



**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
CAMPUS TIMÓTEO**

THAÍS MARTINS SILVA DRUMOND

**INFLUÊNCIA DO CICLO DE RESFRIAMENTO LENTO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AISI
1012 COM E SEM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

TIMÓTEO/MG

2025

THAÍS MARTINS SILVA DRUMOND

**INFLUÊNCIA DO CICLO DE RESFRIAMENTO LENTO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AISI
1012 COM E SEM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

Proposta de Trabalho de Conclusão de Curso apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica, do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG, como requisito parcial para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientadora: Dra. Karina Aparecida Martins Barcelos

Coorientador: Dr. Erriston Campos Amaral

TIMÓTEO/MG

2025

Drumond, Thais Martins Silva
D785e Influência do ciclo de resfriamento na microestrutura e
propriedades mecânicas de aços AISI 1012 com e sem adição
de Nióbio /Thaís Martins Silva Drumond . – 2025.
53 f. : il.
Orientadora: Karina Aparecida Martins Barcelos
Orientador: Erriston Campos Amaral
Trabalho de conclusão de curso (Graduação) – Centro Federal
de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Engenharia Metalúrgica,
Departamento de Metalurgia e Química, Timóteo, 2025.
Bibliografia.
1. Aço de baixo carbono . 2. Nióbio. 3. Manganês . 4.
Recozimento pleno. . I. Barcelos, Karina Aparecida Martins
II. Amaral, Erriston Campos. III. Título

CDU: 621.785.3

FOLHA DE APROVAÇÃO

THAÍS MARTINS SILVA DRUMOND

INFLUÊNCIA DO CICLO DE RESFRIAMENTO LENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AISI 1012 COM E SEM ADIÇÃO DE NIÓBIO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica, do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG, como requisito parcial para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Timóteo, 15 de dezembro de 2025



Documento assinado digitalmente
KARINA APARECIDA MARTINS BARCELOS GONC
Data: 06/01/2026 16:51:30-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Presidente e Orientadora: Dra. Karina Aparecida Martins Barcelos
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG – Campus Timóteo



Documento assinado digitalmente
ERRISTON CAMPOS AMARAL
Data: 07/01/2026 13:45:58-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Membro Titular e Coorientador: Dr. Erriston Campos Amaral
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG – Campus Timóteo



Documento assinado digitalmente
VALMIR DIAS LUIZ
Data: 08/01/2026 19:55:39-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Membro Titular: Dr. Valmir Dias Luiz
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG – Campus Timóteo



Documento assinado digitalmente
ALEX JUNIO SANTOS SILVA
Data: 08/01/2026 08:33:30-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Membro Titular: Eng. Alex Junio Santos Silva
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG – Campus Timóteo

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, pela força, sabedoria e discernimento que me concedeu em todos os momentos desta jornada. À minha família, meu porto seguro. Por todo o apoio, compreensão, pelas palavras de ânimo nos momentos de cansaço e por acreditarem em mim.

AGRADECIMENTOS

A Deus, primeiramente, por ser minha fortaleza e guia. Pela sabedoria concedida nos momentos de dificuldade e pela fé que me permitiu superar cada obstáculo e concluir esta importante etapa em minha vida.

Aos meus pais, Juciene Aparecida Martins Silva Drumond e Anísio Aparecido Drumond Araújo, meu alicerce e maior inspiração. Agradeço por todo o sacrifício, amor incondicional e, principalmente, por acreditarem em mim antes de todos. Esta conquista é o reflexo direto da educação e dos valores que me deram.

À minha família, em especial minha irmã Juliana Aparecida Martins Silva Drumond e meu irmão Mateus Silva Araújo, pelo carinho constante, pela torcida e pelas palavras de incentivo. Saber que tinha o apoio de vocês tornou a caminhada mais leve.

A minha orientadora, Professora Dra. Karina Aparecida Martins Barcelos e meu Coorientador Professor Dr. Erriston Campos Amaral. Agradeço imensamente pela paciência, pela confiança depositada, pelas correções precisas e pela excelência na condução deste trabalho. Seus ensinamentos foram cruciais não apenas para este TCC, mas para minha formação profissional.

Aos meus colegas de faculdade, em especial a Igor Augusto, por sua ajuda fundamental no andamento deste estudo, sempre demonstrando disposição para me auxiliar, incentivar e orientar. Ao meu professor Me. Matheus Mello Pereira pelo apoio, incentivo e ensinamento durante minha carreira acadêmica.

A todos, minha eterna gratidão.

RESUMO

Este trabalho investiga a influência da substituição do manganês (Mn) pelo nióbio (Nb) na composição química de aços de baixo carbono submetidos a diferentes tratamentos térmicos, especificamente recozimento pleno e normalização. A pesquisa analisa a relação entre a composição química, o ciclo de resfriamento lento e as mudanças na microestrutura, bem como nas propriedades mecânicas do material. Para isso, foram preparadas amostras dos aços SAE1012 com e sem adição de nióbio e aplicados tratamentos térmicos com dois perfis de resfriamento, sendo ao ar e dentro do forno. Posteriormente, realizaram-se análises metalográficas e ensaios de dureza para avaliar as transformações microestruturais e os efeitos mecânicos decorrentes. Os resultados indicam que a adição de nióbio promove o refinamento do grão, retarda a recristalização e melhora as propriedades mecânicas do aço, evidenciando seu potencial para aplicações industriais que demandem maior resistência e tenacidade.

Palavras-chave: Aço de baixo carbono; Nióbio; Manganês; Recozimento; Normalização.

ABSTRACT

This study investigates the influence of replacing manganese (Mn) with niobium (Nb) in the chemical composition of low-carbon steels subjected to different heat treatments, specifically full annealing and normalization. The research analyzes the relationship between chemical composition, slow cooling cycle, and changes in the material's microstructure and mechanical properties. Samples of SAE 1012 steels with and without niobium addition were prepared and subjected to heat treatments with two cooling profiles: in air and inside the furnace. Subsequently, metallographic analyses and hardness tests were performed to evaluate the microstructural transformations and resulting mechanical effects. The results indicate that niobium addition promotes grain refinement, delays recrystallization, and improves the steel's mechanical properties, demonstrating potential for industrial applications requiring greater strength and toughness.

Keywords: Low carbon steel; Niobium; Manganese; Annealing; Normalization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de Fases Ferro Carbono.....	16
Figura 2 - Classificação dos aços segundo os critérios de composição química e estrutura	18
Figura 3 - Curvas de Transformação TRC e TTT.....	19
Figura 4 - Efeito do endurecimento causado pela adição de elemento de liga no ferro puro.	21
Figura 5 - Efeito dos elementos no processo de recristalização.	25
Figura 6 - Microestrutura do aço AISI1012 com manganês (a) e AISI 1012Nb (b)	26
Figura 7 - Dependência da temperatura eutetóide em relação à concentração de vários elementos de liga no aço.....	27
Figura 8 - Ciclo térmico esquemático do tratamento de normalização.....	30
Figura 9 - Dependência da resistência ao escoamento (a) e à tração (b), ambas expressas em MPa, em função dos teores de Nb e Mn, para chapas de aço com 0,10% de C com espessura entre 8 e 12 mm	31
Figura 10 - Adição de nióbio necessária para compensar a perda de resistência ao escoamento resultante da redução do teor de manganês em aços estruturais com resistência ao escoamento menor ou igual a 355 Mpa.....	32
Figura 11 - Representação esquemática das amostras.	34
Figura 12 - Micrografia da amostra AISI 1012 sem tratamento térmico: (a) Microestrutura ferrita (F) e constituinte perlita (P); (b) ampliação da perlita	38
Figura 13 - Micrografia da amostra AISI 1012 Nb sem tratamento térmico	39
Figura 14 - Micrografia da amostra AISI 1012 após recozimento pleno.	40
Figura 15 - Micrografia da amostra AISI 1012 Nb.....	41
Figura 16 - Micrografia da amostra AISI 1012, normalizado à 880°C.....	42
Figura 17 - Micrografia da amostra AISI 1012Nb, normalizado à 913°C	43
Figura 18 – Valores de dureza Vickers das amostras AISI 1012. Cada valor apresentado é resultado de uma média obtida a partir de dez indentações realizadas para cada condição.....	45
Figura 19 - Valores de dureza Vickers das amostras 1012Nb. Cada valor apresentado é resultado de uma média obtida a partir de dez indentações realizadas para cada condição.....	47

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais aplicações do Nb no mundo.....	24
Tabela 2 - Composição química (% em peso) das amostras de aço AISI 1012 e aço AISI 1012Nb.	33
Tabela 3 - Dureza Vickers das amostras sem tratamento e com tratamento térmico.....	44
Tabela 4 - Quantificação das fases e tamanho de grão obtidas através do software ImageJ. ...	48

LISTA DE QUADROS

Quadro 1- Efeito dos elementos de liga no aço.....	20
Quadro 2 - Dados para tratamento térmico de recozimento e normalização para os aços AISI1012 e AISI1012Nb.....	35

LISTA DE SIGLAS

NBR	Norma Brasileira
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Nb	Nióbio
Mn	Manganês
Si	Silício
Al	Alumínio
B	Boro
Cu	Cobre
Pb	Chumbo
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
Co	Cobalto
TRC	Transformação por Resfriamento Contínuo
TTT	Tempo × Temperatura × Transformação
Mf	Martensita final
C	Carbono
Cr	Cromo
S	Enxofre
Fe	Ferro
MnS	Sulfeto de Manganês
FeMn	Ferro-Manganês
Ti	Titânio
Nb	Nióbio
V	Vanádio
Mo	Molibdênio
α	Ferrita
Fe₃C	Cementita
TG	Tamanho de Grão
APERAM	Aperam South América
SiC	Carbeto de silício
NbC	Carbeto de Nióbio
CMn	Carbono Manganês
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MO	Microscopia Óptica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	OBJETIVOS.....	15
2.1	OBJETIVO GERAL	15
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
3	REVISÃO DA LITERATURA	16
3.1	AÇO CARBONO	16
3.1.1	Efeito dos elementos de liga no aço carbono.....	18
3.1.2	Efeito do teor de Manganês (Mn) na composição química do aço carbono.....	22
3.1.3	Efeito do teor de Nióbio (Nb) na composição química do aço carbono.....	23
3.2	TRATAMENTO TÉRMICO	26
3.2.1	Tratamento Térmico de Recozimento Pleno.....	28
3.2.2	Tratamento Térmico de Normalização	29
3.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS	30
4	MATERIAIS E MÉTODOS	33
4.1	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	33
4.2	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	33
4.2.1	Tratamento térmico.....	34
4.3	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	35
4.3.1	Análise Metalográfica	35
4.3.2	Ensaio de Dureza	36
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO COMO RECEBIDO	38
5.2	EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA.....	40
5.2.1	Tratamento térmico de Recozimento	40
5.2.2	Tratamento térmico de Normalização.....	41
5.3	EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA DUREZA	43
5.4	ANÁLISE MICROESTRUTURAL UTILIZANDO SOFTWARE IMAGEJ.....	47
6	CONCLUSÕES OU CONSIDERAÇÕES FINAIS	49
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	50
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA.....	53

1 INTRODUÇÃO

A seleção adequada de materiais constitui um aspecto crucial em projetos de engenharia, uma vez que impacta diretamente a durabilidade, a segurança e o desempenho estrutural das aplicações. Entre os materiais amplamente empregados em múltiplas áreas, o aço carbono se destaca por suas propriedades, que incluem elevada resistência mecânica, boa tenacidade e uma excelente relação custo-benefício. Isso o torna uma das opções mais viáveis e economicamente favoráveis para diversos setores da indústria e da engenharia. A versatilidade do aço é atribuída à sua ampla variedade de composições químicas e processos de fabricação, os quais podem ser adaptados às exigências específicas de cada aplicação, consolidando-o como o material mais versátil entre as ligas metálicas (RED HILL, 1982; SILVA, 2015).

Um aspecto relevante na composição química do aço carbono é a adição de elementos de liga, como o nióbio (Nb), que pode substituir o manganês (Mn) em certas ligas. O nióbio é reconhecido por suas propriedades que melhoram a resistência e a tenacidade dos aços, além de contribuir para a redução de custos e a melhoria das características mecânicas do material (JANSTO, 2018). A substituição do Mn pelo Nb pode, portanto, resultar em aços com propriedades superiores, adequados para aplicações que exigem alta performance e resistência a deformações. Estudos recentes, elaborados pelos autores Gorni *et al.* (2022), demonstraram que essa substituição pode otimizar as propriedades mecânicas dos aços estruturais de baixo carbono, ampliando suas aplicações na engenharia.

A modificação das propriedades dos aços, como dureza, ductilidade, resistência e fragilidade, pode ser alcançada por meio da adição de elementos químicos e modificações na rota de processamento termomecânico. Dentre esses processos destaca-se o tratamento térmico, amplamente aplicado em ligas metálicas. O tratamento térmico envolve parâmetros como temperatura de aquecimento, tempo de permanência (também denominado encharque) e taxa de resfriamento. Essas operações controladas de aquecimento e resfriamento visam alterar as propriedades físicas e mecânicas dos aços por meio da modificação da sua estrutura cristalina interna (CHIAVERINI, 2003; KRAUSS, 2003).

Neste contexto, o presente estudo propõe a realização de tratamentos térmicos de normalização e recozimento pleno em um aço de baixo teor de carbono, com aproximadamente 0,20 % em

peso de carbono. Além disso, será investigada a substituição do manganês presente na composição química do material pelo nióbio. A análise da microestrutura e propriedade mecânica será conduzida com o objetivo de avaliar o comportamento do material sob diferentes condições térmicas. A relevância deste tema reside na possibilidade de otimização das propriedades mecânicas dos aços de baixo carbono, contribuindo para a inovação e melhoria na aplicação desses materiais na indústria.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Investigar a influência da substituição do Mn pelo Nb em uma liga de baixo teor de carbono avaliando seu impacto na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material sob diferentes condições de tratamento térmico, como recozimento pleno e normalização.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar as mudanças na microestrutura dos aços carbono convencionais e com adição de Nb após a realização dos tratamentos térmicos.
- Avaliar o efeito do resfriamento lento sobre a microestrutura e propriedades resultantes dos materiais.
- Investigar o impacto da substituição do manganês pelo nióbio nas propriedades mecânicas relacionadas a dureza e ductilidade, após a aplicação dos diferentes tratamentos térmicos.

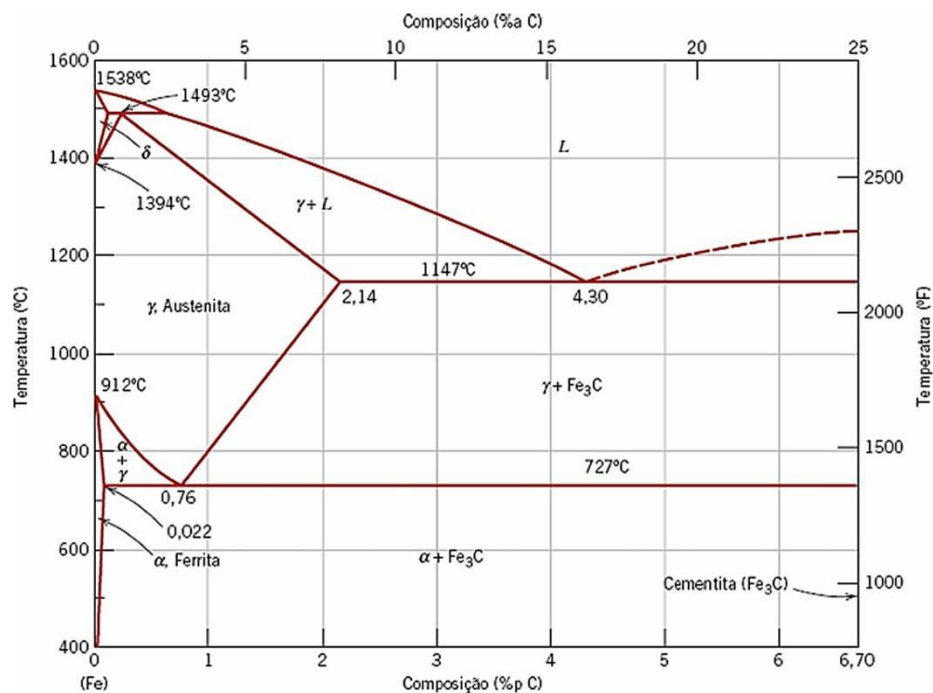
3 REVISÃO DA LITERATURA

Os tópicos discutidos neste capítulo fundamentam teoricamente a classificação do aço carbono, bem como a influência dos elementos químicos adicionados à liga metálica e sua relevância na formação da microestrutura após os tratamentos térmicos de recozimento pleno e normalização.

3.1 AÇO CARBONO

Em conformidade com a Norma Brasileira (NBR) 6006 da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), são denominados de aço carbono os aços cujos teores de silício (Si) e manganês não ultrapassem os 0,6% e 1,65% em peso, respectivamente, e possuam ainda teor máximo de 0,1% alumínio (Al), teor mínimo de 0,0005% boro (B), teor máximo de 0,3 % cobre (Cu) e/ou teor máximo de 0,35% chumbo (Pb); mesmo quando adicionado na composição outros elementos de liga para melhorar a característica de usinabilidade do aço, este ainda será denominado como aço carbono (CHIAVERINI, 2005; TOTTEN, 2006). Essa classificação é fundamental, pois o teor de carbono exerce influência direta sobre as propriedades mecânicas e físicas do material, como resistência mecânica, ductilidade e durabilidade. A Figura 1 apresenta o diagrama de fases Ferro-Carbono, elaborado sob condições de equilíbrio termodinâmico, que é essencial para compreender as transformações microestruturais e propriedades dos aços.

Figura 1 - Diagrama de Fases Ferro Carbono.

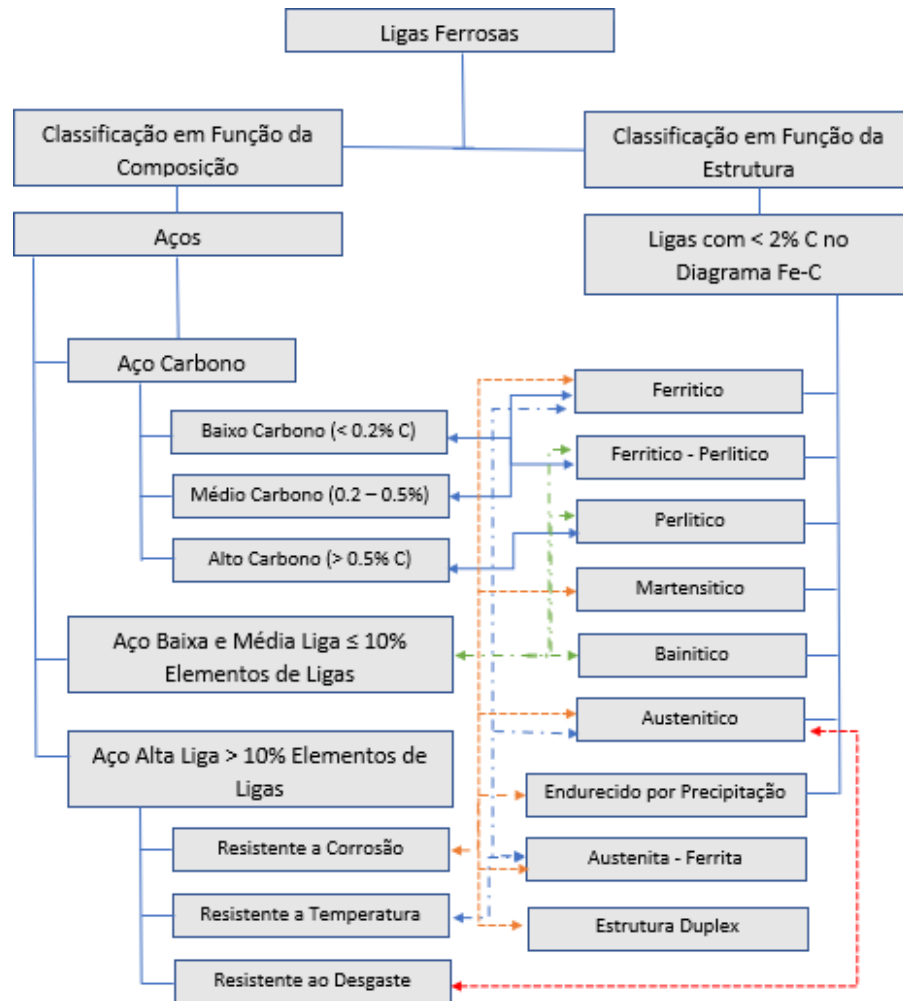


Fonte: Adaptado de Callister (2016).

Quando se analisa a estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), observa-se que ela se desenvolve pela combinação de ferro com carbono, apresentando uma solubilidade máxima de aproximadamente 0,02% na rede cristalina. Essa limitação de solubilidade é importante, pois determina a capacidade do ferro em dissolver carbono em sua estrutura, o que afeta diretamente a formação de fases como a cementita durante o resfriamento do aço. Por outro lado, a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) possui um limite de solubilidade que pode alcançar até 2,11%, permitindo que uma quantidade substancial de carbono ocupe os espaços intersticiais da rede cristalina do ferro. Dessa forma, a compreensão da relação entre a composição química dos aços carbono e suas respectivas microestruturas é essencial para o desenvolvimento de ligas com propriedades específicas, atendendo às demandas variadas da indústria metalúrgica moderna. A pesquisa contínua nesse campo, é crucial para a inovação e aprimoramento das aplicações dos aços carbono em diversos setores industriais (RED HILL, 1982; KRAUSS, 2003; SILVA, 2015).

Conforme a Figura 2, os aços carbono são, por sua vez, subdivididos em diferentes classes, que vão desde os aços de baixo carbono, utilizados em aplicações que requerem alta conformabilidade, até os aços de alto carbono, que são empregados em situações que demandam elevada resistência ao desgaste (ASM HAND BOOK, 2004). A microestrutura resultante dessa liga metálica é organizada em conformidade com a estrutura cúbica cristalina, a qual se forma a partir da interação entre o carbono e o ferro. O átomo de carbono, ao se alojar nos interstícios da rede cristalina, exerce uma influência significativa sobre a solubilidade mínima na estrutura do ferro, sendo que essa interação é crucial para a formação de diferentes fases durante o processamento térmico e mecânico do aço (SOUZA, 1989).

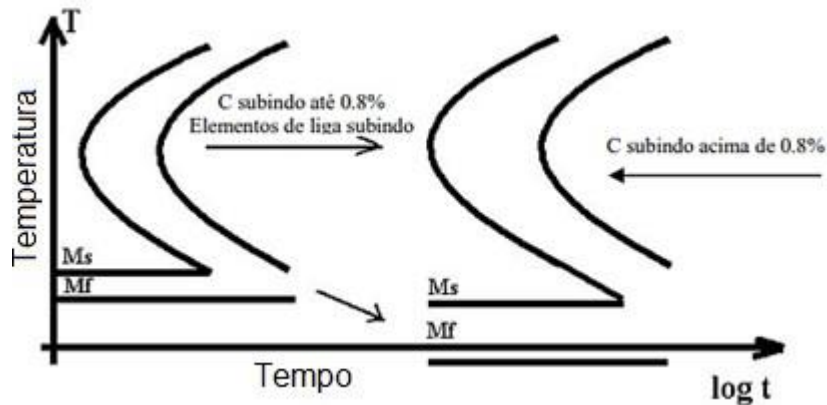
Figura 2 - Classificação dos aços segundo os critérios de composição química e estrutura.



Fonte: Adaptado de Totten (2006).

3.1.1 Efeito dos elementos de liga no aço carbono

De forma geral, a adição de elementos de liga, com exceção do alumínio (Al) e do cobalto (Co), nos aços tende a deslocar as curvas de transformação nos diagramas de transformação por resfriamento contínuo (TRC) e nos gráficos de tempo $\times$ temperatura $\times$ transformação (TTT) para a direita e para baixo, conforme ilustrado na Figura 3 (AMS INTERNACIONAL, 1990; NOVIKOV, 1994; TOTTEN, 2006).

Figura 3 - Curvas de Transformação TRC e TTT.

Fonte: Adaptado de Callister (2016).

Uma particularidade que distingue o carbono dos demais elementos de liga é que ele provoca um deslocamento da curva de transformação para a direita e para baixo, desde que sua concentração no aço não ultrapasse 0,8%, conhecido como "ponto eutetóide" ou composição eutetóide. Nesse ponto, o deslocamento atinge seu máximo para a direita; contudo, quando a porcentagem de carbono no aço excede 0,8%, a curva tende a se deslocar para a esquerda e para baixo. Dependendo do elemento de liga e de sua concentração no aço, a linha de transformação correspondente à martensita final (Mf) nos diagramas de transformação pode ser deslocada para valores negativos de temperatura. Se o resfriamento deste aço ocorrer à temperatura ambiente, a linha final de transformação Mf não será cruzada, resultando na formação de fases martensítica não revenida e austenita retida no aço (KRAUSS, 2003; TOTTEN, 2006).

Dessa forma, os elementos de liga desempenham um papel crucial nas propriedades dos aços carbono, influenciando sua microestrutura e, conseqüentemente, suas características mecânicas (REGIS E BARRA, 2010).

A compreensão do efeito sinérgico desses elementos é fundamental para o desenvolvimento de aços com propriedades mecânicas otimizadas, adequadas a aplicações específicas na indústria metalúrgica. Autores como Krauss (2003) e Totten (2006) descrevem o efeito de alguns elementos de liga e suas propriedades na composição do aço carbono conforme apresentado no Quadro 1.

Quadro 1- Efeito dos elementos de liga no aço.

EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS	
ELEMENTOS	PRINCIPAIS EFEITOS
C	Aumento da dureza.
Mn	Combate a fragilidade a quente devido à presença do enxofre, aumenta a resistência mecânica, aumento da forjabilidade, melhora a temperabilidade, aumenta o limite elástico, diminui a ductilidade, aumenta a probabilidade de trinca quando submetido à têmpera.
Nb	Tende a aumentar a resistência mecânica em aços estruturais de alta resistência e baixa liga.
W	Aumenta consideravelmente a dureza e resistência a tração em altas temperaturas, além de formar carbonetos que são utilizados em aços ferramenta.
V	Tende a diminuir o tamanho de grão, eleva a resistência ao desgaste em altas temperaturas, tende a retardar o tratamento térmico, aumenta a resistência à tração e ao impacto.
Ti	Melhora a tenacidade, eleva a resistência a corrosão, melhora as propriedades mecânicas em altas temperaturas.

Fonte: Autora (2025).

Chiaverini (2005) analisou a relevância dos elementos químicos nos aços, destacando que a seleção e a concentração desses elementos são fundamentais para a otimização das propriedades mecânicas do material. O autor observou que a microestrutura resultante da adição de elementos de liga pode ser manipulada por meio de tratamentos térmicos, os quais afetam diretamente a dureza e a resistência do ferro. O carbono (C) destaca-se como o principal elemento de liga que influencia o ponto eutetóide. O aumento da concentração de carbono provoca o deslocamento do ponto eutetóide para temperaturas mais elevadas, promovendo incremento na dureza do aço. Além disso, a presença de carbono impacta a quantidade e a morfologia da perlita formada durante o resfriamento.

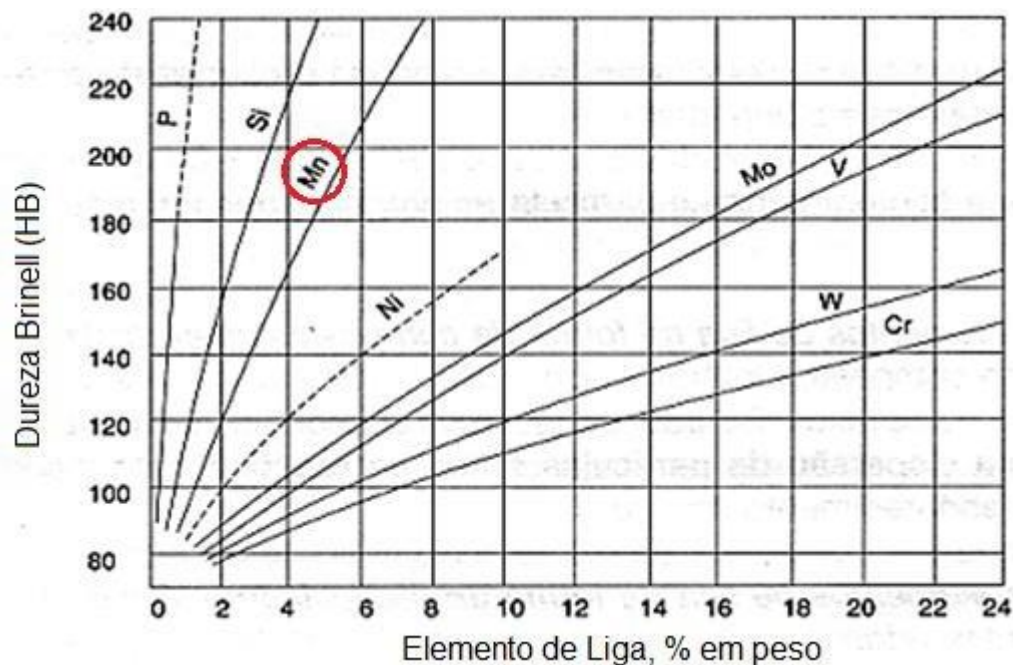
A incorporação de cromo (Cr) ao aço eleva igualmente o ponto eutetóide e contribui para a melhoria da resistência à corrosão atmosférica e à oxidação, além de aumentar a dureza do material. O cromo favorece a formação de martensita durante o resfriamento rápido, sendo desejável em aplicações que requerem alta dureza.

O níquel (Ni) é outro elemento de liga que eleva tanto a tenacidade quanto a resistência ao impacto do aço, além de aumentar o ponto eutetóide. Este elemento é particularmente benéfico em aços destinados a ambientes de baixa temperatura, onde a ductilidade é uma característica essencial. Por sua vez, o manganês (Mn) exerce efeito significativo sobre o ponto eutetóide, atuando como estabilizador da austenita. O manganês aumenta a solubilidade do carbono na austenita, permitindo que o ponto eutetóide ocorra a temperaturas mais elevadas. Como

resultado, obtém-se uma microestrutura mais homogênea e uma melhor resistência ao impacto (JANSTO, 2018).

A adição de elementos de liga não altera apenas o ponto eutetóide, mas também influencia a microestrutura subsequente do aço. Por exemplo, a presença de elementos como cromo e níquel pode promover a formação de martensita durante o resfriamento, resultando em aumento considerável da dureza e resistência do material, conforme apresentado na Figura 4. Essas modificações microestruturais são cruciais para determinar as propriedades mecânicas do aço e sua adequação a diferentes aplicações industriais.

Figura 4 - Efeito do endurecimento causado pela adição de elemento de liga no ferro puro.



Fonte: Adaptado de Chiaverini (2005).

A influência dos elementos de liga no aço carbono é multifacetada e abrange não apenas a alteração do ponto eutetóide, mas também a modificação das transformações de fase e das propriedades mecânicas finais do material. Conforme destacado por Krauss (2003) e Totten (2006), elementos como o nióbio (Nb) e o molibdênio (Mo) atuam como retardadores das transformações de fase, deslocando as curvas dos diagramas TTT e TRC, o que possibilita a obtenção de microestruturas mais refinadas e propriedades mecânicas superiores, como maior resistência e tenacidade. Além disso, a precipitação de carbonetos finos, especialmente promovida por elementos como o nióbio, contribui para o endurecimento por precipitação, reforçando a matriz ferrítica e retardando o crescimento do grão durante os tratamentos térmicos

(JANSTO, 2018). Esse efeito é particularmente desejável em aços de baixo carbono, nos quais a obtenção de alta resistência sem perda significativa de ductilidade é um desafio constante.

Dessa forma, a compreensão detalhada dos efeitos combinados dos elementos de liga e dos tratamentos térmicos é essencial para o desenvolvimento de aços com propriedades otimizadas para aplicações específicas na indústria metalúrgica moderna. A pesquisa contínua e o avanço tecnológico nessa área possibilitam a inovação em materiais, contribuindo para a eficiência, segurança e sustentabilidade dos processos produtivos.

3.1.2 Efeito do teor de Manganês (Mn) na composição química do aço carbono

O manganês é um dos principais elementos de liga que compõem a estrutura do aço carbono, apresentando teores que variam de aproximadamente 0,40% a 1,60% em peso (COLPAERT, 1974; RAMOS, 1989; AMS INTERNACIONAL, 1990). Sua adição desempenha funções cruciais, não apenas no ajuste das propriedades mecânicas, mas também na modificação da microestrutura do material. Uma das funções primordiais do manganês é atuar como estabilizador da austenita, aumentando a solubilidade do carbono e permitindo que o ponto eutetóide ocorra a temperaturas mais elevadas. Essa modificação resulta em uma microestrutura mais homogênea e confere ao aço uma melhor resistência ao impacto, tornando-o adequado para aplicações que exigem alta tenacidade (RAMOS, 1989).

Segundo Ramos (1989), o manganês também atua como um agente desoxidante, reagindo diretamente com o enxofre para prevenir fissuras, ao mesmo tempo em que aumenta a resistência mecânica do material. A afinidade do manganês pelo enxofre (S) é superior à do ferro (Fe), o que contribui para a forjabilidade do aço, resultando na formação de sulfeto de manganês (MnS). Segundo Totten (2006), o manganês é relevante para a temperabilidade, pois contribui para o aumento da resistência ao limite elástico. Contudo, é importante ressaltar que o excesso de manganês pode resultar em fragilidade do material, diminuindo a ductilidade e aumentando a probabilidade de trincas durante o tratamento térmico com resfriamento rápido (COLPAERT, 1974).

Além disso, a literatura recente evidencia a importância do manganês na modificação das propriedades mecânicas dos aços carbono. Um estudo comparativo realizado por Ferro e

Generoso (2024) analisou a estampabilidade entre um aço micro ligado e um aço carbono-manganês, demonstrando como a presença do manganês influencia positivamente a resistência e a ductilidade do material. Outro estudo conduzido por Vitorino (2025), investigou as propriedades mecânicas de um aço de baixo carbono envelhecido artificialmente, ressaltando a relevância dos elementos de liga, como o manganês, na melhoria das características mecânicas do aço.

No entanto, conforme destacado por Gorni (2022), o uso de manganês pode apresentar algumas limitações. Teores superiores a 0,80% exigem a adição de grandes quantidades de ferro-manganês (FeMn), o que pode reduzir a vida útil do revestimento refratário do conversor e intensificar a refosforação. Além disso, o manganês tende a se segregar intensamente no centro da espessura das placas produzidas por lingotamento contínuo, comprometendo a qualidade do produto e propriedades mecânicas, como a tenacidade. Esses aspectos ressaltam a complexidade do papel do manganês na composição do aço carbono e a necessidade de uma análise cuidadosa de suas concentrações e efeitos para otimizar as propriedades do material em diversas aplicações industriais.

3.1.3 Efeito do teor de Nióbio (Nb) na composição química do aço carbono

De acordo com Jansto (2018), os aços micro ligados vêm sendo cada vez mais estudados. Esses aços são de baixo teor de carbono, cuja resistência mecânica é incrementada com a adição de elementos de liga, como titânio (Ti), nióbio (Nb), vanádio (V), boro (B) ou molibdênio (Mo). Esses elementos de liga tendem a melhorar as propriedades mecânicas por meio do refinamento de grãos, fortalecimento por dispersão, solução sólida e discordâncias. O nióbio, em especial, tem sido aplicado nessas microligas em teores da ordem de 0,03%. Esse percentual promove um aumento de 20 a 30% na resistência mecânica em aços carbono comuns (COSTA E SILVA, 2008).

O Brasil detém aproximadamente 98% das reservas mundiais conhecidas de nióbio, contido principalmente nos minerais Columbita-Tantalita e Pirocloro. Logo atrás vêm o Canadá, com 1%, e a Austrália, com 0,46%. Isso torna o Brasil o maior produtor de nióbio, com uma produção que representa cerca de 90% da oferta global. As reservas brasileiras estão distribuídas entre os estados de Minas Gerais, Amazonas e Goiás. Devido a suas características

de baixa dureza e alta resistência, os aços micro ligados são geralmente mais utilizados nas indústrias automotiva, aeroespacial, bélica e nuclear (SILVEIRA, 2013).

De acordo com Lima (2010), o nióbio é um elemento versátil, cujos usos atuais abrangem desde sua aplicação na fabricação de aços estruturais e aços destinados à indústria automotiva até materiais utilizados em motores a jato e turbinas a gás. A este respeito, a Tabela 1 apresenta as principais aplicações do nióbio no mundo.

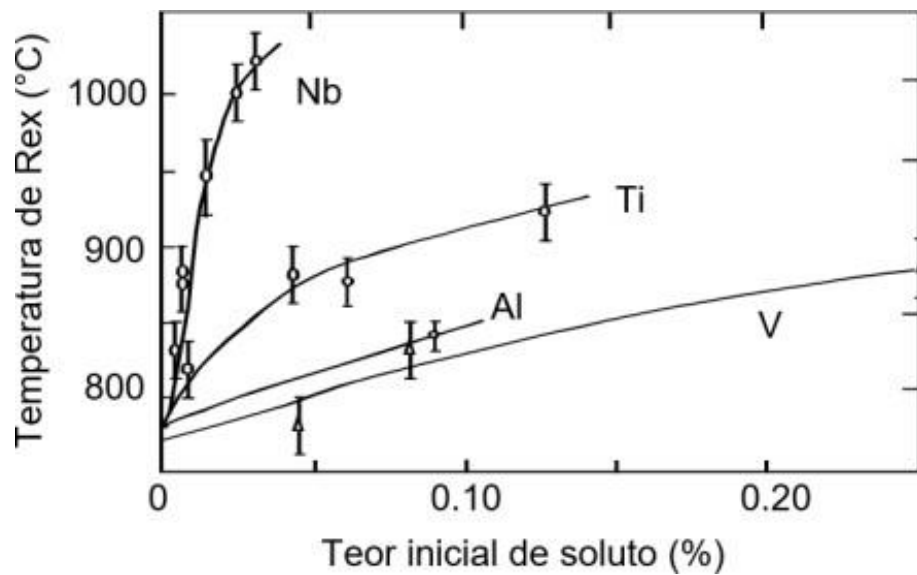
Tabela 1 - Principais aplicações do Nb no mundo.

<i>Produto</i>	<i>Principais Produtores</i>	<i>Participação do mercado (%)</i>	<i>Aplicações</i>	<i>Principais Mercados</i>
Ferronióbio (HSLA FeNb) ~60% Nb contido	CBMM	90%	HSLA	• Indústria Automotiva • Engenharia Pesada e Infraestrutura • Setor Petroquímico • Usinas de Energia • Oleodutos e Gasodutos
	Anglo American		Aço Inoxidável	
	IAMGOLD/Niobec		Aços resistentes ao Calor	
Ferronióbio Vacuo(VG FeNb) 99% Nb contido	CBMM	3%	Superligas	• Indústria aeroespacial • Setor Petroquímico
Nióbio Metálico e Ligas ~50–65% Nb Contido	CBMM	3,40%	Supercondutores	• Aceleradores de Partículas • Ressonância Magnética
Óxido de Nióbio >99% Nb Contido	CBMM	3,40%	Cerâmicas Catalisadores	• Óptica • Eletrônica

Fonte: IAMGOLD

Fonte: Lima (2010).

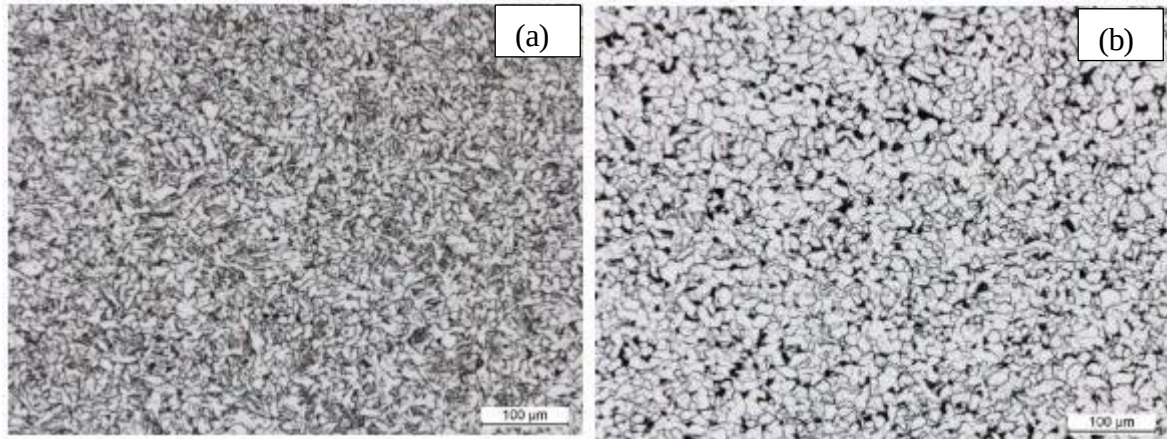
A presença de nióbio em solução sólida austenítica dificulta o processo de recristalização devido ao efeito de arrasto do soluto, que se traduz na capacidade dos átomos desse elemento de reduzir a mobilidade dos contornos de grão (NUNES, 2009). A Figura 5 mostra como este efeito é pronunciadamente maior pela adição de Nb, mesmo em temperaturas mais elevadas. quando comparado a outros elementos micro ligantes como Ti e V.

Figura 5 - Efeito dos elementos no processo de recristalização.

Fonte: Nunes (2009).

Segundo Alves *et al.* (2024), a substituição parcial do manganês por nióbio em aços estruturais de baixo carbono foi proposta pela primeira vez há cerca de vinte anos e tem sido implementada com sucesso em várias usinas nos últimos anos. Essa nova abordagem permite que as propriedades mecânicas do produto final sejam mantidas, mas com uma microestrutura de menor grau de segregação e banding, além de bom potencial para redução de custos e, provavelmente, diminuição da pegada de carbono em comparação com ligas convencionais. Neste trabalho os autores estudaram a microestrutura do aço AISI 1012 convencional, ou seja, carbono e manganês com AISI 1012Nb. A Figura 6 mostra micrografias ópticas das respectivas amostras (a) e (b). A análise de tais microestruturas sugere que, no caso do aço carbono manganês (CMn), elas são compostas por ferrita poligonal, ferrita não poligonal, regiões pearlíticas e bainíticas, enquanto que, para o aço AISI 1012Nb apresenta microestrutura majoritariamente ferríticas, com a perlita como constituinte secundário. Além disso, uma microestrutura consideravelmente mais grosseira foi observada no aço CMn, enquanto um refinamento microestrutural claro foi notado nas microestruturas com adição de nióbio.

Figura 6 - Microestrutura do aço AISI1012 com manganês (a) e AISI 1012Nb (b).



Fonte: Alves *et al.*, (2024).

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

Um dos meios mais comuns para alterar as propriedades mecânicas dos aços é por meio de tratamentos térmicos. Segundo Colpaert (2008), os tipos de tratamentos térmicos são definidos como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a uma determinada temperatura, de acordo com o material a ser tratado e o tipo de tratamento aplicado. As variáveis operacionais para o bom controle do processo incluem os parâmetros de temperatura, tempo de permanência a uma certa temperatura, atmosfera do forno e a velocidade e tipo de resfriamento.

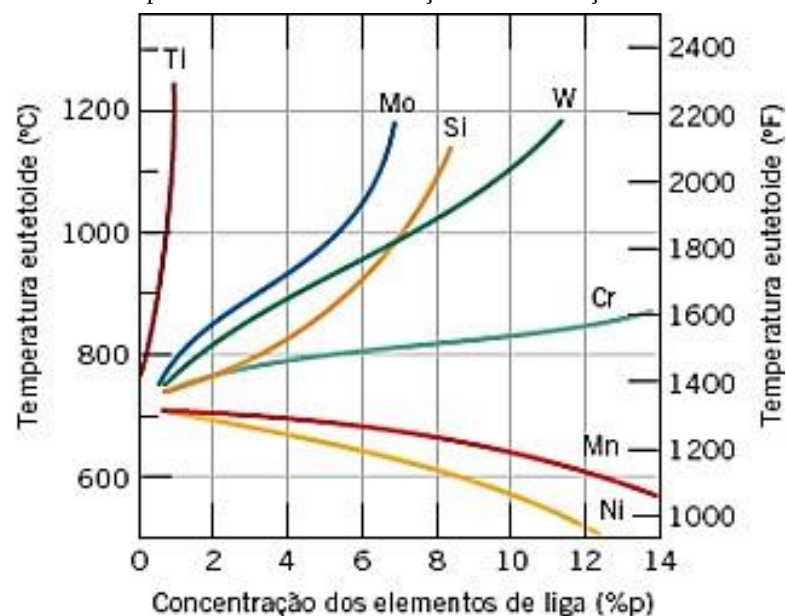
Conforme os estudos de Hibbeler (2010), uma das ferramentas mais utilizadas para a identificação e compreensão dos tratamentos térmicos são as curvas de Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) e as curvas de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC). Por meio dessas curvas, é possível observar e identificar a transformação da austenita em função do tempo e da temperatura constante, por meio de várias taxas de resfriamento.

A grande vantagem dos tratamentos térmicos, como apontado por Van Vlack (1988), é promover mudanças significativas nos materiais. As alterações nas propriedades mecânicas, elétricas, físicas ou tecnológicas após um tratamento térmico ocorrem devido a diversas transformações na estrutura do material durante o processo. Isso pode incluir a recuperação de defeitos, a recristalização do material, mudanças de fase, a criação de precipitados ou até mesmo o controle e refinamento do tamanho de grão. Dessa forma, é possível selecionar a combinação ideal de propriedades para garantir que o material se ajuste perfeitamente a uma determinada aplicação.

No diagrama de equilíbrio, podem ser identificadas as regiões de temperatura e concentração favoráveis aos tipos de tratamento térmico, como normalização e recozimento. Para compreender as transformações de fase em aços, é fundamental ir além do diagrama Fe-Fe₃C. Duas ferramentas cruciais nesse estudo são os diagramas TTT e TRC. O diagrama TTT detalha as transformações de fase que ocorrem em função da temperatura e do tempo de permanência em cada temperatura, sendo indispensável para prever e alcançar as microestruturas desejadas em tratamentos térmicos (NOVIKOV, 1994).

Por outro lado, o diagrama TRC foca nas transformações que acontecem durante o resfriamento contínuo de um material, revelando como a microestrutura final será modificada conforme a taxa de resfriamento varia (AMS INTERNACIONAL, 1990; ILIA NOVIKOV, 1994). A adição de elementos de liga nos aços tende a deslocar a curva de transformação nos diagramas TTT e TRC. Davenport e Bain em seus estudos realizados na década de 1930 sobre o processo de transformação da austenita em um aço submetido a elevações de temperatura até sua completa austenização, seguida de um resfriamento rápido, verificaram a ocorrência de possíveis transformações de fases (CHIAVERINI, 2003). Esse ensaio foi realizado em diversas amostras até se conseguir obter os diagramas TTT em cada tipo de aço carbono: hipoeutetóide, eutetóide e hipereutetóide (TEIXEIRA, 2019). Como pode ser observado na Figura 7.

Figura 7 - Dependência da temperatura eutetóide em relação à concentração de vários elementos de liga no aço.



Fonte: Callister (2016).

Em temperaturas logo abaixo da eutetóide, são produzidas camadas relativamente grossas tanto da fase ferrita α quanto da fase cementita (Fe_3C), essa microestrutura é chamada de perlita grossa. Nessas temperaturas, as taxas de difusão são relativamente altas, de modo que durante a transformação, os átomos de carbono podem difundir-se ao longo de distâncias relativamente grandes, o que resulta na formação de lamelas grossas. Com a diminuição da temperatura, a taxa de difusão do carbono diminui, e as camadas tornam-se progressivamente mais finas. (NOVIKOV, 1994)

Considerando o baixo teor de C nos aços carbono, o Mn seria, então, um dos elementos com potencial para promover alterações na A3. A Equação 1 evidencia a influência do teor de Mn no tamanho de grão ferrítico e na temperatura A3.

$$A3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(e - 8) \quad \text{Eq. 1}$$

3.2.1 Tratamento Térmico de Recozimento Pleno

Segundo Zarur (2022), o tratamento térmico de recozimento tem como princípio a remoção de tensões internas do material, provocadas por algum processo de conformação ou produção. Com o alívio das tensões internas, é possível tornar o material mais dúctil e tenaz, diminuindo sua dureza e aumentando sua usinabilidade, além de ajustar o tamanho de grão (TG). A intensidade da redução da dureza e da resistência do material é diretamente proporcional à energia térmica absorvida durante o recozimento (AKBARI, E.; KARIMI TAHERI, K.; KARIMI TAHERI, A., 2018).

Durante o processo de recozimento pleno, o material é aquecido a aproximadamente 50 °C acima do limite superior da zona crítica, conhecido como linha A3, especialmente em aços hipoeutetóides, assegurando a completa austenitização do material. É importante ressaltar que a duração do tempo em que a temperatura elevada é mantida impacta significativamente na homogeneidade da microestrutura resultante. Assim, temperaturas mais elevadas durante a austenitização tendem a produzir uma microestrutura mais homogênea, enquanto temperaturas inferiores podem resultar em estruturas mais heterogêneas (SILVA e MEI, 1988). Estudos demonstram que a correta aplicação do recozimento não apenas otimiza as propriedades mecânicas do material, mas também é crucial para garantir a integridade e funcionalidade dos

componentes metalúrgicos em aplicações industriais, evidenciando a importância de um controle rigoroso dos parâmetros de tratamento térmico (ZARRUR, 2022).

3.2.2 Tratamento Térmico de Normalização

O tratamento térmico de normalização consiste em aquecer o material a uma temperatura acima da zona de austenitização. No caso dos aços carbono hipoeutetóides, essa temperatura deve ser superior à linha A3, seguida de um resfriamento ao ar. Esse tratamento é aplicado para normalizar e homogeneizar a estrutura do material (CALLISTER, 2006). A normalização é um processo térmico destinado a otimizar as propriedades dos aços carbono. O procedimento envolve aquecer o material até uma temperatura específica, que varia conforme o tipo de aço:

- Para aços hipoeutetóides, a temperatura de aquecimento é cerca de 50°C acima da linha A3. Para aços eutetóide ou hipereutetóide, o aquecimento ocorre a 50°C acima da linha A1.

Após atingir essa temperatura, o material é mantido por um tempo determinado (o tempo de "encharque") e, em seguida, é resfriado lentamente ao ar (CHIAVERINI, 2008).

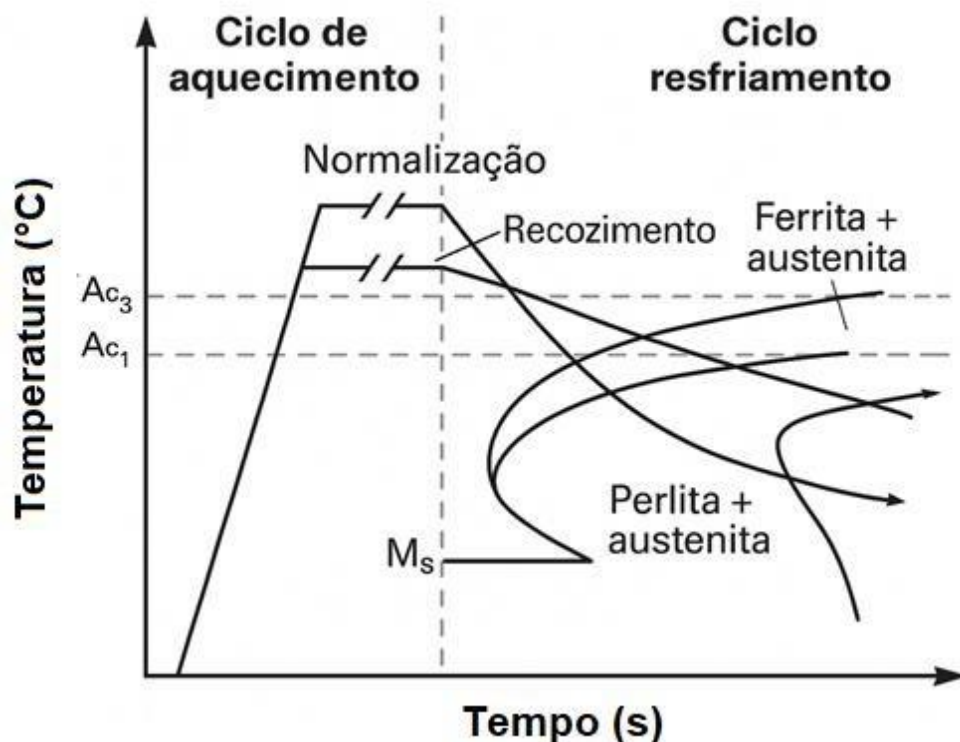
Esse procedimento resulta em uma microestrutura mais refinada em comparação àquela obtida pelo recozimento pleno. Os diagramas TTT para aços hipoeutetóides e hipereutetóides, respectivamente, mostraram que a estrutura final pode ser composta por ferrita e perlita, apenas perlita, ou perlita e cementita, com um tamanho de grão menor e uma distância reduzida entre as lamelas de perlita (CALLISTER, 2006; CHIAVERINI, 2008).

A normalização, segundo Chiaverini (2008), visa diversos objetivos, como aumentar a usinabilidade e conformabilidade do aço; eliminar os efeitos de tratamentos termo físicos anteriores; reduzir tensões residuais; e uniformizar a estrutura do material. Esse tratamento térmico inicia-se com a austenitização completa do aço, ou seja, o aquecimento até que toda a sua estrutura se transforme em austenita. Em seguida, o aço é resfriado ao ar ambiente. Esse processo é frequentemente recomendado para homogeneizar a estrutura do material após a forjaria e antes de tratamentos como a têmpera ou o revenimento (COSTA e SILVA; MEI, 1976). O principal objetivo da normalização é criar uma estrutura uniforme e refinada no aço, resultando em melhorias na resistência e tenacidade. Para garantir que tratamentos subsequentes, como a têmpera, produzam resultados consistentes, é crucial que o aço tenha uma

estrutura inicial uniforme, algo que a normalização proporciona. Por essa razão, a normalização também pode ser vista como uma forma de recozimento que visa a homogeneização estrutural (COLPAERT, 2008).

A Figura 8 ilustra a diferença entre os ciclos de tempo e temperatura da normalização e do recozimento. O recozimento, com seu resfriamento mais lento, gera fases microestruturais distintas das obtidas pela normalização. Na normalização, espera-se que a estrutura final seja composta por perlita e austenita.

Figura 8 - Ciclo térmico esquemático do tratamento de normalização.

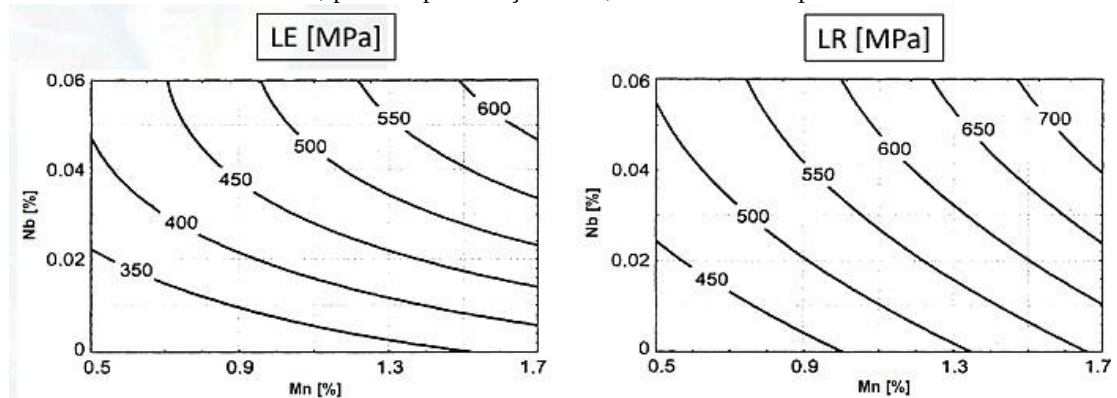


Fonte: Adaptado de ASM Metals Handbook (1991).

3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

De acordo com Morozov *et al.* (2002), uma redução de 0,30% a 0,40% em peso no teor de manganês pode ser compensada pela adição de 0,010% de nióbio, no que diz respeito à resistência ao escoamento. Já para manter a resistência à tração constante, a diminuição correspondente no teor de manganês poderia variar entre 0,10% e 0,20%. A Figura 9 ilustra as curvas de equivalência completas entre nióbio e manganês, estabelecidas na mesma referência para essas duas propriedades mecânicas.

Figura 9 - Dependência da resistência ao escoamento (a) e à tração (b), ambas expressas em MPa, em função dos teores de Nb e Mn, para chapas de aço com 0,10% de C com espessura entre 8 e 12 mm.



Fonte: Morozov (2002).

Os principais mecanismos de endurecimento microestrutural em aços estruturais são bem elucidados pelas fórmulas de Pickering para o cálculo dos limites de escoamento (LE) e resistência (LR) (Equações 2 e 3, ambas expressas em MPa). Essas equações consideram microestruturas de ferrita poligonal e perlita, levando em conta o peso dos elementos de liga, a fração percentual de perlita e o tamanho de grão (em mm) (PICKERING, 1980).

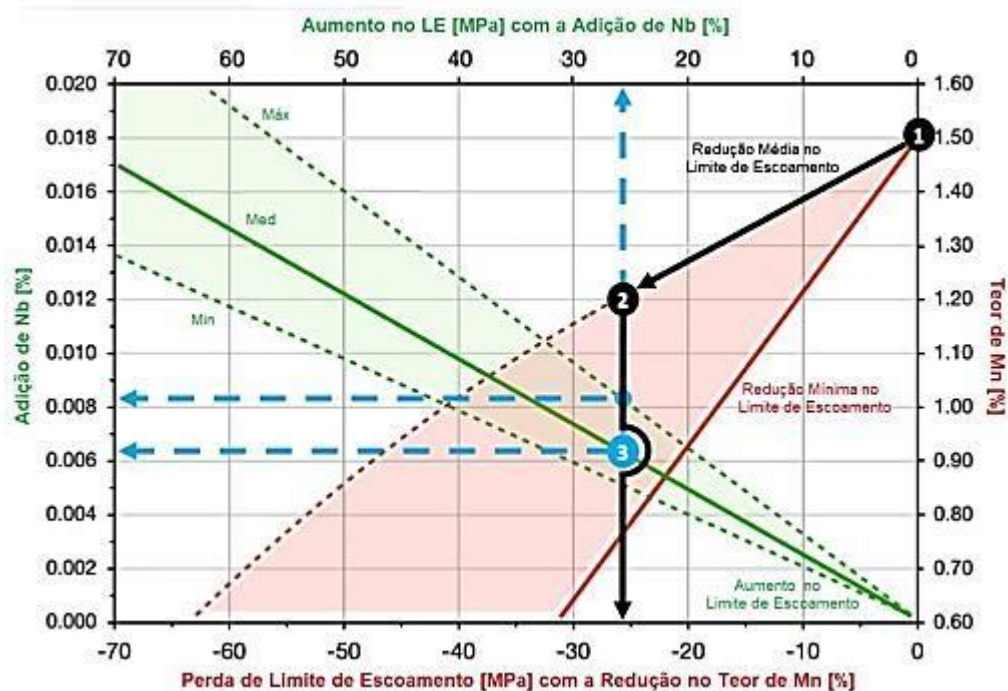
$$LE = 53,9 + 32,3 \text{ Mn} + 83,2 \text{ Si} + 354,2\sqrt{N_{Sol}} + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \quad \text{Eq. 2}$$

$$LR = 294,1 + 27,7 \text{ Mn} + 83,2 \text{ Si} + 2,85 f_{Perlita} + \frac{7,7}{\sqrt{d}} \quad \text{Eq. 3}$$

O manganês contribui para o encruamento por solução sólida na matriz de ferro com incrementos de 32,3 MPa/%Mn no limite de escoamento e 27,7 MPa/%Mn na resistência à tração. Esses efeitos, no entanto, não são tão significativos devido à semelhança entre os diâmetros atômicos do manganês e do ferro, sendo a influência mais notável no limite de escoamento do que na resistência à tração (GORNI, 2022). Já o nióbio não tem seus efeitos previstos diretamente por essas equações, pois seu principal papel é promover o refino do tamanho de grão da austenita durante a laminação, característica herdada pela microestrutura ferrítica final (GORNI, 2022). A atuação do nióbio ocorre tanto na forma de soluto, dificultando o deslocamento das fronteiras de recristalização da austenita, quanto na forma de precipitados finos de carbeto de nióbio (NbC), que podem até interromper esse processo, retardando sua cinética. O refino de grão resultante é o principal responsável pelo aumento de resistência mecânica associado à presença de nióbio, sendo representado no termo final das Equações 2 e 3.

A partir dos estudos de Patel *et al.* (2021), foi desenvolvido um ábaco voltado especificamente para aços estruturais com limite de escoamento inferior a 355 MPa, permitindo estimar a quantidade de nióbio necessária para compensar uma determinada redução no teor de manganês, conforme ilustrado na Figura 10. Nesse gráfico, o ponto (1) representa um aço carbono manganês (CMn) convencional, contendo 1,50% em peso de Mn e isento de nióbio. A diminuição do teor de manganês para 1,20%, indicada pelo ponto (2), resulta em uma queda de aproximadamente 26 MPa no limite de escoamento. No entanto, essa perda pode ser compensada pela adição de cerca de 0,006% de Nb, conforme mostrado no ponto (3).

Figura 10 - Adição de nióbio necessária para compensar a perda de resistência ao escoamento resultante da redução do teor de manganês em aços estruturais com resistência ao escoamento menor ou igual a 355 Mpa.



Fonte: Patel *et al.* (2021).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho tem como objetivo investigar o impacto dos tratamentos térmicos de normalização e recozimento pleno nas propriedades de um aço carbono 1012 com adição de Nb em substituição ao Mn. A metodologia será dividida em etapas de preparação das amostras, execução dos tratamentos térmicos e caracterização microestrutural e mecânica.

4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Neste trabalho, foram utilizadas amostras de aço carbono AISI 1012 e de aço carbono 1012 modificado. A composição química desta última foi alterada pela substituição de parte do manganês (Mn) por nióbio (Nb). As amostras foram fornecidas pela empresa Aperam South América (APERAM). A composição química detalhada das amostras, expressa em porcentagem em peso, está apresentada na Tabela 2.

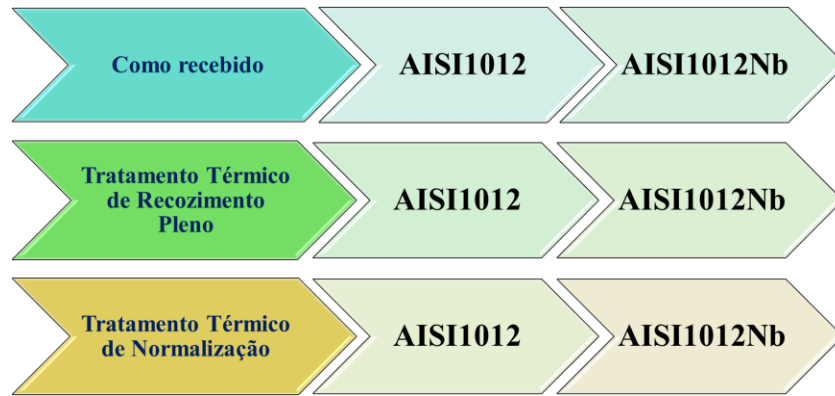
Tabela 2 - Composição química (% em peso) das amostras de aço AISI 1012 e aço AISI 1012Nb.

Aço	C (%)	Cr (%)	P (%)	Ni (%)	Nb(%)	Mn (%)	Si (%)	S (ppm)
AISI 1012	0,1251	0,048	0,0142	0,113	0,0000	0,3950	0,2934	0,0024
AISI 1012Nb	0,1151	0,0645	0,0208	0,009	0,0088	0,0790	0,2146	0,0022

Fonte: Aperam South América (2025).

4.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Esta seção descreve as condições iniciais e de processamento das amostras utilizadas em um estudo típico de tratamento térmico, caracterização microestrutural e propriedade mecânica. As amostras empregadas neste estudo foram fornecidas na condição de laminadas a quente, apresentando espessura de 3 mm. Posteriormente, foram cortadas em dimensões de 50 mm × 50 mm. O processo de corte foi realizado com o auxílio de uma morsa de bancada e um arco de serra Starrett, modelo K 140, equipado com uma serra manual Starrett de 12 polegadas. Essa etapa de preparação ocorreu nas instalações do Laboratório de Soldagem do Departamento de Metalurgia e Química (DMQ-TM), no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), Campus Timóteo. A Figura 11 apresenta uma figura esquemática das condições das amostras, desde o recebimento até a preparação final, facilitando a visualização do processo.

Figura 11 - Representação esquemática das amostras.

Fonte: Autora (2025).

4.2.1 Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos constituem etapas essenciais nos procedimentos experimentais para modificar a microestrutura dos materiais, visando otimizar propriedades mecânicas como ductilidade e tenacidade. Neste estudo, as amostras de aço AISI 1012 e AISI 1012 modificado, previamente preparadas na condição laminada a quente com espessura de 3 mm e dimensões de 50 mm × 50 mm, foram submetidas a dois processos específicos: normalização e recozimento pleno. Esses tratamentos foram selecionados para avaliar o impacto do resfriamento controlado na formação de fases ferrítica e perlítica, com base em diagramas de equilíbrio de fases (linhas A3). As temperaturas foram calculadas considerando uma margem de 50 °C acima da linha A3, garantindo austenitização completa. O tempo de encharque foi padronizado em 15 minutos para ambos os processos, sem emprego de atmosfera protetora ou gás inerte, simulando condições industriais acessíveis. Todo o procedimento foi executado em forno tipo mufla Fornitec, modelo F3-DM/T, localizado no Laboratório de Química do Departamento de Metalurgia e Química (DMQ-TM), no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), Campus Timóteo. As amostras foram devidamente identificadas e posicionadas no forno para uniformidade térmica, com monitoramento contínuo de temperatura via termopar (± 5 °C de precisão).

As temperaturas de aquecimento foram idênticas tanto para recozimento pleno quanto para normalização: 880 °C para o aço AISI 1012 e 913 °C para o AISI 1012 Nb, mantendo a margem de 50 °C acima da linha A3 para austenitização integral. O encharque de 15 minutos foi igualmente aplicado, permitindo a equalização térmica e a estabilização da fase austenítica.

As amostras foram inseridas no forno aquecido gradualmente (taxa de 10 °C/min para evitar choques térmicos) e mantidas em encharque por 15 minutos, tempo suficiente para a difusão completa de carbono e dissolução de fases pré-existentes, assegurando austenita homogênea. Após esse período, o forno foi desligado, e as amostras para recozimento pleno foram mantidas dentro do forno e para normalização resfriadas ao ar livre até a temperatura ambiente ambas até atingir temperatura ambiente. Para melhor entendimento o Quadro 2. Esses procedimentos experimentais foram conduzidos com rigor metodológico, priorizando reprodutibilidade e segurança (uso de equipamentos de proteção individual e ventilação adequada). A temperatura de austenitização (A_3) foi calculada a partir da Equação 1, descrita neste trabalho.

Quadro 2 - Dados para tratamento térmico de recozimento e normalização para os aços AISI1012 e AISI1012Nb.

Amostra	Temperatura A_3	Recozimento Pleno	Resfriamento	Normalização	Resfriamento
AISI1012	830°C	880°C	Dentro do Forno	880°C	Ao ar livre
AISI1012Nb	863°C	913°C	Dentro do Forno	913°C	Ao ar livre

***Equação** $A_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(e - 8)$

Fonte: Autora (2025).

4.3 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Após os tratamentos térmicos, todas as amostras (tratadas e de controle) foram submetidas às seguintes análises:

4.3.1 Análise Metalográfica

As amostras destinadas à caracterização microestrutural foram preparadas, seguindo os procedimentos padrão de preparação metalográfica. Estes procedimentos englobam corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico, em total conformidade com as diretrizes da norma ASTM E3-01. A análise microestrutural foi conduzida na seção longitudinal à direção de laminação, abrangendo toda a espessura da amostra.

Para o embutimento a quente, utilizou-se uma embutidora Fotel, modelo EF-30. O lixamento foi executado em uma politriz lixadeira metalográfica Teclago, modelo PL02-E, empregando lixas de carvão de silício (SiC) com granulometrias progressivas, de 80# até 1.200#. Após cada

troca de lixa, as amostras foram cuidadosamente lavadas e rotacionadas 90° em relação à direção de lixamento anterior. O polimento foi realizado na mesma politriz lixadeira, utilizando um pano de polimento com granulação de 1 µm, combinado com alumina de 1 µm, da marca Fortel. Durante essa operação, a amostra foi movimentada em sentido oposto à rotação da politriz. Um lubrificante da marca Fortel também foi aplicado ao pano conforme necessário, com o objetivo de reduzir o atrito e assegurar a eficácia do polimento, preservando a integridade das amostras.

Em seguida, as amostras foram limpas com detergente neutro e álcool etílico a 90% e, posteriormente, submetidas ao ataque químico. Utilizou-se o reativo Nital 4% (v/v), da marca MH3 Industrial. O ataque foi realizado por imersão durante 15 segundos, seguido de nova lavagem e secagem para prevenir manchas. Todo o procedimento de preparação foi executado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Metalurgia e Química (DMQ-TM), do CEFET-MG, Campus Timóteo.

Após a etapa de preparação metalográfica, as amostras foram submetidas à caracterização microestrutural por meio da técnica de microscopia óptica (MO). A análise foi realizada em um microscópio óptico da marca Kontrol®, equipado com uma câmera de vídeo acoplada DIGILAB, modelo DI-5.0HD, para captura de imagens. As imagens foram obtidas com ampliações de 100× e 200×, permitindo a visualização detalhada da microestrutura ao longo da seção longitudinal, abrangendo toda a espessura da amostra. Todo o procedimento foi executado no Laboratório de Microscopia do Departamento de Metalurgia e Química (DMQ-TM), no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), Campus Timóteo, em conformidade com as normas ASTM E3-11 para preparação e exame microestrutural de metais.

4.3.2 Ensaio de Dureza

As medições de dureza foram realizadas utilizando um durômetro Vickers da marca TIME, modelo TH710 (Digital Metallic Hardness Tester). O equipamento emprega um penetrador de diamante em pirâmide quadrangular (ângulo apical de 136°), conforme especificações padrão para ensaios Vickers. Em cada teste, aplicou-se uma carga de 2,94 N (equivalente a HV 0,3) por um tempo de permanência de 15 s, em conformidade com a norma ASTM E384-17

(Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials). Foram executadas dez indentações por condição experimental, distribuídas de maneira aleatória nas amostras embutidas, abrangendo a seção longitudinal perpendicular à direção de laminação e toda a espessura do material. As leituras foram registradas automaticamente pelo sistema digital do durômetro, com resolução de 0,1 HV. Toda a etapa foi conduzida no Laboratório de Microscopia do Departamento de Metalurgia e Química (DMQ-TM), no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), Campus Timóteo.

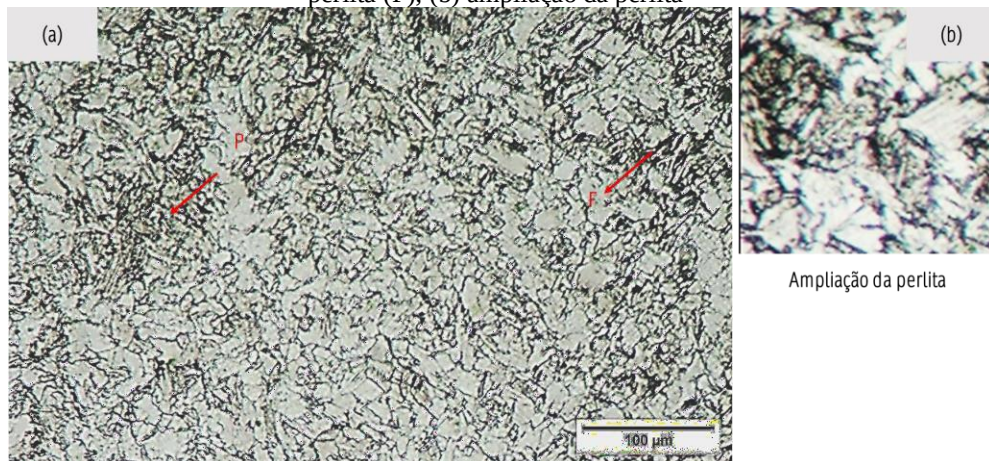
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O presente capítulo dedica-se à apresentação e discussão dos resultados obtidos, com ênfase na caracterização microestrutural das amostras submetidas aos processos de recozimento e normalização. Para embasar as análises subsequentes, inicia-se com a descrição das microestruturas das amostras em sua condição inicial (grupo de controle), que serve como referência para a avaliação dos efeitos dos tratamentos térmicos. Em seguida, examina-se a influência de cada tratamento térmico sobre o comportamento microestrutural de cada tipo de amostra.

5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO COMO RECEBIDO

Na Figura 12, observa-se o aspecto geral da microestrutura do aço carbono AISI 1012, na condição como recebido (laminado a quente, sem tratamento térmico posterior). Essa configuração inicial revela uma matriz predominantemente ferrítico-perlítica, com grãos alongados na direção de laminação, típica de processos de conformação térmica acima da temperatura de recrystalização (aproximadamente 900-1100 °C), seguida de resfriamento ao ar. A ausência de fases martensíticas ou bainíticas confirma a estabilidade microestrutural da qual servirá como referência para comparações com as amostras normalizadas e recozidas.

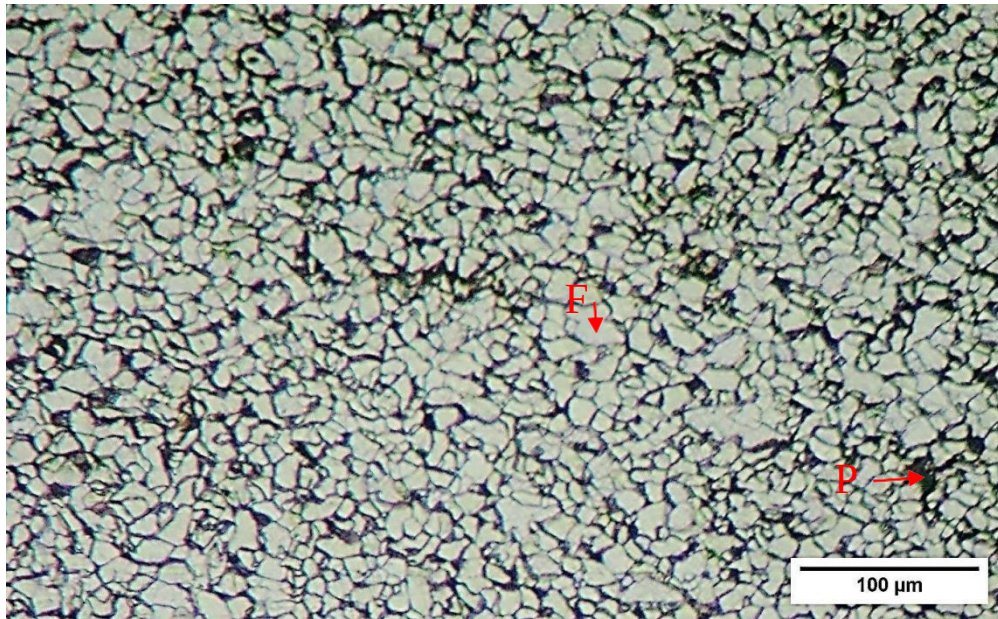
Figura 12 - Micrografia da amostra AISI 1012 sem tratamento térmico: (a) Microestrutura ferrita (F) e constituinte perlita (P); (b) ampliação da perlita



Fonte: Autora (2025).

Na micrografia apresentada na Figura 13, observa-se a microestrutura do aço AISI 1012Nb em sua condição inicial, laminado a quente, sem tratamento térmico posterior. Essa configuração revela uma matriz predominantemente ferrítica, resultante do processo de conformação plástica acima da temperatura de recristalização (aproximadamente 900-1100 °C), seguido de resfriamento ao ar. Uma observação relacionada a este material é que diferentemente da outra amostras essa microestrutura não apresenta evidências significativas do constituinte perlítico.

Figura 13 - Micrografia da amostra AISI 1012 Nb sem tratamento térmico.



Fonte: Autora (2025).

Essa morfologia de grão refinado resulta diretamente da adição de nióbio como microligado, que atua como agente refinador de grão por meio da formação de precipitados finos de NbC dispersos na matriz, inibindo o crescimento dos grãos ferríticos durante o processamento térmico e mecânico (com formação acima de 900-1100 °C, seguido de resfriamento ao ar). Essa configuração microestrutural evidencia o efeito estabilizador do nióbio na austenita durante a laminação, promovendo uma combinação otimizada de propriedades mecânicas. Ressalta-se que estudos realizados por Toletto *et al.* (2024), em um mesmo aço corrobora com a morfologia encontrada neste estudo constituída de grãos ferríticos e lamelas.

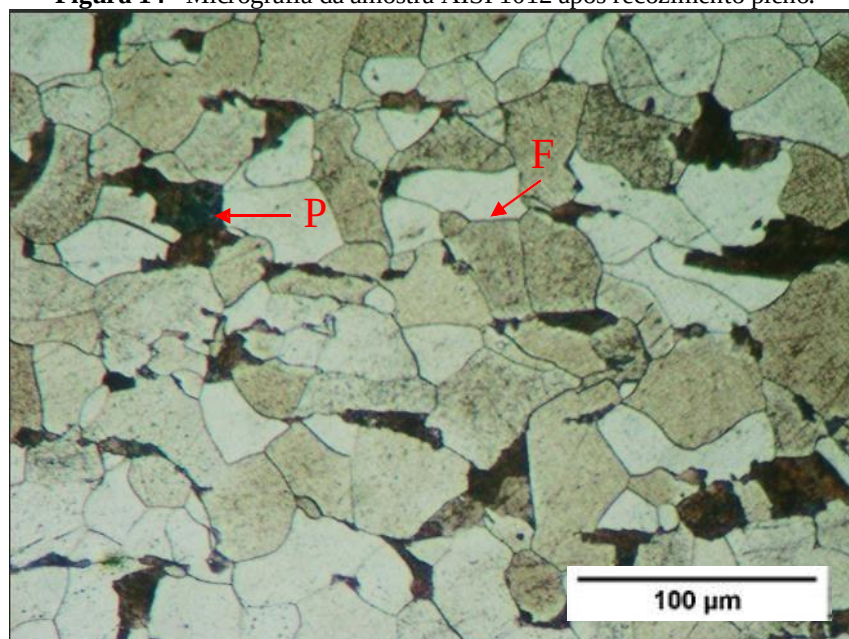
5.2 EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA

5.2.1 Tratamento térmico de Recozimento

A microestrutura do aço carbono AISI 1012 após o tratamento térmico de recozimento pleno está representada na Figura 14, essa configuração revela uma matriz ferrítico-perlítica clássica para aços de baixo carbono recozidos, caracterizada por uma transformação austenítica seguida de decomposição eutetóide durante o resfriamento termodinamicamente favorecido, resultando em uma estrutura mais equiaxial e homogênea em comparação à condição de como recebido. Observa-se a formação de grãos ferríticos (fase clara) maiores e com contornos bem definidos, indicando a ocorrência do processo de recrystalização e crescimento de grão durante o ciclo térmico, resultando em uma granulação mais grosseira quando comparada ao estado de recebimento. As áreas escuras representam a perlita, que se encontra agrupada em forma dispersa entre os grãos de ferrita.

Ressalta-se que a granulação mais grosseira reflete a minimização de energia interfacial e a estabilização termodinâmica da fase ferrítica, reduzindo tensões residuais e anisotropias induzidas pela laminação. A morfologia perlítica grosseira, favorecida pelo resfriamento lento permite difusão controlada de carbono, contrasta com a perlita fina observada na condição como recebido.

Figura 14 - Micrografia da amostra AISI 1012 após recozimento pleno.

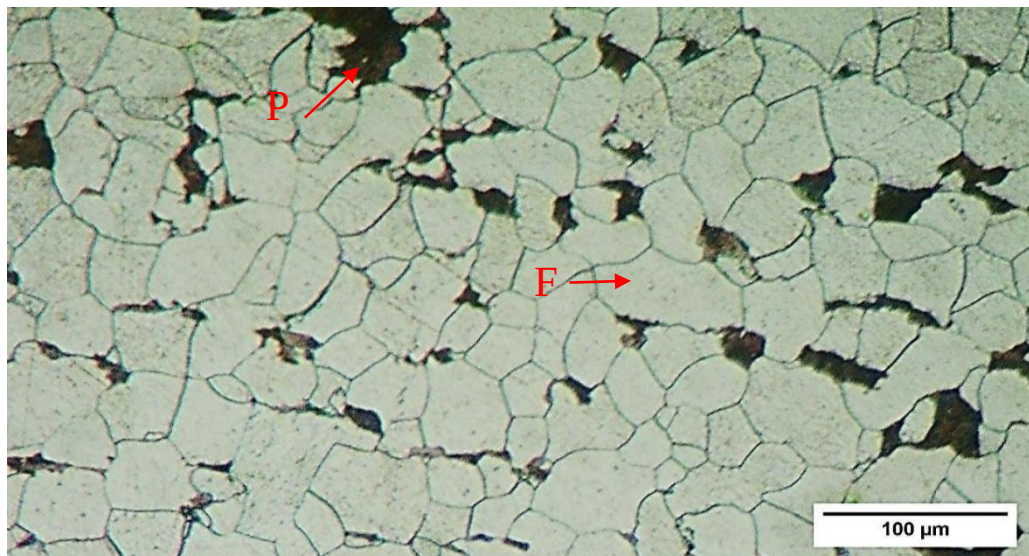


Fonte: Autora (2025).

A microestrutura do aço carbono AISI 1012Nb, uma liga hipoeutetóide após o tratamento térmico de recozimento pleno. Essa configuração revela uma matriz predominantemente ferrítica (fase α , de cor clara) onde a decomposição eutetóide da austenita durante o resfriamento lento favorece a nucleação e o crescimento de grãos ferríticos equiaxiais.

Diferentemente do aço 1012 recozido, a granulação ferrítica ainda se mantém relativamente fina, embora visivelmente maior do que no estado de recebimento. Esse fenômeno de resistência ao crescimento de grão é atribuído ao efeito de pinning (ancoragem) promovido pelos precipitados de nióbio, que limitam a mobilidade dos contornos de grão mesmo em temperaturas elevadas de austenitização e recozimento. A perlita (fase escura), presente em baixa proporção, encontra-se dispersa, como pode ser observado na Figura 15.

Figura 15 - Micrografia da amostra AISI 1012 Nb.



Fonte: Autora (2025).

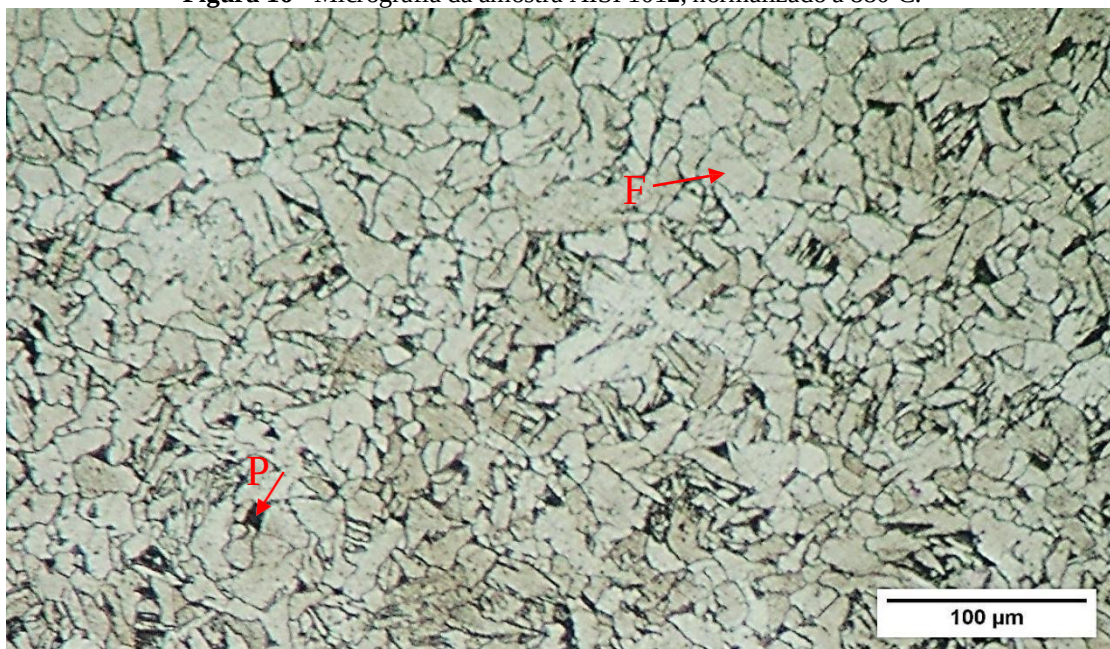
5.2.2 Tratamento térmico de Normalização

A microestrutura do aço carbono AISI 1012 submetido ao tratamento de normalização a 880 °C (Figura 16) é uma estrutura ferrítica-perlítica que se distingue pela sua granulação fina e homogênea em comparação com o estado recozido. O resfriamento ao ar, devido à normalização, é mais rápido do que o resfriamento no forno do recozimento, resultando em uma maior taxa de nucleação e menor tempo para o crescimento dos grãos ferríticos. Consequentemente, a ferrita (fase clara) apresenta grãos menores e mais equiaxiais é

amplamente corroborada pela literatura em metalurgia de aços hipoeutetóides, onde a taxa de resfriamento influencia diretamente a cinética de nucleação e crescimento de fases durante a transformação austenita-ferrita. Essa distinção é fundamental para otimizar propriedades mecânicas, como resistência e tenacidade, em aços de baixo carbono (BHADESHIA, 2012).

A perlita (fase escura) está presente de forma mais dispersa e em maior proporção aparente do que no recozimento pleno, exibindo uma morfologia lamelar mais fina, o que é típico de taxas de resfriamento intermediárias, conferindo ao material uma maior dureza e resistência mecânica em relação ao estado recozido.

Figura 16 - Micrografia da amostra AISI 1012, normalizado à 880°C.

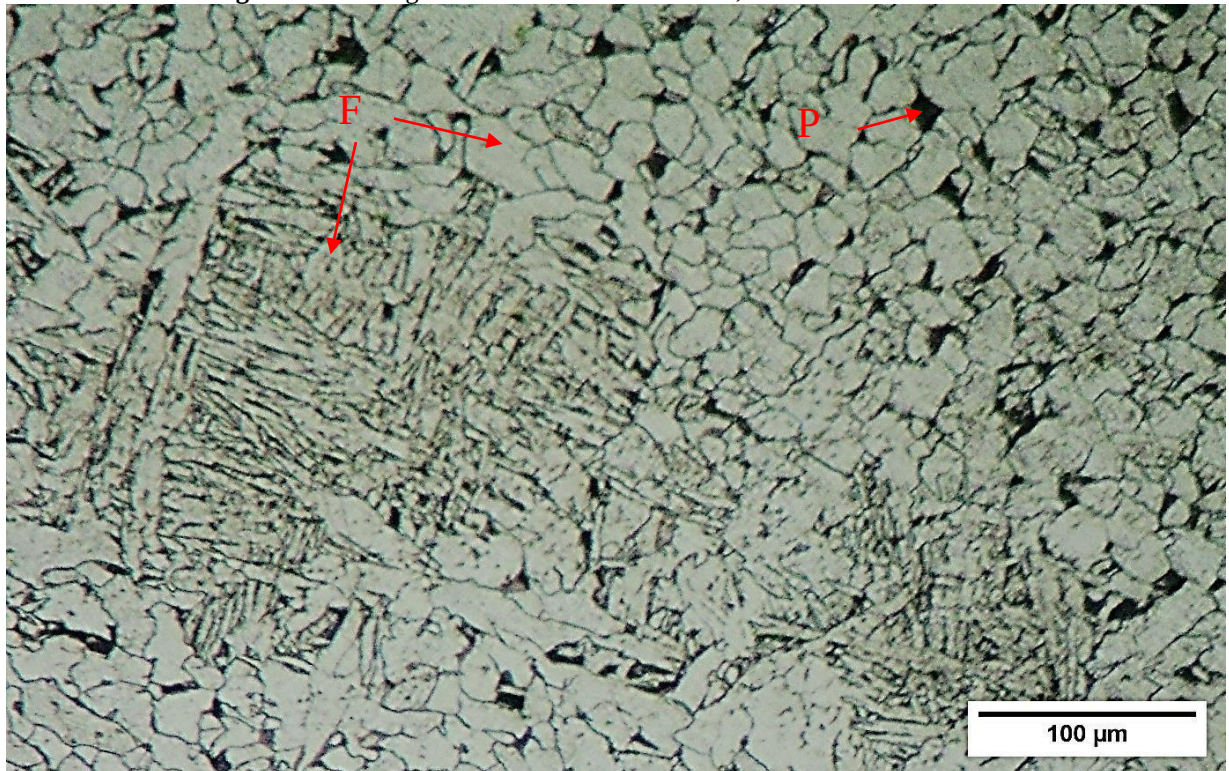


Fonte: Autora (2025).

A microestrutura da amostra de aço AISI 1012Nb, submetida à normalização a 913 °C (Figura 17), consiste em uma matriz ferrítica-perlítica que se destaca pela granulação fina e heterogênea. A maior parte da microestrutura é formada por ferrita (clara), com grãos finos e equiaxiais, o que reforça o efeito refinador do nióbio, mesmo após a austenitização. Contudo, em contraste com a microestrutura do aço 1012 normalizado, observam-se lamelas de perlita (fase escura) de tamanho considerável e com morfologia mais acicular. A microestrutura observada corrobora os estudos realizados por Alves *et al.* (2024) e Toledo *et al.* (2024). Essa estrutura mais complexa pode ser atribuída à combinação da taxa de resfriamento intermediária da normalização (resfriamento ao ar) com a influência do nióbio, que tende a retardar a

transformação da austenita, promovendo a formação de constituintes de maior dureza, como a perlita fina.

Figura 17 - Micrografia da amostra AISI 1012Nb, normalizado à 913°C.



Fonte: Autora (2025).

5.3 EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA DUREZA

A dureza Vickers (HV), determinada através da indentação de uma pirâmide de diamante com base quadrada sob uma carga conhecida, é uma propriedade mecânica crucial para caracterizar a resistência do material à deformação plástica permanente. Os valores de HV obtidos refletem diretamente a microestrutura e o estado de processamento das amostras. Os resultados foram obtidos após 10 indentações aleatórias.

Uma análise comparativa a partir dos resultados obtidos das micrografias dos aços estudados comprova o resultado da dureza uma vez que: materiais com granulometria mais finas exibem maior dureza e resistência mecânica em comparação a um material com grãos maiores. Autores descrevem que, uma vez que o primeiro possui uma área total maior de limites de grão, os quais atuam como barreiras eficazes ao movimento de discordâncias. Esse refinamento de grão eleva

a tensão de escoamento e a resistência à deformação plástica, promovendo maior tenacidade em ligas metálicas, como aços estruturais (CALLISTER, 2017).

A análise da dureza Vickers (HV) do Aço Carbono AISI 1012, submetido a diferentes condições de tratamento, revela uma clara correlação do efeito do tratamento térmico com a morfologia e dureza do material apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 - Dureza Vickers das amostras sem tratamento e com tratamento térmico.

AÇO CARBONO AISI 1012			
Amostra	SEM TRATAMENTO	NORMALIZADO	RECOZIDO
Média das Durezas (HV)	181,7	143,6	115,05
Desvio Padrão	5,52	15,12	5,33
AÇO CARBONO 1012Nb			
Amostra	SEM TRATAMENTO	NORMALIZADO	RECOZIDO
Média das Durezas (HV)	180,7	203,85	163,15
Desvio Padrão	10,51	7,01	9,11

Fonte: Autora (2025).

Vale salientar que outro fator importante na análise dos resultados obtidos por dureza é discutido pelo autor Gorni (2021) ressaltando que, a menor contribuição do endurecimento por solução sólida do Mn deve ser compensada pelo maior refino de grão promovido pelo Nb. Esse fato, mais a provável redução na fração de perlita decorrente da diminuição do teor de Mn, explica a menor eficácia da substituição do Mn pelo Nb nesta propriedade. Essa observação corrobora os achados semelhantes reportados neste trabalho no qual a substituição parcial de Mn por Nb em aços de baixo carbono resultou em um refinamento microestrutural comparável entre os aços AISI 1012 e AISI1012Nb.

A amostra Sem Tratamento registrou a maior dureza média, com 181,7 HV, o que se deve à sua microestrutura, caracterizada por tamanho de grão mais fino e alta concentração de tensões residuais e defeitos cristalográficos induzidos pelo processamento anterior de laminação. Estes fatores limitam severamente o movimento das discordâncias, resultando em alta resistência.

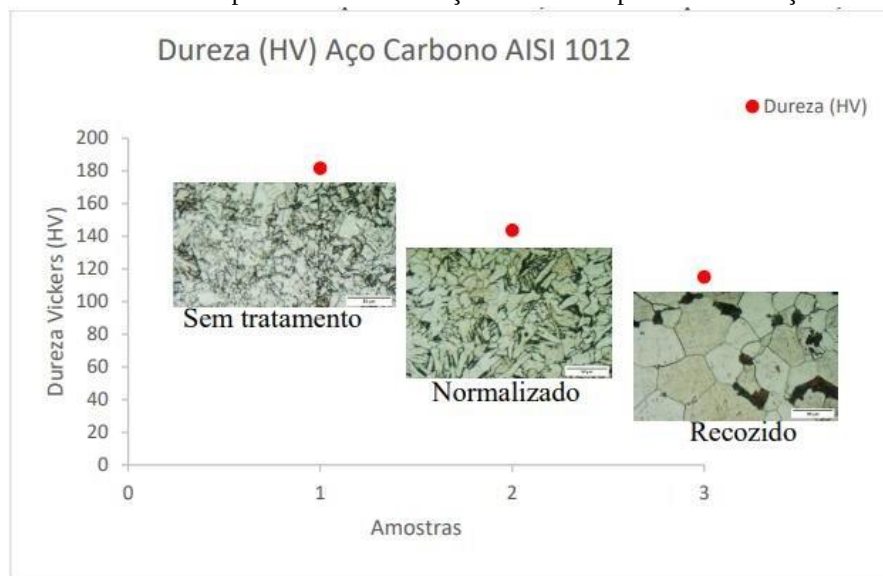
O tratamento de Normalização resultou em uma redução da dureza para 143,6 HV. Esta queda é atribuída principalmente ao alívio das tensões internas e a uma recuperação parcial da microestrutura. Embora o resfriamento em ar promova uma microestrutura mais homogênea e um alívio de tensões, a taxa de resfriamento é ainda rápida o suficiente para manter um tamanho

de grão razoavelmente pequeno. O maior Desvio Padrão (15,12) sugere uma pequena variabilidade na taxa de resfriamento, afetando sutilmente a uniformidade microestrutural.

O tratamento de Recozimento levou à menor dureza média, com 115,05 HV, acompanhada da maior uniformidade nas medições (Desvio Padrão de 5,33). O recozimento, caracterizado por resfriamento lento no forno, permite o máximo tempo para a difusão atômica, resultando no completo alívio de tensões e, crucialmente, no crescimento de grão. A microestrutura de equilíbrio apresenta grãos grandes e uma perlita lamelar mais grosseira. A baixa dureza é uma consequência direta do aumento do tamanho de grão (oposto ao efeito Hall-Petch), que diminui o número de barreiras para o movimento das discordâncias, tornando o material mais macio e dúctil.

Em suma, a dureza do aço diminuiu progressivamente na sequência Sem Tratamento > Normalizado > Recozido. Esta tendência, ilustrada na Figura 18, reflete o aumento progressivo dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão conforme o tratamento térmico avança para a condição de menor energia (equilíbrio), validando a relação esperada entre os tratamentos térmicos, a microestrutura resultante e a propriedade mecânica.

Figura 18 – Valores de dureza Vickers das amostras AISI 1012. Cada valor apresentado é resultado de uma média obtida a partir de dez indentações realizadas para cada condição.



Fonte: Autora (2025).

A análise da dureza Vickers (HV) para o Aço Carbono 1012 com adição de Nb revela um comportamento que se desvia da tendência observada em aços carbono comuns, indicando a

influência dominante do elemento de liga nos resultados. A Tabela 3 e a Figura 19 ilustram esta peculiaridade, com a condição Normalizada apresentando a dureza máxima de 203,85 HV, o que é superior à dureza da condição Sem Tratamento (180,7 HV). A dureza mínima foi registrada após o tratamento de Recozimento, com 163,15 HV.

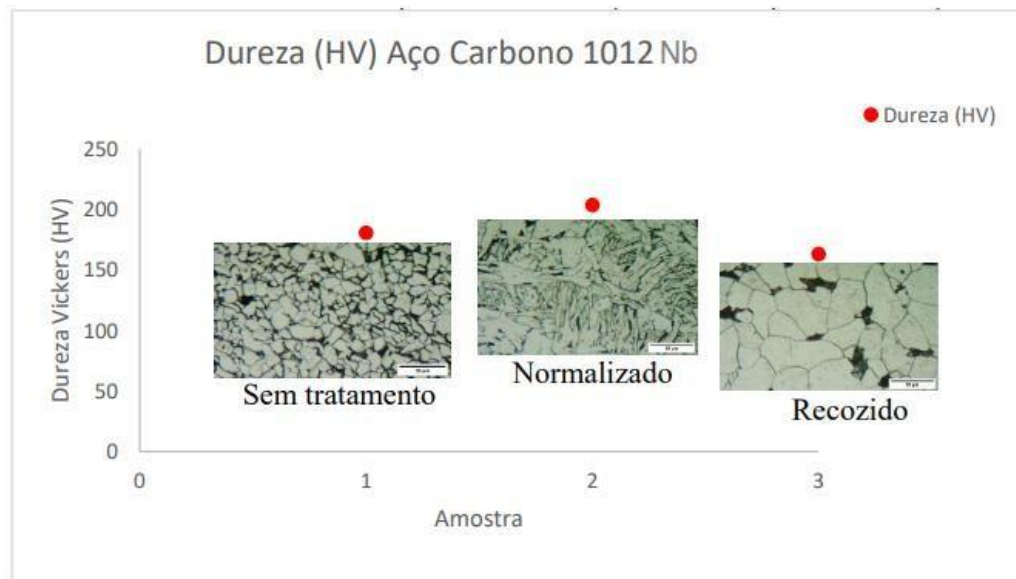
Esta inversão na tendência, onde o Normalizado é o que apresenta maior dureza, é uma das evidências da atuação do Nióbio (Nb). O Nióbio é um forte formador de carbonitreto e é fundamental no mecanismo de endurecimento por precipitação em aços de Alta Resistência e Baixa Liga (HSLA).

Condição Normalizada (Máxima Dureza: 203,85 HV): O tratamento de normalização promove a solubilização do Nb em alta temperatura. Durante o resfriamento, a taxa de transformação de fase e a temperatura são ideais para a precipitação controlada de carbonitreto de Nióbio, extremamente finos e dispersos. Esta precipitação fina e uniforme age como uma barreira altamente eficaz para o movimento das discordâncias, elevando drasticamente a resistência do material.

Condição Sem Tratamento (Dureza Intermediária: 180,7 HV): A dureza nesta condição é intermediária, sendo influenciada pelas tensões residuais do processamento anterior e pela possível presença de precipitados formados durante a fabricação.

Condição Recozida (Mínima Dureza: 163,15 HV): O recozimento, com seu resfriamento lento, promove o crescimento do grão ferrítico (reduzindo a dureza pelo efeito Hall-Petch) e, crucialmente, a coalescência (crescimento e aglomeração) das partículas de carbonitreto de Nióbio. Partículas de precipitado maiores são muito menos eficazes em bloquear as discordâncias do que as partículas finas. A combinação do crescimento de grão e da coalescência dos precipitados resulta na dureza mínima observada, apesar da presença de Nióbio.

Figura 19 - Valores de dureza Vickers das amostras 1012Nb. Cada valor apresentado é resultado de uma média obtida a partir de dez indentações realizadas para cada condição.



Fonte: Autora (2025).

5.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL UTILIZANDO SOFTWARE IMAGEJ

Esta seção apresenta e discute os resultados obtidos a partir da análise microestrutural das amostras, focando especificamente na determinação da fração de perlita e do tamanho médio dos grãos. Essas análises quantitativas foram realizadas utilizando o software ImageJ, que permitiu processar e medir as imagens metalográficas capturadas, garantindo uma avaliação das características microestruturais.

A quantificação das fases (Ferrita e Perlita) e tamanho de grão nas amostras, realizada pelo método de medição de área no software ImageJ, permitiu correlacionar as variações de fase com os diferentes tratamentos térmicos e, crucialmente, com os resultados de dureza obtidos. A Tabela 4 resume os dados obtidos.

Tabela 4 - Quantificação das fases e tamanho de grão obtidas através do software ImageJ.

AÇO CARBONO AISI 1012			
Amostra	SEM TRATAMENTO	NORMALIZADO	RECOZIDO
Fração de Perlita (%)	7,71	3,47	5,82
Tamanho de grão (μm)	10,2	16,81	45,27
AÇO CARBONO 1012Nb			
Amostra	SEM TRATAMENTO	NORMALIZADO	RECOZIDO
Fração de Perlita (%)	6,83	7,6	7,33
Tamanho de grão (μm)	10,06	14,87	34,02

Fonte: Autora (2025).

No Aço Carbono AISI 1012 o tratamento de recozimento resultou no maior tamanho de grão 45,27 μm, seguido pelo normalizado 16,81 μm e pela condição sem Tratamento 10,2 μm estabelecendo uma sequência de crescimento de grão. A fração de perlita foi maior na amostra sem tratamento térmico (7,71%) e menor na amostra normalizada (3,47%).

Já no Aço Carbono 1012 M Nb, o crescimento de grão também seguiu a tendência de aumento com o abrandamento: Recozido: 34,02 μm > Normalizado: 14,87 μm > Sem Tratamento: 10,06 μm. Em contraste, as frações de perlita neste aço com nióbio foram muito próximas entre si na condição normalizada apresentando o valor marginalmente mais alto (7,6%), seguida pelo Recozido (7,33%) e pelo Sem Tratamento (6,83%).

6 CONCLUSÕES OU CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados obtidos confirmam que a substituição parcial do manganês pelo nióbio em aços de baixo carbono promove refinamento de grão e melhora as propriedades mecânicas, especialmente sob tratamentos térmicos como normalização e recozimento pleno. A adição de Nb retardou a recristalização, resultando em microestruturas mais finas e homogêneas, com aumento na dureza Vickers em condições normalizadas (até 203,85 HV). O resfriamento lento no recozimento levou a maior crescimento de grão e redução de dureza, enquanto a normalização equilibrou resistência e tenacidade. Esses achados validam o objetivo geral, destacando o potencial do Nb para otimizar aços estruturais, reduzindo segregação e custos, com aplicações industriais viáveis.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se estudos complementares com análises avançadas, como MEV-EDS para quantificar precipitados de NbC, testes de tração para avaliar limite de escoamento e tenacidade, e simulações termodinâmicas, por exemplo, Thermo-Calc, para prever transformações de fase. Além disso, investigar concentrações variáveis de Nb (0,01-0,05%) em aços com diferentes teores de C poderia expandir as aplicações em indústrias automotiva e de construção.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKBARI, E.; KARIMI TAHERI, K.; KARIMI TAHERI, A. **The Effect of Prestrain Temperature on Kinetics of Static Recrystallization, Microstructure Evolution, and Mechanical Properties of Low Carbon Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 27., n. 5. maio 2018. 2049–2059 p.

ALVES, F. J. F. *et al.* New structural ultra low manganese steel plus niobium: the Aperam experience. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, CONFORMAÇÃO DE METAIS E PRODUTOS, 59., 2024, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2024. p. 1-8.

ASM HANDBOOK. **Metallography and Microstructures**. Materials Park: ASM International, v.9. 2004.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10. ed. Materials Park: ASM International, v.1. 1990.

ASM METALS HANDBOOK. **Heat Treating**. Materials Park: ASM International, v.4. 1991.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Steels for bearings**. **Progress in Materials Science**. Oxford, v. 57, n. 4, 2012. 268-435 p.

CALLISTER, W. D., Jr. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006.

CALLISTER, W. D., Jr; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2008.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. ampl. e ver. São Paulo: ABM, 2005.

CHIAVERINI, V. **Tratamentos térmicos das ligas metálicas**. São Paulo: ABM, 2003.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1974.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008.

COSTA E SILVA, A.L.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. 2008

COSTA E SILVA, A. L.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 3.ed. Sumaré: Editora Blucher, 2010.

DESFORGES, C. D.; DUCKWORTH, W. E.; RYAN, T. F. J. N. **Manganese in Ferrous Metallurgy**. Paris: The Manganese Centre; 1976.

DAVENPORT, E. S.; BAIN, E. C.; **Transformation of Austenite at Constant Sub-critical Temperatures**. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 90, 1930. 117-154 p.

FERRO, A.; GENEROSO, L. **Influência do manganês nas propriedades mecânicas de aços carbono**. Journal of Materials Science, v. 59, n. 3, 2024, p. 123-134.

HIBBELER, R. C. **Resistência dos Materiais**. 7ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2010. 656p.

GORNI, A. A.; REBELLATO, M. A.; SILVESTRE, L. M. Partial Replacement of Manganese by Niobium in Low Carbon Structural Steels. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO E CONFORMAÇÃO DE METAIS, 57., 2022, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: ABM Week, 2022.

JANSTO, S. G. MicroNiobium-Low Manganese Steelmaking Approach, Methodology and Process Metallurgy. In: 49º Seminário de Aciaria: Associação Brasileira de Metalurgia, **Materiais e Mineração**. São Paulo; 2018. 11 p.

KRAUSS, G. Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 34B, p. 781-788. dez. 2003.

LIMA, J. M. G. de. **Perfil da Mineração do Nióbio**. 20. ed. Brasil: Ministério de Minas e Energia - MME, 2010. 49 p.

RAMOS, M. A. **Serviço de Desenvolvimento de Recursos Humanos, Divisão de Tecnologia Educacional, Setor de Introdução e Didática**. Petrobrás, 1989.

MOROZOV, Y.; STEPASHIN, A. M.; ALEKSANDROV, S. V. **Effect of Manganese and Niobium and Rolling Conditions on the Properties of Low-Alloy Steel**. Metallurgist. 2002, 46(5-6):152-156.

NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos aços**. Tradução de Joel Regueira Teodoro. Rio de Janeiro: Editora UFRJ, 1994.

NUNES, L. M. Desenvolvimento de aço microligado para a produção de vergalhões nervurados. 2009. 22 f. **Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)**. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

PATEL, J. et al. **Fabricação de Produtos Estruturais de Aço Estratégia para a Indústria Siderúrgica da ASEAN Pós-COVID-19**. In: SEAISI CONFERENCE E EXPOSIÇÃO ELETRÔNICA, 50., 2021. 50º Aniversário da SEAISI Conferência e Exposição Eletrônica. [S. l.]: SEAISI, 2021, p. 1-15.

PICKERING, F. B. **Alguns aspectos das relações entre as propriedades mecânicas dos aços e suas microestruturas**. Boletim Técnico Tisco, 1980. 105-132 p.

- REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed. São Paulo: Guanabara Dois, 1982.
- REGIS, R. de C.; BARRA, S. R. Influência dos Elementos de Liga nos Aços Carbono, Baixa e Média Liga: Uma Revisão. In: SEMINÁRIO BAIANO DE TECNOLOGIAS DE FABRICAÇÃO, 1., 2010, Salvador. **Anais [...]**. Salvador: FIEB SENAI, 2010.
- SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2 ed. São Paulo: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.
- SILVA, A. B. da. A importância da seleção de materiais na engenharia civil. **Revista Brasileira de Engenharia**, v. 10, n. 2, p. 55-68, 2015.
- SILVEIRA, J. W. **Competição no Mercado Internacional de Nióbio: Um Estudo Econométrico: reservas, produção e consumo mundial**. 2013. 76 f. Dissertação (Mestrado em Economia) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Instituto de Economia, Rio de Janeiro, 2013.
- SOUZA, S. A. de. **Composição química dos aços**. São Paulo: Edgard Blucher, 1989
- TEIXEIRA, F. W. P. **Análise da eficiência de um tratamento isotérmico a 565 °C para aumento da dureza de um aço SAE 1020**. 2019. 52f. Trabalho de Conclusão de Curso. Bacharel em Engenharia Metalúrgica - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2019.
- TOLEDO, F. G. Jr.; VASCONCELLOS, S. S. Jr.; MONTES, R. R.; RIECHELMANN, C. C.; OLIVEIRA, P. R. M. **Development and supply of cold rolled coils of SAE 1012 carbon steel to the market**. In: 59º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, CONFORMAÇÃO DE METAIS E PRODUTOS, parte da ABM Week 8ª edição, 2024, São Paulo. Contribuição Técnica... São Paulo: ABM, 2024.
- TOTTEN, G. E. **Handbook of metallurgy**. 2. ed. Materials Park: ASM International, 2006.
- VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciência e tecnologia dos materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: Campus, 1988.
- VITORINO, F. Propriedades Mecânicas de Aços de Baixo Carbono Envelhecidos Artificialmente. **Materials Science Forum**, v. 1021, p. 112-118, 2025. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1021.112.
- ZARUR, G. D. **Tratamento térmico dos aços de construção mecânica**. 2022. Trabalho de Conclusão de Curso. Bacharel em Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Blumenau, SC, Brasil, 2022.