



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ANDESON LEONNE SANTOS BARBOSA

ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASES NO AÇO DP 800

Recife

2018

ANDESON LEONNE SANTOS BARBOSA

ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASES NO AÇO DP 800

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco como exigência para obtenção de grau de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

Recife

2018

Catálogo na fonte
Bibliotecária Valdicéa Alves, CRB-4 / 1260

B238e Barbosa, Andeson Leonne Santos.

Estudo das transformações de fases no aço DP 800 / Andeson Leonne Santos Barbosa - 2018.

54folhas, Il. e Sigl.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

TCC (Graduação) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Departamento de Engenharia Mecânica, 2018.

Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Transformação de fase. 3. Aço DP800. 4. Limite de resistência. 5. Deformação. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti. (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2019-141

ATA DE SESSÃO DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO TCC2

Aos sete dias do mês de dezembro do ano de dois mil e dezoito, às 15:00, no Laboratório de Termometria e Simulações Termomecânicas – LTSTM do Centro de Tecnologia e Geociências da UFPE, reuniu-se a banca examinadora para a sessão pública de defesa do Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, intitulado: **Estudo das Transformações de Fases no Aço DP 800**, elaborado pelo aluno **Andeson Leone Santos Barbosa**, matrícula 086.566.474-90, composta pelo Prof. **Ricardo Artur Sanguinetti** (Orientador), Prof. **Paternak de Sousa Barros** (examinador 1) e **Israel Lira Gonçalves** (examinador 2). Após a exposição oral, o candidato foi arguido pelos componentes da banca que em seguida reuniram-se reservadamente e deliberaram pela aprovação do candidato, atribuindo-lhe a média 9,0 (Nove), julgando-o apto à conclusão do curso de Engenharia Mecânica. Para constar, redigi a presente ata aprovada por todos os presentes, que vai assinada por mim e pelos demais membros da banca.

Prof.(a) Orientador(a):	Prof. Nome do Orientador	Nota:
Assinatura	<hr/>	

Prof.(a)Membro:	Prof. Nome completo do examinador 1	Nota:
Assinatura	<hr/>	

Prof.(a)/Membro:	Prof. Nome completo do examinador 2	Nota:
Assinatura	<hr/>	

Recife, 07 de Dezembro de 2018

José Maria A. Barbosa
Coordenador de Trabalho de Conclusão de Curso - TCC2

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo.

À minha mãe, Maria do Socorro Santos Barbosa, por todo amor dado a mim. Tenho consciência de que a senhora abriu mão de muitas coisas para me oferecer uma educação de qualidade e sei que, onde a senhora estiver estará muito feliz com essa nossa conquista.

Ao meu pai, Geraldino José Barbosa, por ter dado continuidade aos projetos iniciados pela minha mãe.

À minha irmã, Ashiley Layane Santos Barbosa, por todo apoio, e por ter dividido comigo o peso dos momentos difíceis.

À minha tia, Odete Maria de Oliveira e aos seus filhos Ioneide Odete de Oliveira e Romildo José de Oliveira. Obrigado pelo apoio.

À minha noiva Luana da Silva Barbosa, por todo amor e companheirismo.

Às minhas amigas, Josiline Gomes da Silva e Joseilda Gomes da Silva Neto por todo carinho.

Ao meu orientador, o professor Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, por tudo que me ensinou e pela sua amizade.

Ao Núcleo de Atenção à Saúde do Estudante da UFPE, por toda assistência médica e financeira que me foi oferecida.

RESUMO

O estudo das transformações de fases no aço AHSS do tipo DP 800 foi realizado em diferentes sequências térmicas e termomecânicas com o objetivo de aumentar o seu limite de resistência sem comprometer o seu alto índice de deformação. O ensaio dilatométrico realizado no aço DP 800 revelou a ocorrência de quatro domínios de transformações de fases, o primeiro domínio está associado à transformação da martensita em ferrita durante o aquecimento do material no intervalo de temperatura de 438 °C a 478 °C. O segundo domínio está associado a dissolução de algum carboneto e ocorre durante o aquecimento do material no intervalo de temperatura de 660 °C a 695 °C. O terceiro domínio está associado a transformação da ferrita em austenita e ocorre durante o aquecimento do material no intervalo de temperatura de 725 °C e termina em 858 °C. Por fim, o quarto domínio está associado à transformação da austenita em ferrita e acontece durante o resfriamento no intervalo de temperatura de 890 °C a 695 °C. Baseado no ensaio dilatométrico, foram feitos dois tratamentos térmicos e dois tratamentos termomecânicos onde todos iniciaram com aquecimento do Aço até 900°C. As microestruturas associadas a estes diferentes tratamentos foram caracterizadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e as propriedades mecânicas foram levantadas por meio de ensaios de tração. Todas as micrografias obtidas por MEV revelaram a presença dos constituintes Ferrita, Bainita e ilhas do microconstituente martensita mais martensita retida (MA), com exceção da micrografia obtida no tratamento termomecânico feito a 600 °C que não apresentou bainita. O tratamento térmico feito a 450 °C e o tratamento termomecânico feito a 600 °C diminuíram o limite de resistência do material. O tratamento térmico feito a 600 °C e o tratamento termomecânico feito a 450 °C aumentaram o limite de resistência do material. Por fim, todos os tratamentos térmicos e termomecânicos que foram realizados diminuíram o valor da deformação do aço.

Palavras-chave: Transformação de fase. Aço DP800. Limite de resistência. Deformação.

ABSTRACT

The study of phase transformations in steel AHSS of type DP 800 was conducted in different Thermal and Thermomechanical Sequences with the aim of increasing its Resistance Limit without compromising its high strain rate. The Dilatometric Test performed on the DP 800 steel revealed the occurrence of four phase transformations, the first domain is associated with the transformation of Martensite into Ferrite during the heating of the material in the temperature range of 438 °C to 478 °C. The second domain is associated with the dissolution of some carbide and occurs during the heating of the material in the temperature range of 660 °C to 695 °C. The third domain is associated with the transformation of Ferrite into Austenite and occurs during the heating of the material in the temperature range of 725 °C and ends at 858 °C. Finally, the fourth domain is associated with the transformation of Austenite into Ferrite and occurs during the cooling in the temperature range of 890 °C to 695 °C. Based on the Dilatometric Test, two Thermal Treatments and two Thermomechanical Treatments were done where all started with heating of the steel up to 900 °C. The microstructures associated to these different Treatments were characterized by Scanning Electron Microscopy (SEM) and the mechanical properties were raised by means of Tensile Tests. All micrographs obtained by SEM revealed the presence of the constituents Ferrite, Bainite and islands of the microconstituent Martensite plus retained Austenite (MA), with the exception of the micrograph obtained in the thermomechanical treatment done at 600 °C that did not present Bainite. The heat treatment done at 450 °C and the Thermomechanical Treatment done at 600 °C decreased the Resistance Limit of the material. The heat treatment done at 600 °C and the Thermomechanical Treatment done at 450 °C increased the Resistance Limit of the material. All Treatments performed resulted in a decrease in the Deformation value of the steel.

Keywords: Phase transformation. DP800 steel. Resistance limit. Deformation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 –	Classificação normativa dos Aços.....	17
Figura 2 –	Representação esquemática das células unitárias das estruturas CCC, CFC e TCC.....	18
Figura 3 –	Principais características do Fe- α , do Fe- γ e do Fe- δ	20
Figura 4 –	Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C.....	21
Figura 5 –	Principais características da Cementita e da Perlita.....	22
Figura 6 –	Tratamentos Isotérmicos em um Aço-Carbono eutetóide curvas “a”, “b”, “c” e “d”.....	27
Figura 7 –	Curva de resfriamento ilustrando o Tratamento de Têmpera.....	30
Figura 8 –	Tratamento “ausforming” de um Aço ao Carbono.....	31
Figura 9 –	Comportamento da curva Tensão-Deformação de engenharia até a fratura, ponto F.....	35
Figura 10 –	Dimensões utilizadas na fabricação dos corpos de prova.....	37
Figura 11 –	Corpos de prova que foram feitos para serem usados nos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.....	38
Figura 12 –	Fornos Mufla QUIMIS modelo Q318M21 usados nos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.....	39
Figura 13 –	Laminador usado nos Tratamentos Termomecânicos.....	40
Figura 14 –	Ensaio Dilatométrico feito no Aço DP800.....	42
Figura 15 –	Micrografia do Aço DP 800 pertencente ao lote doado pela Fiat.....	43
Figura 16 –	Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min e temperado a 450 °C.....	44
Figura 17 –	Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min, laminado e temperado a 450 °C.....	45
Figura 18 –	Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min e temperado a 600 °C.....	45
Figura 19 –	Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min, laminado e temperado a 600 °C.....	46

Figura 20 – Gráfico Tensão-Deformação do aço no estado de como recebido.....	47
Figura 21 – Gráficos Tensão-Deformação para a primeira Rota.....	48
Figura 22 – Gráficos Tensão-Deformação para a segunda Rota.....	48
Figura 23 – Limites de Resistência do Aço DP 800 como recebido e após os Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.....	49
Figura 24 – Deformação do Aço DP 800 como recebido e após os Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.....	50

LISTA DE SIGLAS

AAAR	Aços Avançados de Alta Resistência
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrado
CP	<i>Complex Phase</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
FB	Ferrítico Bainítico
HF	<i>Hot-Formed</i>
MA	Martensita + Austenita Retida
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MS	Martensítico
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
TTT	Tempo – Temperatura - Transformação
TWIP	<i>Twinning Induced Plasticity</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	14
2.1	OBJETIVO GERAL	14
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	14
3	FUDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
3.1	ORIGEM E FABRICAÇÃO DO AÇO	15
3.2	CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS	16
3.3	ESTRUTURA CRISTALINA	17
3.4	INTERSTÍCIOS DAS CÉLULAS UNITÁRIAS	18
3.5	DEFEITOS EXISTENTES NA ESTRUTURA CRISTALINA.....	18
3.6	ALOTROPIA DO FERRO	19
3.7	O DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FERRO-CARBONO	20
3.7.1	Características Principais	20
3.7.2	Reação Eutetóide	21
3.8	DILATOMETRIA	22
3.9	TRATAMENTO TÉRMICO	23
3.9.1	Decomposição da Austenita	23
3.9.3	Martensita	24
3.9.4	Bainita	25
3.9.5	Diagrama (Tempo – Temperatura – Transformação)	25
3.9.6	Fatores que Influem na Posição das Curvas TTT	27
3.9.7	Retenção da Austenita	27
3.10	TRATAMENTOS TÉRMICOS BÁSICOS	28
3.10.1	Têmpera	28
3.11	TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS	29

3.12	AÇOS AVANÇADOS.....	30
3.12.1	Aços Bifásicos.....	31
3.13	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	31
3.13.1	Ensaio de Tração.....	32
3.13.2	Comportamento Tensão-Deformação.....	32
3.13.3	Propriedades em Tração.....	33
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	34
4.1	MATERIAIS.....	34
4.2	MÉTODOS.....	35
4.2.1	Ensaio de Dilatometria.....	35
4.2.2	Fabricação dos Corpos de Prova.....	35
4.2.3	Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.....	36
4.2.4	Ensaio de Tração.....	38
4.2.5	Caracterização Microestrutural.....	38
4.2.5.1	Microscopia Eletrônica de Varredura.....	39
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	40
5.1	ENSAIO DILATOMÉTRICO.....	40
5.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	41
5.2.1	Ensaio por Microscopia Eletrônica de Varredura.....	41
5.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	45
5.3.1	Resultados do Ensaio de Tração.....	45
5.3.2	Influência dos Microconstituintes nas Propriedades das Amostras Ensaçadas....	47
6	CONCLUSÕES.....	49
	REFERÊNCIAS.....	50

1 INTRODUÇÃO

A contínua evolução tecnológica dos bens de consumo duráveis e a necessidade de se implantar uma infraestrutura adequada para atender as necessidades vitais da humanidade impôs o desenvolvimento de materiais de custo relativamente baixo cujo desempenho atendesse aos requisitos mecânicos, químicos e físicos necessários às mais variadas aplicações. Os produtos planos de Aço se destacam por possuírem aplicações praticamente universais, graças à capacidade que têm de assumir os mais variados perfis de propriedades através da escolha criteriosa dos elementos de liga e da aplicação de Tratamentos Termomecânicos ou Térmicos específicos. (GORNI, 2009).

Um dos seguimentos industriais que mais vem a contribuir para o desenvolvimento tecnológico dos Aços é o setor automobilístico, que por sinal nas últimas duas décadas, convive com dois problemas antagônicos. Por um lado, as empresas sofrem uma grande pressão internacional para se adequarem a exigências ambientais, como por exemplo, as propostas pelo Protocolo de Kyoto, que objetiva, entre outras coisas, a redução das emissões de gases poluentes na atmosfera. Uma das propostas explorada para resolver este problema é de diminuir o consumo de combustível por meio da redução de massa do automóvel, que pode ser substancialmente conseguida com a utilização de chapas metálicas mais finas. Por outro lado, influenciados por um mercado altamente competitivo, as indústrias automotivas sofrem um grande apelo por melhorias nos aspectos de segurança, desempenho e conforto nos automóveis que em contrapartida aumentam o número de componentes, o custo e o peso dos automóveis. Objetivando manter hegemonia e não perder mercado para novos tipos de materiais, a solução proposta pelos grandes fabricantes de Aço foi produzir Aços mais resistentes, surgiram então os *Advanced High Strength Steels* (AHSS), cuja principal diferença entre estes e os Aços convencionais está na microestrutura, e por consequência na resistência mecânica. (LAJARIN, 2012).

Os AHSS possuem matriz de fase Ferrita com variados percentuais de Martensita, Bainita e/ou Austenita Retida. A microestrutura diferenciada garante a esses Aços maior resistência do que os Aços convencionais, aliada a uma boa ductilidade. O aumento da resistência permite que chapas mais finas possam ser usadas em componentes automotivos, sem que isso comprometa a segurança, ou seja, sem comprometer a capacidade de absorção de impacto em colisão. (LAJARIN, 2012).

Porém, a sua ampla aplicação na indústria automotiva ainda está limitada devido a desafios na conformabilidade, união de chapas, vida de ferramenta e Retorno Elástico.(LAJARIN, 2012).

2 OBJETIVOS

Nesta seção serão abordados os objetivos gerais e específicos deste trabalho.

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho é estudar algumas sequências Térmicas e Termomecânicas feitas com um Aço AHSS de primeira geração do tipo DP800, no sentido de se obter uma melhoria de suas propriedades mecânicas, aumentando seu Limite de Resistência e a preservando sua Deformação.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar o material como recebido;
- Estudar as temperaturas dos domínios de transformação de fase durante aquecimento e resfriamento do Aço DP800 por Dilatometria;
- Baseado nas temperaturas de transformação encontradas, tem-se que elaborar sequências térmicas e termomecânicas da seguinte forma: aquecimento, deformação, resfriamento, decomposição isotérmica, têmpera parcial para decomposição da austenita residual, etc. Visando a melhoria da resistência e da formabilidade do Aço;
- Realizar ensaios mecânicos de tração para determinação da resistência e ductilidade do Aço produzidas pelas diferentes sequências térmicas e termomecânicas que foram feitas;
- Realizar ensaios metalográficos para posterior caracterização microestrutural em microscopia eletrônica de varredura.

3 FUDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A partir desta seção serão abordados conceitos sobre o aço, desde sua origem até sua classificação e uso na indústria.

3.1 ORIGEM E FABRICAÇÃO DO AÇO

O Aço consiste em uma liga de Fe-C, sendo que o Ferro é encontrado em toda crosta terrestre, fortemente associado ao Oxigênio e a Sílica. O minério de Ferro é um óxido de Ferro, misturado com areia fina. O Carbono é também relativamente abundante na natureza e pode ser encontrado em diversas formas. Na siderurgia, a fonte de Carbono é o carvão mineral, e em alguns casos, o carvão vegetal. (FELÍCIO, 2012).

O carvão exerce duplo papel na fabricação do Aço. Como combustível, permite alcançar altas temperaturas (cerca de 1.500 °C) necessárias à fusão do minério. Como redutor, associa-se ao Oxigênio que se desprende do minério com a alta temperatura, deixando livre o Ferro. O processo de remoção do oxigênio do Ferro para ligar-se ao Carbono chama-se redução e ocorre dentro de um equipamento chamado alto forno. Antes de serem levados ao alto forno, o minério e o carvão são previamente preparados para melhoria do rendimento e economia do processo. O minério é transformado em pelotas e o carvão é destilado, para obtenção do coque. No processo de redução, o Ferro se liquefaz e é chamado de Ferro gusa ou Ferro de primeira fusão. (FELÍCIO, 2012).

Impurezas como Calcário, Sílica, etc. formam a escória, que é matéria-prima para a fabricação de cimento. A etapa seguinte do processo é o refino. O Ferro gusa é levado para a aciaria, ainda em estado líquido, para ser transformado em Aço, mediante queima de impurezas e adições. O refino do Aço se faz em fornos a oxigênio ou elétricos. Finalmente, a terceira fase clássica do processo de fabricação é o lingotamento contínuo no qual, o Aço em processo de solidificação é transformado em lingotes que depois são enviados para a laminação. Na laminação o Aço é transformado em produtos siderúrgicos utilizados pela indústria de transformação, como chapas grossas e finas, bobinas, vergalhões, arames, perfilados, barras, etc. Com a evolução da tecnologia, as fases de redução, refino e laminação estão sendo reduzidas no tempo, assegurando maior velocidade na produção. (FELÍCIO, 2012).

3.2 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS

Os Aços podem ser classificados da seguinte forma: Quanto ao teor de Oxigênio, quanto ao teor de Carbono, quanto ao teor dos elementos de liga e a classificação normativa.(VALE, 2011).

Segundo Vale (2011), os aços podem ser classificados quanto ao teor de oxigênio da seguinte forma:

- Aços efervescentes: São Aços que possuem uma desoxidação mínima, tendo uma camada de Ferro quase puro nas paredes do lingote;
- Aços parcialmente desoxidados: São Aços que possuem quantidade regulada de oxigênio;
- Aços acalmados: São aqueles que possuem quantidade nula de oxigênio;
- Aços parcialmente acalmados: São intermediários aos Aços efervescentes e acalmados;
- Aços desoxidados a vácuo: Remove-se o oxigênio do Aço fundido sem adicionar elementos que formem inclusões não metálicas.

Segundo Vale (2011), os aços podem ser classificados quanto ao teor de Carbono da seguinte forma:

- Baixo Carbono: Até 0,14% de Carbono;
- Aço doce: De 0,15% até 0,29% de Carbono;
- Aço de médio Carbono: De 0,30% até 0,59% de Carbono;
- Aço de alto Carbono: De 0,60% até 2,00% de Carbono;
- Ferro Fundido: Acima de 2,00% de Carbono.

Segundo Vale (2011), os Aços podem ser classificados quanto ao teor dos elementos de liga da seguinte forma:

- Aços de baixa liga: Contêm pequenas quantidades de elementos de liga. O teor desses elementos varia de 1,5 a 5% do total. Os elementos de liga mais comuns são o Manganês, Silício, Cromo, Níquel, Molibdênio e Vanádio;

- Aços de média liga: Nesses Aços, o teor dos elementos de liga varia de 5 a 10% do total;
- Aços de alta liga: Nesses, o teor dos elementos de liga ultrapassa os 10%, tendo, em função desses elevados índices, elevado preço e propriedades mecânicas excepcionais.

Segundo Vale (2011), as classificações normativas dos Aços são da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), da *Society of Automotive Engineers* (SAE) e da *American Iron and Steel Institute* (AISI). A classificação normativa condensada dos Aços é mostrada na Figura 1. A normatização é compreendida por quatro ou até mesmo cinco algarismos (XXXXX) os dois últimos à direita correspondem ao teor de Carbono, em %, multiplicados por 100. Por exemplo, um Aço AISI 1020 é um Aço Carbono comum, com 0,2% de Carbono em sua composição, ou seja, 0,2% vezes 100, que resulta no número 20, que é o código dos dois últimos algarismos que iram compor a nomenclatura para este Aço.

Figura 1 - Classificação normativa dos Aços.



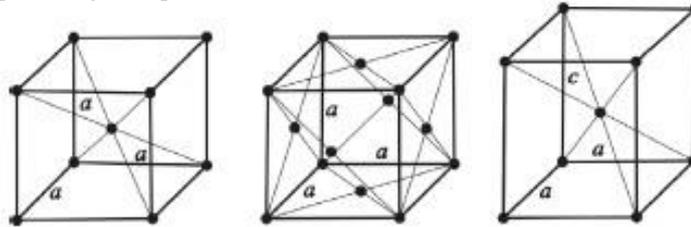
Fonte: Vale(2011).

3.3 ESTRUTURA CRISTALINA

Muitas ligas ferrosas e não ferrosas possuem uma distribuição característica e regular dos seus átomos nas três direções do espaço, sendo chamadas então de materiais cristalinos.(VALE, 2011).

A partir desta regularidade, podem-se representar, então, todos os átomos de uma liga metálica através de um conjunto que define sua distribuição espacial. A mínima porção do reticulado cristalino, chama-se célula unitária. As células unitárias interessantes ao estudo dos Tratamentos Térmicos de ligas metálicas são o sistema cúbico e o sistema tetragonal. Na Figura 2 são mostradas as células unitárias das estruturas cúbicas de corpo centrado (CCC), cúbica de face centrada (CFC) e tetragonal de corpo centrado (TCC).(VALE, 2011).

Figura 2 - Representação esquemática das células unitárias das estruturas CCC, CFC e TCC.



Fonte: Vale (2011).

3.4 INTERSTÍCIOS DAS CÉLULAS UNITÁRIAS

Nas estruturas cristalinas, o fator de empacotamento é sempre menor do que um, ou seja, os átomos não ocupam todo o espaço disponível na célula unitária. Isso implica a existência de espaços vazios entre os átomos da estrutura. Esses espaços vazios são chamados de interstícios e são importantes nos Tratamentos Térmicos dos Aços. Em geral há vários interstícios em uma estrutura cristalina e, quanto menor o fator de empacotamento, maior é o volume destinado aos interstícios. No caso da liga Ferro-Carbono, a estrutura que possuir os maiores interstícios terá maior solubilidade do que aquela na qual houver interstícios menores. (VALE, 2011).

3.5 DEFEITOS EXISTENTES NA ESTRUTURA CRISTALINA

Os arranjos de átomos em materiais contêm imperfeições ou defeitos. Em geral, esses defeitos têm forte influência sobre as propriedades dos materiais.(ASKELAND; PHULÉ, 2008).Segundo Askeland e Phulé (2008), estes são os tipos básicos de imperfeições encontradas nos metais:

- Lacunas: Produz-se uma lacuna sempre que há falta de um átomo em seu local esperado da estrutura cristalina. Todos os materiais cristalinos possuem defeitos do

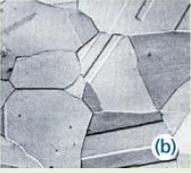
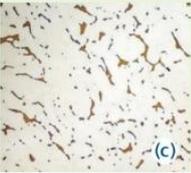
tipo lacuna. Elas desempenham um papel importante na taxa com que átomos podem se mover ou se difundir em um material sólido, especialmente em metais puros;

- Defeitos intersticiais: Ocorre um defeito intersticial ao se inserir um átomo adicional em uma posição intersticial não-ocupada. Certos átomos intersticiais (como o de hidrogênio) podem estar presentes na forma de impurezas, ao passo que átomos de Carbono são acrescentados intencionalmente para produzir o Aço-Carbono. Em pequenas concentrações, os átomos de Carbono ocupam os interstícios da estrutura cristalina do Ferro, introduzindo tensões mecânicas nas vizinhanças do átomo adicionado;
- Discordâncias: As discordâncias são imperfeições lineares em cristais. Em geral, são introduzidas no cristal durante a solidificação do material ou quando o material é deformado de modo permanente. Embora as discordâncias estejam presentes em todos os materiais, incluindo cerâmicas e polímeros, elas são particularmente úteis no entendimento da Deformação, da Ductilidade e do aumento de resistência mecânica dos materiais metálicos;
- Contorno de grão: A microestrutura de vários materiais cerâmicos e metálicos de engenharia é composta de muitos grãos. O grão é uma parte do material no qual o arranjo de átomos é praticamente idêntico. No entanto, a orientação da estrutura cristalina é diferente para cada grão adjacente. O ajuste do tamanho dos grãos é um dos métodos utilizados para o controle das propriedades mecânicas dos metais. Ao se reduzir o tamanho dos grãos, o número total de áreas de contorno de grão aumentará. Dessa forma, qualquer discordância irá se mover apenas por uma curta distância antes de encontrar o contorno de grão e ser bloqueada. Esse bloqueio do movimento das discordâncias eleva a resistência do material metálico.

3.6 ALOTROPIA DO FERRO

Polimorfismo, em química, é a propriedade de materiais sólidos poderem existir sob mais de uma forma cristalina. A Figura 3, mostra as transformações polimórficas do Ferro e suas principais características. (VALE, 2011).

Figura 3 - Principais características do Fe- α , do Fe- γ e do Fe- δ .

Características da ferrita ou Fe- α	Microestrutura
Estrutura – CCC (até a temperatura de 912°C).	
Material ferromagnético a temperaturas inferiores a 768°C.	
Solubilidade máxima do carbono – 0,002% em peso de C a 727°C.	
Macia e dúctil.	
Dureza – 90 Brinell.	
Resistência à tração – 340 MPa. Alongamento em 50,8 mm – 40%.	
Características da austenita ou Fe- γ	Microestrutura
Estrutura – CFC (tem + posições intersticiais).	
Forma estável do ferro puro à temperatura entre 912°C até 1394°C. Não é ferromagnética.	
Solubilidade máxima do carbono – 2,14% em peso de C a 1147°C.	
É mais dura.	
Características da ferrita ou Fe- δ	Microestrutura
Estrutura – CCC.	
Forma estável até a temperatura de 1394°C.	
Fase não-magnética do aço.	
É idêntica ao ferro- α . Estável somente a altas temperaturas (sem interesse industrial).	

Fonte: Vale (2011).

O Ferro, quando aquecido, apresenta duas mudanças estruturais antes de fundir. Na temperatura ambiente apresenta a Ferrita, ou Ferro α , cuja estrutura é CCC. Na temperatura de 912 °C a Ferrita sofre transformação polimórfica para Austenita, ou Ferro γ , cuja estrutura é CFC, essa estrutura se mantém até 1394 °C, quando ocorre a transformação para CCC, conhecida como Ferrita δ , que fundirá a 1538 °C (DAMASCENO, 2015).

3.7 O DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FERRO-CARBONO

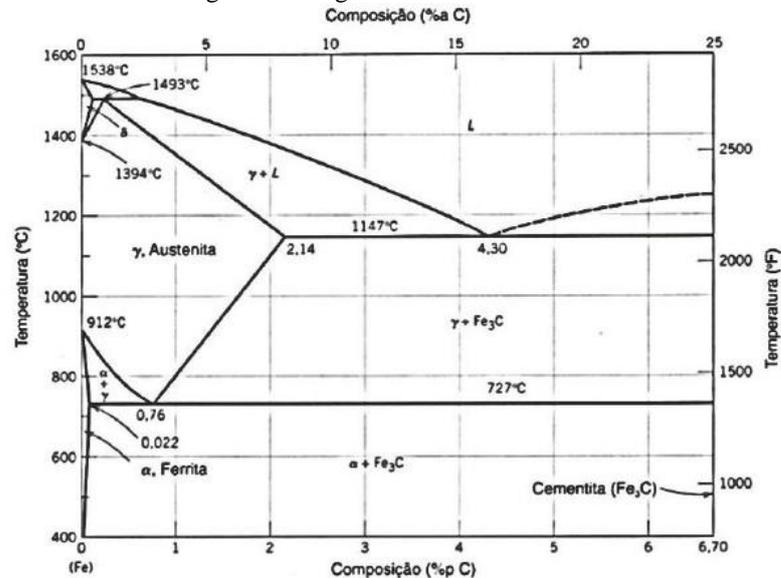
Nesta seção serão discutidas características acerca do diagrama de equilíbrio ferro-carbono.

3.7.1 Características Principais

As fases presentes, após resfriamento muito lento das ligas Ferro-Carbono, podem ser identificadas no diagrama de fases Fe-Fe₃C da Figura 4, para diferentes temperaturas e composições até 6,67% de Carbono (C). Este não é propriamente um diagrama de equilíbrio, pois o composto que se forma (o Carboneto de Ferro Fe₃C) não é, na verdade uma fase que esteja em equilíbrio. Em determinadas circunstâncias, o Fe₃C, também conhecido por

Cementita, pode se decompor em fases mais estáveis de Ferro e Carbono (Grafita). No entanto, na maioria das situações práticas, o Fe_3C é bastante estável e será tratado daqui em diante como uma fase de equilíbrio. (SMITH; HASHEMI, 2012).

Figura 4 - Diagrama de fases Fe-Fe₃C.



Fonte: Damasceno (2015).

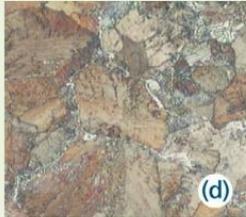
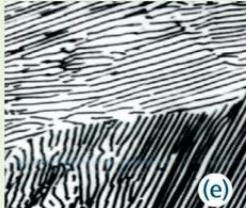
Analisando o diagrama é possível observar que: o Ferro puro pode dissolver até 0,002% de Carbono, à temperatura de 727°C os Aços podem conter de 0,002% até 2,06% de Carbono e os Ferros Fundidos podem conter de 2,06% a 4,5% de Carbono. Outro ponto importante a se destacar é a existência de três reações, uma peritética a 1495°C, uma eutética, a cerca de 1148°C e outra eutetóide em 727°C. Para o estudo do Tratamento Térmico de Aços, limita-se a análise da região do diagrama metaestável compreendida entre 0 e 2% de C e dentre as três reações possíveis (eutética, peritética e eutetóide), bastará considerar unicamente a eutetóide observando que: Um Aço é definido como uma liga Fe-C em que o teor em Carbono não ultrapassa a 2%, o que permite ignorar a transformação eutética. Para a realização dos Tratamentos Térmicos comuns também é possível ignorar a transformação peritética. (VALE, 2011).

3.7.2 Reação Eutetóide

Um Aço Carbono que contenha 0,8% C é denominado por Aço eutetóide, pois forma-se uma estrutura totalmente eutetóide constituída de Ferrita α e Fe_3C quando a Austenita com essa composição é resfriada lentamente abaixo da temperatura eutetóide. Um Aço Carbono

com teor inferior a 0,8% C é denominado hipoeutetóide, e um Aço com teor superior a esse valor é um Aço hipereutetóide. Se depois do processo de Austenitização o Aço for resfriado de forma lenta, irá provocar a transformação de toda Austenita em uma estrutura lamelar com placas alternadas de Ferrita α e Fe_3C . Esta estrutura eutetóide chama-se Perlita. (SMITH; HASHEMI, 2012). A Figura 5 irá mostrar as principais características da Cementita e da Perlita.

Figura 5 - Principais características da Cementita e da Perlita.

Características da cementita ou carbeto de ferro ou Fe_3C	Microestrutura
Surge quando se supera o limite de solubilidade do carbono no ferro (6,7% C).	
É dura e frágil.	
É um constituinte metaestável* com decomposição muito lenta em ferro α e C.	
Dureza – 650 Brinell.	
Resistência à tração – 30 MPa.	
Alongamento em 50,8 mm – 0%.	
Características da perlita	Microestrutura
Perlita ($\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$) – consiste de lamelas alternadas de fase " α " (ferrita) e Fe_3C (cementita).	
Ferrita – lamelas mais espessas e claras.	
Cementita – lamelas mais finas e escuras.	
Propriedades mecânicas da perlita – entre a ferrita (mole e dúctil) e a cementita (dura e frágil). Com dureza média de 300 Brinell.	
Resistência à tração – 850 MPa.	

Fonte: Vale (2011).

3.8 DILATOMETRIA

A Dilatometria é uma técnica utilizada há muito tempo para estudar o comportamento térmico dos materiais. Antes do século XX, esta técnica foi utilizada por químicos em temperaturas próximas à temperatura ambiente para acompanhamento de reações lentas. Em 1919, pesquisadores franceses utilizaram este método para estudar a influência da velocidade de resfriamento sobre a Têmpera dos Aços Carbono. Limitações tecnológicas restringiram inicialmente a utilização desta técnica, porém seu campo de aplicação expandiu-se após os progressos nos modos de aquecimento (tipos de fornos e controles eletrônicos programáveis). (PEDROSA, 2012).

Dilatômetros modernos possuem sinais de saída eletrônicos conectados a computadores com sistemas de medidas diferenciais (com ou sem amostra de referência), além de uma ampla variedade de dispositivos programáveis. A Dilatometria é uma das técnicas mais poderosas para o estudo de transformações de fase sólido-sólido em Aços, pois

ela permite o monitoramento em tempo real da evolução das transformações, em termos de mudanças dimensionais, que ocorrem na amostra pela aplicação de um Ciclo Térmico. A aplicabilidade da Dilatometria em pesquisa de transformação de fase é devido à mudança do volume específico de uma amostra durante uma transformação de fase. (PEDROSA, 2012).

Quando um material sofre uma mudança de fase a estrutura cristalina muda e isto é, em princípio, acompanhado por uma mudança no volume específico. Esta técnica é amplamente utilizada para estudar o comportamento da transformação de Aços durante aquecimento contínuo, resfriamento e retenção isotérmica. Ao registrar as transformações que ocorrem durante uma série de condições, é possível apresentar os resultados em uma forma gráfica, que mostra as temperaturas de formação de constituintes microestruturais que podem ser obtidos para uma dada condição de aquecimento ou resfriamento. Estes diagramas de transformação são de imenso valor em aplicações metalúrgicas tais como Tratamento Térmico e soldagem e como um meio de caracterização de Aços para processos específicos. A Dilatação Térmica de um material é geralmente determinada pela variação do comprimento de uma mostra, em uma certa direção, em função da variação da temperatura. Desta forma é experimentalmente mais simples do que acompanhar a mudança no volume da amostra. (PEDROSA, 2012).

3.9 TRATAMENTO TÉRMICO

Os Tratamentos Térmicos podem ser descritos por ciclos de aquecimento e resfriamento, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera, velocidades de aquecimento e resfriamento, com o objetivo de alterar as propriedades de certos materiais metálicos, conferindo-lhes características determinadas e causando modificações em suas microestruturas sem que haja mudanças na forma do produto. Classicamente, as temperaturas de transformação de fases entre Ferrita, Austenita e Cementita são consideradas temperaturas críticas na discussão dos Tratamentos Térmicos. (SILVA, 2012).

3.9.1 Decomposição da Austenita

Segundo Colpaert (2012), o modo como se processa a decomposição da Austenita nos Tratamentos Térmicos convencionais define, em grande parte, o resultado obtido, sob aspecto microestrutural. As transformações de fase que ocorrem na decomposição da Austenita se passam por nucleação e crescimento. Os processos de nucleação e

crescimento, fundamentalmente difusionais, que controlam a formação da Ferrita, Perlita e Cementita são extremamente importantes por dois aspectos:

- Em primeiro lugar, por definir a morfologia, tamanho e fração volumétrica destas fases, quando formadas. Definem, portanto, em grande parte, as propriedades físicas e mecânicas que resultam dos Tratamentos em que estas fases são o produto final do Tratamento;
- Em segundo lugar, quando estas transformações difusionais, que conduzem à formação das fases de equilíbrio, não ocorrem, abre-se a possibilidade de formação de fases não previstas pelo equilíbrio, formadas por mecanismos mais complexos do que simplesmente nucleação e crescimento difusionais. Estas fases são a base da obtenção das excepcionais propriedades dos Aços empregados em construção mecânica. (COLPAERT, 2012).

3.9.3 Martensita

A Perlita, é produto do resfriamento lento ou moderado originário da Austenita, nestas condições uma pequena variação de temperatura com o tempo favorece a difusão dos átomos nos arredores da Austenita, passando os átomos de Ferro para uma estrutura CCC, reação essa que ocorre através de nucleação e crescimento, onde há grande difusão de Carbono na rede cristalina do Aço. Para resfriamentos mais rápidos não haverá tempo suficiente para a difusão do Carbono, que fica em solução. Na modificação de sua microestrutura, o excedente de átomos de Carbono vai disputar espaço com átomo Ferro que se encontra no centro da célula unitária, isso produzirá uma Deformação ou cisalhamento na rede cristalina. Tal excesso de Carbono levará o Ferro a apresentar uma estrutura deformada do tipo TCC (tetragonal de corpo centrado). Microscopicamente, a estrutura do Aço passa a forma de agulhas, ao invés de lamelas decorrentes do resfriamento lento ou moderado. A Deformação provocada pelo excesso de Carbono na rede cristalina faz com que o Aço tenha resistência mecânica e dureza elevadas em grandes proporções quando comparadas aos Aços resfriados lenta ou moderadamente. A Martensita é um constituinte metaestável do Aço, não existindo seu campo de formação no diagrama Fe-C. A Martensita cuja estrutura é TCC é uma solução sólida supersaturada em Carbono que fica preso à rede, distorcendo um de seus eixos, o que leva a um aumento da dureza da Martensita. (VALE, 2011).

3.9.4 Bainita

Trata-se de um componente que só é obtido através de Tratamento Isotérmico, isto é, Tratamento em que o esfriamento é interrompido na temperatura correspondente à formação da Bainita para, depois que esta se formou, prosseguir até a temperatura ambiente. (JUNIOR, 2011).

Sendo assim, a Bainita é formada entre as temperaturas de formação dos constituintes Perlita e Martensita. O mecanismo de formação da microestrutura Bainítica envolve difusão e cisalhamento. Embora a Bainita se forma em uma faixa de temperatura intermediária, esta possui uma microestrutura diferente dos constituintes Perlita e Martensita. (JUNIOR, 2011).

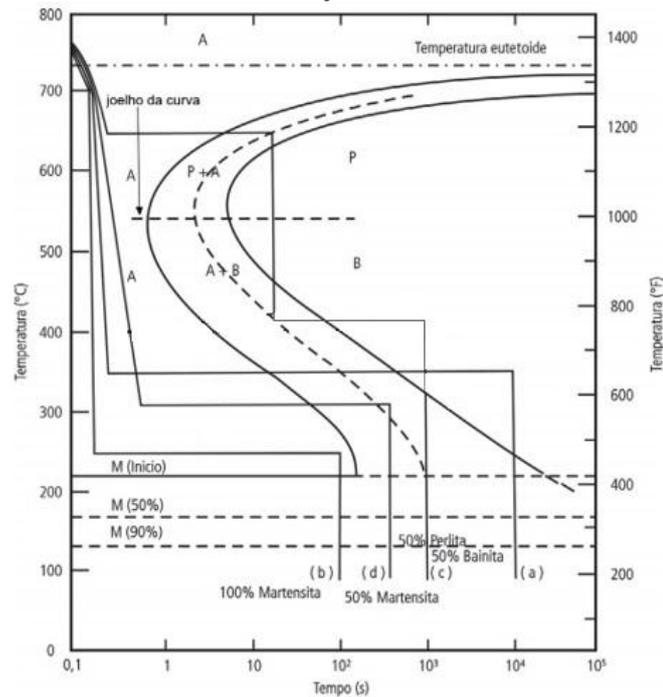
3.9.5 Diagrama (Tempo – Temperatura – Transformação)

Um diagrama de equilíbrio, como o Fe-C possui diversas transformações de fase que ocorrem em determinadas temperaturas e que são dependentes da composição e da temperatura da liga. Tais mudanças de fase existem considerando-se resfriamentos lentos e temperaturas fixas. Quando se necessita de informações adicionais a respeito dessas transformações com velocidades de resfriamento rápidas, por exemplo, necessita-se de outro diagrama, denominado Diagrama Tempo – Temperatura – Transformação ou Diagrama (TTT). Os diagramas TTT fornecem informações sobre os tipos de constituintes e seus respectivos percentuais com variadas velocidades e formas de resfriamento. No diagrama TTT, podem-se notar as mudanças de fase, onde haverá transformação parcial ou total do Aço, em função do período de tempo no qual ele foi resfriado ou mantido a uma dada temperatura. (VALE, 2011).

A Figura 6 apresenta o diagrama TTT do Aço Carbono Eutetóide. No eixo vertical são mensuradas as temperaturas e no eixo horizontal os tempos de reação em escala logarítmica. (VALE, 2011).

Nesse diagrama há duas curvas que indicam os tempos de início e fim das modificações de fase no Aço. A curva da esquerda indica o início da transformação e a da direita o seu término. O “cotovelo” observado na figura é a representação do ponto no qual há uma modificação no Aço, havendo acima e abaixo deste ponto, diferentes constituintes formados, em função do tempo de resfriamento da liga. (VALE, 2011).

Figura 6 - Tratamentos Isotérmicos em um Aço-Carbono eutetóide curvas “a”, “b”, “c” e “d”.



Fonte: Vale (2011).

Na curva “a” por exemplo: ocorre resfriamento rápido até 350°C, mantendo-se a temperatura constante, na sequência, por 10⁴ segundos e, em seguida, realizando-se um resfriamento brusco até 25°C, o que ocasiona uma passagem da linha de resfriamento abaixo do “cotovelo” formado pelas curvas de transformação do Aço, havendo 100% de transformação da Austenita em Bainita. Na curva “b”, o Aço é resfriado rapidamente até 250°C, onde ele permanece por 100 segundos a essa temperatura, seguindo-se com resfriamento brusco até 25°C. Dessa forma, com a continuidade do resfriamento rápido haverá formação da Martensita, e o Aço transformado será exclusivamente deste constituinte. (VALE, 2011).

Observando-se a curva “c” constata-se que o Aço sofreu resfriamento rápido até 650°C, mantido por 20 segundos nessa temperatura, onde ocorre a transformação de cerca de 50% de Austenita em Perlita. Depois dessa etapa, o Aço é resfriado bruscamente até 400°C e mantido por 10³ segundos, e a Austenita Residual transforma-se em Bainita. A composição final desse Aço será de 50% Bainita e 50% Perlita. Na curva “d” verifica-se resfriamento rápido do Aço até cerca de 300°C. Depois ocorre a manutenção dessa temperatura por um tempo de 500 segundos com posterior resfriamento rápido de até 25°C. Nessa curva, o tempo de manutenção da temperatura permite transformar cerca de 50% da Austenita em Bainita em 300°C e a Austenita Residual será transformada em Martensita. Por fim haverá uma microestrutura do Aço composta 50% Martensita e 50% Bainita. (VALE, 2011).

3.9.6 Fatores que Influem na Posição das Curvas TTT

Segundo Chiaverini (2012), os principais fatores que podem modificar a posição das curvas TTT são:

- **Composição química:** No que se refere à composição química, todos os elementos de liga que são adicionados aos Aços, com exceção do cobalto, deslocam as curvas de início e de fim de transformação para a direita, ou seja, retardam a transformação da Austenita. A consequência desse deslocamento é a maior facilidade de obter, por resfriamento, a estrutura Martensítica;
- **Tamanho de grão da Austenita:** Verifica-se que quanto maior esse tamanho de grão tanto mais para a direita são descoladas as curvas de início e fim da transformação, como consequente atraso do início e do fim da transformação da Perlita. De fato, o produto da transformação – Perlita – começa a se formar nos contornos de grão da Austenita; é evidente, então, que se a Austenita apresentar tamanho de grão grande, sua total transformação levará mais tempo do que se apresentar grão menor. Assim sendo, os Aços com tamanho de grão Austenítico grande tendem a apresentar, no esfriamento, estrutura Martensítica mais facilmente do que Aço com tamanho de grão Austenítico menor. O fato de um tamanho de grão grande facilitar a obtenção da estrutura Martensítica pode levar a conclusão que se deve preferir um Aço de granulação grosseira. Essa conclusão é, entretanto, errônea, visto que os prejuízos de uma granulação grosseira são maiores que as vantagens;
- **Homogeneidade da Austenita:** É outro fator de influência sobre a posição das curvas do diagrama isotérmico. Quanto menos homogênea a Austenita, ou seja, quanto maior a quantidade de Carbonetos residuais ou de áreas localizadas ricas em Carbono, tanto mais rápido é o início da reação de formação da Perlita. De fato, os Carbonetos residuais não dissolvidos atuam como núcleos para a reação de formação da Perlita, de modo que o início da transformação da Austenita é acelerado.

3.9.7 Retenção da Austenita

Durante o resfriamento a Austenita torna-se instável e se decompõe em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e composição química do Aço. Quando a

transformação envolve processo de difusão, toda a Austenita se transforma em Ferrita, Perlita ou Bainita. Porém quando a taxa de resfriamento é elevada, o processo de transformação deixa de ser difusional e a Austenita se transforma em Martensita por cisalhamento, sendo possível que alguma porcentagem de Austenita continue estável a temperatura ambiente. A Austenita Retida pode transforma-se em Martensita, quer sob a ação de trabalho a frio, quer durante o revenido. Esse fenômeno pode ocasionar mudanças dimensionais inesperadas, fragilização ou fissuração. (SILVA, 1997).

Grandes quantidades de Austenita Retida podem ainda impedir que se atinja a dureza final desejada no Aço, porque a Austenita pode se transformar num produto mais mole (Ferrita mais Carboneto) do que a Martensita, durante as subseqüentes operações de revenido. (SILVA, 1997).

3.10 TRATAMENTOS TÉRMICOS BÁSICOS

De uma maneira geral, os Tratamentos Térmicos convencionais envolvem aquecimento e resfriamento e compreendem: Recozimento, Normalização, Têmpera e Revenido. Porém, dos quatro Tratamentos citados anteriormente apenas o Tratamento de Têmpera foi utilizado na construção deste trabalho.

3.10.1 Têmpera

Segundo Colpaert (2012), o termo Têmpera indica um Tratamento visando a formação de Martensita. O Tratamento de Têmpera consiste, portanto, de:

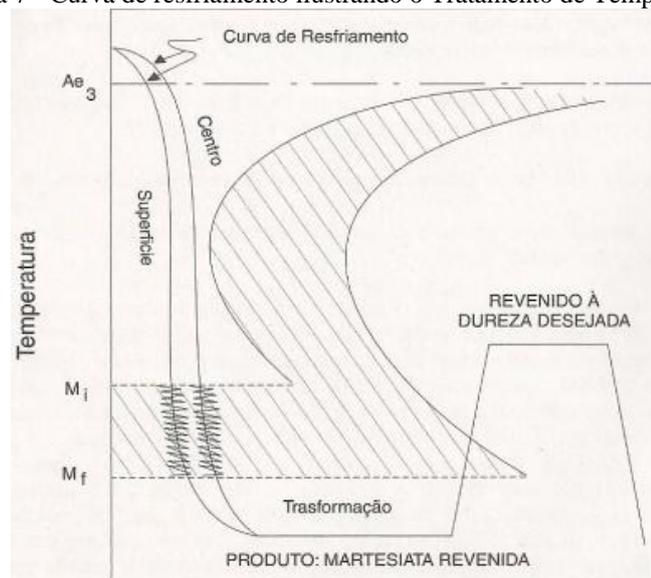
- Aquecimento até a temperatura adequada para obter uma microestrutura Austenítica;
- Manutenção da peça neste patamar de temperatura para completa solubilização;
- Resfriamento em um meio que resulte em velocidade apropriada para obter a formação de Martensita.

A velocidade mínima de resfriamento para formação da estrutura Martensítica é denominada velocidade crítica. Os meios de resfriamentos utilizados dependem da temperabilidade dos Aços e da forma e dimensões das peças submetidas à Têmpera. Como se procura nesta operação a obtenção de uma estrutura Martensítica, deve-se fazer com que a curva de resfriamento passe à esquerda do cotovelo da curva de transformação, evitando-se

assim a transformação da Austenita em produtos envolvendo processos difusionais. Os objetivos dessa operação, sob o ponto de vista das propriedades mecânicas, são: aumento da dureza do Aço e da sua Resistência à Tração. (CANAAN, 2007).

Resultam também da Têmpera, a redução da Ductilidade, da Tenacidade e a presença de apreciáveis tensões internas que podem, se não bem controladas, ocasionarem Deformação, empenamento e fissuração. A Martensita é um constituinte bastante resistente, mas é normalmente muito frágil. Então, torna-se necessário modificar as suas propriedades mecânicas através de um Tratamento Térmico na faixa de temperatura de 150 – 700°C. Este processo é denominado revenimento, e a microestrutura resultante é denominada de Martensita revenida (CANAAN, 2007). A Figura 7 mostra o diagrama de transformação para Têmpera e Revenimento.

Figura 7 - Curva de resfriamento ilustrando o Tratamento de Têmpera.



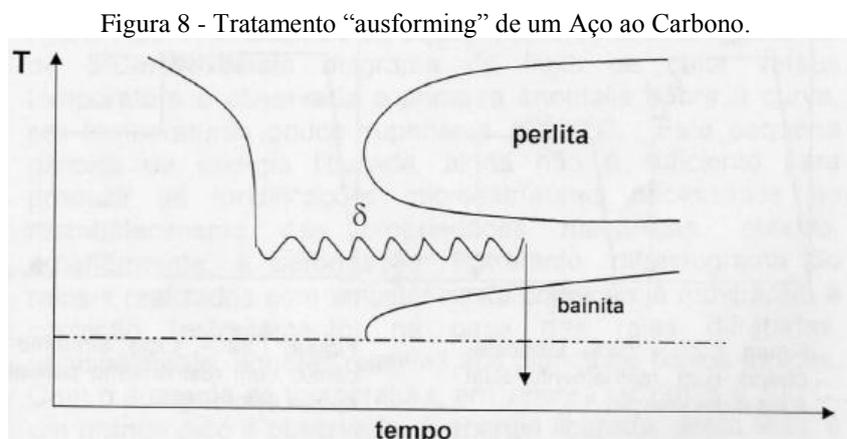
Fonte: Canaan (2007).

3.11 TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS

Os Tratamentos Termomecânicos são obtidos industrialmente como resultados dos processos de Conformação Plástica como, por exemplo, o forjamento, a laminação ou a extrusão. A Deformação Plástica modifica, significativamente, a cinética das transformações, modificando as curvas do diagrama TTT. A Deformação Plástica diminui o tempo de incubação e aumenta a taxa de nucleação nas regiões mais afetadas pela Deformação; normalmente, os contornos de grãos e subgrãos. A Deformação Plástica cria, portanto, sítios

preferenciais, onde a nucleação é mais favorável do ponto de vista energético.(FERREIRA, 2002).

Um exemplo de processamento Termomecânico é o Tratamento *ausforming*, feito em Aços ao Carbono. Neste Tratamento mostrado na Figura 8, uma matriz Austenítica é resfriada rapidamente até uma temperatura entre os domínios Perlítico e Bainítico e, em seguida, sofre uma Deformação δ (delta). Após a Deformação, o material é resfriado bruscamente, dando origem a uma Martensita mais resistente que a tradicional, com valor de Tensão de Escoamento compreendido entre 2000 e 3000 MPa. (FERREIRA, 2002).



3.12 AÇOS AVANÇADOS

Aços avançados de alta resistência são materiais complexos, sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento precisamente controlados. Vários mecanismos para o aumento da resistência são empregados para alcançar níveis de resistência, ductilidade, tenacidade e propriedades de fadiga. Ao contrário dos Aços de baixo Carbono fabricados no passado, os Aços de Alta Resistência e Baixo Carbono fabricados atualmente são excepcionalmente leves e projetados para atender os desafios dos veículos de hoje para rigorosas normas de segurança, redução de emissões, desempenho sólido, a custos acessíveis. (NETO, 2015).

A família dos Aços Avançados de Alta Resistência (AAAR) ou (AHSS) incluem: *Dual Phase* (DP), *Complex Phase* (CP), Ferrítico Bainítico (FB), Martensítico (MS), Aços *Transformation Induced Plasticity*, (TRIP) ou Aços de plasticidade induzida por transformação, Hot-Formed (HF) e Aços *Twinning Induced Plasticity*(TWIP) ou Aços de

plasticidade induzida por maclação. A primeira e segunda geração dos AAAR são excepcionalmente qualificadas para atender as demandas de desempenho funcional de certas partes dos automóveis. Por exemplo, DP e Aços TRIP são excelentes nas zonas de colisão do carro para a sua alta absorção de energia. Recentemente, tem havido um aumento do financiamento e pesquisa para o desenvolvimento da "terceira geração" de AAAR. Estes são os Aços com melhores combinações de resistência e ductilidade. (NETO, 2015).

3.12.1 Aços Bifásicos

Aço *Dual Phase*(DP) é uma liga com baixo teor de Carbono com microestrutura formada por Ferrita e cerca de 10 a 20% de Martensita em formas de pequenas ilhas dispersas na matriz. Os Aços Bifásicos, *Dual Phase*, são comumente chamados de DPX, onde X indica o mínimo valor de Resistência à Tração do material. (NETO, 2015).

Segundo Wolff (2008), esses Aços geralmente apresentam menos de 0,1% de Carbono, o que garante uma elevada ductilidade da fase Ferrítica. Para compensar esse baixo teor de Carbono, é adicionado manganês ao material, o que aumenta sua temperabilidade e o campo de estabilidade da Austenita e, conseqüentemente, o volume de Martensita gerada após o Tratamento Térmico.

A microestrutura do Aço Dual Phase é resultante de um controle de temperatura muito rigoroso. Tanto a produção por laminação de tiras à quente, como de recozimento contínuo, a matriz Ferrítica se forma primeiro, enriquecendo a Austenita remanescente com C e outros elementos de liga. A Austenita, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para então se transformar em Martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Dependendo da composição química e do processamento, a microestrutura pode conter uma quantidade significativa de Bainita. A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas de Martensita dura dispersas numa matriz Ferrítica macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade, Escoamento Contínuo e alto Limite de Resistência. (LAJARIN, 2012).

3.13 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Esta seção abordará acerca das propriedades mecânicas do aço e dos ensaios utilizados para avaliar tais propriedades.

3.13.1 Ensaio de Tração

O Ensaio de Tração consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova específico até a sua ruptura. Trata-se de um ensaio amplamente utilizado na indústria de componentes mecânicos, devido às vantagens de fornecer dados quantitativos das características mecânicas dos materiais. (DALCIN, 2007).

O Ensaio de Tração é feito da seguinte forma: o corpo de prova é preso pelas extremidades nas garras de fixação do dispositivo de testes. A máquina de Ensaio de Tração é projetada para alongar o corpo de prova a uma taxa constante. Ao mesmo tempo que a máquina alonga o corpo de prova, ela vai medir de forma contínua e simultaneamente a carga instantânea aplicada e os alongamentos resultantes. Os corpos de provas utilizados normalmente possuem a seção reta de formato circular, porém também são usados corpos de provas de seção retangulares. Durante os ensaios, a Deformação fica confinada na região central, do corpo de prova. Quando um corpo de prova é submetido a um Ensaio de Tração, a máquina de ensaio fornece um gráfico que mostra as relações entre a força aplicada e as deformações ocorridas durante o ciclo. (DALCIN, 2007).

3.13.2 Comportamento Tensão-Deformação

Para a maioria dos metais submetidos a uma Tensão de Tração em níveis relativamente baixos, a Tensão e a Deformação são proporcionais entre si. O processo de Deformação em que a Tensão é proporcional a Deformação é chamado de Deformação Elástica; um gráfico da Tensão (ordenada) em função da Deformação (abscissa) resulta em uma relação linear. A inclinação desse seguimento corresponde ao módulo de elasticidade E . (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Esse módulo pode ser considerado como rigidez, ou uma resistência do material à Deformação Elástica. Quanto maior esse módulo, menor será a Deformação Elástica resultante da aplicação de uma Tensão. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

A Deformação Elástica não é permanente, o que significa que quando a carga aplicada é liberada, a peça retorna à sua forma original. Conforme o material é Deformado além da região Elástica, a Tensão não é mais proporcional à Deformação, e ocorre uma Deformação permanente, não recuperável, ou Deformação Elástica. De uma perspectiva atômica, a Deformação Plástica corresponde à quebra de ligações entre os átomos vizinhos originais, seguida pela a formação de novas ligações com os novos átomos vizinhos. Em

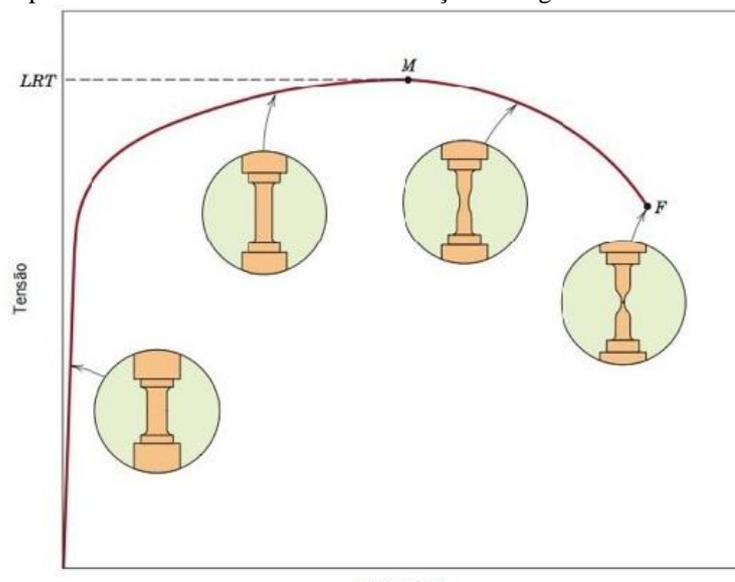
sólidos cristalinos essa Deformação é obtida por um processo chamado de Escorregamento, que envolve o movimento de discordâncias.(CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

3.13.3 Propriedades em Tração

A maioria das estruturas é projetada para assegurar que ocorra apenas Deformação Elástica quando uma Tensão for aplicada. Torna-se, portanto, desejável conhecer o nível de Tensão no qual tem início a Deformação Plástica, ou no qual ocorre o fenômeno do Escoamento. O Escoamento acontece geralmente no início da fase Plástica. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Após o Escoamento, a Tensão para continuar a Deformação Plástica nos metais aumenta até um valor máximo, o ponto M na Figura 9, e então diminui até a eventual fratura do material no ponto F. O limite de resistência à tração, é a Tensão máxima suportada por uma estrutura sob tração. Toda Deformação até esse ponto está uniformemente distribuída por toda a região estreita do corpo de prova. Contudo, na Tensão máxima, um pequeno pescoço começa a se formar em algum ponto, e toda a Deformação subsequente fica confinada nesse pescoço. Esse fenômeno é denominado Empescoamento, e a fratura enfim tem lugar nesse pescoço.(CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Figura 9 - Comportamento da curva Tensão-Deformação de engenharia até a fratura, ponto F.



Fonte: CALLISTER; RETHWISCH (2012).

4 MATERIAIS EMÉTODOS

4.1 MATERIAIS

O material utilizado como fonte de estudo deste trabalho foi o Aço DP 800, cedido pela empresa FIAT na forma de chapa. A composição química deste Aço é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do Aço DP800 em porcentagem de massa.

DP800	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	—
	0,113	0,517	1,85	0,016	0,005	0,038	—	0,002	—
	V	Ti	Cr	Ni	Mo	N	B	Ca	Ceq*
	—	0,005	—	—	0,009	—	—	—	0,223

Fonte: Adaptado de Miranda, 2015.

Segundo Santos Neto (2003), a composição química dos Aços usados na indústria automobilística deve ser muito bem controlada, pois a maioria destes Aços iram passar por processos de soldagem e não se admite a formação de constituintes duros na microestrutura da junta soldada. A microestrutura final de uma junta de Aço soldada dependerá dos produtos da decomposição da Austenita durante o resfriamento após a soldagem. A fissuração a frio, uma das principais falhas em Aços soldados, é particularmente favorecida pela formação de estruturas frágeis em decorrência da maior temperabilidade destes Aços.

Um tipo de equação muito utilizada para quantificar a influência de elementos de liga na temperabilidade dos Aços é a do Carbono Equivalente (Ceq), onde o efeito de um dado elemento é comparado ao do elemento Carbono. Este efeito de cada elemento é expresso por um coeficiente que deve ser multiplicado pelo teor do elemento na liga. O efeito total é a soma dos efeitos dos diversos elementos presentes nesta liga, e quanto maior o valor do Ceq, maior a temperabilidade do Aço. Existem várias equações para determinar o Ceq, diferenciando-se nos elementos que são inclusos e na magnitude de seus coeficientes. (Santos Neto, 2003).

Segundo Miranda (2015), a equação utilizada para se obter o valor do Carbono Equivalente para o Aço DP 800 foi:

$$C_{eq} = (\%C) + \frac{\%Si}{30} + \frac{(\%Mn + \%Cu + \%Cr)}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5 \cdot (\%B)$$

4.2 MÉTODOS

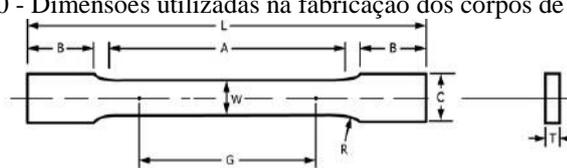
4.2.1 Ensaio de Dilatometria

Antes da realização dos Ciclos Térmicos, foi feito o Ensaio de Dilatometria, que segundo Pedrosa (2012) é uma das técnicas mais poderosas para o estudo de transformações de fases sólido-sólido em Aços. Através deste ensaio é possível mostrar as temperaturas de formação dos constituintes microestruturais. O modelo de Dilatômetro usado no experimento foi o DIL 402 PC da marca NETZSCH, localizado no laboratório de Termometria e Simulações Termomecânicas. Para a realização deste ensaio foi feito um corpo de prova cilíndrico com dimensões médias de 5 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento.

4.2.2 Fabricação dos Corpos de Prova

Foram feitos vinte e um corpos de prova para serem utilizados nos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos, nos Ensaio de Tração e na Microscopia Eletrônica de Varredura. Os corpos de prova foram feitos através de três processos de fabricação: corte, furação e fresagem. Seguindo a norma E8 feita pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM), para *Subsize Specimen* como pode ser visto na (Figura 10). Por fim, os corpos de prova possuíam espessura média de 1,4 mm.

Figura 10 - Dimensões utilizadas na fabricação dos corpos de prova.



	Dimensions		
	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	6 mm [0.250 in.] Wide
	mm [in.]	mm [in.]	mm [in.]
G—Gauge length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)		thickness of material 12.5 [0.500]	6 [0.250]
R—Radius of fillet, min (Note 6)	25 [1]	200 [8]	100 [4]
L—Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	450 [18]	57 [2.25]	32 [1.25]
A—Length of reduced parallel section, min	225 [9]	75 [3]	30 [1.25]
B—Length of grip section, min (Note 9)	75 [3]	50 [2]	

Fonte: (ASTM, 2018).

Para agilizar o processo de corte na fresa foram feitos furos com diâmetro de 5 mm nas extremidades de cada corpo de prova, como pode ser visto na (Figura 11). Nestes furos foram colocados parafusos, para unir uma certa quantidade de corpos de prova. Possibilitando usinar mais de um corpo de prova.

Figura 11 - Corpos de prova que foram feitos para serem usados nos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.



Fonte: O Autor(2018).

4.2.3 Tratamentos Térmicos e Termomecânicos

Foram realizadas duas Rotas Térmicas com etapas de aquecimento iguais. Graças ao Ensaio Dilatométrico foi descoberto que para conseguir a completa Austenitização do material, os corpos de prova deveriam ser aquecidos até 900 °C. Portanto, cada Rota Térmica foi realizada da seguinte forma:

ROTA 1

- Tratamento 1: O corpo de prova foi aquecido até atingir a temperatura de 900 °C, e foi mantido nesta temperatura durante 20 minutos para assegurar uma completa Austenitização, em seguida foi mergulhado em chumbo com temperatura de 450 °C, durante 15 minutos. Após se passarem os 15 minutos a peça foi retirada do chumbo e colocada para esfriar à temperatura ambiente;
- Tratamento 2: O corpo de prova foi aquecido até atingir a temperatura de 900 °C, e foi mantido nesta temperatura durante 20 minutos para assegurar uma completa Austenitização. Em seguida o corpo de prova foi laminado e teve sua espessura

reduzida em 10%. Depois, o corpo de prova foi mergulhado no chumbo a 450 °C, durante 15 minutos. Por fim, após se passarem os 15 minutos a peça foi retirada do chumbo e colocada para esfriar à temperatura ambiente.

ROTA 2

- Tratamento 1: O corpo de prova foi aquecido até atingir a temperatura de 900 °C, e foi mantido nesta temperatura durante 20 minutos para assegurar uma completa Austenitização, em seguida foi mergulhado em chumbo com temperatura de 600 °C, durante 15 minutos. Após se passarem os 15 minutos a peça foi retirada do chumbo e colocada para esfriar à temperatura ambiente;
- Tratamento 2: O corpo de prova foi aquecido até atingir a temperatura de 900 °C, e foi mantido nesta temperatura durante 20 minutos para assegurar uma completa Austenitização. Em seguida o corpo de prova foi laminado e teve sua espessura reduzida em 10%. Depois, o corpo de prova foi mergulhado no chumbo a 600 °C, durante 15 minutos. Por fim, após se passarem os 15 minutos a peça foi retirada do chumbo e colocada para esfriar à temperatura ambiente.

Para aquecer os corpos de prova e o chumbo foram utilizados dois fornos tipo mufla da marca QUIMIS, modelo Q318M21 mostrados na (Figura 12). Enquanto, para a realização dos processos de Conformação Plástica necessários nos Tratamentos Termomecânicos foi utilizado o laminador presente na (Figura 13).

Figura 12 - Fornos Mufla QUIMIS modelo Q318M21 usados nos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.



Fonte: O Autor (2018).

Figura 13 - Laminador usado nos Tratamentos Termomecânicos.



Fonte: O Autor (2018).

O forno mufla usado para o aquecimento dos corpos de prova, foi aquecido até 900°C e mantido nesta temperatura por 2 horas para homogeneizar a temperatura no seu interior. Já a temperatura de aquecimento do forno, usado para aquecer o chumbo era escolhida com base no Tratamento Térmico ou Termomecânico que iria ser realizado.

4.2.4 Ensaio de Tração

Os Ensaios de Tração foram realizados em uma máquina de tração servo-hidráulica da marca INSTRON modelo 8801, com célula de carga de 100 kN. Foi utilizada em todos os ensaios uma velocidade de deslocamento do cabeçote de 2mm/min. Os parâmetros do ensaio foram controlados através do software Bluehill 2, presente no computador que é acoplado na máquina de tração. Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente.

4.2.5 Caracterização Microestrutural

Para realizar a caracterização microestrutural do aço foram feitos os ensaios descritos abaixo.

4.2.5.1 Microscopia Eletrônica de Varredura

Para aquisição das imagens no MEV, foi necessário cortar pequenas seções do material a partir dos corpos de prova que foram ensaiados. Para realização destes cortes foi usada uma cortadora metalográfica da marca AROTEC modelo COR80. Depois dos cortes, as amostras foram embutidas em baquelite. O embutimento foi feito numa embutidora metalográfica da marca AROTEC, modelo PRE-40Mi.

Após o processo de embutimento teve início o lixamento das amostras, numa lixadeira motorizada da marca AROTEC modelo AROPOL-2V. As amostras foram lixadas com granulometrias apropriadas na seguinte ordem: 100, 220, 400, 600, 800, 1000 e 1200 *mesh*.

Após o emprego das lixas, as amostras foram polidas sobre um disco giratório de feltro, sobre o qual foi aplicada uma pasta abrasiva com diamantada de 1 μm . Por fim, as amostras sofreram ataque químico, o reagente utilizado foi: Nital com concentração de 3%. Após o ataque químico: as amostras foram lavadas com água, foram limpas com álcool, secadas como secador e levadas para observação no (MEV).

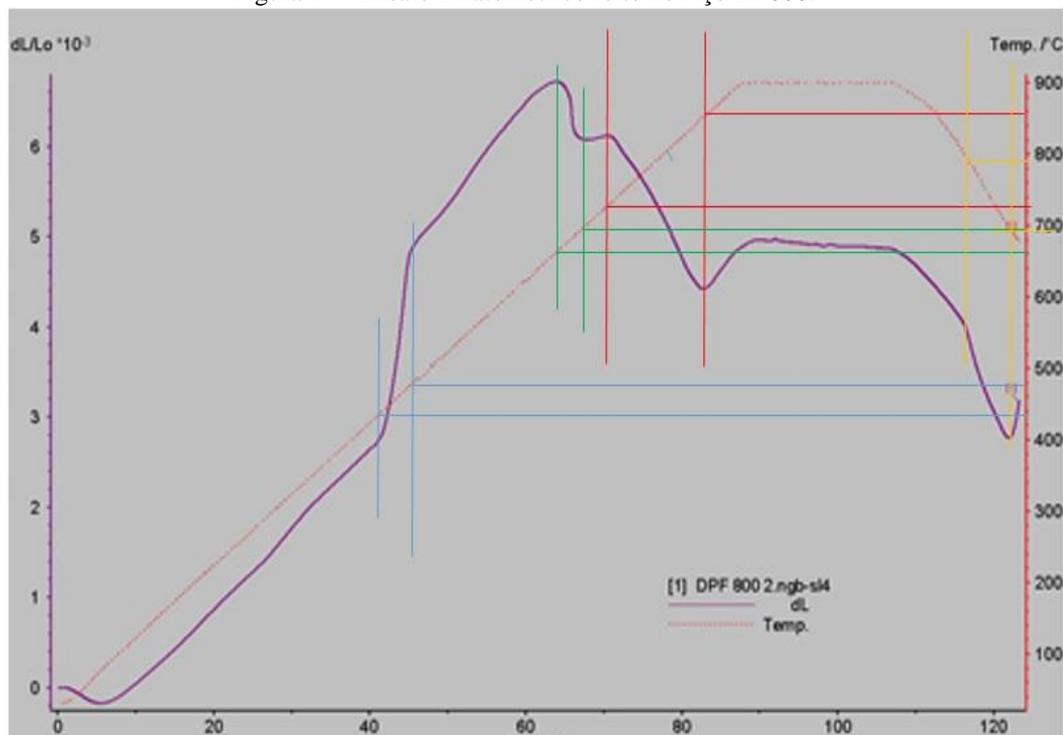
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ENSAIO DILATOMÉTRICO

Antes de fazer qualquer Tratamento Térmico foi preciso fazer um Ensaio Dilatométrico para saber quais os domínios de transformações de fases do material estudado.

A Figura 14 apresenta o gráfico do Ensaio Dilatométrico feito no Aço DP800. Neste gráfico a curva roxa representa a Dilatação (dL/L_0) do corpo de prova em função da temperatura e do tempo, e a curva vermelha representa a temperatura.

Figura 14 - Ensaio Dilatométrico feito no Aço DP800.



Fonte: O Autor (2018).

Neste ensaio o corpo de prova foi aquecido numa taxa de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até atingir 900°C . Depois de terminado o ensaio foi feita a análise da curva roxa olhando o gráfico da esquerda para a direita, com o objetivo de encontrar acidentes no decorrer de seu percurso.

Os acidentes encontrados nesta curva durante o aquecimento e resfriamento correspondem aos domínios de transformações de fases que serão descritos a seguir:

- Primeiro domínio: O primeiro acidente tem início em 438°C e termina em torno de 478°C . Este domínio está associado à transformação da Martensita em Ferrita;

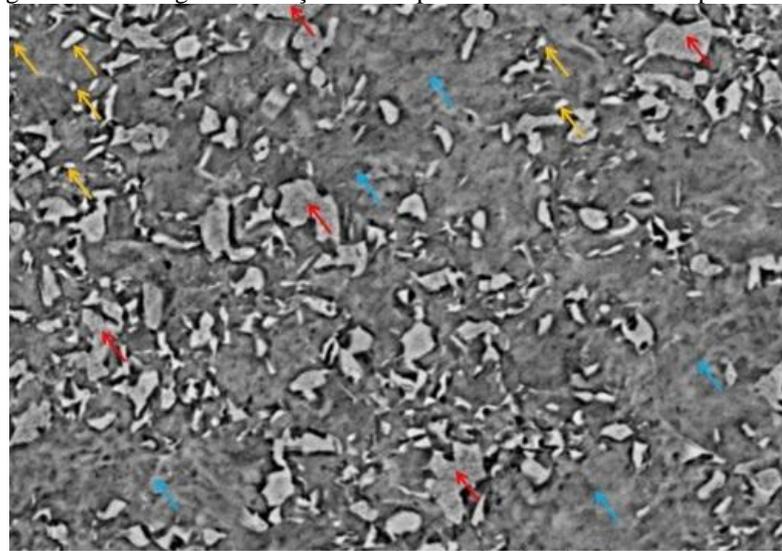
- Segundo domínio: O segundo acidente tem início em 660 °C e termina em 695 °C. Este domínio está associado à dissolução de algum Carboneto;
- Terceiro domínio: O terceiro acidente tem início em 725 °C e termina em 858 °C. Este domínio está associado à transformação da Ferrita em Austenita;
- Quarto domínio: O quarto acidente acontece durante o resfriamento e tem início em 890 °C e termina em 695 °C. Este domínio está associado à transformação da Austenita em Ferrita.

5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.2.1 Ensaios por Microscopia Eletrônica de Varredura

A Figura 15 mostra uma micrografia, com aumento de 5.000X, do material na condição de como recebido. Através desta figura, é possível observar que a estrutura é formada pelos seguintes microconstituintes: Ferrita- α (setas vermelhas), microconstituente MA (setas amarelas) e Bainita (setas azuis).

Figura 15 - Micrografia do Aço DP 800 pertencente ao lote doado pela Fiat.



Fonte: O Autor (2018).

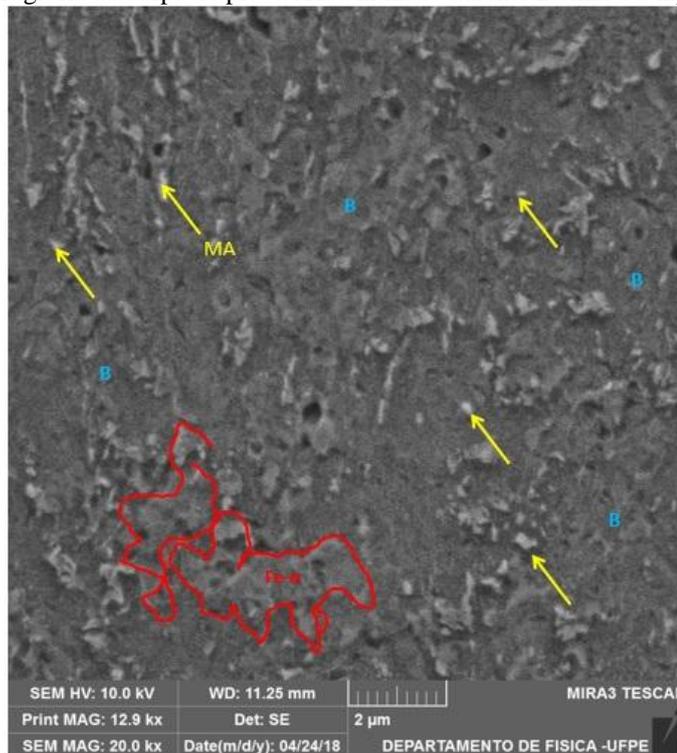
A Figura 15 mostrou que, a microestrutura do aço DP 800 no estado de como recebido não veio composta de Ferrita e Martensita. Algumas empresas não dão muita importância para a composição microestrutural do material que elas utilizam e acabam modificando a

microestruturado aço de forma que o material venha a alcançar as propriedades mecânicas exigidas pelas normas.

É válido destacar que as amostras pertencentes ao lote que foi usado no Ensaio Dilatométrico, mostraram de forma correta a existência da fase Martensítica e da fase Ferrítica na composição microestrutural do Aço DP 800.

A Figura 16, mostra uma micrografia, com aumento de 12900X, do corpo de prova Austenitizado durante 20 min. Depois da completa Austenitização o corpo de prova foi temperado em chumbo a 450 °C durante 15 min. Através desta figura, é possível observar a presença de: Ferrita- α (região de vermelho), microconstituente MA (setas amarelas) e Bainita (em azul).

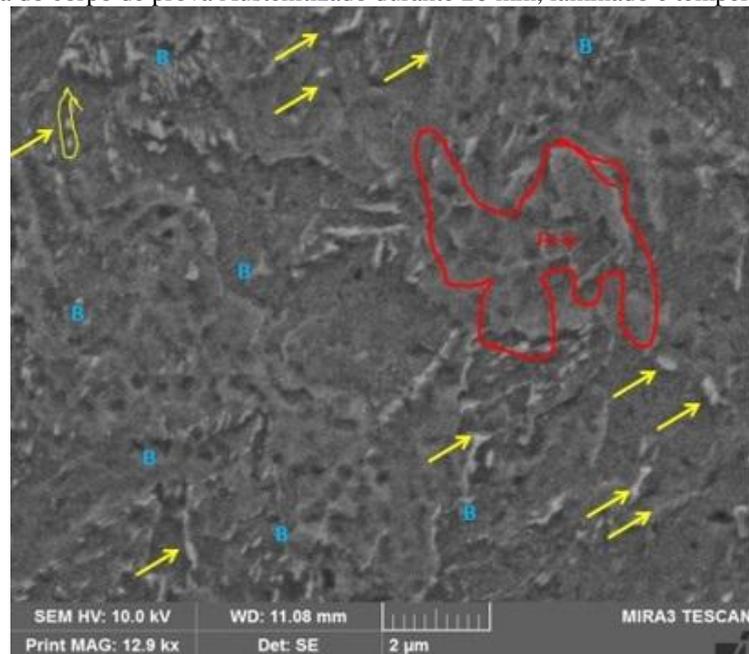
Figura 16 - Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min e temperado a 450 °C.



Fonte: O Autor (2018).

A Figura 17, mostra uma micrografia, com aumento de 12900X, do corpo de prova Austenitizado durante 20 min. Depois da completa Austenitização o corpo de prova foi laminado com redução de 10% e temperado em chumbo a 450 °C durante 15 min. Através desta figura, é possível observar a presença de: Ferrita- α (região de vermelho), microconstituente MA (setas amarelas) e Bainita (em azul).

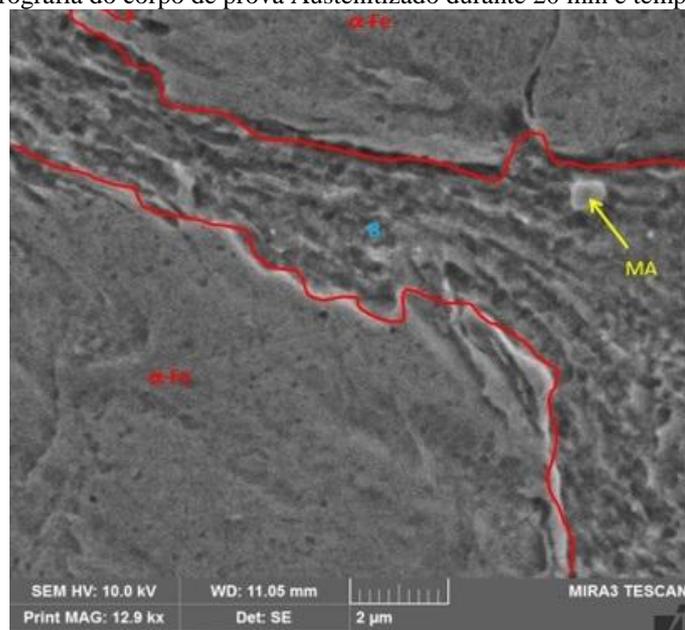
Figura 17 - Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min, laminado e temperado a 450 °C.



Fonte: O Autor (2018).

A Figura 18, mostra uma micrografia, com aumento de 12900X, do corpo de prova Austenitizado durante 20 min. Depois da completa Austenitização o corpo de prova foi temperado em chumbo a 600 °C durante 15 min. Através desta figura, é possível observar a presença de: Ferrita- α (região de vermelho), microconstituente MA (setas amarelas) e Bainita (em azul).

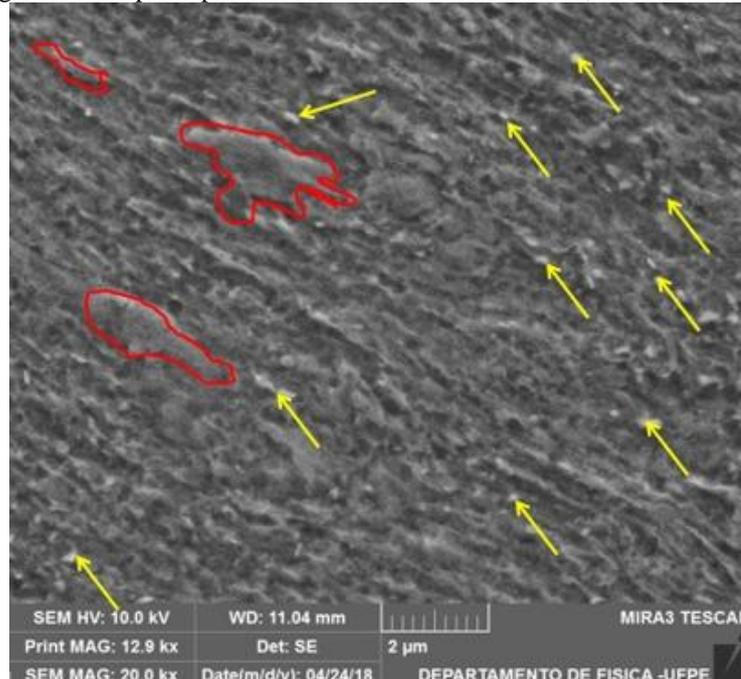
Figura 18 - Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min e temperado a 600 °C.



Fonte: O Autor (2018).

A Figura 19, mostra uma micrografia, com aumento de 12900X, do corpo de prova Austenitizado durante 20 min. Depois da completa Austenitização o corpo de prova foi laminado com redução de 10% e temperado em chumbo a 600 °C durante 15 min. Através desta figura, é possível observar a presença de: Ferrita- α (região de vermelho), microconstituente MA (setas amarelas).

Figura 19 - Micrografia do corpo de prova Austenitizado durante 20 min, laminado e temperado a 600 °C.



Fonte: O Autor (2018).

Depois de toda a caracterização microestrutural, foi possível perceber que, basicamente todas as amostras apresentaram os seguintes microconstituintes: Ferrita, Bainita e MA. A única exceção foi no Tratamento Termomecânico feito a 600 °C, que não apresentou Bainita na sua constituição.

A presença da Bainita nas microestruturas após os Tratamentos Térmicos e Termomecânicos, não é uma simples coincidência. Na tentativa de aumentar ainda mais a resistência do Aço DP 800, sem comprometer tanto o seu alto índice de Deformação, foi feita a substituição da Martensita encontrada no Aço por Bainita, ou seja, a utilização de uma fração volumétrica adequada de Bainita pode substituir a fase Martensita, mantendo a boa resistência e ductilidade. Segundo Anazawa et al., (2006), a introdução da Bainita é uma opção promissora quando se deseja a combinação de alta resistência e tenacidade, tornando-a um constituinte com grande potencial em termos de pesquisa e desenvolvimento de Aços para fins estruturais.

5.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

5.3.1 Resultados do Ensaio de Tração

Os Ensaio de Tração foram realizados nos corpos de prova nas seguintes condições:

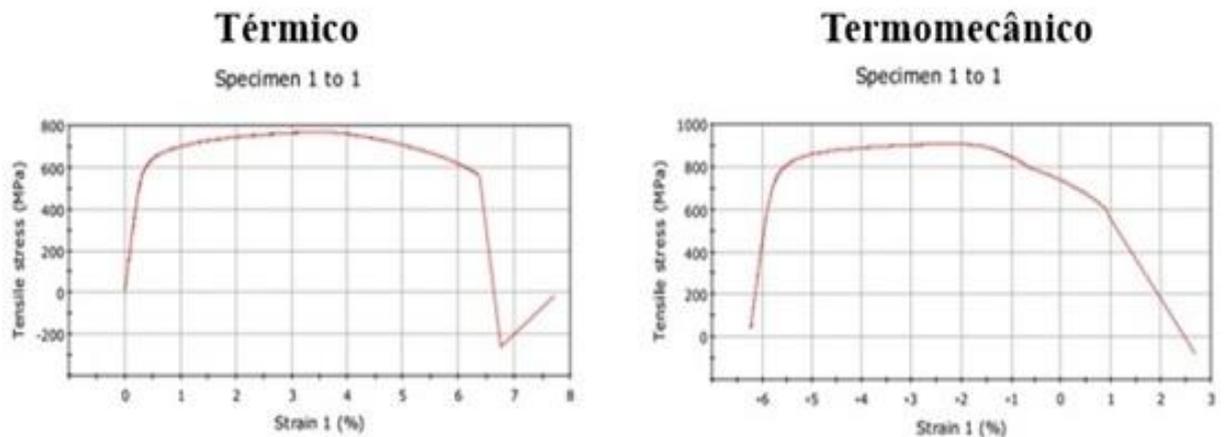
- Material na condição de como recebido;
- Material Austenitizado (20 min) e temperado em chumbo a 450 °C (15 min);
- Material Austenitizado (20 min), laminado (10%) e temperado em chumbo a 450 °C (15 min);
- Material Austenitizado (20 min) e temperado em chumbo a 600 °C (15 min);
- Material Austenitizado (20 min), laminado (10%) e temperado em chumbo a 600 °C (15 min).

A Figura 20 mostra o gráfico Tensão-Deformação do material no estado de como recebido:



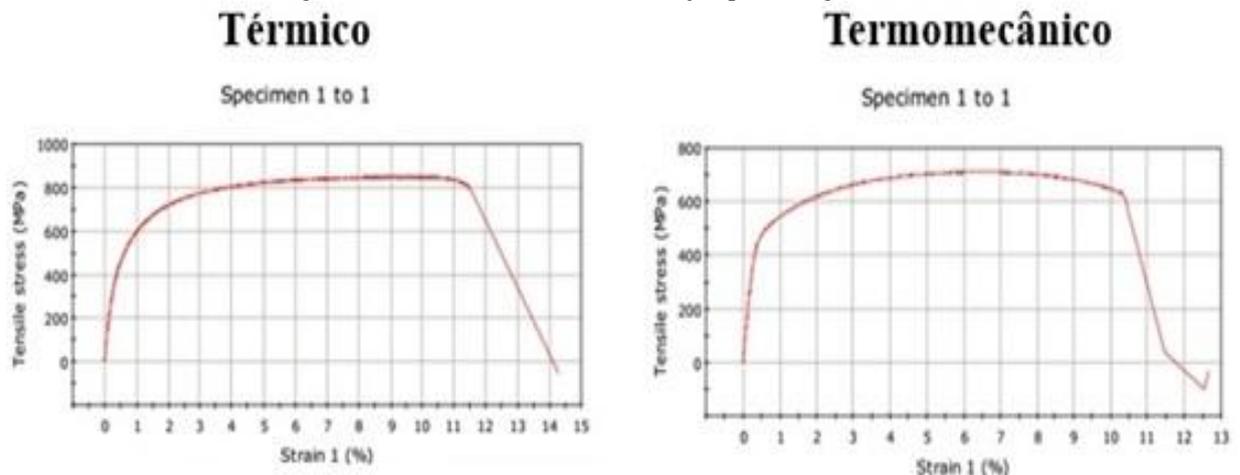
A Figura 21, apresenta os gráficos Tensão-Deformação para a primeira Rota Térmica, enquanto que a Figura 22 mostra os gráficos Tensão-Deformação para a segunda Rota Térmica.

Figura 21 - Gráficos Tensão-Deformação para a primeira Rota.



Fonte: O Autor (2018).

Figura 22 - Gráficos Tensão-Deformação para a segunda Rota.



Fonte: O Autor (2018).

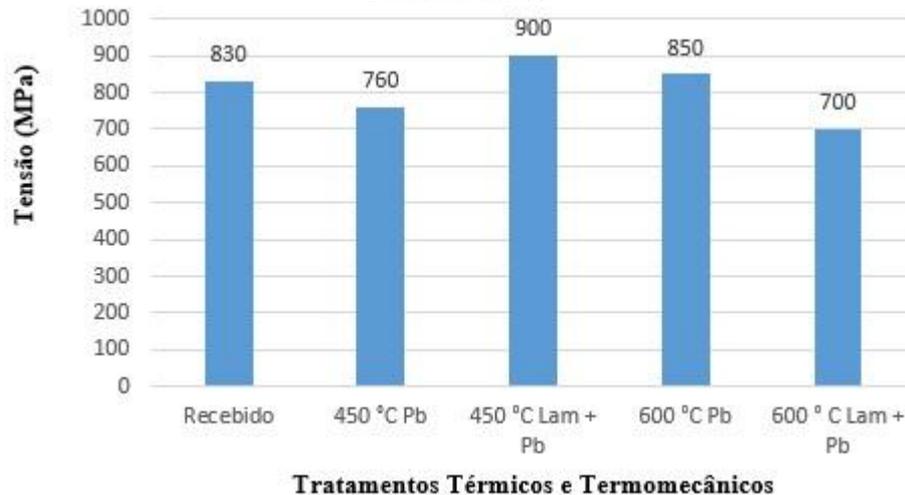
A Figura 20 mostrou que, no estado de como recebido o aço DP 800 teve Limite de Resistência de 830 MPa e Deformação de 20,5%.

A Figura 21 mostrou que, no Tratamento Térmico realizado no aço a 450 °C o Limite de Resistência obtido foi de 760 MPa e o valor da Deformação foi de 6,3%. Enquanto que no Tratamento Termomecânico feito a 450 °C o Limite de Resistência obtido foi de 900 MPa, e o valor da Deformação foi de 7,3%. Já a Figura 22 mostrou que, no Tratamento Térmico realizado no aço a 600 °C o Limite de Resistência obtido foi de 850 MPa e o valor da Deformação foi de 11,5%. Enquanto que no Tratamento Termomecânico feito a 600 °C o Limite de Resistência obtido foi de 700 MPa, e o valor da Deformação foi de 10,45%.

5.3.2 Influência dos Microconstituintes nas Propriedades das Amostras Ensaçadas

A Figura 23, apresenta os Limites de Resistência do Aço DP800 na condição de “como recebido” e após Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.

Figura 23 - Limites de Resistência do Aço DP 800 como recebido e após os Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.



Fonte: O Autor (2018).

Mesmo contendo praticamente os mesmos microconstituintes em suas respectivas microestruturas, as amostras apresentaram Limites de Resistência diferentes quando foram ensaiadas. Isso aconteceu porque, cada Tratamento realizado altera a fração volumétrica dos microconstituintes das amostras. Fazendo com que cada uma delas apresente quantidades diferentes de cada constituinte na sua microestrutura final.

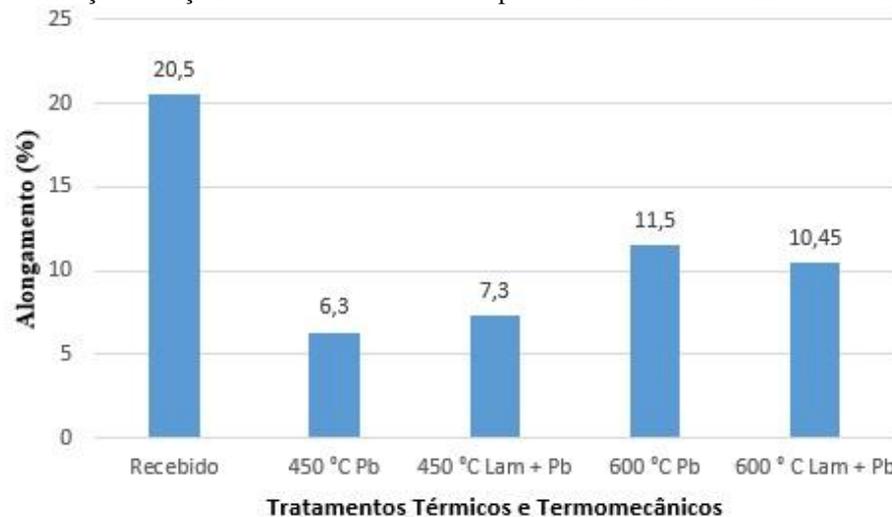
O Aço DP 800 no estado de como recebido, quando ensaiado apresentou Limite de Resistência de 830 MPa. Este resultado comprova que o trabalho foi feito com o material correto. No Tratamento Térmico realizado a 450 °C, foi possível perceber uma diminuição do Limite de Resistência do Aço para 760 MPa. Isto aconteceu porque a quantidade de Bainita gerada foi insuficiente para elevar o Limite de Resistência do material. No Tratamento Termomecânico feito a 450 °C o Limite de Resistência aumentou para 900 MPa, por causa de uma maior presença de microestrutura Bainítica. No Tratamento Térmico feito a 600 °C o Limite de Resistência do Aço diminuiu para 850 MPa, por causa de um aumento na quantidade de microestrutura Ferrítica.

Por fim, no Tratamento Termomecânico feito a 600 °C o Limite de Resistência do Aço atingiu o seu menor valor, o de 700 MPa. O motivo para este baixo Limite de Resistência foi a ausência de formação de microestrutura Bainítica. Evidenciando a necessidade de realizar um

novo Tratamento em que o corpo de prova fique mergulhado no chumbo por mais de 15 minutos.

A Figura 24, apresenta as deformações alcançadas pelo Aço DP 800 na condição de como recebido e após Tratamentos Térmicos e Termomecânicos. Estas deformações foram obtidas através dos mesmos Ensaios de Tração, que foram feitos para obter os Limites de Resistência do material.

Figura 24 - Deformação do Aço DP 800 como recebido e após os Tratamentos Térmicos e Termomecânicos.



Fonte: O Autor (2018).

Quando o Aço DP800 se deforma, a Deformação se concentra na fase Ferrítica que possui menor resistência envolvendo as ilhas de Bainita, originando uma taxa de encruamento crescente. Sendo assim, quanto mais homogênea for a distribuição destas duas fases na microestrutura do material, melhor será o percentual de Deformação alcançado. O Aço DP 800 no estado de como recebido teve uma Deformação de incríveis 20,5%. No Tratamento Térmico e Termomecânico realizados a 450 °C as deformações atingiram os seguintes valores: 6,3% e 7,3%. É possível perceber que os valores de Deformação alcançados diminuíram bastante, em comparação a Deformação alcançada pelo material no estado de como recebido.

Isso aconteceu porque nestas duas amostras, a concentração da Bainita supera a concentração de Ferrita. No Tratamento Térmico feito a 600 °C o valor de Deformação subiu para 11,5%, por causa de um aumento na concentração de Ferrita.

Por fim, no Tratamento Termomecânico realizado a 600 °C o valor da Deformação diminuiu para 10,45%. Nesta amostra não se encontra a Bainita, mas é possível perceber a presença de Ferrita.

6 CONCLUSÕES

O ensaio dilatométrico realizado no aço DP 800 no estado de como recebido mostrou a presença de quatro domínios de transformações de fases. Os principais domínios encontrados foram: transformação da martensita em ferrita no intervalo de 438 °C a 478 °C, transformação da ferrita em austenita no intervalo de 725 °C a 858 °C e transformação da austenita em ferrita que aconteceu durante o resfriamento no intervalo de 890 °C e 695 °C.

A maioria das amostras apresentaram microestrutura constituída de: Bainita, Ferrita e ilhas do constituinte MA. A exceção ficou por conta da amostra tratada termomecanicamente a 600 °C que apresentou: Ferrita e ilhas do constituinte MA.

O Limite de Resistência e a Deformação do material no estado de como recebido foram: 830 MPa e 20,5%.

Os Limites de Resistência obtidos para as amostras que sofreram Tratamentos Térmicos e Termomecânicos a 450 °C, foram: 760 MPa e 900 MPa.

Os Limites de Resistência para as amostras que sofreram Tratamentos Térmicos e Termomecânicos a 600 °C, foram: 850 MPa e 700 MPa.

As Deformações obtidas para as amostras que sofreram Tratamentos Térmicos e Termomecânicos a 450 °C, foram: 6,3% e 7,3%.

As Deformações obtidas para as amostras que sofreram Tratamentos Térmicos e Termomecânicos a 600 °C, foram: 11,50% e 10,45%.

REFERÊNCIAS

- ABDALLA1, A.j. et al. **Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono**. 2006. Disponível em: <<http://www.sbvacu.org.br/rbav/index.php/rbav/article/view/64/61>>. Acesso em: 21 set. 2018.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M – 16A**: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, U.S.: ASTM International, 2018. 30 p.
- ASKELAND, Donald R.; PHULÉ, Pradeep P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. São Paulo: Cengage Learning, 2008.
- CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CANAAN, Gustavo Levy. **Influência da adição de vanádio nas propriedades mecânicas de aços médio teor de carbono para beneficiamento**. 2007. Disponível em: <<http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/bitstream/handle/1843/MAPO-7R5Q4B/1029m.pdf?sequence=1>>. Acesso em: 20 out. 2017.
- COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2012. 651 p.
- CRUZ JUNIOR, José Alberto da. **Desenvolvimento do aço alto C-Si e Cr com matriz nanoestruturada de martensita e bainita**. 2011. Disponível em: <https://www.ppgem.eng.ufmg.br/defesas/1564M.PDF>. Acesso em: 01 out. 2017.
- DALCIN, Gabrieli Bortoli. **Ensaio dos Materiais**. 2007. 41 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões, Santo Ângelo, 2007. Disponível em: http://www.urisan.tche.br/~lemm/arquivos/ensaios_mecanicos.pdf. Acesso em: 15 dez. 2018.
- DAMASCENO, Sérgio. **Influência da temperatura de revenido no potencial de pite de um aço inoxidável martensítico**. 2015. Disponível em: http://www.unifal-mg.edu.br/engenhariaquimica/system/files/imce/TCC_2015_2/TCC - Sérgio Damasceno.pdf. Acesso em: 30 set. 2017.
- FARIA NETO, Antônio dos Reis de. **Aços avançados de alta resistência: avaliação da microestrutura e propriedades dos aços DP 600 E DP 780**. 2015. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/124164/000811806.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 07 out. 2017.
- FELÍCIO, Eduardo Alves. **Estudo da implementação de conceito da produção enxuta para redução de resíduos em uma manufatura do ramo siderúrgico**. 2012. Disponível em: http://www.ufjf.br/ep/files/2014/07/2012_1_Eduardo.pdf. Acesso em: 20 set. 2017.
- FERREIRA, Ricardo Artur Sanguinetti. **Transformação de fase: aspectos cinéticos e morfológicos**. Recife: Ed. Universitária, 2002. 712 p.

GORNI, Antonio Augusto. **Aços Avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas.** 2009. Disponível em: http://www.gorni.eng.br/Gorni_CCM_Dez2008.pdf. Acesso em: 15 set. 2017.

LAJARIN, Sérgio Fernando. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência.** 2012. 194 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012. Disponível em: <https://acervodigital.ufpr.br/bitstream/handle/1884/27466/R%20-%20T%20-%20LAJARIN%2c%20SERGIO%20FERNANDO.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 15 jul. 2018.

MIRANDA, Gabriela Pereira de. **Estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e DP800.** 2015. 107 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015. Disponível em: <http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/handle/1843/BUBD-A4TJEK>>. Acesso em: 28 jun. 2018.

PEDROSA, Igor Rafael Vilarouco. **Estudo das transformações de fase no aço API 5L X80 visando o aumento da tenacidade à fratura.** 2012. 95 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2012. Disponível em: <https://repositorio.ufpe.br/handle/123456789/11605>. Acesso em: 01 ago. 2018.

SANTOS NETO, Norival Ferreira dos. **Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento.** 2003. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003. Disponível em: file:///C:/Users/leonn/Downloads/SantosNeto_NorivalFerreirados_M.pdf. Acesso em: 16 jul. 2018.

SILVA, Silvio Eduardo Teixeira Pinto da. **Análise das propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE 4140 submetido a tratamento criogênico.** 2012. Disponível em: <http://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2013/07/DISSERTAÇÃO-FINAL-5.pdf>. Acesso em: 05 out. 2017.

SILVA, Valdinei Ferreira da. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620.** 1997. 121 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1997. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/88/88131/tde-25072012-113812/pt-br.php>. Acesso em: 10 ago. 2018.

SMITH, William F.; HASHEMI, Javad. **Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais.** 5. ed. Porto Alegre: AMGH, 2012. 712 p.

VALE, Alan Rafael Menezes do. **Tratamento térmico.** 2011. Disponível em: http://estudio01.proj.ufsm.br/cadernos/ifpa/tecnico_metalurgica/tratamento_termico.pdf>. Acesso em: 25 set. 2017.

VICENTE; CHIAVERINI. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2012. 599 p.

WOLFF, Marco Antônio. **Soldabilidade dos aços dual-phase 600 e 800 via processo de soldagem a pontos média frequência corrente contínua (MFDC) e corrente alternada (AC)**. 2008. 134 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008. Disponível em:
<<https://repositorio.ufu.br/bitstream/123456789/14814/1/parte%201.pdf>>. Acesso em: 10 set. 2018.