

**KELVIN LAM
MATHEUS YUKIO DE ARRUDA ITOYAMA**

**Análise Microestrutural e caracterização mecânica do Aço AISI 4350 submetido a
diferentes tratamentos térmicos**

Guaratinguetá - SP
2015

Kelvin Lam
Matheus Yukio de Arruda Itoyama

Análise Microestrutural e caracterização mecânica do Aço AISI 4350 submetido a diferentes tratamentos térmicos

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla

Guaratinguetá - SP
2015

L213a	<p>Lam, Kelvin</p> <p>Análise microestrutural e caracterização mecânica do aço AISI 4350 submetido a diferentes tratamentos térmicos / Kelvin Lam, Matheus Yukio de Arruda Itoyama – Guaratinguetá, 2015.</p> <p>75 f. : il.</p> <p>Bibliografia: f. 69-75</p> <p>Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2015.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla</p> <p>1. Aço de alta resistência 2. Microestrutura 3. Aço - Tratamento térmico I. Itoyama, Matheus Yukio de Arruda II. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 669.14</p>
-------	---

Kelvin Lam
Matheus Yukio de Arruda Itoyama


ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
“GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS”

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS


Prof. Dr. Miguel Angel Ramirez Gil
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento
UNESP-FEG


Prof. Dr. Renato Barros
UNESP-FEG

Dezembro de 2015

DADOS CURRICULARES

Kelvin Lam

NASCIMENTO	19.06.1990 – OSASCO / SP
FILIAÇÃO	Lam Wai Man Shoyin Lee Lam
2006/2007	Curso Técnico Planejamento e Controle de Produção – Centro Federal de Educação e Tecnologia de São Paulo/ CEFET-SP
2010/2015	Curso de Engenharia de Materiais, nível de Bacharelado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

Matheus Yukio de Arruda Itoyama

NASCIMENTO	01.02.1992 – CAMPINAS / SP
FILIAÇÃO	Quiyoshi Itoyama Dulce Helena de Arruda Itoyama
2010/2015	Curso de Engenharia de Materiais, nível de Bacharelado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”

AGRADECIMENTOS

Eu, Matheus Yukio de Arruda Itoyama, gostaria de agradecer à minha família, que me educou, criou e me apoiou todas as decisões e etapas da minha vida e que fez com que esta graduação fosse possível.

Em segundo lugar aos muitos amigos que fiz durante essa jornada e aos amigos que não deixaram de me apoiar quando mudei de cidade. Gostaria de destacar também a segunda família que encontrei na *República Intrometemos*, um lugar que levarei com carinho para sempre no coração por ter encontrado tantas pessoas que me fizeram crescer de modo imaginável.

Agradeço também à minha namorada, por todo o apoio nas horas difíceis e na presença do sorriso nas melhores horas, sem dúvida uma das grandes incentivadoras do meu sucesso profissional.

Eu, Kelvin Lam, agradeço à minha família, por terem proporcionado todo o amor, educação e apoio necessários para que eu alcançasse essa conquista e me tornar a pessoa que sou.

Agradeço a todos os amigos que, em maior ou menor grau, contribuíram para que a minha graduação fosse a mais aprazível e rica possível. Em especial, aos meus amigos do ensino médio, do grupo *Parceiragem*; aos amigos da turma de materiais de 2010; e aos amigos que fiz na *República Arrancabaço*, um lugar que levarei as melhores lembranças para o resto da minha vida.

Nós agradecemos ao professor Dr. Jorge Abdalla, mentor deste trabalho e de outras pesquisas nas quais participei, agradeço a dedicação do tempo e a paciência ao ensinar, sempre instigando o meu melhor e sendo modelo de inspiração para um profissional ético, inteligente e respeitado.

Aos técnicos e funcionários da UNESP, que tanto me ajudaram no caminho deste trabalho, quanto sempre ofereceram simpatia no dia-a-dia.

“O poder de um, se destemido e concentrado, é formidável, mas o poder de muitos que trabalham em conjunto é melhor”.

Gloria Macapagal Arroyo

ITOYAMA, M. Y. A.; LAM, K. **Análise Microestrutural e caracterização mecânica do Aço SAE 4350 submetido a diferentes tratamentos térmicos**. 2015. 74 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

Os aços multifásicos vêm ganhando cada vez mais atenção em estudos científicos devido às diferentes propriedades mecânicas e microestruturais que o material pode adquirir de acordo com os tratamentos termomecânicos e térmicos que podem ser submetidos. No presente estudo, fez-se um estudo microestrutural através da técnica de tríplice ataque associada a microscopia óptica, bem como uma caracterização mecânica do aço de médio carbono AISI 4350, através de um ensaio de resistência à tração, submetido a três rotas de tratamentos térmicos: recozimento, têmpera e revenimento, e tratamento isotérmico. Foi verificada a predominância de constituinte ferrito-perlítico no corpo de prova recozido, martensítico no CDP temperado e revenido, e bainítico no CDP tratado isotermicamente. O material recozido apresentou a maior ductilidade, enquanto o CDP temperado e revenido mostrou a maior dureza e, por fim, o CDP bainítico mostrou conciliar as duas propriedades mecânicas citadas. Assim, comprovamos que o aço multifásico SAE 4350 pode ser um material versátil e com grande potencial para aplicações industriais diversas.

PALAVRAS-CHAVE: Aço AISI 4350. Aços Multifásicos. Tratamentos térmicos. Microestruturas.

ITOYAMA, M. Y. A.; LAM, K. **Microstructural Analysis and mechanical characterization of AISI 4350 steel submitted to different heat treatments** 2015. 74 p. Graduate Work (Graduate in Materials Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

The multiphase steels are gaining increasing attention in scientific studies because of the different mechanical and microstructural properties that the material can achieve under different thermomechanical and heat treatments that can be submitted. In the present study, it was made a microstructural study thru the triple attack technic associated with optical microscopy and mechanical characterization of medium carbon AISI 4350 steel thru a tensile strength test, subjected to three routes of heat treatment: annealing, quenching and tempering and isothermal annealing. It was verified the predominance of ferrite-perlite constituent in the specimen annealed, martensitic in the quenched and tempered specimen and bainitic in the annealed isothermally specimen. The annealed material showed a higher ductility, while the hardened and tempered specimen showed the highest hardness and ultimately the bainitic specimen showed a combination of the two abovementioned mechanical properties. Thus, we proved that the multiphase steel SAE 4350 can be a versatile material with great potential for various industrial applications.

KEYWORDS: AISI 4350 steel. Multiphase Steels. Heat Treatment. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: – Micrografia ilustrativa de um aço bifásico DP. (F= ferrita, M=martensita).	24
Figura 2 - Micrografia de um aço TRIP 690 (F – Ferrita, B – Bainita, AR – Austenita Retida).	25
Figura 3 – micrografia do aço CP 800/1000 (F – Ferrita, AR – Austenita Retida, B – Bainita, M – Martensita).	26
Figura 4 - micrografia de um aço martensítico 950/1200 (M – Martensita, F – Ferrita, B – Bainita).	27
Figura 5 - Micrografia do aço FB 450/600 (F – Ferrita, B – Bainita).	28
Figura 6 - Micrografia de um aço TWIP recozido.	29
Figura 7 - Fluxograma representativo do procedimento experimental.....	40
Figura 8 - Geometria dos CDP's usado para ensaio de tração.	41
Figura 9 - Forno EDG 7000 da FEG/Unesp utilizado para os tratamentos térmicos.	42
Figura 10 - Diagrama Ferro-Carbono com as fases possíveis do aço 4350.	44
Figura 11 - Curva TTT para o aço AISI 4340 com 0,4% C, 1 % Mn, 0,8 % Cr e 1,85 % Ni.	44
Figura 12 – Representação das condições de temperatura em função do tempo das amostras submetidas à rota de recozimento.....	46
Figura 13 – Reprodução das etapas de aquecimento e resfriamento em função do tempo das amostras temperadas e revenidas.....	47
Figura 14 – representação da rota de tratamento isotérmico submetida nas amostras relacionando temperatura em função do tempo.....	48
Figura 15 - PANPRESS 30, utilizado na etapa de embutimento.	49
Figura 16 - Sistema de enxágue contínuo na etapa de lixamento.....	50
Figura 17 - POLIPAN-2, da PANTEC, equipamento usado no polimento.....	51
Figura 18 - Ensaio Universal modelo INSTRON 8801 utilizado no ensaio de tração.	53
Figura 19 – Micrografia do CDP do aço 4350 recozido com ataque de Nital 2%.	54
Figura 20 - Micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozida com ataque de Nital 2%.	55
Figura 21 - Micrografia do CDP do aço 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque de Nital 2%.	56

Figura 22 - Micrografia do CDP do aço 4350 recozido com ataque de metabissulfito de sódio 10%.....	57
Figura 23 - Micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozido atacado com metabissulfito de sódio 10%.....	57
Figura 24 - Micrografia do CDP do aço 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque de metabissulfito de sódio 10%.	59
Figura 25 - Micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozido atacado com LePera.	60
Figura 26 - Micrografia do CDP do aço 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque LePera.	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição (em percentagem mássica) para aços 43xx.....	20
Tabela 2 - Composição microestrutural dos CDPs após submetidos aos diferentes tratamentos térmicos.....	62
Tabela 3 – Resultado dos ensaios de tração nos CDPs.	64

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Gráfico alongamento x limite de escoamento dos aços existentes:	20
Gráfico 2 - Desempenho mecânico do AISI 4350 recozido em relação aos outros tipos de aço.	65
Gráfico 3 - Desempenho mecânico do AISI 4350 temperado e revenido em relação aos outros tipos de aço.	66
Gráfico 4 - Desempenho mecânico do AISI 4350 recozido isotérmicamente em relação aos outros tipos de aço.	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
BH	Bake Hardenable Steel
CDP	Corpo de Prova
CMn	Aço Carbono-Manganês
CP	Complex Phase Steel
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
FEG / UNESP	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá / Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.
DP	Dual Phase Steel
FB	Ferritic-Bainitic Steel
HSLA	High Strength Low Alloy steel
IF	Interstitial Free
MS	Martensitic Steel
SAE	Society of Automotive Engineers
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning- Induced Plasticity
ULSAB	Ultra-Light Steel Body

LISTA DE SÍMBOLOS

wt%	weight percent
C	Carbono
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
Fe	Ferro
Ti	Titânio
Al	Alumínio
Mn	Manganês
Co	Cobalto
Cu	Cobre
Fe-C	Ferro-carbono
MPa	Megapascal
°C	graus Celsius
°F	graus Fahrenheit
N	Newton
kg	quilo
mm	milímetro
W	watt
HNO ₃	Ácido Nítrico
Na ₂ S ₂ O ₅	Metabissulfito de Sódio
t	tempo
s	Segundo
Fe ₃ C	Carboneto de Ferro

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	16
1.1.	OBJETIVO	18
2.	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	19
2.1.	AÇO	19
2.1.1.	Aço 4340 e Aço 4350	19
2.1.2.	Aços Doces (<i>Mild Steel</i>)	21
2.1.3.	Aços IF	21
2.1.4.	Aços BH	22
2.1.5.	Aço Carbono-Manganês	22
2.1.6.	Aços de alta resistência e baixa liga	23
2.1.7.	Aço Bifásico	23
2.1.8.	Aços TRIP	24
2.1.9.	Aços Fases Complexas	25
2.1.10.	Aços Martensíticos	26
2.1.11.	Aço Ferrítico-Bainítico	27
2.1.12.	Aços TWIP (<i>Twinning- Induced Plasticity</i>)	28
2.2.	ENSAIO MECÂNICO	29
2.2.1.	Ensaio Mecânico de tração	29
2.3.	TRATAMENTOS TÉRMICOS	30
2.3.1.	Recozimento	31
2.3.2.	Têmpera e revenimento	31
2.3.3.	Tratamento isotérmico	33
2.4.	Microestrutura	33
2.4.1.	Bainita:	34
2.4.2.	Martensita:	35
2.4.3.	Ferrita	35
2.4.4.	Perlita	36
2.4.5.	Cementita:	36
2.5.	MICROSCOPIA ÓPTICA	37

2.6.	ATAQUES QUÍMICOS.....	37
2.6.1.	Nital 2%.....	37
2.6.2.	Metabissulfito de Sódio.....	38
2.6.3.	Lepera.....	38
3.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	40
3.1.	MATERIAL.....	41
3.2.	OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO.....	41
3.3.2.	Rotas dos tratamentos térmicos	43
3.3.2.1.	Rota de Tratamento térmico 1: Recozimento.....	45
3.3.2.2.	Rota de tratamento térmico 2: Têmpera e Revenimento.....	46
3.3.2.3.	Rota de tratamento térmico 3: Tratamento isotérmico.....	47
3.3.3.	Caracterização Microestrutural	48
4.	RESULTADOS	54
4.1.	MICROSCOPIA.....	54
4.1.1.	Micrografias das amostras submetidas a ataques de Nital 2%	54
4.1.2.	Micrografias das amostras submetidas a ataques de Metabissulfito de Sódio 10%	56
4.1.3.	Micrografias das amostras submetidas a ataques de LePera	59
4.3.	RESULTADO DOS ENSAIOS MECÂNICOS.....	63
5.	CONCLUSÃO	69
	REFERÊNCIAS	70

1 INTRODUÇÃO

A constante evolução tecnológica das indústrias que utilizam o aço como matéria prima, estimula o desenvolvimento de pesquisas acerca dos materiais, a fim de se obter soluções cada vez mais eficientes para seus desafios. Nessa questão, trabalha-se intensamente para desenvolver e aplicar materiais que atenda as exigências técnicas, reduza a quantidade de processos operacionais, reduza o consumo de material, redução no custo de fabricação e que forneça materiais então de maior confiabilidade e propícios para o uso em diversas áreas tais como na indústria aeronáutica, automobilística e etc.

Segundo Gorni (2008), os aços possuem aplicações quase universais, dadas à amplitude de serviços que o material pode desempenhar. Variando as suas propriedades químicas e utilizando corretamente os tratamentos termomecânicos ou térmicos adequados, os aços podem ser aplicados em inúmeros serviços como, por exemplo, nos setores da construção civil, naval, química, petroquímica, aeronáutica e automobilística. A indústria automobilística teve papel fundamental para o desenvolvimento dos aços ao incentivar a cooperação da comunidade siderúrgica mundial, nos estudos tecnológicos de aços estruturais através de um consórcio internacional criado em 1994, denominado projeto *Ultra-Light Steel Body* (ULSAB). O consórcio englobou 35 produtores de aço, incluindo, do Brasil, a Usiminas e a CSN, e tinha como objetivo principal a redução de peso dos veículos criando uma carroceria para veículo ultraleve e visando diminuir o tamanho dos veículos, substituir materiais convencionais por outros de menor densidade e substituir o aço carbono tradicional por aços de alta-resistência com propriedades mecânicas superiores¹. (SOUZA, 2008)

Segundo Spena e Firrao (2012), o aço microligado de baixo carbono, por exemplo, o HSLA, é usado extensivamente nas indústrias dos ramos automobilísticos. Entretanto, a baixa concentração de carbono limita a dureza e resistência à tensão do material, restringindo o seu campo de aplicação. Aços de médio carbono, têm se tornado uma alternativa a essas situações em que é essencial a capacidade do material em atender as exigências mecânicas em questão. Muitos estudos conseguiram demonstrar que aços de médio carbono, contendo entre 0,30-0,50 wt% de carbono, podem substituir aços de baixo carbono convencionalmente temperados e revenidos. Isso ocorre devido à versatilidade microestrutural que o aço de médio carbono pode oferecer dependendo de sua composição química, temperatura e taxa de resfriamento do

¹ Informações fornecidas em aula de Processamento de Materiais Metálicos pelo professor doutor M.S. Pereira, em 2013.

tratamento térmico submetido (CESCHINI et al, 2012), podendo-se obter tanto uma microestrutura ferrita-perlítica, quanto uma microestrutura predominantemente bainítica.

A típica microestrutura encontrada em aços de médio carbono austenitizado e resfriado ao ar consiste em ferrita e perlita. Um dos fatores cruciais para a definição da microestrutura final do material é a taxa de resfriamento. Quando maior a variação dessa taxa, a resistência à tração e a dureza aumentam porque eleva o refino do grão e favorece o endurecimento por precipitação, surgindo microestruturas como a austenita, martensita e bainita. A última citada em questão, em quantidades significativas, tem se mostrado um constituinte importante nas propriedades dos novos aços multifásicos, sendo desenvolvido em diversos trabalhos, como os de Bhadeshia e Caballero, por exemplo, sob forma de aços bainíticos livres de carbonetos, constituídos de ferrita bainítica e austenita enriquecida em carbono na microestrutura. (CESCHINI et al, 2012; NOGUEIRA, 2013; YOOZBASHI et al., 2011).

Portanto, é de suma importância a contribuição que o tratamento térmico escolhido pode exercer sobre o material, quando se busca uma determinada composição microestrutural multifásica, com maior ou menor predominância de bainita, ferrita, perlita, martensita ou austenita, e que refletirá no desempenho mecânico final. (NOGUEIRA, 2013)

O aumento das propriedades mecânicas do material também pode ser obtido manuseando os efeitos dos elementos de liga presentes na composição química, promovendo, por exemplo, endurecimento por precipitação e refinamentos de grãos, para os elementos que aumentam a resistência mecânica do material, como o manganês, o fósforo e o silício². (SPENA; FIRRAO, 2012)

Neste trabalho será apresentado um material que ainda está em fase de estudos e entrando para as aplicações em alguns ramos da indústria, desta forma teremos como base de comparação e um guia para isso os aços SAE 4340. Basicamente esses aços, SAE 4340, são aços com elevada temperabilidade, utilizados na fabricação de diferentes componentes mecânicos. E este aço tem uma combinação de resistência mecânica, ductilidade e elevada resistência à fadiga. O aço SAE 4340 tem uma vasta aplicação em componentes para sistemas mecânicos, principalmente estruturais, onde se necessita uma homogeneidade de dureza. Suas principais aplicações são; eixos, engrenagens e cilindros.

² Apresentação sobre Efeitos dos elementos de liga nos aços da UFPR.

http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM233/Projeto%20de%20fundi%E7%E3o/_EFEITO%20Elementos%20de%20liga%20nos%20a%E7os.pdf acessado em 18/11/15.

1.1 OBJETIVO

O foco deste presente trabalho é fazer de forma geral e detalhada uma análise das características do aço AISI 4350, de maneira a extrair importantes informações sobre o material utilizado. Para isso seguiremos um roteiro, buscando analisar as propriedades mecânicas e microestruturais deste aço.

Sendo assim, foram analisadas as microestruturas encontradas no aço AISI 4350 submetidos a três rotas distintas de tratamentos térmicos: recozimento, tratamento isotérmico e têmpera seguida de revenimento. Busca-se quantificar as frações dos constituintes microestruturais, bem como realizar uma caracterização mecânica por meio de ensaios de tração.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 AÇO

Os aços são ligas ferrosas contendo carbono em um teor que varia de 0,008 a 2,14%, contendo outros elementos residuais do processo de produção e podendo conter outros elementos de liga propositalmente adicionados. Se o aço não contém estes últimos, é chamado especificamente de aço-carbono. Do contrário, aço-liga. Ferro fundido é a designação genérica para ligas de ferro-carbono com teores de carbono acima de 2,14%.

Segundo NOGUEIRA (2013), as indústrias automobilísticas, aeroespacial e metal-mecânica em geral são segmentos estimulantes para o desenvolvimento dos aços. São buscadas cada vez mais um aço que concilie melhores níveis de resistência com tenacidade e/ou ductilidade adequados para as diversas aplicações. É importante mencionar o desenvolvimento de melhores técnicas de processamentos, que reduzem o custo final do produto e que melhore a relação propriedades por peso do material.

Para os setores aeronáuticos e aeroespacial, houve crescimento de demanda de aços de ultra-alta resistência, com limite de escoamento superior a 1400 MPa, alongamento em torno de 14% em 50 mm de comprimento, boa resistência à fadiga e que apresente tenacidade e soldabilidade (SOUZA, 2008; SILVA, MEI, 2006).

A indústria automobilística teve papel crucial para o desenvolvimento do aço ao estimular siderúrgicas a abrirem um consórcio internacional com o propósito de criar uma carroceria para veículo ultraleve. Tal consórcio foi batizado de Projeto ULSAB (SOUZA, 2008).

2.1.1 Aço AISI 4340 e Aço AISI 4350

O aço AISI 4340 é um aço martensítico de médio carbono que oferece uma combinação de alta resistência à tração, ductilidade e dureza muito utilizado na indústria para a produção de componentes estruturais aeronáuticos e automobilísticos tais como, virabrequins, bielas, eixos de propulsores, engrenagem e trens de pouso, em que as condições de trabalho exigem

grande desempenho mecânico (SIRIN, SIRIN, KALUC, 2007; HAZAN, SADIA GELBSTEIN, 2013).

O aço AISI 4350, pertence à mesma série do aço 4340, a série 43xx e, portanto, tem composição química semelhante (ver tabela 1, abaixo). Sua maior distinção está no teor de carbono na sua constituição.

Tabela 1 – Composição (em percentagem mássica) para aços 43xx.

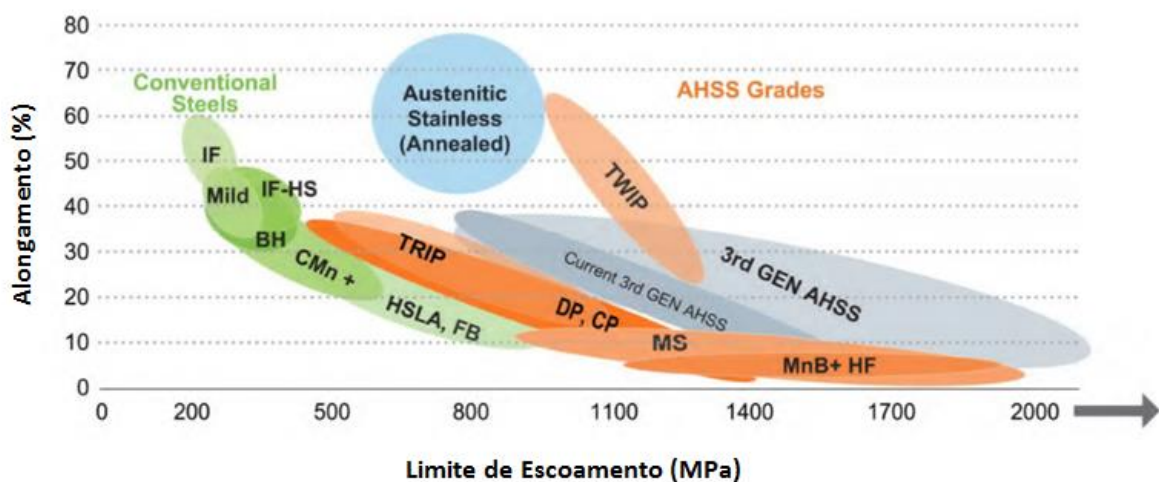
Steel Grade	C	Ni	Cr	Mn	Si	Mo	Al	P	S	N (ppm)	O (ppm)
4340	0.40	1.78	0.79	0.69	0.26	0.26	0.031	0.016	0.003	96	21
4350	0.50	1.81	0.82	0.71	0.26	0.25	0.043	0.017	0.002	78	20

Fonte: Adaptado de “Deformation, Fracture, and Mechanical Properties of Low-Temperature-Tempered Martensite in SAE 43xx Steels” (1997)

A principal diferença entre os aços convencionais e os aços avançados de alta resistência está na sua microestrutura. Aços convencionais são aços ferríticos monofásicos com possibilidades de composições perlíticas em alguns casos, como nos aços Carbono-Manganês. Aços avançados de alta resistência são aços que podem conter fases diferentes de simples ferritas, perlita ou cementita, como martensita, bainita, austenita e austenita retida, podendo apresentar uma gama de propriedades mecânicas únicas e variadas.

O gráfico a seguir (gráfico 1), expõe alguns tipos de aços desenvolvidos e conhecidos, bem como as suas propriedades mecânicas

Gráfico 1 Gráfico alongamento x limite de escoamento dos aços existentes:



Fonte: Extraído de “Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5” (05/2014).

É importante estudá-los para ter ciência das suas propriedades mecânicas, bem como a sua composição microestrutural e condições de trabalhos em que é mais aplicada para entender a motivação do desenvolvimento das diferentes classes existentes.

2.1.2 Aços Doces (*Mild Steel*)

Os aços Mild são aços de baixo carbono com teores do elemento na faixa de 0,15 – 0,3%, e que são aços bastante consolidados no mercado e possuem ampla aplicação nos segmentos metal-mecânico, ferroviário e equipamentos. Essas ligas possuem alta resistência mecânica, resistência à fratura, e aliando a sua boa plasticidade. Por essas propriedades, o material tem grande atratividade pela sua usinabilidade e suscetibilidade à conformação. Esses aços possuem uma microestrutura essencialmente ferrítica³.

2.1.3 Aços IF

Os aços com interstícios livres (“*Interstitial Free*”) – ou aço IF - são aços de ultra baixo carbono e nitrogênio e que sua microestrutura de matriz ferrítica é livre de elementos intersticiais. Geralmente, para se obter esse efeito, em que esses elementos são retirados de solução sólida, são adicionados elementos que facilitem a formação de carbeto e nitreto como, por exemplo, o titânio e o nióbio. São uma classe de material que possuem baixo limite de escoamento, alta qualidade superficial e grande alongação total. O aço IF é bastante atrativo e amplamente utilizado no setor automobilístico devido à sua alta conformabilidade e estampabilidade, pois são aços essencialmente maleáveis e macios. Porém, devido à ausência de elementos intersticiais, esses aços possuem limitação na resistência mecânica. Nesse

³ PINHO, J. O. Tradução do documento “*Carbon Steels*”, na UFRGS/RS.
<http://www.ct.ufrgs.br/ntcm/graduacao/ENG06638/CarbonSteels.pdf> , Acessado em 01/12/2015.

quesito, é onde as indústrias estão se esforçando para evoluir o aço IF (FIETO, 2013; WORLD AUTO STEEL, 2014).

2.1.4 Aços BH

Os aços *Bake Hardenable* (BH) são aços de baixa liga com microestrutura base ferrítica e que apresentam boa estampabilidade e resistência à deformação após o cozimento (cura da pintura). Tem como característica única a sua composição química e processamento elaborada para manter o carbono em solução sólida enquanto o aço é produzido, sendo o elemento precipitado da solução somente após a etapa do cozimento do material. Outra alternativa seria deixar o material descansar pelo período de algumas semanas em temperatura ambiente para a precipitação. É um recurso tecnológico bastante atrativo para as indústrias, principalmente a automobilística, pois permite a obtenção de um produto final com alta resistência mecânica, porém antes do cozimento, possui conformabilidade e estampagem melhor devido à sua maleabilidade. Assim, para a indústria, obtém-se um produto com qualidade superior, a um custo menor de produção e com índice de refugo menor (DIÓGENES et al 2002; LORA et al, 2009; WORLD AUTO STEEL, 2014).

2.1.5 Aço Carbono-Manganês

Aços Carbono Manganês (CMn) são aços que possuem grande resistência ao desgaste, tenacidade e que é constituída de 1,0 – 1,4% de carbono, e entre 10 – 14% de manganês. De microestrutura austenística, é aplicada nas áreas de construção civil e mineração, onde a tenacidade do material tem papel fundamental nesses segmentos.⁴

⁴ Aços & Ligas: Aços resistentes ao Desgaste. Handbook Informet. <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=100>>, acessado em 08/11/2015.

2.1.6 Aços de alta resistência e baixa liga

Sucintamente, a série HSLA são aços com baixos teores de liga mas com altos limites de resistências. Essa classe de aços são caracterizadas pelas microadições de elementos como o titânio, nióbio e vanádio, associados com tratamentos térmicos e mecânicos para o surgimento de grãos finos. São aços superiores aos aços carbono convencionais, possuem elevada ductilidade, conformabilidade e soldabilidade.⁵

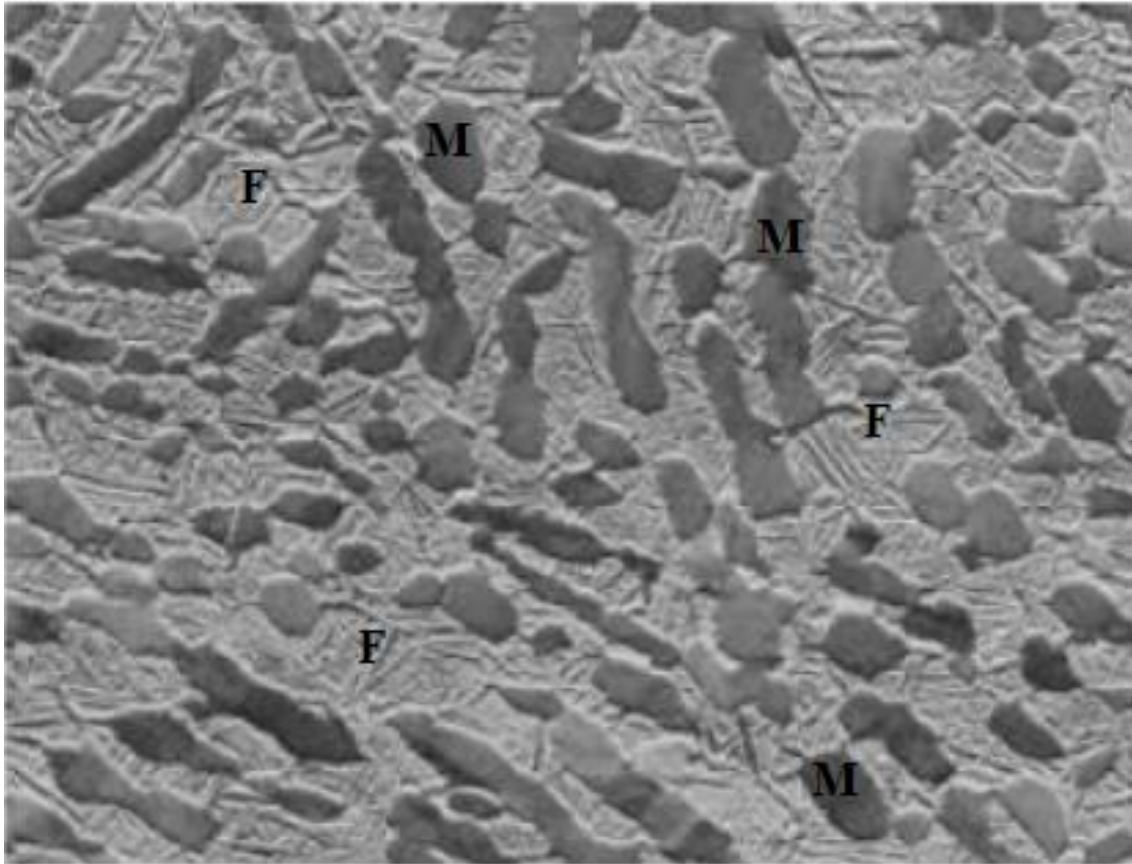
2.1.7 Aço Bifásico

Aços bifásicos (“*Dual Phase*”) - ou aços DP - consistem em um material de duas fases, com uma matriz ferrítica e uma segunda fase martensítica distribuída ao longo da microestrutura em forma de ilhas. A última fase é a responsável por proporcionar dureza no material.

Esse tipo de aço é obtido através de resfriamento controlado de etapas do aço austenitizado, permitindo a formação da matriz ferrítica em um primeiro momento, seguido de um resfriamento mais rápido para a transformação da austenita em martensita. A figura 1, a seguir, mostra uma micrografia que ilustra a característica bifásica desse aço:

⁵ Aços de alta resistência e baixa liga. Aços para Construção Civil. Material Didático CIMM. http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6340-acos-de-alta-resistencia-e-baixa-liga#.VI_OpfmrShc. Acessado em 08/11/2015.

Figura 1: – Micrografia ilustrativa de um aço bifásico DP. (F= ferrita, M=martensita).

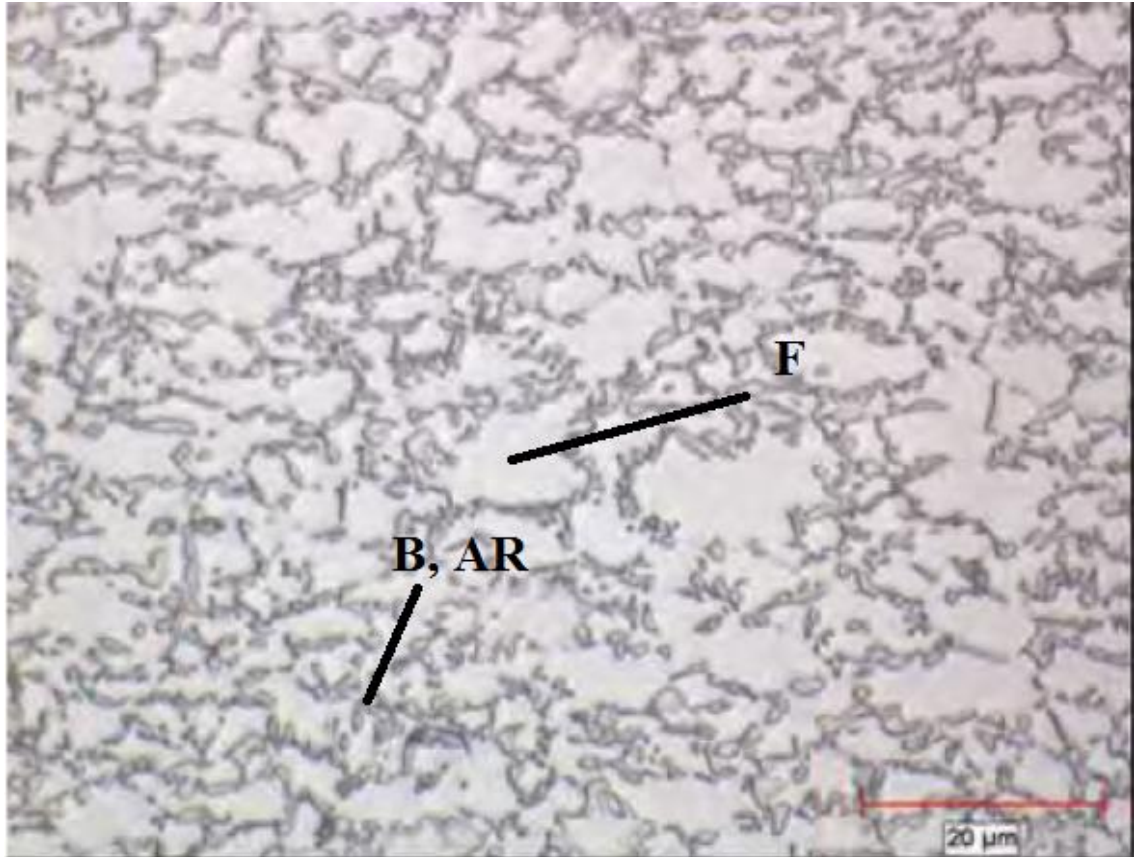


Fonte: Adaptação de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2014).

2.1.8 Aços TRIP

Aços “*Transformation Induced Plasticity*” (TRIP) são caracterizados como aços multifásicos de matriz ferrita, com fase bainítica e que possuem uma pequena fração volumétrica de austenita retida (entre 5% a 15% do volume). São aços que combinam alta resistência e boa conformabilidade. É caracterizado pela transformação da austenita em martensita quando uma deformação considerável é aplicada no material, como, por exemplo, um processo de conformação plástica. Este fenômeno induz um aumento de volume de martensita no material e aumento da ductilidade do material na direção da tensão provocando o chamado “Efeito TRIP” (KANTOVISCKI, 2005). É um material que requer um tratamento isotérmico em uma temperatura intermediária - abaixo da temperatura de austenitização, e que explica a formação de fases bainíticas, por exemplo. A figura 2 a seguir ilustra um pouco a morfologia de um aço TRIP.

Figura 2 - Micrografia de um aço TRIP 690 (F – Ferrita, B – Bainita, AR – Austenita Retida).



Fonte: Adaptação de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2014).

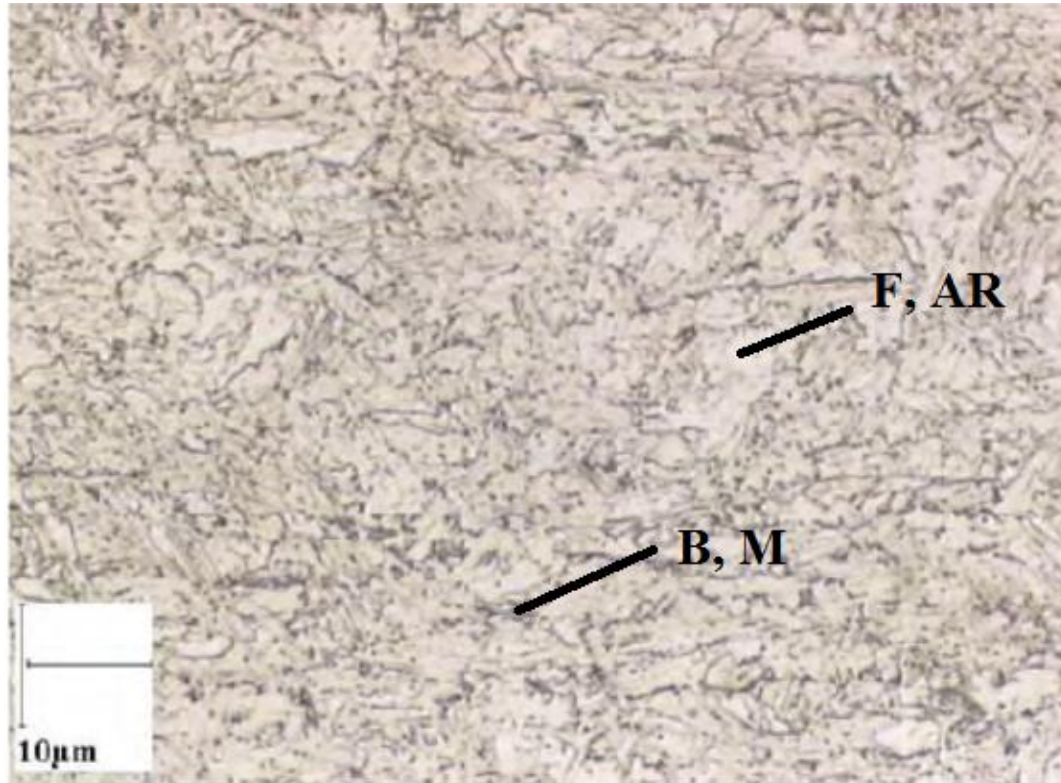
2.1.9 Aços de Fases Complexas

Aços de fases complexas (“*Complex Phase*”) – ou Aços CP-, são caracterizados por apresentarem alta conformabilidade e alta capacidade de absorção de energia e deformação. São considerados aços multifásicos por apresentarem diversos constituintes microestruturais, como bainita, ferrita, perlita, martensita e austenita retida (MARTINS, 2011; DIAS, 2014).

Os aços CP são obtidos por meio de tratamentos isotérmicos em temperaturas intermediárias, formando estruturas finas de ferrita e outros constituintes. É uma família de aço industrialmente atraente devido à sua alta capacidade de absorção de energia, resistência à fadiga e ao impacto, sendo aplicado em componentes de segurança de automóvel e nos sistemas de suspensão (BHATTACHARYA, 2003).

Na figura 3, a seguir, ilustra a microestrutura de um aço CP 800/1000:

Figura 3 – micrografia do aço CP 800/1000 (F – Ferrita, AR – Austenita Retida, B – Bainita, M – Martensita).



Fonte: Adaptação de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2014).

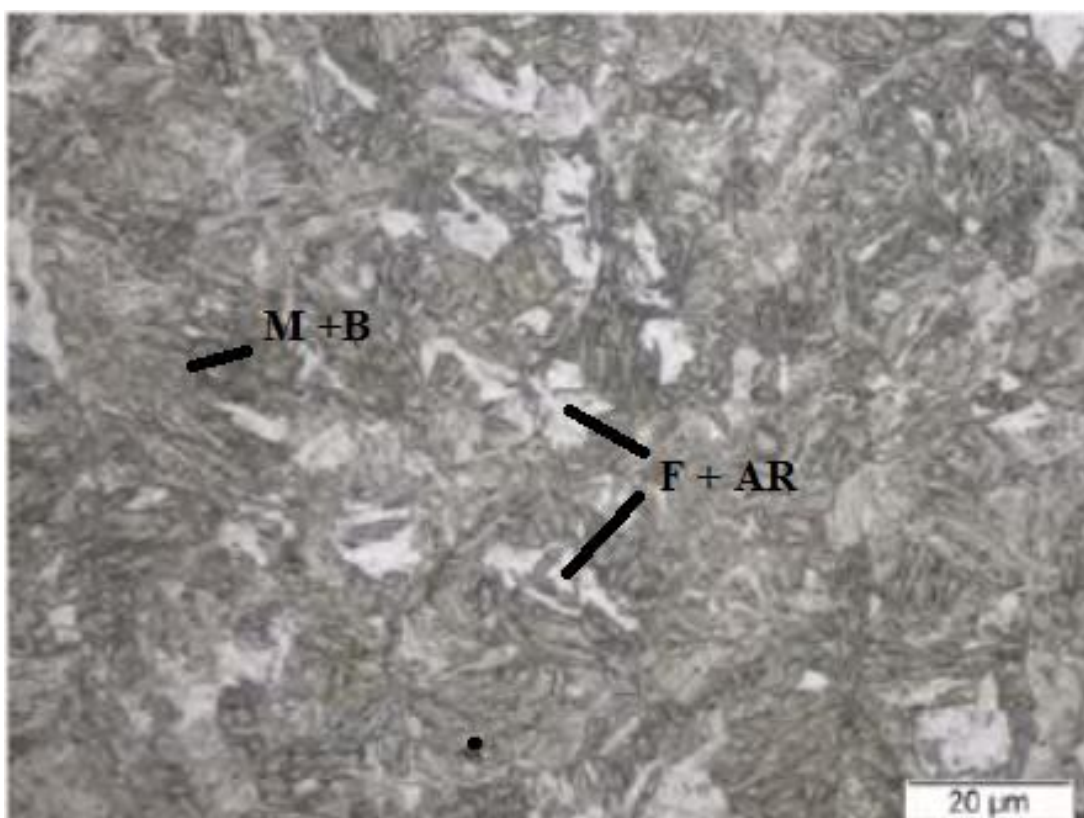
2.1.10 Aços Martensíticos

Os aços martensíticos (MS), são aços de matriz martensítica e que apresentam como característica os maiores limites de escoamento dentre os aços multifásicos, podendo ultrapassar limites acima de 1700 MPa. Essa matriz é obtida através da transformação quase totalitária da austenita em martensita através de tratamentos térmicos com rápidos resfriamentos, como a têmpera. Há a eventual presença de constituintes ferríticos e/ou bainíticos. Apesar dessa característica marcante, esses tipos de aços geralmente sofrem tratamentos térmicos de revenimento para aumentar a ductilidade do material que originalmente é baixa. Trata-se de uma necessidade para reduzir a sua fragilidade e permitir que seja processado mais facilmente nas indústrias. A adição eventual de carbono nesses tipos

de aço promove aumento de dureza e resistência da martensita. Elementos de liga como manganês, silício, cromo e molibdênio também contribuem para aumento da dureza (WORLD AUTO STEEL, 2014).

A figura 4 ilustra uma microestrutura de um aço martensítico:

Figura 4 - micrografia de um aço martensítico 950/1200 (M – Martensita, F – Ferrita, B – Bainita, AR – Austenita Retida).



Fonte: Adaptação de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2014).

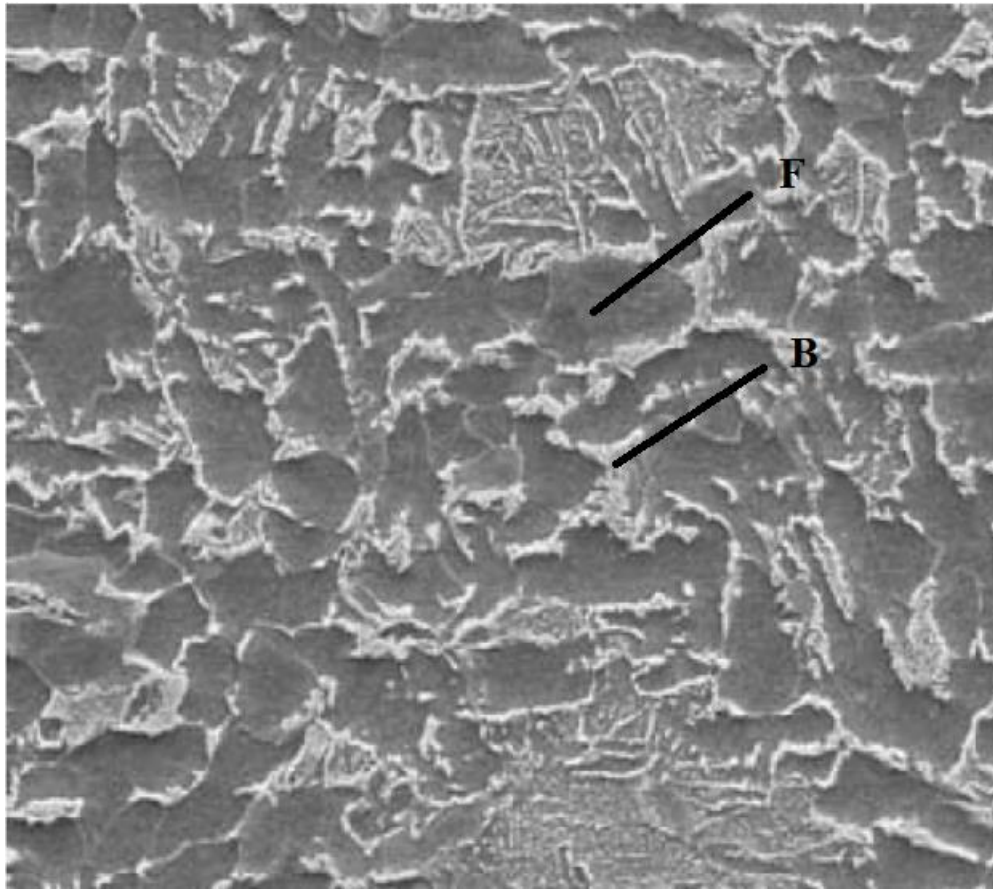
2.1.11 Aço Ferrítico-Bainítico

Aços bainíticos (FB) são aços que possuem alta tenacidade mantendo um padrão alto de resistência mecânica. Tem boas características de soldabilidade e resistentes à fluência. São aços que tem resistência mecânica na faixa entre 500 MPa a 900 MPa.

É caracterizado por uma microestrutura de ferrita e bainita, obtidas por refinamento de grãos em uma primeira etapa de resfriamento mais controlado, seguido de uma segunda etapa de endurecimento com o favorecimento do surgimento da bainita. É possível o aparecimento eventual de outras microestruturas como, por exemplo, a martensita e austenita retida.(WORLD AUTO STEEL, 2014).

A figura 5, a seguir, ilustra a microestrutura de um aço ferrítico/bainítico:

Figura 5 - Micrografia do aço FB 450/600 (F – Ferrita, B – Bainita).



Fonte: Imagem de MEV de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2014).

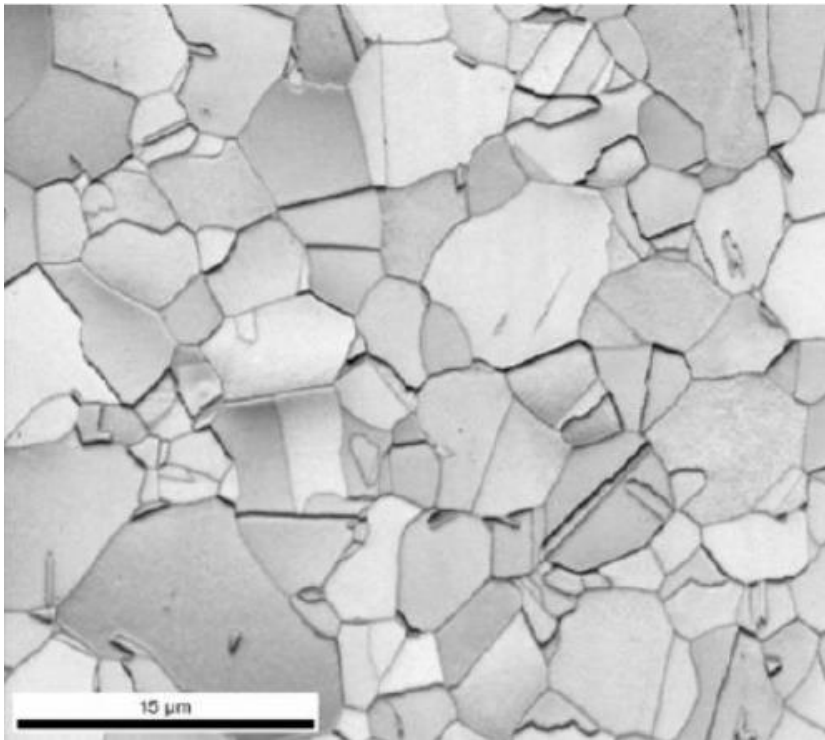
2.1.12 Aços TWIP (*Twinning- Induced Plasticity*)

São aços que contêm alto teor de manganês variando entre 17-24% em sua composição química. Também podem ser constituídos com teores altos de outros elementos de liga como o silício e alumínio (2 - 4%wt). Os aços *Twinning- Induced Plasticity* (TWIP) são aços austenísticos e continuam sendo mesmo após sofrer deformações plásticas. É um aço com resistência mecânica mediana em relação a outros aços (entre 900 a 1300 MPa) mas com um

alto alongamento (de 25% a 65%), e é um aço tenaz. Além disso, devido à esta particular composição química, o aço TWIP é um material menos denso, melhorando, assim, a sua atratividade em aplicações automobilísticas e aeronáuticos, quando a economia de combustível e redução de peso são desafios do segmento. Sua alta capacidade de deformação (de até 95%) é, devido à formação de maclas no interior dos grãos e que também funcionam como contornos de grãos, diminuindo o deslocamento de discordâncias quando sofre alguma tensão. A maclação faz com que a estrutura fique mais fina, e apresente um alto alongamento total, uma boa resistência mecânica e grande capacidade de absorção de energia (DUARTE et al, 2010; GORNI, 2008; WORLD AUTO STEEL, 2014).

A figura 6 a seguir, exemplifica a estrutura de um aço TWIP recozido.

Figura 6 - Micrografia de um aço TWIP recozido.



Fonte: Adaptação de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2014).

2.2 Ensaio Mecânico

2.2.1 Ensaio Mecânico de tração

Apesar de nenhum ensaio mecânico prever completamente o real desempenho mecânico

de um material, seja na etapa de produção ou na etapa de utilização, o ensaio de tração é considerado o teste mecânico que apresenta a melhor relação entre informações obtidas e custo/complexidade de ensaio. Mesmo este teste, normalmente, sendo realizado em condições bem distintas daquelas nas quais o material será requisitado, os parâmetros nele obtidos são o ponto de partida para a caracterização e especificação (CALLISTER, 1991; AFAGHI-KHATIBI, 2000).

O ensaio de tração geralmente é realizado em um corpo de prova (CDP) de forma e dimensão padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. Os esforços ou cargas são medidos na própria máquina de ensaio na qual o corpo de prova foi fixado, e, normalmente, levado à ruptura, sendo, portanto, um ensaio destrutivo (CALLISTER, 1991).

Ensaio de tração nos permite classificar os materiais como dúcteis ou frágeis, ou seja, se ocorre ou não as deformações plásticas, possibilitando uma melhor definição de sua aplicação (CALLISTER, 1991; AFAGHI-KHATIBI, 2000).

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamento térmico é um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que normalmente os aços são submetidos, tal tratamento é realizado sob condições controladas de temperatura, atmosfera, tempo e velocidade a qual ocorrerá o resfriamento. O principal objetivo é de alterar as suas propriedades ou, se assim pode se dizer, dar-lhes características determinados. As propriedades dos aços dependem, em princípio, da sua prévia estrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor escala, a estrutura dos aços, resultando assim, em consequência, na alteração mais ou menos pronunciada das suas propriedades. Cada uma das estruturas obtidas no final do procedimento, apresenta suas características próprias, que se transferem ao aço, conforme a estrutura ou combinação de estrutura ou combinação de estruturas presentes. Pelo exposto, pode-se perfeitamente avaliar a importância dos tratamentos térmicos, sobretudo nos aços de alto carbono e nos que apresentam também elementos de liga. De fato, se geralmente muitos aços de baixo e médio carbono são usados nas condições típicas do trabalho a quente, isto é, nos estados forjado e laminado, quase todos os aços de alto carbono ou com elementos de liga, são obrigatoriamente submetidos a tratamentos térmicos antes de serem colocados em serviço.

Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes : remoção de tensões internas, aumento ou diminuição da dureza, aumento da resistência mecânica, melhora da ductilidade, melhora da usinabilidade, melhora da resistência ao desgaste, melhora das propriedades de corte, melhora da resistência à corrosão, melhora da resistência ao calor; - Modificação das propriedades elétricas e magnéticas. A enumeração dos objetivos acima evidencia nítida e claramente a importância e a necessidade do tratamento térmico no aço.

2.3.1 Reozimento

Reozimento é o tratamento térmico realizado com a finalidade de se alcançar os seguintes objetivos: remover tensões devidas ao tratamentos mecânico a frio ou mecânico a quente, diminuição da dureza, para melhorar a usinabilidade do aço, alterar as propriedades mecânicas, tais como: resistência, ductilidade e etc., modificar as características elétricas e magnéticas, ajuste do tamanho de grão, regularizar a textura bruta, remoção de gases, produzir uma microestrutura definida, de modo geral, pode se dizer que esse tratamento elimina os efeitos de quaisquer tratamento térmicos ou mecânicos a que o aço tiver sido anteriormente submetido. O tratamento térmico genérico reozimento abrange os seguintes tratamentos específicos: reozimento total ou pleno, tratamento isotérmico ou cíclico, reozimento para alívio de tensões, reozimento em caixa. Enfim, neste tratamento o aço é aquecido a uma temperatura superior à temperatura crítica, propiciando a formação do aço gama e, após um certo tempo, desliga-se o forno e deixa-se o aço resfriar lentamente. É muito usado para diminuir a dureza do aço, aumentando a sua ductilidade e usinabilidade pois ajusta o tamanho do grão.

2.3.2 Têmpera e revenimento

A têmpera tipicamente consiste no rápido resfriamento do aço de uma temperatura superior à sua temperatura crítica (normalmente 50°C acima da linha A1 nos aços hipereutetóides) em um meio que pode ser óleo, água, salmoura ou mesmo ar. A velocidade de resfriamento dependerá do tipo de aço, da sua forma e também de suas dimensões. Como

na têmpera o constituinte final desejado é a martensita, o objetivo desse procedimento, dentro da ótica das propriedades mecânicas, é o aumento da dureza. Resultam também da têmpera a redução da ductilidade, a tenacidade e o aparecimento de apreciáveis tensões internas. Tais inconvenientes são atenuados ou eliminados pelo revenido. Para que a têmpera seja bem sucedida vários fatores devem ser levados em conta. Devemos nos atentar que a velocidade de esfriamento deve ser tal que impeça a transformação da austenita nas temperaturas mais elevadas, em qualquer parte da peça que se deseja endurecer (CALLISTER, 1991).

O revenido é o tratamento térmico que normalmente acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta; além de aliviar ou remover as tensões internas, o revenimento corrige as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductibilidade e resistência ao choque. O aquecimento na martensita permite a reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico centrado, produz reajuste internos que aliviam as tensões e, além disso, uma precipitação de partículas de carbonetos que cresce e se aglomeram de acordo com a temperatura e o tempo. Conforme a temperatura de revenido, faremos uma breve análise sobre o que pode se verificar nas seguintes transformações: - entre 25° e 100°C, ocorre segregação e uma redistribuição do carbono em direção às discordâncias; essa pequena precipitação localizada do carbono pouco afeta a dureza. O fenômeno é predominante em aços de alto carbono. Entre 100°C a 250°C, às vezes chamado primeiro estágio do revenido - ocorre precipitação de carboneto de ferro do tipo epsilon, de fórmula Fe_2C_3 , e reticulado hexagonal; este carboneto pode estar ausente em aços de baixo carbono e de baixo teor em liga; a dureza Rockwell começa a cair, podendo chegar a 60; - Entre 200° a 300°C, as vezes chamado de segundo estágio do revenido - ocorre transformação de austenita retida em bainita; a transformação ocorre somente em aços-carbono de médio e alto teor de carbono; a dureza Rockwell continua a cair ; - Entre 250°C a 350°C, as vezes é chamado de terceiro estágio do revenido forma-se um carboneto metaestável, de fórmula Fe_5C_2 ; quando ocorre esta transformação, verifica-se em aços de alto carbono; a estrutura visível ao microscópio é uma massa escura, que era chamada “troostita”, denominação não mais utilizada; a dureza Rockwell continua caindo, podendo atingir valores pouco acima a 50; - Entre 400°C a 600°C, ocorre uma recuperação da subestrutura de discordância; os aglomerados de Fe_3C passam a uma esferoidal, ficando mantida uma estrutura de ferrita fina acicular; a dureza Rockwell cai para valores de 45HRC a 25HRC; - Entre 500°C a 600°C, somente nos aços contendo titânio, cromo, molibdênio, vanádio, Nióbio ou Tungstênio, há precipitação de carboneto de liga; a transformação é chamada “endurecimento secundário” ou quarto estágio do revenido; - Finalmente, entre 600°C a 700°C, ocorre recristalização de

crescimento de grão; a cementita precipitada apresenta forma nitidamente esferoidal; a ferrita apresenta forma equi-axial; a estrutura é frequentemente chamada “esferoidita” e caracteriza-se por ser por muito tenaz e de baixa dureza, variando de 5 a 20 Rockwell C (CALLISTER, 1991)..

2.3.3 Tratamento isotérmico

Este procedimento, tratamento isotérmico, consiste no aquecimento do aço nas mesmas condições que para o recozimento total. O recozimento total é aquecimento do aço acima da zona crítica, durante o tempo necessário e suficiente para se ter solução do carbono ou dos elementos de liga no ferro gama, seguindo de um resfriamento lento, realizado ou mediante o controle da velocidade de resfriamento do forno ou desligando-se o mesmo e deixando que o aço esfrie ao mesmo tempo que ele, seguido de um esfriamento rápido do aço nas mesmas condições que para o recozimento total, seguindo de um resfriamento rápido até uma temperatura situada dentro da porção superior do diagrama de transformação isotérmico, onde o material é mantido durante o tempo necessário a se produzir a transformação completa. Em seguida, o resfriamento até a temperatura ambiente pode ser apressado. Os produtos resultantes desse tratamento térmico são também perlita e ferrita, perlita e cementita, só perlita, ou bainita (CALLISTER, 1991)..

2.4 MICROESTRUTURA

A importância dos estudos de constituintes microestruturais dos aços multifásicos é endossada pelos segmentos industriais em que eles são empregados. Aplicado em diversos setores industriais do ramo aeronáutico e automobilístico, os aços multifásicos são submetidos a condições de trabalho em que é necessário suportar ciclos de fadigas superiores aos que foram projetadas, exigindo uma vida útil maior com reduzidas propagações de trincas por fadiga (NOGUEIRA, 2015; XU et al., 2010).

Combinar fases na microestrutura dos aços multifásicos, com a proporção adequada, podem proporcionar ganhos de resistência mecânica sem perdas significativas em ductilidade.

Então, uma combinação de microestruturas como a martensita e bainita, para elevar a resistência mecânica, junto com outros constituintes para elevar a ductilidade, como a ferrita e perlita, podem proporcionar materiais com propriedades desejadas para aplicações industriais. Assim, sabe-se que aplicando diferentes tratamentos térmicos, podem-se obter diferentes microestruturas, resultando em um aço com propriedades diferentes, mesmo tendo a mesma composição química (KWON et al., 2011; SOUZA et al., 2008; NOGUEIRA, 2015).

Portanto, saber as propriedades de cada tipos de fases que possam surgir em um aço multifásico, é de suma importância para a compreensão de suas propriedades e sua contribuição em uma microestrutura multifásica.

2.4.1 Bainita:

A bainita, descoberta na década de 1920, tem atraído atenção de pesquisadores, devido a recentes demonstrações através de trabalhos científicos que a microestrutural pode ajudar a melhorar o desempenho de novos aços. O mercado vêm buscando cada vez mais aços bainíticos comerciais devido à sua versatilidade nas propriedades mecânicas e que dispõe de uma vasta área de aplicação, com ênfase para fins estruturais (NOGUEIRA et al, 2015).

Apesar das vantagens mecânicas, a estrutura bainítica possui uma limitação na resistência mecânica devido à formação de carbonetos, como a cementita, e de austenita, que fragilizam a microestrutura. Portanto, uma opção para solução, segundo Nogueira et al (2015), é a adição de elementos de liga que retardem a formação dessas microestruturas, como o silício. Para essas ocasiões, é necessário teor alto (>1%) desse elemento para que seja suprimida o surgimento da cementita. Esses aços são denominados aços bainíticos livres de carbonetos e, estudos demonstram que trata-se do aço bainítico que apresenta as melhores propriedades mecânicas de resistência, tenacidade e alongamento (NOGUEIRA et al., 2015; CABALLERO et al., 2009).

A estrutura bainítica, segundo Abdalla (2006), pode ser obtida através de um resfriamento isotérmico em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e as temperaturas de formação da ferrita e perlita. Há também a possibilidade de obtenção através de um resfriamento contínuo dependendo da sua composição química. Nesse caso, trabalha-se com elementos de liga que retardam a formação dos constituintes ferríticos e perlíticos (CALLISTER, 1991).

2.4.2 Martensita:

Estrutura conhecida por formar um aço mais tenaz, é possível obter aços martensíticos a partir dos processos de têmpera e revenimento. A estrutura martensítica é raramente utilizada sem um tratamento de revenimento por causa de sua fragilidade ocorrida devido ao grande acúmulo de tensões em sua estrutura e reduzindo a sua ductilidade. Sua resistência mecânica se deve à presença de uma alta fração de carbono em sua microestrutura. Segundo Lee e Su (1999), para aços de baixo carbono, a martensita surge sob formas de ripas agrupadas em feixes, e é distribuída de maneira desorganizada e concentrada em determinadas regiões. Para aços de alto carbono, a martensita se desenvolve sob formas de plaquetas, ao longo da região com distâncias de 50 Å. No entanto, para aços de médio carbono, a sua morfologia é um pouco mais complexa, conciliando tanto ripas como plaquetas ao longo de sua microestrutura (LEE, SU, 1999; SAEIDI, EKRAMI, 2009; CESCHINI, 2012)..

Entretanto, um simples processo de revenimento pode reduzir essas tensões microestruturais sem comprometer a estrutura martensítica nos aços e favorecendo maior número de aplicações práticas, mas sendo ainda limitados em situações que deseja-se um material com maior ductilidade e/ou menos frágil como, por exemplo, operações sob baixas temperaturas. É comumente aplicado em situações em que demanda alta resistência à tração e à fadiga (LEE, SU, 1999; SAEIDI, EKRAMI, 2009; CESCHINI, 2012).

2.4.3 Ferrita

Ferrita, também conhecida como “ α -ferrita”(α -Fe) ou ferro alfa, é um termo de ciência dos materiais para o ferro puro, com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. É esta estrutura cristalina que dá ao aço e ferro fundido suas propriedades magnéticas, e é o exemplo clássico de um material ferromagnético (Maranian, 2009). Ele tem um Módulo de

Young de 280 N/mm^2 e uma dureza de aproximadamente 80 Brinell (Structure of plain Steel, 2015). Aço macio (aço carbono com até cerca de 0,02% em peso C) consiste principalmente de ferrita, com quantidades crescentes de perlita (uma estrutura lamelar e fina de ferrita e cementita) como o teor de carbono é aumentada. Como a bainita e a perlita cada um tem um componente de ferrita, qualquer liga de ferro-carbono contém uma certa quantidade de ferrita se for deixada atingir o equilíbrio à temperatura ambiente. A quantidade exata de ferrita dependerá dos processos de resfriamento da liga de ferro-carbono se submete à medida que resfria a partir do estado líquido. No ferro puro, ferrita é estável abaixo de $910 \text{ }^\circ\text{C}$ ($1670 \text{ }^\circ\text{F}$). Acima desta temperatura a forma cúbica de face centrada, de ferro, de austenita (gama-ferro) é estável. Acima de $1390 \text{ }^\circ\text{C}$ ($2530 \text{ }^\circ\text{F}$), até o ponto de fusão de $1539 \text{ }^\circ\text{C}$ ($2802 \text{ }^\circ\text{F}$), a estrutura cristalina cúbica de corpo centrado é novamente a forma mais estável de delta-ferrita ($\delta\text{-Fe}$). Ferrita acima da temperatura crítica (temperatura de Curie) de $771 \text{ }^\circ\text{C}$ (1.044 K ; $1.420 \text{ }^\circ\text{F}$) é paramagnética, em vez de ferromagnética, e é beta de ferrita ou ferro beta ($\beta\text{-Fe}$) (CALLISTER, 1991).

2.4.4 Perlita

Formada por uma mistura eutetóide de duas fases, ferrita e cementita, produzida a $723 \text{ }^\circ\text{C}$ quando a composição é de 0,8 %. Sua estrutura está constituída por lâminas alternadas de ferrita e cementita, sendo a espessura das lâminas de ferrita superior ao das de cementita, estas últimas ficam em relevo depois do ataque com ácido nítrico. A perlita é mais dura e resistente que a ferrita, porém mais branda e maleável que a cementita. Apresenta-se em forma laminar, reticular e globular (CALLISTER, 1991)..

2.4.5 Cementita:

É o constituinte que aparece em fundições e aços. É o carboneto de ferro, de fórmula Fe_3C . É muito frágil e duro, apresentando mais de 840 Vickers, e é muito resistente ao cisalhamento. Em baixas temperaturas é ferromagnético e perde esta propriedade a $212 \text{ }^\circ\text{C}$

(ponto de Curie). O ponto de fundição acima de 1950 °C, e é termodinamicamente instável a temperaturas inferiores a 1200 °C (CALLISTER, 1991).

2.5 MICROSCOPIA ÓPTICA

O elemento fundamental para a formação de uma imagem ampliada é a lente. Seu entendimento básico é pela chamada ótica geométrica, onde consideramos a luz como constituída de raios, que obedecem às leis da reflexão e da refração. As lentes comuns, baseadas em elementos esféricos, são, no entanto, sujeitas a defeitos que independem da qualidade de sua fabricação, denominados de aberrações. Dentre estas, as mais importantes são a aberração esférica e a aberração cromática. A aberração esférica determina que raios axiais que atravessam a lente próximos de seu eixo ótico são focalizadas em um ponto diferente daquele dos raios que passam pela periferia. Este defeito é inerente a uma lente esférica, e para uma lente isolada, só pode ser minimizado através da diminuição de seu diâmetro, ou seja, utilizando apenas raios paraxiais. A aberração cromática refere-se ao comportamento com luz branca, que, como sabemos, é constituída da soma de todas as cores do espectro luminoso. A distância focal de uma lente depende da cor da luz; e, portanto, raios de cores diferentes serão focalizados em pontos diferentes. Estes defeitos se agravam à medida que usamos uma lente mais "forte", ou seja, com maiores aumentos. Foi com o objetivo de minimizar esta dificuldade que surgiu o microscópio composto, onde, pelo aumento sucessivo de duas lentes, obtemos o mesmo aumento atingido por uma só lupa. A qualidade da imagem fornecida pelo conjunto, por exemplo, de 5 X x 10 X será muito melhor do que a obtida por uma lente de 50 X.

2.6 ATAQUES QUÍMICOS

2.6.1 Nital 2%

Foi utilizado Nital 2%, com as proporções de 98% de álcool, e 2% de ácido nítrico HNO_3 . É, particularmente, adequado para revelar a microestrutura do aço carbono.

Solução de etanol e de ácido nítrico será explosiva se a concentração de ácido nítrico atinge mais de 10% em peso. As soluções com mais do que 5% não devem ser armazenados em recipientes fechados. Ácido nítrico continuará a atuar como um oxidante, mesmo com a baixa temperatura.

A forma de aplicação do reagente é feita através de um chumaço de algodão embebido na solução e friccionado na superfície da amostra durante um tempo que varia de 8 a 10 segundos. Em seguida, o material é limpo com água destilada e secado com jato de ar frio (LEPERA, 1979).

2.6.2 Metabissulfito de Sódio

O ataque químico à base de metabissulfito de sódio (10% de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ diluído em água destilada) visa distinguir a austenita (que aparece na cor branca) das demais fases constituintes do aço, que aparecem em tonalidade escura. Este procedimento pode ser dividido em duas etapas: inicialmente, um pré-ataque com Nital 2%, com objetivo de escurecer levemente a bainita e a martensita; e posteriormente, um ataque químico com a solução de 10% de metabissulfito de sódio. O pré-ataque da amostra com nital 2% é similar ao que foi descrito no procedimento anterior: a forma de aplicação do reagente é feita através de um chumaço de algodão com a solução de Nital 2%, e friccionado na superfície da amostra durante um determinado período. O pré-ataque então é interrompido com água corrente, seguido de limpeza com álcool etílico e secagem com jato de ar frio. O ataque químico à base de metabissulfito de sódio é realizado por imersão, agitando levemente a amostra na solução, durante um período compreendido entre 25 a 30 segundos. Após este procedimento, o ataque químico é novamente interrompido com água corrente, seguido de álcool etílico e secagem com jato de ar frio.

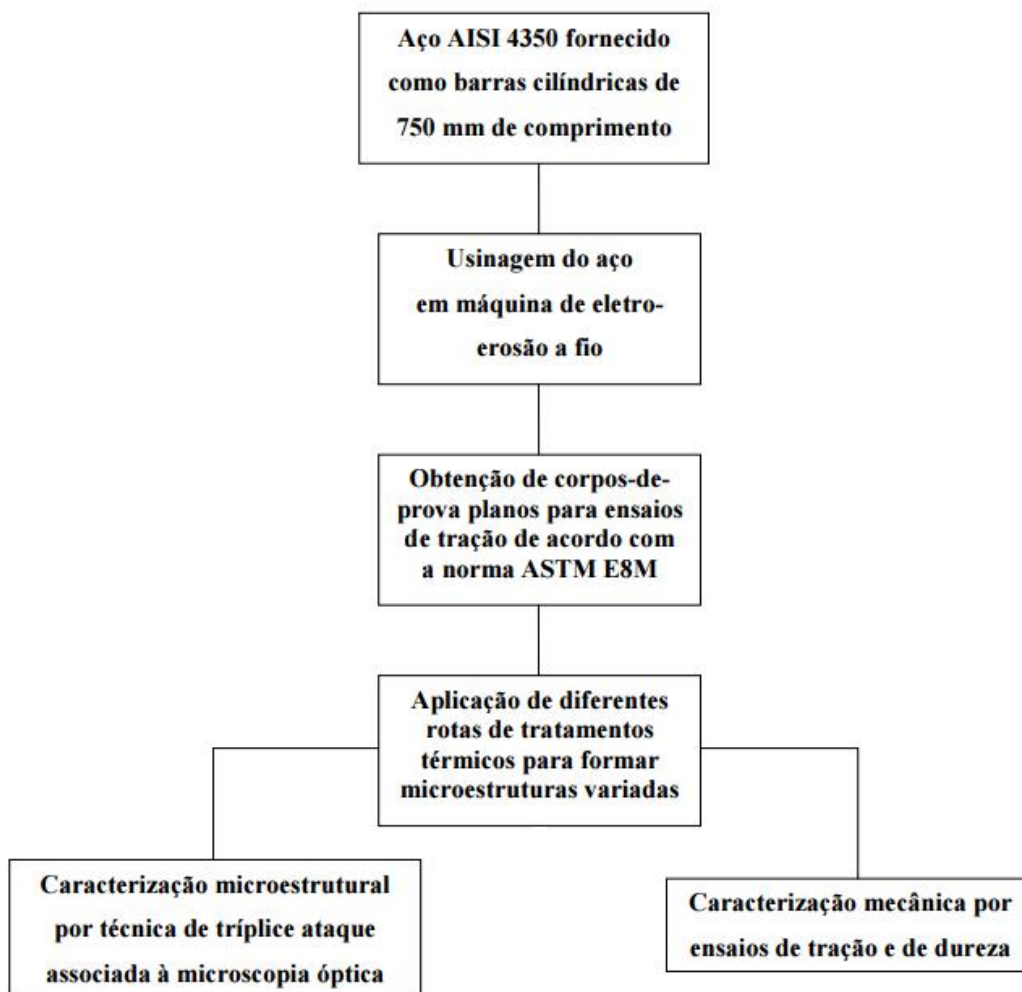
2.6.3 Lepera

LePera (1979) usou um reagente, o qual foi denominado de reagente LePera, composto da mistura, em partes iguais, de duas soluções, 1% de metabissulfito de sódio diluído em água e de 4% de ácido pícrico diluído em álcool, para revelar a martensita em aços bifásicos de alta resistência. A metodologia consiste em duas ou três seqüências de polimentos e pré-ataques com reagente nital 2%, com remoção total de todos os vestígios deste pré-ataque por meio de um polimento final mais criterioso, antes do efetivo ataque com o reagente LePera. Este ataque busca revelar a ferrita com tonalidade castanho-amarelada, a bainita preta ou marrom escura e a martensita branca. LePera (1980) propôs um aperfeiçoamento do método descrito anteriormente, substituindo o reagente nital 2%, utilizado nas seqüências de pré-ataques e polimentos, pela solução de 4% de ácido pícrico diluído em álcool. Após um polimento final para remoção de todos os vestígios do pré-ataque, a aplicação do Reagente LePera também resultou na ferrita com coloração castanho-amarelada, bainita preta ou marrom escura e martensita branca. A original aplicação do reagente nital 2% na etapa de pré-ataque implica que qualquer vestígio remanescente deste ataque impede que as fases bainita e martensita sejam delineadas uniformemente. Basicamente o procedimento de preparo da amostra é dado pelo reagente LePera é a aplicação do reagente por imersão da amostra na solução, durante um tempo de 5 a 7 segundos. A interrupção do ataque químico é feita em água corrente, seguida de álcool etílico e secagem com jato de ar frio.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram usadas como matéria prima barras cilíndricas de aço AISI 4350. O material então foi usinado em máquina de electro-erosão a fio a fim de obter corpos de prova para ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8M. Em seguida, cada grupo de CDPs foi submetido a diferentes rotas de tratamentos térmicos. Por último, houve a caracterização microestrutural por técnica de tríplice ataque seguida de microscopia óptica e caracterização mecânica por ensaios de tração e de dureza. A figura 7 expõe um fluxograma que representa o procedimento experimental

Figura 7 - Fluxograma representativo do procedimento experimental.



Fonte: Elaborado pelos autores.

3.1 MATERIAL

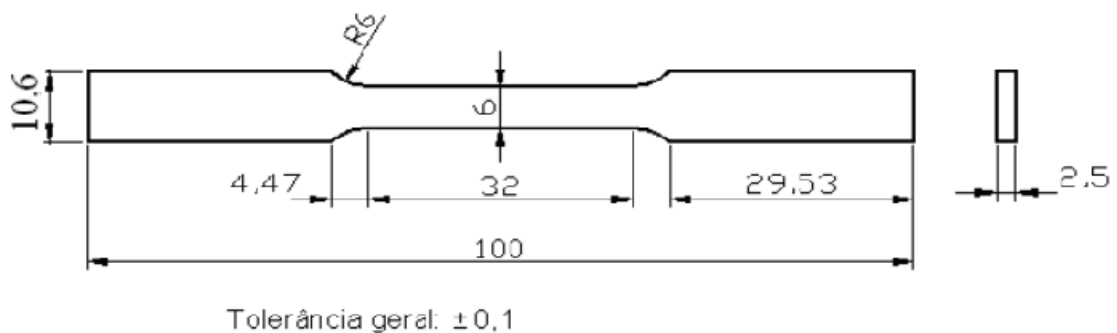
O material utilizado é um aço multifásico de médio teor de carbono e baixa liga: O aço AISI 4350, produzido e fornecido pela GERDAU (antiga Vilares Metals S.A).

O aço foi fornecido como barras cilíndricas, com dimensões de 750 mm de comprimento e 39 mm de diâmetro.

3.2 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova (CDP's) para ensaios de tração foram obtidas na oficina do SENAI de Taubaté, a partir da barra cilíndrica do aço AISI 4350, e utilizando a máquina de eletroerosão a fio da marca AGIE CHARMILLES, modelo FI 240 SLP, fio de latão meio-duro 0,25 mm de diâmetro, 500 N e D 160/8 kg. A confecção dos CDPs atendeu aos requisitos da norma ASTM E8M. A figura 8 e a seguir mostram as especificações necessárias dos CDP's para ensaio de tração de acordo com a norma citada:

Figura 8 - Geometria dos CDP's usado para ensaio de tração.



Fonte: Desenho elaborado pelos autores segundo a norma ASTM E8M.

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

3.3.1 Equipamentos utilizados

Os tratamentos térmicos foram realizados em dois laboratórios distintos: O Laboratório de tratamentos térmicos do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da FEG/UNESP, e o laboratório da Faculdade de Tecnologia (FATEC), unidade Pindamonhangaba.

No Laboratório da FEG/Unesp, foi utilizado um forno elétrico, tipo mufla, O forno EDG F-7000 /3P, fabricado pela EDG Equipamentos e Controles Ltda., conforme figura 9. É um forno de controle digital, sem atmosfera controlada, com 4.000 W de potência e temperatura máxima de 1200 °C. As dimensões da câmara do equipamento são: 150 mm de largura, 150 mm de altura e 250 mm de profundidade.

Um segundo forno com configurações semelhantes também foi utilizado para que algumas amostras fossem reaquecidas a uma temperatura de 210°C.

Figura 9 - Forno EDG 7000 da FEG/Unesp utilizado para os tratamentos térmicos.



Fonte: DMT – FEG/UNESP;

No laboratório da Fatec, de Pindamonhangabada, foram utilizados dois fornos. O primeiro forno, do tipo mufla e elétrico, serviu para atingir o primeiro patamar de aquecimento das amostras, enquanto que o segundo, um forno de banho de sal, serviu para manter as amostras no segundo patamar de aquecimento.

3.3.2 Rotas dos tratamentos térmicos

Com a finalidade de se obter diferentes estruturas multifásicas contendo ferrita, perlita, martensita, austenita retida e bainita, foram determinados diferentes tipos de tratamentos térmicos, priorizando as que se aplicavam em temperaturas de formação de bainitas.

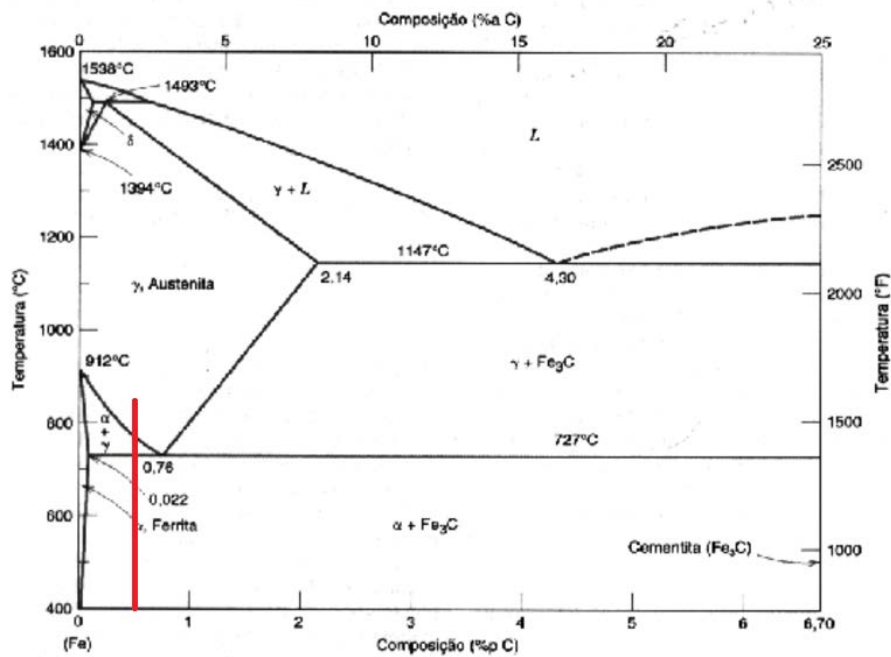
Assim, a determinação das temperaturas aplicadas e dos tempos de manutenção das amostras para a execução adequada dos tratamentos térmicos foi baseada em:

a-) consulta a referências bibliográficas sobre o desenvolvimento da microestrutura bainítica a baixas temperaturas de transformação por tratamento isotérmico (GARCÍA-MATEO, CABALLERO, BHADSHIA, 2003; AGLAN et al., 2004; BHADSHIA, 2004; BHADSHIA, 2006; CABALLERO et al., 2011; CORNIDE et al., 2011; YOOZBASHI et al., 2011; CABALLERO et al., 2012; GARCÍA-MATEO et al.);

b-) estimativas das temperaturas de transformação de fases, Ac1, Ac3, e MS, com base nas fórmulas empíricas de Andrews (ANDREWS, 1965);

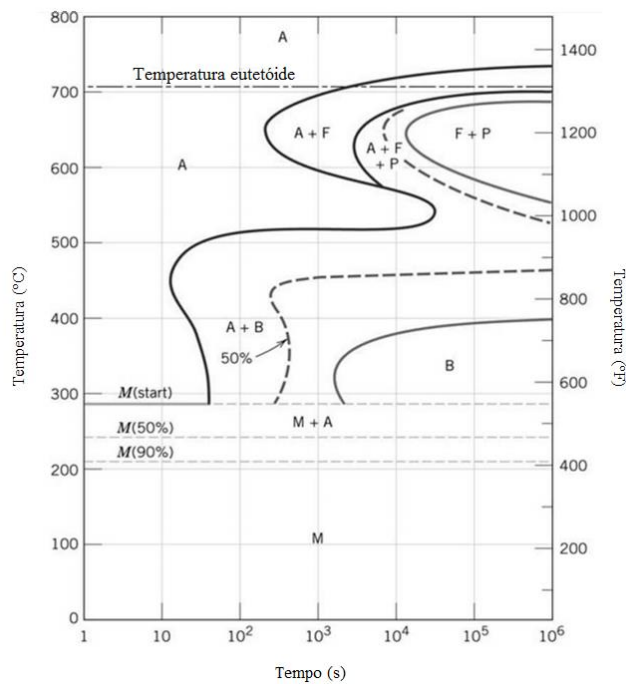
c-) análise do diagrama de fases Fe-C, Figura 10; e da curva Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) para o aço AISI 4350, por aproximação e com base no diagrama para o aço AISI 4340, como demonstra a Figura 11.

Figura 10 - Diagrama Ferro-Carbono com as fases possíveis do aço 4350.



Fonte: Adaptação de CALLISTER, W. D.; “Ciência e Engenharia de Materiais – Uma Introdução”, 5a edição, pág. 189, fig. 9.22.

Figura 11 - Curva TTT para o aço AISI 4340 com 0,4% C, 1 % Mn, 0,8 % Cr e 1,85 % Ni.



Fonte: (CALLISTER, 2007.)

O cálculo para a definição das temperaturas de transformação de fases Ac1 (temperatura crítica inferior), Ac3 (temperatura crítica superior) e MS (temperatura de início da transformação martensítica) foi possível a partir das fórmulas empíricas de Andrews (ANDREWS, 1965), como:

$$Ac1 (^{\circ}C) = 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 290 As + 6,38 W \dots\dots\dots (1)$$

$$Ac3 (^{\circ}C) = 910 - 203 \sqrt{C} - 15,2 Ni + 44,7 Si + 104V + 31,5 Mo + 13,1 W - (30 Mn + 11Cr + 20Cu - 700 P - 400 Al - 120 As - 400 Ti) \dots\dots\dots (2)$$

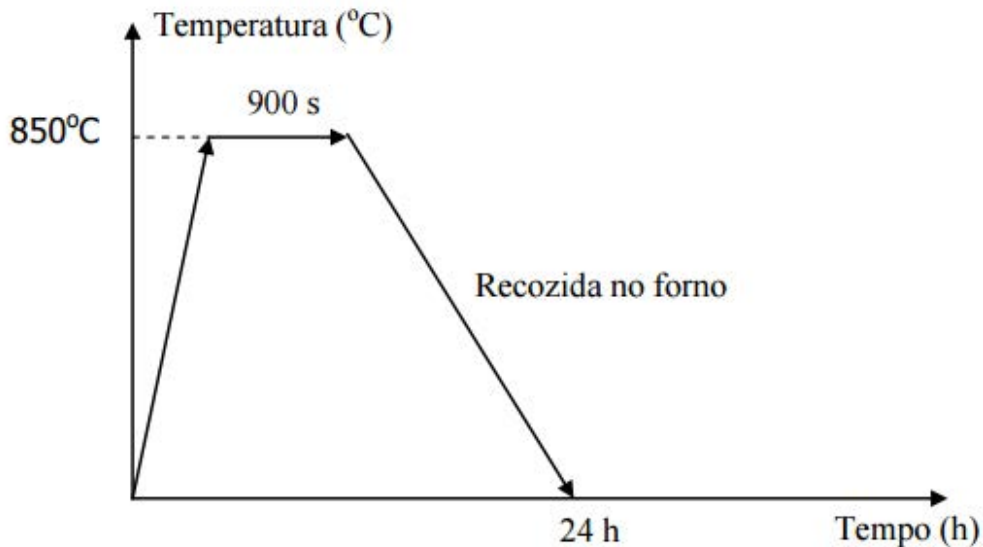
$$MS (^{\circ}C) = 539 - 423 C - 30,4 Mn + 17,7 Ni - 12,1 Cr - 7,5 Mo \dots\dots\dots (3)$$

Assim, os valores encontrados foram: para a temperatura crítica inferior Ac1 foi de 706 °C, enquanto que para a temperatura mínima de austenitização (Ac3) foi de 733 °C; e por último, para a temperatura de início da transformação da martensita (Ms) foi de 203 °C. Com o intuito de conseguir uma austenitização completa, o aço foi submetido à uma temperatura de 850°C, permanecendo neste patamar por 900 segundos, sendo este tempo considerado suficiente para uma transformação completa das fases do material em austenita, conforme o sugerido pela literatura (TOMITA; OKABAYASHI, 1983), estando também esta temperatura em concordância com o valor obtido mediante o cálculo para a determinação da temperatura mínima estimada para a austenitização (SOUZA, 2008).

3.3.2.1 Rota de Tratamento térmico 1: Recozimento

As amostras foram colocadas no forno à uma temperatura de 850 °C, por um período de 900s, para a ocorrência da total austenitização de sua microestrutura. Em seguida, o forno é desligado e as amostras são deixadas no interior para o resfriamento natural do sistema. A figura 12 mostra a relação da temperatura das amostras em relação ao tempo ao adotar tal rota de tratamento térmico.

Figura 12 – Representação das condições de temperatura em função do tempo das amostras submetidas à rota de recozimento.



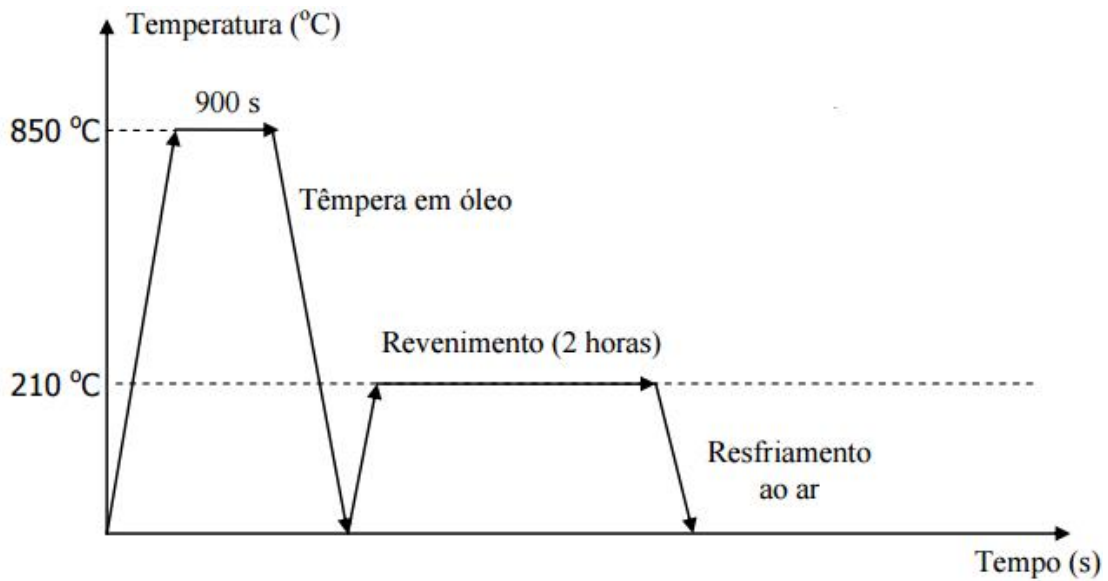
Fonte: Elaborado pelos autores.

3.3.2.2 Rota de tratamento térmico 2: Têmpera e Revenimento

Nessa rota de tratamento térmico, as amostras são colocadas no forno e submetidas a um aquecimento a 850 °C por um período de 900s, a fim de se obter um material totalmente austenitizado. Em seguida, o material sofre um resfriamento rápido até a temperatura ambiente por meio da têmpera em óleo e, logo em seguida, as amostras são colocadas em outro forno pré-aquecido a 210 °C para serem submetidas ao revenimento. Essa segunda etapa tem duração de duas horas. Após esse período, as amostras são retiradas para o resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

A figura 13 reproduz as etapas de aquecimento e resfriamento em relação ao tempo a que as amostras temperadas e revenidas foram submetidas.

Figura 13 – Reprodução das etapas de aquecimento e resfriamento em função do tempo das amostras temperadas e revenidas.

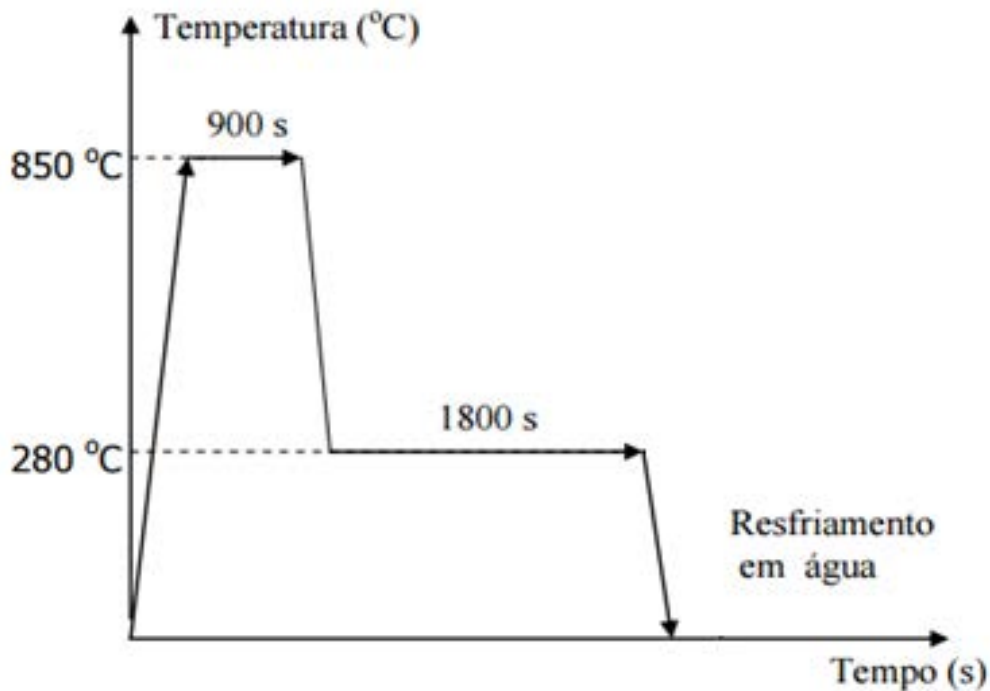


Fonte: Elaborado pelos autores.

3.3.2.3 Rota de tratamento térmico 3: Tratamento isotérmico

As amostras foram submetidas a um aquecimento a 850 °C e por 900s para a sua completa austenitização. Em seguida as amostras foram transferidas para o forno de banho de sal a 280 °C e mantidas por 1800s. Após esse período, as amostras são submetidas a resfriamento rápido em água. Na figura 14, há uma representação da rota do tratamento térmico que as amostras foram submetidas relacionando a temperatura em função do tempo.

Figura 14 – representação da rota de tratamento isotérmico submetida nas amostras relacionando temperatura em função do tempo.



Fonte: Elaborado pelos autores.

3.3.3 Caracterização Microestrutural

É de suma importância determinar os constituintes microestruturais, bem como as suas frações volumétricas para avaliar as propriedades dos aços. No presente trabalho, foi usado a técnica de tríplice ataque associado com a microscopia óptica para análise de imagens (NOGUEIRA, 2013).

3.3.3.1 Preparação metalográfica das amostras

Para cada rota de tratamento térmico utilizado, foram cortados nas extremidades dos CDP's pequenas amostras do aço AISI 4350. Essas amostras foram preparadas no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP, em

Guaratinguetá/SP. A preparação das amostras para a realização da análise por microscopia óptica consiste de:

a-) Seccionamento: as amostras foram cortadas usando-se uma seccionadora convencional modelo AROTEC, Usou-se um disco de corte específico para materiais extraduros.

b-) Embutimento: o embutimento da amostra para o ensaio é de grande importância, pois além de facilitar o manuseio de peças pequenas, evita que amostras com arestas rasguem a lixa ou pano de polimento. Existe dois tipos de embutimento, o primeiro deles é à quente, ou seja, as resinas para embutimento a quente, apresentam baixa viscosidade, contração, boa adesão à amostra e resistência a ação de agentes químicos, bem como propriedades mecânicas adequadas para aplicações específicas. E embutimento à frio que são resinas auto-polimerizáveis, com propriedades químicas e mecânicas para atendimento das mais diversas necessidades de embutimento, metalográfico, mineralógico, cerâmico e petrográfico. Deve-se atentar se às seguintes precauções: quantidade de material ; temperatura de trabalho ; tempo de aquecimento lubrificação ; pressão de trabalho ; granulometria ; refrigeração do equipamento. As amostras foram embutidas à quente no equipamento PANPRESS 30 (Figura 15), da PANTEC, utilizando resina de baquelite;

Figura 15 - PANPRESS 30, utilizado na etapa de embutimento.



Fonte: DMT – Unesp/FEG.

c-) Lixamento: foram usadas lixas com granulometrias de 220, 320, 400, 600, 1200, 1500 e 2000 mesh. A sequência de lixas usadas seguiu a ordem crescente de granulometria, sempre rotacionando a superfície da amostra em 90° a cada troca de granulometria. A etapa também inclui um sistema simples de enxágue contínuo da lixa em uso, ilustrado na figura 16.

Figura 16 - Sistema de enxágue contínuo na etapa de lixamento.



Fonte: DMT – Unesp/FEG.

d-) Polimento: usou-se no processo o equipamento POLIPAN – 2 (Figura 17), em rotação de 300 rpm e 600 rpm, com pano para polimento OP-NAP, fabricação PANTECS e a mistura de água destilada e suspensão de sílica coloidal para materiais ferrosos, OP-U Suspension, fabricação STRUERS, de 0,05 μm . Neste processo, limpam-se as amostras com água destiladas e secou-se com jatos de ar frio.

Figura 17 - POLIPAN-2, da PANTEC, equipamento usado no polimento.



Fonte: (DMT-FEG/Unesp).

3.3.3.2 Ataque químico

Dada a natureza multifásica do aço AISI 4350, foi aplicada a técnica de tríplice ataque para que fosse possível distinguir e melhorar a percepção de suas fases. Cada ataque químico teve como propósito destacar fases distintas, sendo que a sua totalidade, três ataques químicos, possibilitassem a observação de todas as fases desejadas.

Tendo ciência das particularidades de cada tratamento térmico, foi necessário determinar o tempo médio adequado de exposição de cada reagente químico utilizado para que se obtivesse as melhores imagens possíveis. Dessa maneira, para cada ataque químico foi aplicado diferentes tempos de exposição. Desta maneira, temos:

a-) Solução de ácido nítrico em álcool etílico: O produto foi aplicado por meio de chumaços de algodão esfregando a superfície das amostras e mantido em exposição para reação química por um período médio de dez segundos. A reação foi interrompida submetendo as amostras em água corrente e depois secadas com jatos de ar frio.

b-) Solução de Metabissulfito de Sódio 10% em H₂O: Neste ataque químico, as amostras foram imersas na solução do reagente químico, sofrendo uma leve agitação para aumentar a reatividade com a superfície das amostras. O período médio dessa etapa foi de quinze segundos. A reação foi interrompida submetendo as amostras em água corrente e depois secadas com jatos de ar frio.

c-) Mistura de duas soluções: 4g ácido nítrico em etanol + 1g metabissulfito de sódio em H₂O: Analogamente à etapa do Metabissulfito de Sódio 10%, neste ataque químico o processo se deu por imersão, com leve agitação e por um período médio de vinte segundos. A reação foi interrompida submetendo as amostras em água corrente e depois secadas com jatos de ar frio.

3.3.3.3 Determinação das frações volumétricas das microestruturas por microscopia óptica.

Após a execução de cada um dos ataques químicos descritos no item anterior, foi realizado em associação o cálculo da fração volumétrica das diversas fases presentes. Com o propósito de determinar a fração volumétrica das diversas fases presentes como ferrita, austenita retida, bainita e martensita, foram feitas micrografias de todas as amostras, no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais da FEG/UNESP, através da utilização do microscópio óptico, marca Nikon, modelo NIKON EPIPHOT 200, de uma câmera AxioCam5, conectados a um computador, e com o programa AxioVision Rel.4.8., foi possível capturar as imagens, em campo claro. Como prescreve a norma ASTM E-1382, foram capturados vinte campos (imagens) para cada amostra. A análise destas imagens foi realizada pelo programa Image J (Image Processing and Analysis in Java), disponível para uso livre na Internet, no endereço: (<http://rsb.info.nih.gov/ij>). Conforme explicado anteriormente, cada tipo de ataque químico utilizado permitiu destacar determinadas fases presentes na estrutura dos aços estudados. Pela técnica de tríplex ataque e com o programa Image J citado permite-

se construir um sistema de três equações e a sua resolução possibilita determinar as frações volumétricas das várias fases presentes. No ataque com nital destaca-se, com coloração branca, as fases austenita retida e ferrita. No ataque com solução de metabissulfito de sódio, apenas a fase austenita aparece com a cor branca. Com o ataque LePera teremos as fases martensita e austenita com a coloração branca. Uma composição destes três ataques e o uso do programa de imagens permite a determinação da fração volumétrica das fases.

3.3.4 Caracterização Mecânica

3.3.4.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da FEG/UNESP, e o equipamento utilizado foi uma Máquina de Ensaio Universal modelo INSTRON 8801 (figura 18), servo-hidráulica, com célula de carga de 100 kN e velocidade do ensaio em 1mm/min.

Figura 18 - Ensaio Universal modelo INSTRON 8801 utilizado no ensaio de tração.



Fonte: DMT – FEG/Unesp.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

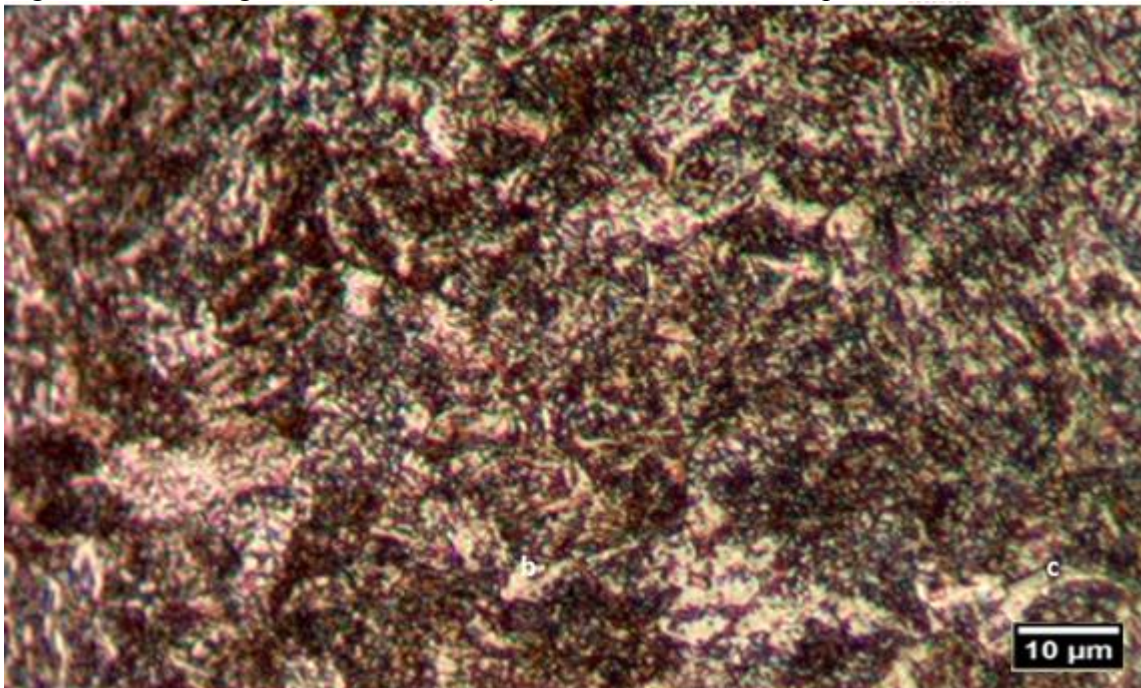
4.1 MICROSCOPIA

As micrografias obtidas pelo microscópio óptico permitiram observar os aspectos morfológicos das microestruturas dos corpos de prova de aço 4350 submetidas a diferentes tratamentos térmicos. É possível, portanto, calcular as frações dos constituintes presentes nas amostras, bem como observar as suas distribuições.

4.1.1 Micrografias das amostras submetidas a ataques de Nital 2%

As figuras 19, 20 e 21 permitiram analisar a presença dos constituintes ferríticos e austenita retida, sendo destacada pelo reagente Nital 2%. Tais constituintes foram observadas nas imagens com a coloração clara, contrastando com os demais constituintes eventualmente presentes sob coloração mais escura, tais como a martensita. A figura 19 mostra a imagem obtida por meio de microscopia óptica do corpo de prova recozido:

Figura 19 – Micrografia do CDP do aço 4350 recozido com ataque de Nital 2%.

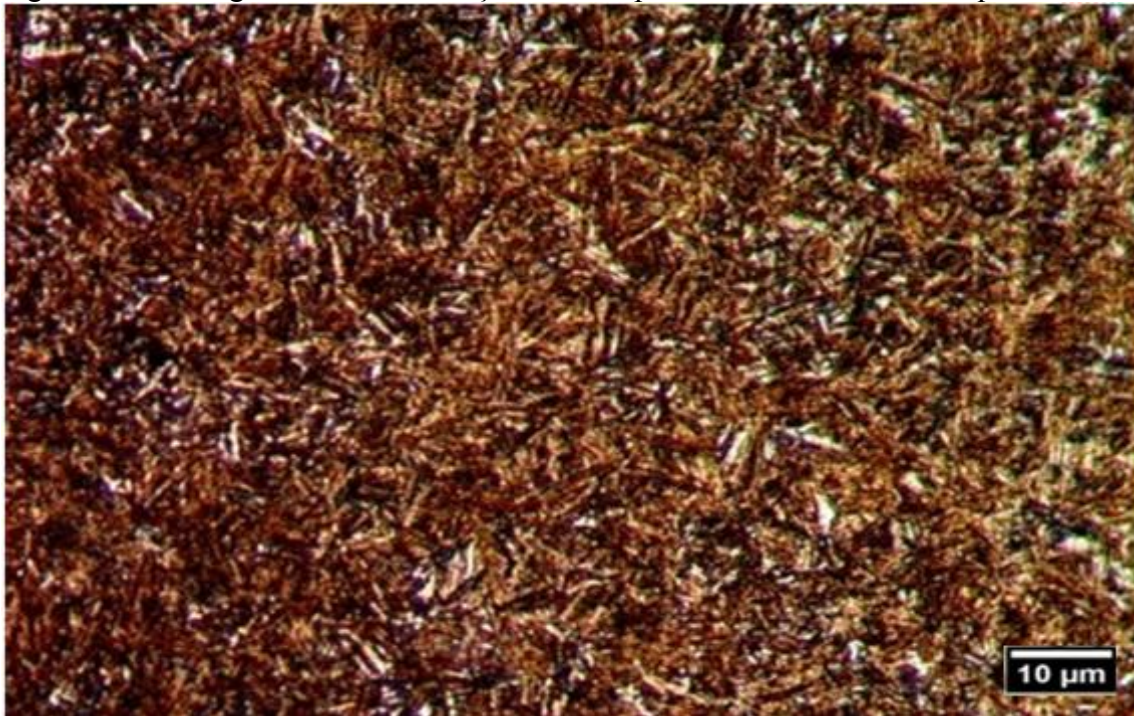


Fonte: Elaborada pelos autores.

Na figura pode-se observar uma grande área com coloração clara denotando grande presença de ferrita ou austenita retida. Com base nos estudos teóricos, tratando-se de um corpo de prova recozido, é possível prever que a região clara é predominantemente constituída de ferrita. Da mesma maneira, pode-se prever que os constituintes de coloração escura é predominantemente perlítico, visto que o recozimento não favorece o surgimento de microconstituintes bainíticos ou martensíticos. Pode-se observar na figura que há uma sólida distribuição das constituintes claras com os contrastados de coloração escura, apresentando poucas regiões com predomínio de um só constituinte.

A figura 20 mostra a micrografia do corpo de prova temperado e revenido:

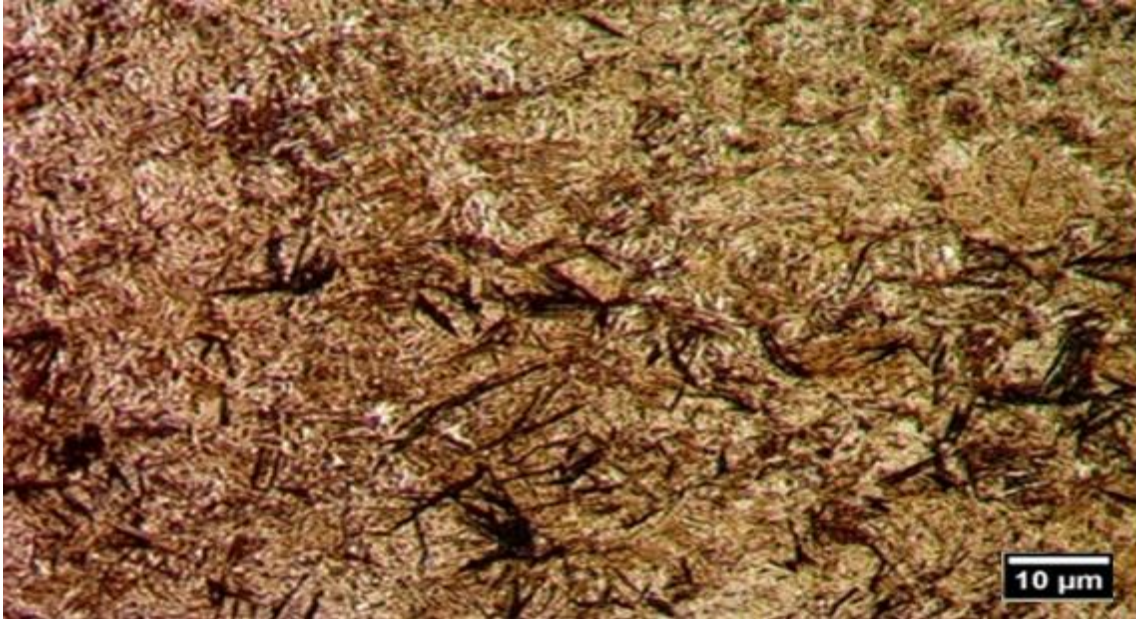
Figura 20 - Micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozida com ataque de Nital 2%.



Fonte: Elaborada pelos autores.

Pode-se observar na micrografia do CDP temperado e revenido (figura 20) o predomínio de regiões escuras. Isso é explicado pelo grande teor de martensita esperado depois do tratamento térmico realizado no CDP. É possível, também, ver uma distribuição homogênea das regiões claras existentes, referentes às constituintes ferríticas e de austenita retida.

Figura 21 - Micrografia do CDP do aço 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque de Nital 2%.



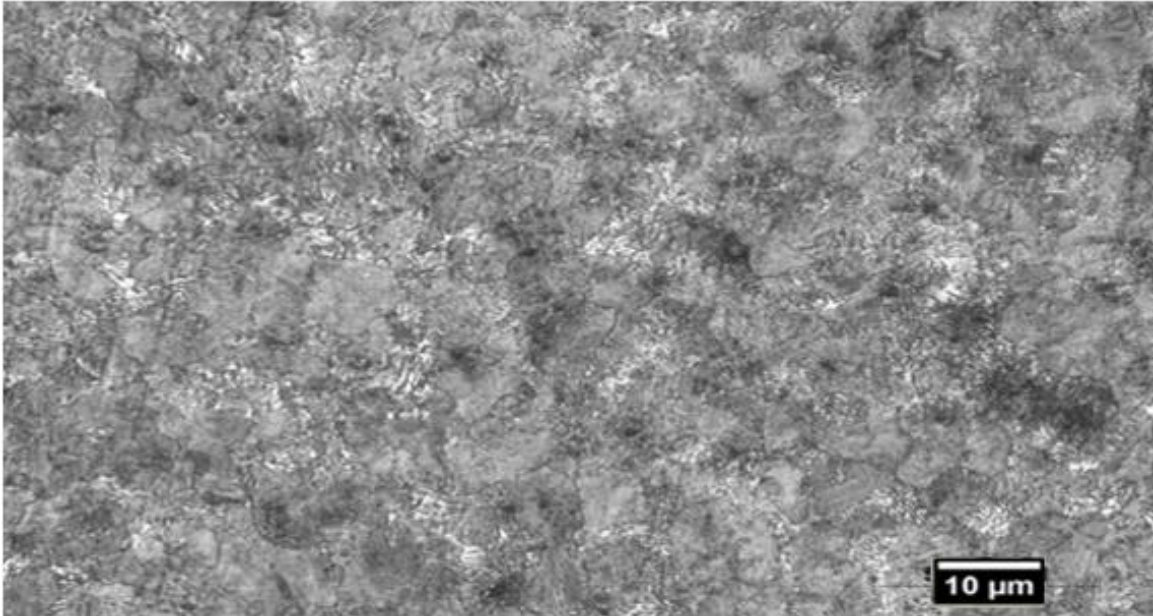
Fonte: Elaborada pelos autores.

Na figura 21, é possível ver a micrografia do aço 4350 tratado isotermicamente submetido ao ataque de Nital 2%. Com uma microestrutura um pouco mais complexa, corroborada pela complexidade da imagem discutida, é possível ver uma variação de tonalidades bem visível, com a ferrita e austenita retida clareando as regiões em que se fazem presentes, e contrastando bem, agulhas escuras de martensita crescendo em regiões dispersas, proporcionando uma microestrutura bem heterogênea. Com coloração intermediária, próximo ao bege, a estrutura bainita predominando na imagem, conforme esperado no tratamento térmico utilizado.

4.1.2 Micrografias das amostras submetidas a ataques de Metabissulfito de Sódio 10%.

As micrografias seguintes foram submetidas aos ataques químicos de metabissulfito de sódio 10%, com a intenção de destacar a presença de austenita retida dos demais constituintes, sob coloração clara. Neste experimento, optou-se trabalhar a imagem com contraste em preto-e-branco.

Figura 22 - Micrografia do CDP do aço 4350 recozido com ataque de metabissulfito de sódio 10%.

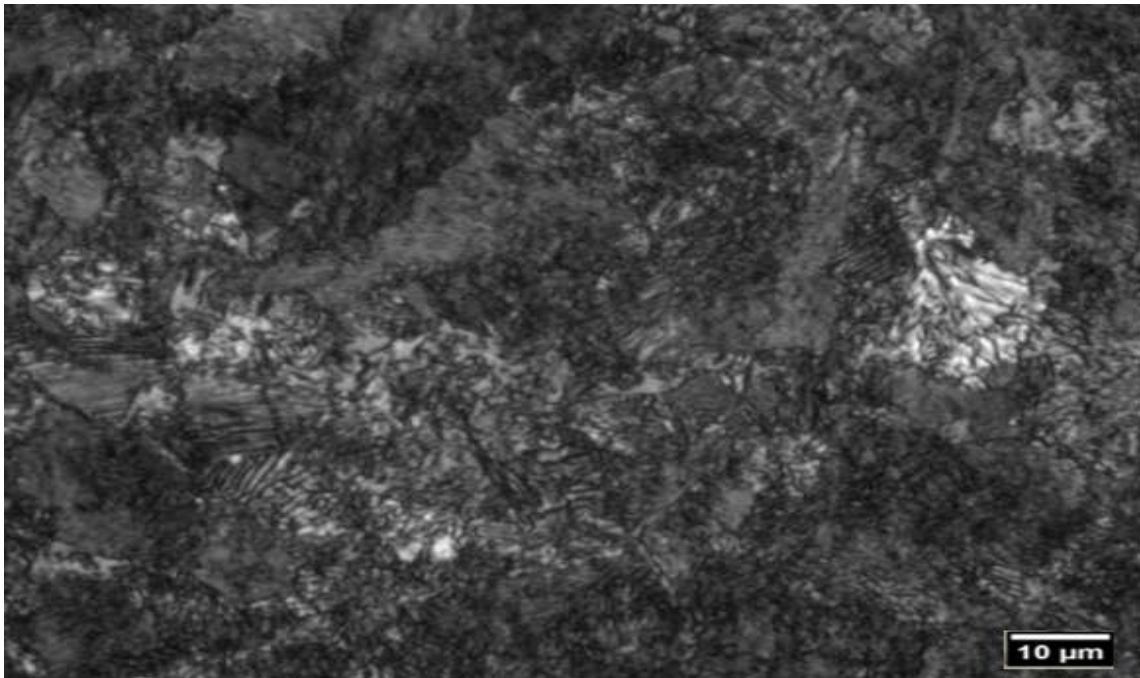


Fonte: Elaborada pelos autores.

A figura 22 apresenta a micrografia do CDP recozido submetido ao ataque químico de metabissulfito de sódio 10%. Apesar de a imagem estar muito clara, devido à baixa presença do componente martensítico, é possível ver algumas regiões muito claras, próximas à coloração branca, que correspondem à austenita retida, distribuídas ao longo da imagem. É possível observar então que a constituinte austenita retida possui uma distribuição razoável, e que há uma baixa nitidez em enxergá-la em meio aos constituintes ferríticos e perlíticos, predominantes na micrografia.

A micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozido atacado com metabissulfito de sódio 10% (figura 23) permite identificar com bastante nitidez a austenita retida presente na microestrutura. Contrastando com a martensita, que corresponde a maior área da imagem, e que fica escurecida sob a ação do reagente químico, é possível observar que a austenita retida aparece em regiões específicas e esporádicas, não demonstrando ser uma constituinte homogênea ao longo da microestrutura.

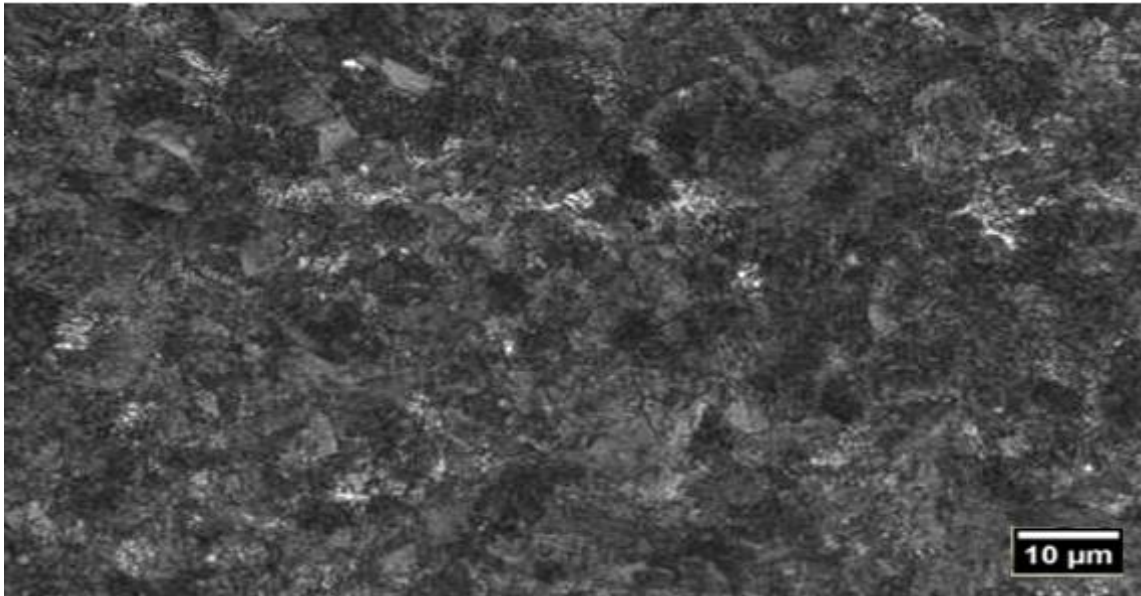
Figura 23 - Micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozido atacado com metabissulfito de sódio 10%



Fonte: Elaborado pelos autores.

Na micrografia do CDP do aço AISI 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque de metabissulfito de sódio 10% observa-se uma boa nitidez para identificar a fase clara correspondente à austenita retida. A figura 24 também indica uma razoável distribuição desse constituinte, em meio à matriz predominante bainítica.

Figura 24 - Micrografia do CDP do aço 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque de metabissulfito de sódio 10%.



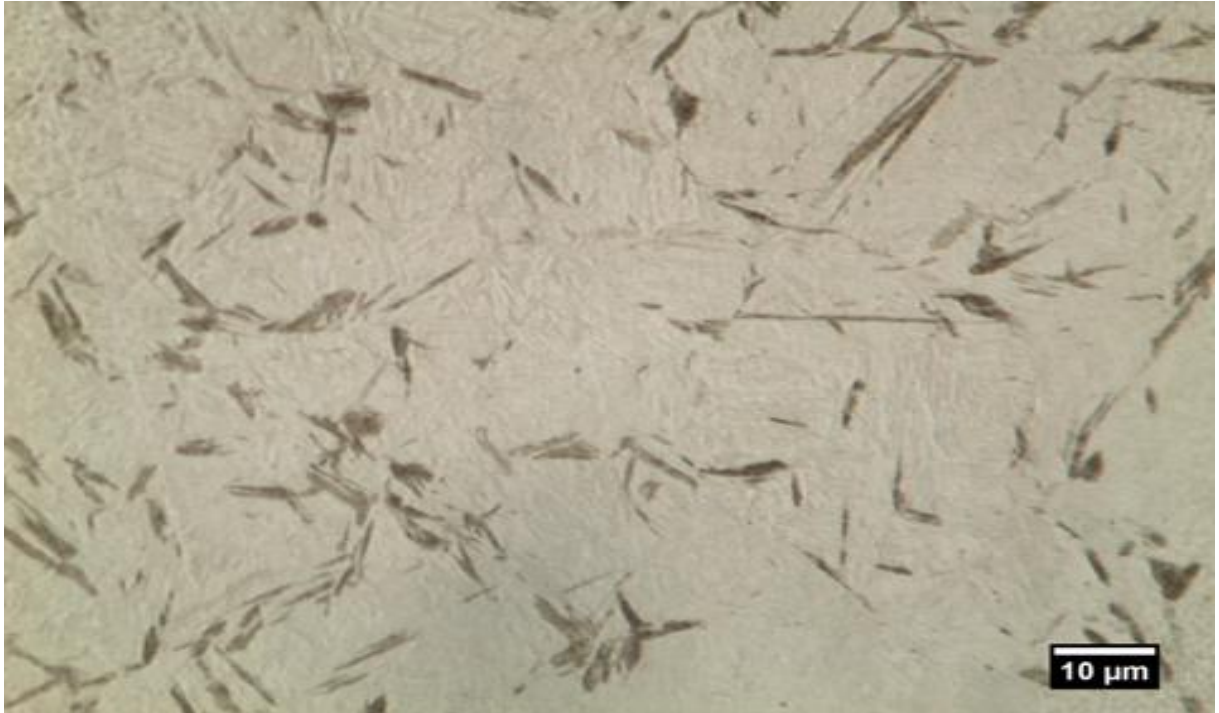
Fonte: elaborado pelos autores.

4.1.3 Micrografias das amostras submetidas a ataques de LePera.

Nas próximas imagens serão discutidas os microconstituintes presentes nos CDPs submetidos ao ataque químico de LePera. O reagente em questão tem como característica destacar componentes bainíticos nas micrografias, portanto, não foi realizado ensaio no CDP recozido por não ser esperada essa fase na constituição do material em questão.

Na micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozido atacado com LePera (figura 25) a fase martensítica preenche a imagem com a coloração clara e destaca a fase bainítica. A fase bainítica aparece na microestrutura sob coloração marrom escura e com uma morfologia de agulhas distribuídas ao longo da imagem. Assim, conseguimos perceber uma distribuição razoavelmente homogênea desse microconstituente.

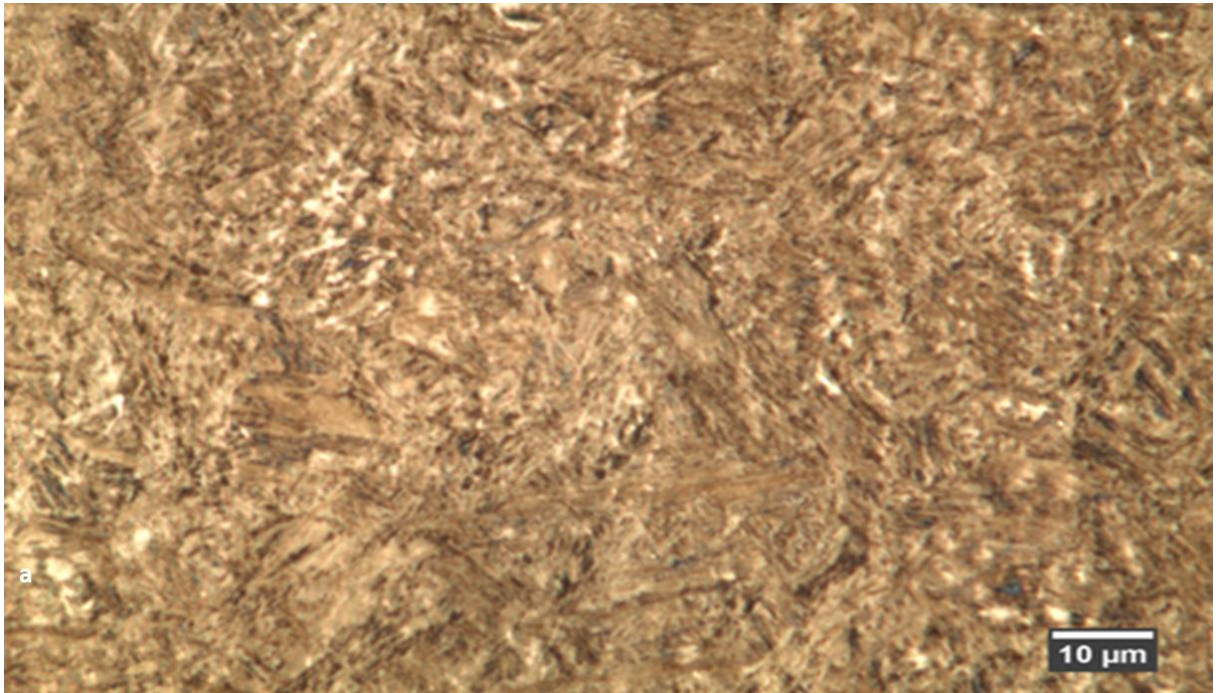
Figura 25 - Micrografia do CDP do aço 4350 temperado e recozido atacado com LePera.



Fonte: Elaborada pelos autores.

Na micrografia do CDP do aço AISI 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque de LePera (figura 26) a fase bainítica é bastante destacada pela coloração marrom. Assim, pode-se observar clara predominância dessa fase quando o aço AISI 4350 é submetido a um tratamento isotérmico a 280° C. Ainda observam-se microrregiões claras e escuras distribuídas ao longo da micrografia, correspondendo às outras fases ferrita, austenita retida e martensita.

Figura 26 - Micrografia do CDP do aço 4350 submetido a tratamento isotérmico com ataque LePera.



Fonte: Elaborada pelos autores.

4.2 ANÁLISE QUANTITATIVA DAS FASES MICROESTRUTURAIS

Após a aplicação da técnica de tríplice ataque e a obtenção de imagens por meio de microscopia óptica, foi possível determinar o percentual das fases formadas de todas as amostras e das rotas de tratamento térmico tomadas.

A tabela 2, mostra os valores que representam uma média aritmética das frações volumétricas de cada fase calculada, usando o programa Image J e a partir da contagem de vinte micrografias obtidas em cada ataque químico por meio do programa AxioVision Rel. 4.8.

Tabela 2 - Composição microestrutural dos CDPs após submetidos aos diferentes tratamentos térmicos.

Tratamentos térmicos	Ferrita (%)	Perlita (%)	Austenita Retida (%)	Bainita (%)	Martensita (%)
1.Recozimento	29,0 ± 8,0	64,4 ± 8,0	3,8 ± 1,5	-	2,8 ± 1,5
2.Têmpera/Revenimento	3,6 ± 1,2	-	4,2 ± 0,6	3,5 ± 1,0	88,7 ± 4,6
3.Isotérmico à 280°C	5,4 ± 2,2	-	6,1 ± 0,5	78,6 ± 10,2	9,9 ± 0,5

Fonte: Elaborado pelos autores.

Observa-se, a partir da tabela 2, que as diferentes rotas de tratamentos térmicos contribuíram para diferentes frações dos constituintes microestruturais presentes em cada CDP analisado. Pela rota do recozimento, verificou-se o claro predomínio das fases ferríticas e perlíticas que, somadas, compuseram cerca de 93,4 % da microestrutura do CDP. Foram verificadas a presença de austenita retida e de martensita, porém em um teor muito menos relevante com, respectivamente, 3,8% e 2,8% na microestrutura. Acrescentando, não foi observada a presença do constituinte bainítico no aço AISI 4350 recozido.

O aço AISI 4350 temperado e revenido apresentou uma microestrutura predominada de um único constituinte: a martensita (88,7 %). Em frações mais baixas, ferrita (3,6%), austenita retida (4,2%) e bainita (3,5%) completam a microestrutura. Não foi observada a formação perlítica.

Por último, o CDP submetido a tratamento isotérmico à 280 °C apresentou uma microestrutura de maioria bainítica, sendo observada em 78,6% de sua constituição. Observa-se a presença relevante de 9,9% de martensita, 6,1% de austenita retida e de 5,4% de ferrita. Não foi observada a ocorrência da fase perlítica.

Analisando os microconstituintes verificados, verifica-se que o processo de recozimento, com um resfriamento lento permitiu a transformação do material austenitizado, em ferrita e perlita. Tal resfriamento permitiu o surgimento de grãos ferríticos e, o acúmulo de carbonetos em seus contornos. Foi o único tratamento térmico que favoreceu o surgimento da constituinte perlítica. O tratamento isotérmico foi a segunda rota de tratamento térmico que apresentou um teor maior de ferrita. Isso pode ser explicado devido ao resfriamento em duas etapas, com a manutenção do material à uma temperatura de 280 °C, por um determinado período favorecendo o surgimento dessa constituinte. Por último, a têmpera e o revenimento

se mostrou a rota de tratamento térmico menos favorável para o surgimento dessas microestruturas. Isso decorre do rápido resfriamento a óleo que o CDP foi submetido. Sob este tratamento térmico, é esperado que a ferrita tenha surgido a partir do revenimento, em que o material foi novamente aquecido à uma temperatura de 210 °C para proporcionar alívio de tensões na microestrutura.

A austenita retida foi observada nos três CDPs estudados. A presença de menor teor no CDP recozido se dá pela longa etapa de resfriamento, propiciando a transformação do material austenitizado em constituintes mais estáveis a temperaturas ambientes, tal como a ferrita e perlita. No outro extremo, observando o maior teor obtido de austenita retida através do tratamento isotérmico. Isso ocorre devido ao resfriamento do material austenitizado até uma determinada temperatura, no caso 280 °C, e a sua manutenção por um período para a formação da constituinte bainítica e que desencadeia o enriquecimento de carbono da austenita remanescente e, conseqüentemente, favorecendo a sua estabilidade. Por último, a constituinte martensítica está presente maciçamente nos CDP recozido isotermicamente e no CDP temperado e revenido. Essa constituinte ocorre devido à transformação da austenita em martensita após os processos de resfriamento rápido. Em ambas as rotas citadas, houve o resfriamento através de um fluido de arrefecimento. Para a rota de têmpera e revenimento, a tempêra foi em óleo e para o tratamento isotérmico o resfriamento foi em água. O fluido de arrefecimento, bem como a diferença de temperatura do material para a temperatura ambiente e a velocidade de resfriamento foi determinante para a formação de martensita.

4.3 RESULTADO DOS ENSAIOS MECÂNICOS

O conjunto de corpos de prova foi submetido a ensaio de resistência à tração. Foram obtidos os valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento dos materiais. Na tabela 3, é possível visualizar os resultados e fazer comparações entre os CDPs submetidos a diferentes tratamentos térmicos:

Tabela 3 – Resultado dos ensaios de tração nos CDPs.

Tratamentos Térmicos	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
1.Recozimento	535 ± 21	1124 ± 25	12,6 ± 0,8
2.Têmpera/Revenimento	1364 ± 27	1914 ± 33	2,8 ± 0,4
3.Isotérmico 280°C	1108 ± 32	1771 ± 28	10,1 ± 0,7

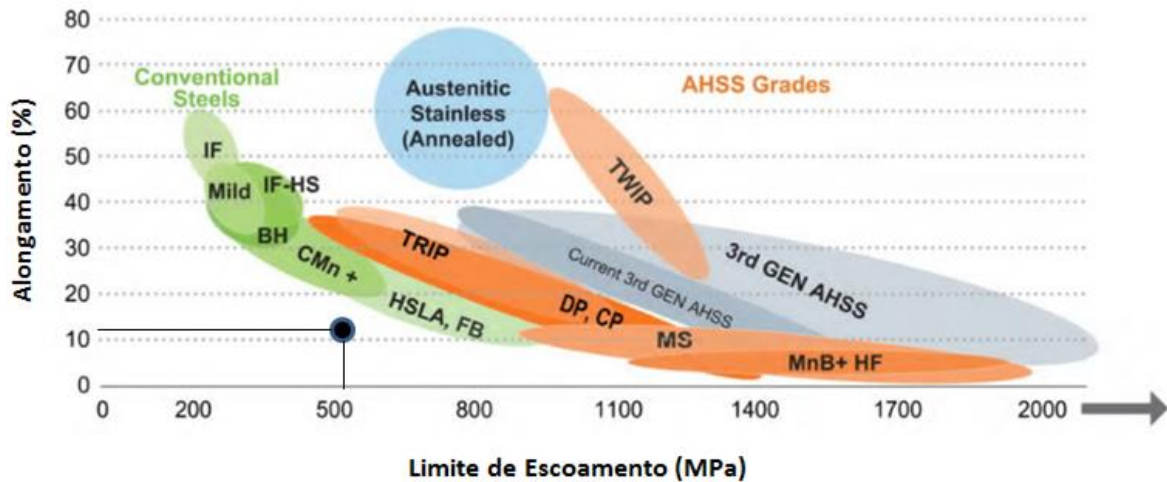
Fonte: Elaborado pelos autores.

Com base nos resultados da tabela 3, é possível perceber uma clara diferença entre os limites de escoamento do corpo de prova recozido dos demais CDPs, com valor de 535 ± 21 MPa, correspondendo a 39,22% do limite de escoamento do CDP temperado e revenido (1364 ± 27 MPa), e de 48,28% do CDP recozido isotérmicamente (1108 ± 32 MPa). Isso corrobora com o comportamento esperado das microestruturas ferrita e perlita presentes majoritariamente no corpo de prova recozido e que foram previamente determinadas pela microscopia óptica. Analogamente, o alongamento também reforça a ductilidade prevista pelas microestruturas, sendo a maior taxa dentre os três CDPs, com 12,6 ± 0,8 %.

Comparando, o CDP recozido mostrou um alongamento 4,5 vezes maior que o corpo de prova temperado e revenido. Todavia, essa diferença se reduz drasticamente ao comparar essa taxa com o CDP recozido isotermicamente.

Na imagem a seguir, é possível localizar, a partir das propriedades mecânicas testadas, a posição do aço 4350 recozido em relação aos demais tipos de aços conhecidos.

Gráfico 2 - Desempenho mecânico do AISI 4350 recozido em relação aos outros tipos de aço.



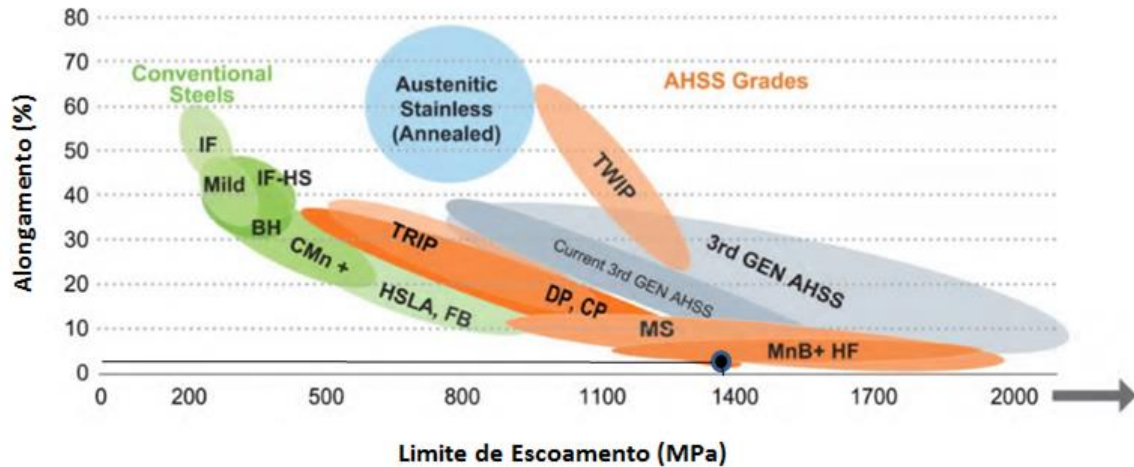
Fonte: Adaptado de Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5 (05/2015).

É possível observar que o CDP recozido apresenta propriedades mecânicas inferiores aos vários tipos de aços mostrados no gráfico. O aço AISI 4340 recozido apresenta limites de escoamento menores que o HSLA, Aço TRIP mas maiores que o aço BH, IF, mild, if-HS, CMn+. Na questão do alongamento, o aço apresentou valores somente superiores às de aços martensíticos e de alguns aços AHSS da terceira geração.

Prosseguindo com a tabela 2, observa-se que o CDP temperado e revenido apresentou o maior limite de escoamento dentre as três rotas de tratamento térmico, obtendo-se o resultado experimental de 1364 ± 27 MPa. Em relação ao CDP recozido isotermicamente, que apresentou um limite de escoamento de 1108 ± 32 MPa, o desempenho do CDP temperado e recozido foi 23,10% superior. Tal superioridade nesse quesito é oriunda da predominância martensítica na microestrutura, responsável pela maior rigidez do material. Em contrapartida, o CDP apresentou um alongamento menos expressivo, com $2,8 \pm 0,4$ %. Comparando com o CDP recozido isotermicamente, que teve um alongamento de $10,1 \pm 0,7$ %, a taxa de alongamento foi 3,6 vezes menor, denotando um aço AISI 4350 pouco dúctil.

No gráfico a seguir, é possível localizar o aço AISI 4350 temperado e recozido e comparar com os demais tipos de aços conhecidos:

Gráfico 3 - Desempenho mecânico do AISI 4350 temperado e revenido em relação aos outros tipos de aço.



Fonte: Adaptado de “Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5” (05/2015).

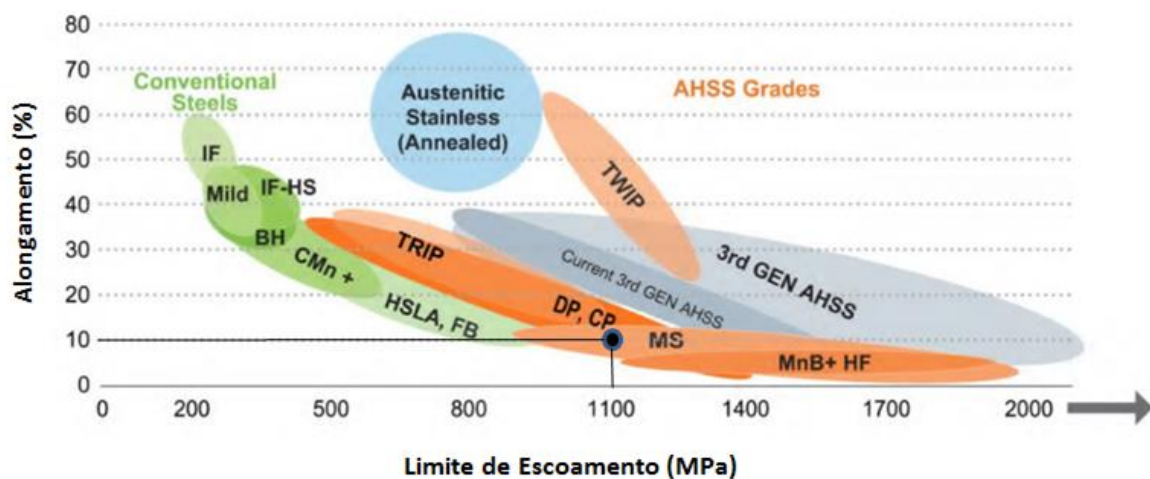
Conforme observado pelo ensaio mecânico, o aço 4350 apresentou uma alta resistência à tração e um baixo alongamento, resultado de um material predominantemente martensítica. No gráfico mostrado, tais características são expressas mostrando que o material testado se encontra dentro dos aços martensíticos, apresentando alongamento menor que os aços convencionais e dos aços de terceira geração AHSS. Entretanto, quanto ao limite de escoamento, o aço mostrou ser superior aos aços convencionais, aços TRIP e a maior parte dos aços DP,CP e dos atuais aços AHSS da terceira geração. É observável também a existência de outros aços martensíticos com propriedades mecânicas superiores ao material estudado.

Ainda seguindo com a tabela 3, o ensaio mecânico no CDP de aço 4350 recozido isotermicamente apresentou resultados mais conciliadores na questão de ductilidade e tenacidade. Quantitativamente, o resultado, tanto do limite de escoamento quanto à taxa de alongamento, se posicionou entre os resultados do material recozido e do temperado e revenido. Isso condiz com a predominância bainítica em sua microestrutura. Observando a tabela 3, o limite de escoamento do CDP recozido isotermicamente foi de 1108 ± 32 MPa, alcançando um resultado mais próximo do CDP temperado e revenido (1364 ± 27 MPa) do que o CDP recozido (535 ± 21 MPa). Entretanto, quanto ao alongamento, o CDP recozido isotermicamente apresentou valores mais próximos do CDP recozido ($12,6 \pm 0,8$ %) do que do CDP temperado e revenido ($2,8 \pm 0,4$ %), com o valor obtido de $10,1 \pm 0,7$ %. Com esses

resultados, observa-se que o aço recozido isotermicamente conseguiu conciliar tenacidade com ductilidade, apresentando valores altos de resistência à tração e de alongamento. Tal comportamento é condizente com um material consistido predominantemente de bainita.

No gráfico 4, a seguir, é possível posicionar o aço 4350 recozido isotermicamente entre os diferentes tipos de aços conhecidos:

Gráfico 4 - Desempenho mecânico do AISI 4350 tratado isotermicamente em relação aos outros tipos de aço.



Fonte: Adaptado de “Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5” (05/2015).

No gráfico, observamos que o material estudado apresenta ductilidade inferior a todos os aços convencionais, TWIP, aços austenísticos e da terceira geração dos aços AHSS, e da maioria dos aços TRIP. Ainda assim, o aço 4350 recozido isotermicamente tem uma ductilidade superior aos aços martensíticos em geral. Quanto à resistência à tração, o mesmo material se mostrou superior aos aços convencionais, aos aços austenísticos e da maioria dos aços das classes TRIP e DP, CP. Apesar de também se mostrar superior que alguns aços das classes TWIP, AHSS terceira geração e de alguns aços martensíticos, a maioria dos aços pertencentes a essas classes são superiores ao material estudado.

Assim, observamos que o aço 4350 sob rota de recozimento simples apresentou um desempenho mecânico abaixo dos tipos de aços existentes no geral, enquanto que com a rota de têmpera e revenimento o aço 4350 demonstrou propriedades de aços martensíticos. Por

último, a rota de tratamento isotérmico permitiu a obtenção de um aço de médio carbono que melhor conciliou ductilidade com tenacidade.

CONCLUSÃO

Os tratamentos térmicos aplicados mostraram-se eficientes para a formação de diferentes microestruturas no aço 4350. Através das três rotas propostas foram observadas a formação de estruturas com diferentes frações volumétricas de ferrita, perlita, martensita, bainita e austenita retida. Os ataques químicos utilizados para esse estudo, o nital 2%, Metabissulfito de sódio 10% e o reagente LePera, foram satisfatórios para a observação dessas microestruturas.

A partir dos ensaios mecânicos foi possível observar variações de propriedades mecânicas dos corpos de prova feitos de aço AISI 4350 de acordo com os diferentes tratamentos térmicos, alinhando-se com as tendências esperadas a partir das frações volumétricas presentes em cada corpo de prova.

No corpo de prova recozido, houve predomínio do constituinte perlítico ($64,4 \pm 8,0$ %) e da fase ferrita ($29 \pm 8,0$ %), além de frações menos significativas de austenita retida ($3,8 \pm 1,5$ %) e do constituinte martensítico ($2,8 \pm 1,5$ %). Não foi observada a presença da constituinte bainítica. O baixo valor da tensão limite de escoamento e a elevada taxa de alongamento confirmam a presença de constituintes microestruturais mais dúcteis, como a ferrita e a perlita.

No corpo de prova temperado e revenido observou-se um predomínio contundente da fase martensita (88,7%), com pequenas frações de ferrita ($3,6 \pm 1,2$ %), austenita ($4,2 \pm 0,6$ %) e bainita ($3,5 \pm 1,0$ %), e sem a presença de constituinte perlítico. Após o ensaio mecânico, foi possível constatar a alta resistência à tração e uma baixa taxa de alongamento, característico de uma microestrutura predominantemente martensítica.

No corpo de prova recozido isotermicamente à 280°C o predomínio foi do constituinte bainítico (78,6%), com frações menores de ferrita ($5,4 \pm 2,2$ %), austenita retida ($6,1 \pm 0,5$ %) e martensita ($9,9 \pm 0,5$ %). No ensaio mecânico foi observado um aumento na resistência à tração com a manutenção da taxa de alongamento, denotando a característica conciliadora da microestrutura bainítica encontrada nesse material.

Os resultados mostram que é possível obter, para o mesmo material utilizado, o aço 4350, três diferentes microestruturas e propriedades mecânicas, através dos tratamentos térmicos utilizados, possibilitando uma versatilidade de aplicações nas indústrias. Pode-se concluir também que o material recozido isotermicamente é o mais indicado para conciliar o aumento de resistência à tração com ductilidade.

REFERÊNCIAS

ABDALLA, A.J. et al. Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono. **Revista brasileira de aplicações de vácuo**, v.25, n. 3, p.175-181, 2006.

AFAGHI-KHATIBI, A. MAI, Y. Characterisation of fibres: matrix interfacial degradation under cyclic fatigue loading using dynamic mechanical analysis. **Composites: part A**, v.33, p.1585-1592, aug 2002.

CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63, 2008, Santos **Anais...** Santos: TECNOLOGIA EM METALURGIA E MATERIAIS, 2008. 2690-2700 p.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: transformations, microstructure and properties**. London: The Institute of Materials, 1992. 450p.

BATHIAS, C. An engineering point of view about fatigue of polymer matrix composite materials. **International journal of fatigue**, Paris, v. 28, n. 10, p. 1094-1099, oct. 2006.

MWSP CONFERENCE PROCEEDINGS, 45, 2003, Porto das Galinhas. **Proceedings...** Porto das Galinhas: MS&T, 2003, v.42.

CABALLERO, F. G. et al. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels, **Materials and design**, Madrid, v.30, n. 6, p. 2077-2083, jun. 2009.

CABALLERO, F.G.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; SANTOFIMIA, M.J.; CAPDEVILA, C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. **Materials Science and Engineering: A**. Madrid, v. 525, n. 1, p. 87-95, nov. 2009.

CALLISTER Jr, W.D., **Engenharia e Ciência dos Materiais: uma introdução**, 7,2007. São Paulo: Cultura Acadêmica, p. 725.

CANEVAROLO Jr, S. V. **Técnicas de Caracterização de Polímeros**. São Paulo: Artliber Editora, 2003.

CESCHINI, L. et al. Tensile and impact behaviour of a microalloyed medium carbon steel: Effect of the cooling condition and corresponding microstructure. **Materials and design**. Bologna, v. 45, p. 171-178, set. 2012.

DHUA, S.K.; SEN, S.K. Effect of direct quenching on the microstructure and mechanic properties of the lean-chemistry HSLA-100 steel plates. **Materials Science and engineering**, Doranda, v. 528, n. 21, p. 6356-6365, aug. 2011.

DIAS, Erica Ximenes. **Caracterização metalográfica de um aço de fases complexas (CP)**. 2014. 135 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

DIÓGENES, A. N.; HOFF, E. A.; FERNANDES, C. P.; COSTA, F. S.; MALISKA, A. M., Caracterização de aços BH através de análise de imagens: classificação de inclusões de acordo com seu tamanho e forma, CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 3., 2005, Joinville-SC, **Anais...** COBEF. Rio de Janeiro : ABCM.

DUARTE, M. X. et al. Características do encruamento do aço TWIP alto Mn e baixo carbono laminado a frio e recozido. **Tecnologia em metalurgia, materiais e mineração**, São Paulo, v. 6, n. 4, p. 225-229, abr./jun. 2010.

FIETO, M. B. **Evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços IF tratados termomecanicamente**. Rio de Janeiro: Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2013.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A.; Ensaio dos materiais, livros técnicos e científicos. Rio de Janeiro: Editora S.A., p.129-153, 2000.

GOMEZ-SOLÍS, C. et al. **Rapid synthesis of ZnO nano-cornucobs from Nital solution and its application in the photodegradation of methyl orange**. México: Universidad Autónoma de Nuevo León, 2014.

CONGRESSO DE CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS, 5., 2008, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Aranda Eventos, 2008.

GOLDSTEIN, J.I.; NEWBURY, D. E.; ECHIL P; JOY, D.C.; Romig Jr AD; Lyman CE; Fiori C; Lifshin E. **Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis**. New York: Plenum Press, 1992.

NOURI, H.; MERAGHINI, F.; LORY, P. Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics. **International journal of fatigue**, Metz, v. 31, p. 934-942, 2009.

HAZAN, E.; SADIA, Y.; GELBSTEIN, Y. **Characterization of AISI 4340 corrosion products using raman spectroscopy**. Israel: Ben-Gurion University, 2013.

HUANG, H.; ANTHONY, M.W., Compressive response of Z-pinned woven glass fiber textile composite laminates: experiments. **Composites science and technology**, Ann Arbor, v. 69, p. 2331-2337, 2008.

JACQUES, P. J.; FURNÉMONT, Q.; LANI, F.; PARDOEN, T.; DELANNAY, F. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. **Acta Materialia**, Louvain-la-Neuve, v.55, n. 11, p. 3681-3693, 2007.

KANTOVISCKI, A. R. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800**. Paraná: Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2005.

KEELER, S.; KIMCHI, M. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0**. Butler: World Auto Steel, 2014. 247 p. 2014. Disponível em: <=http://309fbf2c62e8221fbaf0-b80c17cbaf20104b072d586b316c6210.r88.cf1.rackcdn.com/AHSS_Guidelines_V5.0_20140514.pdf> . Acesso em: 20 nov. 2015.

KWON, E. P. et al. Characterization of transformed and deformed microstructures in transformation induced plasticity steels using electron backscattering diffraction, **Materials science and engineering: A**, Sendai, v. 528, n. 15, p. 5007-5017, jun. 2011

LEE, W. S.; SU, T. T. **Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions**. Taiwan: National Cheng Kung University, 1999.

LEPERA, F. S. Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels. **Metallography**, v.12, p.263-268, 1979.

LOPES, M. M. G.; Tratamento térmicos: têmpera e revenimento. **Siderurgia Brasil**, v.3, 2005. Disponível em: <<http://www.siderurgiabrasil.com.br/novosb/component/content/article/106-materias22/684-tempera-revenimento>>. Acesso em: 20 nov. 2015.

LORA, F. A.; FOLLE, L. F.; SCHAEFFER, L. Caracterização das propriedades tecnológicas do aço BH180 e BH220 e o cálculo do coeficiente de atrito no processo de estampagem profunda. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 64., 2009, Belo Horizonte. **Anais...** Belo Horizonte: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009.

MARANIAN, P. Reducing brittle and fatigue failures in steel structures. New York: American Society of Civil Engineers, 2009.

MARTINS, M. S. **Caracterização em impacto e fadiga do aço estrutural de fases complexas, utilizado na indústria automotiva**. 2011. 176 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na área de Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2011.

NAGATANI, T.; SAITO, S.; SATO, M.; YAMADA, M. Development of an ultra-high resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and in-lens system. **Scanning Microscopy**. v.11, p. 901-909, 1987.

NOGUEIRA, R. S. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350**. 2013. 134 f. Tese de doutorado pela Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2013.

NOGUEIRA, R.C. et al. **Análise microestrutural de um aço AISI 4350 submetido a tratamentos térmicos para a formação de bainita**. Guaratinguetá: Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá., 2015.

OLIVER, S.; JONES, T. B.; FOURLARIS, G. Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing, **Materials Characterization**, Port Talbot, v. 58, n. 4, p. 390-400, aug. 2007.

PANDITA, S. D., HUYSMANS, G., WEVERS, M., VERPOEST, I. Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis direction. **Composites: Part A: Applied science and manufacturing**. Leuven, v. 32, n. 10, p. 1533-1539, aug. 2001.

PENEDO, C.E. Tratamento térmico e superficial do aço inoxidável martensítico AISI 420 destinado a moldes para injeção de polímeros Parte I – Tratamento térmico. ENCONTRO DA CADEIA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES, 2., 2009, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração - ABM, 2009.

RAO, T. V. L. N.;; DIKSHIT, G.; MALAKONDAIAH, P. R. R. On mixed upper bainite-martensite in an AISI 4330 steel exhibiting an uncommonly improved strength-toughness combination. **Scripta Metallurgica et materialia**, Hyderabad, v. 24, n. 7, p. 1323-1328, abr. 1990.

SAEGLITZ, M.; KRAUSS, G. Deformation, Fracture, and Mechanical Properties of Low-Temperature-Tempered Martensite in SAE 43xx Steels. **Metallurgical and materials transactions A**. Colorado, v. 28A, p. 377-387, fev. 1997.

SAEIDI, N.; EKRAMI, A. **Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels**. Theran: Sharif University of Technology, 2009.

SIRIN, S. Y.; SIRIN, K.; KALUC, E. **Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behaviour of AISI 4340 steel**. Turkey: Kocaeli University, 2007.

SOUZA, G.A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga com estrutura bainítica/martensítica, via microscopia óptica**. 2008. 161 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Faculdade Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

SPENA, R.P.; FIRRAO, D. Thermomechanical warm forging of Ti-V, Ti-Nb, and Ti-B microalloyed medium carbon steels. **Materials science & engineering**. Bolzano, v. 560, p. 208-215, 2013.

STRUCTURE OF PLAIN STEEL. Disponível em:
<<http://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&LN=EN&site=kts&NM=3>>.

Acesso em: 21 out. 2015.

SURI, C., PERREUX, D., The effects of mechanical damage in a glass fibre/epoxy composite on the absorption rate. **Composite Engineering**, Besançon, v. 5, n. 4, 1995.

TOMITA, Y. Effect of martensite morphology on mechanical properties of low alloy steel having mixed structure of martensite and lower bainite, **Mater. Sci. Tech.** v.7, 1991.

Da net? Completar com o link e acesso. Colocar o título do periodico por extenso.

XU, X.; BAI, B.; LIU, D.; YUAN, Y. Effect of Thermomechanical Treatment Temperature on Structure and Properties of CFB/M Ultra-High Strength Steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, Beijing, v.17, n.4, p.66-72, 2010.

YOOZBASHI, M. N.; YASDANI, S. ;WANG, T. S. Design of a new nanostructured high-Si bainitic steel with lower cost production, **Materials and Design**, Tabriz, v. 32, n. 6, p. 3248-3253, jun. 2011.

ZHANG, M.; MASON, S. E.; The effects of contamination on the mechanical properties of carbon fibre reinforced epoxy composite materials, **Journal of Composite Materials**, Portsmouth, v. 33 n.14, p.1363-1374, 1999.

ZIHA, K. Fatigue yield. **International journal of fatigue**, Zagreb, vol. 31, n. 7, p. 1211-1214, dez. 2008.