

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Gabriela Deslandes Cardoso

**EFEITO DO TIPO DE RECOZIMENTO SOBRE A MORFOLOGIA
MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE 4130**

Belo Horizonte

2025

Gabriela Deslandes Cardoso

**EFEITO DO TIPO DE RECOZIMENTO SOBRE A MORFOLOGIA
MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE 4130**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial à obtenção do título de Mestra em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia Física e de Transformação

Orientador: Prof. Leandro de Arruda Santos

Coorientadora: Msc. Mirelle Oliveira Spindola

Belo Horizonte

2025

C268e

Cardoso, Gabriela Deslandes.

Efeito do tipo de recozimento sobre a morfologia microestrutural e propriedades mecânicas do aço SAE 4130 [recurso eletrônico] / Gabriela Deslandes Cardoso. - 2025.

1 recurso online (50 f.: il., color.) : pdf.

Orientador: Leandro de Arruda Santos.

Coorientadora: Mirelle Oliveira Spindola.

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

Inclui bibliografia.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.
3. Aço - Teses. 4. Aço - Ductilidade - Teses. 5. Aço - Tratamento térmico - Teses. I. Santos, Leandro de Arruda. II. Spindola, Mirelle Oliveira.
III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia.
IV. Título.

CDU: 669(043)

Ficha catalográfica elaborada pela Bibliotecária Ângela Cristina Silva CRB/6 2361
Biblioteca Prof. Mário Werneck, Escola de Engenharia da UFMG



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ENGENHARIA - COLEGIADO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA MATERIAIS E DE MINAS - SECRETARIA

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Às 14h horas do dia 12 (doze) de junho de 2025, realizou-se a sessão pública, por vídeo conferência de forma remota, a defesa de dissertação de Mestrado da aluna Gabriela Deslandes Cardoso, para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, na área de concentração de Metalurgia Física e de Transformação. O presidente da sessão, Prof. Leandro de Arruda Santos, orientador da aluna, apresentou a comissão examinadora, composta pelos seguintes membros: Eng^o. Ronaldo de Faria Antunes - Dr. (V&M do Brasil), Eng^o. Jéssica Dornelas Silva - Dr^a (UFRJ), Eng^o. Mirelle Oliveira Spindola - M.Sc. (Vallourec). Na sequência, a candidata realizou a apresentação de sua Dissertação de Mestrado, intitulada "Efeito do Tipo de Recozimento sobre a Morfologia Microestrutural e Propriedades Mecânicas do Aço Sae 4130". Após a apresentação, os examinadores procederam à arguição da candidata. Concluída essa etapa, a comissão reuniu-se em caráter reservado, sem a presença da candidata e do público, e decidiu por APROVAR a Dissertação de Mestrado. O resultado final foi comunicado publicamente à candidata pelo presidente da sessão. Não havendo mais nada a tratar, o presidente encerrou a sessão e lavrou a presente ata, que, após lida, foi assinada pelos membros da comissão examinadora e pelo coordenador do Programa.

Belo Horizonte, 12 de junho de 2025.

Assinatura dos membros da banca examinadora:



Documento assinado eletronicamente por Jéssica Dornelas Silva, Usuária Externa, em 16/06/2025, às 08:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por Ronaldo de Faria Antunes, Usuário Externo, em 16/06/2025, às 10:40, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por Leandro de Arruda Santos, Professor do Magistério Superior, em 16/06/2025, às 15:05, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por Mirelle Oliveira Spindola, Usuária Externa, em 24/06/2025, às 15:30, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por Eduardo Henrique Martins Nunes, Coordenador(a) de curso de pós-graduação, em 05/08/2025, às 21:20, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador 4237499 e o código CRC 1F91A3FC.

RESUMO

Eixos monobloco tubulares (MTS), fabricados com aço SAE 4130, passam por processos de trefilação, recozimento e forjamento a frio. O recozimento é uma etapa fundamental para reduzir a dureza do material, aumentar a ductilidade e evitar trincas durante o forjamento. A microestrutura ideal após o recozimento é composta por ferrita e perlita, sendo a ausência de bainita um fator determinante para a conformabilidade do material. Este estudo avaliou o impacto de diferentes rotas de recozimento (pleno e intercrítico) nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço SAE 4130. Os resultados mostraram que ambas as rotas proporcionaram limites de escoamento semelhantes. No entanto, o recozimento intercrítico se destacou por promover uma significativa melhora na ductilidade, característica essencial para o desempenho no processo de conformação. Essa melhora está associada à presença de perlita esferoidizada na microestrutura, que contribui para uma maior tenacidade e menor dureza. Dessa forma, considerando a ductilidade como fator-chave para a aplicação final, o recozimento intercrítico demonstrou ser a alternativa mais vantajosa, conciliando resistência mecânica adequada com maior capacidade de deformação sem falhas.

Palavras-chave: recozimento; aço SAE 4130; ductilidade.

ABSTRACT

Tubular Monoblock Shafts (MTS), manufactured from SAE 4130 steel, undergo cold drawing, annealing, and cold forging processes. Annealing is a crucial step to reduce material hardness, enhance ductility, and prevent cracking during forging. The ideal microstructure after annealing consists of ferrite and pearlite, with the absence of bainite being a key factor for good formability. This study evaluated the impact of different annealing routes (full and intercritical) on the mechanical and metallurgical properties of SAE 4130 steel grade. The results showed that both routes provided similar yield strength. However, the intercritical annealing route stood out by significantly improving ductility, an essential characteristic for performance during forming processes. This improvement is associated with the presence of spheroidized pearlite in the microstructure, which contributes to greater toughness and lower hardness. Therefore, considering ductility as a key factor for the final application, intercritical annealing proved to be the most advantageous alternative, combining adequate mechanical strength with greater deformation capacity without failure.

Keyword: annealing; SAE 4130 steel; ductility.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Trinca gerada no diâmetro interno do eixo com profundidade de 1,1 mm.....	14
Figura 2- Micrografia do aço SAE 4130 totalmente recozido.....	18
Figura 3- Tratamento térmico de recozimento (a) intercrítico e (b) subcrítico...	19
Figura 4- Etapas do processo esferoidização da cementita.....	19
Figura 5- Imagem esquemática do modelo de esferoidização a partir da perturbação induzida.....	20
Figura 6- Imagem esquemática do modelo de esferoidização a partir da migração de falhas.....	20
Figura 7- Micrografia de um aço eutetóide contendo microestrutura perlítica, demonstrando as fases alternadas de ferrita e cementita. Ampliação de 470X.....	21
Figura 8- (a) Relação entre o espaçamento interlamelar aparente (λ) e o comprimento médio da interceptação (l). (b) Relação entre o espaçamento aparente (λ) e o espaçamento interlamelar real (λ_0)	22
Figura 9 - Imagem microscópica da força atômica das deslocações causadas pelo crescimento da bainita. Nota-se a deformação por cisalhamento (contraste escuro), o alojamento plástico (contraste claro cônico a partir da crista da região de contraste escuro) e a austenita adjacente às placas de bainita.....	24
Gráfico 1- Relação entre a concentração de carbono, energia livre e temperatura durante transformação bainítica. A austenita com concentração de carbono à esquerda de TO é livre de difusão e a direita com difusão.....	25
Figura 10- Microscopia de amostras de aço SAE 4130, sendo a amostra da esquerda constituída de matriz bainítica e ferrita e a imagem da direita ferrita e perlita.....	27
Figura 11- Fluxo simplificado de produção do material de teste.....	28
Diagrama 1- TRC para o aço SAE 4130. F = área com a formação da ferrita; P= área com a formação da perlita; B = área com a formação de bainita; M = área com formação da martensita.....	29

Figura 12- Curvas de tratamento térmico (tempo <i>versus</i> temperatura) para as duas rotas de teste.....	30
Figura 13- Posição dos termopares utilizados para monitoramento do tratamento térmico realizado em forno industrial.....	30
Figura 14- Fluxo simplificado das etapas de amostragem.....	31
Figura 15- Figura ilustrativa com a região de retirada e geometria do corpo de prova de tração.....	32
Figura 16- Imagem do corpo de prova, bem como a região (pista) para realização do ensaio de dureza.....	32
Figura 17- Imagem do corpo de prova para ensaio de dilatométrica.....	33
Diagrama 2 - TRC para o aço SAE 4130, obtido a partir da Dilatométrica F = área com a formação da ferrita; P = área com a formação da perlita; B = área com a formação de bainita; M = área com formação da martensita	34
Figura 18- Microestrutura obtida após Dilatométrica, a partir de MEV. Ampliação de 3000X.....	35
Figura 19- Microestrutura obtida após recozimento da matéria-prima laminada com (a) 500X e (b)1000X de ampliação.....	37
Figura 20- Microestrutura obtida após trefilação com (a) 500X e (b)1000X de ampliação.....	38
Figura 21- Microestrutura após recozimento pleno. Ampliação (a) 500X e (b)1000X.....	41
Figura 22- Microestrutura após recozimento intercrítico. Ampliação (a) 500X e (b)1000X.....	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Faixa de composição química para o aço SAE 4130.....	15
Tabela 2 -	Cálculo das temperaturas de transformação em função da composição química para o aço SAE 4130.....	15
Tabela 3 -	Faixa de composição química para o aço SAE 4130.....	28
Tabela 4 -	Resultados de propriedades mecânicas e tamanho de grão da matéria-prima e tubo trefilado.....	36
Tabela 5 -	Resultados de propriedades mecânicas após recozimento pleno e recozimento intercrítico.....	39

LISTA DE NOTAÇÕES

Ac1 –	Início da transformação austenítica durante aquecimento
Ac3 –	Fim da transformação austenítica por completo durante aquecimento
ASTM –	American Society for Testing and Materials
DP –	Dual Phase
HV –	Dureza Vickers
HB –	Dureza Brinell
MEV –	Microscopia Eletrônica de Varredura
MPa –	Megapascal
MTS –	Monobloc Tubular Shafts
NL –	Superfície Normal
NR –	Superfície de Corte
SAE –	Society of Automotive Engineers
TRC –	Diagrama de Transformação com Resfriamento Contínuo
l –	Comprimento Médio de Interceptação
λ –	Espaçamento Interlamelar Aparente
λ_0 –	Espaçamento Interlamelar Real

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
2 OBJETIVO	13
2.1 Objetivos específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 Aplicação automotiva – Semieixo homocinético	14
3.2 Aços para aplicações automotivas	15
3.2.1 Aço SAE 4130	15
3.2.2 Efeito dos elementos de liga	16
3.3 Tratamento térmico de recozimento	17
3.3.1 Recozimento pleno	17
3.3.2 Recozimento intercrítico e subcrítico	18
3.4 Microestrutura	21
3.4.1 Perlita.....	21
3.4.2 Bainita.....	23
3.4.3 Efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas dos materiais	25
4 MATERIAIS E MÉTODOS	28
4.1. Material	28
4.2 Metodologia	29
4.3 Ensaios laboratoriais	30
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	34
5.1. Dilatometria	34
5.2 Matéria-Prima Recozida e Tubo Trefilado	36
5.3 Tratamento Térmico de Recozimento	39
6 CONCLUSÃO	44
7 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	45
8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	46

REFERÊNCIAS.....	47
-------------------------	-----------

1 INTRODUÇÃO

Aços com adição de elementos de liga são amplamente utilizados em aplicações automotivas, com o objetivo de melhorar o desempenho dos componentes em serviço. Os eixos monobloco tubulares (Monobloc Tubular Shafts – MTS) podem ser fabricados em aço cromo-molibdênio, como é o caso do aço SAE 4130, a partir de tubos sem costura trefilados a frio e recozidos. Posteriormente, os tubos são submetidos à conformação a frio nas extremidades para a formação das ponteiras do eixo. Desta forma, a microestrutura e propriedades mecânicas obtidas no recozimento são determinantes para o desempenho do processamento a frio, de modo a melhorar a conformabilidade do tubo e reduzir a ocorrência de trincas nas ponteiras. O risco de ocorrência desses defeitos possui consequências diretas na aplicação e desempenho do produto final.

O aço SAE 4130, quando processado a quente e resfriados ao ar, apresenta dureza média de 290HB e microestrutura constituída por ferrita, perlita e bainita. Considerando-se a necessidade de posterior conformação mecânica a frio, o tratamento térmico de recozimento é realizado com o objetivo de reduzir a dureza e obter uma microestrutura composta, preferencialmente, por ferrita e perlita. Ou seja, o recozimento é utilizado para a obtenção de um material de maior ductilidade.

O recozimento pleno associado ao resfriamento lento possibilita a transformação da austenita em ferrita e perlita lamelar, e o recozimento intercrítico possibilita a transformação da austenita em ferrita e perlita esboroadas, estruturas essas de elevada ductilidade e resistência moderada. Logo, os parâmetros de tratamento térmico são determinantes na microestrutura final desses aços e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do material.

Diante desse contexto, neste trabalho serão avaliados diferentes tipos de tratamento térmico de recozimento, com o intuito de avaliar o efeito nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço SAE 4130.

2 OBJETIVO

Avaliar os efeitos do recozimento pleno e do recozimento intercrítico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de tubos sem costura trefilados em aço SAE 4130.

2.1 Objetivos específicos

- a) Caracterizar matéria-prima laminada e recozida e tubo trefilado, a partir dos resultados de propriedades mecânicas e metalúrgicas;
- b) Construir o diagrama de Transformação com Resfriamento Contínuo (TRC), via dilatometria, para a composição química utilizada;
- c) Definir os parâmetros de tratamento térmico do recozimento pleno e do recozimento intercrítico;
- d) Realizar o tratamento térmico de recozimento pleno e o tratamento térmico de recozimento intercrítico;
- e) Avaliar os resultados de propriedade mecânica para as duas condições de recozimento;
- f) Avaliar os resultados de microestrutura para as duas condições de recozimento;
- g) Relacionar os resultados de propriedades mecânicas com as microestruturas encontradas em cada condição de tratamento térmico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

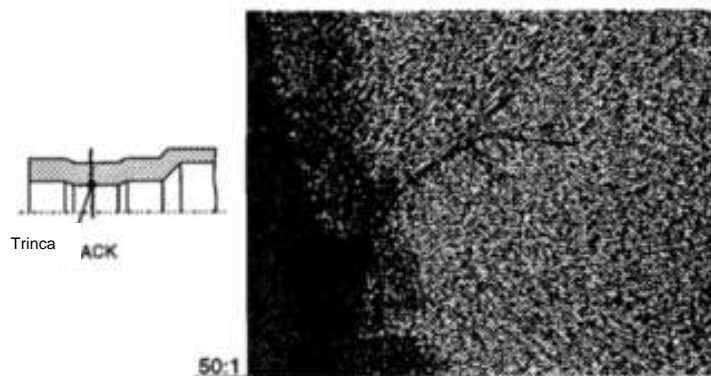
3.1 Aplicação automotiva – Semieixo homocinético

O Eixo Monobloco Tubular (Monobloc Tubular Shaft - MTS) faz parte de um conjunto de semieixo homocinético, no qual tem como função transmitir o torque entre as juntas homocinéticas. De acordo com o veículo, os eixos podem ser maciços, tubulares soldados e monobloco tubular. O desenvolvimento da opção de eixo monobloco representou um avanço na redução de peso e, conseqüentemente, redução no consumo de energia¹.

O principal método de fabricação do MTS é a partir de um segmento de tubo sem costura trefilado a frio que será submetido ao processo de forjamento a frio em suas extremidades¹. A microestrutura e propriedades mecânicas iniciais do material irão definir o grau de redução que poderá ser aplicado ao material durante forjamento, de modo que a conformação não gere defeitos prejudiciais à aplicação do produto².

Para alcançar o desenho final do produto, pequenos diâmetros internos são necessários em determinadas regiões das extremidades dos tubos. Se a taxa de deformação for excessiva, trincas internas são geradas, conforme Figura 1, e podem reduzir em até 10 vezes a resistência do material. Para evitar a formação dessas trincas, a limpidez do aço utilizado e a dureza do material durante forjamento (condição de fornecimento do tubo trefilado) devem estar em condições ideais, sendo que, quanto menor a dureza (associada à maior ductilidade) menor a incidência de trincas internas².

Figura 1 - Trinca gerada no diâmetro interno do eixo com profundidade de 1,1 mm²



Fonte: AMBORN; GHOSH; LEADBETTER (1997).

3.2 Aços para aplicações automotivas

3.2.1 Aço SAE 4130

O aço SAE 4130 é amplamente utilizado na indústria automotiva, química, petroquímica, entre outras, devido à sua boa resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade e usinabilidade. Além disso, seu custo é mais baixo quando comparado com aços de alta liga e alta resistência³.

A Tabela 1 apresenta a composição química do aço SAE 4130⁴. Como observado, o teor de carbono médio é de 0,30%, o que representa uma vantagem para a soldabilidade do material. Além disso, observam-se também adições de cromo e molibdênio.

Tabela 1 - Faixa de composição química para o aço SAE 4130⁴

Aço		C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)
SAE 4130	Mín.	0,28	0,40	0,00	0,00	0,15	0,80	0,15
	Máx.	0,33	0,60	0,03	0,04	0,35	1,10	0,25

Fonte: CHEMICAL COMPOSITIONS OF SAE ALLOY STEELS, 2009.

Considerando a composição química do aço SAE 4130 e as equações apresentadas a seguir, é possível calcular as temperaturas Ac3 e Ac1 mínima⁵, conforme apresentado na Tabela 2 e que, neste caso, é de 805 °C e 734 °C, respectivamente.

$$Ac3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (1)$$

$$Ac1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (2)$$

Tabela 2- Cálculo das temperaturas de transformação em função da composição química para o aço SAE 4130

Aço	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	V (%)	W (%)	As (%)	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)
SAE 4130	0,28	0,40	0,15	0,80	0,00	0,15	0,00	0,00	0,00	734	805
	0,33	0,60	0,35	1,10	0,00	0,25	0,00	0,00	0,00	747	826

Fonte: Elaborada pela própria autora.

3.2.2 Efeito dos elementos de liga

Conforme exposto por Souza, os aços com teores de carbono entre 0,10 e 0,30% são classificados como aços de baixo carbono, como é o caso do SAE 4130. O carbono é o principal elemento químico do aço e possui uma relação direta com as propriedades mecânicas do produto final. Demais elementos, como é o caso do cromo e do molibdênio, são adicionados também com o intuito de incrementar a dureza do material⁶.

O cromo e o molibdênio são elementos estabilizadores da ferrita, ou seja, contribuem para o aumento da temperatura de transformação da ferrita, e ambos são formadores de carbonetos no aço. Além disso, ambos possuem um papel importante na resistência à corrosão do aço.

Os aços de baixo carbono, como é o caso do SAE 4130, com adição de cromo são geralmente aços dúcteis e de boa tenacidade, uma vez que a influência do cromo no aumento da resistência da ferrita é baixa⁶.

A adição de cromo limitada a 2% contribui para que os aços sejam perlíticos, enquanto acima de 2% os aços tendem a ser bainíticos. A contribuição do cromo (limitado a 2%) na alta temperatura de dissolução da perlita foi observada por Zamani; Mirzadeh; Ghasemi, em que a aplicação de um tratamento térmico intercrítico seguido de resfriamento em água para a obtenção de um material Dual Phase (DP) apresentou áreas significativas de perlita, além da formação de martensita⁷.

A adição de molibdênio de forma limitada contribui para que o elemento fique dissolvido na ferrita e auxilie no aumento da resistência mecânica, sem o comprometimento da ductilidade. Com a adição do molibdênio associado ao nível mais baixo de carbono, a ferrita tende a se transformar como constituinte acicular, representando uma nova fase de soluto no plano cristalográfico do solvente⁶.

Além da adição de cromo e molibdênio, o aço SAE 4130 também possui adição de silício na faixa de 0,15 a 0,35%. Conforme observado por Nouri; Saghafian; Kheirandish, limitado a 2%, o silício diminui o campo da fase austenítica e aumenta o campo da ferrita⁸. Em temperatura elevada, a sua tendência é de aumentar o crescimento de grão ferrítico, já que ele estabiliza a ferrita e, conseqüentemente, diminui o efeito de precipitação nos contornos que funcionam como bloqueadores de crescimento de grão⁸. Como exposto por Bhadeshia, o silício possui baixa solubilidade na c e, por isso, retarda a sua precipitação⁹. Ou seja, mesmo não sendo um elemento

estabilizador da austenita, a inibição da formação de cementita pode provocar de forma indireta a estabilização da austenita, a partir da maior disponibilidade de carbono em solução sólida.

3.3 Tratamento térmico de recozimento

3.3.1 Recozimento pleno

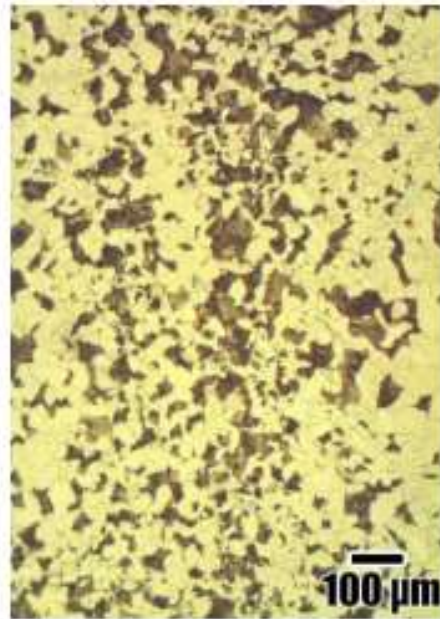
Aços com estado de fornecimento temperado e revenido como condição final possuem uma elevada gama de aplicação. Porém, a microestrutura composta majoritariamente pela martensita apresenta uma maior sensibilidade em deformações plásticas de baixos ciclos. Com isso, o recozimento torna-se uma boa alternativa no aumento da resistência em fadiga de baixo ciclo. Isso se deve ao fato que as lamelas de cementita contidas na perlita apresentam deformações altamente cíclicas, devido ao ganho de ductilidade¹⁰.

O tratamento térmico de recozimento pleno é amplamente utilizado após o processo de conformação a frio, com o objetivo de recuperação do arranjo cristalográfico inicial da peça e obtenção de ferrita e perlita lamelar. Para um material previamente deformado e com elevado nível de encruamento, a recristalização ocorre a uma taxa mais elevada. Além disso, o controle do crescimento de grão pode ser realizado a partir de uma temperatura mais baixa, tempo de tratamento térmico curto e taxa de aquecimento elevada¹¹. Esse controle no crescimento de grão torna-se importante nas situações em que a tenacidade e resistência à fadiga não devem ser comprometidas.

A taxa de resfriamento é uma importante variável do processo na definição do resultado final da microestrutura. Para isso, os diagramas de transformação por resfriamento contínuo (TRC) são empregados, pois demonstram a transformação da austenita durante o resfriamento da peça, a partir de variadas taxas de resfriamento.

Conforme apresentado por Zamani; Mirzadeh; Ghasemi, amostras do aço SAE 4130 recozidas a 1050 °C e resfriadas dentro do forno apresentam estrutura constituída de ferrita e perlita⁷ conforme a Figura 2. Sua resistência à tração possui valor médio de 560 MPa, alongamento de 21,5% e dureza de 217 HB.

Figura 2- Micrografia do aço SAE 4130 totalmente recozido⁷



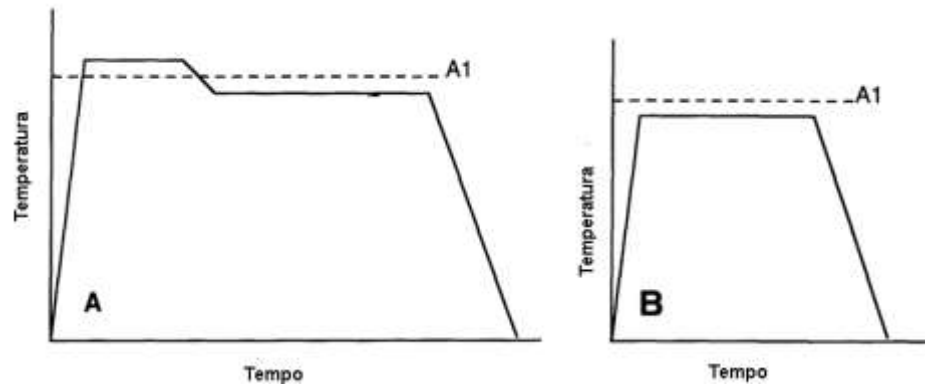
Fonte:ZAMANI; MIRZADE (2018).

3.3.2 Recozimento intercrítico e subcrítico

Além do recozimento pleno, o recozimento intercrítico e o recozimento subcrítico também são utilizados com o objetivo de redução da dureza do material, a partir da esferoidização da cementita. Ou seja, a microestrutura é constituída por ferrita e perlita coalescida. Além disso, esses tratamentos possuem o objetivo de aumentar a usinabilidade e a capacidade de conformação a frio de aços médio e alto carbono¹².

O recozimento intercrítico consiste em aquecer o material a uma temperatura logo acima de A_{c1} e posteriormente resfriar até uma temperatura logo abaixo de A_{c1} . Já o recozimento subcrítico é mantido em temperatura logo abaixo A_{c1} (Figura 3). Para ambos os casos, a força motriz para que a transformação aconteça está associado com a redução de energia na interface do carboneto, sendo que um encruamento prévio do material acelera o processo de esferoidização¹². Considerando que ambos os tratamentos não alcançam temperatura superior à A_{c3} , a rescritalização não é completa para a ferrita pró-eutetóide.

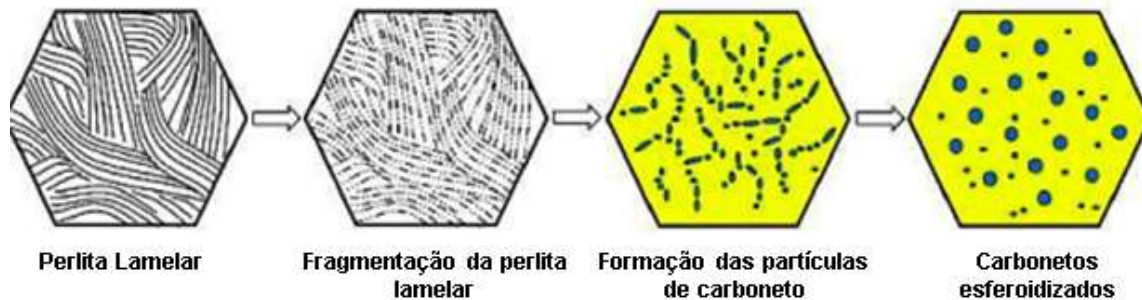
Figura 3 - Tratamento térmico de recozimento
(a) intercrítico e (b) subcrítico¹³



Fonte: ALZA (2021).

Existem diferentes literaturas que explicam o mecanismo de esferoidização, sendo que a principal literatura (ranhuras térmicas) associa a quebra das lamelas de perlita com a difusão nos subcontornos. Considerando uma deformação prévia, subfronteiras serão induzidas na estrutura lamelar. Essas subfronteiras irão gerar curvaturas nas interfaces das lamelas e, conseqüentemente, um potencial químico. Quanto maior o tempo de esferoidização, mais acentuado será o processo de esferoidização, conforme ilustrado na Figura 4.

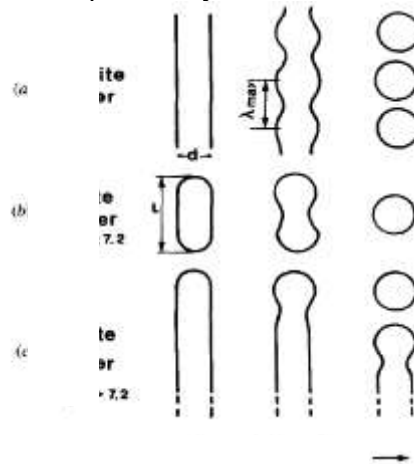
Figura 4 - Etapas do processo esferoidização da cementita¹³



Fonte: ALZA (2021).

Além do mecanismo de ranhuras térmicas, existem também dois mecanismos importantes: perturbação induzida pela capilaridade e migração de falhas¹⁴. O modelo da perturbação induzida, ilustrado na Figura 5, propõe que a lamela em formato de bastão é instável e a sua quebra ocorre de forma espontânea após uma perturbação. E embora a superfície plana seja estável, a curvatura da borda desse bastão é maior que a superfície plana, o que estabelece um gradiente químico, e conseqüentemente, fluxo de difusão¹⁴.

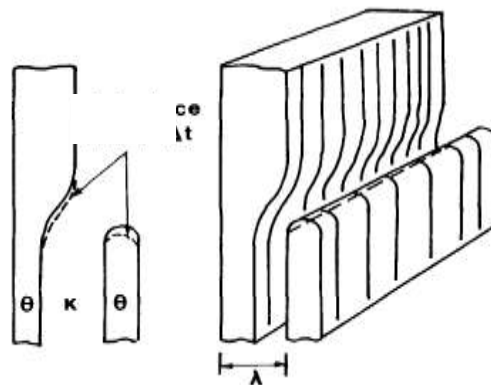
Figura 5 - Imagem esquemática do modelo de esferoidização a partir da perturbação induzida¹⁴



Fonte: TIAN; KRAFT (1987).

Já o modelo de migração de falhas, ilustrado na Figura 6 não trata apenas a instabilidade das lamelas de forma individual, assim como as teorias anteriores. Neste caso, a força motriz está relacionada à diferença entre o potencial químico da curvatura da lamela com a região plana da lamela seguinte¹⁴.

Figura 6 - Imagem esquemática do modelo de esferoidização a partir da migração de falhas¹⁴



Fonte: TIAN, KRAFT (1987).

O'Brien e Hosford demonstraram que, para aços de médio carbono, a esferoidização no recozimento subcrítico ocorre de maneira mais rápida quando comparado ao recozimento intercrítico. Porém, a redução da dureza é mais rápida no recozimento intercrítico¹².

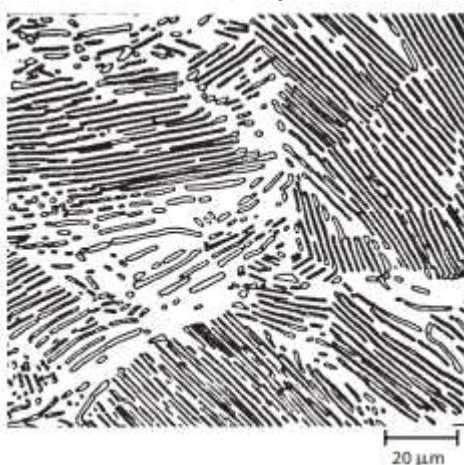
3.4 Microestrutura

3.4.1 Perlita

Os principais microconstituintes resultantes da austenita, a partir de um resfriamento lento são: perlita e ferrita pró eutetoide ou cementita pró eutetoide.

Considerando as condições de equilíbrio e o resfriamento lento, a perlita é composta por lamelas alternadas das fases ferrita e cementita, conforme Figura 7. Essas colônias de lamelas alternadas possuem orientação e espaçamento de acordo com o ângulo de preparação da amostra, temperatura de transformação e tipo de resfriamento, sendo que o desenvolvimento das colônias é iniciado a partir de cristais de ferrita ou de cementita, ou seja, a perlita é iniciada pelo processo de nucleação⁵.

Figura 7 - Micrografia de um aço eutetoide contendo microestrutura perlítica demonstrando as fases alternadas de ferrita e cementita. Ampliação de 470X¹⁵



Fonte: CALLISTER; RETHWISCH (2016).

Um rearranjo nos átomos de carbono deve ocorrer para que a austenita seja transformada na ferrita contendo baixo teor de carbono mais a cementita de alto carbono. Para isso, é necessário que ocorra a difusão do carbono, no qual depende da temperatura de transformação.

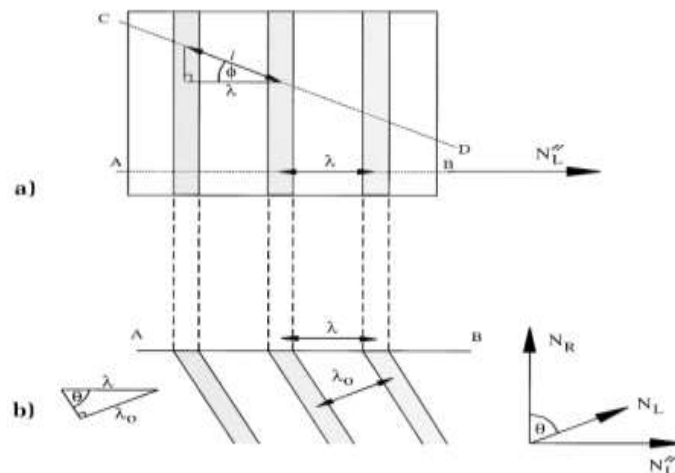
O coeficiente de difusão do carbono aumenta exponencialmente com o aumento da temperatura. Desta forma, redução na temperatura de transformação da perlita favorece a redução do espaçamento interlamelar. Ou seja, se a distância que

o carbono tem para a sua difusão é menor, o crescimento das colônias de perlita acontecerá, mesmo em temperaturas mais baixas⁵.

A análise do espaçamento interlamelar da perlita é utilizado nas análises microestruturais em que a determinação desse valor será associada à propriedade mecânica do material. Mesmo para uma microestrutura isotermicamente transformada, esse espaçamento não será constante, embora seja possível obter um valor médio¹⁶.

De acordo com Howell, a determinação do espaçamento interlamelar é dado a partir do espaçamento interlamelar real (λ_0), espaçamento aparente (λ), ao longo de um comprimento de interceptação (l)¹⁷. A Figura 8 ilustra essas três variáveis utilizadas para o cálculo do espaçamento interlamelar da perlita, considerando a seção analisada.

Figura 8 - (a) Relação entre o espaçamento interlamelar aparente (λ) e o comprimento médio da interceptação (l). (b) Relação entre o espaçamento aparente (λ) e o espaçamento interlamelar real (λ_0)¹⁷



Fonte: HOWELL (1998).

Para uma colônia única com espaçamento real (λ_0), o espaçamento aparente (λ) ao longo de AB será calculado conforme apresentado a seguir. O ângulo Θ corresponde ao ângulo entre as superfícies normal (NL) e de corte (NR) (Figura 8) (b).

$$\lambda = \frac{\lambda_0}{\sin \theta} \quad (3)$$

O comprimento médio de interceptação (l) será calculado de acordo com a equação a seguir, sendo que n será o número de lamelas de cementita interceptadas pela reta CD.

$$\bar{l} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n l_i \quad (4)$$

E o cálculo individual de (l) será dado por:

$$l = \frac{\lambda_0}{\cos \phi \sin \theta} \quad (5)$$

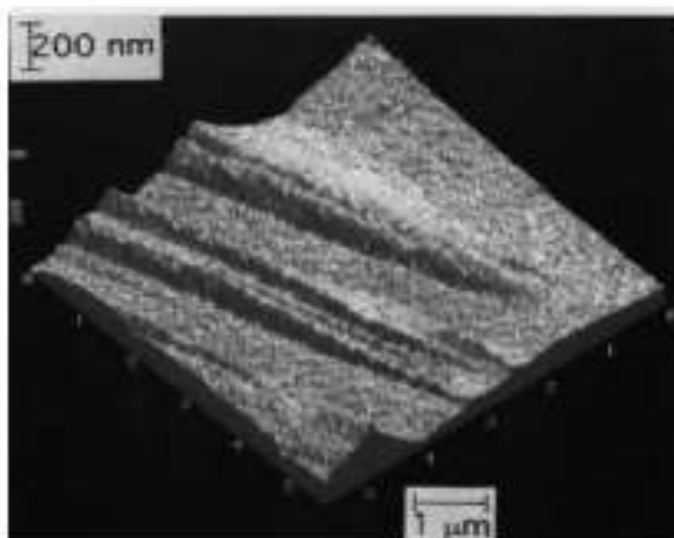
Howell apresenta também uma simplificação da relação entre o comprimento médio de interceptação (l) e o espaçamento real médio (λ_0)¹⁷.

$$\bar{l} = 2 \bar{\lambda}_0 \quad (6)$$

3.4.2 Bainita

A bainita é um microconstituente formado a partir da decomposição da austenita, abaixo da temperatura de transformação da perlita. Trata-se de um agregado não lamelar de feixes de ferrita e carbonetos. Sua formação possui uma componente de cisalhamento e não suporta grande deformação elástica, o que acarreta na deformação plástica da rede (Figura 9). Essa deformação impede o crescimento das placas de bainita, logo, as placas apresentam tamanho inferior ao grão da austenita⁹.

Figura 9 - Imagem microscópica da força atômica das deslocações causadas pelo crescimento da bainita. Nota-se a deformação por cisalhamento (contraste escuro), o alojamento plástico (contraste claro cônico a partir da crista da região de contraste escuro) e a austenita adjacente às placas de bainita⁹

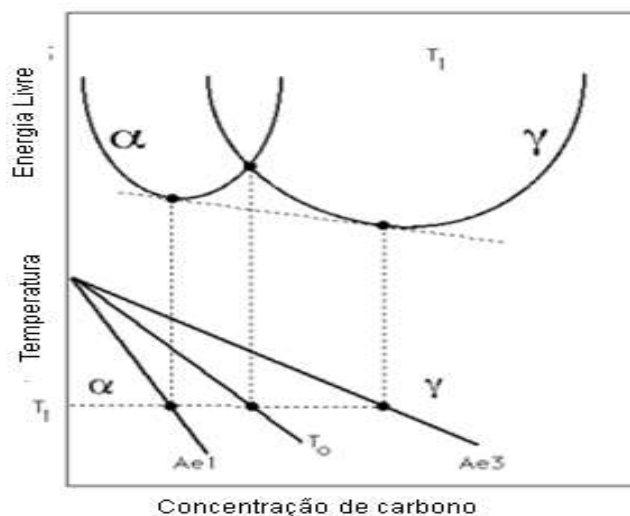


Fonte: BHADESHIA (2001).

Segundo exposto por Bhadeshia, o crescimento da ferrita bainítica pode ocorrer sem difusão, porém, os átomos de carbono se dividem na austenita residual ou precipitam na forma de carbonetos⁹. Em determinado momento da formação da microestrutura, a concentração de carbono na austenita atinge um valor (T_0) onde a energia livre da ferrita e da austenita são iguais, e nesse ponto a transformação é interrompida, mesmo antes de alcançar o ponto de equilíbrio, conforme se observa no Gráfico 1.

Nesse estágio, a austenita retida é estabilizada com a máxima concentração de carbono permitida, sendo que o crescimento sem difusão somente ocorre abaixo de T_0 , quando a energia livre da bainita torna-se menor que a da austenita. Caso a concentração de carbono seja maior que T_0 , a transformação terá a difusão.

Gráfico 1 - Relação entre a concentração de carbono, energia livre e temperatura durante transformação bainítica. A austenita com concentração de carbono à esquerda de T_0 é livre de difusão e à direita com difusão⁹



Fonte: BHADESHIA (2001).

Bhadeshia pontua que existem similaridades no mecanismo de transformação da bainita e da martensita¹⁸, conforme listadas a seguir.

Principais similaridades:

- Formação a partir de nucleação e reação de crescimento;
- Forma de placas;
- Limitadas pelo grão austenítico;
- Ocorrência de cisalhamento;
- Mudança de forma, a partir da deformação do plano.

3.4.3 Efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas dos materiais

Considerando um aço composto por ferrita e perlita, a fase cementita apresenta maior dureza e maior fragilidade quando comparada à ferrita. Desta forma, quanto maior o percentual de perlita no aço, maior será sua resistência e menor a sua ductilidade. Já a microestrutura bainita apresenta dureza mais elevada do que a perlita. Essa diferença de dureza pode ser explicada pelo fato de que a bainita é mais fina, mesmo quando comparada à perlita fina⁵.

Conforme mencionado por Gensamer *et al.*, de modo geral, as microestruturas finas são mais resistentes que as microestruturas grosseiras. Esse raciocínio é aplicado tanto para a perlita quanto para a bainita. Porém, o mesmo raciocínio não

deve ser utilizado como regra para a ductilidade, uma vez que essa característica não possui relação direta com o espaçamento das partículas¹⁹.

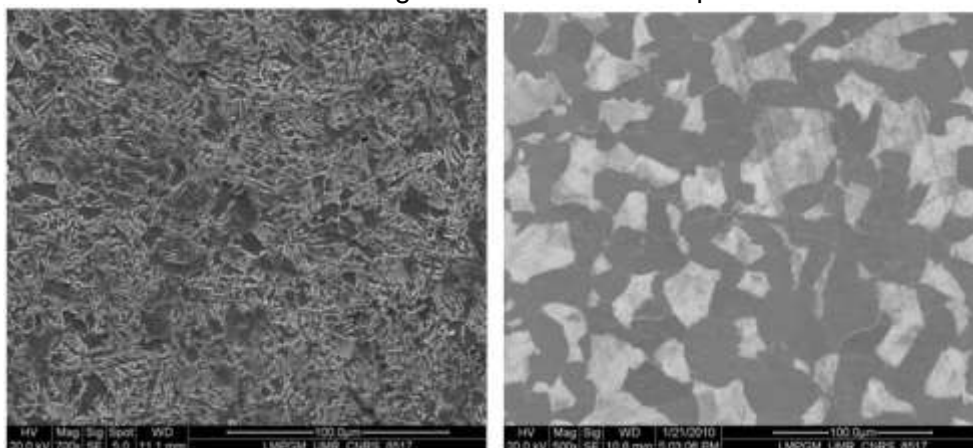
A razão para determinar o comportamento mais resistente das estruturas finas está relacionada ao elevado grau de aderência entre as duas fases. Utilizando a perlita como exemplo, a cementita, de dureza mais elevada, restringe a deformação da ferrita nos contornos de fases. Considerando que na perlita fina a área de contorno de fase será maior, esse efeito de barreira de deformação também se torna maior. Vale mencionar também que a maior área de contornos de fase na perlita fina também aumenta as barreiras de movimentação das deslocações⁵.

Izotov *et al.* avaliou as características da deformação plástica no aço em função da espessura da camada de perlita. A partir de testes experimentais, os aços foram submetidos à deformação plástica até a falha. A perlita grossa demonstrou deformação e falha como uma mistura de duas etapas. Inicialmente, a deformação é típica de um material ferrítico. Porém, após o desenvolvimento da deformação, bandas de cisalhamento são formadas e interceptam as camadas de cementita. No caso da perlita fina, a falha acontece em uma única etapa, a partir de deslocamentos uniformemente distribuídos²⁰.

Para determinar a resistência da estrutura, Gensamer *et al.* propõe que a resistência à tração de um agregado constituído de uma fase dura e uma mais macia é proporcional ao logaritmo da trajetória média através da fase contínua. Essa trajetória é a média da distância de uma partícula dura até a outra partícula dura em todas as direções¹⁹.

Considerando uma amostra de aço SAE 4130 contendo 10% de ferrita em matriz bainítica e outra amostra de SAE 4130 contendo ferrita-60% e perlita-40%, as durezas encontradas foram de: 300 HV para a bainita e 170 HV para a ferrita na primeira amostra; e 220 HV para a perlita e 160 HV para a ferrita na segunda amostra. A metalografia das amostras pode ser observada na Figura 10 ²¹.

Figura 10 - Microscopia de amostras de aço SAE 4130, sendo a amostra da esquerda constituída de matriz bainítica e ferrita e a imagem da direita ferrita e perlita²¹



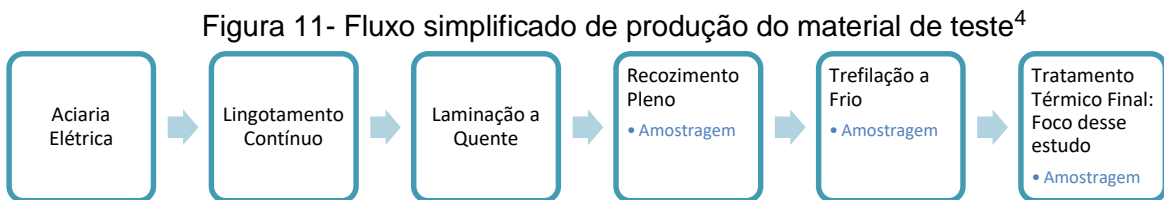
Fonte: BULTEL; VOGT (2010).

Embora existam muitos estudos que avaliem separadamente a propriedade mecânica de cada fase, existem faixas de temperatura intermediárias em que estruturas mistas são formadas. A dureza e a resistência à tração possuem valores intermediários entre a perlita e a bainita, porém, a ductilidade é inferior nessas estruturas mistas¹⁹.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

Para a elaboração do trabalho foram utilizados tubos sem costura em aço SAE 4130, obtidos a partir de uma única corrida processada em aciaria elétrica e de lingotamento contínuo. Os tubos foram fabricados via laminação a quente, em seguida foram recozidos com temperatura média de 900 °C, com taxa de resfriamento de 0,5 °C/s entre Ac3 e Ac1 e, posteriormente, trefilados a frio. O fluxo simplificado de produção citado está presente na Figura 11.



Fonte: CHEMICAL COMPOSITIONS OF SAE ALLOY STEELS (2009)

E, em seguida, a faixa de composição química do aço utilizado para a fabricação dos tubos está apresentada na Tabela 3.

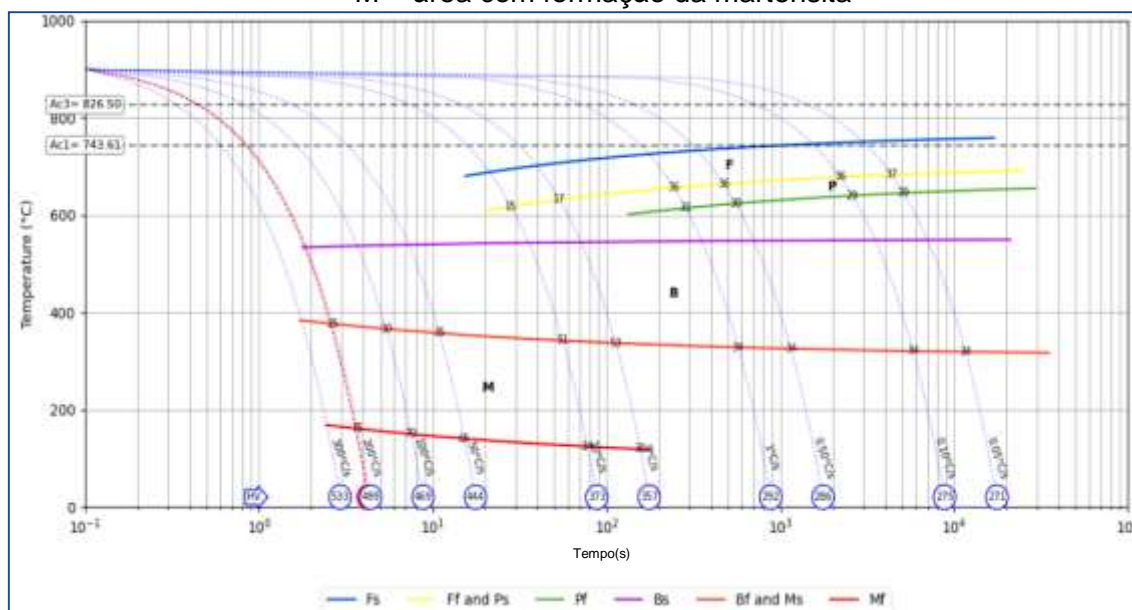
Tabela 3 - Faixa de composição química para o aço SAE 4130⁴

Aço		C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)
SAE 4130	Mín.	0,28	0,40	0,00	0,00	0,15	0,80	0,15
	Máx.	0,33	0,60	0,03	0,04	0,35	1,10	0,25

Fonte: CHEMICAL COMPOSITIONS OF SAE ALLOY STEELS (2009)

Para o aço SAE 4130, no Diagrama 1, o TRC foi construído a partir de um software de cálculos teóricos baseados no estudo “Empirical formulas for calculating Continuous Cooling Transformation diagrams” de J. Trzaska²².

Diagrama 1 -TRC para o aço SAE 4130. F = área com a formação da ferrita;
 P = área com a formação da perlita; B = área com a formação de bainita;
 M = área com formação da martensita²²



Fonte: TRZASKA (2019).

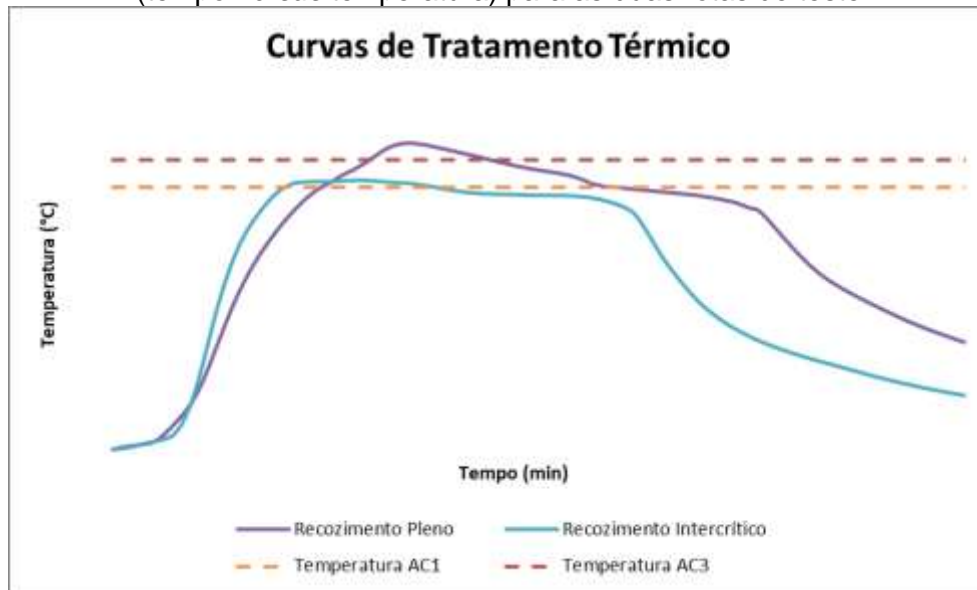
4.2 Metodologia

Após a etapa de trefilação, os tubos foram divididos em dois subgrupos para posterior tratamento térmico de recozimento. As rotas de recozimento foram realizadas em forno contínuo de combustão, em escala industrial. Foram utilizadas duas rotas de recozimento, conforme listado nos tópicos seguintes e apresentado na Figura 12.

A primeira rota (Rota 1) foi de recozimento pleno, ou seja, temperatura acima de Ac3. A taxa de resfriamento após Ac3 é de 2,5 °C/min (0,04 °C/s), aproximadamente. A segunda rota (Rota 2) foi de recozimento intercrítico, ou seja, temperatura logo acima de Ac1 seguindo com uma temperatura logo abaixo de Ac1.

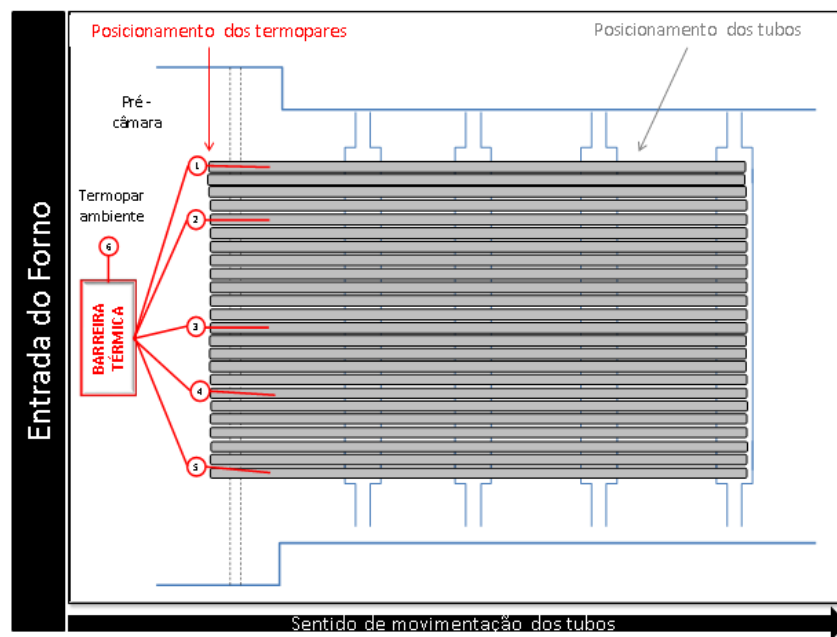
O controle de temperatura foi realizado a partir de termopares fixados em 5 tubos distribuídos ao longo do leito do forno. Observa-se, em seguida, a Figura 12 que apresenta a média de temperatura encontrada entre os cinco termopares fixados nos tubos e, posteriormente, a Figura 13 a distribuição de temperatura ao longo do forno pode apresentar variações.

Figura 12 - Curvas de tratamento térmico (tempo versus temperatura) para as duas rotas de teste



Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 13 - Posição dos termopares utilizados para monitoramento do tratamento térmico realizado em forno industrial.



Fonte: Elaborado pela autora.

4.3 Ensaios laboratoriais

Para caracterização da matéria-prima recozida e após trefilação, foram retiradas amostras para os ensaios descritos a seguir:

- Dureza Vickers (HV), conforme norma ASTM E384;
- Microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Tamanho de grão, conforme norma ASTM E112.

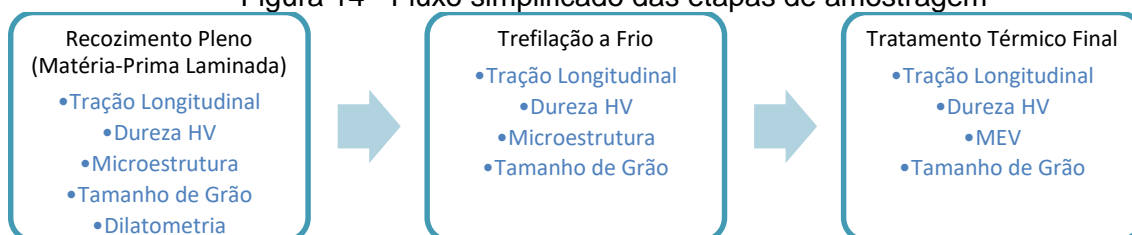
Após cada rota de tratamento térmico de recozimento final, foram retiradas três amostras por ensaio, sendo que cada uma será de uma região de tratamento térmico no forno: uma amostra de cada extremidade e uma amostra do meio do forno, conforme distribuição no forno apresentado na Figura 13. Os seguintes ensaios foram realizados nas três amostras retiradas de cada rota:

- Tração longitudinal, conforme norma ASTM E370;
- Dureza Vickers (HV), conforme norma ASTM E384;
- Microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Tamanho de grão, conforme norma ASTM E112.

Além dos ensaios mencionados acima e descritos na Figura 14 a seguir, o teste de dilatometria também foi realizado, de modo a obter a curva TRC a partir de amostras obtidas na etapa de recozimento pleno após laminação a quente, conforme Figura 11. Embora as duas rotas de recozimento em estudo tenham sido realizadas no material trefilado, foi definido realizar a dilatometria no material laminado e recozido para obtenção de uma curva na condição padrão do material.

Foram separadas 22 amostras para a realização do teste em 11 taxas de resfriamento diferentes, sendo que cada taxa foi aplicada em amostras duplicadas. Após submissão do material ao resfriamento, as amostras foram analisadas a partir de MEV e dureza HV.

Figura 14 - Fluxo simplificado das etapas de amostragem



Fonte: Elaborado pela autora.

O corpo de prova para o ensaio de tração passou pela etapa de corte em fresadora. O corpo de prova possui a geometria do tipo fita e retirado no sentido longitudinal do tubo, conforme Figura 15, onde $A = 12,7$ mm; $B = 17,5$ mm; $C = 50,8$ mm; $D = 60,0$ mm; $E = 110,0$ mm. O teste de tração foi realizado conforme norma ASTM E370²³ em um equipamento universal de tração com capacidade de 600 kN.

Figura 15 - Figura ilustrativa com a região de retirada e geometria do corpo de prova de tração



Fonte: Elaborado pela autora.

O corpo de prova para o ensaio de dureza passou pelas etapas de corte em serra de um segmento no comprimento de 65 mm e acabamento em fresadora de uma pista no sentido longitudinal com 3 mm de largura, onde foram realizadas as indentações, conforme Figura 16. O ensaio de dureza na escala HV foi realizado conforme norma ASTM E384²⁴. A carga foi de 10 kgf e pirâmide de diamante 136°, sendo 3 indentações para cada amostra.

Figura 16 - Imagem do corpo de prova, bem como a região (pista) para realização do ensaio de dureza¹⁴



Fonte: TIAN; KRAFT(1987).

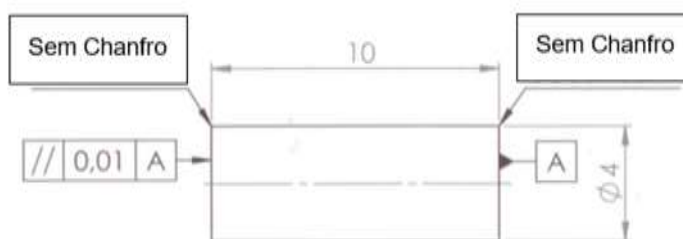
O corpo de prova para os ensaios metalográficos foram preparados em uma serra de fita, sendo que foram retirados segmentos de 25 mm de comprimento e corte no sentido longitudinal, de modo que a região de deformação do tubo seja a analisada (região longitudinal). Para a análise microestrutural foi utilizado o MEV, sendo que as

amostras foram preparadas através de lixamento em lixas de carbetto de silício e polimento com pasta diamantada, e o ataque químico com Nital 5%.

O ensaio de tamanho de grão ferrítico também foi realizado no sentido longitudinal, conforme método comparativo da norma ASTM E112²⁵. Os corpos de prova foram preparados através de lixamento em lixas de carbetto de silício e polimento com pasta diamantada, sendo o ataque químico com Nital 5%.

O corpo de prova para o ensaio de dilatométrica passou pelas etapas de corte no comprimento de 10 mm e diâmetro de 4 mm, conforme Figura 17. O ensaio foi realizado no Dilatômetro de Têmpera com deformação, modelo DIL 805 A/D, marca TA Instruments, sendo que todos os ensaios foram realizados sob vácuo, com utilização de gás hélio para resfriamento das amostras.

Figura 17 - Imagem do corpo de prova para ensaio de dilatométrica.



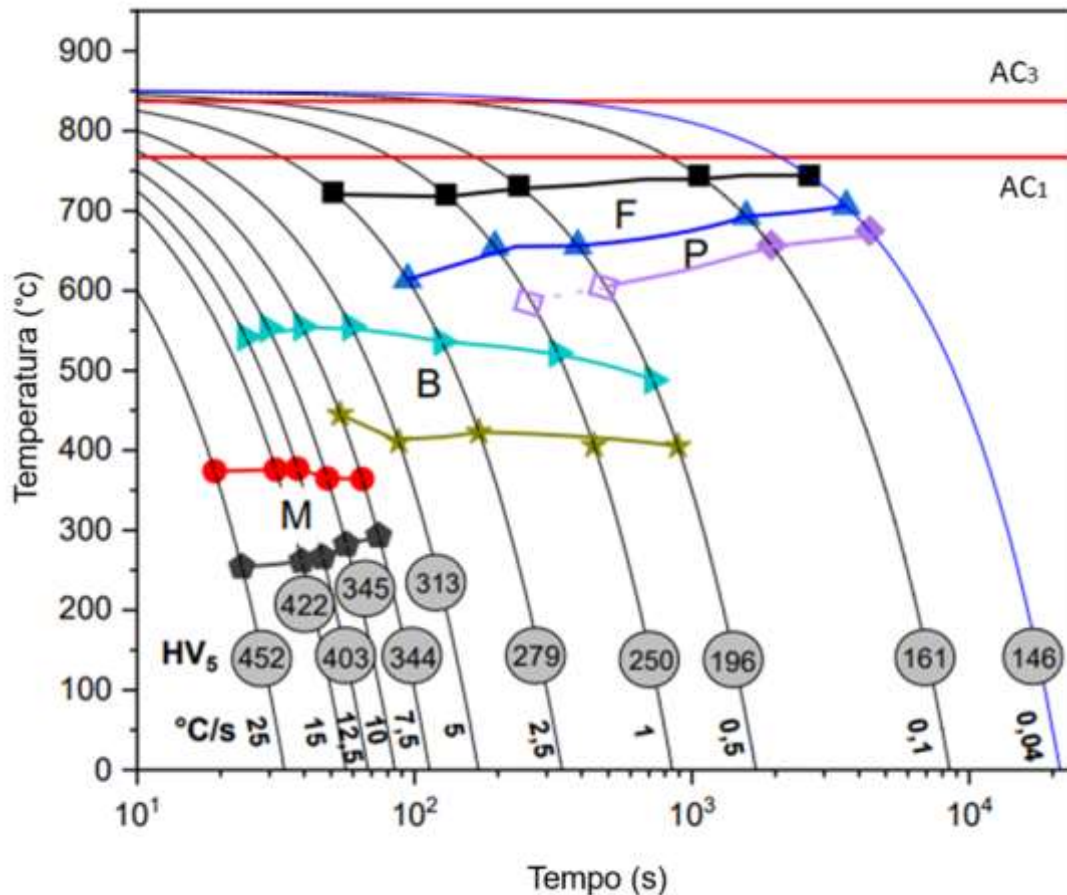
Fonte: Elaborado pela autora.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Dilatometria

Os resultados obtidos após ensaio de dilatometria possibilitaram a construção da curva TRC, exposto no Diagrama 2. A temperatura utilizada para a austenitização é 20 °C acima do valor de Ac3. Ou seja, a condição utilizada para a dilatometria se assemelha ao recozimento pleno.

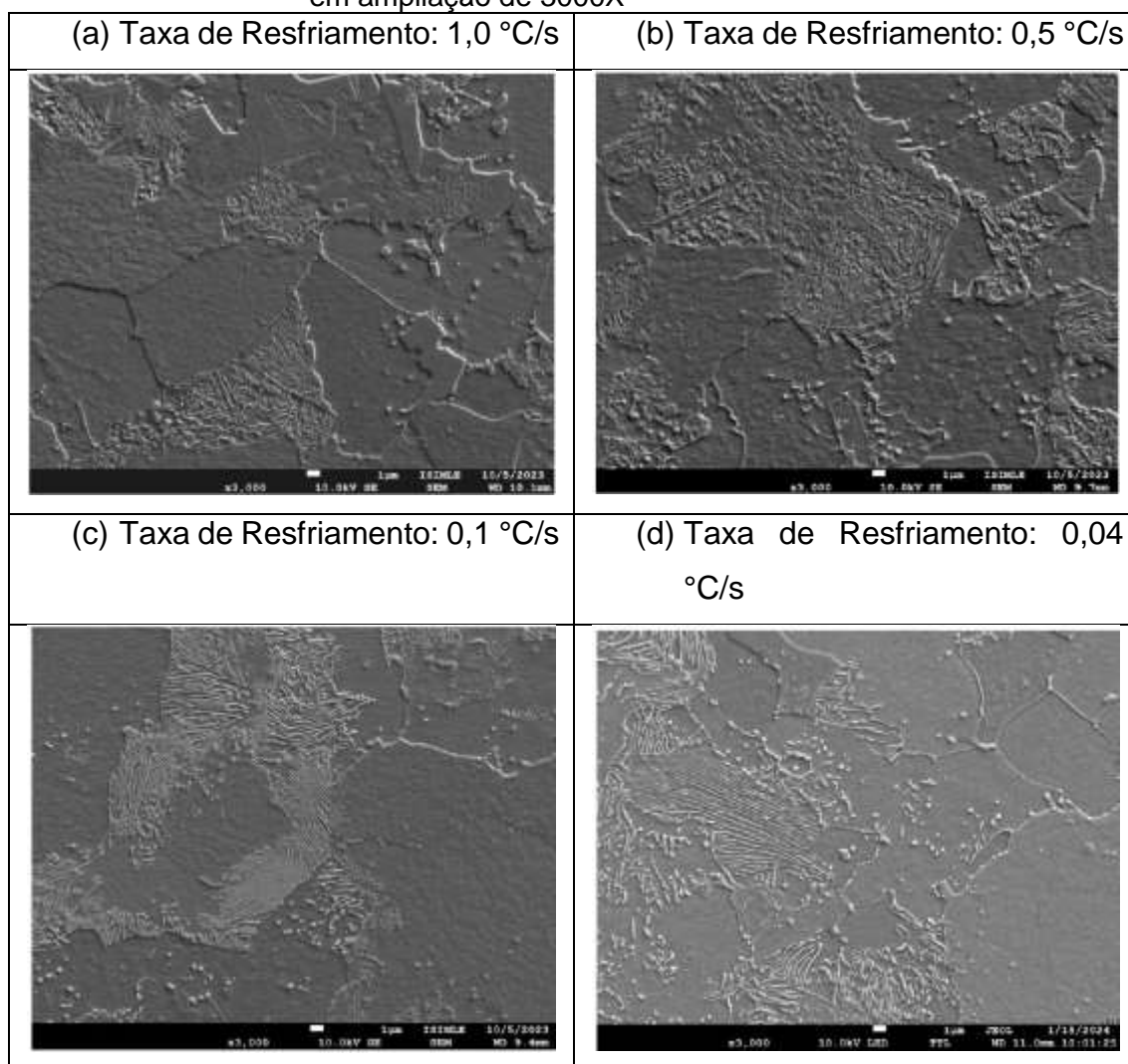
Diagrama 2 - TRC para o aço SAE 4130, obtido a partir da Dilatometria.
 F = área com a formação da ferrita; P = área com a formação da perlita;
 B = área com a formação de bainita; M = área com formação da martensita



Fonte: Elaborado pela autora

Observa-se que, para as taxas de resfriamento menores que 0,5 °C/s não há formação de bainita, somente ferrita e perlita. As imagens obtidas para a microestrutura das taxas menores que 1,0 °C/s estão apresentadas a seguir na Figura 18. Para todas as imagens foi utilizado um aumento de 3000X, com maior foco nas ilhas de perlita.

Figura 18 - Microestrutura obtida após Dilatometria, a partir de MEV em ampliação de 3000X



Fonte: Elaborado pela autora.

As microestruturas obtidas na taxa de resfriamento de 1,0 °C/s e 0,5 °C/s apresentam perlita com menor espaçamento interlamelar quando comparado com as microestruturas obtidas na taxa de resfriamento de 0,1 °C/s e 0,04 °C/s. Esse comportamento pode ser evidenciado nos resultados de dureza, no qual as menores taxas de resfriamento apresentam dureza menor.

É importante observar que, a curva TRC construída a partir da dilatométrica apresenta diferenças importantes quando comparada com a curva teórica a partir de software. Exemplo: formação de bainita não ocorre para taxas menores que 0,5 °C/s para a curva real e para taxas menores que 1,0 °C/s na curva teórica. Além disso, as durezas associadas com as taxas de resfriamento são significativamente diferentes. Essa diferença pode estar associada com a condição inicial do material.

5.2 Matéria-Prima Recozida e Tubo Trefilado

Os ensaios de tração longitudinal, dureza e tamanho de grão foram realizados após recozimento da matéria-prima laminada (0,5 °C/s) e após processo de trefilação. Os resultados podem ser observados na Tabela 4.

Tabela 4 – Resultados de propriedades mecânicas e tamanho de grão de matéria-prima e tubo trefilado

Tipo de Recozimento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)	Tamanho de Grão
Matéria-Prima Recozida	412	697	26	207	8,0
Tubo Trefilado	953	996	11	295	8,0

Fonte: Elaborado pela autora.

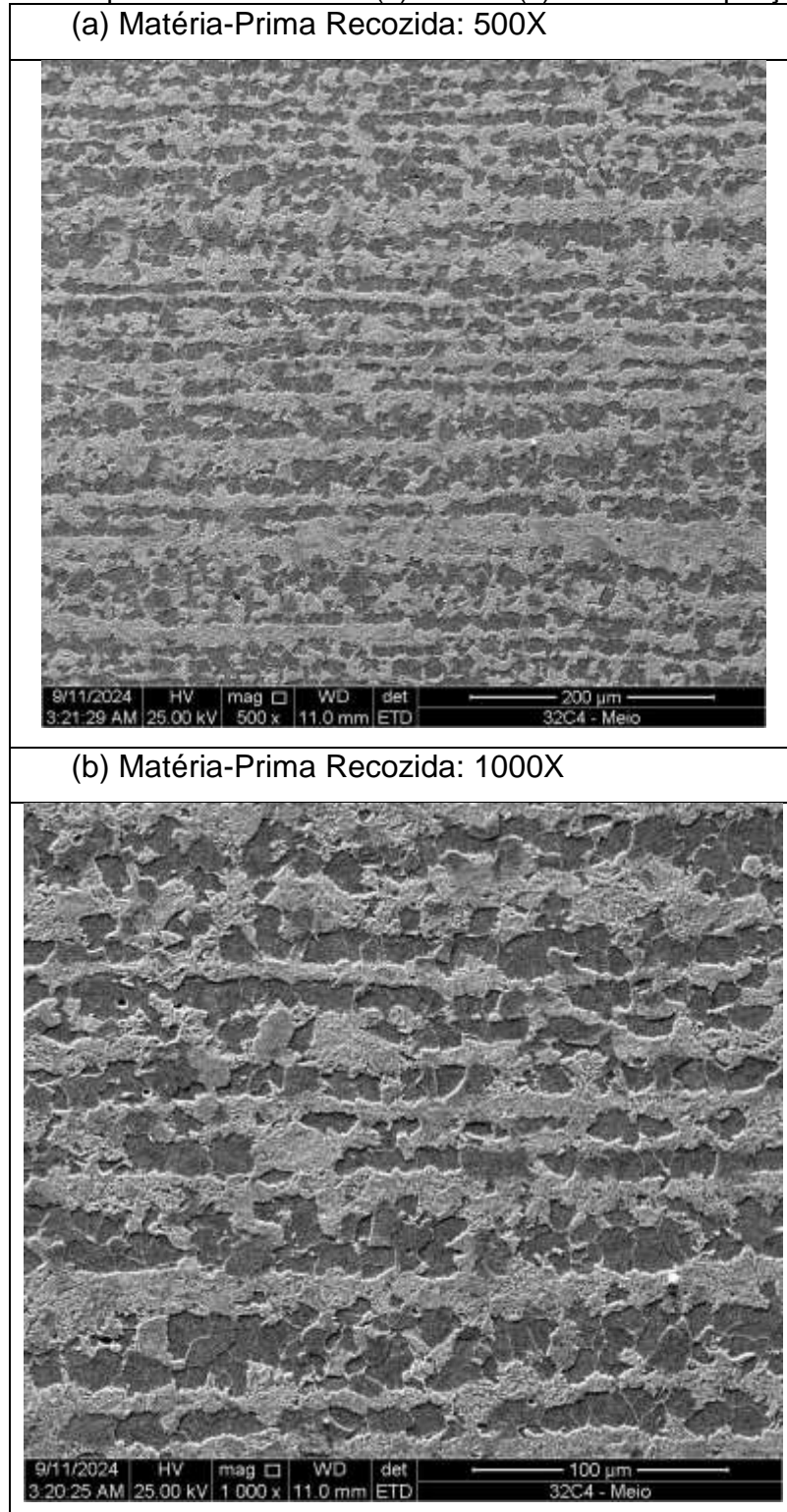
Observa-se um aumento significativo no limite de escoamento, limite de resistência à tração e dureza do material após a etapa de trefilação, bem como a redução da ductilidade. Esse comportamento é esperado, uma vez que o tubo trefilado apresenta uma condição encruada e, conseqüentemente, maior densidade de deslocamentos.

O recozimento pleno, taxa de resfriamento 0,5 °C/s, realizado na matéria-prima laminada apresentou dureza média 207 HV. O valor encontrado está coerente com a dureza indicada (196 HV) após teste de dilatométrica, para a mesma taxa de resfriamento. A diferença de 9 pontos, embora não seja significativa, pode ser associada à temperatura e ao tempo de encharque utilizados em cada um dos tratamentos térmicos.

Os resultados de tamanho de grão estão apresentados na Tabela 4. Ambas as condições apresentam grão de ferrita tamanho 8,0, conforme norma ASTM E112. Não era esperada uma diferença de resultado de tamanho de grão entre as duas condições, uma vez que a trefilação deforma o grão, mas não altera sua área total.

As imagens das microestruturas da matéria-prima laminada recozida e do tubo trefilado podem ser observadas nas Figuras 19 e 20 a seguir.

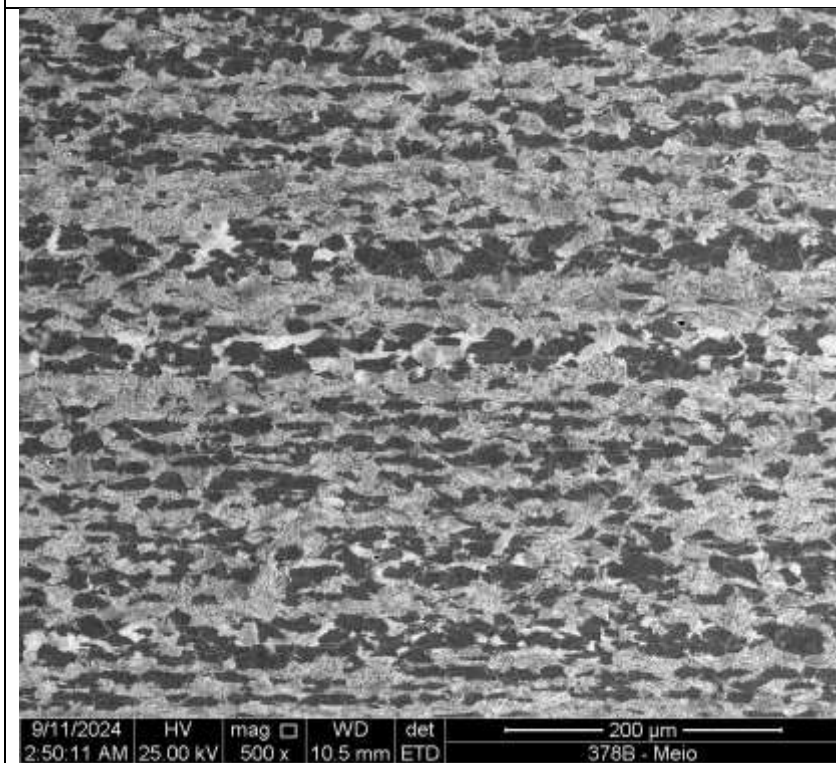
Figura 19 - Microestrutura obtida após recozimento da matéria-prima laminada com (a) 500X e (b) 1000X de ampliação



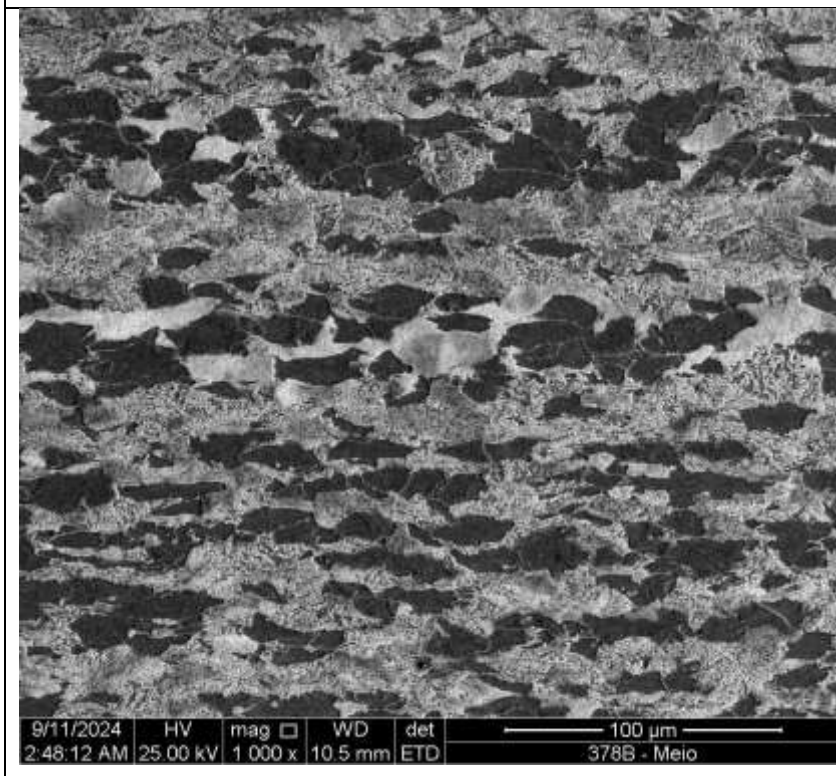
Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 20 - Microestrutura obtida após trefilação com
(a) 500X e (b) 1000X de ampliação.

(a) Trefilado: 500X



(b) Trefilado: 1000X



Fonte: Elaborado pela autora.

Conforme observado, ambas as microestruturas possuem perlita lamelar em matriz ferrítica. A principal diferença entre as duas condições está na deformação dos grãos (encruamento) observada nas imagens correspondentes ao material após trefilação.

5.3 Tratamento Térmico de Recozimento

Os ensaios de tração longitudinal e dureza escala HV foram realizados após ambos os tratamentos térmicos: de recozimento pleno, na taxa de 0,04 °C/s, e recozimento intercrítico. Os resultados podem ser observados na Tabela 5.

Tabela 5 - Resultados de propriedades mecânicas após recozimento pleno e recozimento intercrítico

Tipo de Recozimento	Região do Forno	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)	Tamanho de grão
Recozimento Pleno	Extremidade	368	587	29	175	8,5
	Meio	343	595	28	179	8,5
	Extremidade	370	596	32	177	9,0
	<i>Média</i>	<i>360</i>	<i>593</i>	<i>30</i>	<i>177</i>	<i>-</i>
	<i>Desvio Padrão</i>	<i>15</i>	<i>5</i>	<i>2</i>	<i>2</i>	<i>-</i>
Recozimento Intercrítico	Extremidade	367	523	36	150	8,5
	Meio	349	517	38	153	8,5
	Extremidade	367	527	35	149	8,5
	<i>Média</i>	<i>361</i>	<i>522</i>	<i>36</i>	<i>151</i>	<i>-</i>
	<i>Desvio Padrão</i>	<i>10</i>	<i>5</i>	<i>2</i>	<i>2</i>	<i>-</i>

Fonte: Elaborada pela autora.

Os resultados do teste de tração das duas rotas de recozimento não apresentaram variação em relação ao limite de escoamento. Conforme exposto por Spindola e Buono, o limite de escoamento possui uma grande influência do grau de redução utilizado na deformação a frio prévia²⁶. Considerando que ambas as rotas finais de tratamento térmico partiram de um mesmo material, de mesma rota de processamento e mesmo grau de redução, acredita-se que isso influenciou na semelhança entre os valores de limite de escoamento.

Os resultados de limite de resistência à tração, dureza e alongamento não demonstram o mesmo comportamento citado anteriormente. A resistência à tração e

a dureza são menores no recozimento intercrítico, quando comparado ao recozimento pleno. E, conseqüentemente, o alongamento é mais elevado no recozimento intercrítico. Esse ganho de ductilidade pode ser associado à microestrutura formada na rota intercrítica. Observa-se na Figura 21 uma estrutura lamelar gerada pelo recozimento pleno, enquanto a Figura 22 apresenta uma perlita parcialmente coalescida, ou esboroada. De acordo com Dieter, as características da estrutura são controladas pela quantidade, forma e distribuição da cementita²⁷.

Os resultados de dureza obtidos no recozimento pleno, após processo de trefilação, apresentaram uma dureza média de 177 HV. Esse resultado é maior, quando comparado ao que foi obtido no teste de dilatométrica (diferença de aproximadamente 30 HV, considerando a dureza 146 HV obtida a 0,04 °C/s no teste de dilatométrica). Essa diferença de dureza pode ser atribuída ao trabalho a frio anterior.

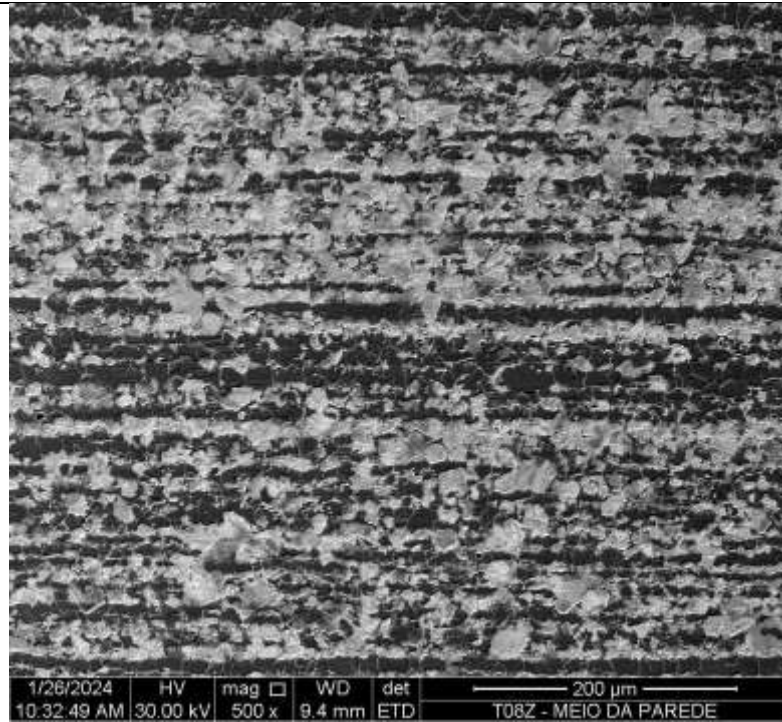
Conforme observado, o tamanho de grão obtido após tratamento térmico de recozimento pleno e intercrítico é menor, quando comparado ao tamanho de grão da matéria-prima recozida. Conforme exposto por Tavakoli, Mirzadeh e Zamani, a cinética da recristalização estática aumenta com o aumento do nível de encruamento (redução) do material, o que causa efeito no tamanho de grão do material após recristalização, mesmo considerando uma taxa de resfriamento mais lenta nos tratamentos térmicos finais²⁸.

O mesmo estudo demonstra que um material submetido a reduções a frio diferentes e posteriormente tratado termicamente com os mesmos parâmetros apresenta dureza final diferente. Isso porque, conforme mencionado anteriormente, o nível de encruamento influenciou na taxa de recristalização do material, e conseqüentemente, no tamanho de grão. Ou seja, os resultados de grão encontrados colaboram para a diferença de dureza encontrada entre o recozimento pleno final e ao que foi obtido na dilatométrica com mesma taxa de resfriamento.

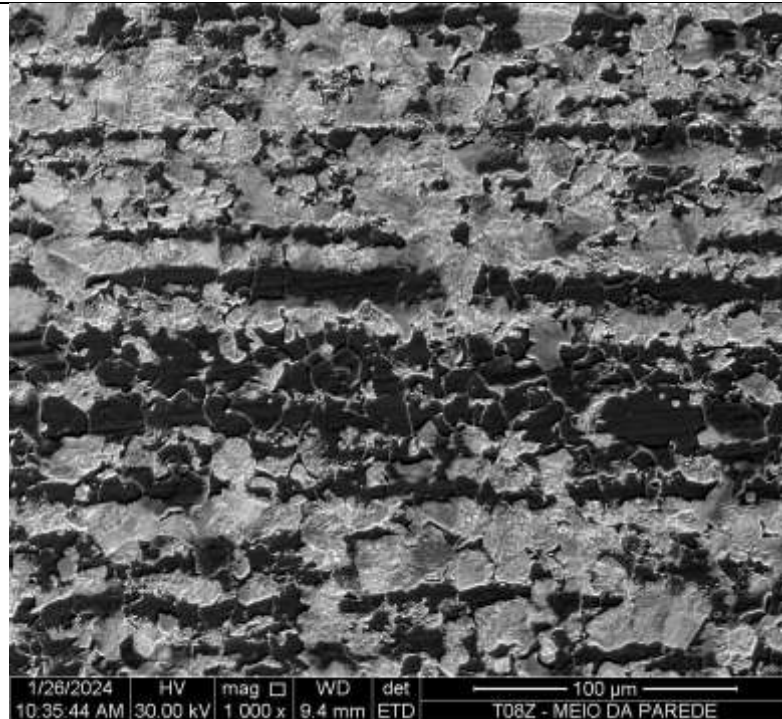
A Figura 21 e Figura 22 apresentam a microestrutura encontrada após recozimento pleno e intercrítico, respectivamente. As imagens foram registradas na longitudinal da amostra (direção de trefilação) e no meio da espessura de parede.

Figura 21 - Microestrutura após recozimento pleno.
Ampliação (a) 500X e (b) 1000X

(a) Recozimento Pleno: 500X



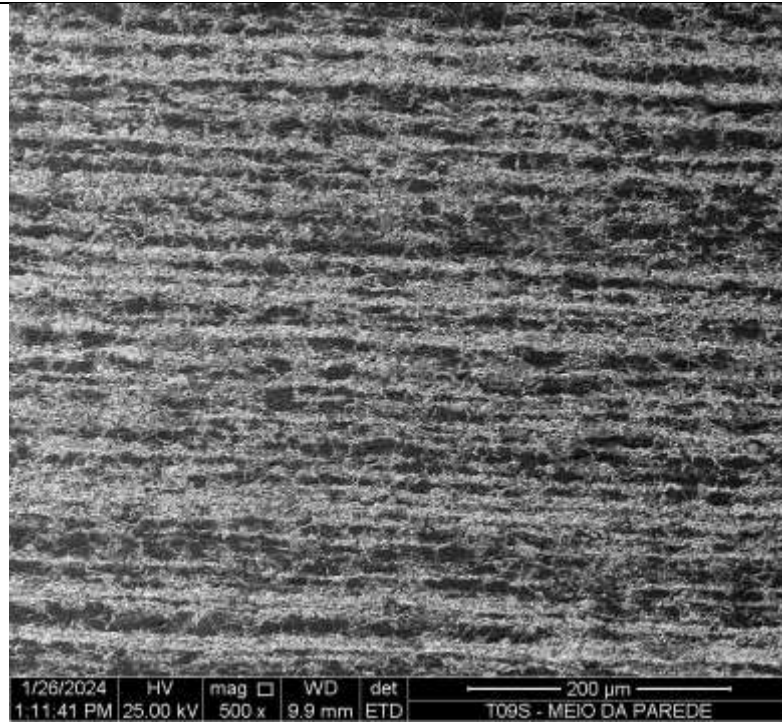
(b) Recozimento Pleno: 1000X



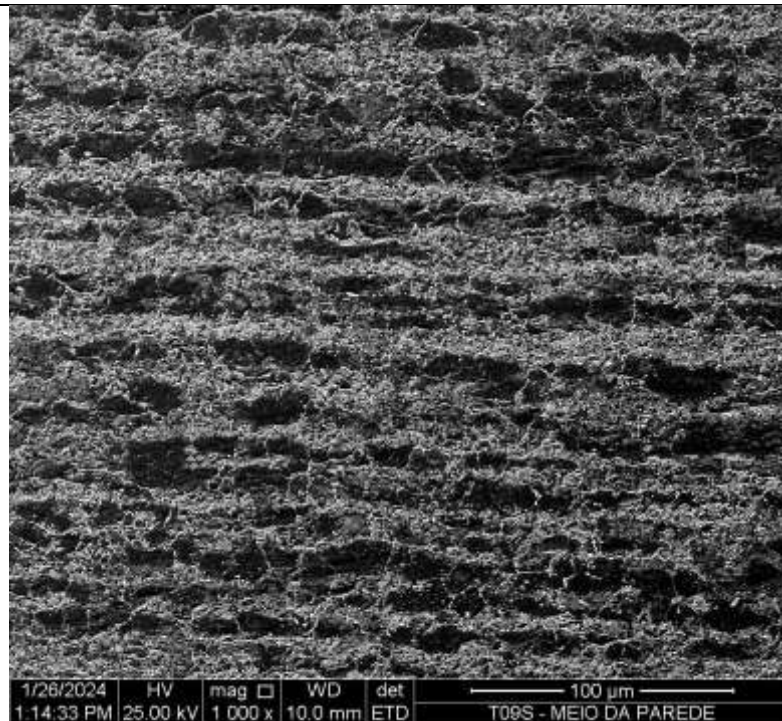
Fonte: Elaborada pela autora.

Figura 22 - Microestrutura após recozimento intercrítico.
Ampliação (a) 500X e (b)1000X

(a) Recozimento Intercrítico: 500X



(b) Recozimento Intercrítico: 1000X



Fonte: Elaborada pela autora.

Na Figura 22, a perlita é parcialmente coalescida ou degenerada, enquanto o recozimento pleno apresenta uma perlita lamelar. Essa diferença na microestrutura explica a maior ductilidade e a menor resistência à tração final gerada pela rota intercrítica, também demonstrada por Bain ao comparar as duas condições da cementita²⁹. O coalescimento da perlita, observada no recozimento intercrítico, está associado ao fato de que a força motriz para a transformação da perlita está relacionada à redução de energia na interface de carboneto, onde o trabalho a frio anterior no material acelera a esferoidização¹².

6 CONCLUSÃO

Diante dos resultados, pode-se concluir que:

- O aço SAE 4130 não apresentou formação de bainita para taxas de resfriamento abaixo de 0,5 °C/s, a partir do teste de dilatométrica;
- As microestruturas obtidas após ensaio de dilatométrica evidenciaram o aumento do espaçamento interlamelar da perlita em taxas de resfriamento mais baixas. Esse comportamento pode ser evidenciado também na redução da dureza;
- A matéria-prima laminada e recozida apresentou dureza similar ao obtido da dilatométrica, para a mesma taxa de resfriamento;
- Após processo de trefilação foram observados aumentos significativos de propriedades mecânicas, conforme esperado. Além disso, o encruamento gerado pelo processamento a frio também foi observado na análise de microestrutura;
- Mesmo após duas rotas distintas de recozimento final, os resultados de limite de escoamento não apresentaram variação. Esse comportamento foi associado ao fato de que ambas as rotas finais de tratamento térmico partiram de um mesmo material, de mesma rota de processamento e mesmo grau de redução no processo de trefilação;
- Em contrapartida, os resultados de limite de resistência à tração e dureza são menores no recozimento intercrítico, quando comparado ao recozimento pleno.
- O alongamento é mais elevado no recozimento intercrítico. Ou seja, a rota associada ao recozimento intercrítico, após processamento a frio, gera um maior ganho de ductilidade.
- Nota-se na rota intercrítica a presença de perlita parcialmente coalescida, ou esboroadada, enquanto o recozimento pleno gerou uma perlita lamelar. Essa diferença de microestrutura explica o ganho de ductilidade no recozimento intercrítico.
- O resultado de dureza após recozimento pleno final (após trefilação) apresentou um valor superior ao alcançado após dilatométrica para a mesma taxa de resfriamento. Essa diferença de dureza foi atribuída ao trabalho a frio anterior.

7 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos apresentam contribuições para o campo da metalurgia física, especialmente no que se refere à otimização dos processos de tratamento térmico aplicados ao eixo MTS. A análise microestrutural e mecânica realizada após os diferentes ciclos térmicos demonstrou que o recozimento intercrítico, mesmo para aço de médio carbono, também apresenta ganho na ductilidade, a partir da formação de perlita parcialmente coalescida.

Do ponto de vista teórico, as informações encontradas contribuem para áreas pouco abordadas na literatura ao apresentar o resultado de dilatométrica para o aço SAE 4130 e os ganhos do recozimento intercrítico após trefilação, em aço médio carbono.

Do ponto de vista industrial, os resultados podem ser aplicados diretamente no ganho de performance no tratamento térmico de tubos trefilados, onde a manutenção da ductilidade é prioritária. A otimização dos parâmetros de tratamento térmico pode levar à redução de custos e aumento da disponibilidade de forno.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, sugere-se:

- Realizar diferentes reduções no processo de trefilação para uma mesma rota de recozimento pleno final. Desta forma, identificar a influência do nível de encruamento no resultado de propriedade mecânica, após recozimento pleno;

- Realizar diferentes reduções no processo de trefilação para uma mesma rota de recozimento intercrítico final, em especial reduções baixas e associadas com baixo nível de encruamento. Desta forma, identificar a influência do encruamento no resultado de propriedade mecânica, após recozimento intercrítico;

- Testes de fadiga em ambas as rotas de recozimento (pleno e intercrítico), de modo a identificar a rota de melhor desempenho;

- Avaliar o desempenho de ambas as rotas no forjamento a frio, de modo a validar a melhor rota;

- Analisar diferença entre TRC real e TRC teórico.

REFERÊNCIAS

- 1 STEYER, V. **Eixos tubulares em material SAE 4130H com camada cementada na parte externa e interna**. 2006. 63 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2006. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/5927/000522094.pdf;jsessionid=3D3156254EFD5C3DC5866749A4849279?sequence=1>. Acesso em: 3 jun. 2025
- 2 AMBORN, P.; GHOSH, S. K.; LEADBETTER, I. K. Modern Side-Shafts for passenger cars: manufacturing processes II - Monobloc Tube Shafts. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 63, p. 225-232, jan.1997.
- 3 MANSUR, R. *et al.* A comparative study of abbreviated heat treatments for SAE 4130 steel after laser welding. **Materials Research**, São Paulo, v. 23, n. 4, jul. 2020. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0162>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/mr/a/j9q3QTnrCfBKTtsNDGfM5bJ/?lang=en>. Acesso em: 3 mar. 2025.
- 4 CHEMICAL COMPOSITIONS OF SAE ALLOY STEELS. **Chemical compositions of SAE Alloy Steels**. [S.l.] USA: SAE INTERNATIONAL, 2009.
- 5 KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Colorado: ASM International, 2015.
- 6 SOUZA, S. A. **Composição química dos aços**. São Paulo: Edgard Blucher, 1989. ISBN: 9788521216490. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788521216490>. Acesso em: 20 mar. 2025.
- 7 ZAMANI, M.; MIRZADEH, H.; GHASEMI, H. M. Mechanical properties and fracture behavior of intercritically annealed AISI 4130 chromoly steel. **Materials Research Express** (on line), v. 5, n. 6, jun. 2018. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aacd96>. Disponível em: <https://inis.iaea.org/records/eyz36-t1f95>. Acesso em: 4 jun. 2025.
- 8 NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, Sh. Effects of silicon content and intercritical annealing on manganese partitioning in dual phase steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 17, n. 5, p. 44-55, may 2010. DOI:10.1016/S1006-706X(10)60098-2
- 9 BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**. Cambridge: Iom Communications, England, 2001.
- 10 BADARUDDIN, M. *et al.* Improvement of low-cycle fatigue resistance in AISI 4140 steel by annealing treatment. **International Journal of Fatigue**, v.125, p. 406-417, 2019.
- 11 CHIAVERINI, V. **Tratamento térmico das ligas metálicas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 272 p.

- 12 O'BRIEN, J. M.; HOSFORD, W. F. Spheroidization of medium-carbon steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v, 6, n.1, p. 69-72, fev.1997.
- 13 ALZA, V. A. Spheroidizing in Steels: processes, mechanisms, kinetic and microstructure. **IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering**, v. 18, n. 3, p. 63-81, jun. 2021. DOI: 10.9790/1684-1803036381
- 14 TIAN, Y. L.; KRAFT, R. W. Mechanisms of pearlite spheroidization. **Metallurgical Transactions A**, v. 18, p. 1403-1414, 1987. <https://doi.org/10.1007/bf02646654>.
- 15 CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2016.
- 16 VOORT, G. F. V; ROÓSZ, A. Measurement of the Interlamellar spacing of pearlite. **Metallography**, v. 17, p. 1-17, 1984.
- 17 HOWELL, P. R. The pearlite reaction in steels: mechanisms and crystallography. **Elsevier**, v. 40, n. 4-5, p. 227-260, 1998.
- 18 BHADESHIA, H. K. D. H. Martensite and bainite in teels: transformation mechanism and mechanical properties. **Journal de Physique**, v. 7, n. 5, p. 367-376, 1997. ISSN: 1155-4339
- 19 GENSAMER, M. *et al.* The tensile properties of pearlite, bainite, and spheroidite. **Metallography, Microstructure and Analysis**, v. 1, p. 171–189, 2012. <https://doi.org/10.1007/s13632-012-0027-7>.
- 20 IZOTOV, V. V. *et al.* Influence of the pearlite fineness on the mechanical properties, deformation behavior, and fracture characteristics of carbon steel. **The Physics of Metals and Metallography**, p. 549-460, 2007.
- 21 BULTEL, H.; VOGT, J. B. Influence of heat treatment on fatigue behaviour of 4130 AISI steel. **Elsevier**, p. 917–924, 2010.
- 22 TRZASKA, J. Empirical formulas for calculating continuous cooling transformation diagrams. **Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering**, v. 1, n. 97, p. 21-30, nov. 2019. DOI: 10.5604/01.3001.0013.7946.
- 23 A370 Standard Test Method and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. [S. I.]: ASTM International, 2019.
- 24 E384 - 17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. [S. I.]: ASTM International, 2017.
- 25 E112 Standard Test Method for Determining Average Grain Size. [S. I.]: ASTM International, 2013.
- 26 SPINDOLA, M. O.; BUONO V. T. L. Effect of intercritical annealing with high cooling rate associated with cold deformation and subcritical annealing on

microstructure and mechanical properties of SAE 52100. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 4, p. 9136-9141, 2020.

27 DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. London: McGraw-Hill, 1988.

28 TAVAKOLI, M.; MIRZADEH, H.; ZAMANI, M. Static recrystallization kinetics of ferrite in cold-deformed medium carbon steel. **Materials Research Express**, v. 6, jan. 2020.

29 BAIN, E. C. **Functions of the alloying elements in steels**. Pittsburgh: U. S. Steel Corporation, 1945.