



**CENTRO UNIVERSITÁRIO SOCIESC – UNISOCIESC
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MESTRADO PROFISSIONAL EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ROSENILDA RODRIGUES DE SOUZA

**COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DO AÇO 4140 APÓS
TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P)**

JOINVILLE

2017

ROSENILDA RODRIGUES DE SOUZA

**COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DO AÇO 4140 APÓS
TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P)**

Dissertação submetida ao colegiado do Curso de Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica em cumprimento aos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica do Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC.

Orientador: Prof. Dr. Modesto Hurtado Ferrer

Coorientador: Prof. Dr. Kassim S. F. Al-Rubaie

JOINVILLE

06/2017

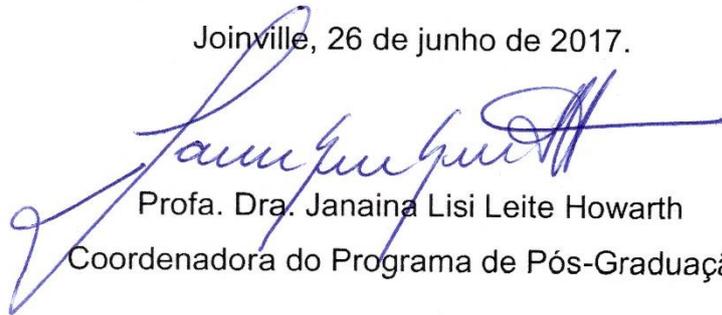
ROSENILDA RODRIGUES DE SOUZA

Rosênilda Rodrigues de Souza (In Memoriam)

**COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DO AÇO 4140 APÓS
TRATAMENTO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO (T&P)**

Esta dissertação foi julgada e aprovada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Universitário Sociesc - UNISOCIESC.

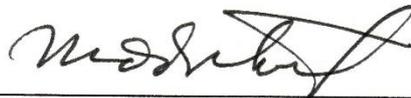
Joinville, 26 de junho de 2017.



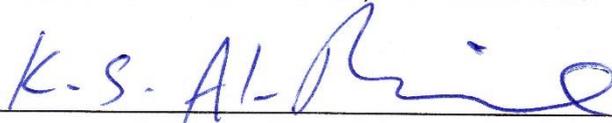
Profa. Dra. Janaina Lisi Leite Howarth

Coordenadora do Programa de Pós-Graduação

Banca Examinadora:



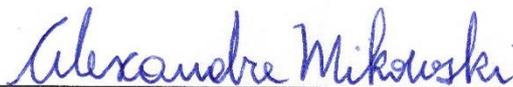
Prof. Modesto Hurtado Ferrer, Dr. - Orientador



Prof. Kassim S.F. Al-Rubaie, Dr. - Coorientador



Prof. Orlando Preti, Dr.



Prof. Alexandre Mikowski, Dr.

DEDICATÓRIA

Egídio Rodrigues de Souza (*In Memoriam*)

AGRADECIMENTOS

A Deus;

Ao meu esposo, meus pais e demais familiares;

Ao professor Modesto;

Ao Programa do Fundo de Apoio à Manutenção e ao Desenvolvimento da Educação Superior - FUMDES;

À Sociesc;

À Tecnotempera;

A todos que colaboraram para que este trabalho se realizasse.

Ao Rei eterno, o Deus único, imortal e invisível,
sejam a honra e a glória para todo o sempre. Amém.
(1 Tm 1:17)

RESUMO

SOUZA, Rosenilda Rodrigues de. Comportamento microestrutural e mecânico do aço 4140 após tratamento de têmpera e partição (T&P). 2017. 89f. Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica) - Centro Universitário SOCIESC, Joinville, 2017.

A contínua evolução dos bens de consumo depende do avanço tecnológico e da implantação de uma infraestrutura adequada, a qual está associada à concepção de novos materiais ou ao aprimoramento das rotas de processamento. Nesse contexto, estudou-se o comportamento microestrutural e mecânico do aço SAE 4140, submetido a temperaturas de até $-101\text{ }^{\circ}\text{C}$, condição severa que requer confiabilidade em serviço, garantida pela relação entre propriedades mecânicas e comportamento mecânico. Desta forma, foram desenvolvidos diferentes arranjos experimentais do tratamento térmico de têmpera e partição (T&P). O controle dos ciclos de resfriamento com T&P é de fundamental importância para se obter significativas frações de austenita retida, enriquecida por partição de carbono, responsável pelo desempenho mecânico em serviço que se deseja para o material objeto de estudo. As análises microestruturais foram realizadas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG); e as propriedades mecânicas foram obtidas por ensaios de dureza, de tração uniaxial e de impacto Charpy. Quanto às fases presentes nas microestruturas, verificou-se um aumento gradual na quantidade de austenita retida com o aumento do tempo de têmpera e quando a partição foi realizada em temperaturas onde houve domínio da transformação bainítica, neste caso, a $360\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $390\text{ }^{\circ}\text{C}$. Constatou-se que, quando a partição é realizada abaixo da temperatura de início da transformação martensítica, há predominância de martensita primária, que sofre revenimento durante a etapa de partição, a qual é acompanhada por blocos e/ou filmes de austenita retida, formados como consequência do processo de partição de carbono da martensita revenida para a austenita não transformada. De modo geral, a propriedade de dureza decaiu conforme o aumento da temperatura de partição, pois, quanto mais energia térmica for fornecida ao material, mais difusão ocorrerá, portanto, nas amostras particionadas em temperaturas mais altas, houve maior difusão de átomos de carbono da martensita, reduzindo a dureza. Também foi possível perceber que o aumento da dureza e o aumento do limite de resistência à tração (LR) do aço resultaram em uma menor absorção de energia no ensaio de impacto Charpy. Quanto à relação LE/LR, onde LE é o limite de escoamento, seu aumento gerou a diminuição no valor de energia absorvida.

Palavras-chave: Aço SAE 4140. Têmpera e partição. Austenita retida. Transformações de fases. Transformação martensítica. Transformação bainítica.

ABSTRACT

The continuous evolution of consumer goods depends on the technological advancement and deployments of appropriate infrastructure, which is associate to the conception of new materials or the improvement of processing routes. In this context, the microstructural and mechanical behavior of SAE 4140 steel was studied. It was underwent to temperatures up to $-101\text{ }^{\circ}\text{C}$, a sever condition that requires the reliability in services, guaranteed by the relations between mechanical properties and mechanical behaviors. Therefore, different experimental arrangements were developed for the quenching and partition heat treatment (Q&P). The management of cooling cycle with the Q&P is fundamentally important to the achievement of significant fractions of retained austenite, enriched by carbon partition, responsible for the mechanical performance in services that the research subject is desired. The microstructural analysis was made by optical microscopy and field emission scanning electron microscopy; and the mechanical properties were obtained by hardness tests, uniaxial traction and Charpy impact test. About the phases in the microstructure, it was found a gradual increase on the quantity of retained austenite with the extended time of the quenching, when the partition was made in temperatures that the bainitic transformation was subdued, in this case, at 360 and $390\text{ }^{\circ}\text{C}$. It was checked that, when the partition is made below the martensitic transformation start temperature, there is predominance of elementary martensite, that suffers tempering during the stage of partition, which is followed by blocks or retained austenite films, made by consequence of the quenched martensite carbon partition process to the unprocessed austenite. In general, the property of hardness has decreased according to the increase of the partition temperature, because, the more thermal energy is provided to the material, the more diffusion will happens. Thus, in samples partitioned at higher temperatures, there was a bigger diffusion of carbon atoms of martensite, reducing the hardness. It was also possible to notice that the increase of hardness and the increase of the tensile strength limit (LR) of the steel resulted in a smaller energy intake at Charpy impact test. About the relations between LE/LR, where LE means the yielding limit, its increase resulted in the decrease of the energy intake figures.

Key words: SAE 4140 steel. Quenching and partitioning. Retained austenite. Phase transformations. Martensitic transformation. Bainitic transformation.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Curva TTT do aço SAE 4140	22
Figura 2 - Ciclo de têmpera seguida de revenimento	23
Figura 3 - Comparação entre alongamento e limite de resistência à tração de chapas de aços TRIP, Dual-Phase (DP), martensíticos (M) e T&P	27
Figura 4 - Esquema com as etapas e microestruturas obtidas no tratamento de têmpera e partição	28
Figura 5 - Fração de austenita obtida em função do teor de carbono do aço e da temperatura de têmpera.....	30
Figura 6 - Fração de austenita retida de um aço médio carbono em função da temperatura de têmpera.....	31
Figura 7 - Micrografias obtidas por MEV, de aço médio carbono, temperado a 180 °C e particionado a 300 °C por (a) 30 s (b) 120 s e (c) 900 s	32
Figura 8 - Microestrutura de aço submetido a T&P, temperado a 290 °C e particionado a 375 °C, por 10 s. Ataque Nital 4%	33
Figura 9 - Variação da fração de austenita retida em função da variação das temperaturas de têmpera e partição, para tempos de partição abaixo de 120 s	34
Figura 10 - Variação das quantidades de fases de martensita e austenita no ciclo de T&P.....	35
Figura 11 - Faixas de formação da martensita em placas e da martensita em ripas em ligas Fe-C	37
Figura 12 - Microestrutura da bainita inferior: (a) microscopia óptica, (b) microscopia eletrônica de varredura	40
Figura 13 - Dureza Rockwell C de estruturas martensíticas como função do percentual de carbono do aço	41
Figura 14 - Variação de propriedades mecânicas conforme o tempo de partição	42
Figura 15 - Representação da transição dúctil-frágil em metais e suas ligas	44
Figura 16 - Efeito de concentradores de tensões na ductilidade de metais com transição dúctil-frágil	45
Figura 17 - Principais atividades da etapa de experimentação prática	46
Figura 18 - Representação esquemática do corpo de prova para o ensaio de tração, com dimensões em mm	48

Figura 19 - Representação esquemática do corpo de prova para o ensaio de impacto, com dimensões em mm, conforme a norma ASTM A370	48
Figura 20 - Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico de têmpera e partição realizado.....	50
Figura 21 - Microestrutura do aço SAE 4140 no estado como recebido (aumento 1000x; ataque Le Pêra).....	56
Figura 22 - Microestrutura (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera com estágio isotérmico a 160 °C por tempo de: (a) 10 s e (b) 20 s (aumento 1000x; ataque Nital 4%)	57
Figura 23 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 10 s, seguido de partição a 280 °C por tempo de: (a) 30 s, (b) 60 s, (c) 90 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Nital 4%)	58
Figura 24 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 20 s, seguido de partição a 280 °C por tempo de: (a) 30 s, (b) 60 s, (c) 90 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Nital 4%)	59
Figura 25 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 10 s, seguido de partição a 360 °C por tempo de: (a) 30 s e (b) 120 s, e de partição a 390 °C por tempo de: (c) 30 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Le Pêra)	61
Figura 26 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 20 s, seguido de partição a 360 °C por tempo de: (a) 30 s e (b) 120 s, e de partição a 390 °C por tempo de: (c) 30 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Le Pêra)	62
Figura 27 - Evolução microestrutural (MEV-FEG) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 10 s, seguido de partição a 280 °C por tempo de: (a) 30 s e (b) 120 s, e sob têmpera a 160 °C por 20 s, seguido de partição a 280 °C por tempo de: (c) 30 s e (d) 120 s (aumento 3500x; ataque Le Pêra)	63
Figura 28 - Evolução microestrutural (MEV-FEG) do aço SAE 4140 sob tratamento de têmpera e partição, durante 120 s de partição, nas temperaturas de 360 °C, após têmpera a 160 °C por tempo de: (a) 10 s e (b) 20 s, e de 390 °C, após têmpera a 160 °C por tempo de: (c) 10 s e (d) 20 s (aumento 10000x; ataque Le Pêra).....	64
Figura 29 - Correlação entre a fração dos constituintes microestruturais com os parâmetros do tratamento de têmpera e partição: (a) Têmpera a 160 °C por 10 s; (b) Têmpera a 160 °C por 20 s. M: martensita, MA: martensita-austenita, FB: ferrita bainítica e AR: austenita retida	66

Figura 30 - Relação entre a Dureza HRC e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição	69
Figura 31 - Relação entre o limite de escoamento (LE) e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição.....	72
Figura 32 - Relação entre o limite de resistência à tração (LR) e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição.....	73
Figura 33 - Relação entre o alongamento total (AT) e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição.....	73
Figura 34 - Relação entre o alongamento total (AT) e o limite de resistência à tração (LR), em função das condições de tratamento térmico de têmpera e partição	74
Figura 35 - Energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy conforme o tempo de partição	76
Figura 36 - Relação entre energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy e limite de resistência à tração (LR)	77
Figura 37 - Relação entre energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy e dureza HRC	78
Figura 38 - Relação entre energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy e razão LE/LR.....	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Teores mínimos e máximos de elementos químicos para o SAE 4140 conforme norma ASTM A320/A320M (% em peso).....	19
Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço SAE 4140	24
Tabela 3 - Composição química do aço SAE 4140	47
Tabela 4 - Resumo das condições de tratamento térmico adotadas	51
Tabela 5 - Fração volumétrica de fases quantificadas por metalografia	65
Tabela 6 - Dados obtidos no ensaio de dureza HRC.....	68
Tabela 7 - Dados obtidos no ensaio de tração	71
Tabela 8 - Dados obtidos no ensaio de impacto Charpy	75

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	-	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	-	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	-	Estrutura cúbica de corpo centrado
CCT	-	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CFC	-	Estrutura cúbica de face centrada
DIN	-	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
Fe-C	-	Ferro carbono
HRC	-	Dureza Rockwell C
ITT	-	<i>Isothermal Time Transformation</i>
JIS	-	<i>Japanese Industrial Standards</i>
M _f	-	Temperatura de fim de transformação de martensita
M _i / M _s	-	Temperatura de início de transformação de martensita
Q&P	-	<i>Quenching and partitioning</i> (Têmpera e partição)
SAE	-	<i>Society of Automotive Engineers</i>
T&P	-	Têmpera e Partição
t _P	-	Tempo de partição
T _P	-	Temperatura de partição
TRC	-	Transformação em Resfriamento Contínuo
TRIP	-	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
t _T	-	Tempo de têmpera
T _T	-	Temperatura de têmpera
TTT	-	Transformação, temperatura e tempo
UTS	-	<i>Ultimate Tensile Strength</i>
YS	-	<i>Yield Strength</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 OBJETIVO GERAL	17
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 AÇO SAE 4140	18
2.2 TRATAMENTO TÉRMICO DO AÇO SAE 4140	20
2.2.1 Tratamento de Têmpera e Revenimento	22
2.2.2 Tratamento de Têmpera e Partição	26
2.2.2.1 Transformação Martensítica	35
2.2.2.2 Transformação Bainítica.....	38
2.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO.....	41
3 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS	46
3.1 MATERIAL	47
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO.....	49
3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	53
3.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	54
3.4.1 Ensaio de Dureza	54
3.4.2 Ensaio de Tração	55
3.4.3 Ensaio de Impacto Charpy	55
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	56
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO NO ESTADO COMO RECEBIDO	56
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO NO ESTADO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO	57
4.3 RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL	67
4.4 RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO.....	70
4.5 RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY.....	74
5 CONCLUSÕES	80
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	82
REFERÊNCIAS	83
ANEXO	88

1 INTRODUÇÃO

A contínua evolução dos bens de consumo depende do avanço tecnológico e da implantação de uma infraestrutura adequada, a qual está associada a muitos fatores, dentre eles, à concepção de novos materiais e ao desenvolvimento de novas rotas de processamento para materiais convencionais. Nesse contexto, tratando-se dos aços, que se aplicam em diversos projetos, desde a construção de plantas industriais até a fabricação de peças para setores como automotivo, aeroespacial, marítimo, entre muitos outros, é fundamental que estes materiais mantenham o compromisso entre propriedades mecânicas e comportamento em serviço, além de oferecer adequada relação custo x benefício.

O compromisso entre propriedades mecânicas de um aço e seu comportamento em serviço é, segundo Ferrante (2002), essencial para evitar falhas em projetos, as quais também podem ser causadas devido seleção incorreta de materiais, defeitos de fabricação, tratamento térmico incorreto, condições imprevistas de operação, controle inadequado das condições de trabalho, entre outros fatores. Além disso, podem ocorrer falhas causadas por mecanismos como corrosão, fadiga, fratura frágil, sobrecarga, fluência, desgaste, entre outros. Nota-se assim a importância de prever o comportamento dos materiais nas condições às quais eles estarão sujeitos quando em serviço.

O desempenho do aço está diretamente relacionado com a composição química e a microestrutura. A composição química determina os tipos de compostos que se formarão no processamento do material, enquanto que a microestrutura influi diretamente no comportamento do aço quando submetido às diversas aplicações, e seu conhecimento possibilita prever diversas propriedades, como por exemplo, limite de escoamento, tenacidade à fratura, limite de resistência à tração, entre outras (PADILHA, 2000, p. 30).

A alteração da microestrutura dos aços é realizada convencionalmente através de tratamentos térmicos, que possibilitam que aços disponíveis comercialmente atendam solicitações de serviço severas, por exemplo, trabalho a temperaturas de -100 °C, sem comprometer o processamento nem o custo benefício de produção.

Nesse contexto, estudou-se o comportamento do aço comercial SAE 4140 aplicado em serviço a temperaturas de até -101 °C, condição severa que requer confiabilidade em serviço e compromisso entre propriedades mecânicas e

comportamento mecânico. Este aço é comumente requisitado na indústria para atender aplicações em condições extremas, as quais exigem o suporte de maiores esforços mecânicos ou a alta resistência mecânica associada à redução de peso do componente. O atendimento ao requisito proposto demandou a pesquisa de parâmetros para novas rotas de processamento, como por exemplo, a aplicação do tratamento térmico de têmpera e partição. Estudos indicaram que o tratamento de têmpera e partição em aços possibilitou aumento da ductilidade e tenacidade, apresentando-se então como uma rota promissora para o processamento do SAE 4140 (SPEER et al, 2003; MARTINS, 2007).

Para a organização da pesquisa realizada, este trabalho foi dividido em capítulos, iniciando-se com a introdução, seguida da revisão bibliográfica, métodos experimentais e resultados, finalizando-se com a conclusão e sugestões para trabalhos futuros.

1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral desta pesquisa foi estudar o comportamento microestrutural e mecânico do aço SAE 4140, quando processado através do tratamento de têmpera e partição (T&P), sob diferentes condições de temperatura e tempo.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Esta pesquisa buscou atingir os seguintes objetivos específicos:

1. Realizar experimentos de têmpera e partição (T&P) em aço SAE 4140 sob diferentes arranjos dos parâmetros de temperatura de têmpera e temperatura e tempo de partição;
2. Caracterizar a microestrutura e as propriedades mecânicas das amostras resultantes de cada arranjo experimental de têmpera e partição T&P;
3. Estabelecer correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas com os parâmetros dos tratamentos térmicos desenvolvidos;
4. Analisar de forma comparativa as propriedades mecânicas do aço SAE 4140 quando tratado através de têmpera e partição, comparando com aquelas obtidas através do tratamento convencional de têmpera e revenimento, documentadas na literatura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A pesquisa e os experimentos realizados neste trabalho estão sustentados teoricamente, conforme revisão bibliográfica exposta neste capítulo, fundamentada em autores clássicos da referida linha de pesquisa.

2.1 AÇO SAE 4140

Os aços são ligas Fe-C com até 2% de teor de carbono, aplicados largamente na indústria, devido sua facilidade de processamento, custos relativamente baixos e combinações satisfatórias de comportamento e propriedades mecânicas.

O aço SAE 4140, foco deste estudo, é um aço de baixa liga e médio carbono, da família 41XX, ligado ao cromo e ao molibdênio, conforme norma NBR NM 87 (Anexo A, p. 72). É denominado ainda como ABNT 4140, DIN 1.7225 (42 CrMo 4), SAE 4140, ASTM 4140, JIS G 4105-79 Tipo SCM 440, BS 970: Part 2: 1988 Tipo 708M40 (COLPAERT, 2008; FREITAS, 2010; LIMA, 2006; MARTINS, 2011).

Apresenta propriedades tais como elevada resistência à tração, dureza elevada pelos teores de cromo e molibdênio, boa ductilidade e resistência ao choque e é classificado como um aço para construção mecânica. É extensamente utilizado na fabricação de peças para equipamentos de perfuração e elementos de máquinas, como por exemplo: virabrequins, bielas, braços, eixos, engrenagens, parafusos de alta resistência, entre outros (COLPAERT, 2008; MARTINS, 2011; SILVA e MEI, 2006; SPEER, 2005).

Ressaltando-se sua importância para a indústria nacional, o SAE 4140 tem sido alvo de estudos acadêmicos recentes, podendo-se citar a pesquisa realizada por Kuhn (2014), o qual comparou resultados de propriedades mecânicas e metalúrgicas ao submeter o aço a diferentes tratamentos térmicos (têmpera, revenimento e têmpera por indução). Pode-se citar também a pesquisa de Costa (2014), que estudou o efeito de diferentes ciclos termomecânicos no comportamento microestrutural deste aço.

O comportamento do aço depende diretamente de sua composição química e microestrutura. A composição química determina os tipos de compostos que se formarão no processamento do material, conforme as combinações formadas pela afinidade entre os elementos que o compõem. O aço SAE 4140 apresenta em sua

composição química os elementos nos teores mínimos e máximos padronizados por norma apresentados na **Tabela 1**.

Tabela 1 - Teores mínimos e máximos de elementos químicos para o SAE 4140 conforme norma ASTM A320/A320M (% em peso)

C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
0,38 - 0,48	0,75 - 1,00	0,035 máx.	0,040 máx.	0,15 - 0,35	0,80 - 1,10	0,15 - 0,25

Fonte: ASTM (2011)

Cada elemento adicionado atua de uma maneira específica e contribui para que determinados objetivos sejam alcançados. Os elementos podem ser adicionados para aumentar a dureza e a resistência à tração; deslocar as curvas transformação, temperatura e tempo (TTT) para a direita; ou conferir propriedades especiais, como por exemplo: resistência à corrosão, estabilidade a altas e baixas temperaturas, controle de tamanho de grão, melhora da conformabilidade, melhora das propriedades elétricas e magnéticas e diminuição de peso (SILVA; MEI, 2006; SPEER, 2005).

O carbono, por exemplo, é um elemento intersticial, cujo teor modifica diversas propriedades do aço. Quanto maior o teor de carbono, maior é a resistência à tração, a temperabilidade e a dureza; e menor é a ductilidade, a soldabilidade e a tenacidade a fratura do aço (FREITAS, 2010).

O manganês, presente no SAE 4140, tem efeito dessulfurante e desoxidante, aumenta a resistência à tração quando sua porcentagem é acima de 1% e abaixa a temperatura de transformação da martensita (SILVA e MEI, 2006).

O silício melhora a resistência à tração com pouca perda de ductilidade, melhora a resistência à oxidação, age como desoxidante e aumenta o tamanho de grão (SILVA e MEI, 2006).

O cromo aumenta a resistência à corrosão, ao calor e ao desgaste, devido à formação de carbonetos de cromo. Para a adição de 1% de Cr, a resistência à tração aumenta em média 8 a 10 kgf/mm². Este elemento também aumenta a temperabilidade do aço e diminui a resistência ao impacto, a tenacidade a fratura e a soldabilidade (SILVA e MEI, 2006; FREITAS, 2010).

O molibdênio, quando adicionado em teores menores que 0,3%, como é o caso no aço em estudo, aumenta a dureza e a resistência mecânica. Este elemento forma carbonetos, atua como refinador de grão, melhora a resistência à corrosão, forma

partículas resistentes à abrasão e contrabalança a tendência à fragilidade de revenido (SILVA e MEI, 2006; FREITAS, 2010).

O enxofre e o fósforo também estão presentes, sendo que o enxofre é um elemento fragilizante, porém é interessante em aços que possuem manganês, pois estes elementos se combinam, formando sulfeto de manganês, que melhora a usinabilidade. O fósforo, por sua vez, aumenta a resistência à tração dos aços baixo carbono, aumenta a resistência à corrosão, facilita a usinagem e gera fragilidade a frio quando adicionado em teores de 0,025 a 0,04 % (SILVA e MEI; 2006).

A microestrutura influi diretamente no comportamento do aço e é determinada pela composição e forma de processamento do material, podendo ser caracterizada por difração de raio x, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, microscopia eletrônica de transmissão, entre outras técnicas. Nos materiais cristalinos, a microestrutura é formada por fases e defeitos (contornos de grão, discordâncias, contornos de maclas, defeitos de empilhamento, entre outros), e seu conhecimento possibilita prever diversas propriedades, como por exemplo limite de escoamento, tenacidade à fratura, limite de resistência à tração, entre outras (PADILHA, 2000, p. 30).

A alteração da microestrutura dos aços é obtida através de processos como tratamentos térmicos. O aço SAE 4140 é submetido convencionalmente ao tratamento de têmpera e revenimento, porém pode ser submetido a tratamentos não convencionais, por exemplo, têmpera e partição.

Apesar de não apresentar boa soldabilidade, este aço é requisitado industrialmente para atender aplicações em condições extremas, as quais exigem o suporte de maiores esforços mecânicos ou a alta resistência mecânica associada à redução de peso do componente, como é o caso dos elementos de fixação fornecidos para as indústrias do petróleo.

2.2 TRATAMENTO TÉRMICO DO AÇO SAE 4140

As condições inerentes à aplicação de determinado material impõem requisitos quanto às suas propriedades mecânicas, físicas e tecnológicas. Estas propriedades podem ser previstas no projeto da liga, trabalhando-se com a composição química, ou

podem ser obtidas adequando-se materiais existentes, através de processos como tratamentos térmicos e deformação plástica (FREITAS, 2010).

O tratamento térmico é um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento, que pode ser empregado em praticamente todas as ligas, mostrando-se mais significativo para os metais ferrosos, especialmente os aços, por se tratarem de ligas mais versáteis dentre as industriais, podendo exibir uma ampla gama de microestruturas, levando, por sua vez, a diferentes combinações de resistência mecânica e tenacidade à fratura (TOTTEN, 2006).

Os parâmetros em que ocorrem os tratamentos térmicos (temperatura, tempo, atmosfera do ambiente e velocidade de resfriamento) são controladas, visando-se alterar as propriedades desejadas, ou conferir características para atender objetivos específicos, como alívio de tensões residuais; aumento ou diminuição de dureza e resistência mecânica à tração; melhoria da ductilidade e resistência ao desgaste; bem como a melhoria da resistência à corrosão (CHIAVERINI, 2008).

As alterações observadas em um material, em decorrência de um tratamento térmico, estão associadas a fenômenos microestruturais, tais como: recuperação, recristalização, transformações de fase, formação de precipitados, controle ou refino de grão, entre outros. Portanto, a diversidade de microestruturas que podem ser desenvolvidas através de tratamentos térmicos, em virtude de sua relação com as propriedades, permite a escolha de determinadas combinações, como garantia do desempenho do material em uma determinada aplicação (VAN VLACK, 1994).

A temperabilidade do aço, ou profundidade de penetração à têmpera, é outra característica importante a ser analisada, a qual é influenciada pelo tamanho de grão austenítico e pela homogeneidade da microestrutura inicial (austenítica). Esta característica está relacionada com a homogeneidade de propriedades mecânicas entre núcleo e superfície de um mesmo componente, após tratamento térmico de têmpera e revenimento; bem como com a capacidade de um aço formar martensita e, portanto, à velocidade crítica de têmpera (COLPAERT, 2008; FREITAS, 2010).

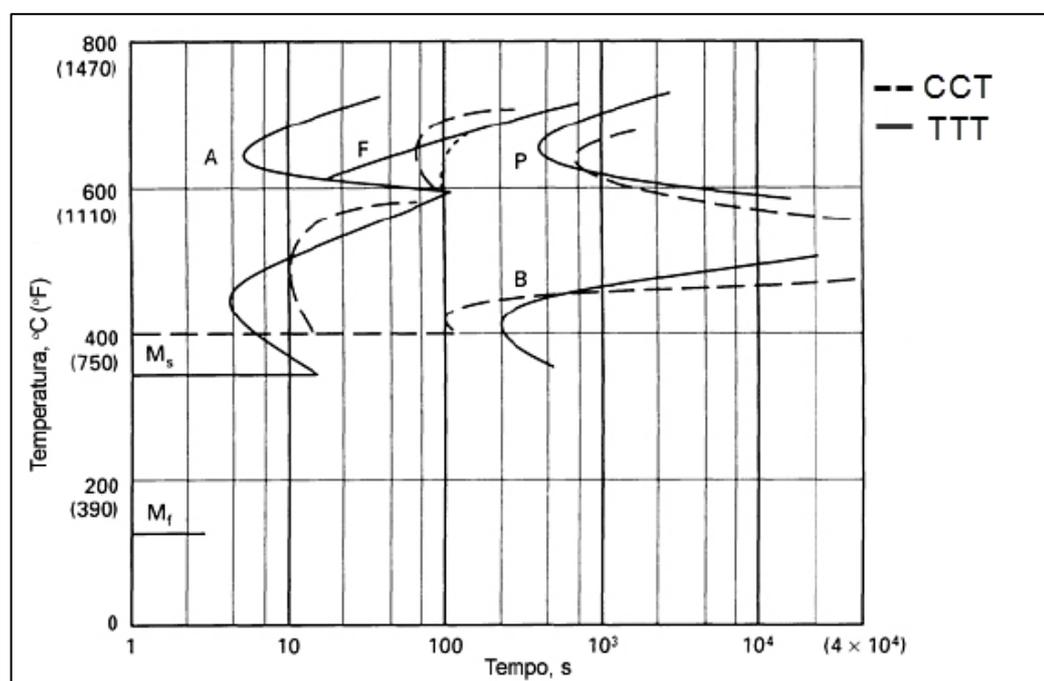
O aço SAE 4140 apresenta alta temperabilidade, devido aos teores de carbono e manganês que contém, indicando-se têmpera em óleo ou em solução polimérica. O carbono influi sobre a dureza da martensita e os demais elementos de liga retardam a decomposição da austenita por difusão, aumentando sua temperabilidade. Por isso, aços com maior teor de elementos de liga deslocam a curva TTT para a direita, pois

apresentam menor velocidade para a formação da martensita, possibilitando maior tempo de resfriamento para obter este constituinte (COLPAERT, 2008; LIMA, 2006).

As curvas TTT possibilitam o acompanhamento da formação dos constituintes e são divididas em: a) *Isothermal Time Transformation* (ITT), que são curvas de transformação isotérmica; e b) *Continuous Cooling Transformation* (CCT), que são curvas de transformação por resfriamento contínuo, também conhecidas como Transformação em Resfriamento Contínuo (TRC) (SILVA e MEI, 2006).

Cada aço tem sua curva característica TTT, que informa graficamente quais constituintes microestruturais são formados conforme o resfriamento aplicado. A **Figura 1** exibe a curva TTT para o SAE 4140, onde pode-se observar que, para obter martensita, este aço deve ser resfriado abaixo de 400 °C em menos de 10 s.

Figura 1 - Curva TTT do aço SAE 4140



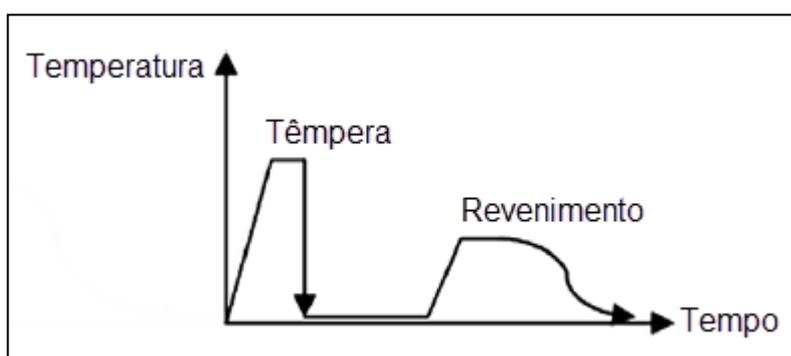
Fonte: LIMA (2006, p. 6)

2.2.1 Tratamento de Têmpera e Revenimento

O aço SAE 4140 na condição temperada possui pouca aplicação prática, devido à alta dureza e fragilidade da martensita temperada, ocasionada pela inibição de difusão dos átomos de carbono durante a transformação martensítica e aumento

do volume do metal, por isso, para adequar a resistência mecânica e a tenacidade do aço após a têmpera, se realiza o tratamento conhecido como revenimento, cujo esquema de processo está exibido na **Figura 2**. O revenimento de um aço temperado é o processo no qual o material é aquecido até uma determinada temperatura, abaixo da temperatura crítica, usualmente entre 175 e 705 °C, e mantido durante um intervalo de tempo, para que ocorram transformações na microestrutura e modificações nas propriedades mecânicas de ductilidade e tenacidade à fratura (LIMA, 2006).

Figura 2 - Ciclo de têmpera seguida de revenimento



Fonte: A AUTORA (2017)

Com o aquecimento é fornecida a energia necessária para que os átomos de carbono se difundam, precipitando-se como carbonetos, aliviando as tensões provenientes da martensita. A mudança nas propriedades do aço depende do tempo e da temperatura de revenimento, por exemplo, a dureza apresenta queda acentuada nos primeiros minutos de revenimento, porém sua redução deixa de ser expressiva a partir de 2h de tratamento. Essa redução de dureza ocorre devido a precipitação de carboneto e diminuição da saturação do carbono. Portanto, se o objetivo do revenimento for diminuir a dureza, o indicado é submeter o material a uma temperatura superior por um tempo mais curto (SILVA e MEI, 2006). A **Tabela 2** apresenta um quadro com as propriedades mecânicas típicas do aço SAE 4140 em função da temperatura de revenimento.

Alguns aços que contém teores de elementos de liga formadores de carbonetos, tais como: cromo, molibdênio, vanádio e tungstênio, são capazes de ter um endurecimento secundário, ou seja, de aumentar a dureza quando revenidos, ou mesmo de não reduzir os valores de dureza quando revenidos em elevadas temperaturas.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço SAE 4140

Temperatura de revenimento (°C)	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)	Estricção (%)	Dureza Brinell (HB)	Energia de Impacto Izod (J)
205	1965	1740	11,0	42	578	15
260	1860	1650	11,0	44	534	11
315	1720	1570	11,5	46	495	9
370	1590	1460	12,5	48	461	15
425	1450	1340	15,0	50	429	28
480	1300	1210	16,0	52	388	46
540	1150	1050	17,5	55	341	65
595	1020	910	19,0	58	311	93
650	900	790	21,0	61	277	112

Obs.: Corpos de prova com 12,7 mm de diâmetro, temperados em óleo a partir de 850 °C.

Fonte: CHIAVERINI (2008)

Como qualquer temperatura abaixo da temperatura crítica pode ser usada para o revenimento, há uma ampla variação nas propriedades e microestruturas que podem ser produzidas, desde a martensita após têmpera até carbeto esferoidizados na ferrita. Entretanto, é o balanço de dureza (ou resistência) e tenacidade requeridos em serviço que determinam as condições de revenimento para uma dada aplicação (LIMA, 2006).

Existem duas faixas de temperatura de revenimento que produzem melhorias significativas na tenacidade à fratura apresentada no estado após têmpera. A primeira é a faixa de 150 a 200 °C, cujo revenimento produz um aumento moderado da tenacidade, que é adequado em aplicações que requerem alta resistência e resistência à fadiga (aços médio carbono), ou onde o carregamento é primariamente compressivo (aços alto carbono). A segunda faixa de temperatura que apresenta resultados significativos no revenimento corresponde aos valores de temperatura acima de 425 °C (HONEYCOMBE, 1980; LIMA, 2006).

Se o aço for revenido na faixa de 205 a 370 °C, a tenacidade à fratura pode diminuir, devido à ocorrência do fenômeno conhecido como fragilização da martensita revenida (*tempered martensite embrittlement*), ou “fragilidade dos 350 °C”. Embora este fenômeno ocorra à temperatura de 350 °C, na prática comercial evita-se o revenimento em toda esta faixa de temperatura. A fragilização da martensita revenida pode ser constatada mediante a realização de ensaio de impacto e a análise da curva de energia absorvida versus temperatura de revenimento.

O mecanismo que causa esse tipo de fragilização ainda não está bem esclarecido na literatura, porém parece depender das características metalúrgicas do

material. Muitos estudos têm mostrado que as fraturas são, substancialmente, intergranulares, porém, quando o aço é revenido em torno de 350 °C, observam-se fraturas do tipo transgranular. Constatou-se, também, que o fósforo precipitado nos contornos de grãos da austenita fragiliza o aço, provocando fratura intergranular (LIMA, 2006).

Estudos recentes mostram que este tipo de fragilização coincide, também, com o início de precipitação de cementita durante o revenimento, que tanto pode ocorrer nos contornos de grãos da austenita prévia, como entre as ripas de martensita. Associa-se a fratura transgranular à precipitação de cementita entre as ripas de martensita, bem como à segregação de impurezas nos contornos de grão da austenita prévia (HONEYCOMBE, 1980; LIMA, 2006). Não só a martensita, como também a bainita inferior pode ser fragilizada nessa faixa de temperatura.

Os aços de alta resistência mecânica podem apresentar ainda outro tipo de fragilização, conhecido como fragilização ao revenido (*tempered embrittlement*), quando revenidos entre 375 e 575 °C. Este fenômeno ocorre em certos aços ligados, devido manter-se ou resfriar-se lentamente em certas faixas de temperatura de revenimento. Acredita-se que esteja associado a precipitações de compostos contendo traços de elementos como titânio, arsênio, antimônio e fósforo, juntamente com cromo e manganês. A redução desses elementos e o resfriamento rápido no revenimento em temperaturas abaixo de 575 °C são boas alternativas para combater esse tipo de fragilização. Aços fragilizados por esse fenômeno podem ser “desfragilizados” por um aquecimento acima de 575 °C, por poucos minutos, seguido de resfriamento rápido (LIMA, 2006).

A fragilização da martensita revenida é um processo muito mais rápido do que a fragilização do revenido, uma vez que se desenvolve dentro do período normal de revenimento de uma hora, enquanto que a fragilização ao revenido leva muitas horas para se completar; por isso, esse último tipo de fragilização é mais preocupante em seções espessas que são revenidas em altas temperaturas para assegurar o equilíbrio entre resistência e tenacidade, e ainda após revenimento acima da faixa crítica de temperatura, a seção espessa resfria muito lentamente durante muitas horas na faixa crítica para fragilização. Como a fragilização da martensita revenida ocorre durante um curto período de revenimento na faixa crítica, esta é independente da seção e/ou da taxa de resfriamento após revenimento (LIMA, 2006).

Por outro lado, enquanto o fenômeno da fragilidade ao revenido é avaliado pela mudança da temperatura de transição dúctil-frágil, a fragilidade da martensita revenida é avaliada somente pela mudança da absorção de energia durante o impacto à temperatura ambiente. Um estudo realizado num aço contendo 0,25 %C e 10 %Cr com matriz de martensita revenida, mostrou que a fragilidade da martensita revenida não ocorre devido a decomposição da austenita retida inter-ripas. Neste caso, o estudo aponta que o crescimento da austenita retida entre as ripas de martensita aliado à presença de carbonetos nestes locais é a principal causa para a ocorrência da fragilização (LIMA, 2006).

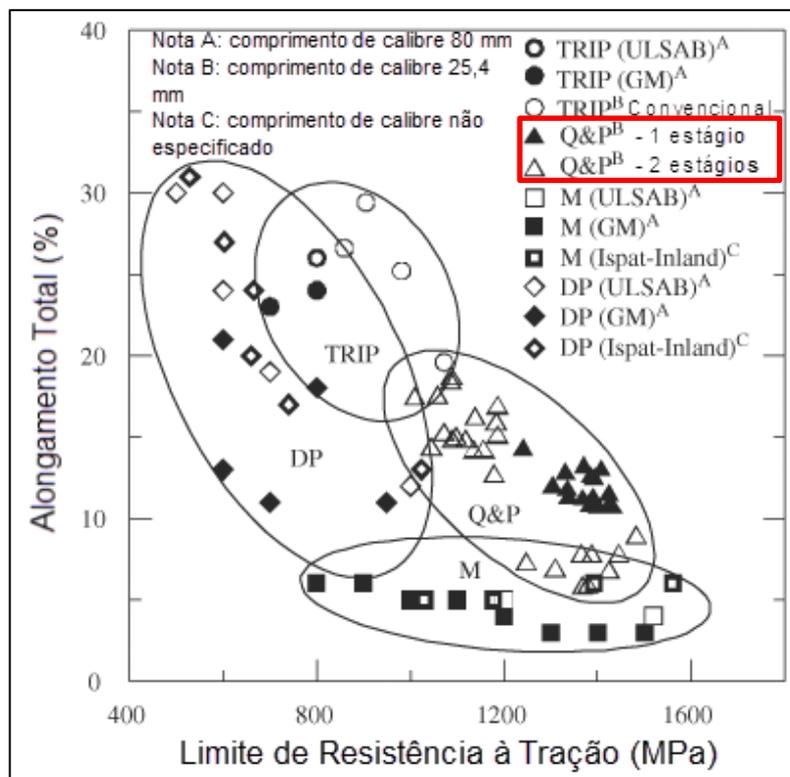
O SAE 4140, após a têmpera e o revenimento, é microconstituído por martensita e bainita, dependendo do controle dos parâmetros durante as etapas de aquecimento e resfriamento. Normalmente, quando o aço é aquecido em temperaturas de austenitização elevadas, a austenita em equilíbrio se decompõe em perlita (sob resfriamento lento), que é favorecida por mecanismos difusionais; e em martensita (sob resfriamento rápido), alterando, neste último caso, as condições de equilíbrio do ferro alfa ($Fe\alpha$), quando o teor de carbono atinge os correspondentes valores da austenita de partida, excedendo o limite máximo de solubilidade desta fase em condição de equilíbrio (BHADESHIA, 1999).

2.2.2 Tratamento de Têmpera e Partição

O tratamento térmico de têmpera e partição (T&P), também conhecido pela expressão *quenching and partitioning* (Q&P) é um processo não-convencional, desenvolvido com o intuito de gerar microestruturas mistas, compostas por martensita, ferrita e frações controladas de austenita retida. Objetiva ainda a obtenção de aços com alta resistência e boa formabilidade, promovendo a plasticidade por transformação da austenita retida durante a deformação (SPEER, 2005).

Estudos realizados por Speer (2005) comprovaram que chapas de aços da indústria automotiva, quando tratadas pelo processo de T&P e aplicadas em situações onde deseja-se promover o efeito TRIP (plasticidade induzida por transformação), apresentam maior resistência à tração do que as chapas de aços TRIP bainíticos convencionais, conforme ilustrado na **Figura 3**. O efeito TRIP é promovido pela austenita retida rica em carbono e o aumento da resistência através da martensita.

Figura 3 - Comparação entre alongamento e limite de resistência à tração de chapas de aços TRIP, Dual-Phase (DP), martensíticos (M) e T&P



Fonte: SPEER (2005)

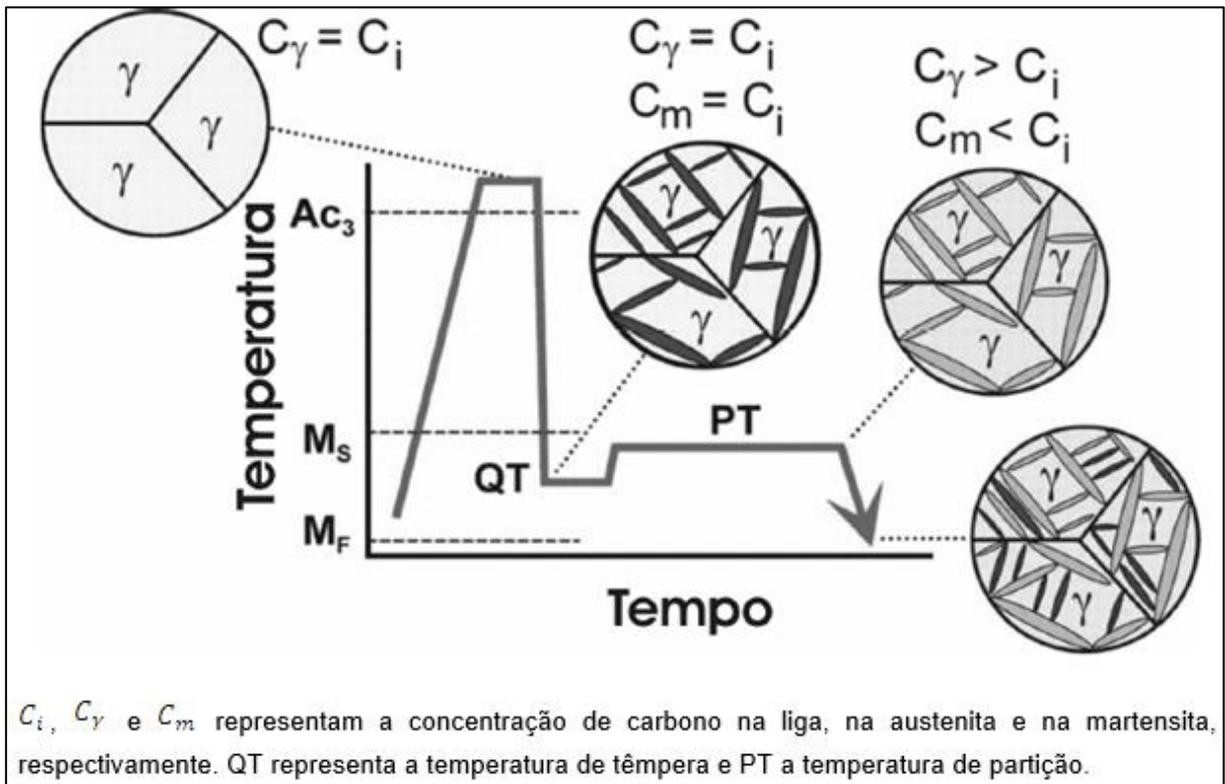
Ao analisar a **Figura 3**, pode-se constatar que os aços submetidos a T&P apresentam melhores combinações de propriedades quando comparados com os aços martensíticos convencionais, *Dual Phase* e TRIP. A sequência de tratamentos propostos no processo de têmpera e partição, assim como as fases correspondentes, está esquematizada na **Figura 4** (MARTINS, 2007; SPEER, 2005).

O fenômeno de difusão de carbono entre a ferrita e a austenita durante transformações difusionais em temperaturas elevadas está relativamente bem compreendido na literatura, exceto particularidades relacionadas ao fenômeno de partição do carbono, durante ou após a transformação martensítica, com respeito à formação da bainita (MARTINS, 2007). No caso da transformação martensítica, é fato que esta ocorre sem a difusão de átomos de carbono, e de outros átomos intersticiais, e que sendo assim, a nova fase formada se encontrará supersaturada de carbono.

No processo de T&P, a supersaturação de carbono na martensita temperada é utilizada para estabilizar a austenita não transformada, o que acontece durante a etapa de partição, pela migração de carbono da martensita supersaturada para a austenita retida (MARTINS, 2007; SPEER, 2005). A difusão do carbono é possível

porque a precipitação de carbonetos é suprimida pela presença de elementos de liga, como o silício (Si) ou o alumínio (Al) (COELHO, 2008).

Figura 4 - Esquema com as etapas e microestruturas obtidas no tratamento de têmpera e partição



Fonte: Adaptado de MARTINS (2007)

Nos tratamentos térmicos convencionais, a partição de carbono entre a martensita e a austenita retida é geralmente ignorada, uma vez que as temperaturas usadas são muito baixas para permitir a difusão significativa após a têmpera e principalmente devido à supersaturação ser geralmente eliminada por processos competitivos, sendo o mais comum deles a precipitação de carbonetos durante a etapa de revenido (SPEER, 2005).

A termodinâmica da partição do carbono da martensita para a austenita retida é avaliada pelo chamado Equilíbrio Constrito de Carbono, conceito no qual não ocorre movimentação dos átomos de ferro nem substitucionais, apenas difusão do carbono, mantendo-se a interface martensita/austenita fixa. Este conceito estabelece ainda que a partição ocorre quando há um equilíbrio entre a martensita e a austenita retida, na ausência de migração de interface e reações competitivas, tais como formação de

cementita, bainita ou carbonetos. Quando o carbono atinge um potencial químico uniforme no sistema, a partição é encerrada (COELHO, 2008; MARTINS, 2007).

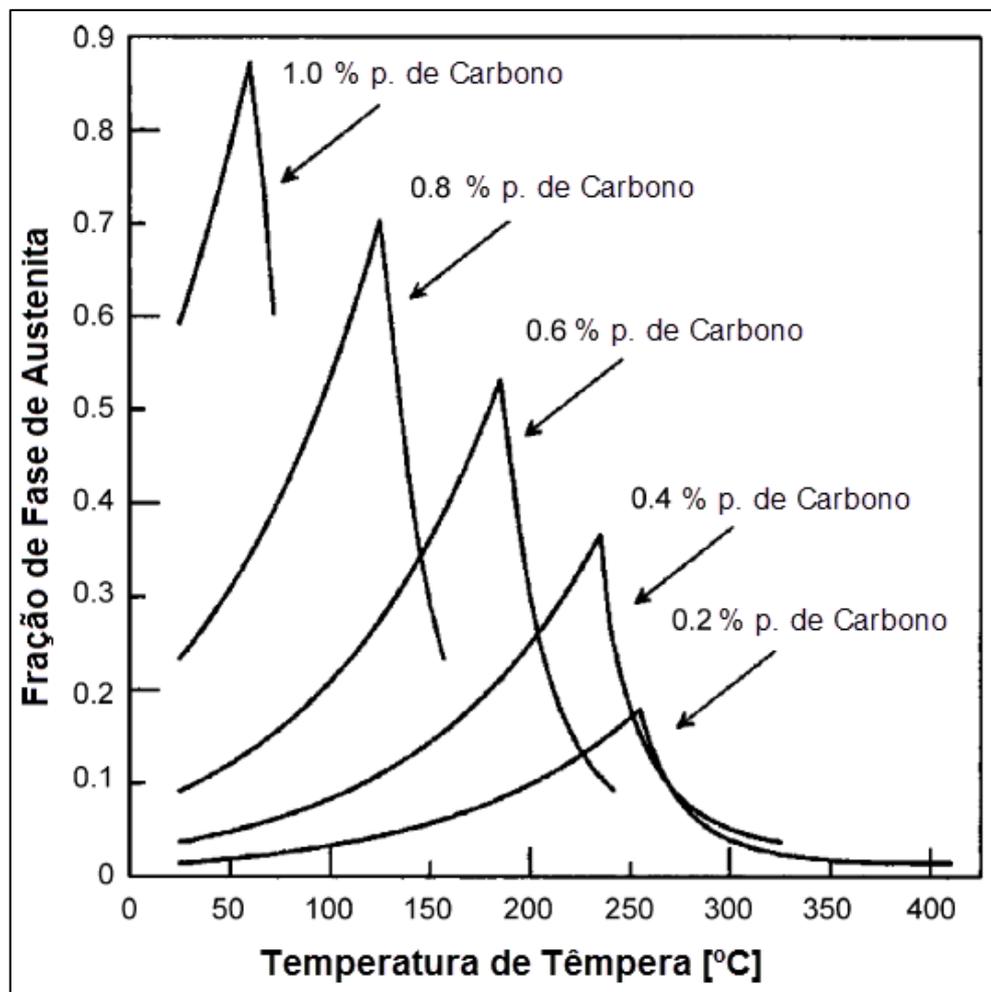
A supressão da precipitação de carbonetos é a grande diferença quando comparado com tratamentos térmicos convencionais como de têmpera e revenido, onde se espera que o carbono forme carbonetos durante o revenido. Por outro lado, a possibilidade de estabilizar a austenita pelo enriquecimento de carbono, durante o processo de partição, distingue o processo de T&P dos tratamentos tradicionais que promovem a transformação bainítica nos aços TRIP.

O tratamento térmico de têmpera e partição pode resultar em fases diferenciadas, conforme a temperatura em que ocorrer a partição. Caso esta ocorra no intervalo abaixo de M_s , geralmente obtém-se martensita e austenita retida e, caso ocorra acima de M_s , pode apresentar, além da martensita e da austenita retida, fase bainítica. A microestrutura pode conter uma martensita inicial, gerada no processo de têmpera, e uma martensita nova, gerada no processo de partição, as quais são transformadas a partir de austenita de diferentes estágios, com diferentes composições, e a martensita inicial perde carbono durante a partição.

Para tornar viável o processo de partição de carbono entre a martensita e a austenita é necessária a existência de austenita antes e depois da têmpera. Isso é possível através de duas diferentes rotas de tratamento térmico. A primeira é através de uma austenitização completa do material e a segunda é através de um tratamento intercrítico com a presença de frações iniciais de ferrita/austenita. Para um dado aço, a austenita resultante de um tratamento intercrítico possui uma concentração de carbono maior que a austenita proveniente da austenitização plena, sendo assim mais estável. Neste caso, a fração volumétrica de martensita produzida é controlada pelo resfriamento a uma temperatura específica entre M_s e M_f após a etapa de austenitização (MARTINS, 2007).

A partir de um aço experimental, Edmonds et al (2004, apud Gerdemann, 2006, p. 29) demonstraram um modelo que prediz a mudança na fração de austenita retida em função da temperatura de têmpera e do percentual de carbono do aço, conforme ilustrado na **Figura 5**. Pode-se observar que, para um aço com teor de 0,4% de carbono, a temperatura de têmpera onde se obtém a máxima fração de austenita retida após têmpera está no intervalo entre 200 e 250 °C. É possível notar a influência do carbono na estabilização da austenita e na escolha das temperaturas de processo.

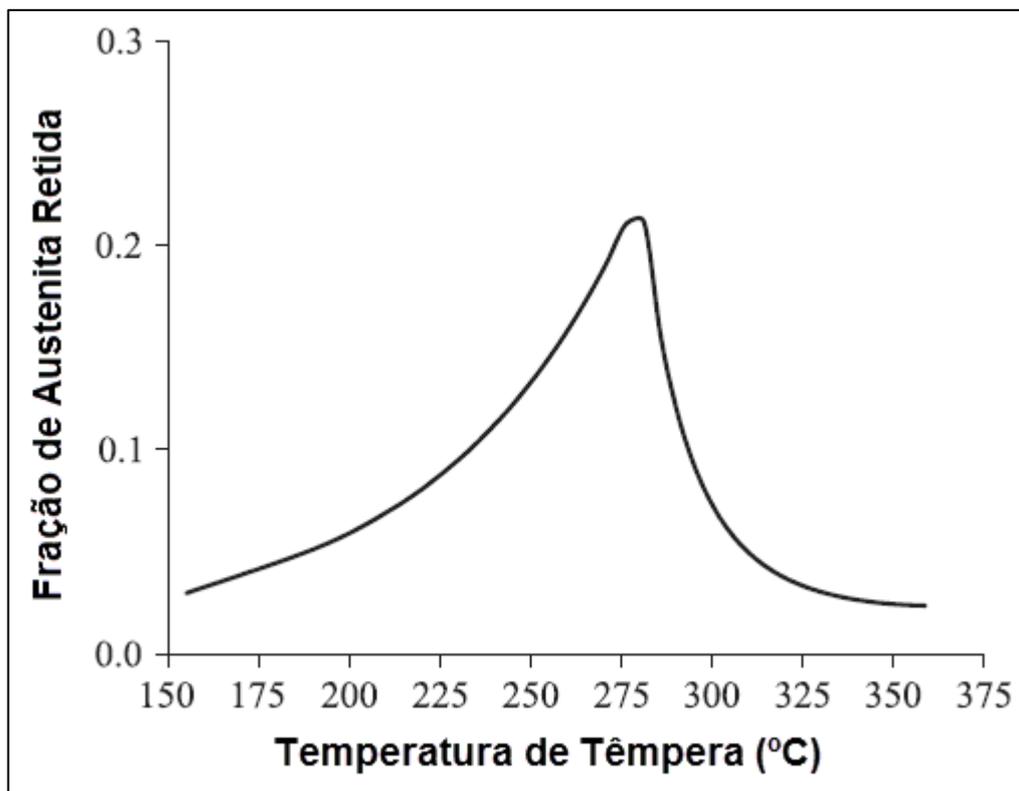
Figura 5 - Fração de austenita obtida em função do teor de carbono do aço e da temperatura de têmpera



Fonte: EDMONDS et al (2004 apud GERDEMANN, 2006, 29)

Bagliani et al (2013) ressaltam que a temperatura ótima de têmpera que resulta na máxima quantidade de austenita retida à temperatura ambiente no final do ciclo de T&P é determinada com base no percentual de carbono do aço, na temperatura M_s e no progresso da transformação martensítica durante o resfriamento, conforme o proposto por Speer et al (2003), que assumem que somente o carbono atinge um potencial químico na situação de interface imóvel entre austenita e martensita. Para obter austenita retida, o enriquecimento do carbono tem que ser suficientemente alto para diminuir a M_s relevante abaixo da temperatura ambiente. A **Figura 6** exhibe as temperaturas obtidas para um aço com 0,28%C, 1,4%Si, 0,67%Mn, 1,49%Cr e 0,56%Mo, onde a temperatura de têmpera que corresponde ao máximo de austenita retida é 281 °C, com fração de fase de martensita e austenita de 0,79 e 0,21, respectivamente.

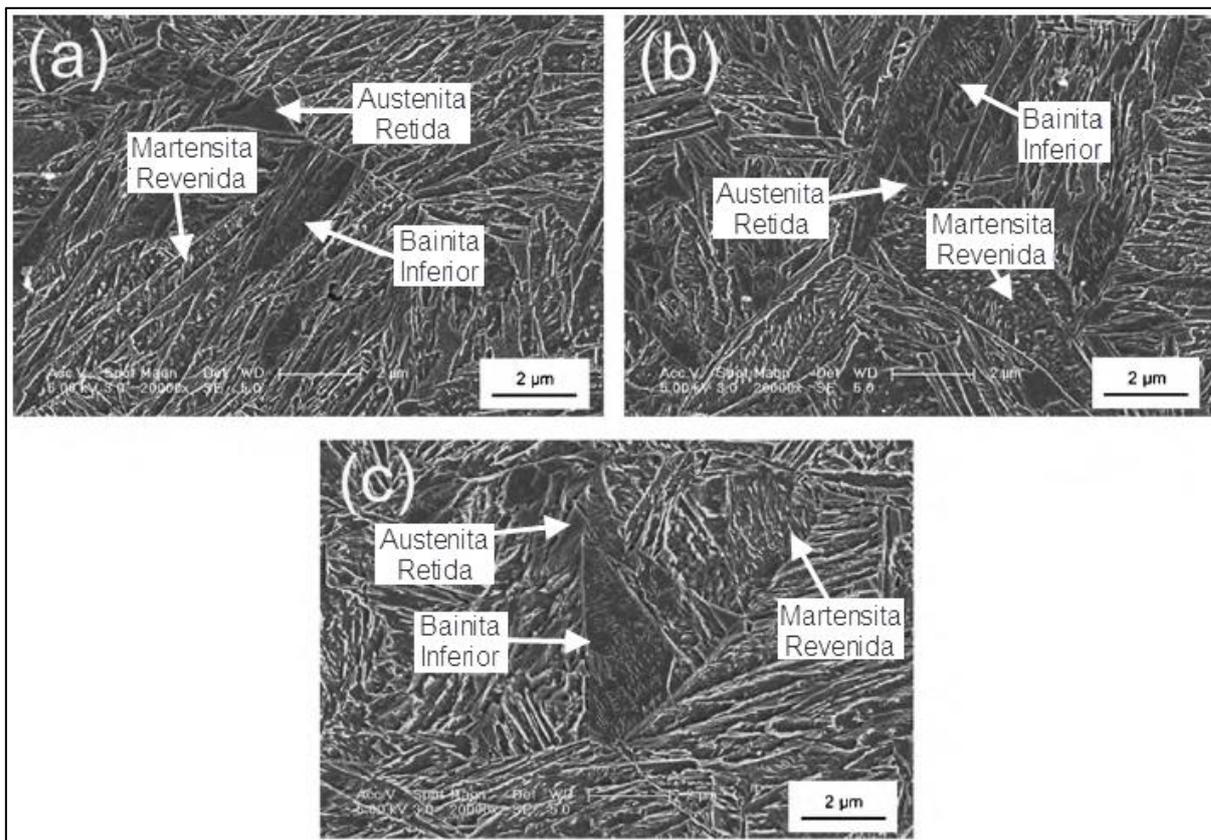
Figura 6 - Fração de austenita retida de um aço médio carbono em função da temperatura de têmpera



Fonte: BAGLIANI et al (2013)

Li et al (2010) realizaram um experimento, aplicando tratamento de têmpera e partição em um aço com teor de carbono de 0,41%, austenitizado em temperatura de 820 °C por 10 min, temperado em banho de sal em temperatura de 180 °C por 60 s e particionado a 300 °C em tempos de 10 a 900 s. Este experimento revelou, com auxílio de microscópio eletrônico de varredura, microestruturas compostas por martensita revenida, bainita inferior e fração de austenita retida, conforme ilustrado na **Figura 7**. A austenita retida estava enriquecida em carbono, o qual foi rejeitado pela martensita no processo de partição, podendo esta austenita formar uma nova fase de martensita e também formando bainita inferior.

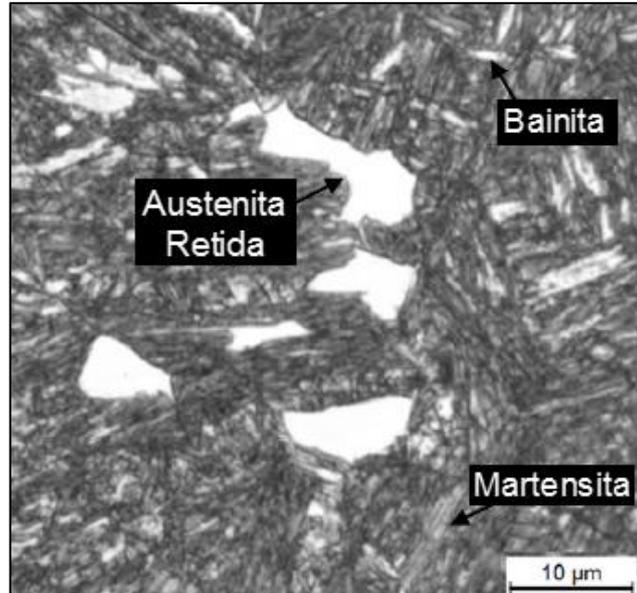
Figura 7 - Micrografias obtidas por MEV, de aço médio carbono, temperado a 180 °C e particionado a 300 °C por (a) 30 s (b) 120 s e (c) 900 s



Fonte: LI et al (2010)

Samanta et al (2013) também estudaram a aplicação do tratamento de T&P em aço com teor de carbono de 0,32%, austenitizado a 1050 °C por 5 min; temperado em banho de sais em temperaturas de 210, 230, 250, 270, 290 e 310 °C durante 10 s; e particionado em 375 °C em tempos de 3, 10, 20 e 60s. Obtiveram microestruturas multifases, compostas por martensita, bainita e austenita retida, conforme mostrado na **Figura 8**. A maior fração de austenita retida foi observada nas amostras temperadas a 290 °C seguidas de partição a 375 °C por 3 a 10 s. A fração de bainita aumentou com o aumento da temperatura de têmpera.

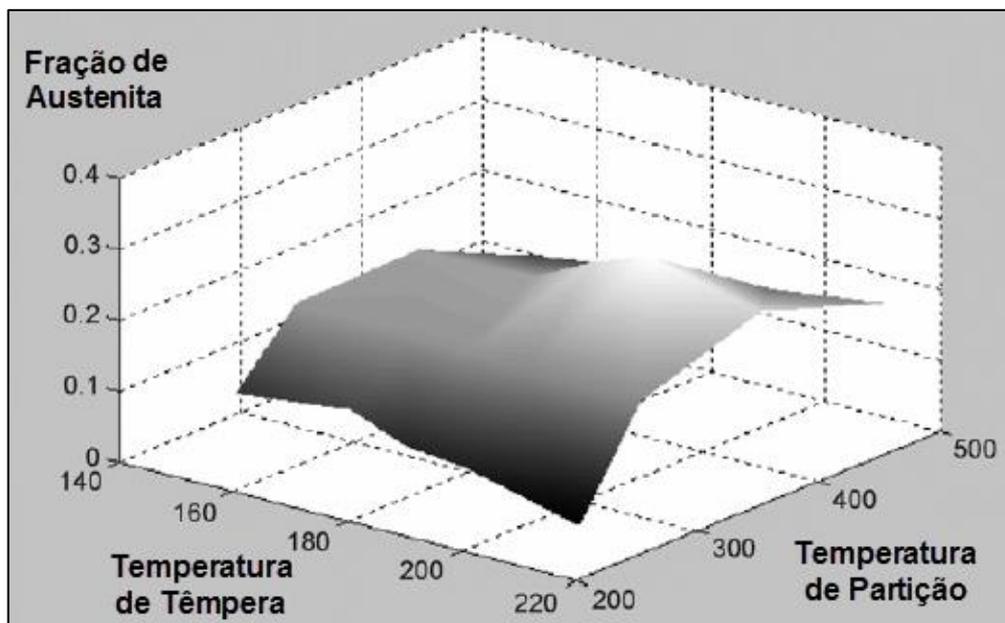
Figura 8 - Microestrutura de aço submetido a T&P, temperado a 290 °C e particionado a 375 °C, por 10 s. Ataque Nital 4%



Fonte: SAMANTA et al (2013)

Para um aço 0,60%C, 0,95%Mn e 1,96%Si, particionado em tempos abaixo de 120 s, obteve-se o cenário mostrado na **Figura 9** para a variação da quantidade de austenita retida, conforme as temperaturas de têmpera e partição. Pode-se observar que o efeito da precipitação de carbono em baixas temperaturas de partição diminui drasticamente a quantidade máxima obtida de austenita retida. Para expandir a janela de T&P para baixas temperaturas de partição é necessário suprimir a reação de transição do carbono na ferrita martensítica. Observa-se ainda que maiores temperaturas de partição associadas a temperaturas de têmpera entre 180 e 220 °C resultam nas maiores quantidades de austenita retida.

Figura 9 - Variação da fração de austenita retida em função da variação das temperaturas de têmpera e partição, para tempos de partição abaixo de 120 s



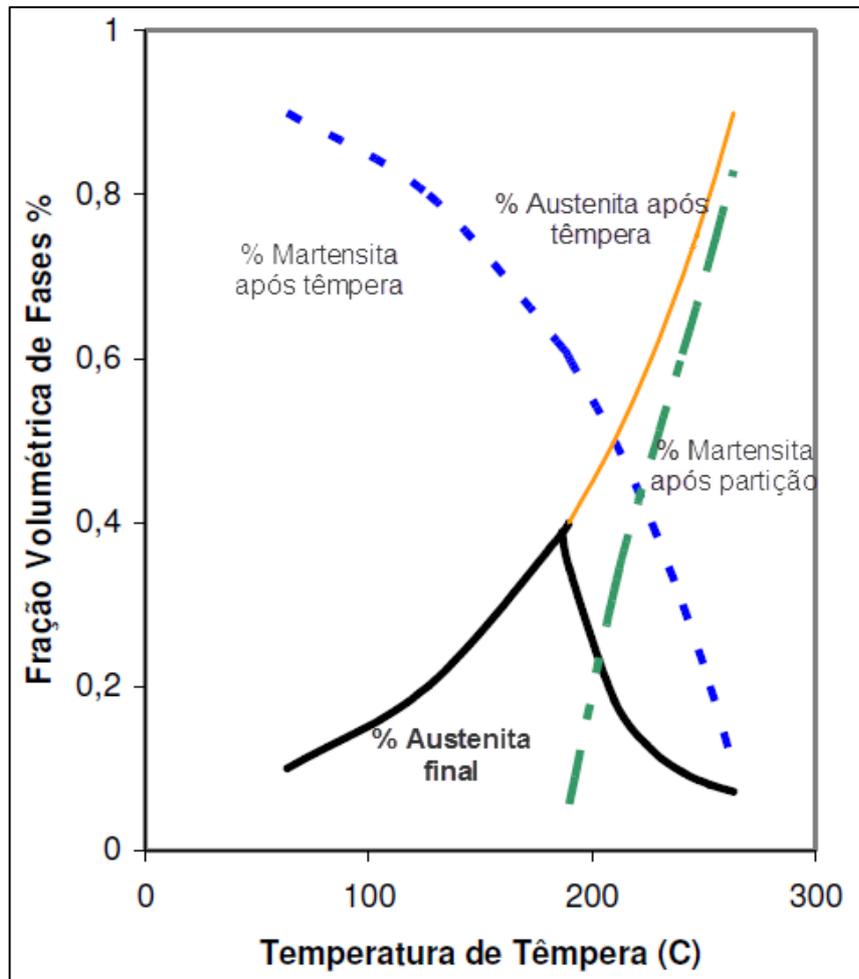
Fonte: EDMONDS et al (2004 apud GERDEMANN, 2006)

Embora a literatura aponte a existência de uma temperatura ótima para a realização da têmpera e que, ao temperar usando temperaturas maiores que a temperatura ótima serão obtidas maiores frações de austenita retida, Martins (2007, p.53) esclarece que esta austenita possui baixo enriquecimento de carbono, resultando em baixa estabilidade, transformando-se em martensita durante o resfriamento final e reduzindo a fração final de austenita retida estável à temperatura ambiente.

A utilização de temperaturas de têmpera inferiores à denominada temperatura ótima resultam em grandes quantidades de martensita na primeira etapa do processo. Como consequência, durante a partição, a fração de austenita da primeira etapa, que é pequena, pois a maior parte transformou-se em martensita, sofre um enriquecimento superior ao necessário para que se torne estável a temperatura ambiente e há inibição da formação de martensita durante o resfriamento final (MARTINS, 2007; p.53-54).

A **Figura 10** indica, para um aço com 0,4% de C, as variações das quantidades de fases de martensita e austenita após tempera, martensita após partição e austenita final. Pode-se observar que, para temperaturas de têmpera menores que 200 °C a fração de martensita após tempera é maior, a formação de martensita após partição é inibida e a fração final de austenita é maior (MARTINS, 2007; p.54).

Figura 10 - Variação das quantidades de fases de martensita e austenita no ciclo de T&P



Fonte: MARTINS (2007; p.54)

Conforme estudado, as variáveis de processo influenciam diretamente nos resultados obtidos, portanto é importante a análise das condições que serão utilizadas para a obtenção dos resultados almejados.

2.2.2.1 Transformação Martensítica

A martensita é uma fase metaestável dura, formada na têmpera de metais e em outros materiais como cerâmicas e polímeros, originada por cisalhamento devido ao resfriamento brusco da austenita e é uma fase metaestável. Devido que não depende de difusão, esta mudança de fase pode ocorrer em temperaturas abaixo de 100 K, mas também ocorre em altas temperaturas. Pode ocorrer em velocidades

maiores que 1000 m/s, onde a difusão não existe (WAYMAN e BHADESHIA, 1996; p. 1508).

As transformações de fase martensíticas ocorrem por movimentos de pequeno alcance, menores que a distância interatômica, onde não ocorre a difusão segundo a Lei de Fick. São mantidas as relações interatômicas entre os átomos vizinhos durante a mudança de fase, ocorrendo a deformação da estrutura cristalina original. É uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro, com uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), que é uma distorção da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (WAYMAN e BHADESHIA, 1996; SILVA e MEI, 2006).

De acordo com Bhadeshia e Honeycombe (2006), esta transformação em aços geralmente ocorre de forma atérmica, dependendo do sub-resfriamento abaixo da temperatura de início de martensita, M_s . A fração transformada depende do número de sítios de nucleação desencadeados, com os sítios menos potentes contribuindo especialmente em maiores taxas de resfriamento. O abaixamento da temperatura de um material inicialmente no campo austenítico com resfriamento lento favorecerá a difusão, formando perlita, e com resfriamento rápido ocorrerá o cisalhamento, formando martensita. Com o aumento de temperatura não se forma novamente a austenita, pois ocorreram reações secundárias que não permitem essa reversão. Os mecanismos que atuam na transformação martensítica são nucleação e crescimento de fases, sendo que o mecanismo dominante será o mais lento dos dois.

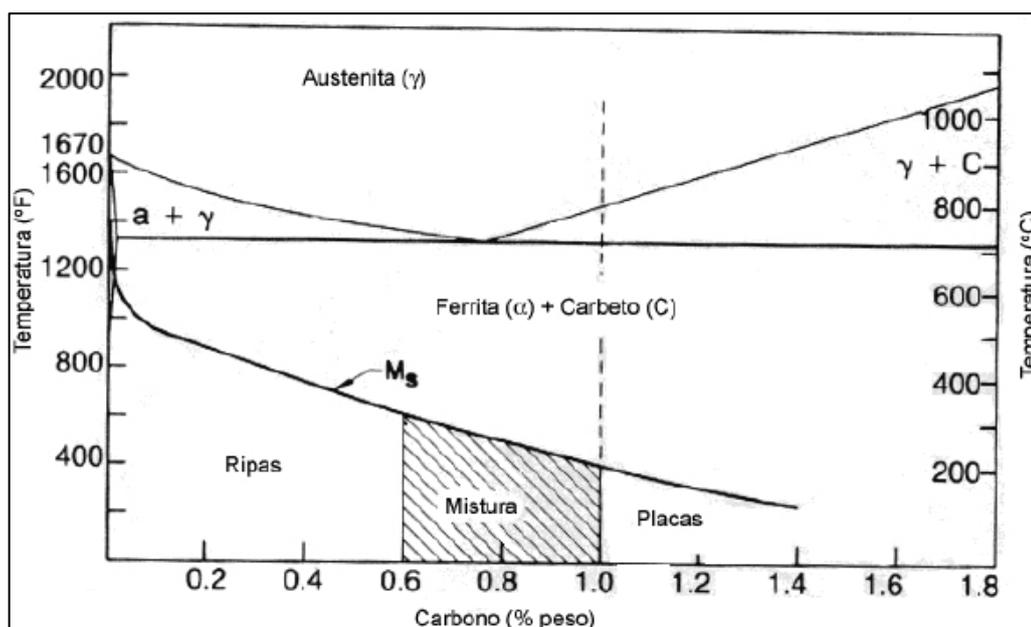
A transformação martensítica ocorre num intervalo de temperaturas, iniciado por M_i e finalizado por M_f . A temperatura M_f pode variar de 500 °C até valores menores que a temperatura ambiente, conforme a concentração de elementos estabilizadores de austenita no aço. A transformação cessa em M_f e, na prática, em vez de toda austenita estar transformada em martensita, sobram porcentagens de austenita que não se transforma, chamada de austenita retida ou residual. Quanto mais inferior à ambiente for a temperatura M_f , maior a quantidade de austenita que ficará retida (HONEYCOMBE, 1984a).

O aumento do teor de carbono e de outros elementos de liga no aço ocasiona a diminuição das temperaturas de início e fim de transformação martensítica (M_i e M_f , respectivamente), o que resulta na formação da austenita retida, que é uma austenita que não se transforma em martensita com o abaixamento da temperatura até a temperatura ambiente. Para transformá-la é necessário abaixar ainda mais a temperatura, para o que se faz os tratamentos sub-zeros. Por outro lado, quando

ocorre a transformação martensítica o volume do metal expande levemente, criando tensões na peça. Se um aço altamente temperável é tratado em uma taxa de resfriamento muito rápida, podem ocorrer trincas de têmpera em resposta às tensões induzidas (LIMA, 2006).

Aços de menor teor de carbono apresentam martensita em forma de ripas, enquanto que em aços de maior teor de carbono ela se apresenta em forma de agulhas ou placas. A **Figura 11** mostra as faixas de carbono de formação e as temperaturas M_s (início da transformação martensítica) das duas morfologias para ligas Fe-C. Os contornos das várias regiões são baseados na caracterização de ligas Fe-C de alta pureza e podem mudar em aços ligados. As ripas de martensita, formadas em aços de baixo e médio carbono, são placas longas e finas que se formam lado a lado, estão alinhadas paralelamente entre si e são agrupadas em entidades estruturais maiores, os blocos. Os detalhes microestruturais desse tipo de martensita são muito finos para serem revelados por microscopia ótica. As placas descrevem propriamente a forma das unidades de martensita que se formam em aços de alto teor de carbono (LIMA, 2006).

Figura 11 - Faixas de formação da martensita em placas e da martensita em ripas em ligas Fe-C



Fonte: COLPAERT (2008), LIMA (2006)

Alguns autores, ao pesquisar os mecanismos para o fortalecimento de aços baixa liga médio carbono no que refere-se à melhoria das propriedades mecânicas,

especialmente a tenacidade à fratura, com aplicações em alta resistência à tração e algumas vezes em baixa temperatura, têm proposto a obtenção de microestruturas mistas, tais como: martensita-bainita, através de tratamentos isotérmicos, as quais apresentam propriedades de tenacidade e resistência superiores às dos aços com estrutura convencionalmente obtida pelos procedimentos de têmpera e revenido, ou seja, completamente martensítica, (BARBACKI, 1995; MALAKONDAIAH, SRINIVAS e RAO 1997; TOMITA, 1991; TOMITA, 1995).

Tomita (1991 e 1995), sugeriu a produção de um aço constituído por uma estrutura mista de martensita e bainita inferior (com 25% de fração volumétrica), através de um tratamento térmico que promove uma transformação isotérmica de curto tempo logo acima da temperatura inicial da transformação martensítica (M_s), numa região de temperatura onde predomina a formação de bainítica, seguida de têmpera. Esse tratamento proporcionou energia de impacto Charpy V e resistência superiores às obtidas em tratamentos convencionais em aços SAE 4340 e 4140 e até mesmo em aços baixa liga de alto carbono.

O aumento da resistência à tração foi atribuído ao refino da subestrutura obtido na matriz martensítica e ao aumento da resistência mecânica da bainita inferior, devido à maior restrição plástica da bainita pela martensita. A melhoria da tenacidade à fratura foi atribuída tanto ao efeito de aprisionamento da trinca na bainita como ao efeito de alívio de tensão da bainita bem em frente da trinca existente. Por outro lado, os resultados mostraram que a presença de bainita superior é prejudicial uma vez que eleva a temperatura de transição do modo de fratura, independente da fração volumétrica.

As pesquisas científicas têm permitido o estabelecimento de correlações entre as características microestruturais observadas, a partir do controle dos parâmetros do processo, e as propriedades mecânicas dos materiais ensaiados, dada a importância da previsão do comportamento em serviço de um determinado material (BHADESHIA, 1999; KIM, OH e HONG, 2000; MAROPOULOS e RIDLEY, 2004).

2.2.2.2 Transformação Bainítica

A transformação bainítica ocorre em temperaturas abaixo do “nariz” ou “cotovelo” da transformação perlítica e é uma mistura de ferrita e uma fina e

dispersada cementita. Esta transformação combina características da transformação martensítica, tendo como mecanismos a difusão e o cisalhamento (WAYMAN e BHADESHIA, 1996; SILVA e MEI, 2006).

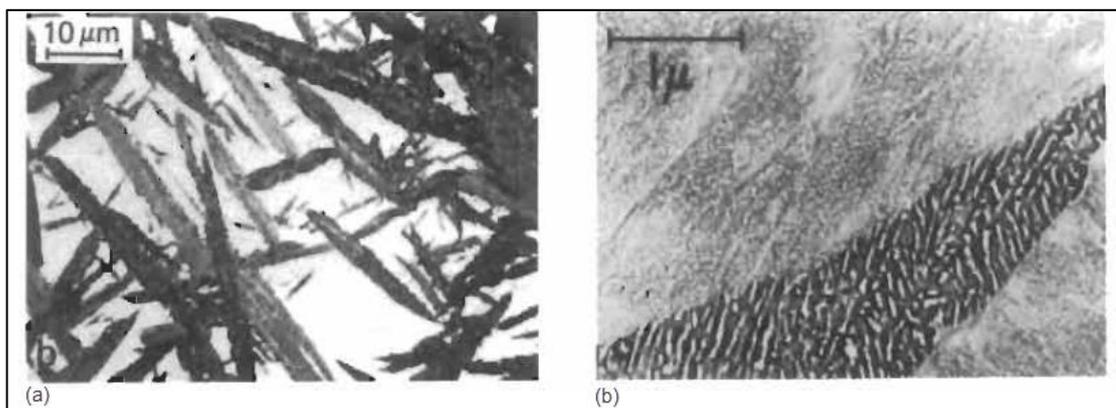
Para promover a formação de bainita, o aço deve ser austenitizado e em seguida resfriado rapidamente até uma temperatura abaixo do cotovelo da curva de transformação. Deve-se então manter esta temperatura, o que permitirá obter a bainita, que pode ser classificada como superior ou inferior, conforme a temperatura na qual é formada (WAYMAN e BHADESHIA, 1996; SILVA e MEI, 2006).

A bainita superior é constituída por feixes de agulhas finas de ferrita, que se formam em dois estágios, iniciando-se com a formação de ferrita e rejeição de carbono para a austenita, e prosseguindo com a precipitação de cementita entre as agulhas de ferrita no segundo estágio (SILVA e MEI, 2006). A ferrita aparece em grupos de ripas finas e paralelas, semelhante à ferrita de Widmanstätten (HONEYCOMBE, 1984b).

Devido que a ferrita da bainita superior possui concentração de carbono muito inferior à concentração da “austenita mãe”, à medida que as ripas de bainita crescem, a austenita não transformada enriquece em carbono. Isso se observa principalmente em intervalos de temperatura de 550 a 400 °C, quando a difusividade do carbono ainda é alta, permitindo sua partição entre ferrita e austenita. Logo, a precipitação de carbonetos não ocorre no interior das ripas de bainita, mas sim na austenita, junto às fronteiras das ripas, quando se atinge uma concentração crítica de carbono. Em determinados aços a austenita enriquecida não precipita carboneto, observando-se então austenita retida (HONEYCOMBE, 1984b).

A bainita inferior se difere da superior apenas pelo fato de que a precipitação de cementita ocorre entre as agulhas de ferrita e também dentro destas agulhas, devido à dificuldade de difusão do carbono. Essa dificuldade de difusão de carbono gera carbonetos precipitados mais finos, conferindo maior tenacidade à bainita inferior (SILVA e MEI, 2006). Apresenta aspecto mais acicular em relação à bainita superior, com lamelas individualizadas, sendo que as lamelas de ferrita na bainita inferior são mais longas e semelhantes às lamelas de martensita em sua morfologia. Na **Figura 12** pode-se visualizar a morfologia da bainita inferior de aço com 0,66 %C e 3,23 %Cr, transformada parcialmente durante 30 minutos a 350 °C.

Figura 12 - Microestrutura da bainita inferior: (a) microscopia óptica, (b) microscopia eletrônica de varredura



Fonte: WAYMAN e BHADESHIA (1996)

O contorno de grão da austenita é o local onde ocorre a nucleação e crescimento da bainita, até que a deformação plástica da austenita adjacente interrompe o crescimento, iniciando-se a nucleação de nova placa na ponta da primeira, formando assim os feixes de bainita (SILVA e MEI, 2006).

Em aços com cromo e molibdênio, resfriados continuamente, pode aparecer a bainita granular, que possui as mesmas características que as bainitas inferior e superior, porém apresenta-se em forma de blocos.

De forma geral, a transformação bainítica ocorre isotermicamente, com um tempo de incubação, durante o qual não ocorrem transformações, seguido por um aumento da velocidade de transformação até se atingir um máximo, a partir do qual ocorre um retardamento gradual. Na evolução da transformação bainítica, se observa o engrossamento das lamelas bainíticas durante a transformação, ocorrido devido ao movimento de pequenos degraus ao longo das fronteiras das lamelas, o qual parece ser controlado por difusão.

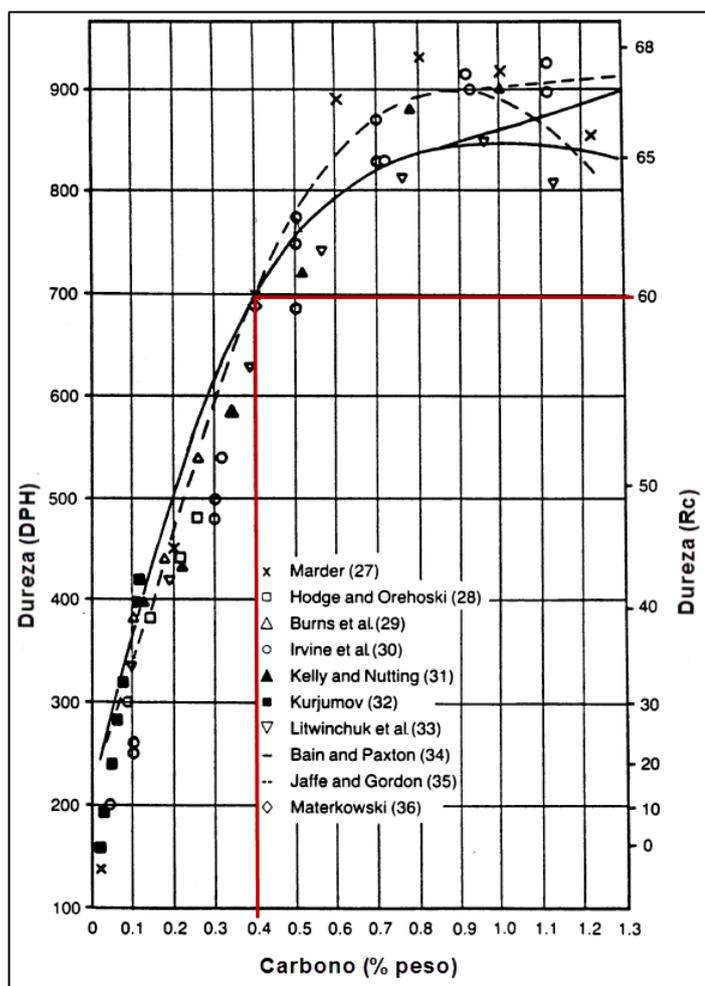
O uso de microestruturas mistas de bainita e martensita têm se mostrado eficaz ao correlacionar com propriedades mecânicas, tais como a resistência à tração, por isso é importante o entendimento das fases martensítica e bainítica (YOUNG e BHADESHIA, 1994).

2.3 COMPORTAMENTO MECÂNICO

As aplicações industriais dos aços demandam alto compromisso entre propriedades mecânicas e comportamento em serviço, garantido pela previsão do comportamento dos materiais em níveis cada vez mais assertivos, avaliando propriedades mecânicas como dureza, resistência ao escoamento e energia absorvida na fratura, além de avaliar as descontinuidades internas e superficiais.

Na **Figura 13** pode-se observar a variação da dureza em relação ao teor de carbono, de aços temperados, ou seja, com estrutura predominante martensítica e com porcentagens de fase de austenita retida. Pode-se observar que, aços com teor de carbono de 0,4 % em peso, possuem dureza martensítica máxima aproximada de 60 HRC.

Figura 13 - Dureza Rockwell C de estruturas martensíticas como função do percentual de carbono do aço

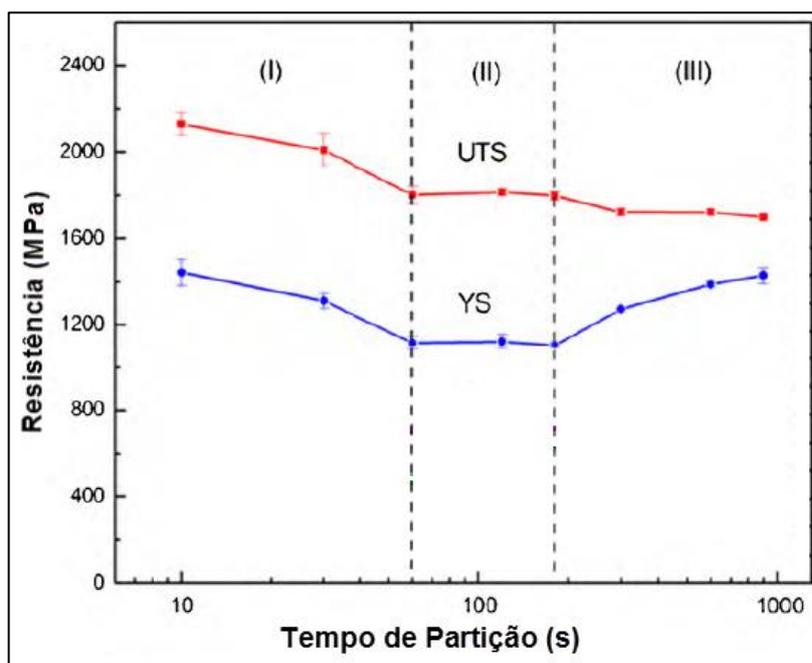


Fonte: KRAUSS (1999)

Estudos realizados por Li et al (2010) mostraram a correlação entre a resistência em MPa e o tempo de partição, para um aço com 0,41 % em peso de carbono, particionado a 300 °C, por tempos de 10 a 900 s, conforme pode-se observar na **Figura 14**.

O estágio (I) corresponde à partição de 10 a 60 s, onde tanto o limite de escoamento (*Yield Strength* - YS) como o limite de resistência à tração (*Ultimate Tensile Strength* - UTS) apresentaram queda devido ao aumento rápido da fração de austenita retida, que ocorre pela partição do carbono da martensita supersaturada para a austenita não transformada durante a têmpera. O estágio (II) corresponde à partição entre 60 e 180 s, e observa-se que o limite de escoamento e o limite de resistência permanecem estáveis, porém, deveriam cair com a redução da saturação do carbono da martensita, entretanto, entende-se que ficaram estáveis devido a transformação de austenita não transformada na têmpera em bainita inferior. Por fim, o estágio (III) corresponde à partição de 180 a 900 s, onde o limite de resistência continua em queda, pois a martensita continua perdendo sua saturação, enquanto que a tensão de escoamento aumenta, pois a fração de austenita retida continua aumentando.

Figura 14 - Variação de propriedades mecânicas conforme o tempo de partição



Fonte: LI et al (2010)

A energia absorvida na fratura é medida pela propriedade do material denominada como tenacidade à fratura. O conceito de tenacidade como sendo uma medida da energia absorvida durante a fratura é bem conhecido e, conforme Silva (2001), esta propriedade representa “a força necessária para que uma trinca existente aumente de tamanho, desde que esta força independa das características geométricas e de solitação a que este material está sendo submetido”.

A tenacidade à fratura é frequentemente medida através de ensaios de impacto com corpos de provas entalhados, entre os quais o mais comum é o ensaio de impacto Charpy. Neste ensaio, um corpo de prova de seção quadrada, com um entalhe pré-determinado, é fraturado sob condições específicas e a energia absorvida durante a fratura é considerada como uma medida da sua tenacidade.

O ensaio Charpy é empírico, porém constitui uma importante medida para o controle da qualidade de um material de engenharia, pelo que é especificado através de normas internacionais.

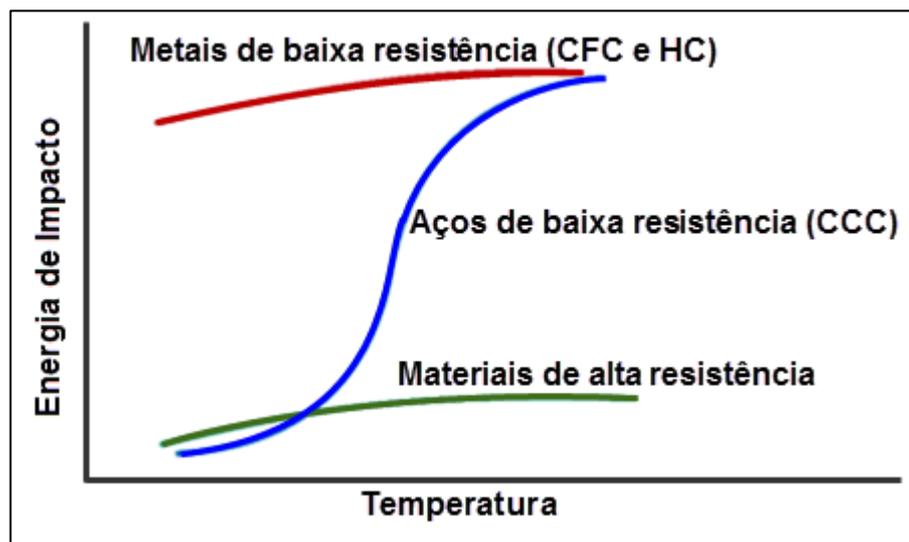
As descontinuidades internas do material são as principais causas da fratura e são geradas muitas vezes pela presença de elementos de impurezas, como por exemplo, o fósforo. Jafari e Tsuzaki (2012) estudaram a influência de diferentes teores de fósforo (P) na fratura do aço 4140, mapeando a contribuição deste elemento para a fragilização do material. Este elemento segrega-se em contornos de grão, diminuindo sua coesão e favorecendo a fratura intergranular. Também segrega na interface da segunda fase e da fase matriz, facilitando a nucleação de vazios e diminuindo a deformação plástica necessária para a fratura dúctil.

Para mapear o comportamento do material conforme a variação do teor de P, vários ensaios de impacto Charpy foram realizados, em diferentes temperaturas. O aço 4140 foi analisado na condição em que geralmente é aplicado, ou seja, temperado e revenido. Jafari e Tsuzaki (2012) concluíram que o teor de P influenciou a energia absorvida pelo material em determinadas temperaturas. O aço com teor de P de 0,001% absorveu energia máxima de 97 J em uma faixa de temperatura de -100 °C a -150 °C, enquanto que o aço com teor de P de 0,053% absorveu energia máxima de 64 J, analisando-se uma faixa de temperatura estendida de 150 °C a -196 °C.

Condições externas impostas ao material podem potencializar a ocorrência de fratura, por exemplo, esforços de impacto, presença de entalhes ou serviço a baixas temperaturas. A variação de temperatura resulta na variação de tenacidade ou de ductilidade dos materiais.

Os metais e suas ligas com estrutura cristalina cúbica de faces centradas predominantes, por exemplo, cobre, alumínio, níquel e aço inoxidável austenítico, apresentam uma queda menos abrupta de tenacidade com a diminuição da temperatura do que aqueles materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, por exemplo, aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos entre outras ligas do sistema Fe-C (PADILHA, 2000). A **Figura 15** mostra, de forma esquemática, a variação de tenacidade em função da temperatura para alguns tipos de materiais.

Figura 15 - Representação da transição dúctil-frágil em metais e suas ligas

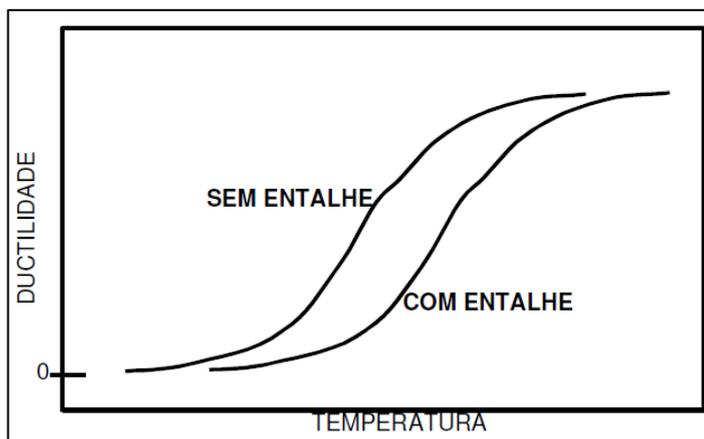


Fonte: CALLISTER e RETHWISCH (2012)

A presença de um entalhe (ou de outro concentrador de tensões) em um componente, que pode alterar o estado de tensões predominantes para um estado triaxial na região do entalhe, dificulta a deformação plástica e, conseqüentemente, reduz a ductilidade (ou a tenacidade) a uma determinada temperatura. O entalhe ainda tende a aumentar a temperatura de transição dúctil-frágil, como se mostra na **Figura 16**.

O teor de carbono influencia no aumento na temperatura de transição dúctil-frágil para aços ferrítico-perlíticos, porém para aços martensíticos, com mesmos níveis de resistência mecânica, a temperatura de transição pouco se altera, sendo o efeito benéfico do menor teor de carbono apenas o de aumentar os níveis de energia absorvida na região dúctil (LIMA, 2006).

Figura 16 - Efeito de concentradores de tensões na ductilidade de metais com transição dúctil-frágil



Fonte: MAROPOULOS e RIDLEY (2004)

Em relação ao efeito da microestrutura na tenacidade à fratura nos aços baixa liga com médio teor de carbono, alguns autores afirmam que microestruturas mistas, constituídas por martensita e bainita apresentam propriedades de tenacidade e resistência superiores às dos aços com estrutura convencional, ou seja, unicamente constituída por martensítica (LIMA, 2006).

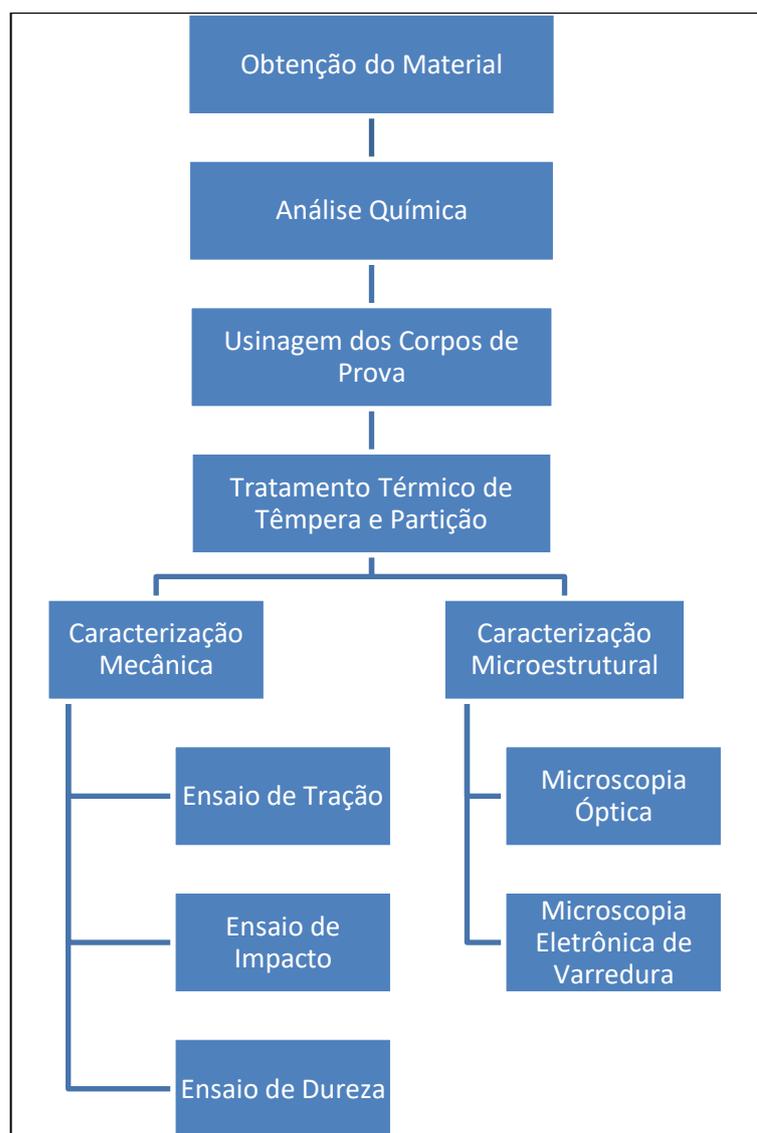
Assim, sugerem a produção de um aço com estrutura mista constituída por martensita e bainita inferior (25%) através de um tratamento térmico modificado, que consiste em promover a transformação isotérmica de curto tempo na região de temperaturas onde predomina a bainita, logo acima da temperatura inicial da transformação martensítica (M_s), seguida de têmpera. Com esse tratamento registraram-se valores de energia de impacto Charpy V e resistência superiores às obtidas através da prática dos tratamentos convencionais em aços SAE 4340 e 4140 e até mesmo em aços baixa liga de alto carbono.

Esse tratamento também se mostrou eficiente em termos de melhoria das propriedades mecânicas. O aumento da resistência à tração foi atribuído ao refino da subestrutura obtido na matriz martensítica e ao aumento da resistência da bainita inferior devido à maior restrição plástica da bainita pela martensita. A melhoria da tenacidade foi atribuída tanto ao efeito de aprisionamento da trinca na bainita como ao efeito de alívio de tensões da bainita bem em frente da trinca pré-existente (LIMA, 2006). Os resultados mostraram, também, que a presença de bainita superior é prejudicial uma vez que eleva a temperatura de transição do modo de fratura, independente da sua fração volumétrica (LIMA, 2006).

3 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Este capítulo apresenta o aço estudado, os procedimentos experimentais realizados, as técnicas de caracterização aplicadas e os equipamentos utilizados. A **Figura 17** ilustra, com auxílio de um fluxograma, as principais etapas da experimentação prática deste trabalho.

Figura 17 - Principais atividades da etapa de experimentação prática



Fonte: A AUTORA (2017)

3.1 MATERIAL

O material utilizado nesta pesquisa foi o aço SAE 4140, fabricado pela empresa Gerdau e comercializado pela empresa DiFerro, adquirido em formato de chapa grossa laminada a quente, com espessura de 12 mm, cuja composição química é mostrada na **Tabela 3**.

Tabela 3 - Composição química do aço SAE 4140

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
% peso	0,40	0,87	0,030	0,040	0,25	0,95	0,20

Fonte: A AUTORA (2017)

A composição química do material foi determinada através de espectrometria de emissão óptica, utilizando espectrômetro do tipo Spectrolab.

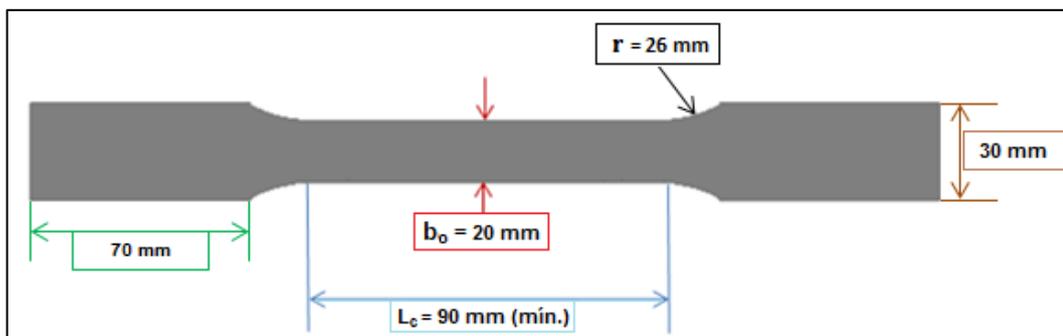
A partir das chapas, com dimensões 300x400x12 mm, e considerando o sentido da laminação da chapa, foram confeccionados os corpos de prova utilizados nas diferentes etapas do trabalho experimental, com o auxílio de uma máquina de corte Cut-Off, conforme se detalha a seguir.

Para os experimentos de tratamento térmico inicial, os corpos de prova foram usinados em formato cúbico com 10 mm de lado.

Para a análise química foram extraídos dois corpos de prova com superfície quadrada, com lados de 25 mm e espessura de 10 mm.

Para o ensaio de tração foram confeccionados corpos de prova de acordo com a norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 (2015), que rege os critérios para este tipo de ensaio, extraídos no sentido de laminação da chapa grossa. Os corpos de prova para este ensaio foram usinados com espessura de 5 mm, com geometria e demais dimensões ilustradas na **Figura 18**.

Figura 18 - Representação esquemática do corpo de prova para o ensaio de tração, com dimensões em mm

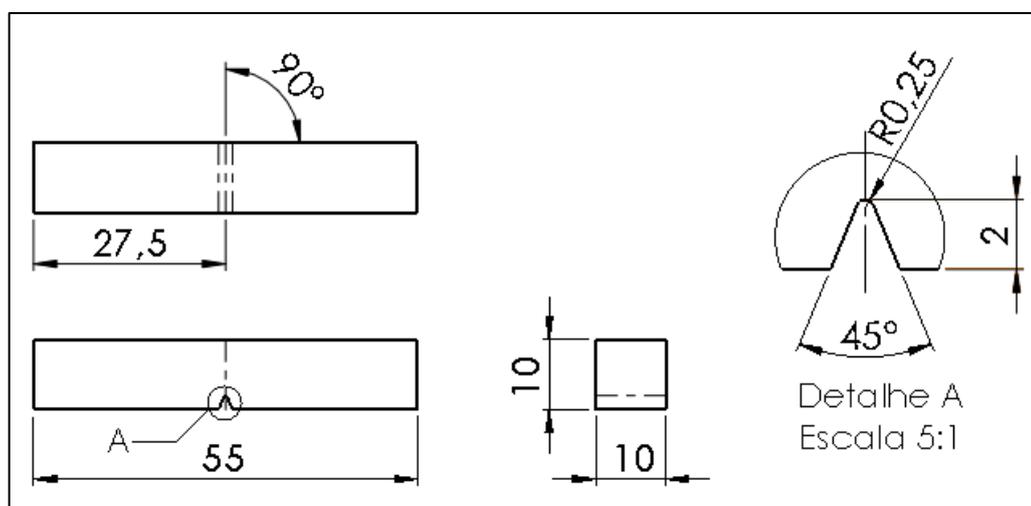


Fonte: Adaptado de ABNT NBR ISO 6892-1:2013 (2015)

Para o ensaio de impacto Charpy os corpos de prova também foram usinados nas dimensões padronizadas pela norma ASTM A370 (2002), com 55 mm de comprimento, 10 mm de altura e 10 mm de largura. O entalhe foi obtido a partir do processo de eletroerosão a fio.

A **Figura 19** representa esquematicamente o corpo de prova para o ensaio de impacto, com suas respectivas dimensões, de acordo com os requisitos da norma ASTM A370.

Figura 19 - Representação esquemática do corpo de prova para o ensaio de impacto, com dimensões em mm, conforme a norma ASTM A370



Fonte: Adaptado de ASTM A370 (2002)

3.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO

O tratamento térmico de têmpera e partição foi executado com base nas condições estudadas por Martins (2007).

Primeiramente realizou-se a preparação das amostras para a correta execução dos procedimentos de tratamento térmico, que se consistiu na identificação e na amarração das amostras com tela ou fios de arame.

O ciclo do tratamento térmico iniciou-se com o pré-aquecimento das amostras em temperatura de 480 °C, durante 600 s, seguido de austenitização em temperatura de 850 °C, durante 300 s, ambas as etapas realizadas em forno de banho de sais.

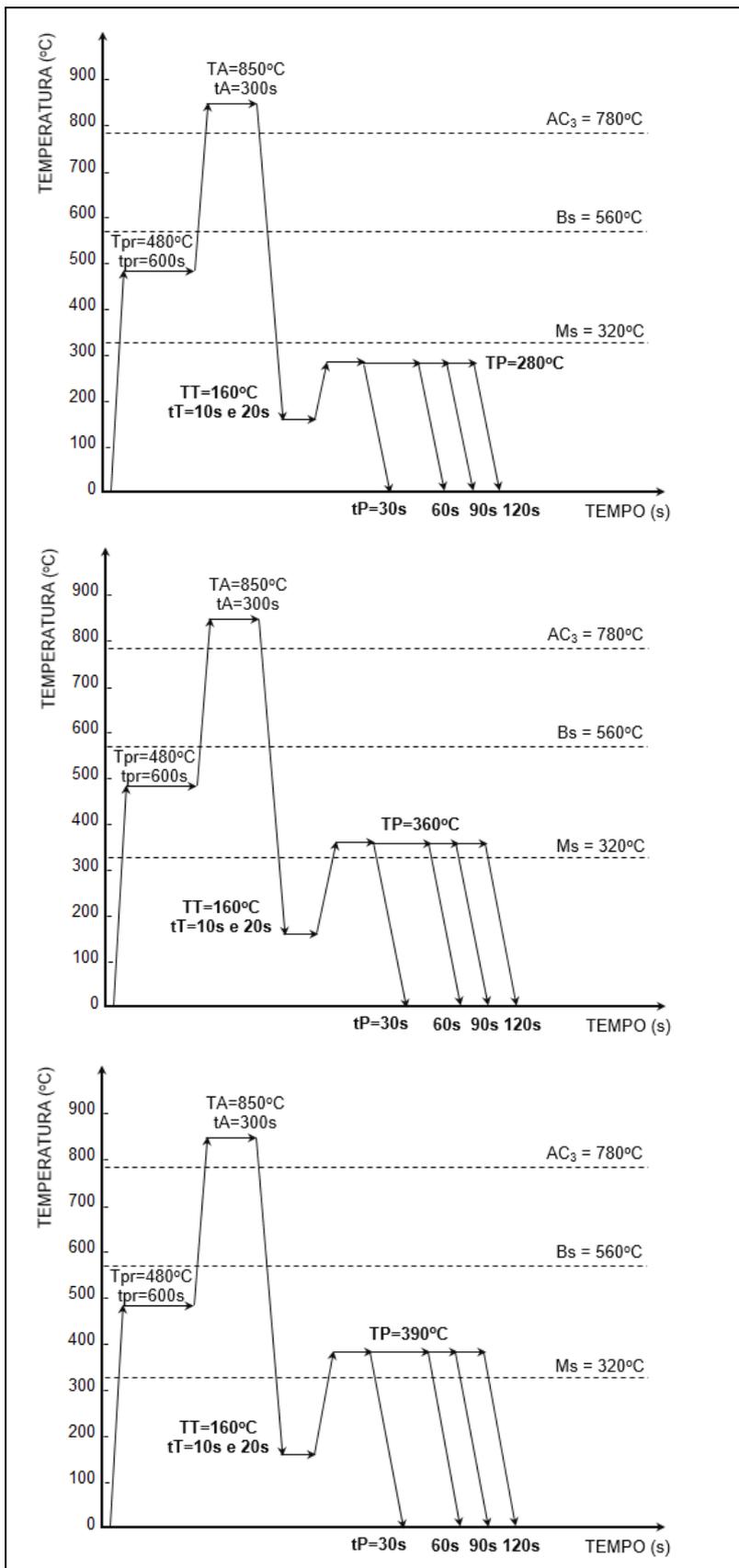
Em seguida, as amostras foram temperadas de modo isotérmico, em banho de sais, em temperatura de têmpera (TT) de 160 °C, durante o tempo de têmpera (tT) de 10 e 20 s. Martins (2007) afirmou que menores temperaturas de têmpera resultam, após partição, em maiores frações de austenita retida enriquecida de carbono e estável à temperatura ambiente, e obteve este resultado em amostras temperadas a 167 °C. Portanto, visando obter o mesmo resultado, neste trabalho utilizou-se a temperatura de têmpera de 160 °C.

Seguido da têmpera, as amostras foram submetidas ao estágio de partição, em forno em banho de sais, aquecidas às temperaturas de partição (TP) de 280, 360 ou 390 °C, durante os tempos de partição (tP) de 30, 60, 90 e 120 s, com posterior resfriamento ao ar. Estas condições foram escolhidas visando avaliar a influência das variáveis da partição nos aspectos morfológicos da microestrutura e nas propriedades do material quando submetido a estas condições de tratamento.

A **Figura 20** exhibe o esquema do ciclo de tratamento térmico de têmpera e partição realizado. Na **Tabela 4** pode-se visualizar o resumo das condições de tratamento térmico experimentadas, inclusive o código numérico utilizado na identificação das amostras para cada condição experimental.

O código numérico adotado para promover a identificação de corpos de prova considera: o tempo de têmpera, seguido da temperatura e do tempo de partição. Por exemplo, a amostra com código 10.280.030 corresponde ao tratamento de têmpera a 160 °C por 10 s, seguido de partição a 280 °C por 30 s.

Figura 20 - Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico de têmpera e partição realizado



Fonte: A AUTORA (2017)

Tabela 4 - Resumo das condições de tratamento térmico adotadas

Identificação de Amostras	TT (°C)	tT(s)	TP (°C)	tP (s)
10.280.030	160	10	280	30
10.280.060				60
10.280.090				90
10.280.120				120
10.360.030			360	30
10.360.060				60
10.360.090				90
10.360.120				120
10.390.030			390	30
10.390.060				60
10.390.090				90
10.390.120				120
20.280.030		20	280	30
20.280.060				60
20.280.090				90
20.280.120				120
20.360.030	360		30	
20.360.060			60	
20.360.090			90	
20.360.120			120	
20.390.030	390		30	
20.390.060			60	
20.390.090			90	
20.390.120			120	

Fonte: A AUTORA (2017)

Para a determinação das temperaturas críticas de transformações de fase A_{c3} utilizou-se a equação empírica desenvolvida por Andrews (ATKINS, 1980), que relaciona o efeito dos elementos de liga nessas temperaturas, durante o aquecimento do aço, conforme a **Equação 01**, onde os elementos químicos são dados em % em peso:

$$A_{c3} = 910 - (203\sqrt{C\%}) + (44,7Si\%) - (15,2Ni\%) + (31,5Mo\%) + (104V\%) + (13,1W\%) - [(30Mn\%) + (11Cr\%) + (20Cu\%) - (700P\%) - (400Al\%) - (120As\%) - (400Ti\%)] \quad (01)$$

Os elementos que estabilizam a austenita possuem o coeficiente negativo, diminuindo a temperatura A_{c3} , conforme a Equação 01. Já os elementos que estabilizam a ferrita possuem coeficientes positivos, aumentando A_{c3} (KRAUSS, 1990).

No resfriamento, as temperaturas críticas de transformação também são afetadas pela composição química do aço. Ouchi, Sampei e Kosasu (1982) utilizaram a **Equação 02** para avaliar a transformação da austenita na laminação a quente e verificaram que, em aços Si-Mn, a variação da temperatura crítica de transformação de fase no resfriamento, A_{r3} , foi de aproximadamente 30 °C, enquanto que para aços Si-Mn-Nb a variação de A_{r3} foi superior a 100 °C.

$$A_{r3} = 910 - (310C\%) - (80Mn\%) - (20Cu\%) - (15Cr\%) - (55Ni\%) - (80Mo\%) \quad (02)$$

Os elementos de liga também têm influência nas temperaturas de início de transformação martensítica (M_i) e bainítica (B_i). Sugimoto et al (1992, 1993, 1995) utilizaram a **Equação 03** para determinar a temperatura M_i em aços TRIP com estrutura bainítica. Fang et al (2002) utilizaram a **Equação 04** para determinar a temperatura B_i em aços C-Mn austemperados.

$$M_i = 561 - (474C\%) - (33Mn\%) - (17Ni\%) - (17Cr\%) - (21Mo\%) \quad (03)$$

$$B_i = 830 - (270C\%) - (90Mn\%) - (37Ni\%) - (70Cr\%) - (83Mo\%) \quad (04)$$

Outra equação amplamente difundida para determinar a temperatura M_i é a proposta por Andrews (ATKINS, 1980), conforme **Equação 05**:

$$M_i = 539 - (423C\%) - (30,4Mn\%) - (30Ni\%) - (12,1Cr\%) - (20Mo\%) - (20Si\%) \quad (05)$$

Kung e Rayment (1982) concluíram que a equação proposta por Andrews (Equação 05), para determinar a temperatura M_i é a mais completa, entre outras encontradas na literatura, visto que a mesma foi postulada com base na avaliação de 184 composições de aços diferentes.

Assim, com o auxílio da Equação 01 determinou-se o ponto crítico das transformações de fase para o aquecimento: $A_{c3} = 783,5$ °C. Com o auxílio das

Equações 04 e 05 determinou-se, respectivamente, a temperatura de início de transformação bainítica ($B_i = 560,6 \text{ }^\circ\text{C}$) e martensítica ($M_i = 322,8^\circ\text{C}$).

3.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG), visando a identificação de fases e constituintes microestruturais, bem como a caracterização dos aspectos morfológicos das transformações de fase predominantes.

Para a caracterização microestrutural foi necessária a preparação metalográfica de cada uma das amostras, as quais foram lixadas com auxílio de lixadeiras elétricas com lixas d'água de granulometrias 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 e foram polidas em politriz rotativa, utilizando pasta de diamante com partículas de tamanho 3 e 1 μm .

Para a revelação da microestrutura utilizaram-se os reagentes, Nital 4% e “Le Pêra” (LE PÊRA, 1980). O reagente Le Pêra ataca de forma diferenciada cada constituinte, conferindo uma cor característica (tons de marrom para a bainita, amarelo para a austenita retida e martensita e preto no caso da presença de perlita).

O ataque foi efetuado misturando-se iguais quantidades de duas soluções químicas, uma delas formada por metabisulfito de sódio (2 g) dissolvido em água destilada (100 ml) e a outra formada por ácido pícrico (4 g) dissolvido em álcool etílico (100 ml), e em seguida esfregando um chumaço de algodão embebido no reagente químico sobre a superfície da amostra. O tempo para o ataque foi de 30 s.

Durante a caracterização por MO utilizou-se o microscópio óptico Olympus BX-51, integrado ao software para captura e análise de imagens *ImagePro-Plus™*. Para a análise quantitativa de fases utilizou-se o procedimento descrito por Ramos (2008). No ambiente do programa *Image ProPlus™*, a análise de fases e de características microestruturais foi realizada por um módulo conhecido como *MaterialsPro*. Dentro deste ambiente existem diversas ferramentas destinadas à análise microestrutural, que podem ser utilizadas, por exemplo, para a determinação de frações volumétricas e tamanho de grão, entre outros. Neste trabalho foi utilizada a ferramenta “*Measure Phases*”, destinada à quantificação das diferentes fases presentes na microestrutura.

Após a seleção desta opção, utilizou-se outra ferramenta de ajuste chamada “*Phase Threshold Selection*”, onde se determinou o nível crítico de saturação para a melhor separação das fases de interesse. Nesta etapa são selecionadas quantas fases (“*Ranges*”) forem desejadas, atribuindo-se a cada uma delas uma cor específica.

O método padrão desenvolvido no presente trabalho utilizou duas faixas de “*Threshold*” destinadas à quantificação de: i) constituinte acicular e ii) constituinte não acicular ou em formato de blocos. Com auxílio de uma ferramenta que possibilita o ajuste e a definição dos intervalos de tonalidades é possível que o software quantifique as fases escolhidas por diferenças de cores, neste caso, utilizou-se a cor vermelha para quantificar o constituinte acicular e a amarela para quantificar o constituinte maciço.

Durante as medidas quantitativas foram analisados em média cinco campos por região e por amostra, com magnitudes de aumento entre 200 e 1000 vezes, dependendo da fração volumétrica das fases de interesse e do grau de refinamento da microestrutura.

Buscando corroborar a caracterização da morfologia iniciada com o auxílio de MO, foi utilizada a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), realizada por meio de microscópio eletrônico de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG), modelo Karl Zeiss Supra 55VP.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

A caracterização mecânica das diferentes condições experimentais desenvolvidas ao longo da pesquisa foi realizada com auxílio de ensaios de dureza Rockwell, em escala C (HRC), ensaio de tração e de impacto Charpy, conforme se descreve a seguir.

3.4.1 Ensaio de Dureza

Para a caracterização mecânica e auxílio no entendimento da evolução da transformação de fase, foram realizados ensaios de dureza Rockwell (HRC) em três amostras de cada condição experimental de tratamento térmico, utilizando-se um

durômetro Fixo-Test, com penetrador de diamante, aplicando-se carga inicial de 10 kgf e carga final de 150 kgf. As condições para este ensaio são estabelecidas em normas e neste trabalho utilizou-se como referência a norma ASTM A370 (2002).

3.4.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado na máquina EMIC DL30000N, com capacidade de carga de 30 kN, à temperatura ambiente, para corpos de prova referentes às condições experimentais convenientes para o estabelecimento de correlações entre a microestrutura e as propriedades mecânicas decorrentes dos ciclos térmicos experimentais. De cada condição foram testados três corpos de prova, cujos resultados foram obtidos com auxílio do programa *Tesc* (versão 3.04), integrado à máquina de tração.

3.4.3 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy foi realizado utilizando-se máquina de impacto Panantec, modelo PCD-300, com pêndulo de impacto com carga de 150 J e indicações analógica e digital, conforme procedimentos normatizados pela ASTM A370. Foram ensaiadas três amostras de cada condição relevante, à temperatura de -101 °C.

O resfriamento foi possível pelo mergulho das amostras em álcool etílico, contido num recipiente de parede dupla, sendo que entre as paredes deste recipiente circulava nitrogênio líquido. A temperatura foi controlada com auxílio de termômetro Autonics, com sensor termoresistivo modelo PT-100.

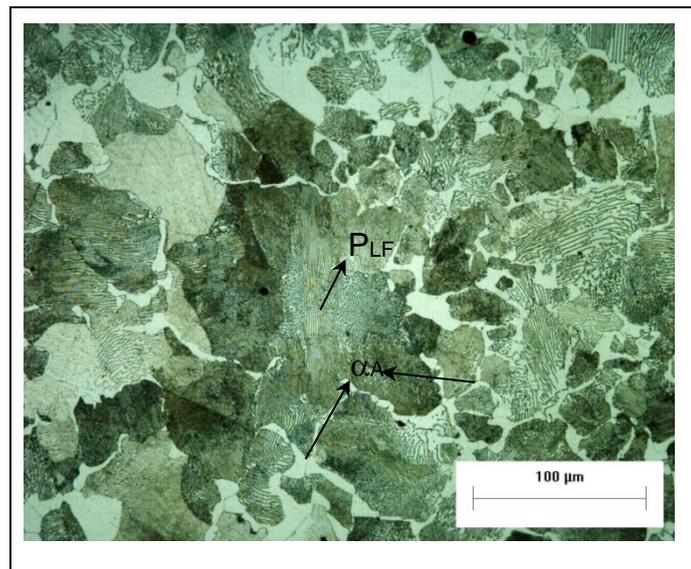
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os principais resultados obtidos nas análises microestruturais e mecânicas realizadas para as amostras tratadas termicamente por têmpera e partição, nas condições de temperaturas e tempos convenientes ao estudo.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO NO ESTADO COMO RECEBIDO

O aço SAE 4140 adquirido para a realização da experimentação prática, no estado como recebido, revelou a presença de ferrita de primeira fase (alotromórfica), formada nos contornos dos grãos da austenita primária (α_A), e de perlita com lamelas muito finas (P_{LF}) de ferrita alternadas com cementita, como se ilustra na micrografia da **Figura 21**.

Figura 21 - Microestrutura do aço SAE 4140 no estado como recebido (aumento 1000x; ataque Le Pêra)



Fonte: A AUTORA (2017)

Durante a análise microestrutural, o tamanho médio dos grãos medidos em cinco campos diferentes (no aumento de 100x) resultou em 40 μm e a fração volumétrica dos constituintes foi de 62% de perlita e 38% de ferrita.

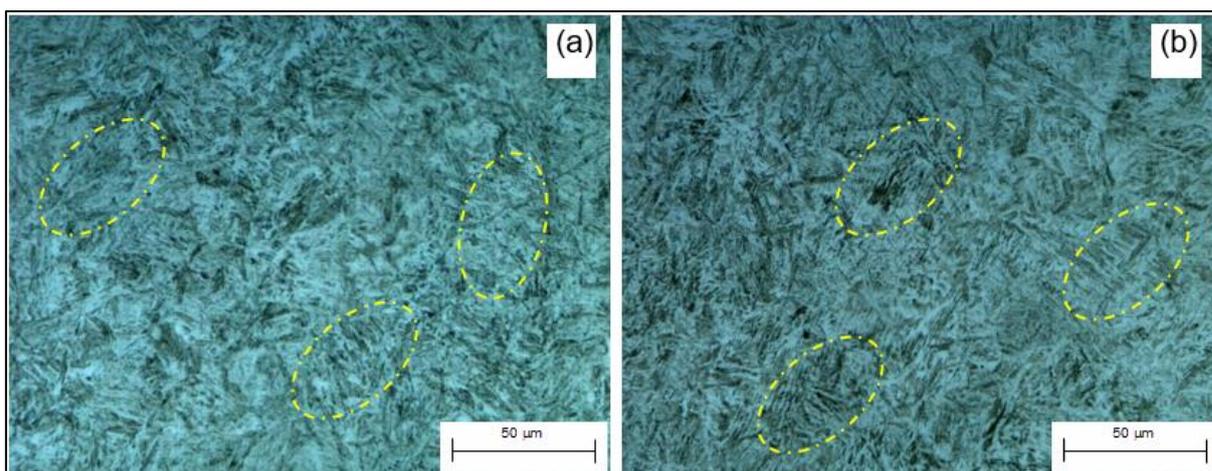
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO NO ESTADO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO

Os parâmetros do tratamento isotérmico no campo martensítico, influenciam notoriamente na constituição da microestrutura final, na relação entre a fração volumétrica dos constituintes microestruturais e na morfologia dos mesmos.

Com o auxílio da técnica de microscopia óptica e com as medições de dureza HRC, foi possível a caracterização da morfologia do aço SAE 4140 nas diferentes condições experimentais desenvolvidas neste trabalho.

A **Figura 22** exibe a microestrutura da amostra temperada à 160 °C durante 10 e 20 s, obtida por microscopia óptica (MO). De modo geral, em cada uma das amostras examinadas, independentemente do tempo de têmpera, observou-se uma microestrutura constituída por martensita em formato de ripas muito finas, formando colônias (indicadas na micrografia), onde a nucleação é percebida a partir dos antigos contornos de grão de austenita.

Figura 22 - Microestrutura (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera com estágio isotérmico a 160 °C por tempo de: (a) 10 s e (b) 20 s (aumento 1000x; ataque Nital 4%)

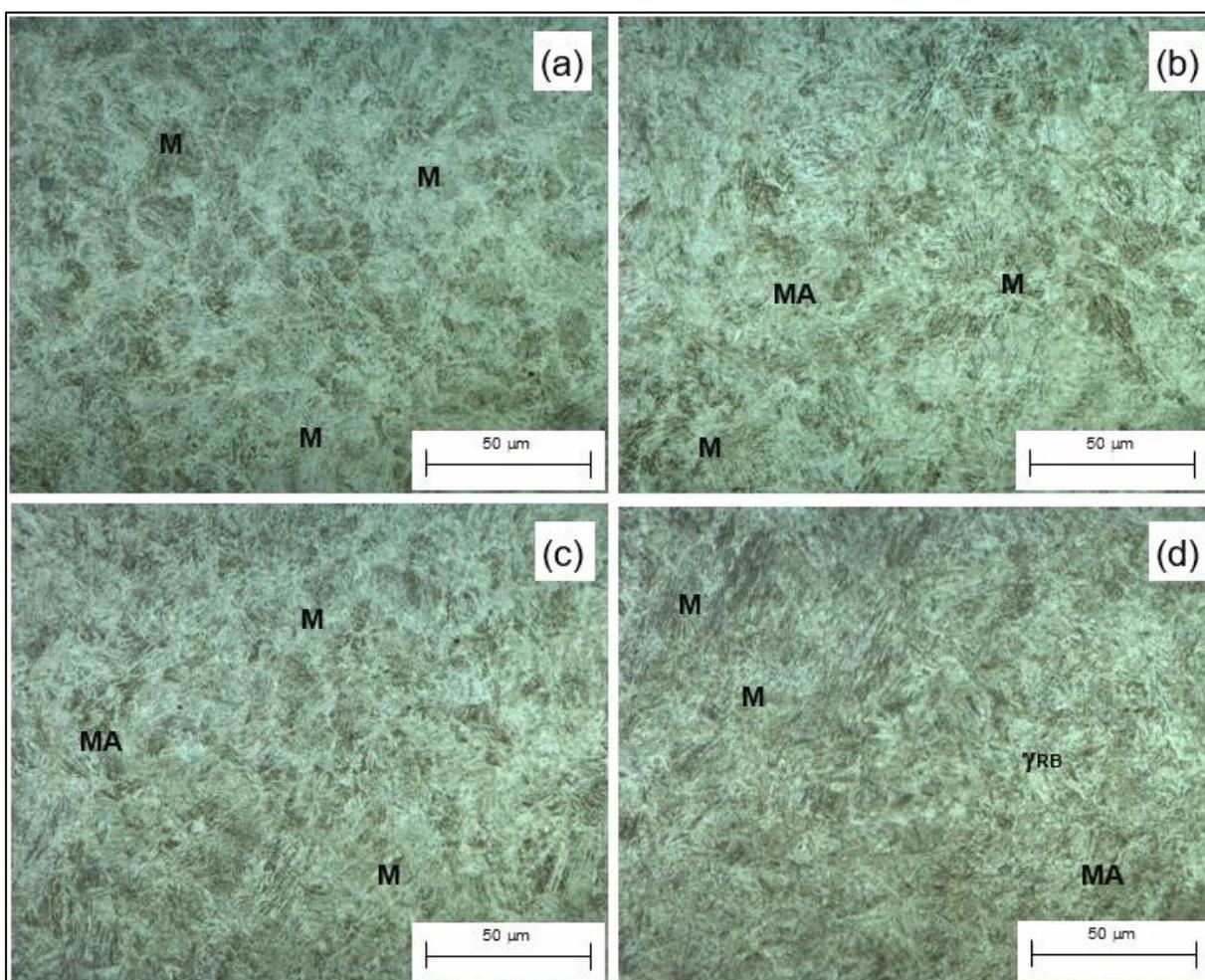


Fonte: A AUTORA (2017)

Constatou-se, também, que na amostra temperada por mais tempo, neste caso 20 s, as ripas de martensita apresentaram-se mais aciculares e refinadas em relação às observadas na amostra temperada por 10 s. Este comportamento pode estar associado ao efeito do tempo no modelo de crescimento das ripas.

A **Figura 23** apresenta uma sequência de imagens que se correspondem com as modificações microestruturais do aço SAE 4140 durante a partição a 280 °C, por tempos variáveis após a têmpera a 160 °C por 10 s. Observou-se que a microestrutura é composta por finas ripas de martensita, alinhadas paralelamente entre si, que conforme Lima (2006) e Colpaert (2008) é a microestrutura típica de martensita revenida em baixas temperaturas. Nas amostras temperadas por 10 s, seguidas de partição a 280 °C por tempos de até 90 s.

Figura 23 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 10 s, seguido de partição a 280 °C por tempo de: (a) 30 s, (b) 60 s, (c) 90 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Nital 4%)



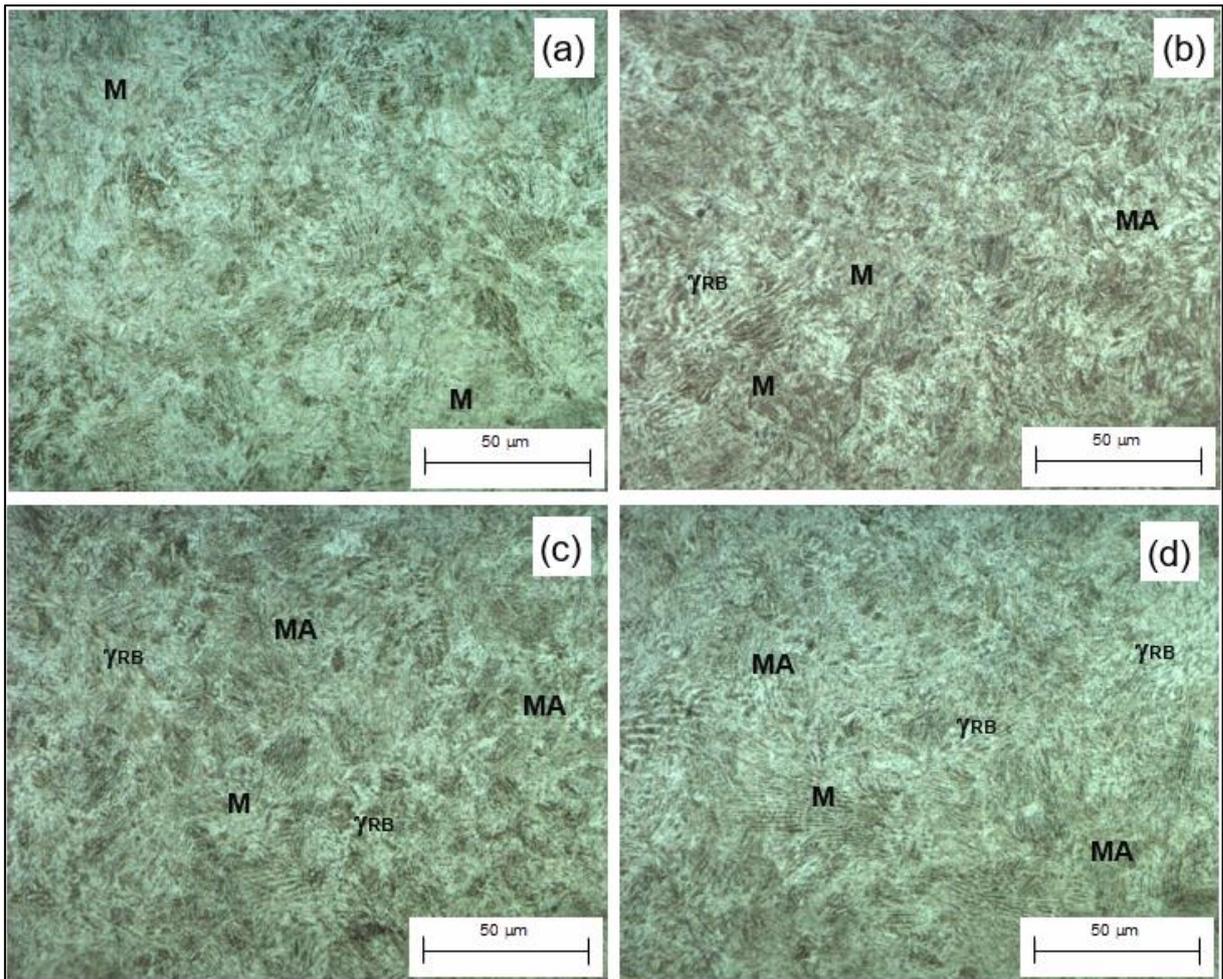
Fonte: A AUTORA (2017)

Verificou-se, também, que conforme aumenta o tempo de partição (a partir de 90 s), as ripas de martensita sofrem um discreto engrossamento associado à presença de uma fina dispersão de partículas de austenita retida e de partículas grosseiras de

constituente MA (martensita-austenita), que se assemelham às reportadas na literatura (FERREIRA, 2012).

A **Figura 24** apresenta uma sequência de imagens que se correspondem com as modificações microestruturais do aço SAE 4140 durante a partição por tempos variáveis após a têmpera a 160 °C por 20 s.

Figura 24 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 20 s, seguido de partição a 280 °C por tempo de: (a) 30 s, (b) 60 s, (c) 90 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Nital 4%)



Fonte: A AUTORA (2017)

De modo geral, conforme ilustrado na Figura 25, constatou-se a presença de martensita com formato de ripas muito finas, formando colônias, onde a nucleação das ripas é percebida a partir dos antigos contornos de grão de austenita. Verificou-se ainda que, conforme aumenta o tempo de partição (a partir de 60 s), a microestrutura é constituída, também, por pequenas partículas situadas nas regiões

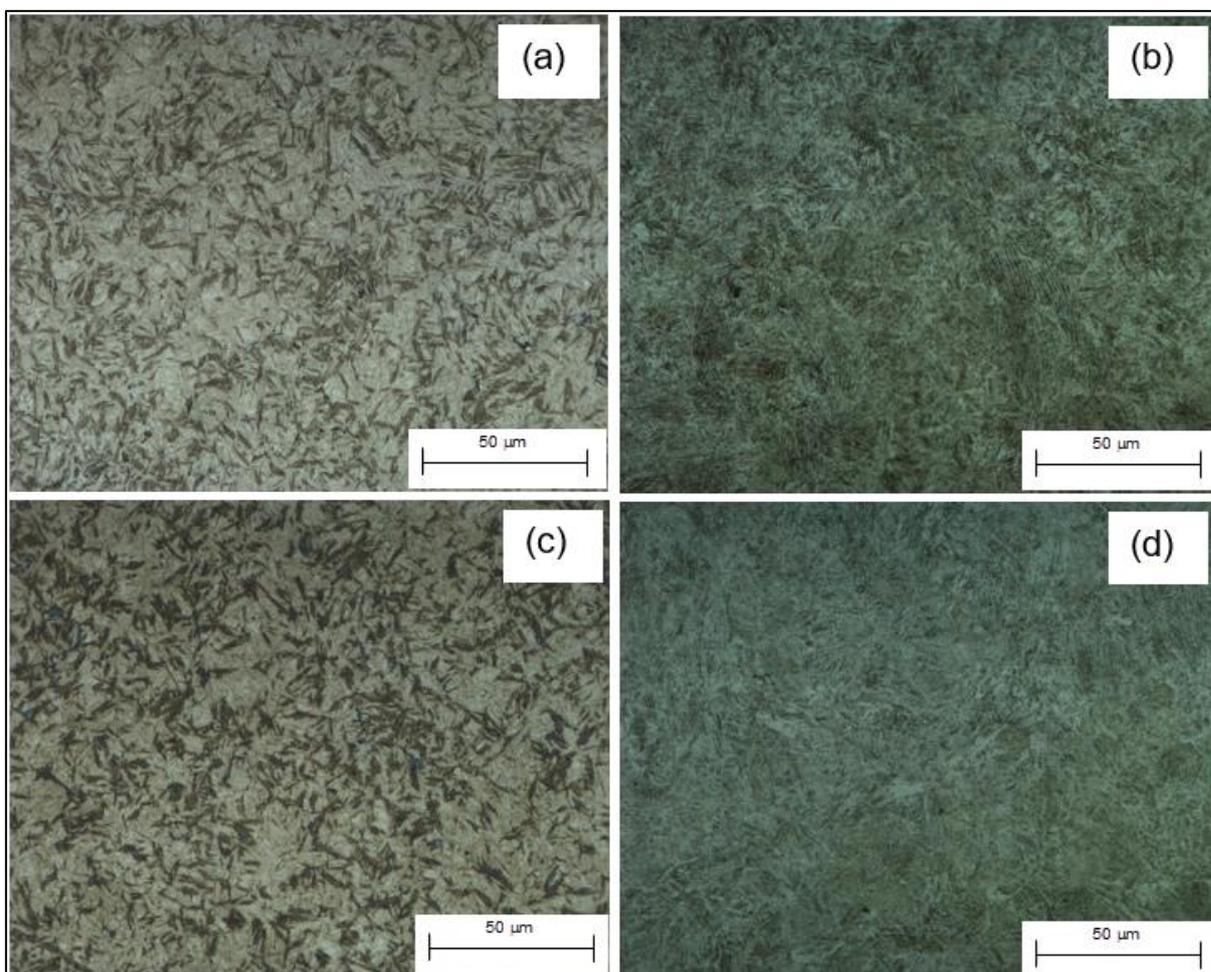
onde ocorre o encontro dos diferentes agrupamentos das ripas de martensita, as quais se assemelham aos blocos de austenita retida reportados na literatura (FERREIRA, 2012). Acompanham estas partículas blocos de constituinte MA nas amostras tratadas por partição por 60, 90 e 120 s.

Ao se avaliar o efeito do tempo de têmpera na morfologia da transformação de fase, constatou-se experimentalmente que nas amostras temperadas por menor tempo (10 s), a presença de austenita retida é possível para tempos de partição maiores que 90 s, entretanto, quando o tempo de têmpera aumenta (20 s) a austenita retida é constatada a partir de 30 s de partição. Portanto, aumentando o tempo de têmpera diminui o tempo necessário de partição para obter austenita retida.

Nas amostras temperadas por 10 s foi evidenciado, também, que a formação de austenita retida é inferior quando comparada às observadas nas amostras temperadas a 20 s, independentemente do tempo de partição a 280 °C. Observou-se ainda que o constituinte MA se torna presente para tempos intermediários de partição (30 e 60 s), no caso de amostras temperadas a 20 s, e a partir de 90 s de partição em amostras temperadas a 10 s. Esse comportamento pode estar associado à limitada partição de carbono na frente da interfase α/γ e, portanto, à austenita apresentar menor teor de carbono, sendo menos estável e sujeita a se transformar em martensita durante o resfriamento posterior.

Por outro lado, estudos de microscopia óptica com o auxílio do reagente de ataque Le Pêra possibilitaram o esclarecimento de aspectos morfológicos das transformações de fase a 280 °C de partição, bem como nas condições experimentais às temperaturas de 360 e 390 °C. As micrografias da **Figura 25** e **Figura 26** apresentam a evolução da morfologia às temperaturas de partição de 360 e 390 °C, respectivamente.

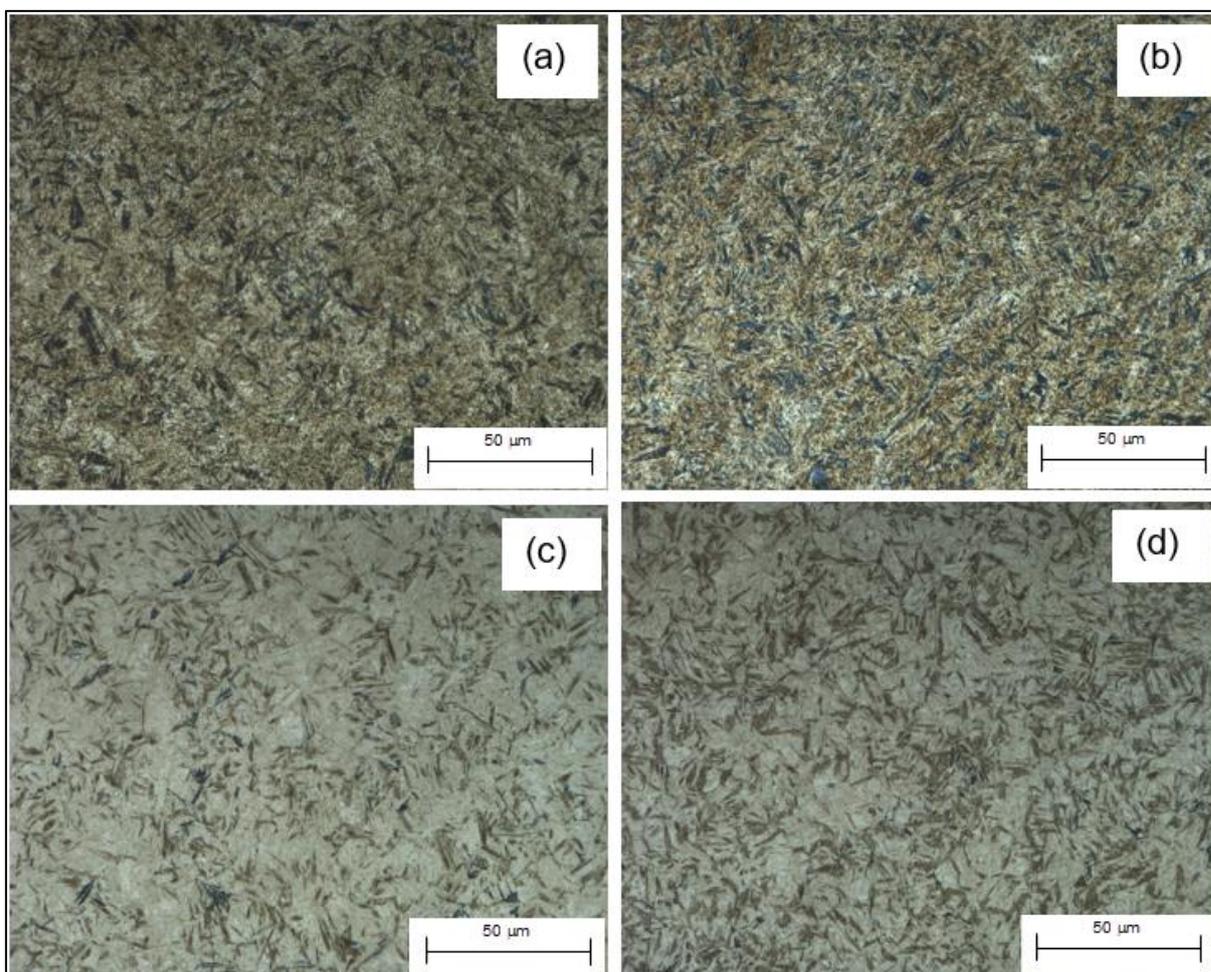
Figura 25 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 10 s, seguido de partição a 360 °C por tempo de: (a) 30 s e (b) 120 s, e de partição a 390 °C por tempo de: (c) 30 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Le Pêra)



Fonte: A AUTORA (2017)

A caracterização microestrutural das amostras atacadas com Le Pêra permitiu, também, a quantificação de fases com a distinção de diferentes regiões em amostras tratadas em temperaturas de partição mais altas: foram observadas regiões com aspecto de pequenos blocos na microestrutura, que se assemelham aos reportadas na literatura como constituinte MA - martensita/austenita, como também colônias de feixes de ferrita bainítica em regiões de cor marrom e outras regiões de cor mais clara constituída por filmes finos e/ou partículas de austenita retida, que são típicas dos produtos da decomposição da austenita durante o resfriamento isotérmico em temperaturas intermediárias, no campo bainítico, deste tipo de material.

Figura 26 - Evolução microestrutural (MO) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160 °C por 20 s, seguido de partição a 360 °C por tempo de: (a) 30 s e (b) 120 s, e de partição a 390 °C por tempo de: (c) 30 s e (d) 120 s (aumento 1000x; ataque Le Pêra)

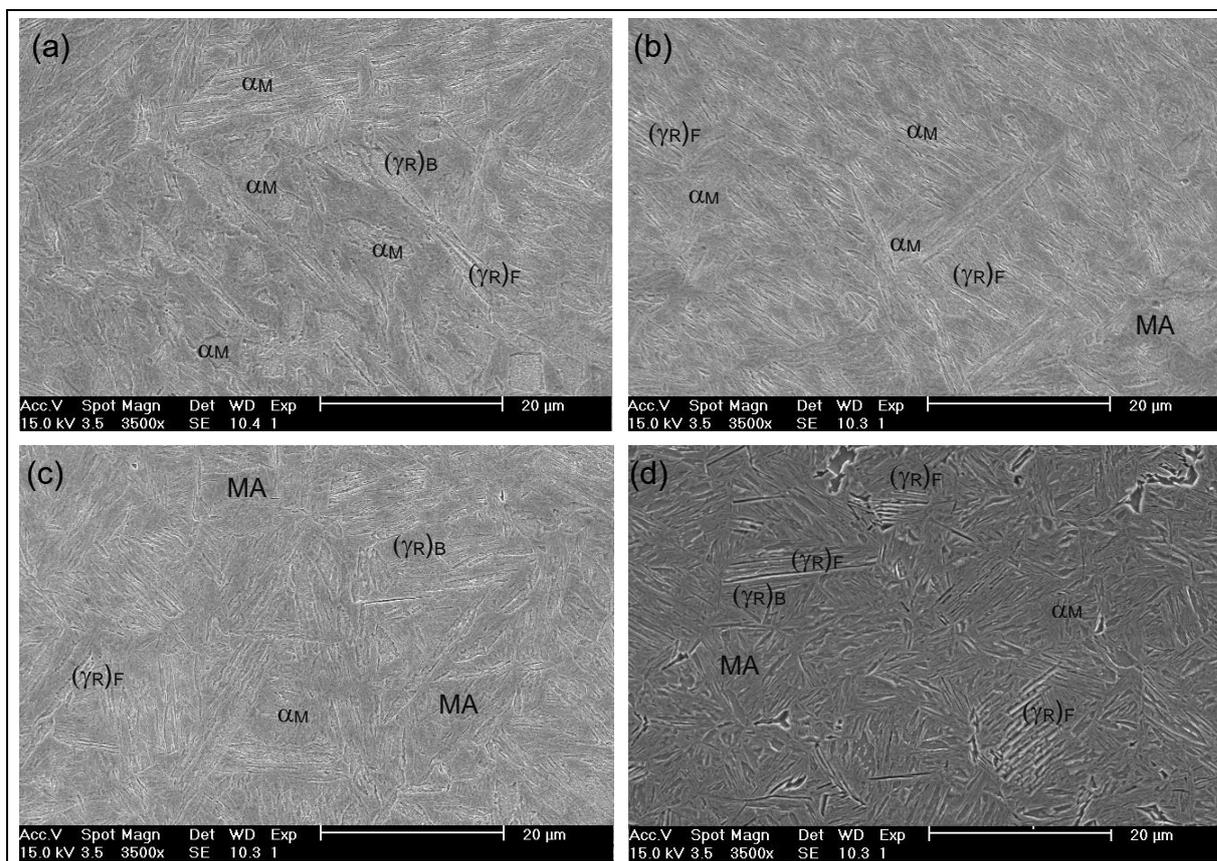


Fonte: A AUTORA (2017)

As amostras temperadas a 160 °C durante 10 s e particionadas a 360 °C durante 30 a 120 s mostram uma morfologia constituída por feixes de ferrita bainítica mais refinados do que os observados nas amostras temperadas a 160 °C durante 20 s e particionadas a 390 °C durante 30 a 120 s, como pode ser apreciado nas micrografias anteriores nas Figuras 26 e 27.

A caracterização microestrutural com o auxílio do MEV-FEG permitiu confirmar os aspectos morfológicos descritos anteriormente nas diferentes condições experimentais realizadas nesta pesquisa. De modo geral, como indicado nas micrografias da **Figura 27** e **Figura 28**, observa-se a presença de vários constituintes microestruturais, identificados conforme a evolução microestrutural.

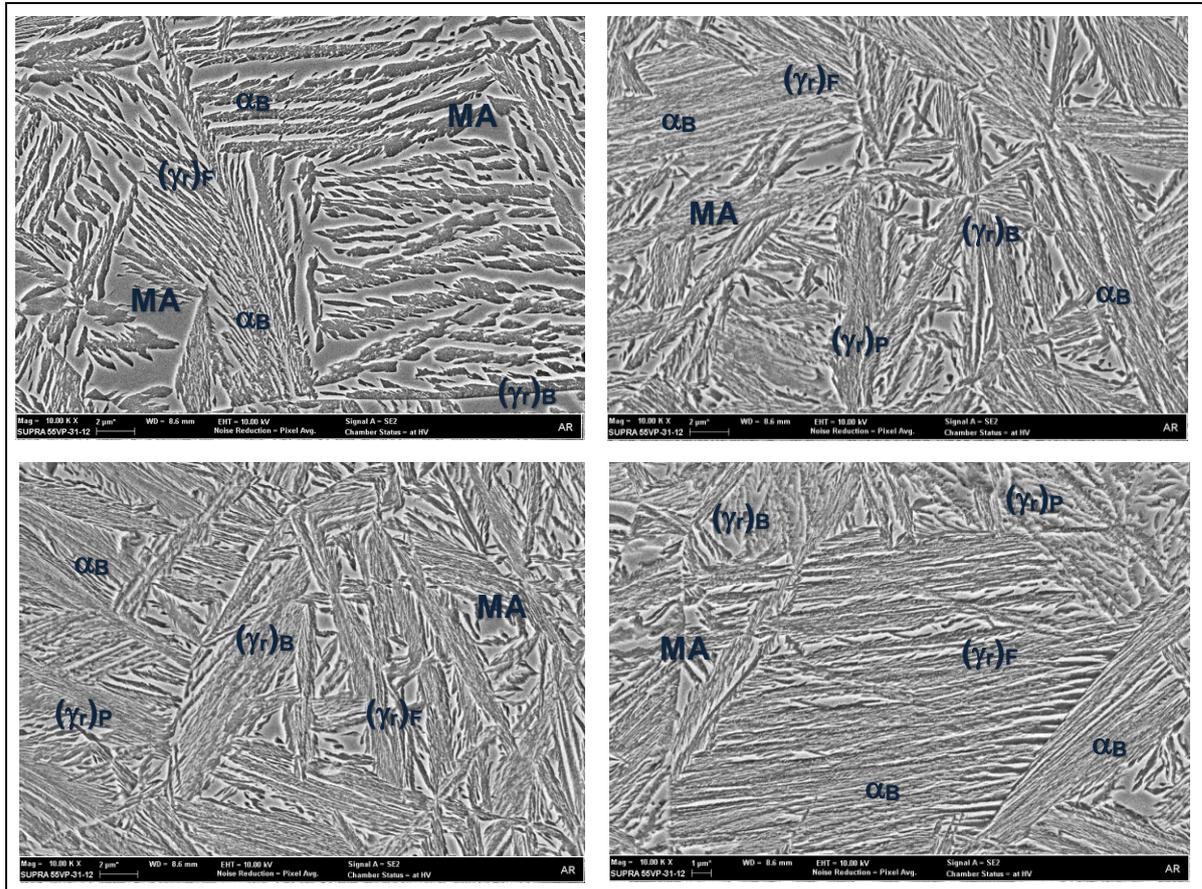
Figura 27 - Evolução microestrutural (MEV-FEG) do aço SAE 4140, sob têmpera a 160  C por 10 s, seguido de parti o a 280  C por tempo de: (a) 30 s e (b) 120 s, e sob têmpera a 160  C por 20 s, seguido de parti o a 280  C por tempo de: (c) 30 s e (d) 120 s (aumento 3500x; ataque Le Pêra)



Fonte: A AUTORA (2017)

Por um lado, na Figura 28 (a e b) apresenta-se o comportamento microestrutural das amostras submetidas a T&P   temperatura de parti o de 280  C, durante 30 e 120 s, após 10 s de têmpera a 160  C, e na Figura 28 (c e d) a microestrutura das amostras tratadas com T&P por tempos de parti o de 30 e 120 s, respectivamente, na mesma temperatura de parti o e após 20 s de têmpera, ilustrando “em relevo” a presença: I- de pacotes de martensita (α_m) com aspectos de ripas, nucleados principalmente em contorno de grão austenítico durante a têmpera, com crescimento aparente ao longo da parti o; II- blocos de constituinte MA; III- blocos de austenita retida ($(\gamma_r)_B$), localizados preferencialmente em jun oes triplas de gr os; e VI- filmes finos de austenita retida ($(\gamma_r)_F$), entremeando as placas de martensita.

Figura 28 - Evolução microestrutural (MEV-FEG) do aço SAE 4140 sob tratamento de têmpera e partição, durante 120 s de partição, nas temperaturas de 360 °C, após têmpera a 160 °C por tempo de: (a) 10 s e (b) 20 s, e de 390 °C, após têmpera a 160 °C por tempo de: (c) 10 s e (d) 20 s (aumento 10000x; ataque Le Pêra)



Fonte: A AUTORA (2017)

Por um lado, na Figura 29 (a e b) apresenta-se o comportamento microestrutural das amostras submetidas a T&P à temperatura de partição de 360 °C, durante 120 s após 10 s e 20 s de têmpera a 160 °C, respectivamente, e na Figura 29 (c e d) a microestrutura das amostras tratadas com T&P durante 120 s de partição na temperatura de 390 °C, após 10 e 20 s de têmpera, respectivamente, ilustrando que o aspecto morfológico em ambas as temperaturas de partição não difere entre si.

Destaca-se nas condições de partição, ilustradas na Figura 29: I- austenita retida (γ_r), com aspecto de filmes (F), partículas (P) e de blocos (B); II- feixes de ferrita acicular bainítica (α_B); e III- constituinte MA (martensita - austenita retida).

Observa-se, também, que os feixes de ferrita acicular bainítica mostram-se com tamanho menor e mais refinados nas amostras tratadas a 360 °C, podendo estar relacionado às dificuldades às condições cinéticas, dificultadas pela temperatura, para

que ocorra a transformação de fase, quando se compara com o aspecto morfológico das amostras tratadas a 390 °C.

Em relação à fração de microconstituintes a **Tabela 5** apresenta o resultado da fração volumétrica medidas através de metalografia quantitativa, onde as siglas se associam aos constituintes observados: MA - constituinte (martensita-austenita), AR-austenita retida, M - martensita, FB - ferrita bainítica.

Tabela 5 - Fração volumétrica de fases quantificadas por metalografia

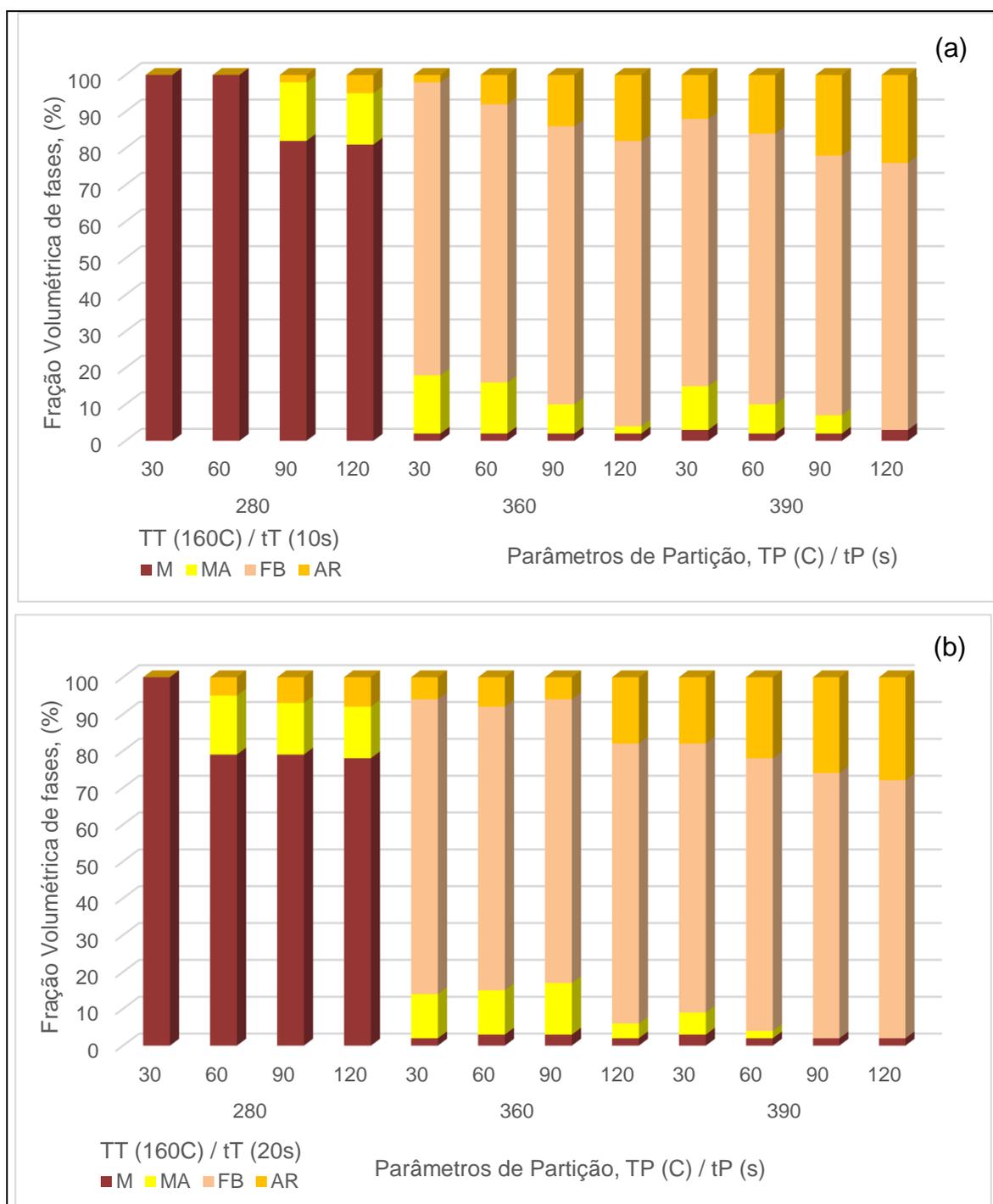
Identificação de Amostras	TT (°C)	tT (s)	TP (°C)	tP (s)	Fases			
					MA	AR	M	FB
10.280.030	160	10	280	30	0	0	100	0
10.280.060				60	0	0	100	0
10.280.090				90	16	2	82	0
10.280.120				120	14	5	81	0
10.360.030			360	30	16	2	2	80
10.360.060				60	14	8	2	76
10.360.090				90	8	14	2	76
10.360.120				120	2	18	2	78
10.390.030			390	30	12	12	3	73
10.390.060				60	8	16	2	74
10.390.090				90	5	22	2	71
10.390.120				120	0	24	3	73
20.280.030		20	280	30	0	0	100	0
20.280.060				60	16	5	79	0
20.280.090				90	14	7	79	0
20.280.120				120	14	8	78	0
20.360.030			360	30	12	6	2	80
20.360.060				60	8	12	3	77
20.360.090				90	6	14	3	77
20.360.120				120	4	18	2	76
20.390.030	390		30	6	18	3	73	
20.390.060			60	2	22	2	74	
20.390.090			90	0	26	2	72	
20.390.120			120	0	28	2	70	

Fonte: A AUTORA (2017)

A **Figura 29** permite estabelecer a correlação entre os parâmetros de tratamento térmico com a fração de constituintes microestruturais quantificados, tomando como base os dados da Tabela 5.

Figura 29 - Correlação entre a fração dos constituintes microestruturais com os parâmetros do tratamento de têmpera e partição: (a) Têmpera a 160 °C por 10 s; (b) Têmpera a 160 °C por 20 s.

M: martensita, MA: martensita-austenita, FB: ferrita bainítica e AR: austenita retida



Fonte: A AUTORA (2017)

Mediante a escala de cores adotada na representação da correlação entre a fração volumétrica dos constituintes obtidos, em função dos parâmetros da partição, nota-se um aumento gradual na quantidade de austenita retida com o aumento do

tempo de têmpera e quando a partição é realizada nos domínios do processo de resfriamento, onde é possível obter constituintes da transformação bainítica.

Quando a partição ocorre nos domínios da transformação martensítica (abaixo de M_i) foi possível constatar a presença de austenita retida que corrobora as pesquisas de MARTINS (2007) quando afirma que, quanto maior a quantidade de martensita formada ainda na têmpera, maior é o enriquecimento de austenita retida na partição, associado o fenômeno de partição de carbono na interface α/γ .

4.3 RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL

Os valores médios de dureza Rockwell C obtidos para cada amostra ensaiada estão listados na **Tabela 6**. Estes dados podem ser comparados com as propriedades mecânicas do aço SAE 4140 registradas por Chiaverini (2008), para a condição revenida na temperatura de revenimento de 370 °C, cuja dureza Brinell é 461 HB, equivalente a aproximadamente 48,5 HRC, valor a ser adotado como referência, de modo a poder julgar o efeito das novas condições de tratamento térmico (T&P) sobre este comportamento.

Nas amostras temperadas a 160 °C, independentemente do tempo, a dureza decresceu conforme o aumento da temperatura e do tempo de partição, conforme mostrado na **Figura 30**, de forma que a maior dureza (58,8 HRC) foi encontrada para o tempo de partição de 30 s, a 280 °C, e a menor dureza (44,0 HRC) para o tempo de partição de 120 s, a 390 °C. Observou-se coerência nestes dados em relação ao proposto pela literatura, pois as amostras submetidas às temperaturas mais altas, ao longo do tempo de partição, tiveram mais tempo para a difusividade de carbono, dado pelo fenômeno de partição de carbono, o que resultou em um maior alívio na estrutura martensítica e, conseqüentemente, na redução da dureza (LIMA, 2006).

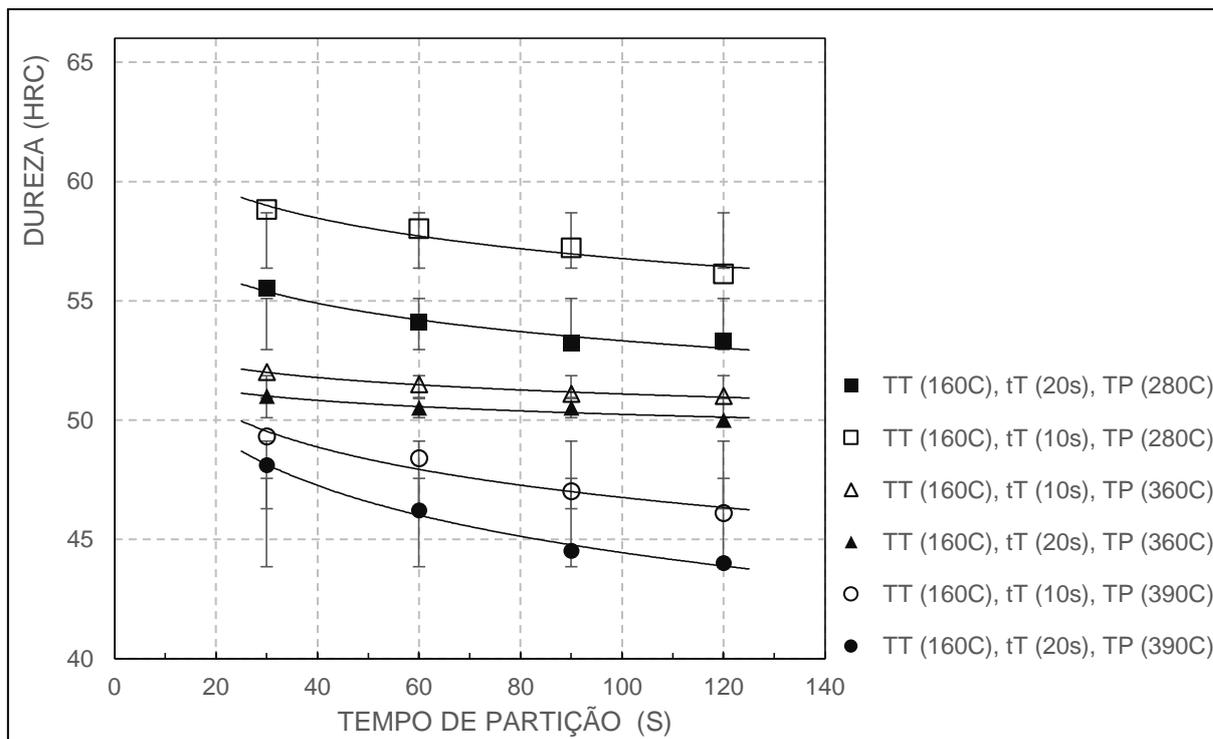
Tabela 6 - Dados Obtidos no Ensaio de Dureza HRC

Identificação de Amostras	TT (°C)	TT (s)	TP (°C)	tP (s)	Dureza HRC
10.280.030	160	10	280	30	58,8
10.280.060				60	58
10.280.090				90	57,2
10.280.120				120	56,1
10.360.030			360	30	52
10.360.060				60	51,5
10.360.090				90	51,1
10.360.120				120	51
10.390.030			390	30	49,3
10.390.060				60	48,4
10.390.090				90	47
10.390.120				120	46,1
20.280.030		20	280	30	55,5
20.280.060				60	54,1
20.280.090				90	53,2
20.280.120				120	53,3
20.360.030			360	30	51
20.360.060				60	50,5
20.360.090				90	50,5
20.360.120				120	50
20.390.030	390		30	48,1	
20.390.060			60	46,2	
20.390.090			90	44,5	
20.390.120			120	44	

Fonte: A AUTORA (2017)

As amostras particionadas a 360 °C e submetidas à têmpera a 160 °C durante 10 s apresentaram dureza máxima de 52 HRC, para 30 s de partição, e dureza mínima de 51 HRC para 120 s de partição. As amostras particionadas a 360 °C e temperadas durante 20 s apresentaram dureza mínima de 50,0 HRC (30 s de partição) e máxima de 51 HRC (120 s de partição), não apresentando uma significativa variação, podendo estar associado à pouca variação de martensita e de constituinte MA presentes nestas condições de tratamento, sendo estes os principais responsáveis por conferir a dureza ao material.

Figura 30 - Relação entre a Dureza HRC e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição



Fonte: A AUTORA (2017)

Verificou-se, também, que para o menor tempo de têmpera as durezas obtidas foram maiores, conforme esperado, apresentando-se menores quando a têmpera foi prolongada. Quando a têmpera é prolongada, maior quantidade de fase martensítica pode ser gerada, a qual, durante a partição terá suas tensões reduzidas, devido ao fenômeno de partição de carbono, e menor quantidade de martensita de segunda fase será gerada na partição, reduzindo, portanto, a dureza final do material.

Analisando-se os resultados de dureza de todas as amostras ensaiadas, verificou-se que os maiores valores foram encontrados para amostras particionadas a 280 °C, seguidos dos resultados das amostras particionadas a 360 °C e então os das particionadas a 390 °C, os quais, no geral, foram os menores. Estes resultados estão de acordo com os fenômenos ocorridos durante o processamento, pois conforme a literatura, quanto mais energia térmica for fornecida ao material, mais difusão ocorrerá, portanto, nas amostras particionadas na temperatura mais alta (390 °C), houve maior difusão de átomos de carbono da martensita, resultando em um material menos duro que o que foi particionado a 360 °C, o qual também é menos duro que o que foi particionado a 280 °C.

4.4 RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO

Os dados obtidos no ensaio de tração estão listados na **Tabela 7**, onde pode-se observar que a resistência ao escoamento mínima obtida foi de 996 MPa, para a amostra temperada a 160 °C por 10 s e particionada a 390 °C durante 90 s.

O limite de resistência à tração mínimo foi de 1278 Mpa para a amostra temperada a 160 °C por 10 s e particionada a 390 °C durante 90 s.

Quanto ao alongamento mínimo em um comprimento de 50 mm, verificou-se que a amostra temperada durante 20 s a 160 °C e particionada a 390 °C durante 120 s apresentou alongamento de 15,8%, que é o maior valor encontrado para as amostras ensaiadas.

Com os dados de limite de resistência à tração (LR) e limite de escoamento (LE) foi calculada a relação LE/LR, que, conforme Lima (2006), fornece uma indicação da microestrutura resultante do tratamento térmico, sendo que valores mais altos estão relacionados com tratamentos mais eficazes, ou seja, com formação de maiores frações de martensita, resultando em menores níveis de absorção de energia durante o impacto Charpy.

A **Tabela 7** apresenta os valores médios do limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LR), alongamento total (AT) e as relações entre LE e LR, que foram determinados mediante dois ensaios de resistência à tração em corpos de provas tratados sob os diferentes arranjos de parâmetros, estudados neste trabalho.

Tabela 7 - Dados Obtidos no Ensaio de Tração

Identificação de Amostras	T T (°C)	t T (s)	T P (°C)	t P (s)	Limite de Resistência à Tração (LR)		Limite de escoamento (LE)		Relação LE/LR	Alongamento total (AT)	
					MPa	DesvPad	MPa	DesvPad		%	DesvPad
10.280.030	160	10	280	30	1880	6,2	1690	8,2	0,899	3,8	0,3
10.280.060				60	1804	5,3	1610	6,3	0,892	4	0,3
10.280.090				90	1785	7,2	1578	5,2	0,884	4,5	0,2
10.280.120				120	1745	5	1515	7,3	0,868	4,8	0,3
10.360.030			30	1656	5,3	1407	5,2	0,850	7	0,1	
10.360.060			60	1525	6,3	1273	4,6	0,835	7,2	0,2	
10.360.090			90	1498	4,8	1219	8,1	0,814	7,8	0,1	
10.360.120			120	1450	7,2	1148	2,6	0,792	7,9	0,2	
10.390.030			30	1430	3,5	1135	5,1	0,794	9,8	0,2	
10.390.060			60	1326	3,4	1040	3,6	0,784	10,9	0,1	
10.390.090			90	1289	5,2	1012	4,2	0,785	12	0,2	
10.390.120			120	1278	1,3	996	3,5	0,779	13,2	0,3	
20.280.030		20	280	30	1790	4,8	1596	2,1	0,892	4,2	0,1
20.280.060				60	1758	5,2	1551	3,8	0,882	4,2	0,1
20.280.090				90	1705	3,8	1498	4,7	0,879	4,8	0,3
20.280.120				120	1692	4,1	1508	5,9	0,891	5	0,1
20.360.030	360		30	1555	2,6	1302	6,4	0,837	7,8	0,1	
20.360.060			60	1460	3,8	1205	5,3	0,825	8,1	0,2	
20.360.090			90	1390	4,6	1140	6,2	0,820	8,4	0,3	
20.360.120			120	1380	6,1	1130	5,1	0,819	8,9	0,2	
20.390.030	390		30	1310	2,4	1040	3,6	0,794	12	0,2	
20.390.060			60	1228	5,1	968	2,6	0,788	13,1	0,2	
20.390.090			90	1200	2,6	920	3,5	0,767	14,7	0,1	
20.390.120			120	1105	3,5	845	4	0,765	15,8	0,2	

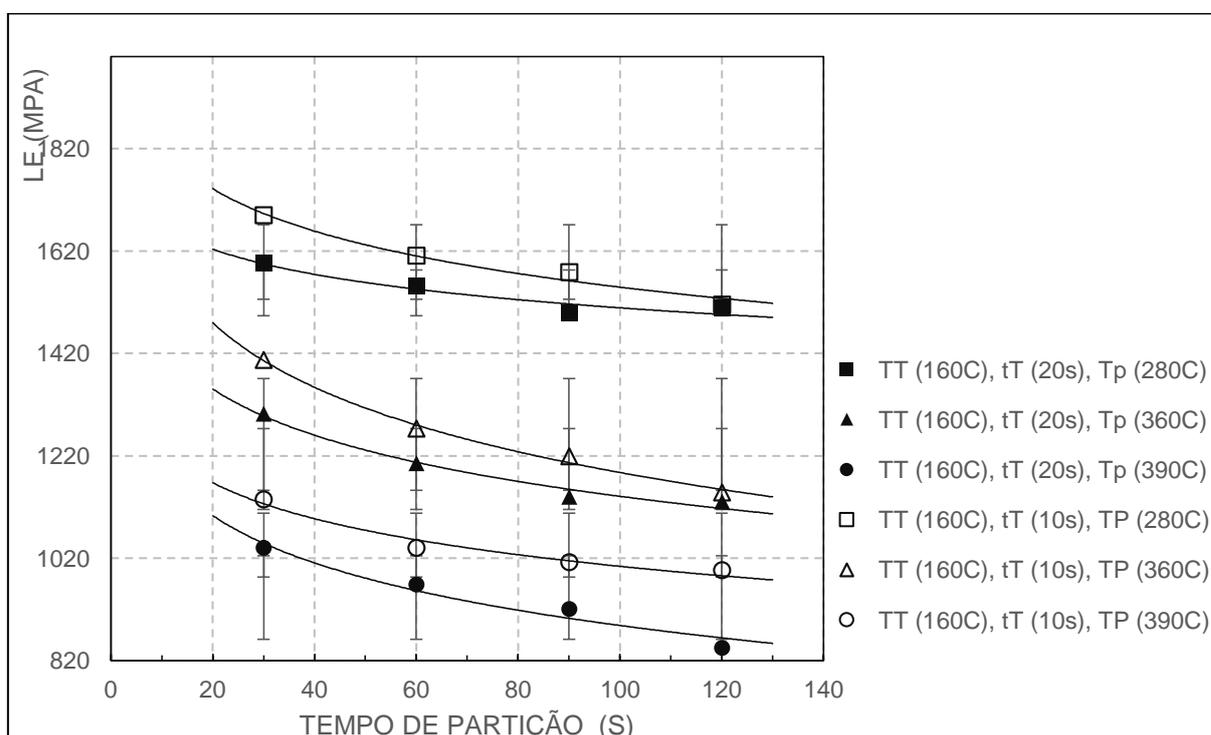
Fonte: A AUTORA (2017)

Estes dados podem ser comparados com as propriedades mecânicas do aço SAE 4140 registradas por Chiaverini (2008), para a condição revenida na temperatura de revenimento de 370 °C, cujo limite de resistência é 1590 MPa, limite de escoamento é 1460 MPa e uma relação LE/LR de 0,9182. As **Figuras 31, 32 e 33** apresentam a relação entre as diferentes grandezas com as diferentes condições de têmpera e partição.

De modo geral, pode se observar a progressiva diminuição dos limites de escoamento e de resistência, com o aumento da temperatura e do tempo de partição ao mesmo tempo que o alongamento total aumenta. Os valores mais altos de LR e LE foram obtidos para as amostras temperadas durante 10 s, seguida de partição a 280 °C por 30 s. Já as amostras temperadas a 20 s e particionadas a 390 °C, por 120 s, apresentaram valores mais baixos de LR e LE, e valores mais altos de alongamento, chegando alcançar 15,8%.

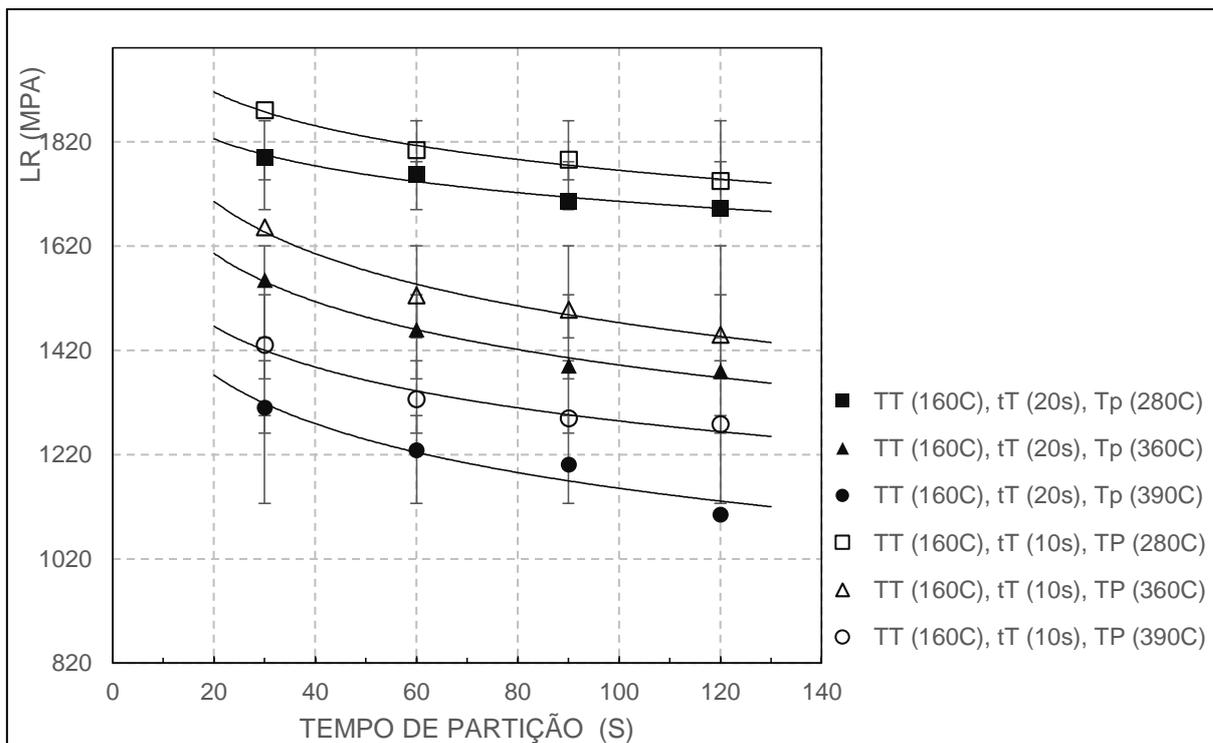
Para o limite de resistência à tração e limite de escoamento ou elasticidade, apenas as amostras tratadas no menor tempo de têmpera e nas condições de baixa temperatura de partição, independentemente do tempo de partição, sempre apresentaram valores acima do especificado por Chiaverini (2008).

Figura 31 - Relação entre o limite de escoamento (LE) e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição



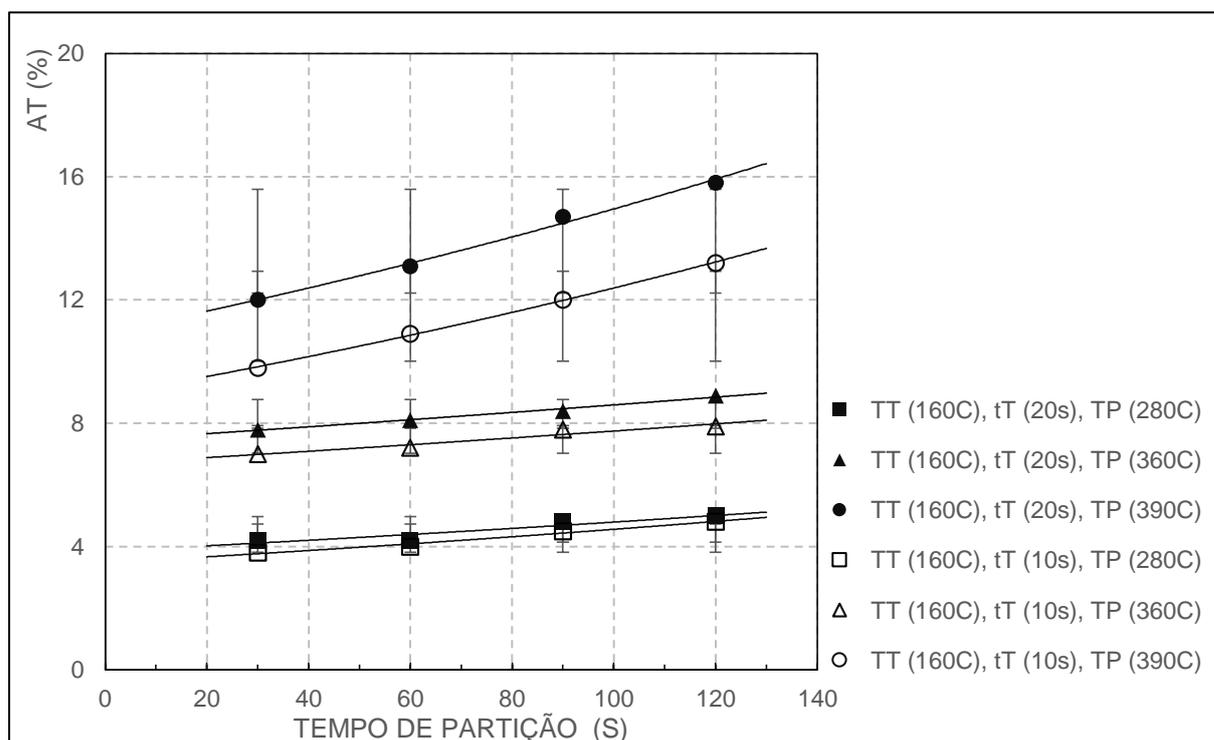
Fonte: A AUTORA (2017)

Figura 32 - Relação entre o limite de resistência à tração (LR) e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição



Fonte: A AUTORA (2017)

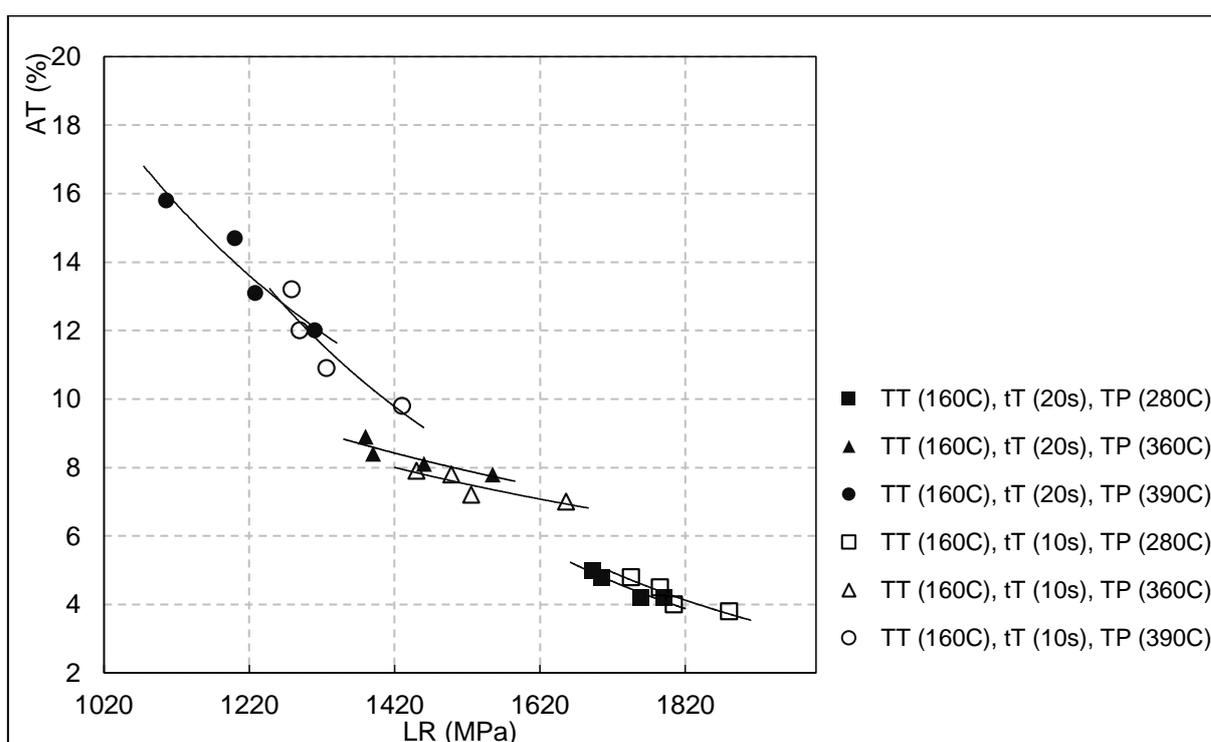
Figura 33 - Relação entre o alongamento total (AT) e as condições de tratamento térmico de têmpera e partição



Fonte: A AUTORA (2017)

Quanto à relação entre o alongamento total e o limite de resistência à tração, ilustrada na **Figura 34**, pode se observar a diminuição do limite de resistência com o aumento da temperatura e do tempo de partição, ao mesmo tempo que o alongamento total aumenta. Os valores mais altos de LR foram registrados nas amostras temperadas durante 10 s, seguidas de partição a 280 °C por 30 s. Já as amostras temperadas a 20 s e particionadas a 390 °C, por 120 s, apresentaram valores mais baixos destes limites e valores mais altos de alongamento, chegando alcançar 15,8%.

Figura 34 - Relação entre o alongamento total (AT) e o limite de resistência à tração (LR), em função das condições de tratamento térmico de têmpera e partição



Fonte: A AUTORA (2017)

4.5 RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

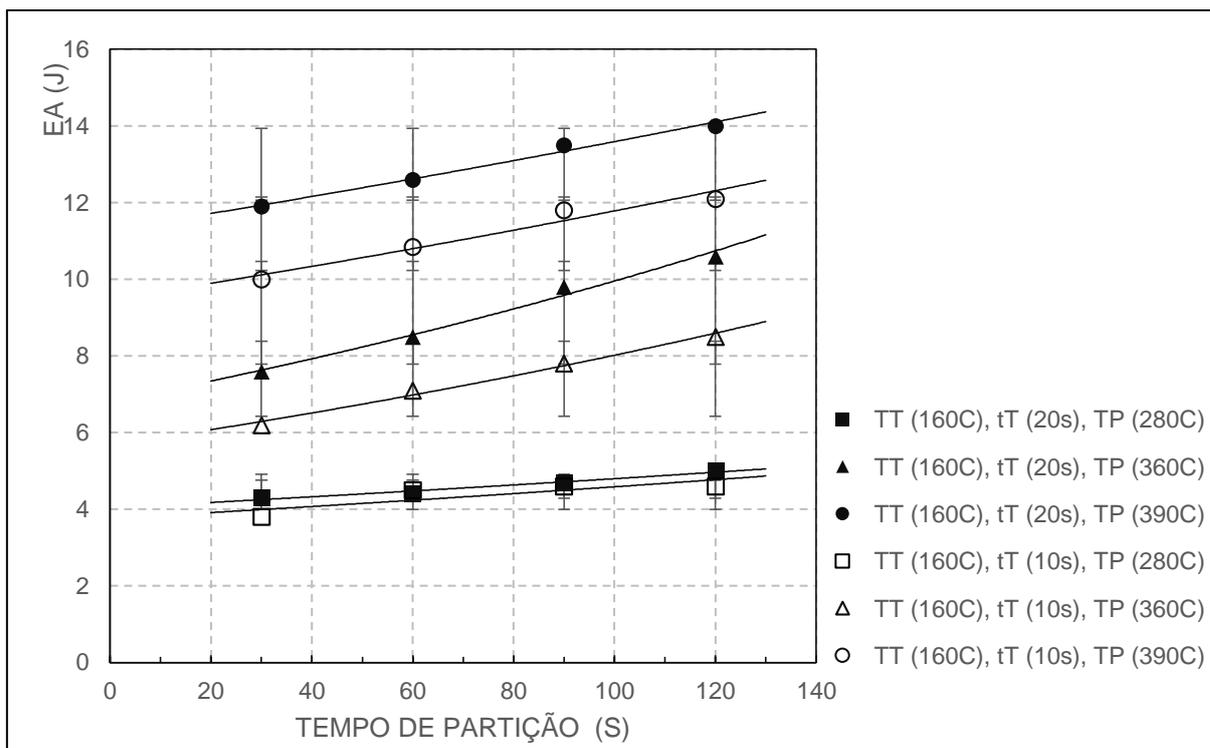
O ensaio de impacto Charpy, apresentou os dados listados na **Tabela 8** os quais foram representados através da **Figura 35**, onde se correlacionam com os parâmetros do tratamento de T&P que foram objeto de desenvolvimento deste trabalho.

Tabela 8 - Dados Obtidos no Ensaio de Impacto Charpy

Identificação de Amostras	T T (°C)	t T (s)	T P (°C)	t P (s)	Energia Média Absorvida (J)
10.280.030	160	10	280	30	3,8
10.280.060				60	4,5
10.280.090				90	4,6
10.280.120				120	4,6
10.360.030			360	30	6,2
10.360.060				60	7,1
10.360.090				90	7,8
10.360.120				120	8,5
10.390.030			390	30	10
10.390.060				60	10,85
10.390.090				90	11,8
10.390.120				120	12,1
20.280.030		20	280	30	4,3
20.280.060				60	4,4
20.280.090				90	4,7
20.280.120				120	5
20.360.030			360	30	7,6
20.360.060				60	8,5
20.360.090				90	9,8
20.360.120				120	10,6
20.390.030	390		30	11,9	
20.390.060			60	12,6	
20.390.090			90	13,5	
20.390.120			120	14	

Fonte: A AUTORA (2017)

Figura 35 - Energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy conforme o tempo de partição



Fonte: A AUTORA (2017)

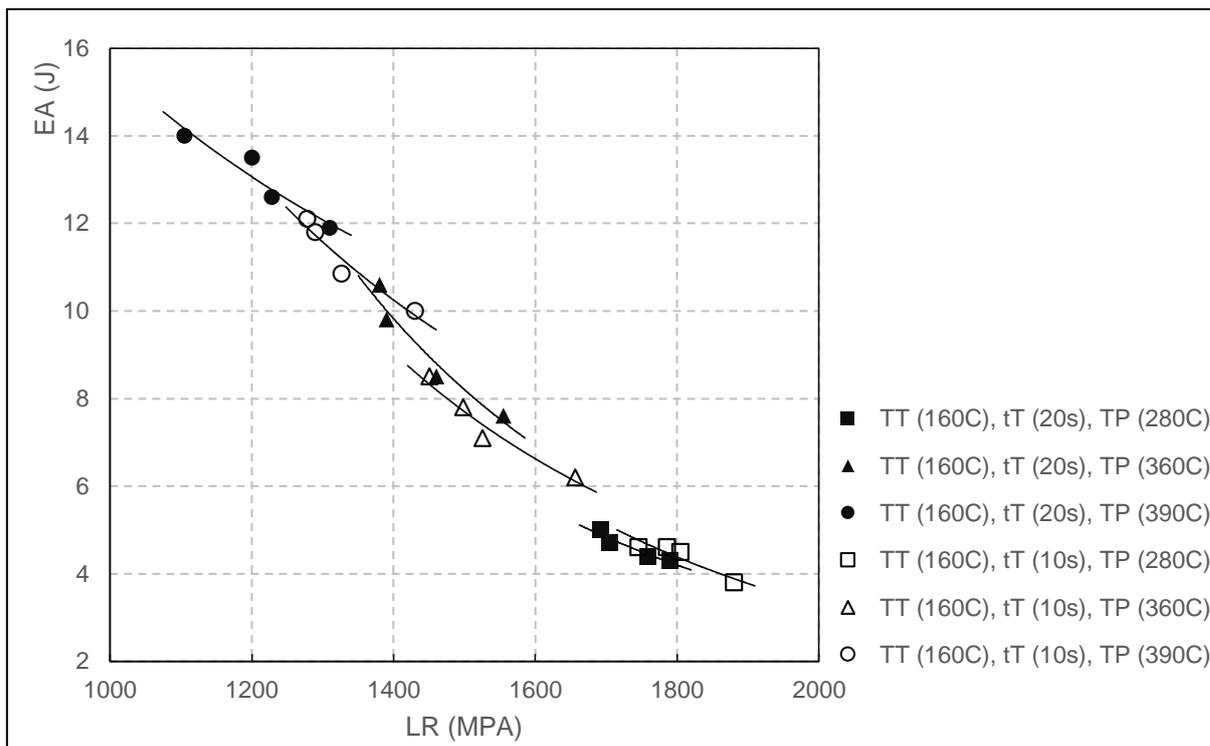
Nas amostras temperadas durante 10 e 20 s, aquelas que absorveram maior energia se correspondem com as condições de maior temperatura e tempo de partição, sendo que a amostra 20.390.120 apresentou o valor mais alto de energia absorvida (14 J).

O resultado descrito mostra-se coerente com os postulados da literatura, pois as amostras submetidas à temperatura de 390 °C durante maior tempo no processo de partição tiveram mais tempo para a ocorrência do fenômeno de partição de carbono, o que resultou em um maior alívio e refino na estrutura martensítica e, conseqüentemente, na redução da dureza, permitindo maior absorção de energia antes da fratura (LIMA, 2006).

Os valores encontrados para a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy destas amostras ficaram próximo do valor encontrado por Chiaverini (2008) para o revenimento a 370 °C, onde foi de 15 J a energia absorvida no ensaio de impacto Izod.

Ao plotar os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em relação aos resultados do limite de resistência LR, se observa uma relação bem definida, conforme exibido na **Figura 36**, ou seja, é possível identificar uma correlação entre a tenacidade e o limite de resistência do aço.

Figura 36 - Relação entre energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy e limite de resistência à tração (LR)



Fonte: A AUTORA (2017)

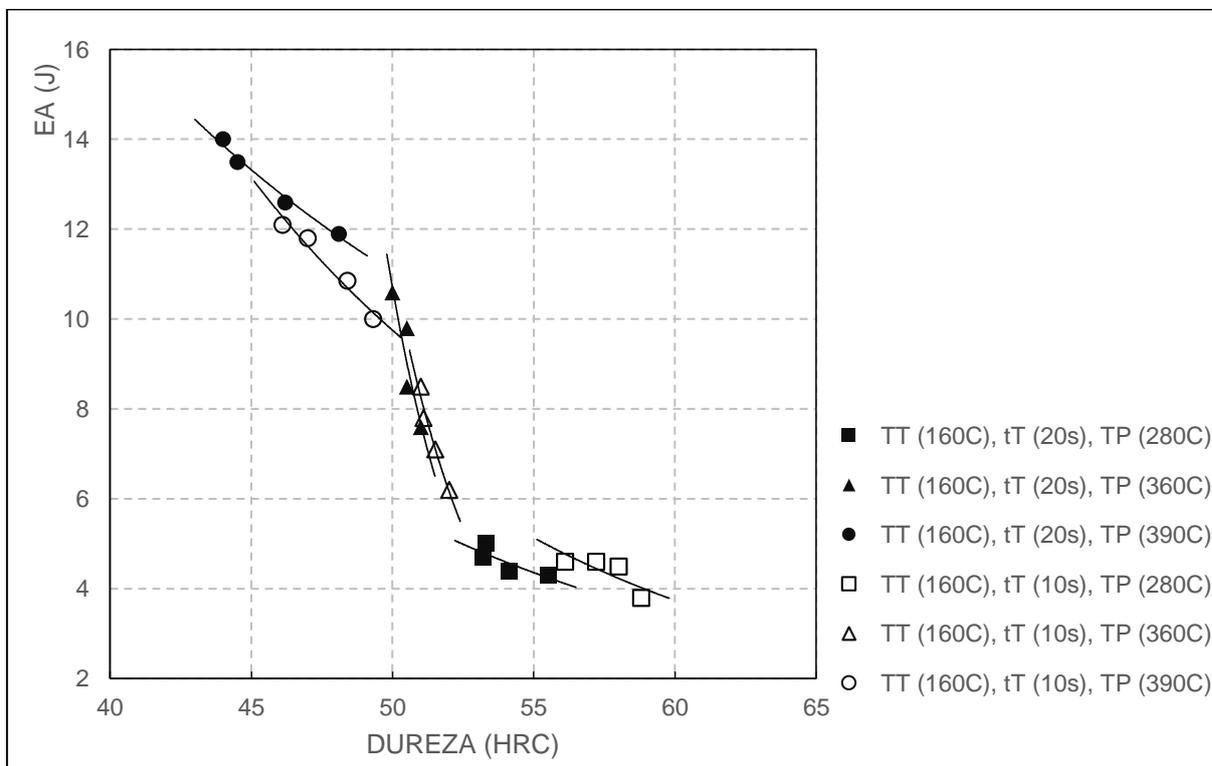
Com auxílio de uma linha de tendência, observa-se a queda da absorção de energia no ensaio de impacto Charpy conforme o aumento do limite de resistência da amostra, sendo mais acentuada nas condições experimentais onde aumenta a fração volumétrica de austenita retida a 360 e 390 °C. A literatura confirma essa tendência, associando menores valores de limite de resistência com maior resistência ao impacto, ou seja, maior absorção de energia no ensaio de impacto Charpy (LIMA, 2006).

Ao plotar os dados de energia absorvida em relação à dureza Rockwell C, também é possível estabelecer uma correlação direta entre esses valores, conforme exibido na **Figura 37**, e com auxílio de uma linha de tendência, pode-se observar a queda na absorção de energia no ensaio de impacto Charpy conforme o aumento da dureza, sendo esta mais acentuada quando o tratamento é feito em temperatura onde é possível a obtenção e constituintes bainíticos como é o caso da ferrita bainítica e da austenita retina.

Esta tendência é amparada pela literatura, que esclarece que valores menores de dureza favorecem a absorção de maior energia antes da fratura, visto que a

microestrutura, considerando-se um aço temperado e particionado, por exemplo, encontra-se com a martensita menos supersaturada de carbono, pois o processo de partição favorece este fenômeno (LIMA, 2006).

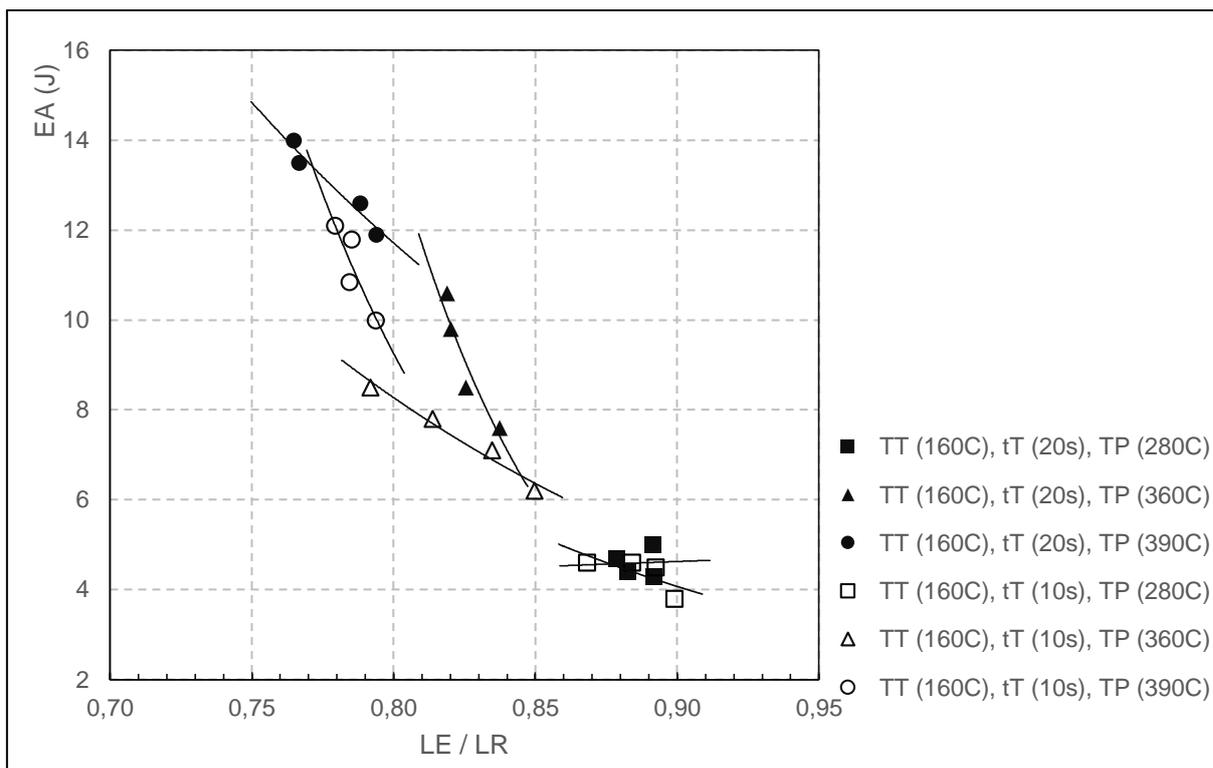
Figura 37 - Relação entre energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy e dureza HRC



Fonte: A AUTORA (2017)

Por fim, ao plotar a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy com os dados da relação LE/LR, está clara a correlação entre estes dados, e com auxílio de linha de tendência, conforme exibido na **Figura 38**, observa-se a leve queda da energia absorvida de acordo com o aumento da razão LE/LR quando as amostras foram tratadas a 280 °C, onde observou-se a predominância da transformação martensítica.

Figura 38 - Relação entre energia absorvida (EA) no ensaio de impacto Charpy e razão LE/LR



Fonte: A AUTORA (2017)

Um comportamento mais pronunciado de diminuição da energia absorvida com o aumento da relação LE/LR é observado para as amostras tratadas a 360 e 390 °C, que corroboram os resultados até então apreciados neste trabalho.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho estudou o comportamento microestrutural e mecânico do aço SAE 4140 quando submetido a diferentes condições experimentais de tratamento de têmpera e partição. As conclusões deste trabalho são:

1. Foi possível observar que os parâmetros temperatura e tempo do processo de têmpera e partição influenciam as propriedades mecânicas do aço SAE 4140, pois as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios se mostraram diferentes conforme as condições de temperatura e tempo a que foram submetidas as amostras.
2. De modo geral, a propriedade de dureza decaiu conforme o aumento da temperatura de partição, pois, quanto mais energia térmica for fornecida ao material, mais difusão ocorrerá, portanto, nas amostras particionadas em temperaturas mais altas, houve maior difusão de átomos de carbono da martensita.
3. Também foi possível perceber que o aumento da dureza e o aumento do limite de resistência do aço resultaram em uma menor absorção de energia no ensaio de impacto Charpy. Quanto à relação LE/LR, seu aumento gerou a diminuição no valor de energia absorvida.
4. Quanto às fases presentes nas microestruturas, verificou-se um aumento gradual na quantidade de austenita retida com o aumento do tempo de têmpera e quando a partição é realizada em temperaturas onde há domínios da transformação bainítica, neste caso a 360 e 390 °C.
5. Constatou-se que, quando a partição é realizada abaixo da temperatura de início da transformação martensítica, há predominância de martensita primária, que sofre revenimento durante a etapa de partição, a qual é acompanhada por blocos e/ou filmes de austenita retida formados como consequência do processo de partição de carbono da martensita revenida para a austenita não transformada.
6. Observou-se o aumento da energia absorvida para as condições experimentais contendo maior fração de ferrita acicular bainítica, mesmo que junto a esta fase, a microestrutura se caracterize pela presença de frações controladas de martensita revenida, com menos saturação de carbono, e de austenita retida,

que é enriquecida pelo carbono rejeitado pela martensita formada no processo de têmpera, a qual favorece a absorção de mais energia antes da fratura.

7. Observou-se o aumento de até 15% dos limites de resistência e de escoamento do aço SAE 4140, tratado através de têmpera e partição, quando comparado com os valores de propriedades reportadas na literatura para quando o material encontra-se em estado de têmpera e revenimento.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

É importante que sejam desenvolvidos trabalhos futuros para dar sequência a este estudo, explorando novas condições de temperatura e tempo para o tratamento térmico de têmpera e partição do aço SAE 4140, por exemplo:

1. Aumentar a temperatura de têmpera de 160 °C para 200, 220, 240 °C, entre outros;
2. Aumentar o tempo de partição;
3. Aumentar temperatura de partição;
4. Estudar o desgaste do material;
5. Estudar a fadiga do material.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **A320/A320M**: Standard Specification for Alloy-Steel and Stainless Steel Bolting for Low-Temperature Service. 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **A370**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2002.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS - ABNT. **NBR ISO 6892-1:2013 Versão Corrigida: 2015**: Materiais metálicos - Ensaio de tração - Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2015.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS - ABNT. **NBR NM 87**: Aços Carbono e Ligados para Construção Mecânica – Designação e Composição Química. Rio de Janeiro, 2000.

ATKINS, M. **Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels**. American Society for Metals, 1980.

BAGLIANI, E. P. et al. Microstructure, tensile and toughness properties after quenching and partitioning treatments of a medium-carbon steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 559, p. 486-495, 2013.

BARBACKI, A. The Role of Bainite in Shaping Mechanical Properties of Steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 53, p. 57-63, 1995.

BHADESHIA, H. K. D. H. Neural Networks in Materials Science. **ISIJ International**, v. 39, n. 10, p. 966-979, 1999.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Elsevier, 2006.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. Tradução: Sergio Murilo Stamile Soares. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2008.

COELHO, D. M. de S. **Efeito da Temperatura de Austenitização no Processo de Têmpera e Partição**. 2008. 100 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008.

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

COSTA, L. de L. de. **Efeito de Diferentes Ciclos Termomecânicos no Comportamento Microestrutural do Aço ABNT 4140**. 2014. 76 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

EDMONDS, D. V. et al. Quenching and Partitioning Martensite - A Novel Steel Heat Treatment. **Materials Science and Engineering A**, p. 25-34, 2006. apud GERDEMANN, F. L. H. Microstructure and Hardness of 9260 Steel Heat-treated by Quenching and Partitioning Process. Tese (Doutorado) - Universidade de Tecnologia Aachen, Alemanha, 2004.

FANG, H. S. et al. The Mechanism of Bainite Transformation in Steels. **Scripta Materialia**, v. 47, p. 157-162, 2002.

FERRANTE, M. **Seleção de Materiais**. 2. ed. São Carlos: EdUFSCar, 2002.

FERREIRA, H. M. et al. Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados. **Rem: Revista Escola de Minas**, Escola de Minas de Ouro preto, v. 65, n. 2, p. 217-224, abril/junho. 2012.

FREITAS, W. F. de. **Avaliação das Propriedades Mecânicas e Resistência à Fadiga do Aço AISI 4140 Submetido a Diferentes Valores de Temperatura de Revenimento**. 2010. 91 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

HONEYCOMBE, R. W. K, BHADSHIA H. K. D. H. **Steel** - Microstructure and Properties. 2. ed. New York: Arnold, 1980.

HONEYCOMBE, R. W. K. Formação da Martensita. In: HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços**: Microestrutura e Propriedades. Tradução: M. Amaral Fortes; A. Cabral Ferro. Calouste Gulbenkian: Lisboa. p. 115-153. 1984a.

HONEYCOMBE, R. W. K. A Transformação Bainítica. In: HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços: Microestrutura e Propriedades**. Tradução: M. Amaral Fortes; A. Cabral Ferro. Calouste Gulbenkian: Lisboa. p. 155-173. 1984b.

JAFARI, M.; TSUZAKI, K. Transition in Fracture Mode From Ductile to Intergranular and Cleavage in 0.05%P Doped High Strength Steel. **Journal of Alloys and Compounds**, 2012.

KIM, M. C.; OH, Y. J., HONG, J. H. Characterization of Boundaries and Determination of Effective Grain Size in Mn-Mo-Ni Low Alloy Steel From the View of Misorientation. **Scripta Materials**, v.43, p. 205-211, 2000.

KRAUSS, G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. ASM International, 1990.

KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering A**, p.40-57, 1999.

KUHN, M. F. **Estudo Comparativo entre Tratamentos Térmicos para o Aço ABNT 4140, Caracterização e Análise de Falha**. 2014. 68 f. Dissertação (Graduação em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

KUNG, C. Y.; RAYMENT, J. J. An Examination of the Validity of Existing Empirical Formulae for the Calculation of Ms Temperature. **Metalurgical Transactions A**, v. 13, p.328-331, 1982.

LE PÊRA, F. S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High Strength Dual Phase Steel. **Journal of Metals**, v. 32, n. 3, p. 38-39, 1980.

LI, H. Y. et al. Bainitic Transformation During the Two-Step Quenching and Partitioning Process in a Medium Carbon Steel Containing Silicon. **Materials Science and Engineering A**, p. 6255-6259, 2010.

LIMA, F. B. **Microestrutura e Tenacidade de Aços de Baixa Liga Tipo 41XX - Uma Abordagem Quantitativa**. 2006. 188 f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.

MALAKONDAIAH, G.; SRINIVAS, M.; RAO, P. R. Ultrahigh-Strength Low-Alloy Steels With Enhanced Fracture Toughness. **Progress in Materials Science**, v. 42, p. 209-242, 1997.

MAROPOULOS, S.; RIDLEY, N. Inclusions and Fracture Characteristics of HSLA Steel Forgings. **Materials Science and Engineering A**, n. 384, p. 64-69, 2004.

MARTINS, A. R. F. de A. **Têmpera e Partição em Aços de Alta Resistência Contendo Ni: Modelagem Cinética, Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. 2007. 194 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

MARTINS, V. et al. Previsão da Tensão de Escoamento do Aço 42CrMo4 em Altas Temperaturas - Uma Revisão. In: 66º CONGRESSO ANUAL DA ABM. 2011, São Paulo. **Anais Eletrônicos...** São Paulo: ABM, 2011. Disponível em: <<http://www.ufrgs.br/ldtm/publicacoes/2011/18020.pdf>>. Acesso em 10 set. 2015.

OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOSASU, I. **Trans Iron and Steel Inst.** v. 22, Japan, 1982.

PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus/MCT, 2000.

RAMOS, D. da S. **Estudo de Aspectos Cinéticos da Transformação Bainítica Incompleta em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados**. 2008. 89 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Instituto Superior Tupy, Joinville, 2008.

SAMANTA, S. et al. Development of Multiphase Microstructure with Bainite, Martensite, and Retained Austenite in a Co-Containing Steel Through Quenching and Partitioning (Q&P) Treatment. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, p. 5653-5664, 2013.

SILVA, A. L. V. da C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

SILVA, W. S. da. **Estudo da Tenacidade à Fratura do Aço Rápido M2 Fundido, Modificado e Tratado Termicamente**. 2001. 152 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SPEER, J. G. et al. Carbon Partitioning into Austenite after Martensite Transformation. **Acta Materialia**, 51, p. 2611-2622, 2003.

SPEER, J. G. Aços Avançados de Alta Resistência para Aplicações Automotiva: O Processo “Têmpera e Partição” Promete Alta Resistência e Alongamento. **Caderno Técnico Metalurgia e Materiais**, USP, p. 103-105, 2005.

SUGIMOTO, K. et al. Effects of Volume Fraction and Stability of TRIP-aided Dual-Phase Steels. **ISIJ International**, v. 32, n. 12, p. 1311-1318, 1992.

SUGIMOTO, K. et al. Effects of Second Phase Morphology and Tensile Properties in TRIP-aided Dual-Phase Steels Sheet. **ISIJ International**, v. 33, n. 7, p. 775-782, 1993.

SUGIMOTO, K. et al. Warm Stretch-formability of TRIP-aided Dual Phase Sheet Steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 11, p. 1407-1414, 1995.

TOMITA, Y. Development of Fracture Toughness of Ultrahigh Strength low Alloy Steels for Aircraft and Aerospace Applications. **Materials Science and Technology**, v. 7, p. 481-489, junho. 1991.

TOMITA, Y. Improvement of Low Temperature Mechanical Properties of Ultrahigh-Strength Low-alloy Steels, **Zeitschrift Fur Metallkunde**, v. 86, n. 8, p. 568-574, 1995.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: metallurgy and technologies**. Boca Raton: CRC Press, 2006.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: Campus, 1994.

WAYMAN, C. M.; BHADESHIA, H. K. D. H. Phase Transformations, Nondiffusive. In: CAHN, Robert W.; HAASEN, Peter (Ed). **Physical Metallurgy**, v 2, p. 1507-1554, 1996.

YOUNG, C. H., BHADESHIA, H. K. D. H. Strength of Mixtures of Bainite and Martensite. **Materials Science and Technology**, v. 10, p. 209-214, 1994.

ANEXO

ANEXO A - Classificação dos Aços conforme Norma NBR NM 87

Clasificación/ Classificação	Tipo	Designación/ Designação
Aceros al carbono/ Aços carbono	de bajo y mediano manganeso / <i>de baixo e médio manganês</i> resulfurados de corte libre / <i>ressulfurados de corte livre</i> resulfurados y refosforados de corte libre/ <i>ressulfurados e refosforados de corte livre</i> con adición de Nb / <i>com adição de Nb</i> de alto manganeso / <i>de alto manganês</i>	10XX 11XX 12XX 14XX 15XX
Aceros aleados al: Aços ligados ao:	manganeso / <i>manganês</i> níquel níquel níquel-cromo níquel-cromo níquel-cromo níquel-cromo níquel-cromo níquel-cromo níquel-cromo molibdeno / <i>molibdênio</i> cromo-molibdeno / <i>cromo-molibdênio</i> cromo-molibdeno / <i>cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> molibdeno / <i>molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-molibdeno / <i>níquel-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-molibdeno / <i>níquel-molibdênio</i> cromo cromo cromo cromo cromo cromo-molibdeno / <i>cromo-molibdênio</i> cromo-vanadio / <i>níquel-vanádio</i> cromo-molibdeno-vanadio / <i>cromo-molibdênio-vanádio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> silicio-manganeso / <i>silício-manganês</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> silicio-vanadio / <i>silício-vanádio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i> níquel-cromo-molibdeno / <i>níquel-cromo-molibdênio</i>	13XX 23XX 25XX 30XX 31XX 32XX 33XX 34XX 35XX 40XX 41XX 42XX 43XX 44XX 45XX 46XX 47XX 48XX 50XX 51XX 50XXX 51XXX 52XXX 53XXX 61XX 62XX 81XX 86XX 87XX 88XX 92XX 93XX 94XX 95XX 97XX 98XX
Aceros al carbono y aleados, con: Aços carbono e ligados, com:	boro plomo / <i>chumbo</i> azufre / <i>enxofre</i>	XXBXX XXLXX XXSXX

Fonte: ABNT (2000)