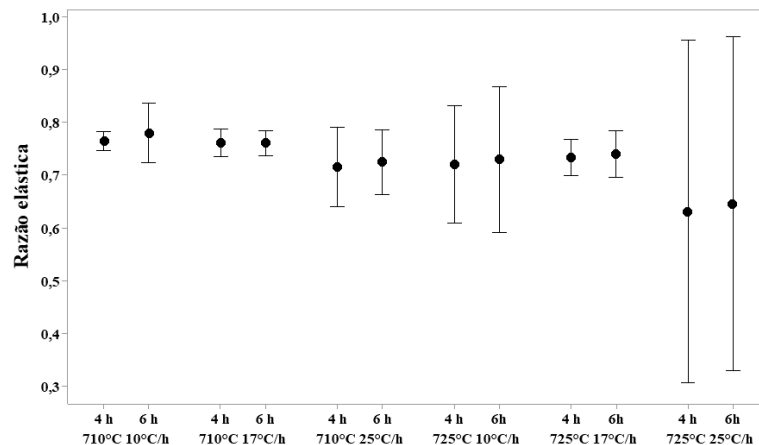
encontrou resultados parecidos, pois verificou maior influência da temperatura, em comparação ao tempo de processamento, no limite de escoamento. Tal comportamento pode ser justificado pela pequena variação dos parâmetros utilizados, sendo eles 4 horas e 6 horas de patamar, uma diferença de 2 h a mais de ciclo térmico, que possivelmente não foi suficiente para interferir no limite de escoamento, redução de área e alongamento.

Também podem ser avaliados a influência dos parâmetros do ciclo de recozimento nos valores de razão elástica do material, dada pela razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material. A razão elástica fornece informações sobre a ductilidade e a resistência do material. Materiais com uma razão elástica alta tendem a ser mais rígidos e frágeis, enquanto materiais com uma razão elástica baixa são mais dúcteis e podem suportar uma maior deformação plástica antes da ruptura. Através dos dados, foi possível perceber que a razão elástica foi influenciada pela temperatura, visto que os ciclos a 725°C apresentaram menor razão elástica média em comparação a ciclos de 710°C. (Figura 57)

Figura 57 – Influência dos parâmetros tempo e temperatura de recozimento nos resultados obtidos para razão elástica



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



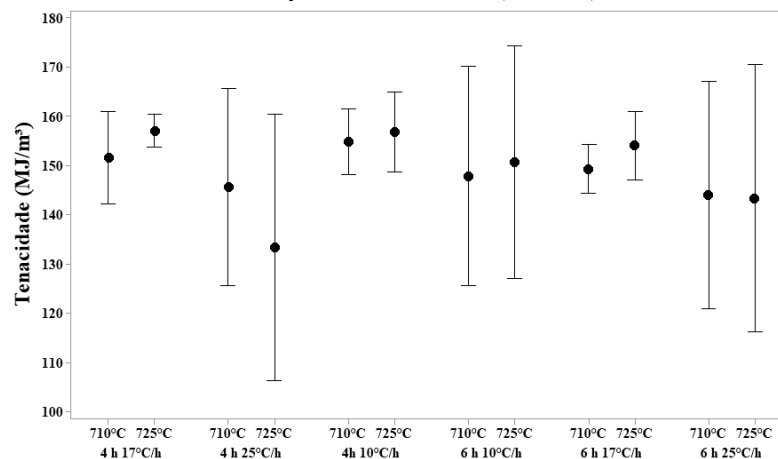
Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

O tempo de processo não exerceu o mesmo impacto nos valores de razão elástica, visto que os resultados são muito similares para ciclos de 4 h e 6 h. Isso pode estar atrelado a baixa influência que o parâmetro de tempo de processo teve nos valores de limite de escoamento e limite de resistência. Normalmente, o alongamento e a redução de área também podem ser relacionados à razão elástica, porém não se observou relação significativa entre as grandezas.

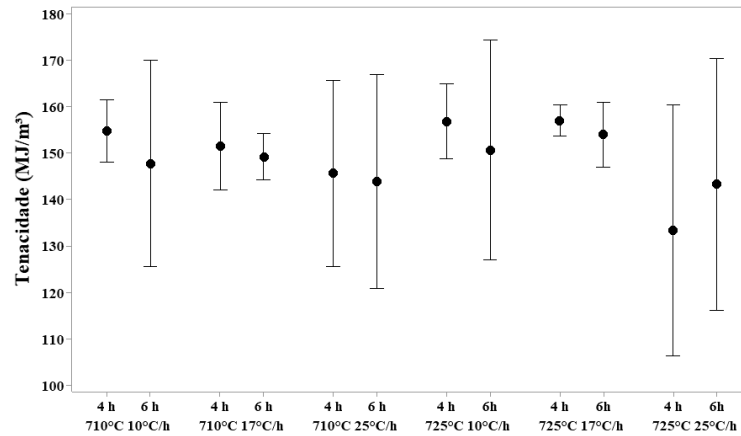
Com os dados obtidos através do ensaio de tração, também é possível avaliar a tenacidade do material. A tenacidade representa a capacidade de um material em absorver energia antes da fratura, uma combinação da resistência do material e de sua capacidade de deformação antes da fratura. Um material tenaz é capaz de absorver uma quantidade significativa de energia de impacto ou de deformação antes de falhar, ao contrário dos materiais frágeis. Na prática, a tenacidade desempenha um papel importante na conformação a frio, por exemplo, um aço com alta tenacidade é capaz de absorver energia de deformação plástica sem fraturar, permitindo uma conformação a frio mais significativa e mantendo a integridade estrutural.

Notou-se que a tenacidade do aço aumentou sutilmente à medida que se aplicou ciclos com maior temperatura de recozimento, porém não se percebeu o mesmo efeito para o parâmetro de tempo de patamar. (Figura 58) Como era esperado, observou-se uma relação forte entre a tenacidade e a ductilidade do material, medido através do percentual de alongamento, visto que a tenacidade acompanha o aumento dos valores de ductilidade, e vice-versa. Os maiores valores de tenacidade foram observados nos ciclos “C725410” e “C725417”, que apresentaram ótimos valores de alongamento. Também se notou um aumento significativo da tenacidade entre o material tratado e o material bruto, que apresentou tenacidade média de 127 MJ/m³.

Figura 58 - Influência dos parâmetros tempo e temperatura de recozimento nos resultados obtidos para tenacidade (MJ/m³).



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

É interessante avaliar que não parece existir relação direta entre os resultados de dureza e tenacidade, visto que os ciclos que apresentaram maiores valores de tenacidade apresentaram valores intermediários de dureza, entre 165 e 170 HB, o que pode indicar que a forma que o cliente avalia a qualidade do material adquirido não é a mais adequada para avaliar a aplicabilidade do material para conformação a frio.

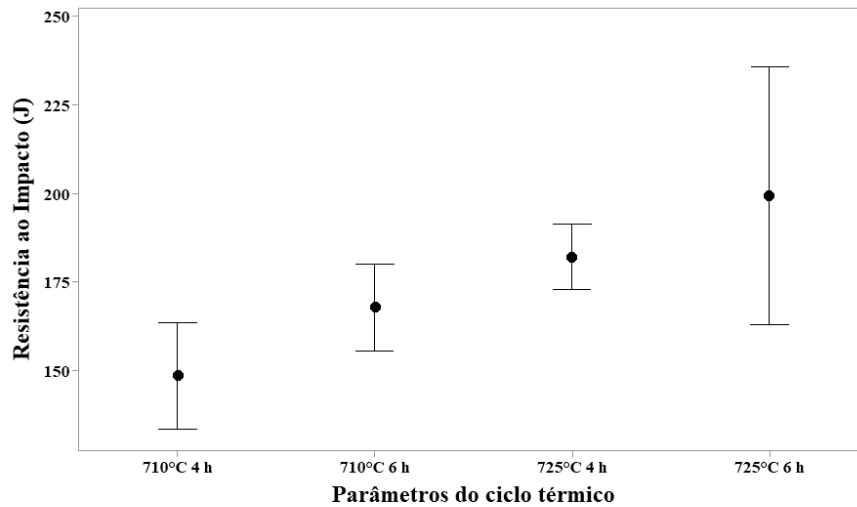
4.3.4 Ensaio de Impacto Charpy e Tamanho de Grão

Os resultados das análises de impacto Charpy e tamanho de grão para os ciclos térmicos testados são apresentados na Tabela 11 e a influência dos parâmetros do ciclo de recozimento na energia absorvida são apresentados na Figura 59.

Tabela 11 – Valores de tenacidade ao impacto (J), tamanho de grão e quantidade média e tamanho médio de carbonetos dureza para cada ciclo térmico.

Ciclo	Quantidade média de carbonetos (n°)	Tamanho médio de carbonetos (um ²)	Energia Absorvida (J)	Tamanho de Grão Austenítico
C710410	2360 ± 341	0,24 ± 0,07	167,5 ± 4,1	8,60
C710417	2491 ± 409	0,25 ± 0,05	154,3 ± 10,1	8,30
C710425	2069 ± 312	0,16 ± 0,07	124 ± 8,9	8,90
C710610	2665 ± 472	0,23 ± 0,03	154 ± 5,0	8,50
C710617	2727 ± 231	0,32 ± 0,06	188 ± 15,6	8,60
C710425	2181 ± 248	0,22 ± 0,04	161,8 ± 6,1	8,40
C725410	2326 ± 282	0,25 ± 0,06	169,6 ± 20,1	8,70
C725417	1931 ± 135	0,34 ± 0,06	195,3 ± 3,6	8,48
C725425	2101 ± 233	0,27 ± 0,06	181,3 ± 10	8,30
C725610	2139 ± 219	0,34 ± 0,07	153 ± 21,7	8,60
C725617	2401 ± 364	0,32 ± 0,03	256,4 ± 60,1	8,30
C725625	2404 ± 270	0,30 ± 0,06	187,9 ± 15,4	8,50

Figura 59 – Influência dos parâmetros de tempo e temperatura nas propriedades do ensaio de impacto Charpy.

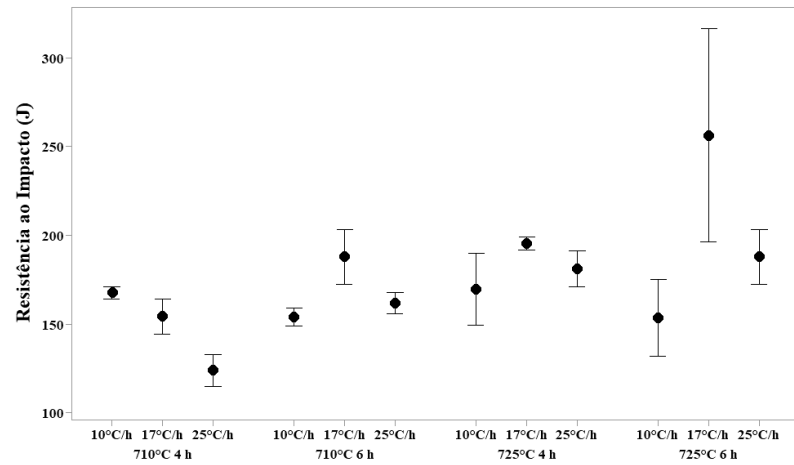


Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

Percebe-se que existe uma relação entre os parâmetros de tempo e temperatura nos resultados de energia absorvida. Os ciclos de 6 h apresentaram maior tenacidade ao impacto que os ciclos de 4 h, assim como os ciclos de 725°C apresentaram maiores valores de energia absorvida quando comparado com os ciclos a 710°C. Dessa forma, os ciclos submetidos ao ciclo de 725°C de temperatura e 6 horas de patamar apresentaram os melhores valores de tenacidade ao impacto, frente a todos os ciclos testados.

Avaliando a influência da taxa de resfriamento (Figura 60), percebe-se que não há ação direta do parâmetro, o que condiz com as características microestruturais de cada velocidade de resfriamento, com exceção do ciclo “C710425”, que possui menor tenacidade ao impacto possivelmente devido a presença de microestrutura perlítica. O efeito da microestrutura com carbonetos alongados também é percebido nos ciclos “C710410”, “C710417”, “C710610” e “C710625”.

Figura 60 – Influência do parâmetro taxa de resfriamento nas propriedades do ensaio de impacto Charpy.



Os desvios padrão individuais foram usados para calcular os intervalos.

Ao comparar a tenacidade ao impacto do material antes do tratamento térmico (CP1 = 64 J, C2= 49 J, CP3=69 J) com os resultados de tenacidade obtidos após a esferoidização, observa-se um aumento significativo da tenacidade ao impacto relacionada a modificação microestrutural causada pelo tratamento térmico. Sabe-se que diferentes microestruturas resultam em valores de tenacidade a fratura diferentes, portanto foi avaliada a influência da morfologia dos carbonetos nos valores de energia absorvida, conforme apresentado na Tabela 11. Através da análise, não foi possível identificar relação forte entre a quantidade média de carbonetos com os valores de tenacidade a fratura, porém percebe-se uma tendência de aumento da tenacidade ao impacto à medida que se aumenta o tamanho médio dos carbonetos. A Figura 61 apresenta a superfície de fratura do material antes do tratamento térmico e das amostras submetidas aos ciclos “C710425”, “C725610” e “C725617”. Ao analisar as superfícies de fratura, notou-se que a amostra do material bruto apresentou fratura mais lisa, brilhante e sem deformação plástica aparente, devido a maior fragilidade do material. Todas os corpos de prova do material esferoidizado apresentaram regiões fribrosas com deformação plástica visível, por possuir característica dúctil. Nota-se que a fração deformada plasticamente em cada corpo de prova aumenta de acordo com o aumento da energia absorvida, conforme pode ser observado na Tabela 12. A medida foi feita através de um paquímetro, utilizando o software ImageJ para maior acuracidade dos valores medidos.

Figura 61 – Superfície de fratura de corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto Charpy, a) Material bruto; b) Ciclo “C710425”; c) Ciclo “C725610” e d) Ciclo “C725617”.

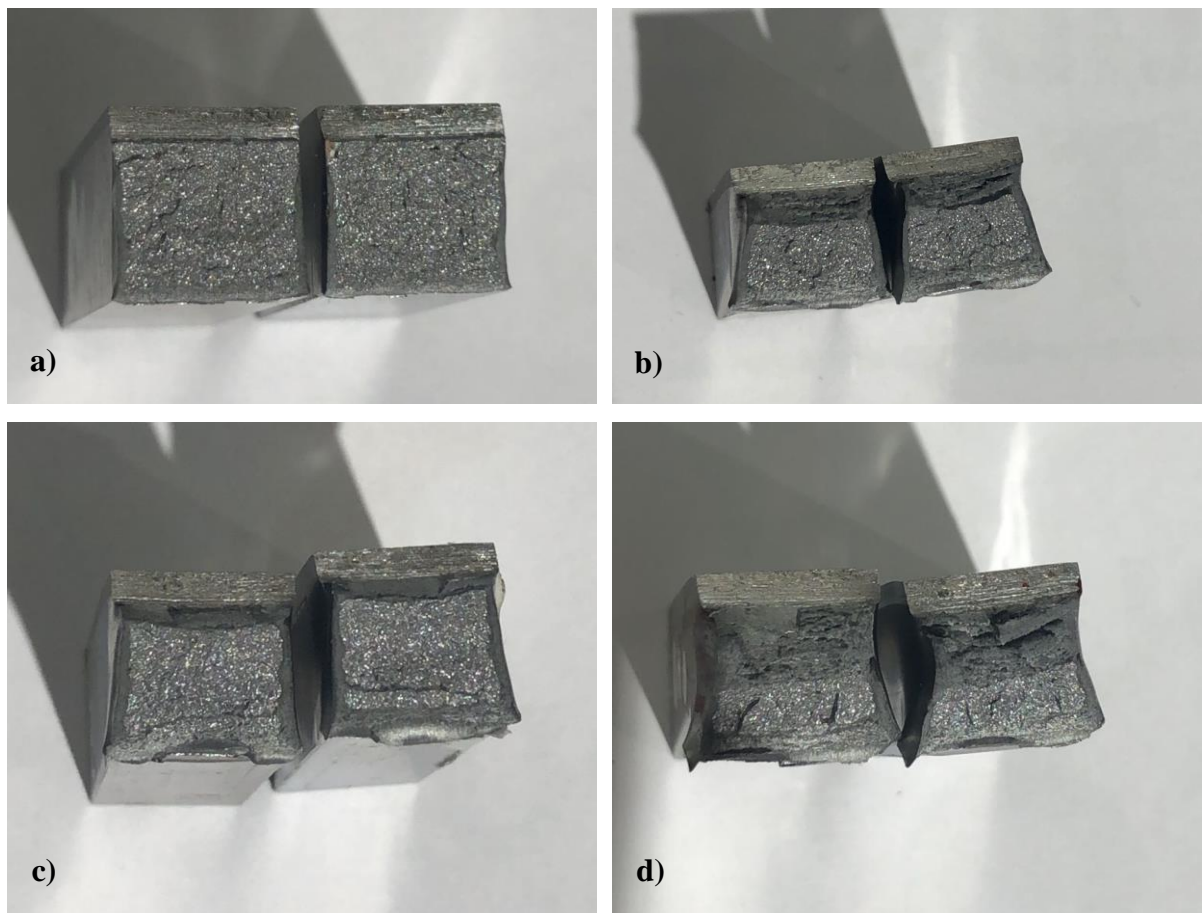


Tabela 12 – Fração frágil e dúctil da superfície de fratura de corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto Charpy.

Corpo de Prova	Fração frágil	Fração dúctil
Material laminado	88,8%	11,2%
C710425	52,4%	47,6%
C725610	34,9%	65,1%
C725617	34,2%	65,8%

O tamanho de grão austenítico é uma propriedade determinada pelo cliente e a forma de análise, pelo método de oxidação, simula o tamanho de grão do produto final. Notou-se, portanto, a influência dos ciclos de esferoidização no tamanho de grão austenítico, que cresceram em comparação com o TGA do material antes de tratamento térmico.

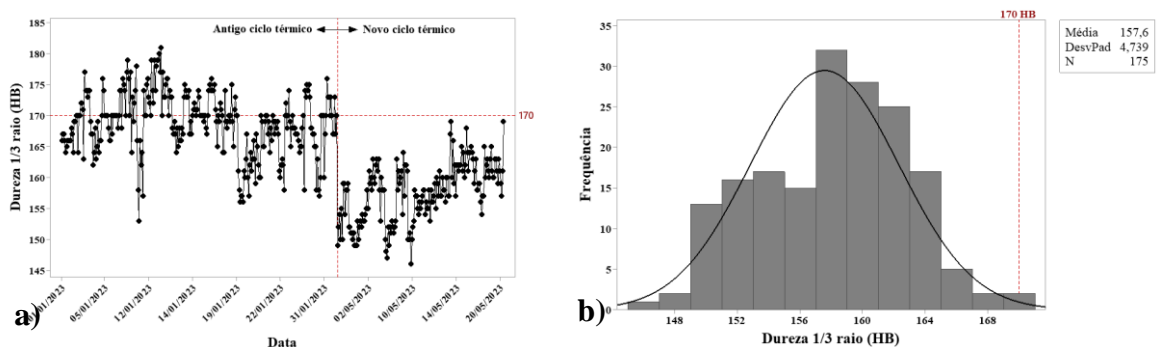
O aço não especifica uma faixa limitando os valores de resistência ao impacto e de tração, sendo estes apenas valores informativos. Todavia, para melhor conformabilidade o

material deve estar esferoidizado com o objetivo de que o material tenha uma mínima dureza, máxima ductilidade e usinabilidade, portanto, visando a otimização dos valores de ductilidade, seriam escolhidos os ciclos com parâmetros de 725°C e 6h. Também é importante entender o comportamento da fratura do material, no caso de quebra do componente fabricado pelo cliente.

4.4 APLICAÇÃO INDUSTRIAL

Com base nos resultados descritos ao longo do trabalho, foi determinada a replicação do ciclo “C725625”, com temperatura de patamar de 725°C, tempo de patamar de 6 horas e taxa de resfriamento de 25°C/h, para toda a produção do SAE 8630 prevista no mês de maio. Os resultados das análises estão apresentados na Figura 62.

Figura 62 – Análise dos resultados para o novo ciclo de esferoidização a) Valores de dureza Brinell medida a 1/3 raio, comparando o ciclo antigo e o novo ciclo proposto e b) Histograma de dureza Brinell medida a 1/3 raio para o novo ciclo proposto.



A Figura 62a compara os valores de dureza para o ciclo antigo e o novo ciclo de tratamento térmico. Nessa análise, é possível perceber a redução da média dos resultados de dureza no novo processo, comparado com o histórico. Analisando a Figura 62b, nota-se que a maior frequência de resultados está entre 157 e 161 HB, mantendo a tendência de valores obtidos nos testes preliminares, mesmo com a influência da composição química para diversas corridas de aciaria. Além disso, não houve incidência de resultados acima da especificação, e consequentemente, não ocorreu retrabalho para o aço SAE 8630 até então.

Com base nesses resultados, o novo ciclo de tratamento térmico foi aprovado, devido ao aumento da capacidade do novo processo e principalmente, produtividade. A aplicação do novo ciclo de tratamento térmico aumentou em 42% a produtividade do aço SAE 8630, em relação ao antigo ciclo de esferoidização, resultado que equivale a um aumento considerável na capacidade mensal de produção do material no novo forno de recozimento e esferoidização. Tal

ação é extremamente importante para o negócio, pois reflete em um aumento da capacidade de produção de até 700 toneladas mensais, sem deixar de lado a qualidade do material tratado.

5 CONCLUSÃO

Em relação às características microestruturais, conclui-se que:

- Todos os ciclos testados apresentaram grau de esferoidização igual ou superior a 60%, de acordo com a norma ASTM A2282. Porém, comparando os resultados de grau de esferoidização obtidos com a especificação do produto, somente os ciclos de temperatura a 725°C estariam aprovados, apresentando grau de esferoidização acima de 80%;
- Os ciclos de 710°C 4 h e 725°C 6 h apresentaram diferença significativa nos valores de tamanho médio dos carbonetos esferoidizados, visto que se observou uma tendência de aumento do tamanho médio dos carbonetos a medida que se aumentou a temperatura e tempo de esferoidização, resultados pautados no fenômeno de coalescimento dos carbonetos;

Em relação às propriedades mecânicas, conclui-se que:

- A taxa de resfriamento não exerceu modificações microestruturais significativas e não foram encontradas diferenças significativas entre os resultados de dureza Brinell para as taxas de resfriamento de 10°C/h, 17°C/h e 25°C/h, resultado que viabiliza o aumento de produtividade do ciclo térmico aplicado na indústria metalúrgica, através da redução do tempo atrelado ao resfriamento lento realizando dentro do forno contínuo, sem prejuízo nas propriedades mecânicas e microestruturais determinadas pelo cliente;
- Os parâmetros de tempo e temperatura do ciclo de esferoidização mostraram forte influência sob os valores de dureza Brinell, de forma a gerar uma diferença significativa entre resultados. Portanto, para a minimização dos resultados de dureza, sugeriu-se, para recozimento subcríticos, o uso de temperatura de 725°C e tempo de patamar de 6 h;
- Verificou-se que o limite de resistência foi influenciado pelo tempo e temperatura de patamar, pois apresentou uma tendência de redução da resistência do material a medida que foi aplicado a temperatura de 725°C e tempos de patamar de 6 h;
- Os resultados obtidos mostraram uma relação entre os parâmetros de tempo e temperatura nos resultados de energia absorvida, visto que os valores de energia absorvida aumentaram gradualmente com o aumento do tempo e temperatura de esferoidização. Dessa forma, os ciclos submetidos ao ciclo de 725°C de temperatura e 6 horas de patamar apresentaram os melhores valores de tenacidade ao impacto, frente a todos os ciclos testados;

- Notou-se uma tendência de aumento da tenacidade ao impacto à medida que se aumentou o tamanho médio dos carbonetos;
- Os ciclos de esferoidização influenciaram o tamanho de grão austenítico, que cresceram em comparação com o TGA do material antes de tratamento térmico;

A respeito da aplicação industrial dos resultados obtidos, conclui-se que:

- O trabalho de conclusão realizado teve impacto direto nos indicadores de qualidade e produtividade de uma indústria metalúrgica, permitindo a otimização do ciclo térmico de forma robusta e inteligente, refletindo em um aumento da capacidade de produção de até 700 toneladas mensais, sem ocorrência de retrabalho.

5.1 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Análise microestrutural do fenômeno de esferoidização e quantificação da quantidade e tamanho de carbonetos através de microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Análise da superfície de fratura dos corpos de prova de tração e impacto através de microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Análise de conformabilidade para os diferentes ciclos de esferoidização, a fim de identificar os parâmetros e propriedades microestruturais e mecânicas ótimas para aplicação na conformação a frio. Determinar o grau de esferoidização e dureza ótimos para boa conformabilidade.

REFERÊNCIAS

ANTONI, G. O; SANTANA, L. M; DIEHL, P. D. Influência da microestrutura prévia na cinética de esferoidização dos aços 1050h e 5140 submetidos a um ciclo de recozimento subcrítico. Laboratório de Metalurgia Física – UFRGS. Artigo apresentado na VII Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico, Jarinu, São Paulo. Set, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS. **ASM HANDBOOK**. Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys. Vol. 1. ASM International, 1990.

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS. **ASM HANDBOOK**: Heat Treating vol. 4. ASM International, 1991

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS. **ASM HANDBOOK**: Metallography and Microstructures. Vol. 9. ASM International, 1992

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A892**: Standard Guide for Defining and Rating the Microstructure of High Carbon Bearing Steels. West Conshohocken, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Tension Testing of Metallic Materials, West Conshohocken, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, West Conshohocken, 2010

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F2282**: Standard Specification for Quality Assurance Requirements for Carbon and Alloy Steel Wire, Rods, and Bars for Mechanical Fasteners, West Conshohocken, 2003

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E2298**: Standard Test Method for Instrumented Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2019.

ALZA, Victor Alcantara. **Spheroidizing in Steels**: Processes, Mechanisms, Kinetic and Microstructure - A Review. Journal of Mechanical and Civil Engineering, [s. l.], v. 18, p. 63-81, 19 jun. 2021.

BANERJEE, Amborish et al. **Inter-relationship between microstructure evolution and mechanical properties in inertia friction welded 8630 low-alloy steel**. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2021, v. 21, p. 1-19, 13 set. 2021.

BECKER, Renata H. **Estudo da influência da taxa de resfriamento e temperatura nos últimos passes de laminação de fio máquina sobre a resposta ao tratamento térmico de esferoidização em um aço DIN 41Cr4**. Dissertação (Mestre em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012

BICHINHO, Rafael da Silva et al. Estudo do processo de forjamento a frio para um componente pistão de freio Cold forging process study for a brake piston component. Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica CBCM, [s. l.], 2016.

CALLISTER, William D. Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 4 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CHANDLER, Harry. Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels. 2. ed. ASM International, 1995. 904 p.

CHIAVERINI, Vicente. Tecnologia mecânica: materiais de construção mecânica. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros fundidos, 7. ed. Revista e atualizada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

COELHO, A. R. Z. Aspectos da Esferoidização de Aços Médios Carbono. I seminário da COMFIT, 1980

COLPAERT, H. Metallography of Steels: Interpretation of Structure and the Effects of Processing, 3^a. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2018.

DINI, George Henrique. Estudo de diferentes ciclos de tratamento térmico de esferoidização para aços da família AISI 51XX. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017

FAGUNDES, Edson José. Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006

FELIPE, Gabrieli Borges et al. Heat treatment analysis of ASTM A106 steel spheroidization and erosive wear at high temperatures. Metallurgy and Materials, Ouro Preto, v. 73, p. 539-546, 2020.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; DOS SANTOS, Carlos Alexandre. Ensaios dos materiais. Livros Técnicos e científicos, 2000.

GLEEBLE. GLEEBLE 3800-GTC. Disponível em:
<https://www.bleeble.com/products/bleeble-systems/bleeble-3800.html>. Acesso em: 01 de junho de 2023

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 148-1**: Metallic materials — Charpy pendulum impact test. Estados Unidos, 2016.

JI, Cheng; WANG, Lei; ZHU, Miao-yong. Effect of Subcritical Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of SCM435 Steel. Journal of iron and steel research, China, p. 1031-1036, 2015.

KRAUSS, GEORGE. Steels: Processing, structure and performance. 1 ed. Materials Park: ASM International, 2005.

MELLO, Tulio Lopes. ESFEROIDIZAÇÃO E GRAFITIZAÇÃO EM AÇOS DE COMPONENTES PETROQUÍMICOS. 1993. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1993

MUNIZ, Tainan Ferreira et al. EFEITO DE ALGUNS TRATAMENTOS TÉRMICOS SOBRE A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MICROLIGADO. 15° ENEMET, Rio de Janeiro, p. 2766-2775, 2015.

O'BRIEN, J. M.; HOSFORD, W. F. Spheroidization of Medium-Carbon Steels. Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 6, 1997. p. 69-72.

PERIN, Guilherme Zulian. Influência da microestrutura prévia e ciclo de recozimento na cinética de esferoidização e propriedades mecânicas de um aço din 34CrMo4. 2022. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2022

PERUCH, Fábio. Influência do Ciclo de Recozimento para Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço ABNT 5160. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais – PPGEM, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009

PORTER, David A. et al. Phase Transformations in Metals and Alloys. 3. ed. Boca Raton: Crc Press, 2009. 537 p.

ROCHA, Marcio Roberto da. Aço ABNT 1045 Esferoidizado: Estudo da Cinética de Coalescimento e Correlações entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas. 2001. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2022

SALGADO, DANIELLE. Intervalo de Confiança: O que é e como calcular. OpinionBox, 24 abril 2023. Disponível em: <<https://blog.opinionbox.com/intervalo-de-confianca/>> Acesso em: 13 de junho de 2023.

SCHASTLIVTEV, V. M.; YAKOVLEVA, I. L. Structural Transformation in Perlite upon Heating: III. Spheroidizing of Carbides; Gibbs-Thomson Equation and the Problem of Carbide Coagulation; The Physics of Metal and Metallography, Vol. 78, n.3, 1994. p. 317– 324.

TOTTEN, George E. Steel Heat Treatment Handbook: Metallurgy and Technologies. 2 ed. Portland: Taylor&Francis. 2007

Wang, Y., Chen, Q., Yu, Y., Zhang, J., & Li, D. Mechanical properties of SAE 8630 steel and its weldments under various heat treatments. Journal of Manufacturing Processes, 2018, p. 1-9.

YU, Wen-Tao et al. Effect of Spheroidizing Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of High-Carbon Martensitic Stainless Steel 8Cr13MoV. Journal of Materials Engineering and Performance, [s. l.], ano 2017, v. 26, 21 dez. 2016.

ANEXO A – PASSO A PASSO ILUSTRATIVO DO SOFTWARE IMAGEJ USADO NA AVALIAÇÃO DE QUANTIDADE E TAMANHO DE CARBONETOS

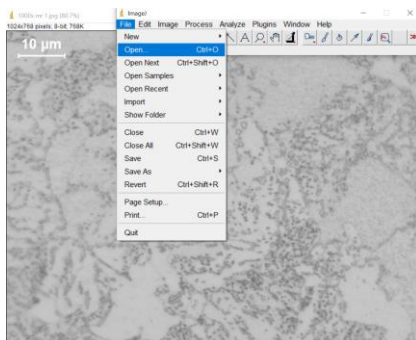


Figura 1 - Escolha da imagem

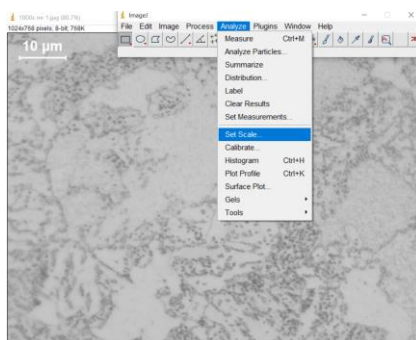


Figura 2 – Definição da escala

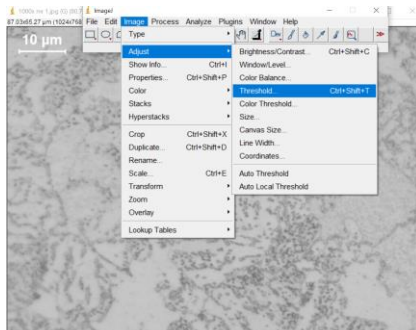


Figura 3 – Definição de cores para a ferrita e carbonetos

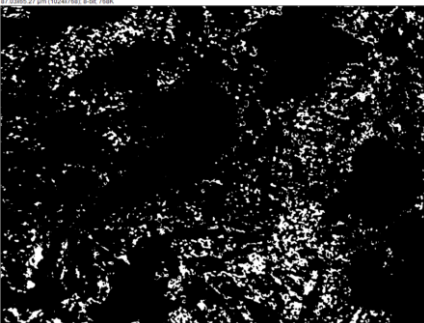


Figura 4 – Imagem binária, onde os carbonetos estão pintados de branco e a matriz ferrítica de preto

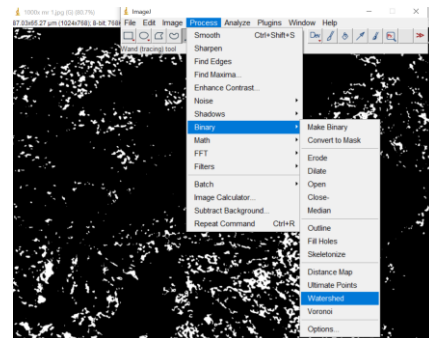


Figura 5 – Uso da ferramenta Watershed para separação de possíveis carbonetos que, na etapa anterior, possam ter ficado unidos

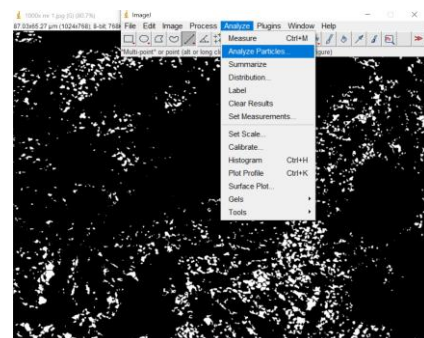


Figura 6 – Análise das partículas

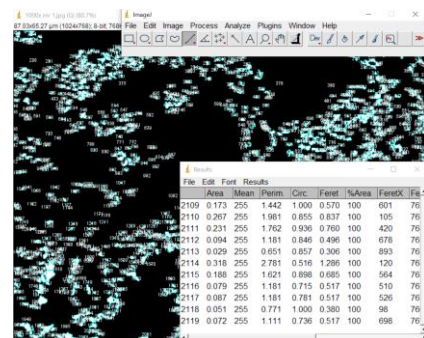


Figura 7 – Resultados da análise de partículas, com valores de número de carbonetos, área de carbonetos, percentual de fase, entre outros.