

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE – FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DANIEL SILVA DO COUTO

**VERIFICAÇÃO DO EFEITO DO TEOR DE SILÍCIO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E METALÚRGICAS DOS AÇOS SAE 4140 E SAE 9254
SUBMETIDOS AO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

RIO GRANDE, RS

2024

DANIEL SILVA DO COUTO

**VERIFICAÇÃO DO EFEITO DO TEOR DE SILÍCIO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E METALÚRGICAS DOS AÇOS SAE 4140 E SAE 9254
SUBMETIDOS AO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO**

Dissertação de mestrado apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica da Universidade Federal do Rio
Grande-FURG como requisito para obtenção
do título de “Mestre em Engenharia
Mecânica” – Área de Concentração:
Engenharia de Fabricação
Orientador: Prof. Dr. Jorge Luis Braz
Medeiros

RIO GRANDE, RS

2024

Ficha Catalográfica

C871v Couto, Daniel Silva do.

Verificação do efeito do teor de silício nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços SAE 4140 e SAE 9254 submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição / Daniel Silva do Couto. – 2024.

57 f.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande – FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rio Grande/RS, 2024.

Orientador: Dr. Jorge Luis Braz Medeiros.

1. SAE 9254 2. SAE 4140 Modificado 3. Têmpera 4. Partição
I. Medeiros, Jorge Luis Braz II. Título.

CDU 621

Catálogo na Fonte: Bibliotecário José Paulo dos Santos CRB 10/2344



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPGEMec



Ata nº **14/2024** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos oito dias do mês de outubro de dois mil e vinte e quatro, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às nove horas, online via web conferência, a que se submeteu o mestrando **DANIEL SILVA DO COUTO**, nacionalidade brasileiro, dissertação ligada a linha de pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais, com o seguinte título: **VERIFICAÇÃO DO EFEITO DO TEOR DE SILÍCIO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E METALÚRGICAS DOS AÇOS SAE 4140 E SAE 9254 SUBMETIDOS AO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO**. Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: Jorge Luis Braz Medeiros, Luciano Volcanoglo Biehl e os convidados José de Souza e Carlos Otávio Damas Martins sob a presidência do Professor Jorge Luis Braz Medeiros. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Jorge Luis Braz Medeiros: Aprovado
2. Luciano Volcanoglo Biehl: Aprovado
3. José de Souza: Aprovado
4. Carlos Otávio Damas Martins: Aprovado

Foi concedido um prazo de 90 dias para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1.	_____	 Documento assinado digitalmente JORGE LUIS BRAZ MEDEIROS Data: 08/10/2024 13:35:51-0300 Verifique em https://validar.iti.gov.br	_____	
	CPF: 588.871.210-87			
2.	_____	 Documento assinado digitalmente LUCIANO VOLCANOGLO BIEHL Data: 08/10/2024 23:23:26-0300 Verifique em https://validar.iti.gov.br	_____	
	CPF: 575.195.100-00			
3.	_____		 Documento assinado digitalmente CARLOS OTAVIO DAMAS MARTINS Data: 08/10/2024 13:43:20-0300 Verifique em https://validar.iti.gov.br	_____
	CPF: 744.803.080-91			
4.	_____	 Documento assinado digitalmente JOSE DE SOUZA Data: 09/10/2024 08:52:48-0300 Verifique em https://validar.iti.gov.br	_____	
	CPF: 9146261400-00			
		 Documento assinado digitalmente DANIEL SILVA DO COUTO Data: 10/10/2024 13:02:19-0300 Verifique em https://validar.iti.gov.br	_____	
	Daniel Silva do Couto: _____			

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à memória de meus pais, Manoel José Carvalho do Couto e Janira Francisca da Silva, à minha esposa, Ana Paula Mayer, e à minha filha, Tereza Mayer do Couto.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pela vida e bênçãos recebidas. Obrigado por nunca largar minha mão nos momentos em que eu mais precisei.

Aos meus pais, que não puderam desfrutar, em vida, deste momento comigo, mas tenho certeza que estão orgulhosos ao lado do pai celestial.

A minha esposa Ana Paula e minha filha Tereza por todo incentivo, paciência e compreensão pelo tempo ausente, porém necessário.

Aos meus amigos Diego Massena Garcia, Jéssica Teixeira Garcia, Rodrigo Silva Souza, Débora da Silva Dias, Gildomar Rodrigues dos Santos, Eliane Rodrigues Garcia, pelo apoio e incentivo nessa jornada.

A Gerdau Charqueadas/RS, por meio do Coordenador dos Laboratórios Químico e Metalúrgico, Engenheiro Jader Daniel Brito, por possibilitar a realização de ensaios, tornando possível a realização deste trabalho

Aos técnicos de laboratório Fábio Aubin, Jeberson Sallines, Bernardo Reis, Bryan Carlesso e Douglas Lobato Lara pelo auxílio nos ensaios dos corpos de prova.

Ao professor Dr. Luciano Volcanoglo Biehl por todas as oportunidades e conhecimentos transmitidos.

Ao Professor e meu Orientador Dr. Jorge Luiz Braz de Medeiros, que ao longo de minha trajetória foi meu supervisor de estágio para o curso técnico em metalurgia, meu chefe, supervisor, gerente, incentivador, conselheiro e, principalmente, um grande amigo. Serei eternamente grato por todos os ensinamentos profissionais, acadêmicos e de vida. Obrigado por ter acreditado em mim!

Por fim, ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e a Universidade Federal de Rio Grande – FURG, por todo conhecimento adquirido e por proporcionarem a realização do Mestrado em Engenharia Mecânica.

RESUMO

Nas últimas décadas, inúmeras pesquisas científicas contribuíram para que aços de diferentes gerações fossem desenvolvidos - dentre estes, destaque para os Dual Phase, Trip e o HSLA. Estas ligas metálicas foram desenvolvidas com um balanceamento químico de forma que possibilitasse melhorias nas suas propriedades mecânicas durante seu processamento. Outras pesquisas que se enquadram nestes estudos se referem tratamento térmico de têmpera e partição (TP), que recentemente vem sendo estudado para aplicação em aços baixa liga. É importante lembrar que o TP foi originalmente desenvolvido para os aços com alto teor de silício, onde se destaca a classe SAE 92XX. Neste estudo, foi realizado um comparativo entre o aço SAE 4140 modificado e o aço SAE 9254 submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição, a fim de analisar o efeito do teor de silício nas propriedades mecânicas e metalúrgicas. A pesquisa analisou como o silício influencia a resistência e a microestrutura desses aços, avaliando amostras antes e após o tratamento térmico. Ambos os aços tiveram as linhas Ac3 e Ms do diagrama TTT determinadas a partir de sua composição química. Posteriormente, foram austenitizados e resfriados entre o início e o final da transformação martensítica. Nesta condição, após o particionamento, foi originada uma microestrutura constituída por martensita e austenita estável. As propriedades mecânicas/metalúrgicas foram determinadas pelas técnicas de Microscopia Óptica (M.O), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Microsonda EDS, Microdureza Vicker e Difração de Raios X (DRX). Os resultados demonstraram que a partição foi mais efetiva no aço SAE 9254 do que o verificado no aço SAE 4140 modificado. As microestruturas do aço SAE 9254 foram martensita e austenita estável, já o aço SAE 4140 modificado apresentou martensita, austenita estável e austenita retida. As durezas encontradas no aço SAE 4140 modificado foram inferiores às encontradas no SAE 9254, o que se justifica pela presença da austenita retida. Por fim, conclui-se que é viável a realização do ciclo térmico de têmpera e partição em ambos os aços.

Palavras Chaves: SAE 9254; SAE 4140 Modificado; Têmpera e Partição.

ABSTRACT

In recent decades, numerous scientific studies have contributed to the development of different generations of steels - among these, the Dual Phase, Trip and HSLA stand out. These metal alloys were developed with a chemical balance that allowed improvements in their mechanical properties during processing. Other studies that fit into these studies refer to tempering and partitioning heat treatment (TP), which has recently been studied for application in low-alloy steels. It is important to remember that TP was originally developed for steels with high silicon content, in which the SAE 92XX class stands out. In this study, a comparison was made between the modified SAE 4140 steel and the SAE 9254 steel subjected to tempering and partitioning heat treatment, in order to analyze the effect of the silicon content on the mechanical and metallurgical properties. The research analyzed how silicon influences the strength and microstructure of these steels, evaluating samples before and after heat treatment. Both steels had the Ac3 and Ms lines of the TTT diagram determined from their chemical composition. Subsequently, they were austenitized and cooled between the beginning and the end of the martensitic transformation. In this condition, after partitioning, a microstructure consisting of martensite and stable austenite was created. The mechanical/metallurgical properties were determined by the techniques of Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM), EDS Microprobe, Vicker Microhardness and X-ray Diffraction (XRD). The results demonstrated that the partitioning was more effective in the SAE 9254 steel than in the modified SAE 4140 steel. The microstructures of the SAE 9254 steel were martensite and stable austenite, while the modified SAE 4140 steel presented martensite, stable austenite and retained austenite. The hardness values found in the modified SAE 4140 steel were lower than those found in the SAE 9254, which is justified by the presence of retained austenite. Finally, it is concluded that it is feasible to perform the tempering and partitioning thermal cycle in both steels.

Keywords: SAE 9254; Modified SAE 4140; Tempering and Partition.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama das três gerações de aços avançados em função da resistência e do alongamento	18
Figura 2 – Os átomos de carbono ocupam a posição intersticial do aço	20
Figura 3 – Diagramas Fe-C em a), TTT em b) e correção de volume martensítico, temperatura intercrítica e resistência mecânica em c)	22
Figura 4 – Diagrama TTT do aço SAE 4140	24
Figura 5 – Diagrama TTT do aço SAE 9254	25
Figura 6 – Gráfico esquemático do processo Têmpera e Partição e evolução da microestrutura em cada etapa do tratamento	29
Figura 7 – Fluxograma do procedimento experimental	32
Figura 8 – Imagem da microestrutura SAE 4140 com magnificação de 1000 vezes...	38
Figura 9 – Imagem da microestrutura SAE 9254 com magnificação de 1000 vezes...	39
Figura 10 – Imagem da microestrutura SAE 4140 após T&P em magnificação de 1000 vezes.....	40
Figura 11 – Imagem da microestrutura SAE 9254 após T&P em magnificação de 1000 vezes.....	41
Figura 12 - Microestrutura do aço SAE 4140 após aplicação do tratamento térmico de têmpera e partição observada em MEV.....	42
Figura 13 - Martensita e Austenita detectada nos aços SAE 9254 após o tratamento térmico de têmpera e partição.....	43
Figura 14 – Microdureza dos aços SAE 4140 e SAE 9254 na condição de laminado.....	44
Figura 15 – Microdureza dos aços SAE 4140 e SAE 9254 pós “têmpera e partição” e “têmpera e partição + sub zero”	45

Figura 16 – Difração dos raios X do aço SAE 4140.....	46
Figura 17 – Difração dos raios X do aço SAE 9254.....	48

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Constituintes de fase típicos do AHSS selecionado (valores em %)	20
Tabela 2 – Composição química nominal do aço SAE 4140	23
Tabela 3 – Composição química nominal do aço SAE 9254	25
Tabela 4 – Composição química da amostra do aço SAE 4140	33
Tabela 5 – Composição química da amostra do aço SAE 9254	33
Tabela 6 – Temperaturas intercríticas	35
Tabela 7 – Identificação dos picos de DRX do aço SAE nos ângulos 2θ de 30 a 90 graus	46
Tabela 8 – Identificação dos picos de DRX do aço SAE 9254 nos ângulos 2θ de 30 a 90 graus	48

LISTA DE ABREVIATURAS

AHSS – Aços Avançados de Alta Resistência

DP – Aços Bifásicos – do inglês: Dual Phase Steel

DRX – Difração de Raio-X

HSS – Aço Rápidos – do inglês: High Speed Steel

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Óptica

PT – Temperatura de particionamento

QT – Temperatura Específica de Têmpera

T&P – Têmpera e Partição

TTT – Tempo-Transformação-Temperatura

UTS – Limite de resistência à tração – do inglês: Ultimate tensile strength

LISTA DE SÍMBOLOS

A₁ – Linha intercrítica baixa

A_{C3} – Linha intercrítica alta

C_I – Conteúdo de carbono inicial na austenita

C_m – Conteúdo de carbono inicial na martensita

C_γ – Conteúdo de carbono na austenita

γ_R – Austenita Retida

M_f – Temperatura final da formação de Martensita

M_s – Temperatura de início da formação de Martensita

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	JUSTIFICATIVA.....	13
1.2	OBJETIVOS.....	13
1.2.1	OBJETIVOS GERAIS	13
1.2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	14
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
2.1	CLASSIFICAÇÃO METALÚRGICA DOS AÇOS	15
2.1.1	AÇO BAIXO CARBONO	17
2.1.2	HSS – AÇOS RÁPIDOS	17
2.1.3	AHSS - AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	17
2.1.4	DP – AÇOS BIFÁSICOS (DUAL PHASE STEEL).....	19
2.2	O SILÍCIO NOS AÇOS.....	20
2.3	SAE 4140.....	21
2.4	SAE 9254.....	22
2.5	TÊMPERA E PARTIÇÃO	23
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	30
3.1	APRESENTAÇÃO DO MATERIAL.....	31
3.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	31
3.2.1	ANÁLISE QUÍMICA	31
3.2.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MO.....	31
3.2.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL MEV.....	32
3.2.4	MICRODUREZA VICKERS (HV1)	32
3.3	TÊMPERA E PARTIÇÃO	33
3.3.1	OBTENÇÃO DAS TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS	33
3.3.2	DESENVOLVIMENTO E EXECUÇÃO DA TÊMPERA E PARTIÇÃO.....	34
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	35

4.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	35
4.1.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL - LAMINADOS	35
4.1.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA APÓS T&P.....	37
4.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL MEV PÓS T&P	42
4.3	ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS	44
4.3.1	ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS PÓS T&P.....	44
4.3.2	ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS PÓS T&P + SUB ZERO	45
4.4	DIFRAÇÃO DE RAIOS X AÇOS SAE 4140 E SAE 9254	46
5	CONCLUSÕES	51
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	52
7	REFERÊNCIAS.....	53
7.1	REFERÊNCIAS POR ESTRATO	57
7.2	REFERÊNCIAS POR QUALIS.....	57
7.3	REFERÊNCIAS POR DATA DOS ARTIGOS	58

1 INTRODUÇÃO

O equilíbrio entre a resistência e a ductilidade dos aços tem provocado relevante interesse para indústria metalmeccânica, que busca melhorar seus resultados através do desenvolvimento de produtos mais leves e resistentes. Concorrente a isto, o tratamento térmico de têmpera e partição (T&P) vem contribuindo com significativos avanços devido a vasta possibilidade de variações associadas às diferentes composições químicas dos aços, em especial os de baixa liga. Entretanto, alguns aspectos carecem de estudos mais elaborados, dentre eles os efeitos do teor de silício nas propriedades mecânicas e metalúrgicas desses aços quando submetidos a processos de T&P [19]. Neste trabalho, será empregado o tratamento térmico de têmpera e partição a fim de verificar o efeito teor de silício nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços SAE 4140 e SAE 9254. Para isto, amostras destes aços serão submetidas ao tratamento térmico supracitado, após serão analisados seus efeitos na microestrutura, propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço, como microdureza e microestrutura. Também será avaliado o comportamento destes materiais sem tratamento térmico - para efeito comparativo.

1.1 JUSTIFICATIVA

A obtenção de propriedades antagônicas nos materiais é um grande desafio científico atual. Nesta condição, fatores como a segurança, redução de custos e novos potenciais tecnológicos podem ser obtidos. Como justificativa, este trabalho busca novas possibilidades para elevar a resistência mecânica e a tenacidade de aços de ricos em Si. A obtenção destas condições nos aços SAE 4140 e SAE 9254 possibilitará sua aplicação em diferentes sistemas de atuação, desde a área automotiva até a área aeroespacial.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 OBJETIVOS GERAIS

A principal proposta deste trabalho é verificar o efeito teor de silício nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços SAE 4140 e SAE 9254 quando submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição.

1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos desta pesquisa são:

- a) Quantificar o teor de Silício presente nos materiais estudados através do ensaio de espectrometria;
- b) Obter as durezas Vickers dos corpos de prova - sem tratamento térmico e pós T&P;
- c) Caracterizar por meio de ensaios de Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raio-X (DRX) os diferentes microconstituintes formados pós T&P que afetam as propriedades mecânicas do aço;
- d) Analisar os resultados obtidos e determinar a influência do silício no comportamento das propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços SAE 4140 e SAE 9254.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Este capítulo apresenta tópicos relevantes para concepção do trabalho, a fim de situar o assunto no cenário atual por meio de uma revisão na literatura com relação a classificação metalúrgica dos aços SAE 4140 e SAE 9254; serão abordadas algumas particularidades das principais classes dos aços; o Silício nos aços; e, em especial, o tratamento térmico de têmpera e partição, de forma a apoiar a metodologia aplicada, execução e análise posterior dos resultados.

2.1 CLASSIFICAÇÃO METALÚRGICA DOS AÇOS

Atualmente, são usados aproximadamente 30 tipos de aço na indústria automotiva, os quais podem ser classificados em três designações: Metalúrgica, Resistência e Conformabilidade. A designação metalúrgica fornece informações sobre a composição química, processamento e microestrutura do aço [1].

O segundo método de designação é a resistência do aço. Os Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) são chamados de “Extra-HSS” e “Ultra-HSS” para resistências à tração superiores a 780 MPa e 1.000 MPa, respectivamente. No entanto, a terminologia utilizada para classificar os HSS varia consideravelmente em todo o mundo devido ao constante desenvolvimento de novas gerações de AHSS [1].

A terceira designação, a conformabilidade do aço, é definida como a facilidade que o material pode ser dobrado, prensado, estampado ou forjado em formas simples e complexas por diferentes processos de fabricação, sem prejuízos à sua integridade física [2].

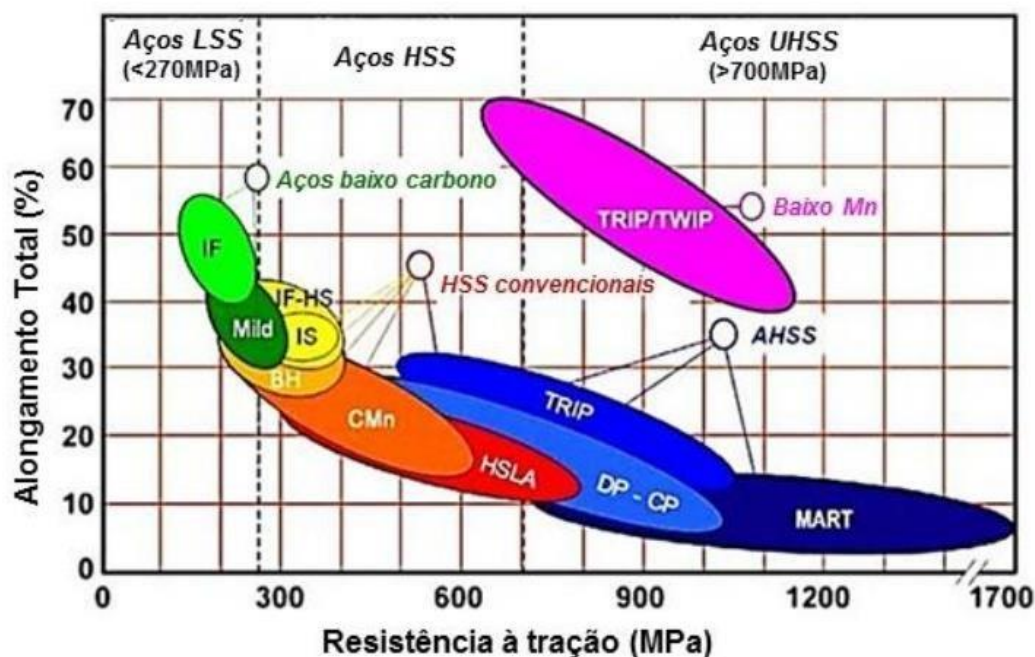
Além disso, os aços também podem ser agrupados nos seguintes tipos:

- Aços de baixa resistência (incluindo aços macios, aços IF livres intersticiais);
- Aços convencionais de alta resistência como Aços Carbono-Manganês (C-Mn), aços Bake-Hardenable (BH), aços de Alta Resistência e Baixa Liga (HSLA)
- AHSS, por ex. Aços de Dual-Phase (DP), Aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP), Aços de Plasticidade Induzida por Maclação (TWIP), Aços de Fase Complexa (CP), Aços Martensíticos (MS).

Nos últimos anos, vários novos graus de AHSS foram desenvolvidos com o objetivo principal de fornecer parâmetros de resistência ainda mais altos com conformabilidade significativamente aumentada. Atualmente, a classificação mais usual baseia-se nas propriedades mecânicas, principalmente parâmetros de resistência e conformabilidade como o Limite de Resistência à Tração final (UTS) e alongamento total (AT), como mostrado na Figura 1. Esse tipo de classificação também é frequentemente utilizado em conjunto com a designação de gerações de desenvolvimento dos aços [3].

O aço de alta resistência é definido como o limite de resistência na faixa de 1210–1550 MPa, o limite de resistência de mais de 1550 MPa. Com base nos diferentes mecanismos de reforço, o aço de alta resistência é dividido em aço comum de alta resistência e AHSS. Entre eles, o aço comum de alta resistência inclui principalmente aço intersticial free (IF) de alta resistência, aço de endurecimento por recozimento (BH), aço isotrópico (ISO), aço carbono-manganês (CMn) e aço de baixa liga de alta resistência (HSLA). AHSS compreende principalmente aço bifásico (DP), aço multifásico (CP), aço de plasticidade induzida por transformação (TRIP), aço bainítico (BP) e aço martensítico (MART) [4].

Figura 1 – Diagrama das três gerações de aços avançados em função da resistência e do alongamento.



Fonte: Adaptado TISZA [3].

2.1.1 AÇO BAIXO CARBONO

Aços de baixo teor de carbono são aços com resistência à tração de 400 MPa e teor de carbono de 0,008% a 0,30%. A microestrutura do aço baixo carbono faz com que seja relativamente dúctil e fácil de conformar, compreendendo uma fase, que normalmente é a ferrita. Os aços de baixa resistência são comumente usados nas estruturas metálicas de baixa solicitação [5].

2.1.2 HSS – AÇOS RÁPIDOS

Os aços de alta liga e alta resistência mecânica foram os primeiros Aços Rápidos (HSS) comumente usados na indústria automotiva. Esses aços têm alta resistência à tração de até 800 MPa. Eles não são feitos para atender a uma composição química específica, mas sim a propriedades mecânicas específicas. Possuem baixa liga e teor de carbono para manter a conformabilidade e a soldabilidade; cobre, titânio, vanádio e nióbio são adicionados para fins de fortalecimento. Os aços HSS têm sido usados em peças de veículos onde a absorção de energia é importante [5].

2.1.3 AHSS - AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

A indústria automotiva busca ao longo dos anos melhorar o desempenho de seus produtos, principalmente na redução dos níveis de emissão de gases poluentes, do consumo de combustível e do aumento do desempenho de segurança dos veículos. Nesse sentido, o desafio da indústria siderúrgica é desenvolver novos aços avançados de alta resistência (Advanced High Strength Steel – AHSS), em virtude de seu potencial em manter uma boa combinação entre resistência e ductilidade [6].

Essa combinação viabiliza o processo de conformação, permitindo maior redução de peso e, concorrente a isso, reduzir o consumo de combustível. Sendo assim, os aços AHSS vem substituindo progressivamente os aços convencionais devido à sua capacidade em atender as expectativas do mercado no âmbito econômico, político e ambiental [6].

A principal diferença entre HSS convencional e AHSS está em sua microestrutura. Na tabela 1 é possível verificar os Constituintes de fase típicos do

AHSS, que são aços multifásicos com microestruturas complexas que contêm fases como ferrita, martensita, bainita e austenita [5].

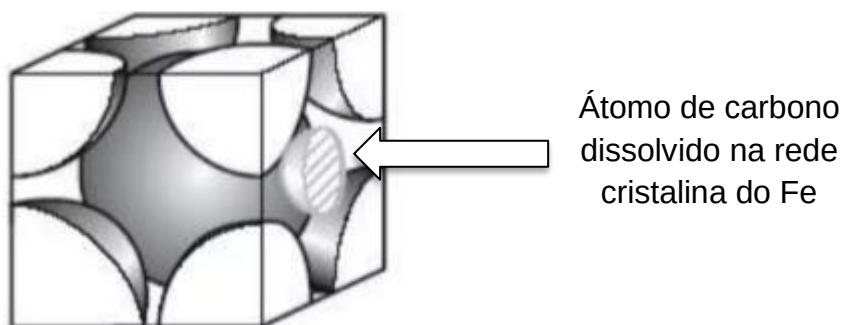
Tabela 1 – Constituintes de fase típicos do AHSS selecionado (valores em %).

Classificação AHSS	Designação do aço	Austenita	Ferrita	Bainita	Martensita
1	Baixo-C TRIP	5 - 15	40 - 60	35 - 45	-
2	Aço alto-Mn	100	-	-	-
3	Aço para Q&P	0 - 20	0 - 20	-	60 - 95
3	Aço médio-Mn	20 - 60	40 - 80	-	-

Fonte: Adaptado de Hu, Feng [5].

A estrutura do aço em nível atômico e microscópico explica sua resistência, elasticidade e outras propriedades. O aço carbono é mais resistente à deformação porque os átomos menores de carbono se difundem nos interstícios da rede cristalina de ferro, dificultando o movimento das discordâncias, conforme didaticamente ilustrado na Figura 2. Esse efeito de fortalecimento produz aço, que é muito mais forte e mais duro que o ferro puro. Outros elementos também podem ser adicionados ao aço; esses elementos de liga podem alterar várias propriedades do aço, incluindo resistência, dureza, tenacidade, resistência à corrosão e capacidade de tratamento térmico [5].

Figura 2 – Os átomos de carbono ocupam a posição intersticial do aço.



Fonte: Adaptado de Hu, Feng [5].

Embora os AHSS de primeira e segunda geração sejam produzidos comercialmente, esforços substanciais estão sendo direcionados para o desenvolvimento de AHSS de terceira geração. Esses aços são projetados para melhorar a relação resistência-ductilidade e espera-se que reduzam o peso estrutural em mais de 35% [5].

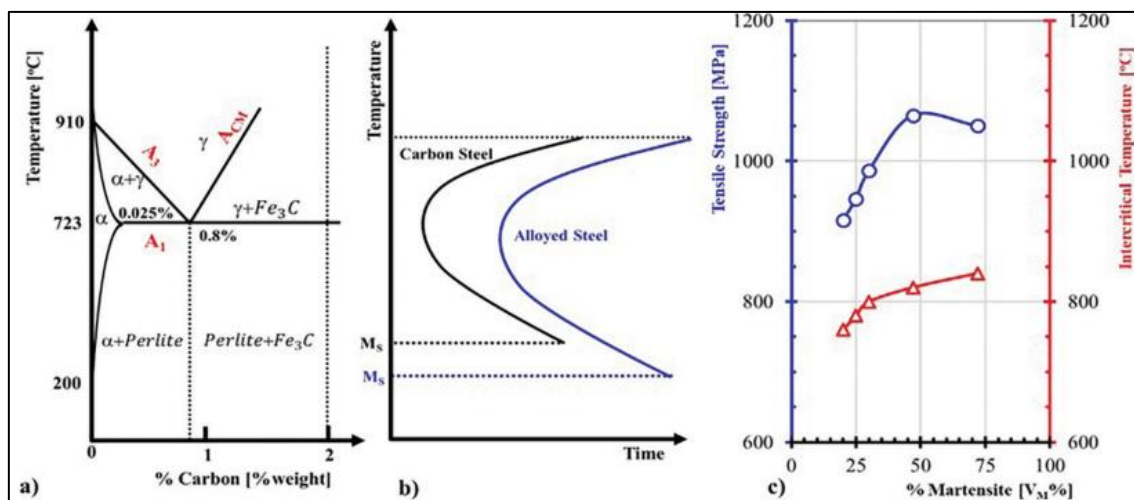
2.1.4 DP – AÇOS BIFÁSICOS (DUAL PHASE STEEL)

Os aços bifásicos (Dual Phase Steel) têm grande importância científica na ciência dos materiais, assim como aplicações industriais, principalmente nas indústrias petrolífera, naval e automotiva, devido à sua capacidade de reduzir o peso dos veículos e o menor consumo de combustível. Convém ressaltar que esses aços são classificados como aços avançados de alta resistência (AHSS). A vista disso, outra tecnologia essencial na ciência destes materiais refere-se aos aços microligados, que têm elementos de liga adicionados em pequenas quantidades (menos de 1% em peso, normalmente) e são fundamentais para a precipitação de carbonetos; os elementos de liga também contribuem com parâmetros utilizados nos processos termomecânicos. Além disso, também interferem no crescimento granulométrico do material austenítico e na distribuição destes carbonetos, o que influencia diretamente na resistência mecânica e na tenacidade do aço [7].

Cumprir observar, preliminarmente, que os aços bifásicos (dual phase steel) são aços de baixo carbono que possuem outros mecanismos de obtenção de propriedades mecânicas, e suas principais microestruturas são compostas principalmente pelas fases ferrita e martensita. A este respeito, a ferrita é responsável pela tenacidade e as ilhas de martensita fornecem resistência mecânica [7].

Algumas características das transformações do Tratamento Térmico do Aço podem ser observadas na Figura 3. Na imagem A mostra uma parte do diagrama de equilíbrio Ferro – Carbono, que indica as temperaturas de transformação (A_3 , A_1 e ACM). A imagem B demonstra um Diagrama Tempo, Transformação e Temperatura (TTT). Cumprir enfatizar que a presença de elementos de liga pode deslocar as curvas M_s (início da transformação da martensita) para direita, aumentando a temperabilidade dos materiais. A imagem C mostra relações entre o teor de martensita e a temperatura intercrítica na resistência à tração de um HSLA [7].

Figura 3 – Diagramas Fe-C em a), TTT em b) e correção de volume martensítico, temperatura intercrítica e resistência mecânica em c).



Fonte: Borges et al (2023) [7].

2.2 O SILÍCIO NOS AÇOS

O Silício é um elemento fundamental para diversos aços, pois aumenta a capacidade de endurecimento e resistência por solução sólida e a temperabilidade; o Si é um elemento que apresenta menor tendência do que o ferro para combinar-se com o carbono; em regra, não forma carbonetos e melhora a resistência a oxidação. É adicionado ao aço líquido para remover o oxigênio (agindo como desoxidante), que resulta na formação do dióxido de silício [8]. Shi et al reforçam que sua adição é considerada uma forma eficaz de melhorar a resistência à corrosão dos aços, pois reduz a espessura da camada de óxido do tipo espinélio enquanto aumenta a espessura da zona de oxidação interna. Isto resultou em uma melhoria na resistência à corrosão dos aços com alto teor de Si e exibiu a melhor resistência à corrosão [8].

Além disso, o Si também pode trazer fortalecimento da solução sólida e melhorar ainda mais as propriedades mecânicas. Devido aos seus benefícios na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas, o Si pode ser considerado um elemento de liga adequado, porém o teor ideal de Si para equilibrar a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas ainda não foi determinado [8].

Convém ressaltar que o silício retarda a recristalização estática e dinâmica, onde o crescimento de grãos de austenita retida (γ_R) aumenta sua estabilidade até a

temperatura ambiente. Por outro lado, o Silício retarda a transformação cinética bainítica e amplia o domínio da constância bainítica. Aços com teores de silício na faixa de 0,8-1,6% em peso promovem a formação de bainítica e aumentam a quantidade de austenita retida (γ_R). Propriedades mecânicas ótimas foram obtidas para o aço austemperado contendo silício de mais de 1,6% em peso. Todavia, o excesso de adição de silício tem um efeito deteriorante nas propriedades mecânicas dos aços austemperados estudados. [8].

2.3 SAE 4140

O aço SAE 4140 é uma liga metálica usada em aplicações industriais, principalmente em indústrias de forjamento. A capacidade de encruar e a elevada tenacidade deste aço ocorrem em função dos elementos de liga adicionados, principalmente cromo (Cr) e molibdênio (Mo). Deste modo, este aço é um dos materiais mais importantes para as aplicações em que se requer resistência à deformação, possuindo elevada resistência à fadiga e custo relativamente baixo. Tratamentos térmicos e termoquímicos são comumente usados para melhorar suas propriedades mecânicas [10].

É um aço ideal para aplicações que exigem boa temperabilidade, utilizado na fabricação de diferentes componentes mecânicos, que se deseja uma boa combinação de resistência mecânica e resistência à fratura [10]. A composição química nominal do aço SAE4140 está disposta na Tabela 2.

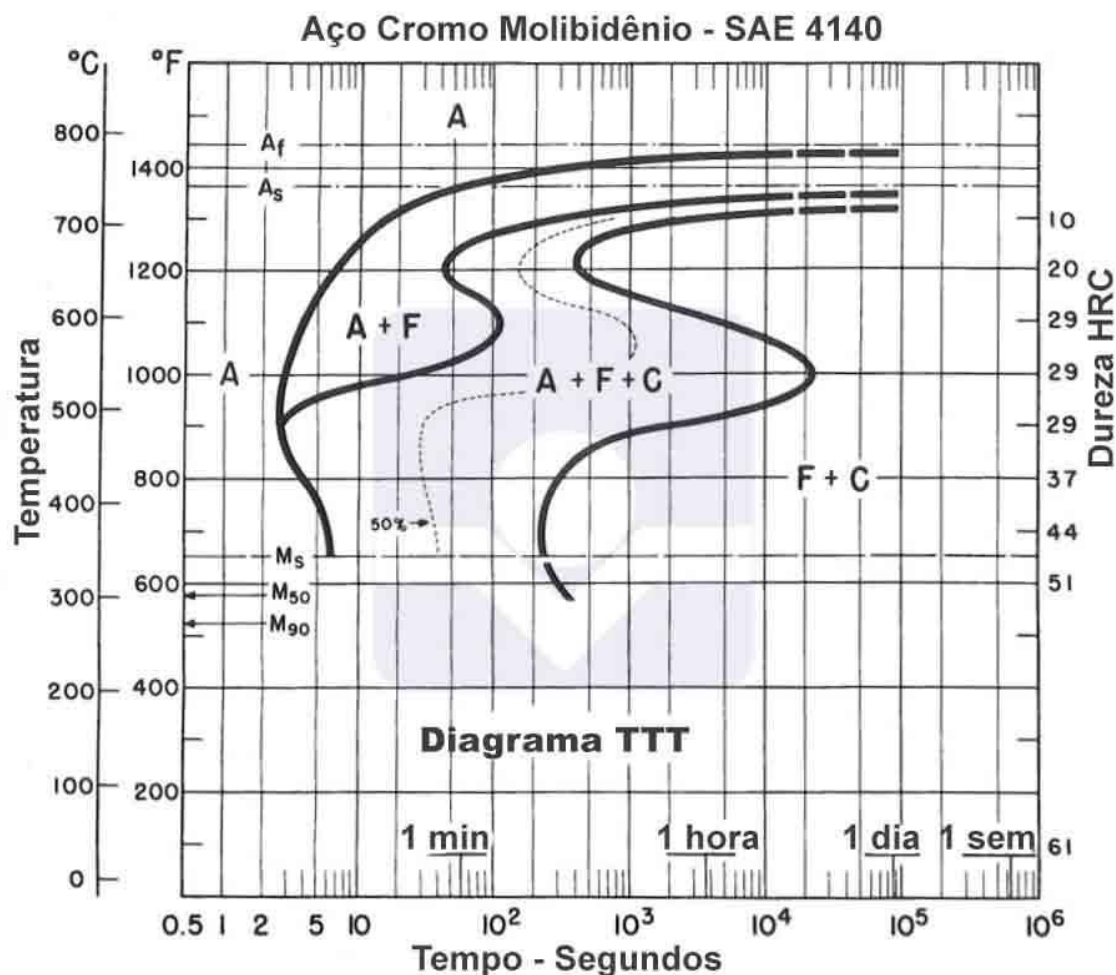
Tabela 2 – Composição química nominal do aço SAE 4140.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Outros
0,38 - 0,43	0,75 - 1,00	0,030	0,040	0,15 - 0,35	-	0,8 - 1,10	0,15 - 0,25	-	-

Fonte: Adaptado SAE J 403(2023) [11].

Na figura 4 pode ser visualizado o diagrama TTT do aço SAE 4140, no qual são obtidas informações relevantes como a temperatura de austenitização, região intercrítica e transformação martensítica [12].

Figura 4 – Diagrama TTT do aço SAE 4140.



Fonte: Adaptado de Machado e Louzada [12].

2.4 SAE 9254

O aço SAE 9254 conta com elevado teor de Silício que apresenta importante relevância no tratamento térmico de têmpera e partição, pois além de ampliar a zona intercrítica diminui a precipitação de carbonetos propiciando a posterior difusão. A tabela 3 apresenta sua composição química nominal. Ele é um aço de média temperabilidade, utilizado em produtos que necessitam resistência ao choque e em temperaturas moderadamente elevadas, como molas por exemplo, e devido a sua versatilidade de aço estrutural, é amplamente utilizado no campo naval, automotivo, aeroespacial, armas, ferrovias, pontes, vasos de pressão, máquinas-ferramentas,

componentes mecânicos com um tamanho seccional maior, entre outras aplicações [11].

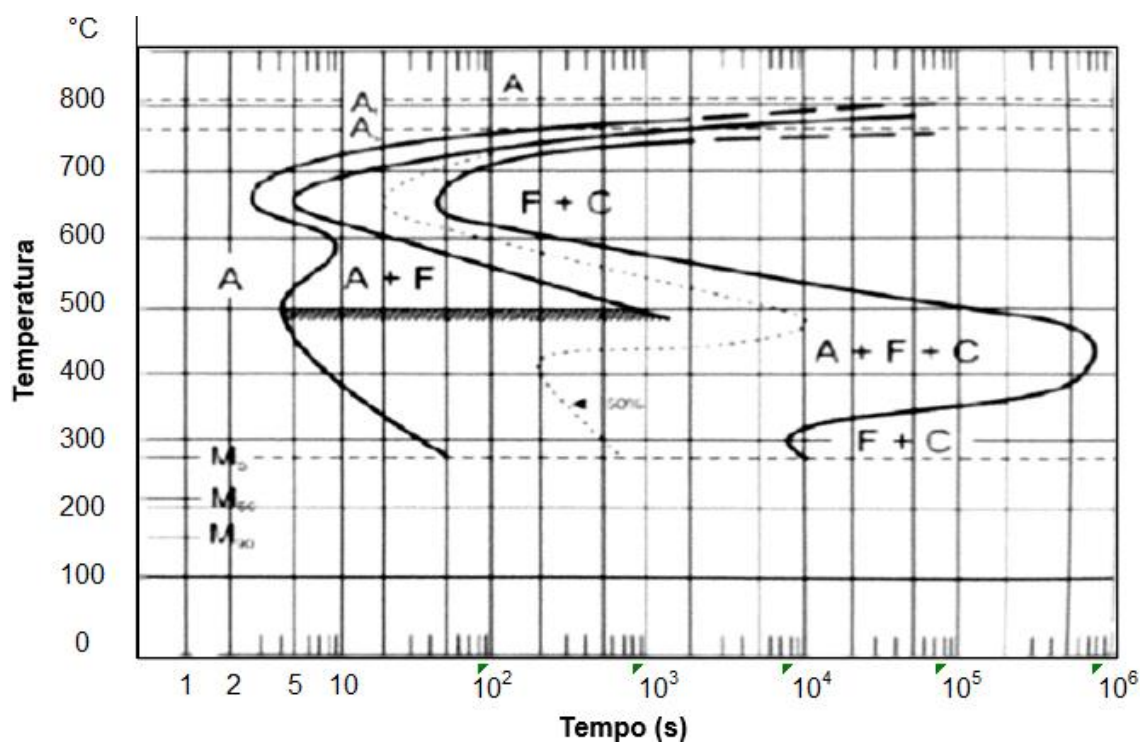
Tabela 3 – Composição química nominal do aço SAE 9254.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Outros
0,51 - 0,59	0,60 - 0,80	0,030	0,040	1,20 - 1,60	-	0,60 - 0,80	-	-	-

Fonte: Adaptado de SAE J403 (2023) [11].

Na figura 5 pode ser visualizado o diagrama TTT do aço SAE 9254, no qual são obtidas informações relevantes como a temperatura de austenitização, região intercrítica e transformação martensítica [13].

Figura 5 – Diagrama TTT do aço SAE 9254.



Fonte: Adaptado de Souza et al. (2022) [13].

2.5 TÊMPERA E PARTIÇÃO

Além da composição química, o tratamento térmico também desempenha um papel importante nas propriedades mecânicas dos aços. O processo de têmpera e revenido (Q&T) é o tratamento térmico comum para aços, pelo qual uma

microestrutura multifásica composta por martensita, ferrita e outros precipitados pode ser obtida. O particionamento de carbono foi relatado pela primeira vez em 1960, mas o conceito de utilizar os benefícios de estabilizar a austenita retida (γ_R) não haviam sido explorados, até que em 2003 ganhou muito interesse científico, quando Speer et al [14] desenvolveram um processo de têmpera e particionamento (T&P) para ajustar as propriedades dos aços avançados de alta resistência, resultando em altas resistências à tração, bem como uma maior ductilidade, com microestruturas formadas em situações de desequilíbrio, como martensita ou bainita e frações de austenita retida (γ_R). Buscava-se altos valores de tenacidade e ductilidade, associado a alta resistência mecânica - próxima à do material temperado e revenido [14, 15, 16].

No processo de T&P, o material é austenitizado, em seguida passa por um rápido resfriamento a fim de atingir uma temperatura específica de têmpera (QT), entre o início da formação de martensita (M_s) e fim da formação da mesma (M_f), dessa forma criando quantidades mensuráveis desse constituinte, e por fim, o tratamento de partição, onde se eleva a temperatura (PT) ao ponto de ocorrer o enriquecimento da austenita pelo carbono. Neste contexto, os aços resultantes desse tratamento são classificados como aços avançados de ultra resistência de terceira geração, devido a combinação das fases dura (e.g. martensita ou bainita) e dúctil (e.g. austenita). Isso ocorre devido à baixa formação de carbeto e da difusão intersticial em baixas temperaturas, permitindo a partição do carbono advindo do constituinte supersaturado à austenita retida (γ_R) [17].

O processo envolve a têmpera a uma temperatura entre as temperaturas de início da martensita (M_s) e finalização da martensita (M_f), seguida de um tratamento de "particionamento" na temperatura de têmpera inicial ou acima dela, projetada para enriquecer a austenita restante não transformada com carbono, escapando da fase de martensita supersaturada, estabilizando assim, a fase de austenita retida (γ_R) à temperatura ambiente [18].

Antes disso, tinha-se que a supersaturação de carbono da martensita é aliviada através da precipitação de carbonetos, e a austenita retida (γ_R) se decompõe em ferrita e cementita durante o revenimento de longo tempo subsequente. A fim de garantir o melhor efeito de estabilização da austenita devido ao enriquecimento de carbono, elementos de formação de carboneto, e.g. nióbio e vanádio, são eliminados

do aço, enquanto elementos de supressão de carboneto, como silício, alumínio e também níquel, são adicionados ao aço [18].

Em geral, a microestrutura dos aços submetidos ao processo T&P é caracterizada por martensita e austenita estabilizada rica em carbono, ao invés de bainita livre de carboneto. Assim, por ter martensita, em vez de ferrita bainítica, é possível obter resistência significativamente maior. Para obter a martensita junto com a quantidade desejada de austenita retida (γ_R) e utilizar efetivamente os méritos do processo de T&P, é importante garantir que a transformação de austenita em ferrita e/ou bainita seja completamente suprimida e isso exige que o aço contenha elementos de liga, como Mn e Si, que forneçam temperabilidade adequada e eliminem a possibilidade de transformação em alta temperatura de austenita em ferrita-bainita durante a têmpera [19].

Além disso, outro requisito importante, é suprimir completamente a precipitação de carbonetos durante o tratamento térmico de partição, de modo que a quantidade máxima de carbono se difunde da martensita para a austenita. A este respeito, o silício é conhecido por impedir significativamente a formação de cementita durante o tratamento térmico de baixa temperatura da martensita devido à solubilidade quase zero do silício na fase de cementita [19].

Em resumo, é necessário utilizar aços com composições químicas específicas, com elementos como o silício o qual por possuir baixa solubilidade na cementita faz com que regiões enriquecidas desse elemento sejam criadas em volta do carbeto em crescimento e assim, evitando o seu desenvolvimento [20].

Os tratamentos térmicos de T&P podem ser organizados em três etapas:

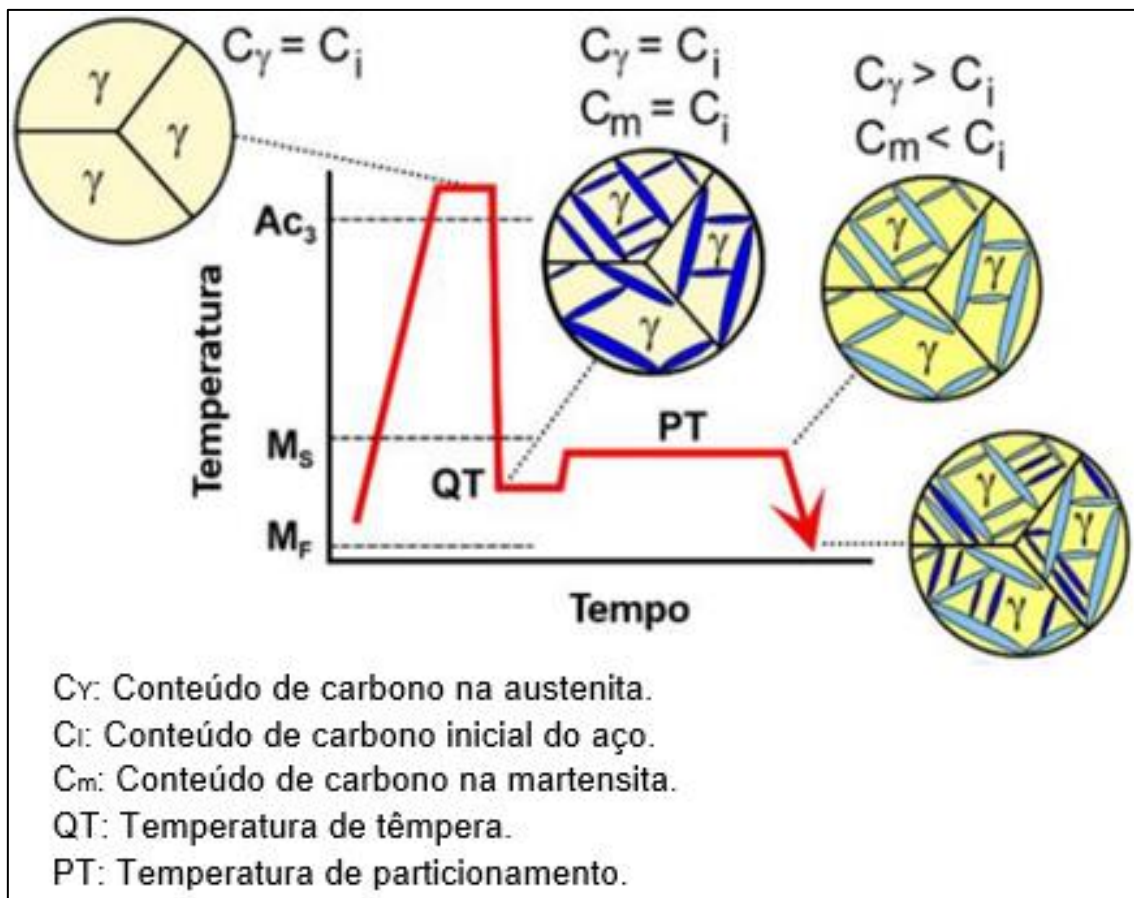
1. O aço austenitizado (na temperatura de austenitização, acima da linha A_{C3}), ou parcialmente austenitizado, cujo teor de carbono da austenita (C_γ) é igual ao teor de carbono inicial da liga (C_i) é inicialmente temperado a uma temperatura de têmpera (QT) entre as temperaturas M_i (temperatura de início de formação da martensita) e M_f (temperatura de final de formação da martensita), e a microestrutura é parcialmente transformada em C_m

(martensita primária). Ao final dessa fase, os teores de carbono, C_i , C_{γ} e C_m (teor de carbono na martensita primária) são iguais [14].

2. Em seguida, o material é mantido num patamar isotérmico (temperatura de particionamento - TP), por um certo tempo. A temperatura pode ser igual à temperatura de têmpera (QT), ou mais alta, sendo necessário um reaquecimento do material no segundo caso (particionamento em uma etapa ou em duas etapas, respectivamente). Durante este estágio do particionamento, o carbono se difunde da martensita primária para a austenita não transformada. Como resultado, a martensita se torna empobrecida em carbono, e a austenita enriquecida permanece metaestável à temperatura ambiente. Neste momento, o teor de carbono em C_{γ} torna-se maior que C_i e C_m [14].
3. Num terceiro momento, promove-se um resfriamento final do material (têmpera final). Caso o particionamento de carbono para a austenita não seja suficiente para promover sua estabilização, essa se transformará em martensita secundária. Entretanto, essa martensita será diferente da formada anteriormente, uma vez que é esperado que apresente maior teor de carbono [14].

A figura 6 representa o gráfico esquemático do processo de tratamento térmico do processo de têmpera e partição - austenitização do material, têmpera inicial, partição e tempera final. Onde γ representa a austenita retida (γ_R); QT representa a temperatura de têmpera; PT representa a temperatura de particionamento; C_{γ} representa a teor de carbono da austenita; C_i representa a teor de carbono inicial da liga; e C_m representa a teor de carbono na martensita primária.

Figura 6 – Gráfico esquemático do processo Têmpera e Partição e evolução da microestrutura em cada etapa do tratamento.



Fonte: Adaptado de Edmonds et al. (2006) [20].

Como podemos observar na Figura 6 (anterior), a etapa de partição foi realizada da forma convencional (processo “two-step”) com reaquecimento do aço até a temperatura de partição (PT), onde se tem o enriquecimento da austenita pelo carbono. No entanto, o tratamento isotérmico de partição pode ser realizado na mesma temperatura de têmpera (QT), como etapa (“one- step”), dispensando o reaquecimento do aço [21].

A microestrutura decorrente do tratamento T&P consiste em austenita retida (γ_R) e martensita. É importante ressaltar que há possibilidade de formação de martensita (fresh martensite) proveniente da austenita mal estabilizada pelo C durante a têmpera final em temperatura ambiente. Essa martensita irá possuir uma maior concentração de carbono diferente da anterior, como consequência possui dureza mais alta do que a martensita inicial [21, 22]. Outra microestrutura obtida é a ferrita

com austenita retida (γ_R) e martensita, esta fase estará presente somente se ocorrer uma austenização parcial (intercrítica) [23].

As propriedades mecânicas obtidas pelos aços T&P consistem em uma ductilidade relativamente alta proveniente da austenita retida (γ_R) e uma alta dureza fornecida pela martensita revenida diferente das obtidas por têmpera e revenimento onde existem a formação de carbonetos [23]. As propriedades estão associadas aos elementos de liga, frações das fases e as características da (γ_R) [24].

Consequentemente, as propriedades mecânicas também são influenciadas pelos parâmetros de tratamentos selecionados. Estudos anteriores, demonstram que existem algumas faixas onde se encontram melhores relações resistência mecânica e ductilidade [6].

Os parâmetros e recursos para o tratamento T&P variam muito em função do tipo de aço e os objetivos específicos que se busca atingir. Entretanto, com base em estudos de artigos publicados entre 2005 e 2022, podemos resumir os seguintes parâmetros:

- Meio de resfriamento para têmpera interrompida (parcial) pode ser em água, óleo, banho de sal, com tempos e temperaturas variáveis;
- Temperatura de particionamento entre 200 a 600°C;
- Meio de particionamento convencionalmente realizado em banho de sal;
- Tempo de particionamento varia entre 2 a 3600 segundos;
- Temperatura de resfriamento para segunda têmpera (final) em água, ar ou temperatura ambiente.

A transformação martensítica é plenamente aceita por se tratar de um processo de transformação de fase sem mecanismo de difusão, de maneira que a ferrita fica supersaturada de carbono em baixas temperaturas. É também reconhecido que o carbono pode migrar da martensita para a austenita após transformação martensítica em função da solubilidade do carbono na austenita ser muito maior [15, 25].

Para auxiliar no cálculo da quantidade de martensita e austenita na etapa de têmpera parcial, é indicado a utilização da equação de KoistinenMarburguer, que relaciona a fração de martensita esperada em função da temperatura M_s e a temperatura de têmpera parcial [15, 20, 25].

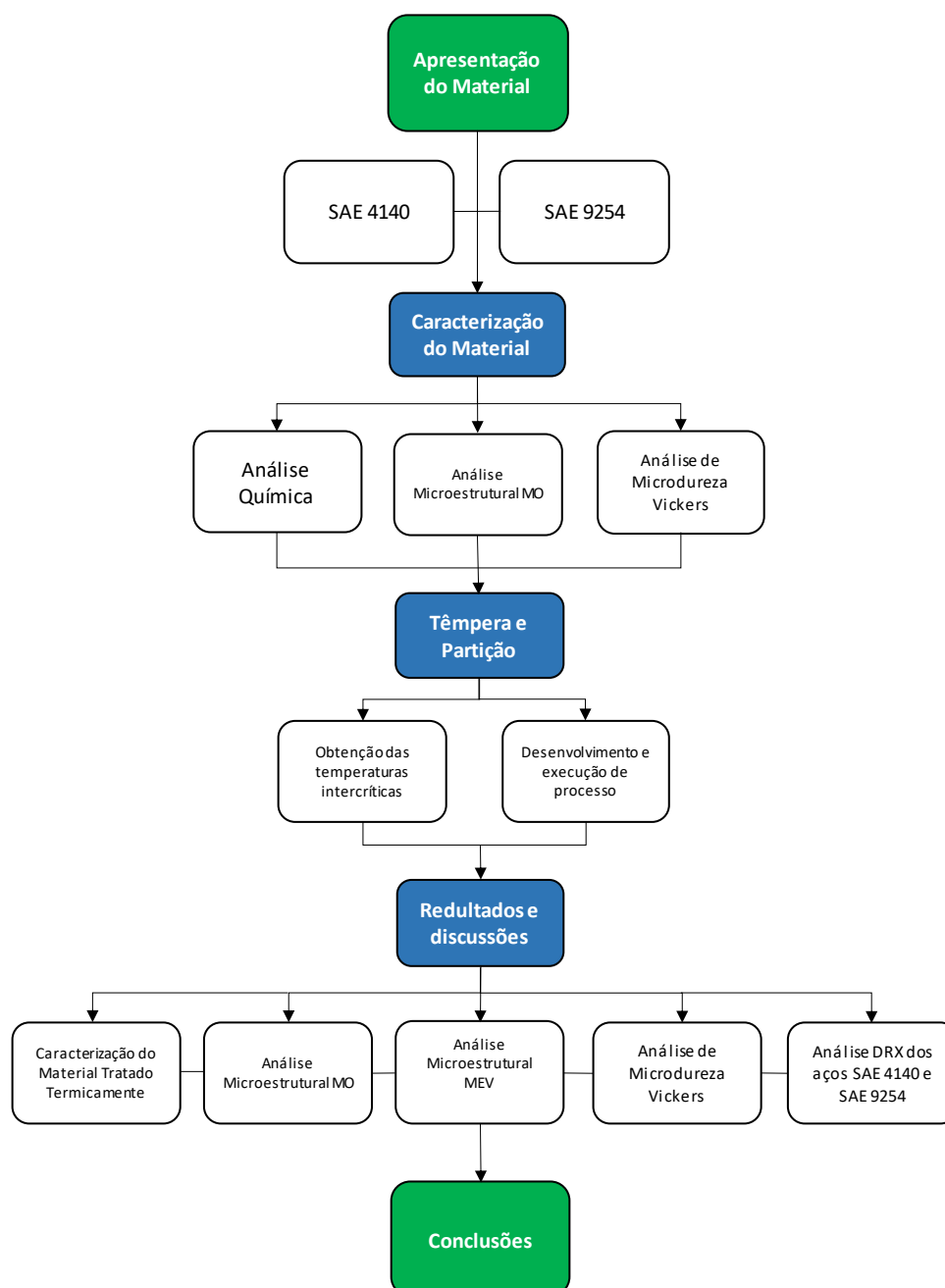
$$f_m = 1 - e^{-0,011 (M_s - Q_t)}$$

Onde, f_m é a fração em volume de martensita transformada na têmpera a partir da austenita na temperatura Q_t ; M_s é a temperatura de início de formação de martensita do aço; e Q_t , a temperatura de têmpera parcial [15, 20, 25].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para atingir os objetivos propostos, foi definido um método de análise considerando o comportamento de dois materiais distintos, nas situações sem tratamento térmico e pós tratamento de Têmpera e Partição. A figura 7 mostra um fluxograma do procedimento experimental realizado.

Figura 7 – Fluxograma do procedimento experimental.



Fonte: O próprio autor.

3.1 APRESENTAÇÃO DO MATERIAL

Para realização do experimento deste trabalho foram utilizados dois tipos de aços para análises comparativas, a fim de verificar o comportamento do Silício frente a Têmpera e Partição: o SAE 4140 e o SAE 9254.

3.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

Para caracterização dos materiais, foram realizadas as seguintes análises: Análise Química, Análise Microestrutural por Microscopia Óptica (MO), Análise Microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Análise de Microdureza Vickers e Difração de Raios X (DRX).

3.2.1 ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas foram obtidas por meio de espectrometria de emissão óptica utilizando o espectrômetro de emissão óptica ARL iSpark 8860, da marca Thermo Scientific. Para cada amostra foram realizadas três queimas em diferentes pontos e a média aritmética considerada como resultado final.

Tabela 4 – Composição química da amostra do aço SAE 4140.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Outros
0,424	0,768	0,010	0,028	0,275	0,119	1,058	0,173	0,003	-

Fonte: O próprio autor.

Tabela 5 – Composição química da amostra do aço SAE 9254.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Outros
0,539	0,646	0,008	0,010	1,519	0,016	0,655	0,005	0,003	-

Fonte: O próprio autor.

3.2.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MO

Para cada qualidade de aço, retirou-se uma amostra com corte transversal às linhas de fluxo para que a face fosse analisada. Em seguida, as amostras foram

preparadas nas superfícies dos cortes, lixadas e polidas com abrasivo à base de alumina, utilizando as máquinas politriz, respectivamente. Logo após, as amostras foram atacadas quimicamente com reagente Nital 2% e observadas no microscópio óptico Olympus GX 51S nas magnificações 100x, 200x, 500x e 100x, conforme pode ser observado na figura 8.

3.2.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL MEV

O microscópio óptico, utilizado para análise microestrutural, tem a limitação de 1000 vezes, o que impossibilita a visualização de detalhes estruturais. Neste sentido, o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) permite alcançar aumentos de até 900.000 vezes, o que proporciona uma excelente visualização mais detalhada das microestruturas estudadas neste trabalho. A preparação da amostra para ser analisada com MEV seguiu o mesmo procedimento utilizado na análise microestrutural com Microscópio Óptico, assim como o ataque e observadas no microscópio eletrônico de varredura Jeol.

Em resumo, o MEV irradia um feixe de elétrons sobre a superfície da amostra em análise, que emite radiações da superfície da amostra como elétrons secundários, elétrons retroespalhados, elétrons Auger, radiografias, fótons, etc. Essas radiações fornecem detalhes da amostra como topografia da superfície, composição química, cristalografia, dentre outras.

3.2.4 MICRODUREZA VICKERS (HV1)

Para realizar o ensaio foi utilizado microdurômetro HMV da marca Shimadzu, modelo HV2 séries, onde foram realizadas 10 impressões – antes e depois do processo de têmpera e partição – para cada qualidade de aço, SAE 4140 e SAE 9254. A microdureza Vickers foi realizada conforme a norma ASTM: E92–2003 que contempla a determinação de dureza Vickers de materiais metálicos, utilizando forças aplicadas de 1 kgf para 120 kgf; a verificação das máquinas de ensaio de dureza Vickers; e a calibração do teste de dureza de blocos, como também orienta sobre a carga a ser utilizada e o método de análise para eliminação de eventuais erros de medida.

Em cada amostra foram medidos dez pontos diferentes, partindo de 1/3 de raio para região do núcleo, respeitando a distância de 2,00mm entre as impressões. O

resultado final é a média das impressões. O ensaio foi realizado utilizando a carga de 1 Kg por intervalo de 10 segundos. Nas figuras 15 e 16 estão dispostos os valores das microdurezas.

3.3 TÊMPERA E PARTIÇÃO

3.3.1 OBTENÇÃO DAS TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS

Com base nos resultados obtidos das análises químicas realizadas neste estudo, as temperaturas intercríticas, entre as temperaturas das linhas A3 e A1 do Diagrama Fe-C, foram obtidas por meio das equações de Andrews - usadas para os cálculos de temperatura de transformação de fase.

As equações 1 e 2 foram utilizadas para calcular as temperaturas das linhas (AC_3) e (A1) relativas à zona intercrítica, enquanto a Equação 3 foi utilizada para calcular a temperatura inicial para a transformação martensítica (MS) para ser considerada no processo de resfriamento severo para obtenção de martensita de baixo carbono. Os resultados estão dispostos na tabela 6.

$$AC_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti \quad (1)$$

$$A1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (2)$$

$$Ms = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad (3)$$

Tabela 6: Temperaturas intercríticas de acordo com as curvas de Andrews.

Aço	AC3 (°C)	A1 (°C)	Ms(°C)
SAE 4140	775,66	738,65	320,08
SAE 9254	811,31	771,09	283,11

Fonte: O próprio autor.

3.3.2 DESENVOLVIMENTO E EXECUÇÃO DA TÊMPERA E PARTIÇÃO

Para avaliar o comportamento dos aços utilizados neste trabalho, as amostras foram padronizadas em pequenos corpos de prova de 20mm de comprimento por 20mm de largura por 20mm de altura. Em seguida, foram submetidos às temperaturas inter críticas indicadas na tabela 6, pelo tempo de 60 minutos (em temperatura) em cada etapa, austenitização e particionamento. Esses processos foram realizados em forno de resistência elétrica EDG F3000 e resfriado em solução polimérica Polidur Al.

Após o particionamento de carbono os corpos de prova foram retirados resfriados ao ar até atingirem temperatura ambiente, logo em seguida submetidos às análises microestruturais MO e MEV, Microdureza Vickers e DRX.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

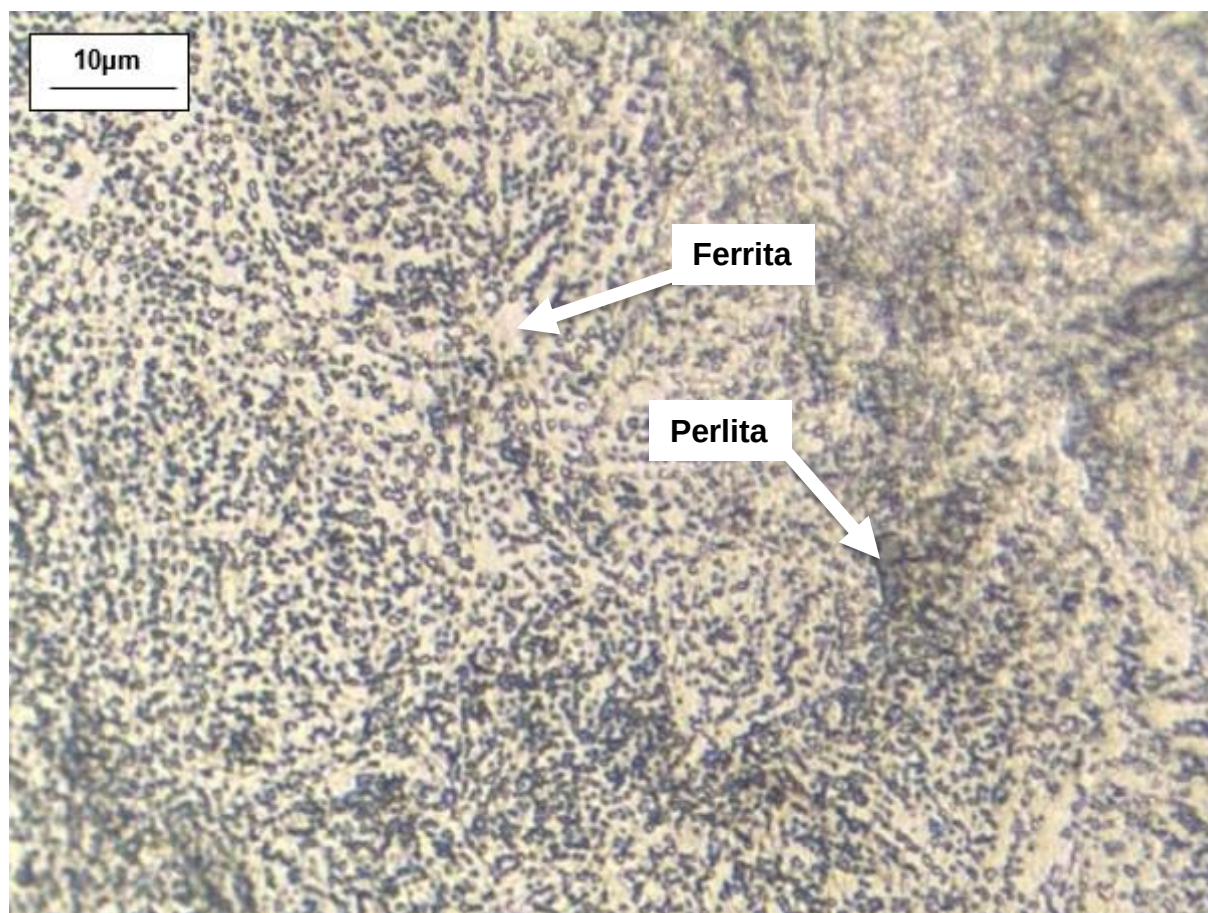
Os resultados obtidos foram discutidos desde a condição inicial das amostras na condição laminadas. A comparação da sua condição primária contribuiu para detecção de fatores preliminares como bandejamento longitudinal. A presença dos mesmos pode prejudicar o comportamento dos aços no tratamento térmico de têmpera e partição. Após análise em corte longitudinal e análise microestrutural foi observado que o bandejamento encontrado nas amostras não foi significativo para comprometer os resultados do ciclo de têmpera e partição.

4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

4.1.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL - LAMINADOS

A análise microestrutural das amostras de aço SAE 4140 pode ser visualizada na figura 8 e a do aço SAE 9254 na figura 9, ambas com magnificações de 1000x. Verifica-se no aço SAE 4140 verificou-se que as amostras de encontravam na condição “laminado a quente” e com resfriamento em leito. A microestrutura detectada é constituída por ferrita e perlita. A presença de bainita é associada ao balanço químico do aço e a presença de elementos residuais que desloca o cotovelo do diagrama TTT para a direita [3, 16 ,31]. No resfriamento em leito a temperatura em determinados momentos acaba tendo um comportamento isotérmico contribuindo para a transformação bainítica [16]

Figura 8 – Imagem da microestrutura SAE 4140 com magnificação 1000 vezes.

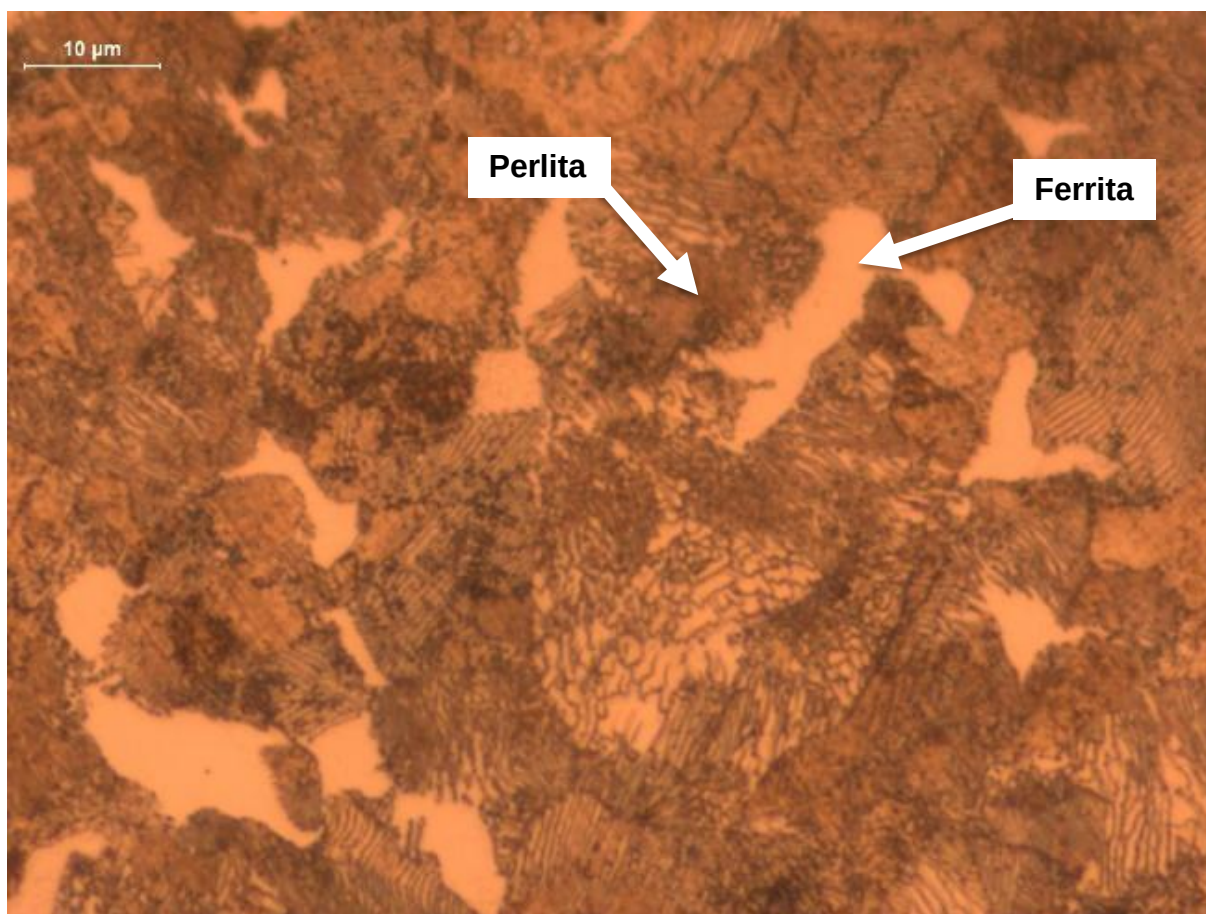


Fonte: O próprio autor.

Nas amostras de aço SAE 9254, as condições são similares às do SAE 4140, com as mesmas laminadas a quente e resfriamento em leito. O aço SAE 9254 apresenta elevado teor de Si.

O silício é um desoxidante forte e inibe a formação de carbonetos. Porém a presença de teor mais elevado de carbono e os elementos residuais do processamento na aciaria favorecem a formação de bainita e até martensita. Desta forma a microestrutura é constituída por ferrita, perlita, bainita e martensita. A presença da microestrutura adifusional e instantânea de transformação martensítica ocorre pela presença de temperaturas isotérmicas em determinados momentos e taxas mais elevadas de resfriamento [16].

Figura 9 – Imagem da microestrutura SAE 9254 com magnificação de 1000 vezes.



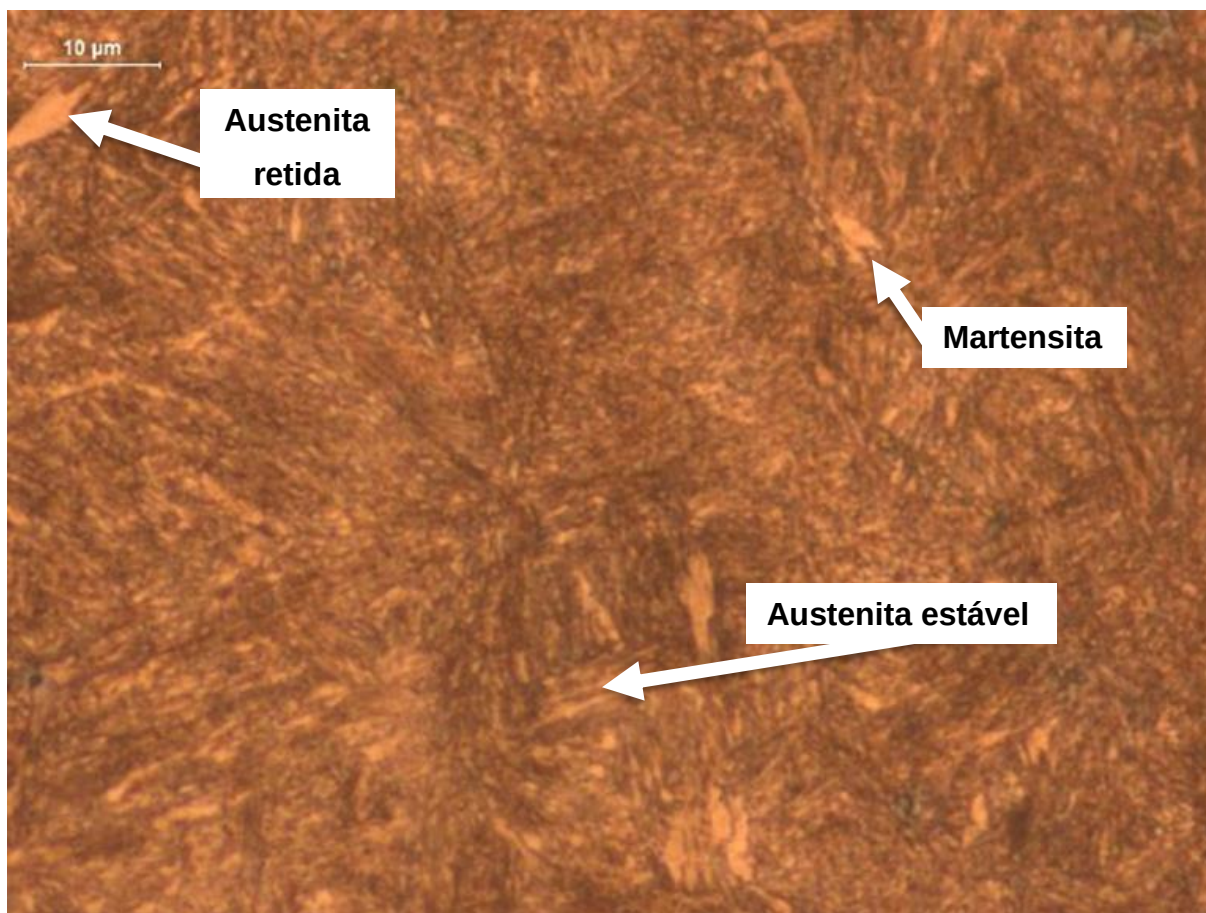
Fonte: O próprio autor.

4.1.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA ÓPTICA APÓS T&P

A utilização do ensaio de microscopia óptica foi utilizada em magnificação 1000x para a verificação da morfologia microestrutural dos aços estudados. A abrangência das condições macroestruturais pode ser visualizada em corte longitudinal nas figuras 10 e 11. O aço SAE 9254 apresentou microestruturas de martensita e austenita estável, enquanto o aço SAE 4140 modificado apresentou martensita, austenita estável e austenita retida.

A figura 10 traz imagens da microestrutura SAE 4140 após T&P na ampliação 1000 vezes.

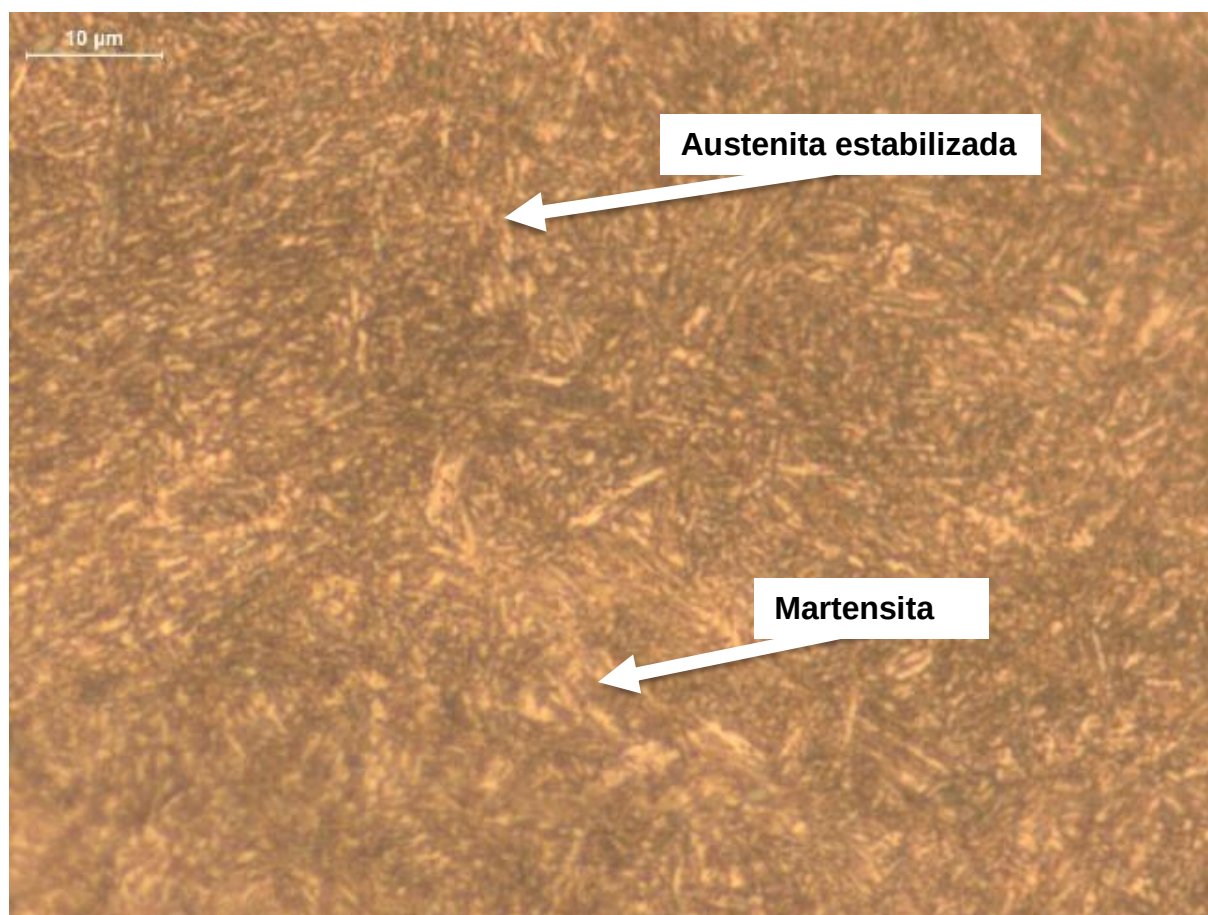
Figura 10 – Imagem da microestrutura SAE 4140 após T&P em magnificação de 1000 vezes.



Fonte: O próprio autor.

A figura 11 traz imagens da microestrutura SAE 9254 pós T&P na ampliação 1000 vezes.

Figura 11 – Imagem da microestrutura SAE 9254 no sentido da laminação em magnificação de 1000 vezes.



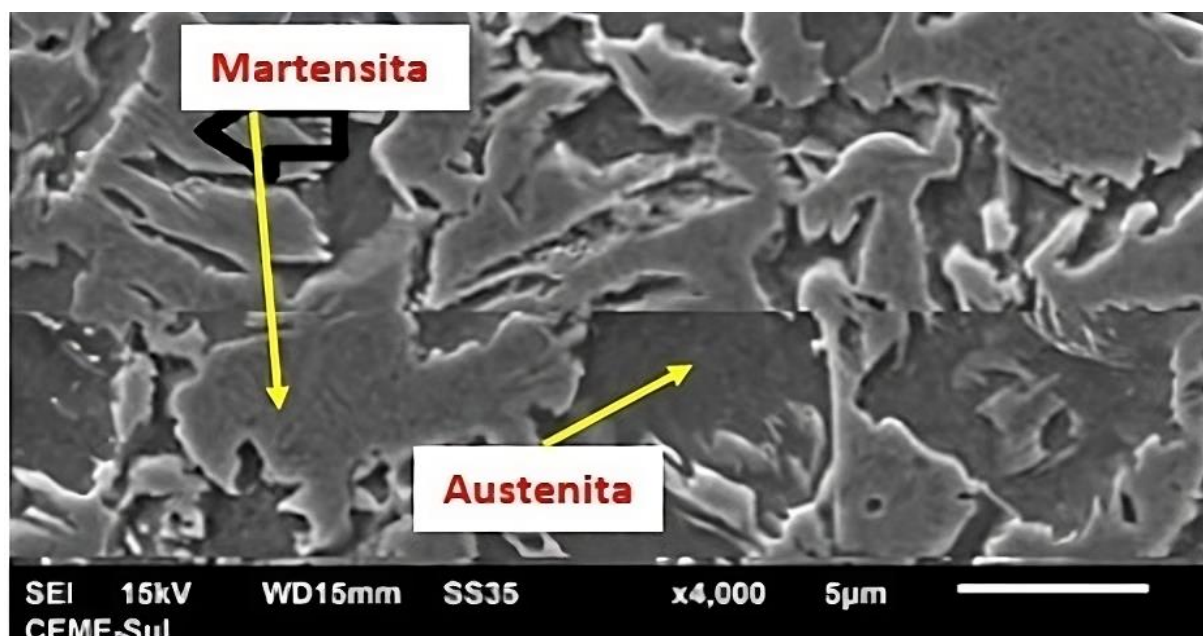
Fonte: O próprio autor.

4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL MEV PÓS T&P

Após a realização da austenitização do aço, resfriamento entre o início e final de transformação martensítica e posterior partição, verificou-se a presença de matriz martensítica e regiões com austenita. Esta condição indica a efetividade do ciclo térmico aplicado. A austenita apresenta coloração mais escura na figura 12 e a martensita mais clara. A estabilidade da austenita é obtida pela partição, porém a mesma não é tão efetiva no aço SAE 4140 quando comparada ao aço SAE 9254, que apresenta elevado teor de silício que inibe a precipitação de carbonetos [16].

A microestrutura do aço SAE 4140, após o tratamento térmico de têmpera e partição, pode ser observada na figura 12 com a utilização de microscopia eletrônica de varredura.

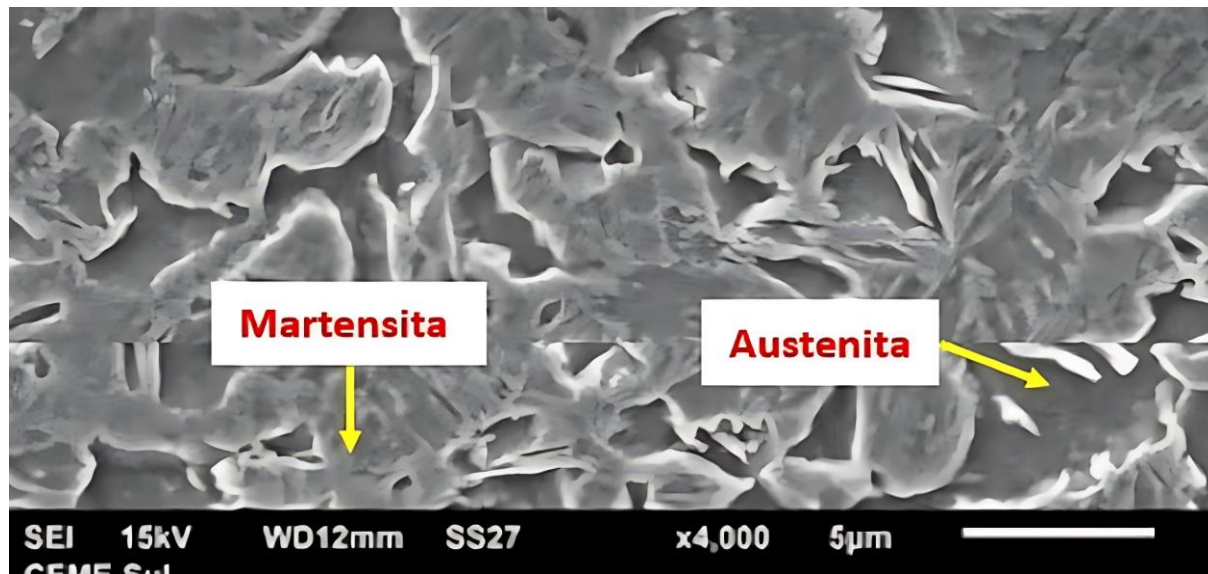
Figura 12 - Microestrutura do aço SAE 4140 após aplicação do tratamento térmico de têmpera e partição observada em MEV.



Fonte: O próprio autor

As microestruturas do aço SAE 9254 observadas no MEV identificaram martensita em maior volume e consequentemente menor volume de austenita. Dois fatores foram responsáveis por esta condição. O primeiro pelo maior teor de carbono e o segundo pela maior concentração de silício que inibe a formação de carbonetos priorizando a transformação martensítica [16]. A microestrutura do aço SAE 9254 submetido ao tratamento térmico de têmpera e partição pode ser visualizada na figura 13.

Figura 13 - Martensita e Austenita detectada nos aços SAE 9254 após o tratamento térmico de têmpera e partição.



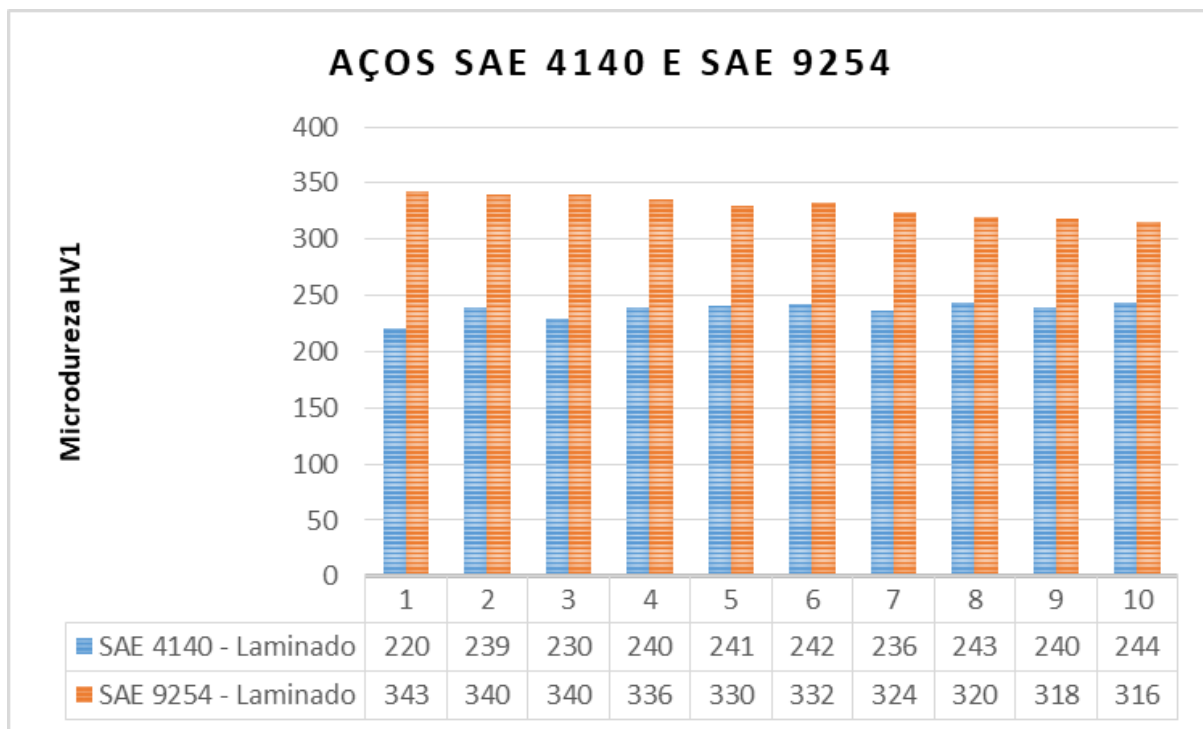
Fonte: Próprio Autor

4.3 ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS

4.3.1 ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS PÓS T&P

A microdureza das amostras laminadas, antes da têmpera e partição, pode ser visualizada na figura 14. A presença de bainita superior contribuiu para os valores encontrados nos aços SAE 4140 e SAE 9254. Os valores do aço SAE 9254 foram mais elevados devido ao fato de apresentarem teor de carbono mais elevado [16]. Os valores mais elevados de microdureza podem contribuir para a presença de trincas de topo quando do corte de barras por cisalhamento [16]. Esta condição pode ser minimizada com a realização de resfriamento controlado em leito de laminação ou com aplicação do tratamento térmico de recozimento [16, 26, 27, 28].

Figura 14 – Microdureza dos aços SAE 4140 e SAE 9254 na condição de laminado.



Fonte: O próprio autor.

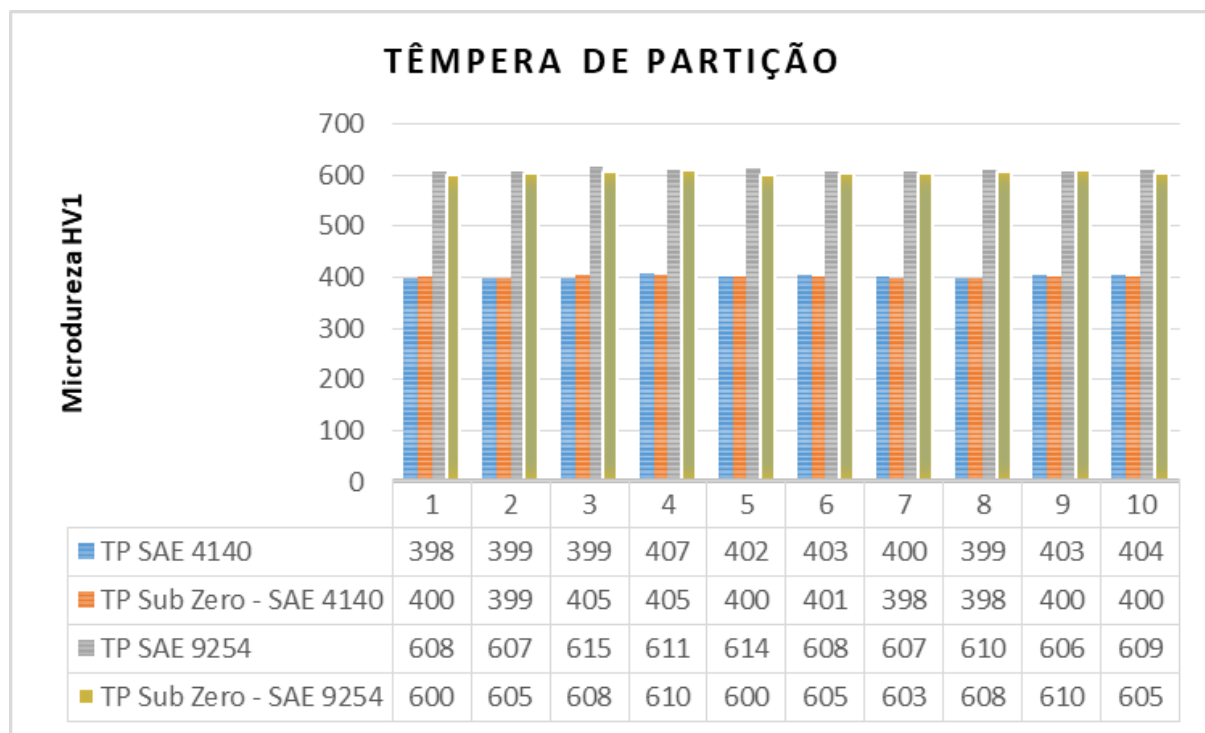
4.3.2 ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS PÓS T&P + SUB ZERO

Na figura 15 estão dispostas as microdurezas pós têmpera e partição dos aços SAE 4140 e SAE 9254. Os valores de microdureza do aço SAE 4140 encontrados foram mais baixos do que os do aço SAE 9254. Mesmo que o aço SAE 4140 tenha na sua composição química elementos de liga como Cr e Mo, a efetividade da têmpera do aço SAE 9254 foi maior pelo maior teor de carbono e a capacidade do silício em minimizar a formação de carbonetos favorecendo a deformação do reticulado cristalino e consequentemente aumentando a cinética de transformação martensítica [26, 27, 28].

Verificou-se ainda que o comportamento após a aplicação de temperaturas sub zero, figura 15, não houve aumento da microdureza das amostras. Este fato corrobora como a verificação da estabilidade da austenita devido a migração do carbono da martensita para a austenita no processo de partição [26, 27, 28].

Na figura 15 estão dispostas as microdurezas pós têmpera e partição dos aços SAE 4140 e SAE 9254.

Figura 15 – Microdureza dos aços SAE 4140 e SAE 9254 pós “têmpera e partição” e “têmpera e partição + sub zero.

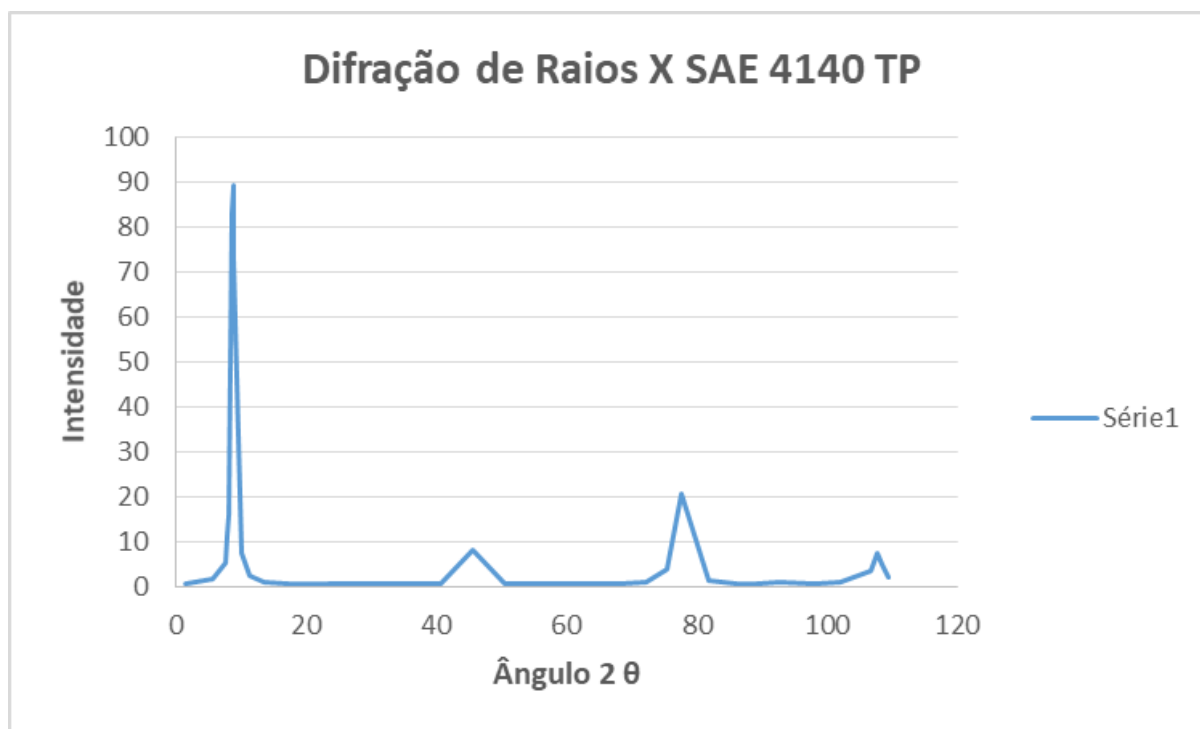


Fonte: O próprio autor.

4.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS X AÇOS SAE 4140 E SAE 9254

A difração dos raios X do aço SAE 4140, figura 16, apresentou os picos típicos de martensita e ferrita sobreposta a martensita que geralmente ficam sobrepostos com os de martensita. Este fenômeno está associado à condição do sistema cristalino cúbico de corpo centrado e hexagonal de corpo centrado apresentarem similaridade [26, 27].

Figura 16 – Difração dos raios X do aço SAE 4140.



Fonte: O próprio autor.

Na tabela 7 podem ser visualizados as fases e os índices de Müller de cada um dos picos de DRX das amostras analisadas, **após aplicação do tratamento subzero**.

Tabela 7 - Identificação dos picos de DRX do aço SAE nos ângulos 2θ (theta) de 30 a 90 *graus*.

Pico DRX	Símbolo	Índice de Müller	Fase
1	α - TCC	(110)	Martensita
2	α - TCC	(200)	Martensita
3	α - TCC	(211)	Martensita
4	α - TCC	(220)	Martensita

Fonte: Próprio Autor

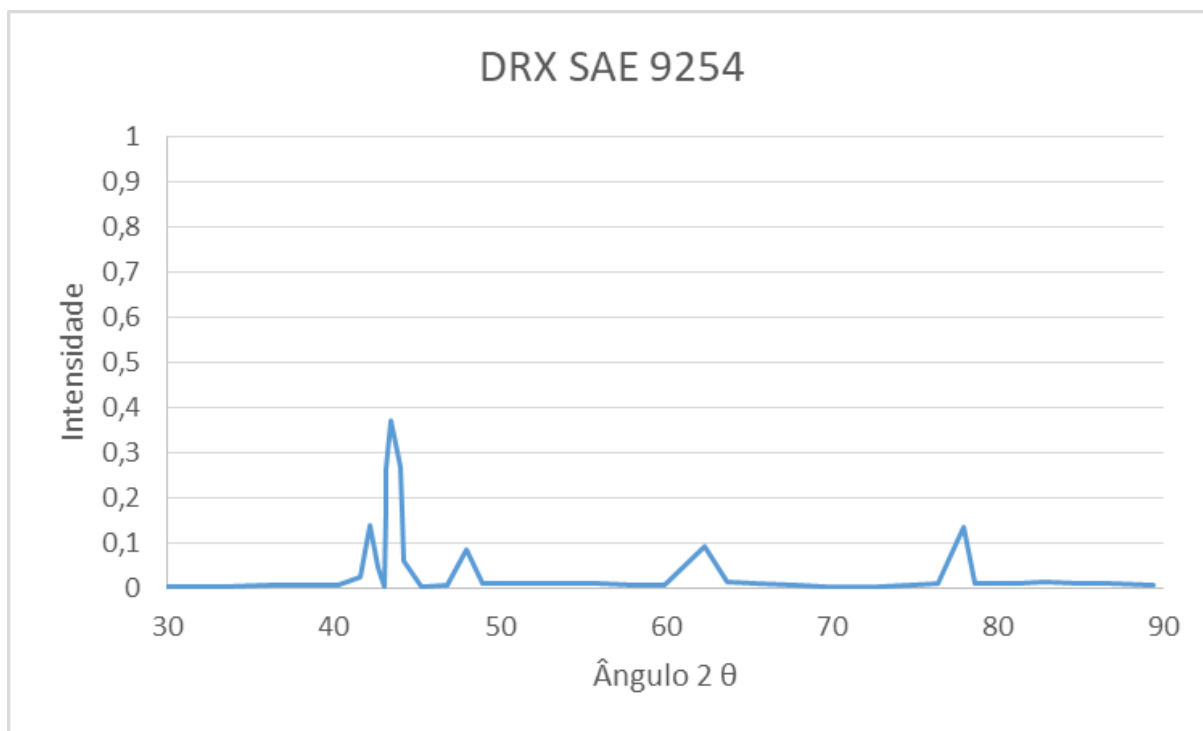
A ausência de picos de austenita pode ser explicado pela transformação de grande parte da austenita em martensita evidenciando que no aço SAE 4140 a estabilização da austenita não foi 100% efetiva [3, 16, 26, 27, 28, 31].

Na difração de raios X do aço SAE 9254, figura 17, foi encontrada ferrita e com conjunto com a austenita. Porém é importante destacar que os pontos de martensita podem estar sobrepostos aos de ferrita quando na condição hexagonal de corpo centrado. Não foram detectados picos de perlita ou bainita que apresentam conceitualmente transformações difusionais que geralmente não introduzem tanta tensão ou deslocamento na rede cristalina em comparação com transformações de deslocamento. A transformação martensítica é conhecida por gerar deformação de rede significativa e uma alta densidade de discordâncias devido à sua natureza de cisalhamento. Assim, a maior densidade de discordância e microdeformação nas amostras tratadas pode ser atribuída à transformação martensítica adicional [29].

É bem conhecido que o teor de carbono afeta a tetragonalidade da martensita. O maior teor de carbono mudando a transformação de fase da martensita de cúbico de corpo centrado (CCC) para tetragonal de corpo centrado (TCC). Geralmente o volume de martensita diminui conforme a temperatura de partição aumenta. Isso sugere que átomos de carbono estão sendo particionados da ripa de martensita saturada atérmica para defeitos de rede [29].

Isso resulta na depleção de carbono da ripa de martensita e enriquecimento de carbono na austenita durante o processo de partição. A mudança nos picos de martensita para ângulos mais baixos durante a partição devido à depleção de carbono e perda de tetragonalidade confirma ainda mais o fenômeno de partição de carbono [16].

Figura 17 – Difração dos raios X do aço SAE 9254.



Fonte: O próprio autor.

Na tabela 8 podem ser visualizados as fases e os índices de Müller de cada um dos picos de DRX das amostras analisadas.

Tabela 8 - Identificação dos picos de DRX do aço SAE 9254 nos ângulos 2θ de 30 a 90 graus.

Pico DRX	Símbolo	Índice de Müller	Fase
1	γ	(111)	Austenita
2	α - TCC	(100)	Martensita
3	γ	(200)	Austenita
4	α - TCC	(200)	Martensita
5	α - TCC	(211)	Martensita

Fonte: Próprio Autor.

Os picos de austenita foram pronunciadamente detectados nas amostras de aços SAE 9254 submetidas ao tratamento térmico de têmpera e partição mesmo após a aplicação de tratamento criogênico. Este fenômeno corrobora a efetividade do ciclo de partição no aço SAE 9254 [2, 3, 16, 26, 27, 31].

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados e conclusões, conclui-se que:

- A estabilidade da austenita foi parcial, pois o reduzido teor de silício no aço SAE 4140 inibiu a difusão de carbono da martensita para austenita, não contribuindo para redução total da temperatura final de transformação martensítica.
- Os valores médios mais elevados da microdureza do SAE 9254 se devem ao maior teor de carbono e maior efetividade na têmpera.
- O silício possuiu mais efetividade, pois inibe a formação de carbonato e favorece a difusão do carbono para a austenita diminuindo a temperatura de transformação martensítica (pois desta forma a temperatura final de transformação martensítica fica abaixo de zero).
- A têmpera é partição do aço SAE 9254 melhorou significativamente as propriedades antagônicas, já no aço SAE 4140 está melhora foi parcial.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Desenvolvimento de Dual Phase Steel a partir dos aços SAE 4140 e SAE 9254.
- Simulação dos processos térmicos para obtenção de ciclos de têmpera e partição.
- Efeito da composição química nas curvas de tempo, temperatura e transformação.
- Estabilidade da austenita em aços baixa liga submetidos a tratamentos criogênicos.
- Um estudo sobre o impacto de diferentes elementos de liga, como o alumínio e o nióbio, no tratamento de têmpera e partição.
- Aplicabilidade da têmpera e partição em outros tipos de aços de baixa liga e estudar os efeitos de tratamentos criogênicos e diferentes tempos de partição para otimizar as propriedades mecânicas.

7 REFERÊNCIAS

- [1] MAHMOUD. Y. Demeni. **Advanced High Strength Steels: Science, Technology, and Applications**. ASM International, 2013.
- [2] TAUB, Alan I.; LUO, Alan A. **Advanced lightweight materials and manufacturing processes for automotive applications**. MRS Bulletin. Percentil Scopus: 83%. v. 40, p. 1045-1054, 2015. A2
- [3] TISZA, M. **Three Generations of Advanced High Strength Steels in the Automotive Industry**. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Percentil Scopus: 20%. VAE 2020, LNME, p. 81–94, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/978-981-15-9529-5_7> Acesso em: 16/05/2023. B3
- [4] BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. **Analysis of mechanical properties and microstructure of high-silicon dual-phase steel**. Materials Science and Technology. Percentil Scopus: 49% p. 41, 18/07/2013. B1
- [5] HU, Xiaohua; FENG, Zhili. **Advanced high-strength steel—basics and applications in the automotive industry**. Oak Ridge National Lab. (ORNL). Oak Ridge, TN, United State: ORNL/TM-2021/2047. Disponível em: <<https://www.osti.gov/biblio/1813170>> acesso em: 15/05/2023.
- [6] SANTOS, Odair J. P. **Caracterização Mecânica e Microestrutural em um Aço TRIP Tratado Termicamente por Têmpera e Partição**. Dissertação (Mestrado).
- [7] BORGES, Hektor O. et al. **Analysis of the influence of the composition and quenching parameters on the performance of some dual phase in HSLA steels**. Revista Matéria. Percentil Scopus: 19%. v. 28, n.3, 2023. B3
- [8] AMER, Eid A. et al. **Microstructure and Mechanical Properties of Advanced High-Silicon Austempered Steel**. Metallography, Microstructure, and Analysis. Percentil Scopus: 59%, v. 11, p. 454, 2022. A4
- [9] SHI, Tang et al. **Effect of Si Content on the Microstructure and Mechanical Properties of a 9Cr Ferritic/Martensitic Steel after a Quenching and Partitioning Process**. Journal of Materials Engineering and Performance. Percentil Scopus: 63%. Publicado em 11/06/2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-024-09705-y>> Acesso em: 20/06/2024. A3
- [10] Mintz B; Quaban, A. **The Influence of Precipitation, High Levels of Al, Si, P and a Small B Addition on the Hot Ductility of TWIP and TRIP Assisted Steels: A Critical Review**. Metals, v. 12, 2022.,

- [11] **Norma SAE J 403.**
- [12] MACHADO, Diana; LOUZADA, Gabriel. **Análise de dureza dos aços aisi 4140 e aisi 4340 submetidos às mesmas condições de têmpera e revenimento.** Dissertação (Mestrado) -
- [13] SOUZA, Pablo H. M. et al. **Estudo do efeito do tempo no processo de Têmpera e partição aplicados ao aço SAE 9254.** p. 401-413. In: 75° Congresso Anual da ABM. São Paulo, 2022.
- [14] SILVA, Amanda de Paiva. **Efeito dos tratamentos térmicos de têmpera e particionamento na microestrutura e propriedades mecânicas de aços API aplicados em indústrias de óleo e gás.** Dissertação (Mestrado) 2018.
- [15] SPEER, J. et al. **Carbon partitioning into austenite after martensite transformation.** Acta Materialia. Percentil Scopus: 97%, v. 51, p. 2011–2622, 2003. A1
- [16] WANG, Cunyu et al. **Comparison of three-body impact abrasive wear behaviors for quenching–partitioning–tempering and quenching–tempering 20Si2Ni3 steels.** Wear. Percentil Scopus: 88%, v. 362–363, p. 121, 2016. A1
- [17] OLIVEIRA, Rafael C. L. M. et al. **Análise comparativa entre a têmpera e partição versus a têmpera e revenimento para o aço SAE 4340.** Revista Matéria. Percentil Scopus: 19%. v. 24, n.3, 2019. B3
- [18] LIU, S.G. et al. **Application of quenching–partitioning–tempering process and modification to a newly designed ultrahigh carbon steel.** Materials and Design. Percentil Scopus: 96%, v. 56, p. 37-43, 2014. A1
- [19] NAYAK, S.S. et al. **Microstructure–hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon.** Materials Science & Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. Percentil Scopus: 95%. v. 498, p. 442, 2008. A1
- [20] EDMONDS, D. V.; He, K.; RIZZO, F. C.; DE COOMAN, B. C.; MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. **Quenching and partitioning martensite — a novel steel heat treatment.** Materials Science and Engineering A. Percentil Scopus: 95%. v. 438-440, p. 25-34, 2006. A1
- [21] SPEER, John G. et al. **The "quenching and partitioning" process: background and recent progress.** Materials Research. Percentil Scopus: 45%, v. 8, n. 4, p. 417–423, 2005. B1

- [22] STEWART, R. A. et al. **Quenching and Partitioning of Plate Steels: Partitioning Design Methodology**. Metallurgical and Materials Transactions A. Percentil Scopus: 78%, v. 50, n. 10, p. 4701–4713, 2019. A2
- [23] SANTOFIMIA, M. J. et al. **Microstructural evolution of a low-carbon steel during application of quenching and partitioning heat treatments after partial austenitization**. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. Percentil Scopus: 78%, v. 40, n. 1, p. 46–57, 2009. A2
- [24] CHEN, S. et al. **Characteristics of bainitic transformation and its effects on the mechanical properties in quenching and partitioning steels**. Materials Science and Engineering A. Percentil Scopus: 95%, v. 803, p. 140706, 2021. A1
- [25] ROMEIRO, Lauro C. **Tratamento Térmico de Têmpera e Particionamento em aço SAE 9260**. Dissertação (Doutorado).
- [26] WANG, Li; SPEER, John G. **Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment**. Metallography, Microstructure, and Analysis. Percentil Scopus: 59%, v. 268–281, 2013. A4
- [27] ZHENG, Pengfei et. al. **On the standards and practices for miniaturized tensile test – A review**. Fusion Engineering and Design. Percentil Scopus: 68%, v. 161, p. 112006, 2020. A3
- [28] ZHONG, N. et al. **Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching – partitioning – tempering process**. Materials Science and Engineering A. Percentil Scopus: 95%. California, v. 506, p. 111–116, 2009. A1
- [29] MASOUMI, M.; CENTENO, D.M.A.; ECHEVERRI, E.A.A. **Tailoring the Microstructure using Quenching and Partitioning Processing in a Commercial Mn-Si-Cr Spring Steel to Improve Tensile Properties**. Arabian Journal for Science and Engineering. Percentil Scopus: 88%. v. 5, p.1-21, 2024. A1
- [30] M. Nouroozi, H. Mirzadeh, M. Zamani **Effect of microstructural refinement and intercritical annealing time on mechanical properties of high-formability dual phase steel** Mater. Sci. Eng. A, 736 (2018), pp. 22-26, 10.1016/j.msea.2018.08.088
- [31] VIEIRA, E. R. et al. **Evaluation of the characteristics of an AISI 1045 steel quenched in different concentration of polymer solutions of**

polyvinylpyrrolidone. Scientific Reports. Percentil Scopus: 92%. v. 11, p. 1313, 2021. A1

[32] Dong, S,L, X. et al. **In-situ micromechanical analysis of a high-vanadium high-speed steel coating made with additive manufacturing**. Materials Science and Engineering: A, v. 870,2023.

[33] ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E407-07(2015) - Prática padrão para Micrografia de metais e ligas**. Disponível em: <https://www.astm.org/e0407-07r15e01.html?lang=pt-BR>. Acesso: 20/10/2022.

[34] LI, Zhaokai et al. **Crashworthiness and lightweight optimization to applied multiple materials and foam-filled front end structure of auto-body**. Advances in Mechanical Engineering. Percentil Scopus: 59%, v. 9(8), p. 1-21, 2017. A4

[35] CHANG, L.C. **Bainite Transformation Temperatures in High-Silicon Steels**. Metallurgical and Materials Transactions A. Percentil Scopus: 78%. v. 30A, p. 999, 1999. A2

[36] CHANG, L.C. **Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels**. Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. Percentil Scopus: 95%. v. 368, p. 175, 2004. A1

[37] DRUMOND, Juliovany. **Efeito do Silício e de parâmetros de processo nas microestruturas e propriedades mecânicas de um aço bifásico laminado a frio**. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação Disponível em: <https://repositorio.ufsc.br/handle/123456789/99458?show=full>.

[38] GARCIA, A. et al. **Ensaio dos materiais**. LTC - Livros Técnicos e Científicos, Travessa do Ouvidor, 11, Rio de Janeiro, RJ, 2000.

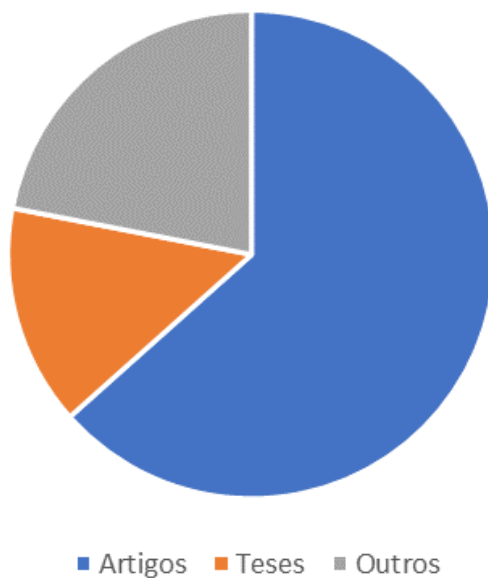
[39] MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J.; HU, S. **Mechanics of sheet metal forming**. 2002, Butterworth-Heinemann (Elsevier Science) Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 225.

[40] PLENTZ, Rafael Schumacher. **Otimização do processo de resfriamento do aço mola SAE 9254 durante a laminação**. Dissertação Mestrado.

[41] SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. **Overview of Mechanisms Involved During the Quenching and Partitioning Process in Steels**. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. Percentil Scopus: 78%, v. 42^a, p. 3620–3626, 2011. A2

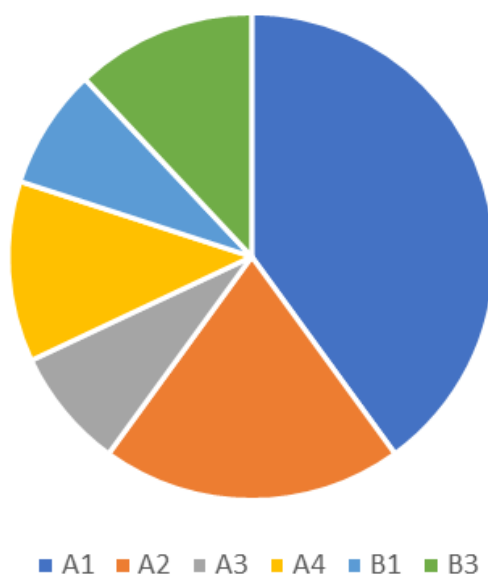
7.1 REFERÊNCIAS POR ESTRATO

Distribuição bibliográfica por estrato



7.2 REFERÊNCIAS POR QUALIS

Distribuição dos artigos por Qualis



7.3 REFERÊNCIAS POR DATA DOS ARTIGOS

Distribuição por datas dos artigos

