



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO  
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÉVERTON FERNANDES DA SILVA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS SEQUÊNCIAS TERMOMECÂNICAS NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO DP 800**

Recife  
2021

ÉVERTON FERNANDES DA SILVA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS SEQUÊNCIAS TREMOMECÂNICAS NAS  
PROPRIEDADES MÊCANICAS DO AÇO DP 800**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração:  
Materiais e Fabricação.

Orientador (a): Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira

Recife

2021

Catálogo na fonte  
Bibliotecária Margareth Malta, CRB-4 / 1198

S586e Silva, Éverton Fernandes da.  
Estudo da influência das sequências termomecânicas nas propriedades mecânicas do aço DP 800 / Éverton Fernandes da Silva. - 2021.  
67 folhas, il., gráfs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2021.  
Inclui Referências.

1. Engenharia mecânica. 2. Sequências termomecânicas. 3. Propriedades mecânicas. 4. Aço AHSS DP800. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.) BCTG/2021-106

ÉVERTON FERNANDES DA SILVA

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS SEQUÊNCIAS TERMOMECÂNICAS NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO DP 800

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Concentração: Materiais e Fabricação. Julgada pela comissão avaliadora composta pelos membros abaixo listados.

Avaliada em 19 / 02 / 2021.

Local de Defesa: UFPE – DEMEC – Recife - PE

BANCA AVALIADORA

---

Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira  
Universidade Federal De Pernambuco (Orientador)

---

Prof. Dr. Oscar Olímpio, de Araújo Filho  
Universidade Federal De Pernambuco (Avaliador Interno)

---

Prof. Dr. Tiago, de Sousa Antonino  
Instituto Federal de Pernambuco (Avaliador Externo)

Dedico esta dissertação a todos da minha  
Família e a minha noiva, Ana Carolina.

In Memoriam ao meu pai, Edvaldo Fernandes.

## **AGRADECIMENTOS**

O Autor agradece as seguintes pessoas, grupos e instituições:

Professor Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, pela paciência e compreensão.

A JEEP, pelo material cedido.

Alunos, Paternark e Danilo, os quais auxiliaram nos experimentos.

Técnicos Janaina, Rubens e Ivaldo, pelo suporte nas micrografias.

CNPq, pelo financiamento dos equipamentos e pela bolsa de estudos.

PPGEM e a UFPE pelo apoio e incentivo.

.

## RESUMO

Neste trabalho foi estudada a influência de sequências de processamento termomecânico na microestrutura e propriedades mecânicas do aço AHSS DP800. Inicialmente, os domínios de transformação de fase foram identificados por dilatometria. A partir da identificação desses domínios, algumas sequências termomecânicas foram produzidas. Em todas as sequências, o aço foi austenitizado a 900 ° C por 20 minutos, seguido de uma deformação de 10% (laminação) seguido de resfriamento brusco. Após o resfriamento, o material foi reaquecido para se decompor em diferentes condições de tempo e temperatura. Para a decomposição foram utilizadas temperaturas de 380 °, 480 °, 580 ° e 680 ° C, nos tempos de 15 e 30 minutos. Após os tratamentos, as amostras foram preparadas por metalografia tradicional para caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura (MEV). As fases presentes nas microestruturas produzidas pelas diferentes sequências de tratamento puderam ser identificadas a partir de suas morfologias. As propriedades mecânicas foram determinadas por ensaio de tração uniaxial em máquina servo-hidráulica. Os resultados mostraram que 4 sequências apresentaram melhoria de propriedades (resistência e alongamento) com destaque para a sequência 380-30. Por outro lado, a sequência 680 em 15 minutos foi capaz de aumentar em quase o dobro o percentual de deformação deste aço, embora tenha ocorrido uma queda em sua tenacidade.

.

**Palavras-chave:** Sequências Termomecânicas; Propriedades Mecânicas; Aço AHSS DP800.

## ABSTRACT

In this work, the influence of thermomechanical processing sequences on the microstructure and mechanical properties of AHSS DP800 steel was studied. Initially, the phase transformation domains were identified by dilatometry. Based on the identification of these domains, some thermomechanical sequences were produced. In all sequences, the steel was austenitized at 900 ° C for 20 minutes, followed by a 10% deformation (rolling) followed by sudden cooling. After cooling, the material was reheated to decompose under different conditions of time and temperature. For the decomposition temperatures of 380 °, 480 °, 580 ° and 680 ° C were used, in the periods of 15 and 30 minutes. After the treatments, the samples were prepared by traditional metallography for microstructural characterization by scanning electron microscopy (SEM). The phases present in the microstructures produced by the different treatment sequences could be identified from their morphologies. The mechanical properties were determined by uniaxial tensile test on a servo-hydraulic machine. The results showed that 4 sequences had improved properties (resistance and elongation) with emphasis on the sequence 380-30. On the other hand, the 680 sequence in 15 minutes was able to increase the deformation percentage of this steel by almost one hundred, although there was a drop in its toughness.

**Keywords:** Thermomechanical Sequences; Mechanical Properties; AHSS DP800 Steel.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 –	Relação resistência vs. Ductilidade dos aços de 1 <sup>a</sup> , 2 <sup>a</sup> e 3 <sup>a</sup> Geração.....	19
Figura 2 –	Tensão (em Mpa) vc Alongamento (%) para diferentes tipos de aços e aplicados à estrutura de carroceria/chassi do automóvel.....	20
Figura 3 –	Efeitos da tensão de tração/compressão e a temperatura inicial de estampagem na temperatura MS.....	23
Figura 4 –	Sequências termomecânicas.....	24
Figura 5 –	Microscópio eletrônico de varredura TESCAM Modelo Mira 3.	25
Figura 6 –	Dilatômetro NETZSCH DIL 402 PC.....	26
Figura 7 –	Corpo de prova dimensionado para ensaios de tração segundo a norma ASTM E8/E8M-09.....	27
Figura 8 –	Forno Mufla Microprocessado.....	28
Figura 9 –	Sequência Termomecânica (380-15) .....	28
Figura 10 –	Sequência Termomecânica (380-30) .....	29
Figura 11 –	Sequência Termomecânica (480-15) .....	30
Figura 12 –	Sequência Termomecânica (480-30) .....	30
Figura 13 –	Sequência Termomecânica (580-15) .....	31
Figura 14 –	Sequência Termomecânica (580-30) .....	32
Figura 15 –	Sequência Termomecânica (680-15) .....	32
Figura 16 –	Sequência Termomecânica (680-30) .....	33
Figura 17 –	Máquina Servo – Hidráulica universal de 10 ton .....	34
Figura 18 –	Difratograma da amostra como recebido - aço AHSS DP800.	36
Figura 19 –	Difratograma do aço AHSS DP800 após laminação a quente mais decomposição isotérmica em banho de chumbo a 600 °C por 15 minutos .....	37
Figura 20 –	Microestrutura do aço AHSS 22mNb5 .....	38
Figura 21 –	Microestrutura do aço AHSS DP 600 .....	39
Figura 22 –	Microestrutura do aço AHSS TRIP 690 .....	40
Figura 23 –	Microestrutura do aço AHSS API 5L X800 .....	40
Figura 24 –	Microestrutura do aço AHSS de alto carbono .....	41

Figura 25 –	Microestrutura do material como recebido .....	42
Figura 26 –	Curva dilatométrica do Aço Dual Phase DP800 .....	43
Figura 27 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (380-15) .....	45
Figura 28 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (380-30) .....	46
Figura 29 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (480-15) .....	47
Figura 30 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (480-30) .....	48
Figura 31 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (580-15) .....	49
Figura 32 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (580-30) .....	50
Figura 33 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (680-15) .....	51
Figura 34 –	Microestrutura do Aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (680-30) .....	52
Figura 35 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 380 – 15 .....	55
Figura 36 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 380 – 30 .....	56
Figura 37 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 480 – 15 .....	56
Figura 38 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 480 – 30 .....	57
Figura 39 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 580 – 15 .....	57
Figura 40 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 580 – 30 .....	58
Figura 41 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 680 – 15 .....	58
Figura 42 –	Gráfico de ensaio de tração da sequência 680 – 30 .....	59

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço dual phase – DP800 .....	24
Tabela 2 – Sequências termomecânicas .....	44
Tabela 3 – Valor das propriedades mecânicas do aço DP800 como recebido .....	54
Tabela 4 – Valor das propriedades mecânicas após tratamentos termomecânicos .....	54

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>13</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>15</b>
2.1	Objetivo Geral .....	15
2.2	Objetivos Específicos .....	15
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>16</b>
3.1	Aços Carbono .....	16
3.2	Aços – Liga .....	17
3.3	Aços Avançados De Alta Resistência (Ahss – Advanced High Strength Steel) .....	18
3.4	Aços Da Segunda Geração: Classe De Plasticidade Induzida Por Maclação (Twip) .....	20
3.5	Aços Bifásicos (Dual Phase – Dp) .....	21
3.6	Aços Microestruturais .....	22
<b>4</b>	<b>METODOLOGIA .....</b>	<b>24</b>
4.1	Materiais .....	24
4.2	Métodos .....	25
4.2.1	<i>Caracterização Microestrutural Do Aço Ahss Dp800 Como Recebido .....</i>	<i>25</i>
4.2.2	<i>Ensaio De Dilatometria Do Aço Dual Phase Dp800 .....</i>	<i>25</i>
4.2.3	<i>Confecção De Corpos De Prova Do Aço Dual Phase Dp800 .....</i>	<i>26</i>
4.2.4	<i>Sequências Termomecânicas Aplicadas .....</i>	<i>27</i>
4.3	Ensaio Mecânicos .....	33
4.4	Análise Micro Estrutural Dos Corpos De Prova Do Aço Ahss Dp800 Após Tratamento .....	34
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>35</b>
5.1	Caracterização Microestrutural Do Aço Dp800 Como Recebido ..	35
5.2	Identificação Dos Diferentes Domínios De Transformação De Fases Utilizando A Dilatometria .....	42
5.3	Realização Das Sequências Termomecânica Baseados No Ensaio Dilatômetro .....	43

5.4	Caracterização Microestrutural Após Tratamentos Termomecânicos, Identificando As Microestruturas Obtidas .....	44
5.5	Ensaio Mecânico Do Material Tratado Termomecânicamente.....	53
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>61</b>
6.1	Trabalhos Futuros .....	63
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>64</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística tem impulsionado grandes aperfeiçoamentos no desenvolvimento metalúrgico dos aços ao longo dos anos. No início, os primeiros automóveis possuíam chapas mais espessas, em função do uso inapropriado da estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos, uma decorrência das poucas pesquisas da ciência metalúrgica na época, e como também as restrições dos processos industriais de refino e conformação. Vários fatores impulsionam a seleção de materiais para aplicações automotivas, incluindo segurança, eficiência de combustível, ambientalismo, manufaturabilidade, durabilidade e qualidade (TAMARELLI, 2017). A competição industrial para manter e conquistar novos mercados, tem conduzido as empresas a busca por melhoria de seus produtos. Estas melhorias aplicam-se também aos processos produtivos, numa busca por evolução na qualidade e na necessidade de atender e satisfazer as expectativas dos clientes cada vez mais exigentes e, conseqüentemente, na sobrevivência da indústria no mercado.

Os AHSS são uma categoria de materiais que compreende os aços de primeira geração (amplamente difundidos em construções automotivas em países desenvolvidos), entre eles: os de alta resistência e baixa liga (High Strength Low Alloy - HSLA), bifásico (Dual Phase - DP), transformação induzida por plasticidade (Transformation Induced Plasticity - TRIP) e de fases complexas (Complex-Phase – CP). A redução de peso e, conseqüentemente, a economia de combustível, são fatores extremamente importantes para a indústria automobilística. O desenvolvimento de veículos cada vez mais leves tem conseguido com a utilização de aços especiais, dentre eles os avançados de alta resistência (AHSS), como o aço bifásico (DP – Dual Phase), cuja microestrutura é constituída principalmente de ferrita e martensita e representa uma excelente escolha para aplicações onde elevada resistência a tração e alta ductilidade são necessárias (ROCHA et al. 2005). De 1980 a 2010, a porcentagem de aço usada em veículos, em relação aos outros materiais, cresceu de aproximadamente 53 para 55% (em peso). Hoje, quase 60 % destes materiais são usados em veículos leves da indústria norte americana (TAMARELLI, 2017); isso reflete a capacidade dos aços AHSS atenderem as demandas de desempenho.

Os Aços AHSS (Advanced High-Strength Steels) continuam em desenvolvimento pelos grandes fabricantes mundiais em parcerias com as indústrias automobilísticas em todo mundo. A força motora para este desenvolvimento tem sido sempre a redução de peso e do consumo de combustível e o aumento de segurança das carrocerias dos automóveis produzidos. Os aços convencionais como os HSLA e IF, de excelente formabilidade, já não atendem mais as necessidades de resistência requeridas por este segmento industrial. Novos aços com limites de resistência que variam de 600 a 1200 MPa (A. NASSER, 2010) vêm sendo produzidos por demanda das indústrias automobilísticas, pois guardam excelentes combinações de resistência e formabilidade.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo geral e específicos foram definidos de acordo com as metas ou o propósito que se desejou alcançar durante o trabalho, especificados logo a seguir

### 2.1 Objetivo Geral

Estudar a influência das sequências termomecânicas capazes de modificar a microestrutura e as propriedades mecânicas para dar versatilidade de aplicação na indústria automobilística ao aço AHSS de primeira geração do tipo DP 800 (Dual Phase).

### 2.2 Objetivos Específicos

- Caracterizar microestruturalmente o material como recebido;
- Estudar, por dilatométrica as temperaturas dos domínios de transformação de fase ( $\alpha+\gamma$ ,  $\gamma$ , MS-MF e BS-BF) durante aquecimento e resfriamento do aço AHSS DP800;
- Elaborar sequências termomecânicas envolvendo aquecimento, deformação, têmpera em água e reaquecimento em várias temperaturas, baseado nos domínios determinados por dilatométrica;
- Caracterizar microestruturalmente as diferentes sequencias utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Determinar as propriedades mecânicas (limite de resistência, alongamento e limite de escoamento) produzidas pelas diferentes sequências termomecânicas.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços carbono

Segundo Souza (2001), os aços carbono são geralmente utilizados quando não existem requisitos de resistência mecânica e resistência à corrosão muito severas, ou quando a temperatura de utilização do aço não seja muito elevada. O custo relativamente baixo e a pequena exigência de tratamentos elaborados para a sua produção, tornam a aplicação do aço carbono extremamente vantajosa.

Os aços carbono apresentam em sua composição apenas quantidades limitadas de alguns elementos como silício, manganês, cobre, enxofre e fósforo. Outros elementos podem existir em quantidades residuais, que permanecem em sua composição decorrentes do processo de fabricação.

Uma das maneiras de classificar os aços é por meio de sua composição química, especificamente pelo teor de carbono presente. Sendo assim, os aços baixos carbono possuem no máximo 0,30% de carbono, os aços médios carbono entre 0,30% e 0,60% de carbono e os aços alto carbono possuem 0,60% a 1,00% de carbono (SOUZA, 2001).

Os aços de baixo carbono possuem baixa resistência e dureza e, em compensação, proporcionam alta tenacidade e ductilidade. São geralmente aplicados em perfis estruturais, placas para produção de tubos, construção civil, pontes, etc. Estes aços, normalmente, não são tratados termicamente.

Segundo Chiaverini (1978), os aços médios carbono possuem uma quantidade de carbono suficiente para a realização de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, embora seus tratamentos térmicos necessitem ser realizados com taxas de resfriamento elevadas e em seções finas para serem efetivos. Possuem maiores resistência e dureza e menores tenacidade e ductilidade do que os aços baixos carbono. São utilizados em rodas e equipamentos ferroviários, engrenagens, virabrequins e outras peças de máquinas que necessitam de elevada resistência mecânica, resistência ao desgaste e tenacidade.

Os aços de alto carbono apresentam menor ductilidade entre os aços carbono, porém possuem alta resistência e dureza. Na maioria das vezes são utilizados no estado temperado e revenido. Normalmente aplicados na fabricação de talhadeiras, folhas de serrote, martelos e facas.

Em geral, considera-se que um aço carbono não contenha mais que 1,65% Mn, 0,30% Si, 0,040% P e 0,050% S. Se a porcentagem de elementos adicionados excederem esses teores máximos, serão considerados como elementos de liga que irão atuar em funções especiais no aço, atribuindo a estas características específicas.

### 3.2 Aços-liga

Para proporcionar melhores propriedades mecânicas, conforme a necessidade de cada aplicação, quantidades de elementos de liga podem ser adicionados intencionalmente ao aço carbono. Dessa forma, surgem os chamados aços-liga que, de acordo com a quantidade de elementos acrescentados em sua composição, podem ser classificados como aços de baixa, média ou alta liga.

Nestes aços, os seguintes elementos podem ser incorporados: níquel, cromo, molibdênio, vanádio, nióbio, boro, alumínio, titânio, tungstênio, cobalto, cobre, zircônio, chumbo, etc. Tais elementos atuam de forma diferenciada e seus principais efeitos provocam alterações de propriedades mecânicas, tais como aumento de resistência, aumento da dureza, melhoria da temperabilidade, melhoria na tenacidade e usinabilidade e aumento da resistência à oxidação, à corrosão e à abrasão.

O aperfeiçoamento dos aços por meio da influência destes elementos se dá pela alteração de sua microestrutura através de diversos mecanismos, inclusive envolvendo tratamentos térmicos e termomecânicos. De modo geral, alguns desses elementos podem formar soluções sólidas ou compostos intermetálicos (que atuam no aumento de resistência do material); alterar a temperatura de ocorrência de transformação de fase; alterar a solubilidade do carbono na ferrita e austenita; alterar a velocidade de reação da decomposição da austenita e alterar a velocidade de solubilização da cementita na austenita (SOUZA, 2001).

Os aços-liga tratados termicamente, geralmente possuem melhores características que a classe de aços carbono, essencialmente melhor endurecibilidade, e podem promover alta resistência e boa tenacidade, principalmente em secções mais grossas.

### 3.3 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – Advanced High Strength Steel)

Conforme A. A. Gorni (2008), para fazer face às necessidades e aos contínuos desafios das indústrias, são desenvolvidas novas ligas que permitem, através do seu processamento termomecânico e uma adequada composição de liga, conseguir obter um material com alta resistência, tenacidade, ductilidade e conformabilidade elevadas. Isto significa atuar sobre os distintos fatores que determinam as diferentes microestruturas.

Segundo R. Kuziak et al (2012) ao longo dos anos tem sido investida uma enorme quantidade de recursos nos metais de baixa densidade nas indústrias automobilísticas, em resposta às exigências ambientais. Estes investimentos passam pela pesquisa e desenvolvimento para a produção de componentes com aços avançados, com maior resistência, maior segurança, mais leves, mais ecológicos, eficientes em termos de combustível e competitivos em termos de custos. Por este fato, foram desenvolvidos os aços de maior resistência, designados de aços avançados de alta resistência (AHSS – Advanced High Strength Steel).

De acordo com M. Y. Demeri (2013) através das novas tecnologias, como a fundição contínua e o processamento termomecânico, foram alcançados grandes desenvolvimentos no ramo dos aços, surgindo os aços avançados de alta resistência – AHSS (Advanced High Strength Steel). Os AHSS são aços multifásicos, constituídos por ilhas duras de martensita, bainita e/ou austenita residual, dispersas numa matriz de ferrita dúctil, em quantidades e combinações suficientes para produzir a variedade de propriedades mecânicas desejadas.

A categoria de AHSS abrange os principais tipos de aço:

- Dupla fase (DP)
- Ferítico-bainítico (FB), incluindo o aço (SF) estiramento-flangeável
- Fase complexa (CP)
- Martensítica (MS)
- Plasticidade induzida pela transformação (TRIP)
- Conformado a quente (HF)
- Transformação induzida por maclação (TWIP)

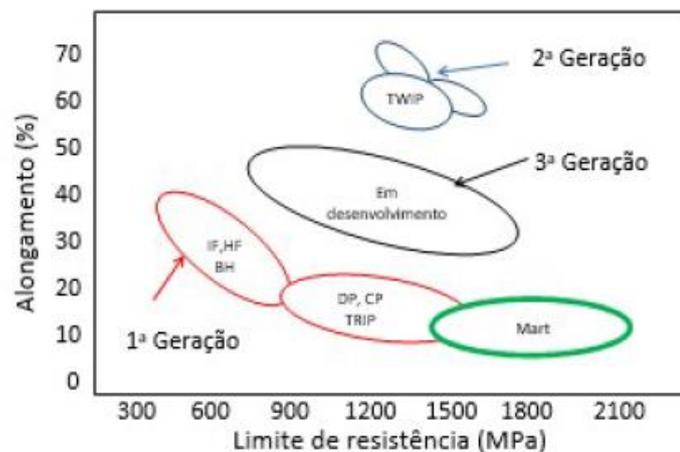
A família de AHSS é caracterizada por possuir uma tensão de rotura superior à família de HSLA, com a mesma ductilidade. Os mecanismos de endurecimento envolvidos no AHSS incluem o endurecimento da solução sólida, o endurecimento por

precipitação, o endurecimento por refinamento de grão e a transformação de fase austenítica macia para uma fase martensítica dura. Deste modo, este tipo de material é o mais adequado para a produção de estruturas automobilísticas resistentes a choque, onde a força e a absorção de energia são essenciais (SPEICH, 1990).

Os “Advanced High Strength Steel” (AHSS) são aços ao C, Mn, Si, que, dependendo das microestruturas e propriedades mecânicas desejadas, podem ser microligados ao Cr, Mo, V, Ni, Al, B, Nb ou Ti (SHRIKANT, 2015).

O nióbio tem papel relevante no refino de grãos e o manganês na estabilização da austenita à temperatura ambiente. Os demais atuam como endurecedores em solução sólida ou por precipitação de carbeto (HEISTERKAMP, CARNEIRO, 2015). Estes aços são classificados segundo sua capacidade de resistir e se alongar, conforme ilustrado no diagrama (Figura. 1) abaixo.

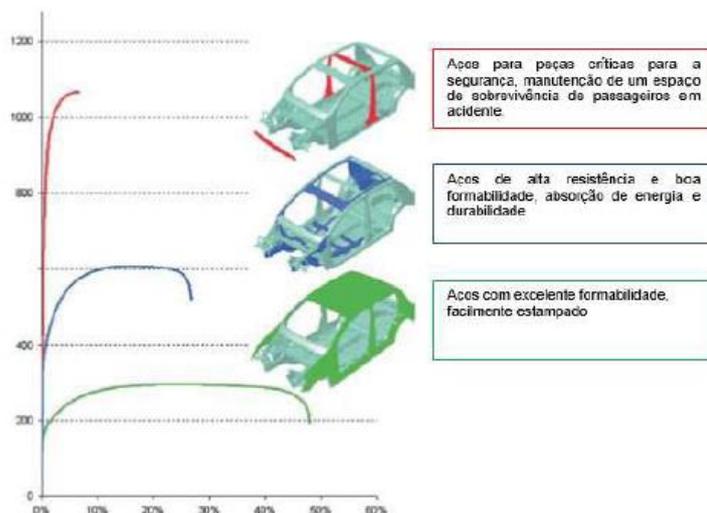
Figura 1 - Relação resistência vs. Ductilidade dos aços de 1ª, 2ª e 3ª Geração



Fonte: Adaptado de TAMARELLI, 2017.

Sob esta ótica, os “Advanced High Strength Steel” (AHSS) oferecem uma oportunidade para o desenvolvimento de peças leves com segurança aprimorada e excelente desempenho para aplicações automotivas (fig. 2).

Figura 2 - Tensão (em MPa) vs Alongamento (%) para diferentes tipos de aço e aplicados à estrutura da carroceria/chassi do automóvel



Fonte: Adaptado GRAJCAR, 2012.

### 3.4 Aços de segunda geração: Classes de plasticidade induzida por maclação (TWIP)

A deformação dos aços convencionais ocorre pelo escorregamento de discordâncias em planos cristalográficos, ocorrendo apenas mudança no formato sem modificar estrutura do cristal ou volume do metal. Nos aços TRIP ocorre a transformação de austenita em martensita ou bainita ocorrendo a deformação plástica, como também altera a estrutura do cristal e a densidade do metal. Há ainda um terceiro modo de deformação: por maclação mecânica, no qual a estrutura cristalina do aço é preservada, mas a região maclada é reorientada durante a deformação plástica. Esse mecanismo deu origem a ligas ferrosas com ductilidade extraordinária, as quais têm sua plasticidade induzida por maclação designada pela sigla twinning induced plasticity (TWIP). A plasticidade induzida por maclação é observada em aços altamente ligados, com 15 a 25% de Mn e 2 a 4% de Si e Al. Os aços TWIP são austeníticos e continuam a sê-los após a deformação plástica. O mecanismo TWIP ocorre na austenita metaestável quando a energia livre de Gibbs, da reação martensítica, é positiva e a energia de falha de empilhamento é relativamente baixa. O aço TWIP apresenta limite de escoamento relativamente baixo, da ordem de 280 MPa, e um moderado limite de resistência à tração, igual a 650 MPa.

Contudo, seu alongamento total é extremamente alto, da ordem de 95%, e sua absorção específica de energia chega a ser o dobro da apresentada pelos aços

convencionais com estampabilidade extra-profunda. Esse aço, por ser austenítico, possui alta tenacidade à fratura, mantendo fratura dúctil na faixa de temperatura entre  $-196^{\circ}\text{C}$  e  $400^{\circ}\text{C}$  (GORNÍ, 2008).

Os aços TRIP e TWIP (primeira e segunda geração) têm microestruturas complexas (multifases), contendo constituintes como B, Mn e Al para aumentar a resistência, além dos teores de C e Si aumentados para intensificar o endurecimento pela formação da Martensita, preservando a formabilidade por deformação (maclação) da austenita residual. (A. NASSER, 2010) (HILDITCH, SOUZA, HODGSON, 2015).

Os aços com plasticidade induzida pela maclação (TWIP), considerados da 2ª geração ainda não foram usados em quantidade representativa, principalmente por seu elevado nível de Mn (cerca de 20% em peso), o que leva a problemas de processamento associados à estampagem. As tensões circunferenciais de um embutido, normalmente ultrapassam os limites de resistência deste tipo de aço (GRONOSTAJSKI et al., 2017) (ZHAO et al., 2016). Devido aos problemas apresentados com estes aços, uma 3ª geração de aços AHSS, com propriedades entre as duas gerações anteriores, estão em desenvolvimento.

A 3ª geração dos aços AHSS é basicamente uma adaptação dos aços DP e TRIP, com uma quantidade significativa menor de Mn que nos aços TWIP, mas com teor suficiente para estabilizar a austenita (metaestável) durante sequenciamento termomecânico adequado (AYDIN et al., 2013) (A. GRAJCAR, 2012).

### 3.5 Aços Bifásicos (Dual Phase -DP)

Os aços bifásicos ou dual phase (DP) são caracterizados por apresentarem elevada resistência mecânica associada a uma ductilidade adequada devido à microestrutura típica composta por ilhas de um segundo constituinte duro dispersas em matriz ferrítica. O segundo constituinte é normalmente a martensita, mas outros produtos formados em baixas temperaturas de transformação e austenita retida podem também estar presentes. Apresentam também elevado valor de expoente de encruamento, ausência de patamar de escoamento e significativo ganho de resistência após o processo de cura da pintura, efeito bake hardenability (BH) (LLEWELLYN e HILLIS, 1996).

Conforme Llewellyn e Hillis (1996), a microestrutura bifásica é obtida resfriando o aço a partir de uma região intercrítica composta por duas fases (austenita e ferrita).

A taxa de resfriamento deve ser suficientemente alta para promover a transformação da austenita em martensita. Além das condições de processo, a composição química influencia fortemente as propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

Devido às características únicas dos aços bifásicos, a sua utilização pela indústria automobilística vem aumentando significativamente. A redução do peso dos veículos e a consequente redução do consumo de combustível têm impulsionado o desenvolvimento de aços que combinem elevada resistência mecânica e alta ductilidade (WANG et al., 2013), (LIU et al., 2009), (MOHANTY et al., 2011).

Para valores altos de ductilidade, em geral devido a baixos valores de razão elástica, o material demonstra uma maior capacidade de encruamento, fornecendo assim um melhor desempenho em operações de conformação (ARAUJO, 2013).

Segundo N. Saeidi (2009) independentemente da temperatura de teste para uma melhor combinação de força e ductibilidade é indicado a combinação de 25% de bainita inferior contendo martensita temperada. A fração de bainita inferior observada favorece uma maior resistência a fratura por fratura frágil a baixas temperaturas.

### 3.6 Aspectos microestruturais

A microestrutura do aço bifásico é essencialmente formada de ferrita e martensita, mas sabe-se que em função da composição química do aço e dos tipos de tratamentos térmicos, a microestrutura final poderá ser mais complexa, constituída de ferrita, martensita, bainita, austenita retida e vários tipos de agregados de ferrita e carbonetos. Portanto, as propriedades mecânicas do aço DP dependerão das características das fases presentes, quantidade, distribuição e da maneira de como elas interagem (SUN, PUNGH, 2002).

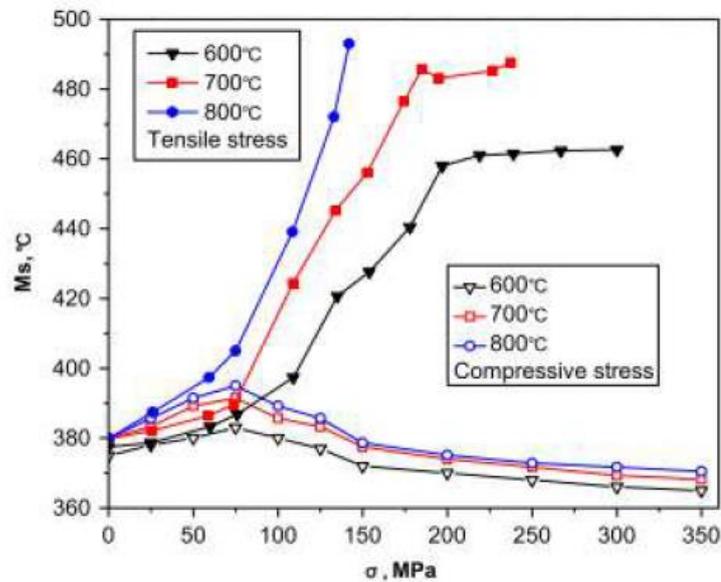
Para a obtenção da estrutura bifásica e necessário, portanto, um recozimento Inter crítico na região entre A1 e A3 (região Inter crítica) seguido de um rápido resfriamento, geralmente tempera em água ou em óleo, a fim de se obter a transformação da austenita em martensita. Esse tipo de tratamento Inter crítico é um processo relativamente simples e barato, podendo trazer excelentes resultados de resistência (MAGNABOSCO, BOTTON, 2000).

Segundo Y. Chang (2015) a transformação completa da martensita aumenta o limite de resistência acima de 1500MPa e a dureza por volta de 450HV quando

temperado em água e o aumento da temperatura inicial da martensita pode estar associado a deformação uniaxial em altas temperaturas. Poucos estudos detalham a influência do estado de tensão e a intensidade da tensão aplicado em chapas de aço.

As curvas de temperatura  $M_s$  para diferentes temperaturas iniciais de estampagem sob efeito de tração/compressão estão plotadas na Figura 3.

Figura 3 - Efeito da tensão de tração/compressão e a temperatura inicial de estampagem na temperatura  $M_s$



Fonte: CHANG, 2015.

De acordo com Shan (2017) muitos estudos focam na relação da quantidade de carbono dissolvido e a estabilidade da austenita, porém o efeito da transformação da bainita é ignorada. Já existem evidências de que a transformação de bainita ocorre a 300°C que pode ser atribuído a presença de martensita primária. A martensita primária pode aumentar a densidade de discordâncias da austenita no limite da fase e, portanto, aumenta a transformação da bainita. A adição de cobalto (Co) promove a transformação da bainita, enquanto Al e Mn diminui esta transformação.

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Materiais

O material para estudo foram chapas finas do aço comercial AHSS de primeira geração (nas espessuras variando de 1,85 mm a 1,9 mm) do tipo DP800 (Dual Phase), fornecido pela indústria automobilística da região. A composição química do material como recebido está na tabela 1.

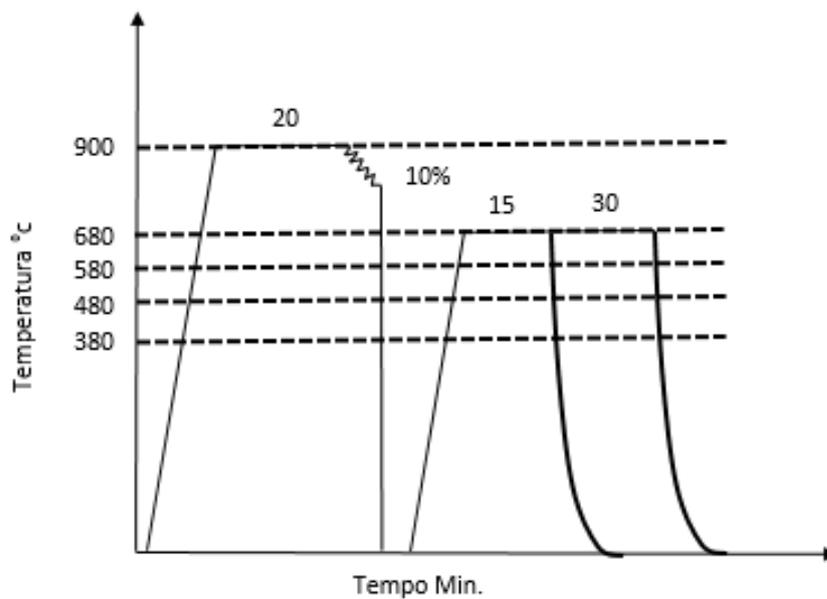
Tabela 1 - Composição química do aço dual phase-DP800

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Al%	Nb%
DP-800	0,13	0,20	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

Fonte: Docol, 2014.

Os domínios de temperatura das transformações de fase foram levantados por ensaio de dilatometria diferencial. Baseado nos dados sobre as curvas de dilatometria, os domínios foram identificados e a partir desta identificação, os aços foram submetidos a sequencias termomecânicas, conforme mostrado na Figura 4.

Figura 4 - Sequências termomecânicas



Fonte: O autor, 2020.

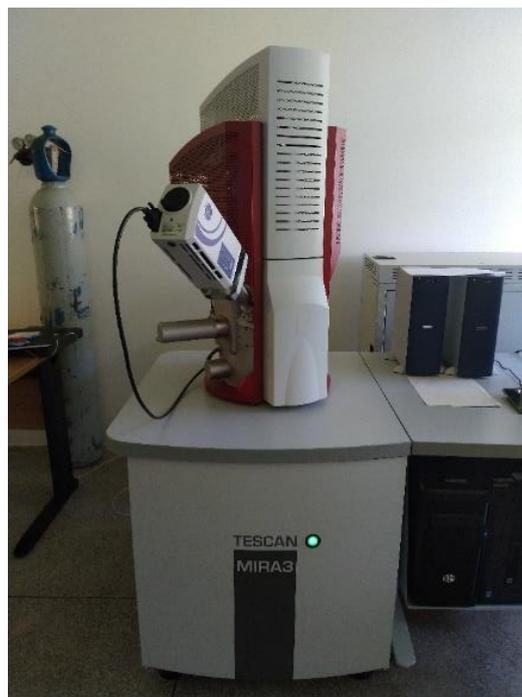
## 4.2 Métodos

Os métodos utilizados neste trabalho estão descritos na ordem de execução das atividades do estudo.

### 4.2.1 Caracterização microestrutural do aço AHSS DP800 como recebido

Caracterização microestrutural do aço AHSS DP800, como recebido e pós tratamento, foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), foram utilizados aumentos de 2.000x, 5.000x e 7.000x. O Microscópio eletrônico utilizado foi da TESCAM, modelo Mira 3 conforme Figura 5.

Figura 5 - Microscópio eletrônico de varredura TESCAM modelo Mira 3



Fonte: O autor, 2020.

### 4.2.2 Ensaio de dilatométrica do aço Dual Phase DP800

A dilatométrica é uma técnica simples, que mede as mudanças dimensionais (contração e expansão) baseada nas dilatações resultantes das transformações de fases, que ocorrem na amostra quando se aplica um ciclo térmico.

Neste trabalho, estes ensaios foram realizados usando-se um dilatômetro diferencial NETZSCH DIL402PC (figura 6), disponível no departamento de Engenharia Mecânica da UFPE. Esses ensaios permitiram determinar os domínios de transformação de fase do aço DP800 em função da temperatura. Baseado nos resultados da dilatométrica, foram elaboradas sequências termomecânicas para este estudo.

O dilatômetro DIL 402 PC apresenta as seguintes especificações técnicas:

- faixa de temperatura: temperatura ambiente a 1200°C;
- taxas de aquecimento: 0,01°C/min a 50°C/min;
- faixa de medição: 500/5000  $\mu\text{m}$ ;
- comprimento da amostra: 50 mm (máx.);
- diâmetro da amostra: 12 mm (máx.);
- resolução  $\Delta l$ : 8 nm;
- eletrônica integrada;

Figura 6 - Dilatômetro NETZSCH DIL402PC



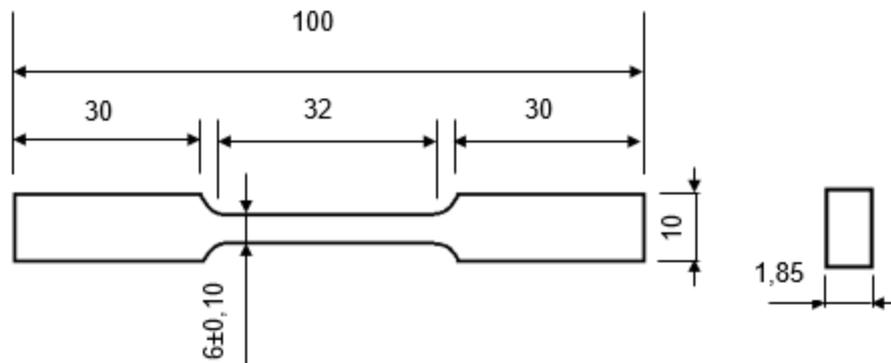
Fonte: O autor, 2020.

#### 4.2.3 Confeccção de corpos de provas do aço Dual Phase DP800

Foram confeccionados três corpos de prova para cada condição termomecânica, incluindo tratamentos térmicos e processos de laminação, no total de 45 corpos de prova de tração. Os corpos de prova para ensaio de tração foram inicialmente cortados em uma fresadora nas dimensões de 10 mm x 100 mm x 1,85

mm de espessura da chapa. A Figura 7 mostra o esboço do corpo de prova de tração que foi utilizado.

Figura 7 - Corpo de prova dimensionado para ensaios de tração segundo a norma ASTM E8/E8M -09



Fonte: ASTM, 2018

#### 4.2.4. Sequências termomecânicas aplicadas

Para realização das sequências termomecânicas, foram usados dois fornos do tipo mufla (figura 8), monitorados por termopares tipo K (cromel-alumel). A deformação iniciada no domínio austenítico foi feita num laminador do tipo ourives a uma taxa de deformação de 1,8/seg. Os tratamentos isotérmicos foram feitos em banho de chumbo. Antes da aplicação dos tratamentos termomecânicos, foram realizados ensaios dilatométrico para avaliar as temperaturas de transformações de fase no aço estudado. Conhecidos os domínios de transformações de fase, foram realizados tratamentos termomecânicos em diferentes temperaturas onde estes domínios foram evidenciados. Os seguintes tratamentos termomecânicos.

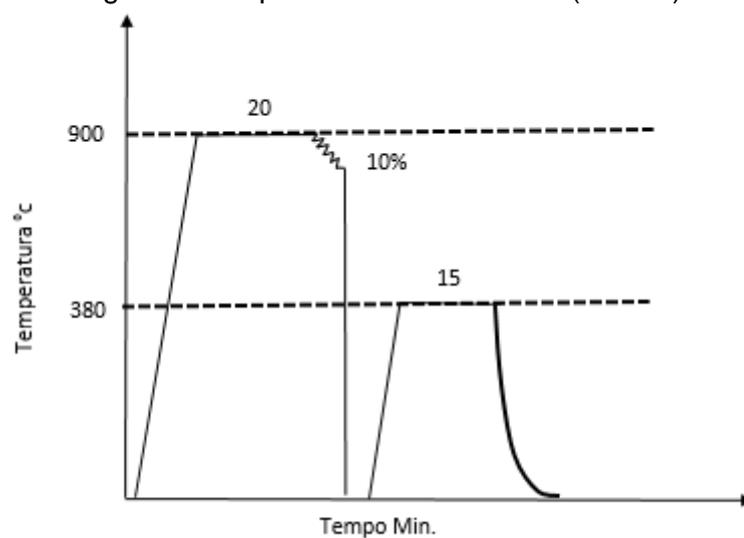
Figura 8 - Forno Mufla Microprocessado



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (380-15): Inicialmente, o material foi aquecido até o domínio austenítico, acima do  $Ac_3$  ( $900^{\circ}C$ -segundo dilatometria), e nele permanecer durante 20 minutos. Passado este tempo de austenização, o material foi deformado 10% por laminação a quente, embora a temperatura após a laminação a quente, tenha sido inferior a temperatura  $Ac_3$  (aproximadamente  $735^{\circ}C$ ). Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de  $380^{\circ}C$  por 15 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 9.

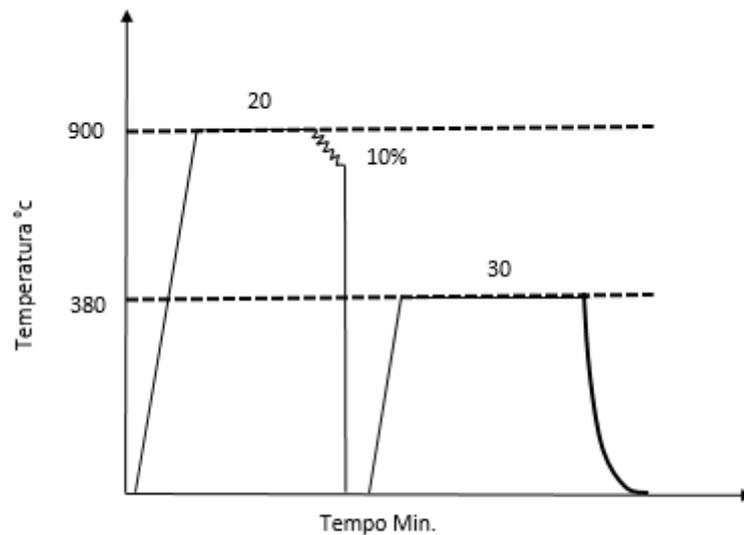
Figura 9 - Sequência termomecânica (380-15)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (380-30): O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material será deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 380°C por 30 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 10.

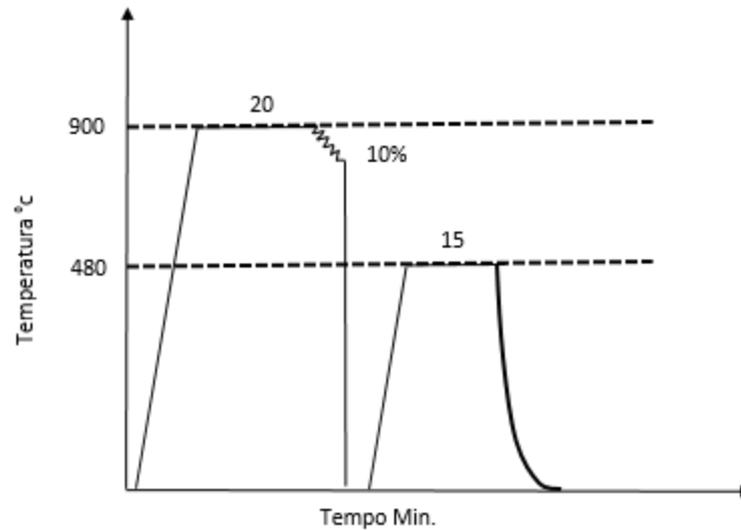
Figura 10 - Sequência termomecânica (380-30)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (480-15) O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material foi deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 480°C por 15 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 11.

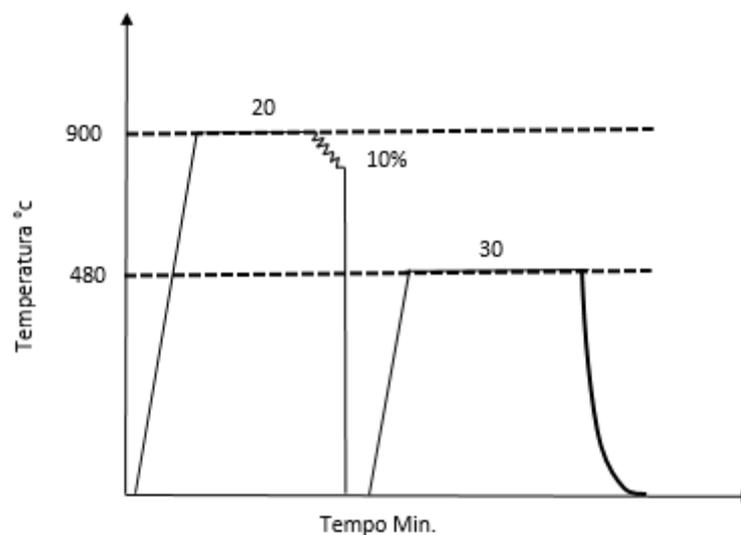
Figura 11 - Sequência termomecânica (480-15)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (480-30): O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material foi deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 480°C por 30 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 12.

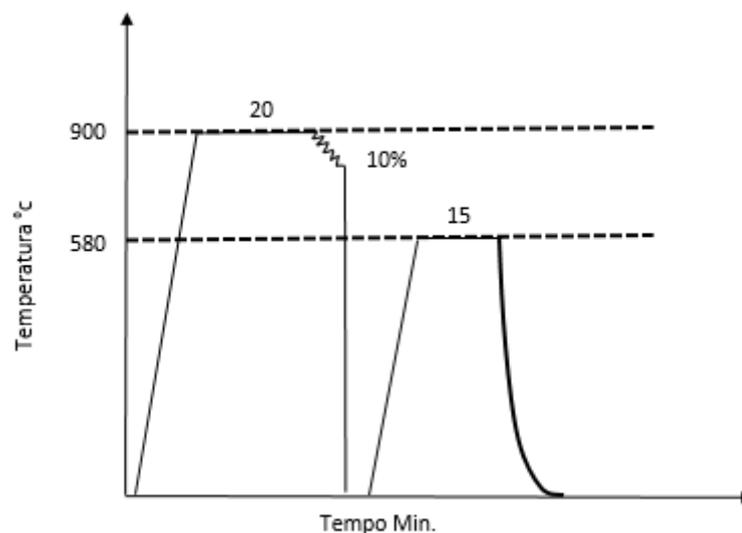
Figura 12 - Sequência termomecânica (480-30)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (580-15): O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material foi deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 580°C por 15 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 13.

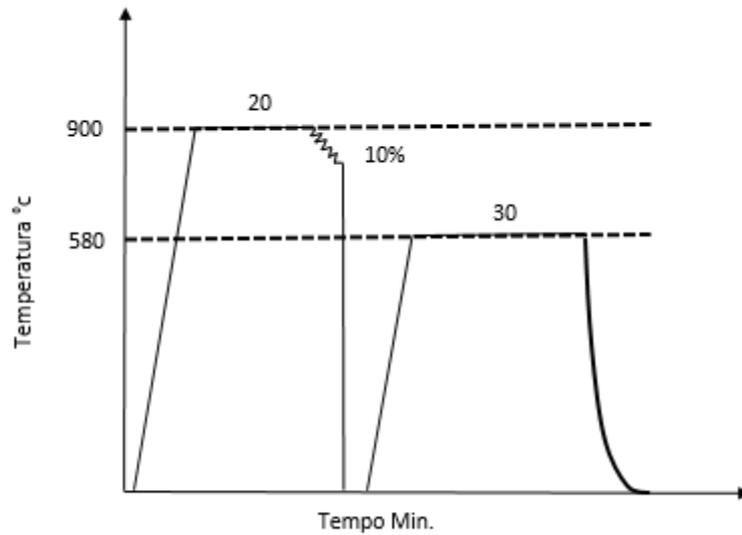
Figura 13 - Sequência termomecânica (580-15)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (580-30) O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material foi deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 580°C por 30 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 14.

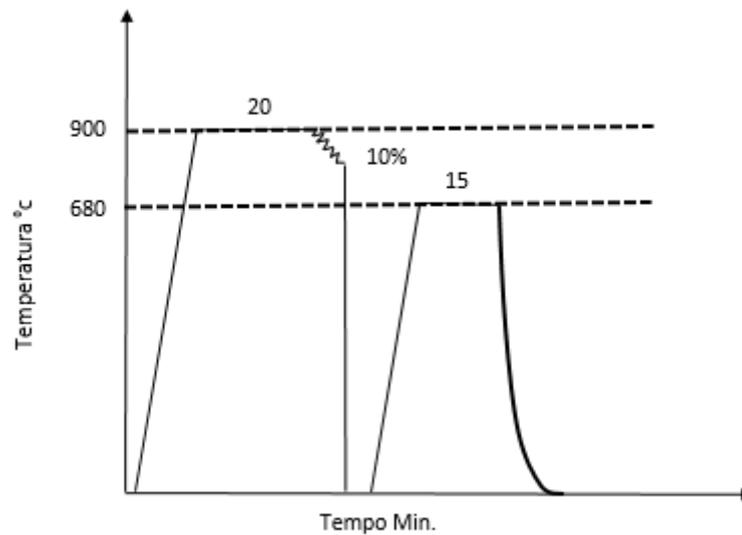
Figura 14 - Sequência termomecânica (580-30)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (680-15): O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material foi deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 680°C por 15 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 15.

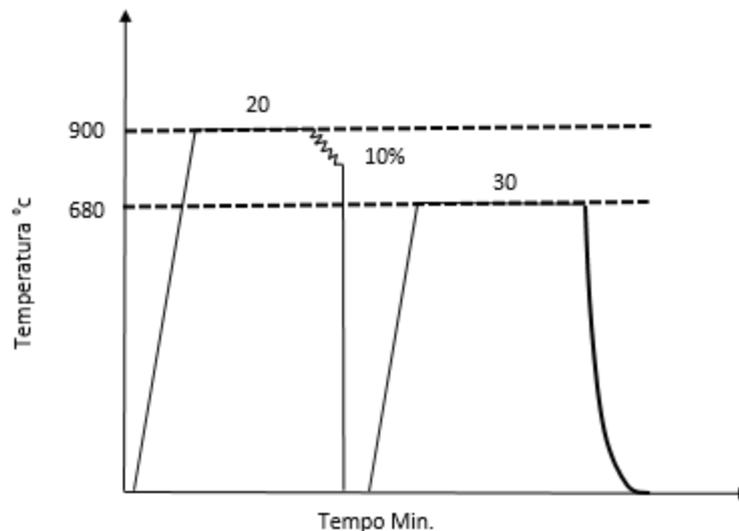
Figura 15 - Sequência termomecânica (680-15)



Fonte: O autor, 2020.

Tratamento (680-30): O processo de austenitização foi o mesmo da sequência termomecânica (380-15). O material foi deformado 10% por laminação a quente. Após a deformação, o material foi temperado em água, em seguida reaquecido numa temperatura de 680°C por 30 minutos e resfriados à temperatura ambiente, conforme mostra o diagrama esquemático da Figura 16.

Figura 16 - Sequência termomecânica (680-30)



Fonte: O autor, 2020.

#### 4.3 Ensaio mecânicos

Para avaliar as propriedades mecânicas destes materiais que foram tratados termomecânicamente em diferentes condições, ensaios de tração uniaxial foram aplicados de acordo com as normas ASTM E8M. Nestes ensaios, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica universal de 10 ton conforme Figura 17. Os dados de deformação foram obtidos por extensômetros montado diretamente nos corpos de provas na região mais susceptível à deformação. Uma quantidade de três corpos de prova para cada condição de tratamento fora usada para assegurar a reprodutibilidade dos valores.

Todos os equipamentos utilizados no estudo pertencem ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, exceto o microscópio de varredura que pertence ao INTM.

Figura 17 - Máquina servo-hidráulica universal de 10 ton



Fonte: O autor, 2020.

#### 4.4 Análise microestrutural dos corpos de prova do aço AHSS DP800 pós tratamento.

Para caracterização microestrutural do aço Dual Phase DP 800 foram realizados os procedimentos metalográficos tradicionais: corte dos corpos de prova, lixamento (220, 400, 600, 800, e 1200 mesh) e polimento em tapete com pasta diamantada de 1  $\mu\text{m}$ . A preparação metalográfica foi finalizada pelo ataque químico em nital a 2% com tempo de imersão de 10 segundos. Depois da metalografia, as amostras do material tratado e como recebido foram caracterizadas microestruturalmente por microscopia eletrônica de Varredura.

Para caracterização foi usado um microscópio eletrônico da TESCAM, modelo Mira 3, conforme mostrado na figura 5.

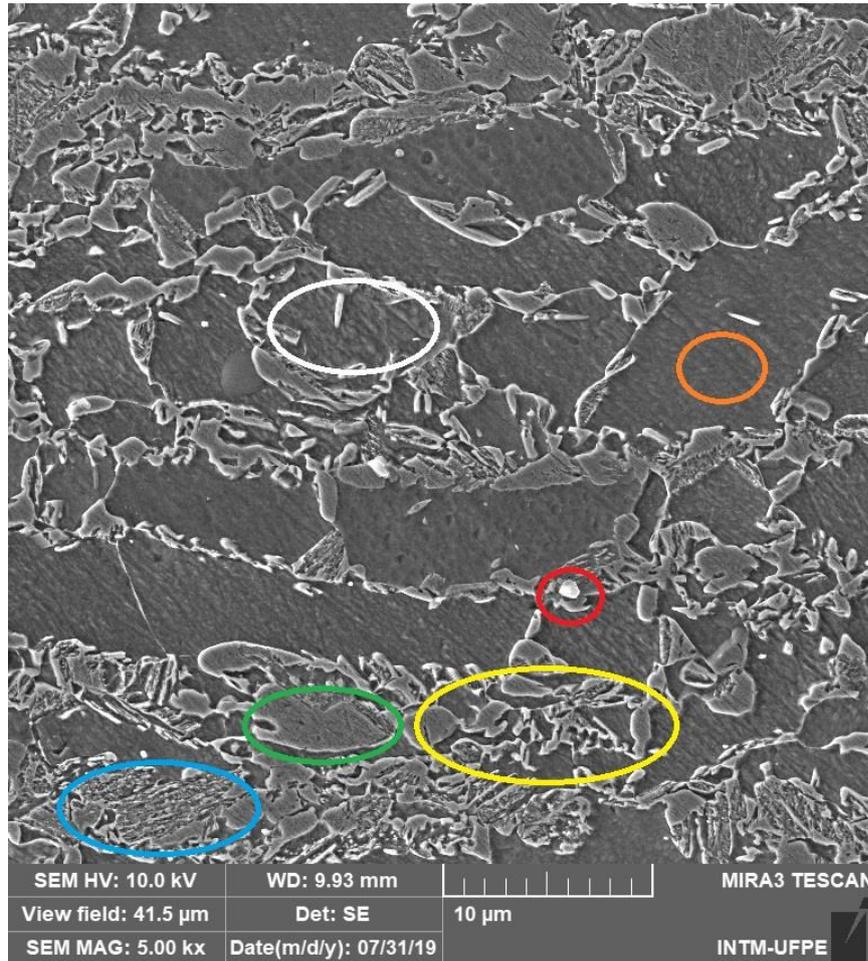
## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Diferentes transformações de fases foram observadas nos experimentos realizados. Na primeira etapa, foi feita a caracterização microestrutural do aço Dual Phase DP-800 na condição de como recebido. Na segunda etapa foi utilizada a dilatometria para identificação dos diferentes domínios de transformação. Na terceira etapa foram realizados os tratamentos termomecânicos em temperaturas baseadas no ensaio dilatométrico. Na quarta etapa foi feita a caracterização microestrutural do material após as sequências termomecânicas, identificando as fases presentes. Na quinta etapa, foram realizados os ensaios mecânicos nas amostras tratadas termomecânicamente, para determinação das propriedades mecânicas.

### 5.1 Caracterização microestrutural do aço DP800 como recebido.

Em nosso estudo, a microestrutura do material como recebido, mostra uma mistura das fases martensita (círculo azul), constituinte M-A (círculo vermelho), austenita retida (círculo verde), perlita (círculo branco), bainita (círculo amarelo) e a fase ferrítica (círculo laranja) conforme figura 18.

Figura 18 - Microestrutura do material como recebido



Fonte: O autor, 2020.

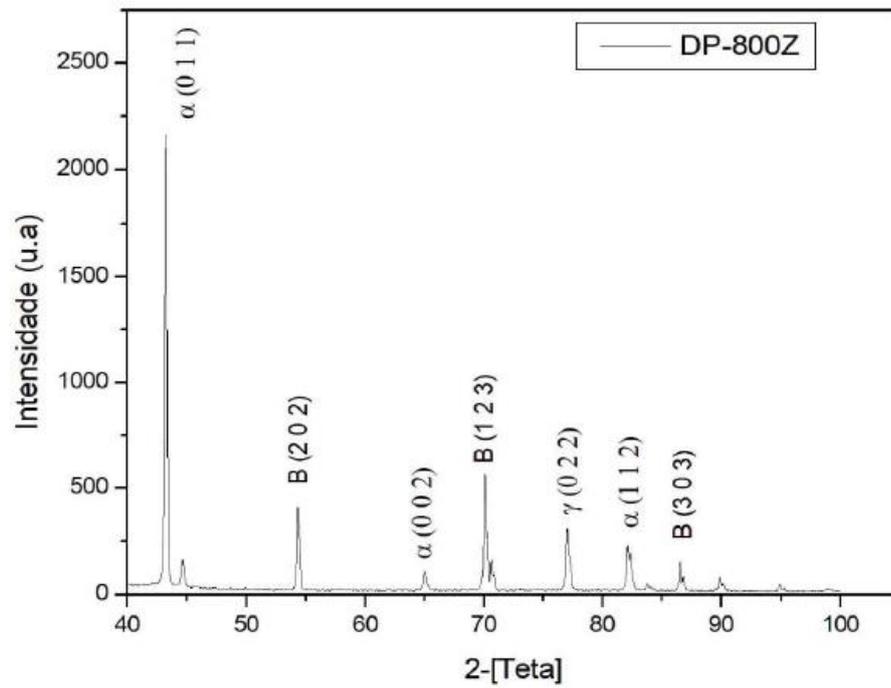
Para identificação das fases presentes, tanto no material como recebido quanto nos materiais com tratamentos termomecânicos, foram feitas comparações com as microestruturas apresentadas por diferentes autores.

A microestrutura do material como recebido apresentou diferentes tipos de fases, contrariamente ao que é relatado pela bibliografia (SENUMA, 2001; BLECK, PHIQUON, 2009; SILVA, 2019) onde deveríamos ter as duas fases tradicionais: Ilhas de martensita numa matriz ferrítica.

Silva (2019), trabalhando com o aço DP 800, realizou ensaio de DRX tanto no material como recebido como nas amostras após tratamentos térmicos e termomecânicos. A figura 19 mostra o difratograma do material como recebido onde foi possível verificar a presença das fases ferrita, austenita (retida) e bainita. Na figura 20, o difratograma da sequência laminada e resfriada em um banho isotérmico, apresentou as fases ferrita e bainita.

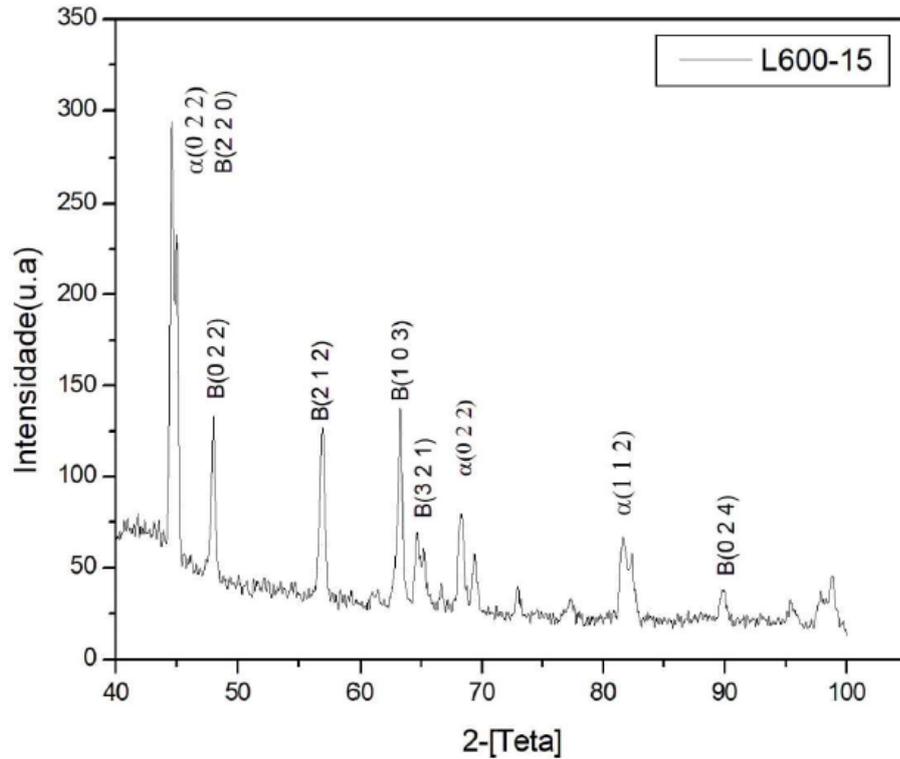
Bhadeshia (2017), apresenta diversas micrografias onde é possível fazer a comparação com as encontradas neste estudo.

Figura 19 – Difratoograma da amostra como recebido- Aço AHSS DP800



Fonte: Silva, 2019.

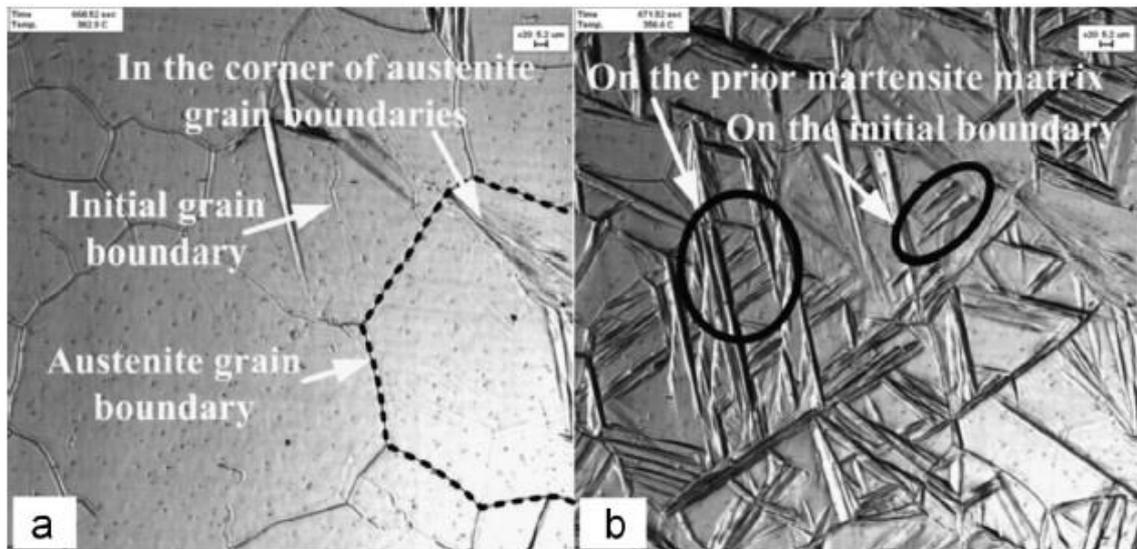
Figura 20 – Difratoograma aço AHSS DP800 após laminação a quente mais decomposição a isotérmica em banho de chumbo a 600°C por 15 minutos



Fonte: Silva, 2019.

Y.Chang et al 2015, estudaram as transformações de fase do aço AHSS 22MnB5 (segunda geração) após tratamentos termomecânicos. As amostras foram aquecidas a 900°C seguido de resfriamento a uma taxa mais rápida do que 10°C/s, sob compressão. Após os testes, foram identificadas na figura 21 (a) o início de formação da martensita induzida por tensão e na figura 21(b) a fase martensita em sua fase final, maclada internamente.

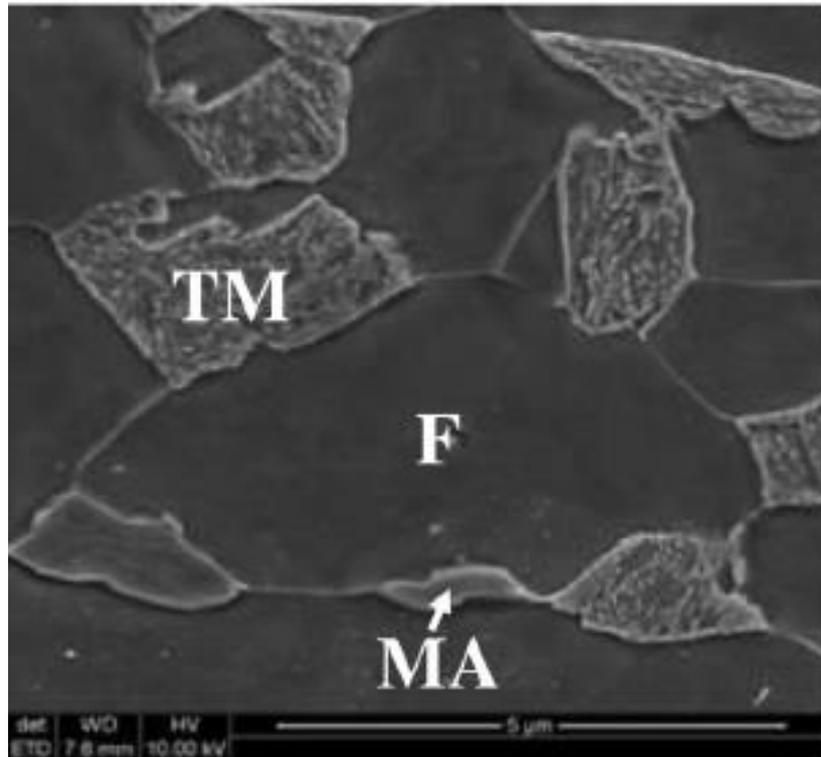
Figura 21 – Microestrutura do aço ASHh 22MnB5



Fonte: Y.Chang, 2015.

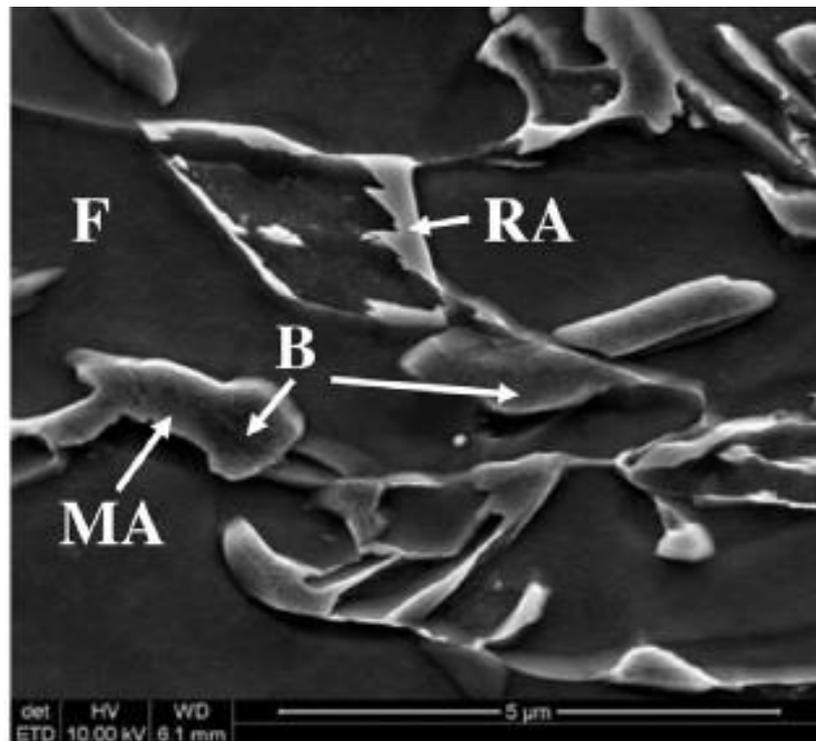
Zbigniew et al (2016), trabalhando com aços AHSS DP600 e TRIP 690, estudaram os efeitos da deformação sobre a microestrutura desses aços. Os materiais foram deformados por tração uniaxial a uma taxa de deformação entre  $0,001-0,5 \text{ s}^{-1}$ , usando amostras de 11 mm de largura e 75 de comprimento (na parte paralela) em conformidade com a norma EN ISO 6892. Identificaram a presença de martensita, ferrita e austenita retida no DP600 e ferrita, bainita, austenita retida e constituinte MA no TRIP690 conforme as figuras 22 e 23.

Figura 22 – Microestrutura do aço AHSS DP600



Fonte: Zbigniew, 2016.

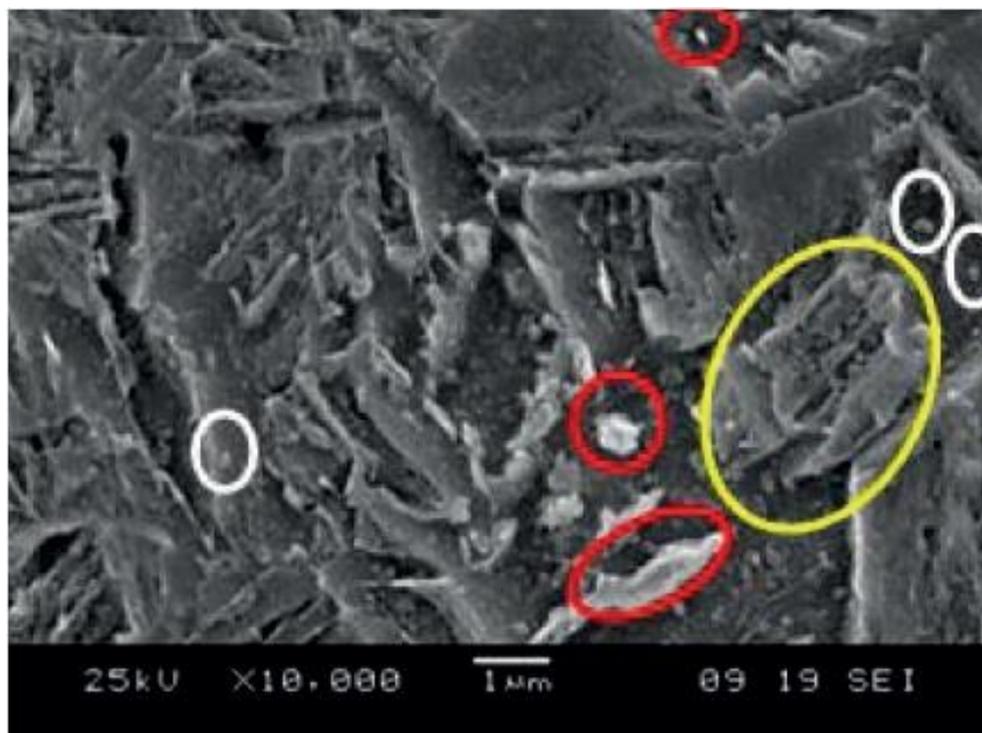
Figura 23 – Microestrutura do aço AHSS TRIP 690



Fonte: Zbigniew, 2016.

Pedrosa et al, 2012, estudou as transformações de fases do aço API 5L X80 com o objetivo de aumentar a resistência a fratura. As amostras foram aquecidas em forno elétrico até 950 ° C, mantidas por 900 s, em seguida, laminadas a quente em temperatura de não recristalização num laminador do tipo duo a uma taxa de deformação de 1,8 s<sup>-1</sup>. Nestas condições de tratamento foram obtidas as fases ferrita (círculo branco), constituinte M-A (círculo vermelho) e austenita retida (círculo amarelo). A figura 24 mostra as microestruturas.

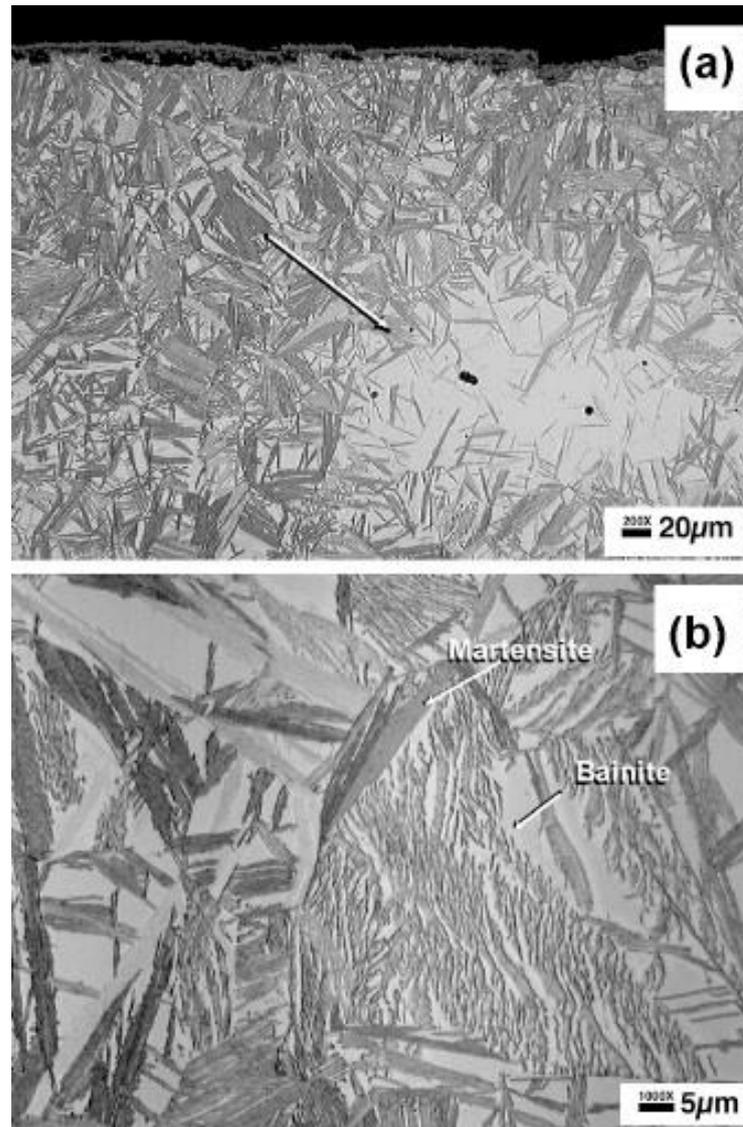
Figura 24 – Microestrutura do aço API 5L X80



Fonte: Pedrosa, 2012.

Babu et al, 2005, (APUD Badeshia, 2017) realizou um estudo com um aço de alto carbono para observações da decomposição isotérmica da austenita, em relação às transformações produzidas por este tratamento térmico. Em um dos experimentos, as amostras foram aquecidas a 1273 K e mantidas a essa temperatura por 4 minutos e em seguida resfriada a uma taxa de 10 K s<sup>-1</sup> até 573 K e mantido a essa temperatura por 12 horas. Após o tratamento, foram identificadas a presença das fases bainita e martensita. A figura 25 mostra as fases presentes.

Figura 25 – Microestrutura do aço de alto carbono



Fonte: Babu, 2005.

## 5.2 Identificação dos diferentes domínios de transformação de fase utilizando a dilatometria

A técnica de dilatometria é utilizada no estudo para transformações de aços, quando esta ocorre no estado sólido. As curvas de dilatação fornecem o aumento do volume atômico, indicando os diferentes domínios de transformação de fase. Neste trabalho foram observados acidentes sobre a curva dilatométrica em quatro regiões (figura 26).

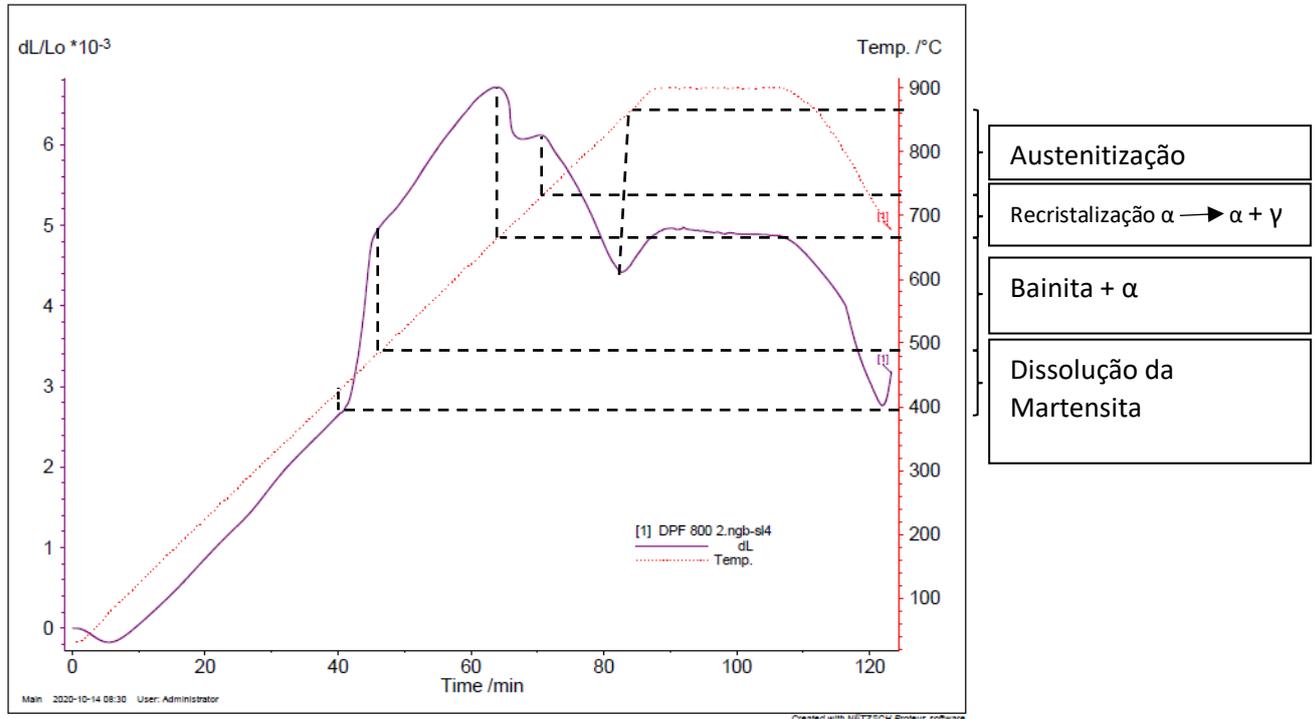
Região 1: temperatura entre 400°C e 490°C, dissolução da martensita.

Região 2: temperatura entre 670°C e 740°C, Recristalização  $\alpha \longrightarrow \alpha + \gamma$ .

Região 3: temperatura entre 740°C e 880°C austenitização.

Região 4: temperatura de 670°C a 490°C,  $\alpha \rightarrow \alpha + \text{Bainita}$

Figura 26 - Curva de dilatometria Aço Dual Phase DP-800



Fonte: O autor, 2020.

### 5.3 Realização das sequências termomecânicas baseados no ensaio dilatométrico

As sequências termomecânicas são empregadas para produzir e / ou modificar microestruturas e suas propriedades mecânicas associadas.

Partindo-se de uma mesma composição química de um aço pode-se produzir diferentes microestruturas / propriedades, possibilitando diferentes aplicações.

Deformações plásticas em altas temperaturas interfere nas cinéticas das transformações, modificando as curvas do diagrama TTT, aumentando a taxa de nucleação nas regiões que foram afetadas pela deformação plástica. As transformações de fases ocorrem preferencialmente nos contornos de grãos levando em consideração o ponto de vista energético, onde há redução local de energia livre (FERREIRA, 2002).

As temperaturas e tempos das sequências termomecânicas utilizadas neste estudo são apresentadas na (tabela 2):

Tabela 2 - Sequências termomecânicas

Temperatura (°C)	Tempo (min)
380	15
380	30
480	15
480	30
580	15
580	30
680	15

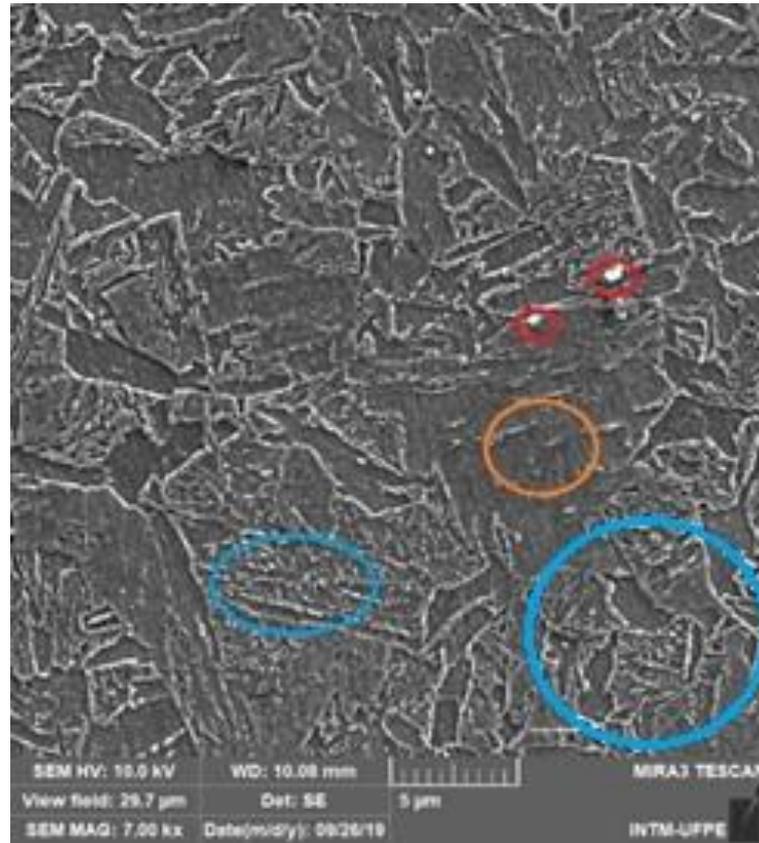
Fonte: O autor, 2020.

As transformações de fase geradas nas diferentes sequências produziram fases distintas como martensita, bainita, ferrita, microconstituintes MA e perlita. As temperaturas utilizadas na decomposição isotérmica foram baseadas nos domínios mostradas pelo ensaio dilatométrico.

#### 5.4 Caracterização microestrutural após tratamentos termomecânicos, identificando as microestruturas obtidas

Foram realizadas análises micrográficas para identificar as microestruturas existentes nas amostras tratadas nas diferentes sequências termomecânicas. A figura 27 é uma micrografia obtida a partir da sequência (380-15) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 380°C por 15 minutos. Esta sequência apresentou majoritariamente a ferrita (círculo laranja) em sua microestrutura. Também é possível observar martensita (círculo azul) e constituinte M-A (círculo vermelho). Devido a tempera, e o tempo de 15 minutos, esta amostra em uma análise qualitativa, apresentou uma fração volumétrica (área) maior de martensita que as demais amostras.

Figura 27 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (380-15)

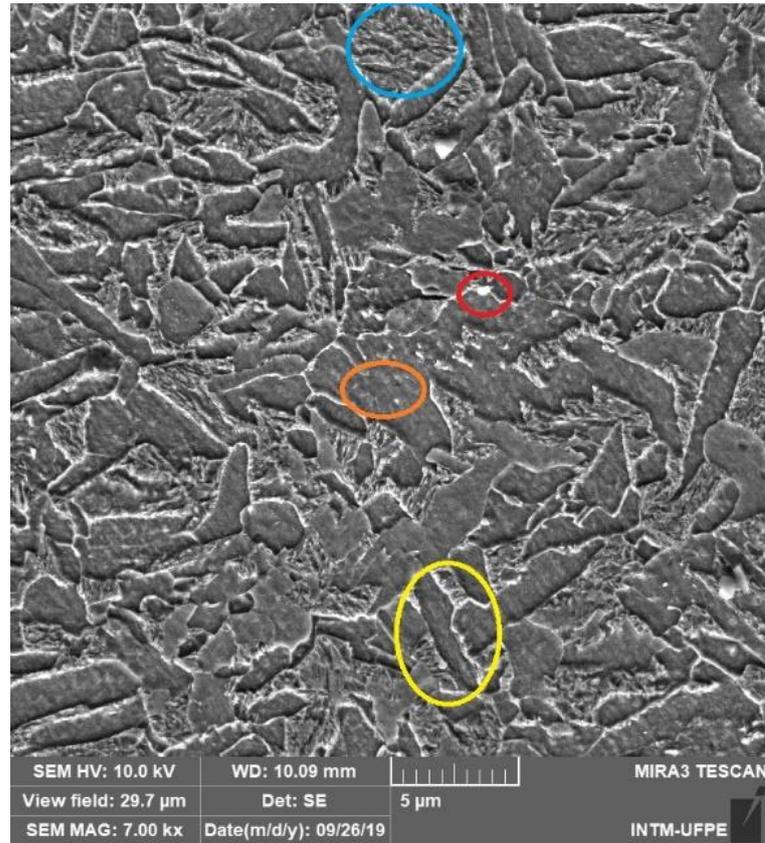


Fonte: O autor, 2020.

A figura 28 é uma micrografia obtida a partir da sequência (380-30) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 380°C por 30 minutos.

Esta sequência apresentou em sua microestrutura martensita (círculo azul), constituinte M-A (círculo vermelho), ferrita (círculo laranja) e bainita (círculo amarelo). Pelo aumento no tempo do reaquecimento, fazendo uma avaliação qualitativa, a área da martensita foi reduzida e a austenita retida começou a transformar-se em ferrita mais bainita.

Figura 28 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (380-30)

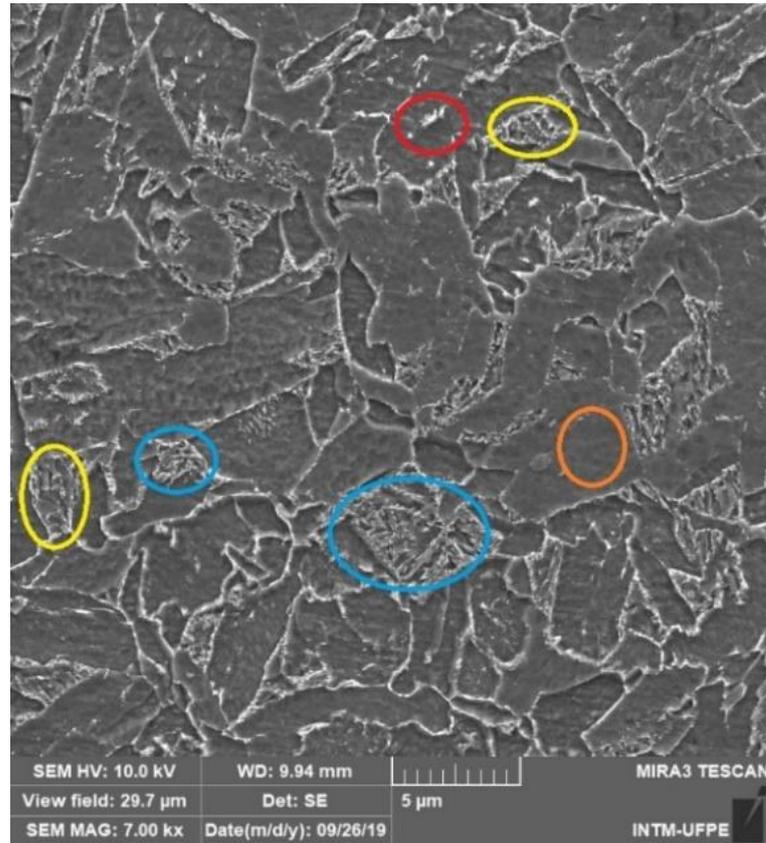


Fonte: O autor, 2020.

A figura 29 é uma micrografia obtida a partir da sequência (480-15) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 480°C por 15 minutos.

Esta sequência apresentou em sua microestrutura ferrita (círculo laranja), martensita (círculo azul), bainita (círculo amarelo) e constituinte M-A (círculo vermelho). O surgimento da bainita se justifica, pois, nessa faixa de temperatura a austenita se decompõe em ferrita e bainita.

Figura 29 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (480-15)

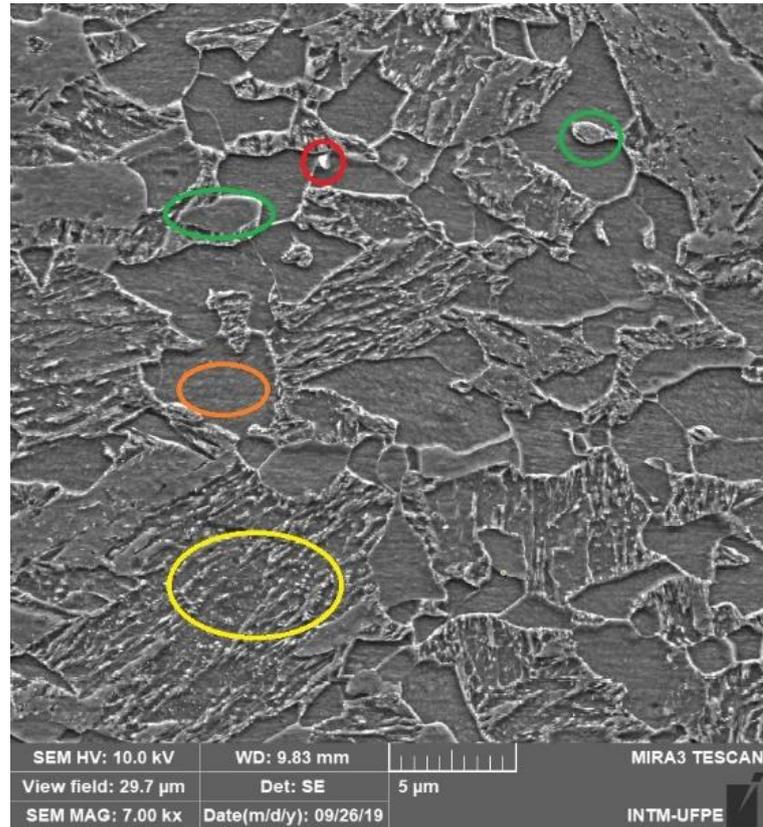


Fonte: O autor, 2020.

A figura 30 é uma micrografia obtida a partir da sequência (480-30) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 480°C por 30 minutos.

Esta sequência apresentou em sua microestrutura ferrita mais bainita (círculo laranja), bainita (círculo amarelo), constituinte M-A (círculo vermelho) e austenita retida (círculo verde). Em uma análise qualitativa, o aumento da presença da Bainita se justifica pelo tempo maior de tratamento que a amostra anterior.

Figura 30 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (480-30)

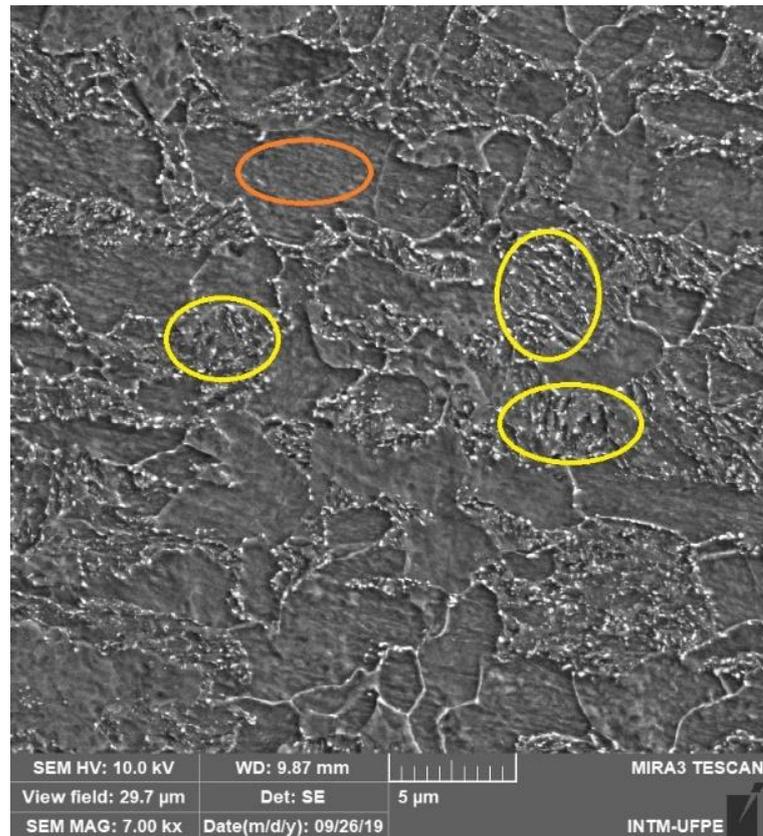


Fonte: O autor, 2020.

A figura 31 é uma micrografia obtida a partir da sequência (580-15) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquescido numa temperatura de 580°C por 15 minutos.

Esta sequência apresentou em sua microestrutura ferrita (círculo laranja) e bainita (círculo amarelo). Esta microestrutura apresenta um volume maior de ferrita em relação a bainita. Fazendo uma avaliação qualitativa, o volume de bainita em relação a sequência 480-30 é menor devido ao aumento da temperatura, pois nessa temperatura, a bainita se decompõe e parte da ferrita se transformar em perlita.

Figura 31 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (580-15)

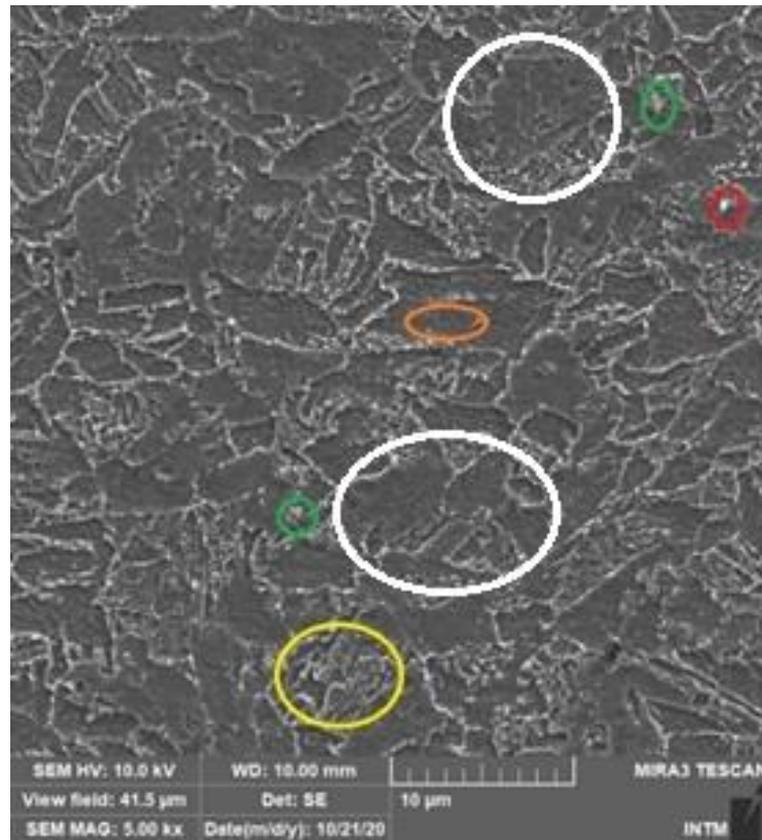


Fonte: O autor, 2020.

A figura 32 é uma micrografia obtida a partir da sequência (580-30) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 580°C por 30 minutos.

Esta sequência apresentou em sua microestrutura ferrita (círculo laranja), bainita (círculo amarelo), constituinte M-A (círculo vermelho) e austenita retida (círculo verde). Em uma análise qualitativa, esta microestrutura apresenta um volume maior de ferrita em relação a bainita. Em algumas regiões em baixo relevo (ferrita) já se observa a perlita em formação (círculo branco).

Figura 32 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (580-30)

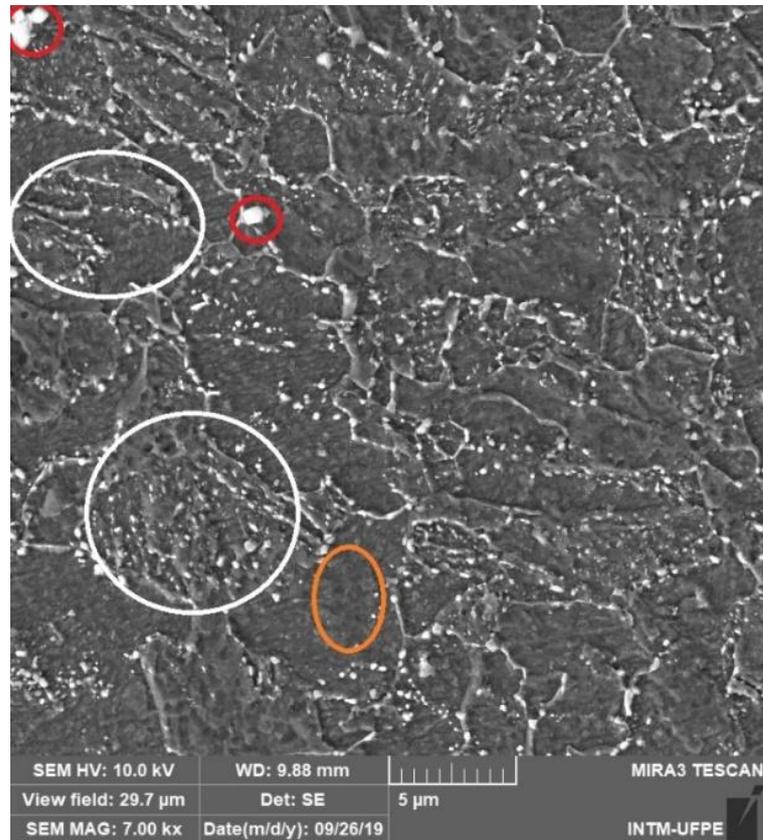


Fonte: O autor, 2020.

A figura 33 é uma micrografia obtida a partir da sequência (680-15) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 680°C por 15 minutos.

Esta sequência apresentou em sua microestrutura ferrita (círculo laranja), constituinte M-A (círculo vermelho) e ferrita em decomposição (círculo branco) formando a perlita.

Figura 33 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (680-15)

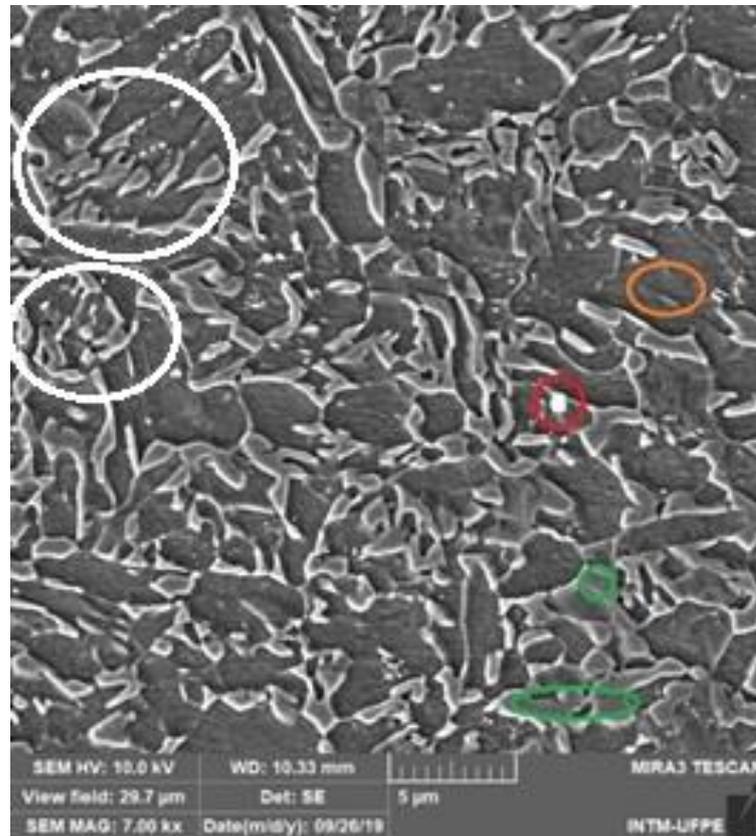


Fonte: O autor, 2020.

A figura 34 é uma micrografia obtida a partir da sequência (680-30) da amostra austenitizada durante 20 minutos, laminada a quente com redução de 10%, temperada e em seguida reaquecido numa temperatura de 680°C por 30 minutos.

Esta sequência apresentou majoritariamente em sua microestrutura ferrita (círculo laranja), também apresentou constituinte M-A (círculo vermelho), traços de austenita retida (círculo verde) e perlita (círculo branco).

Figura 34 - Microestrutura do aço AHSS DP800 após sequência termomecânica (680-30)



Fonte: O autor, 2020.

Após a deformação aplicada por laminação a quente o refinamento do grão está associado a recristalização da austenita. Quando a laminação ocorre abaixo da temperatura de não recristalização, os grãos austeníticos tornam-se mais alongados e os defeitos apresentam-se de forma intragranular. Esses defeitos podem induzir a transformação da austenita-ferrita-perlita durante laminação em temperatura de não recristalização. (YUE,2005) (DIETER et al., 2003).

A deformação em alta temperatura pode acelerar a transformação da austenita em ferrita quando seguida de resfriamento acelerado. Este resfriamento acelerado favorece a nucleação da ferrita nos contornos e no interior do grão austenítico. (SHANMUGAM et al., 2007).

Um controle na velocidade de resfriamento, aplicado posteriormente a uma laminação a quente, pode modificar a microestrutura final produzida por decomposição isotérmica. Nestes casos as fases finais podem ser ferrita + perlita

(transformação com difusão) e ferrita + bainita (Transformação com cisalhamento e difusão) (SIWECKI, 1992).

Trabalhando com aços de baixo carbono, (CASTRO et al., 2014) e (BHADESHIA, 1999) encontraram morfologia similar para ferrita e bainita em uma decomposição isotérmica de austenita a 400°C. (SILVA,2019) e (GRONOSTAJSKI et al.,2017), trabalhos feitos com o aço AHSS DP800 e DP 600 respectivamente, produziram morfologias semelhantes às encontradas por CASTRO et al., (2014).

Outros autores, trabalhando com outras ferroligas de baixo carbono (<0,10%C), encontraram morfologias equivalentes para a bainita, semelhantes às encontradas nos aços AHSS (K. FUJIWARA, 1995; J.R. YANG, 1995; C.H. LEE, 2003; SHANMUGAM et al., 2007; R.Y. ZHANG, 2010). A decomposição da austenita previamente deformada pode produzir bainita tanto a partir dos contornos dos grãos quanto dentro do grão (precipitação intragranular), como observado por (R.Y. ZHANG, 2010).

### 5.5 Ensaio mecânico do material tratado termomecânicamente

Os ensaios mecânicos realizados com este material na condição de “como recebido” apresentaram um limite de resistência a tração de 1040 MPa, superior ao valor informado pelo fabricante SSAB (2018) que é de 800 a 950 MPa conforme a tabela 3, limite de escoamento de 600 MPa e deformação de 15,85%.

O material como recebido apresentou propriedades mecânicas superiores as informadas pela norma para o DP800 conforme dados da tabela 3. Zbigniew et al (2016), encontrou microestruturas semelhantes ao do material como recebido estudando o aço TRIP 690. A ULSAB-AVC apresenta em sua norma, as microestruturas que compõem o aço TRIP: Bainita, ferrita, austenita retida e martensita. Essas microestruturas foram encontradas no material como recebido.

Fazendo uma comparação com a norma para o aço TRIP 980, ele atende ao limite de escoamento que é de 600MPa, ultrapassa o limite de resistência que é de 980 MPa, porém não atende a deformação de aproximadamente 20%

Tabela 3 – Valor das propriedades mecânicas do aço DP800 como recebido.

Condição da Amostra	Limite de resistência (MPa)	Desvio Padrão	Deformação (%)	Desvio Padrão	Limite de Escoamento (MPa)	Desvio Padrão
<b>DPZ800</b>	800-950		10		500-650	
<b>REC</b>	1040	8.16	15,85	0.99	600	13.27

Fonte: O autor, 2020.

Após realizados os tratamentos termomecânicos nas amostras, foram realizados ensaios de tração para determinar e avaliar as propriedades mecânicas do material tratado. A tabela 4 mostra os valores obtidos após a conclusão dos ensaios.

As análises dos valores das propriedades mecânicas serão feitas com relação aos valores mínimos informados pela ULSAB-AVC (Ultra-Light Steel Automotive Body – Advanced Vehicle Concept).

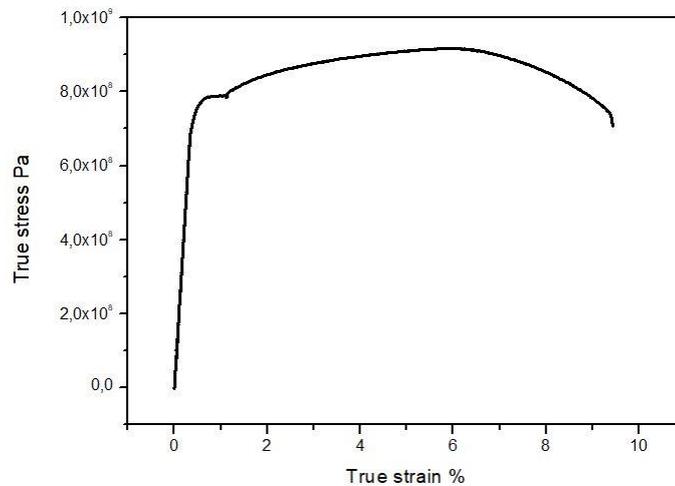
Tabela 4 – Valor das propriedades mecânicas após tratamentos termomecânicos.

Condição da Amostra	Limite de resistência (MPa)	Desvio Padrão	Deformação (%)	Desvio Padrão	Limite de Escoamento (MPa)	Desvio Padrão
<b>DPZ800</b>	800-950		10		500-650	
<b>1 (380-15)</b>	915	37.5	9.43	0.18	780	31.37
<b>2 (480-15)</b>	817	6.98	11.17	0.48	680	10.5
<b>3 (580-15)</b>	731	8.04	13.73	1.11	600	3.3
<b>4 (680-15)</b>	702	22.17	19.73	4.32	540	15.3
<b>5 (380-30)</b>	965	36.91	11.14	3.01	780	29.8
<b>6 (480-30)</b>	830	93.39	14.04	2.4	610	67.03
<b>7 (580-30)</b>	748	20.43	14.83	2.2	544	33.89
<b>8 (680-30)</b>	659	27.38	16.06	3.25	440	4.19

Fonte: O autor, 2020.

A sequência 380-15 apresentou aumento de (14,35%) no limite de resistência e (56%) limite de escoamento, porém uma redução de (5,7%) na deformação quando comparado aos valores informados pelo fabricante. Esta redução pode ser justificada pela quantidade de martensita presente na microestrutura. A figura 35 mostra o gráfico do ensaio de tração.

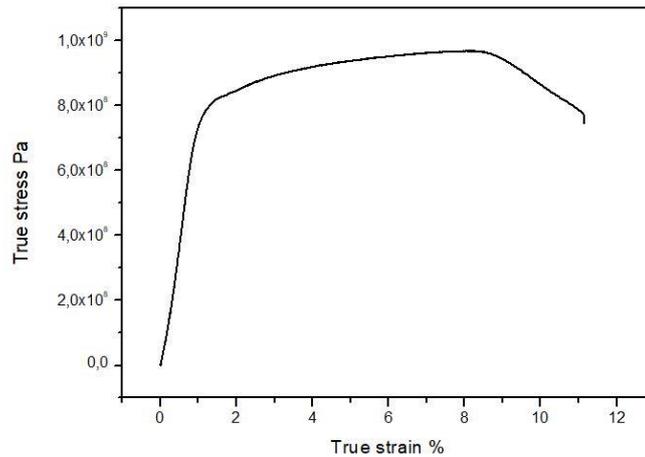
Figura 35 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 380-15



Fonte: O autor, 2020.

A sequência 380-30 obteve o maior aumento no limite resistência (20,62%) entre as amostras, o limite de escoamento manteve-se igual ao da sequência 380-15 e a deformação apresentou um ganho de (11,14%). Este resultado é justificado pela maior dispersão da martensita nos contornos, associado ao aparecimento da bainita que dá ao material uma maior tenacidade. A figura 36 mostra o gráfico do ensaio de tração.

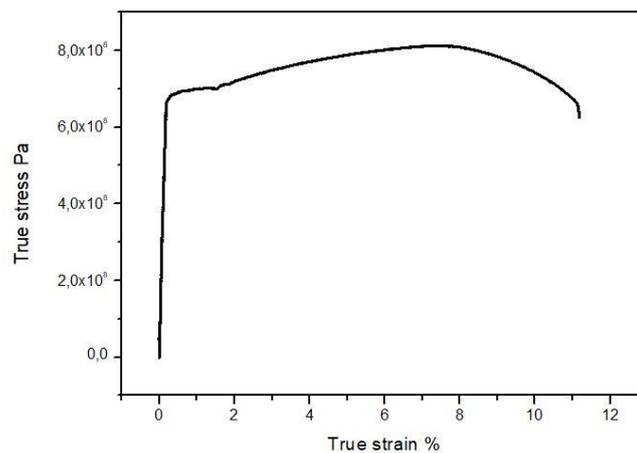
Figura 36 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 380-30



Fonte: O autor, 2020.

Na sequência 480-15, o limite de escoamento apresentou um aumento de (36%) e o limite de resistência (2,12%), na deformação, o ganho foi de (11,7%). A redução na quantidade de martensita e o aumento na quantidade de bainita justifica o aumento na deformação. A figura 37 mostra o gráfico do ensaio de tração.

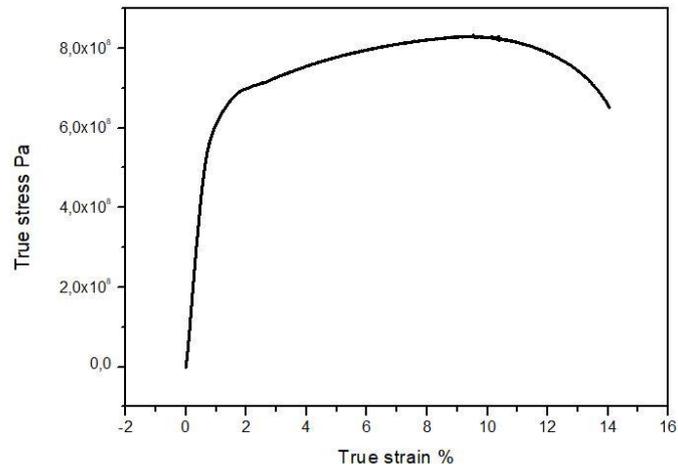
Figura 37 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 480-15



Fonte: O autor, 2020.

Na sequência 480-30, o limite de resistência apresentou um aumento de (3,75%), o limite de escoamento de (22%) e (40,4%) na deformação. O aumento na deformação pode ser justificado pela ausência da martensita e aumento da bainita. A figura 38 mostra o gráfico do ensaio de tração.

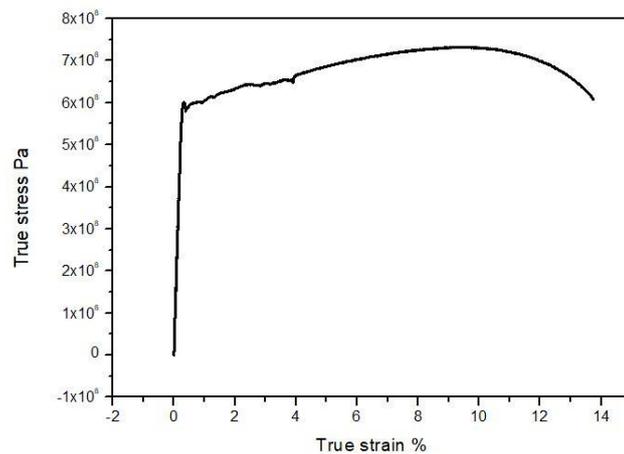
Figura 38 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 480-30



Fonte: O autor, 2020.

A sequência 580-15 apresentou um ganho de (20%) no limite de escoamento, uma redução de (8,62%) no limite de resistência e aumento de (37,3%) na deformação. A redução no limite de resistência pode ser justificada pela dissolução da bainita na ferrita e a transformação desta em perlita, o aumento na deformação pode ser justificado da mesma forma. A figura 39 mostra o gráfico do ensaio de tração.

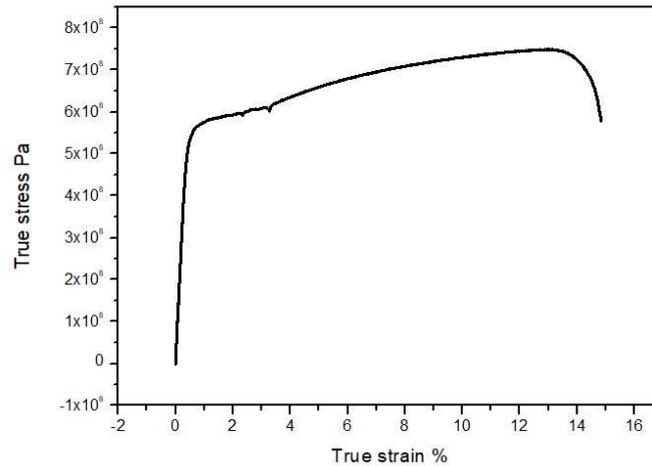
Figura 39 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 580-15



Fonte: O autor, 2020.

A sequência 580-30 teve um aumento de (8,8%) no limite de escoamento e (48,3%) na deformação, o limite de resistência teve uma redução de (6,5%). A figura 40 mostra o gráfico do ensaio de tração.

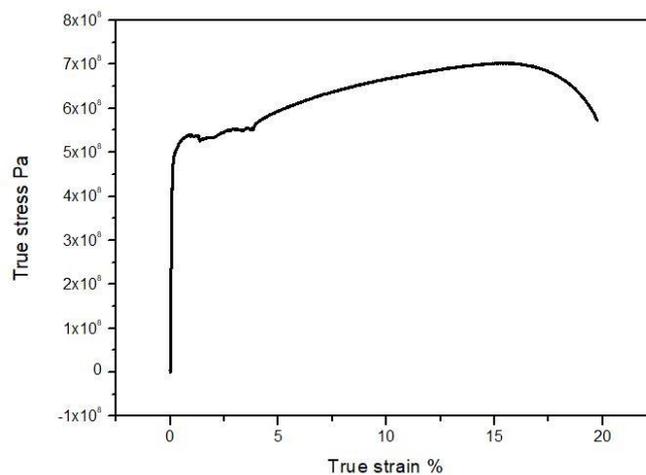
Figura 40 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 580-30



Fonte: O autor, 2020.

A sequência 680-15 obteve um ganho de (8%) no limite de escoamento e (97,3%) na deformação (o maior entre as amostras) e uma redução de (12,25%) no limite de resistência. O baixo valor do limite de resistência é justificado pelos presentes microconstituintes: o alto teor de ferrita com a perlita em formação. A boa ductilidade da ferrita justifica o aumento na deformação. A figura 41 mostra o gráfico do ensaio de tração.

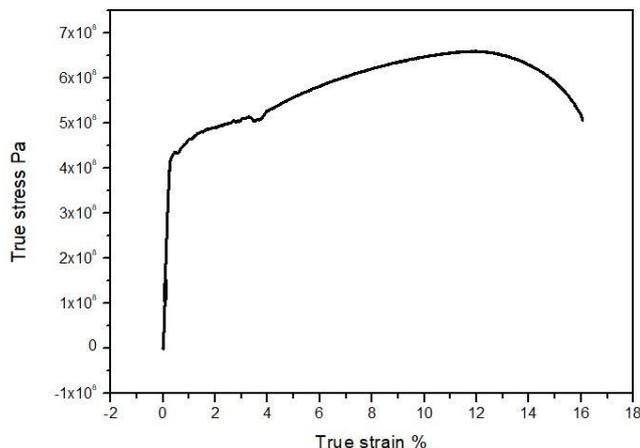
Figura 41 - Gráfico do ensaio de tração da sequência 680-15



Fonte: O autor, 2020.

Na sequência 680-30 tanto o limite de resistência quanto o limite de escoamento apresentaram uma redução de 17,62% e 12% respectivamente e um aumento de 60,6% na deformação. A figura 42 mostra o gráfico do ensaio de tração.

Figura 42- Gráfico do ensaio de tração da sequência 680-30



Fonte: O autor, 2020.

Utilizando o aço AHSS DP800, Silva, K. C. (2019) e Nasser et al (2010) também utilizaram sequências térmicas semelhantes às nossas para avaliar suas propriedades mecânicas. Os resultados obtidos foram semelhantes aos obtidos neste trabalho. Pedrosa et al. (2013) e Castro et al (2013) para aumentar as propriedades mecânicas em aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) já utilizaram com sucesso sequências termomecânicas semelhantes às utilizadas neste trabalho.

Silva, K. C. (2019) Trabalhando com aço AHSS DP800 (0,13%C, 0,20% Si, 1,50 Mn, 0,010%P, 0,002%S, 0,040%Al, 0,015%Nb), conseguiu utilizando duas sequências, uma laminada e em seguida colocada para decomposição isotérmica em 450°C e a outra apenas em decomposição isoterma a 650°C no banho de chumbo, ambas no tempo de 15 minutos, conseguiram obter uma resistência mecânica melhor que a do material como recebido.

Trabalhando com aço de plasticidade induzida por transformação (TRIP) (0,4% C; 2,0% Mn; 1,8% Si; 0,5% Cr), Gao et al (2013) aplicaram sequências de tratamento térmico para decompor a austenita, gerando como resultado bainita em uma matriz de austenita retida.

A partir do material austenitizado a 880 ° C por 40 minutos, duas amostras diferentes foram produzidas: a primeira (FQ) resfriou rapidamente (50 ° C / s) e a outra (SQ) resfriou lentamente (10 ° C / s) até a temperatura 190 ° C. Posteriormente, particionado a 360 ° C por um período de 5 a 30 minutos e resfriado à temperatura ambiente. Finalmente, todas as amostras foram revenidas a 280 ° C por duas horas.

Essas condições de tratamento térmico, a bainita formada na austenita retida produz uma boa combinação de resistência e ductilidade, gerando um limite de resistência de 1.688 MPa e alongamento de 25,2%. Nossos resultados mostram diferenças significativas que são justificadas pela diferença e composição do aço e pela natureza das sequências aplicadas.

As sequências termomecânicas desenvolvidas pelo nosso estudo mostraram a versatilidade deste AHSS. A partir de uma única composição química do aço DP800 foi possível aumentar a resistência com pequeno aumento no alongamento, ou diminuir a resistência e aumentar demasiadamente o alongamento.

Em suma, pode-se dizer que um único aço, tratado e adequadamente, poderá compor diferentes partes da carroceria de um automóvel.

## 6 CONCLUSÕES

Foram produzidas quatro diferentes sequências termomecânicas nas temperaturas, 380 ° C, 480 ° C, 580 ° C e 680 ° C, para modificar as microestruturas em relação à condição “como recebido” do aço DP800.

A sequência 380-15 apresentou em sua microestrutura a martensita, a ferrita e o constituinte M-A. Devido à maior quantidade de martensita nesta microestrutura, houve um aumento no limite de resistência (14,35%) e no limite de escoamento (56%), mas uma redução na deformação (5,7%) se comparado aos valores padronizados.

A microestrutura produzida pela sequência 380-30 apresentou martensita, ferrita, constituinte M-A e bainita em pequena quantidade. Com esta microestrutura o material apresentou um aumento no limite de escoamento de 56%, 20,62% no limite de resistência e 11,4% na deformação. A maior dispersão da martensita melhorou a deformação (11,14%) em relação a norma e em (18,13%) comparado com o caso anterior (380-15).

A microestrutura produzida pela sequência 480-15 apresentou redução na quantidade de martensita e aumento na bainita. Em função disso, foram observados um limite de escoamento 36% maior que o valor mínimo informado pela norma, um limite de resistência 2,12% maior que o valor mínimo e uma deformação 11,7% maior. A microestrutura produzida pela sequência 480-30 apresentou um aumento na Bainita. Devido ao aumento, foram observados um aumento de (3,75%) no limite de resistência apresentou, (22%) no limite de escoamento de (22%) e (40,4%) na deformação.

O mesmo comportamento microestrutural foi observado para a sequência 580-15, em relação à 480-15. A redução do teor de martensita e o aumento do teor de bainita produziram um limite de escoamento 20% maior em relação aos valores mínimos padronizados e um limite de resistência 8,62% menor que o valor mínimo e uma deformação 37,3% maior.

Na sequência 580-30 houve uma redução na bainita em relação a ferrita. Apresentou em sua microestrutura ferrita, Bainita, constituinte M-A austenita retida. Teve uma redução de (6,5%) no limite de resistência, um aumento de (8,8%) no limite de escoamento e (48,3%) na deformação.

A sequência 680-15 apresentou alto teor de ferrita e com a perlita ainda em formação. Por isso um limite de escoamento 8% maior em relação ao valor mínimo

informado pelos valores padronizados, um limite de resistência 12,25% menor que o valor mínimo e uma deformação 97,3% maior.

A microestrutura da sequência 680-30 foi majoritariamente ferrita. Devido a essa microestrutura houve redução de 17,62% e 12% nos limites de resistência e escoamento respectivamente e um ganho de 60,6% na deformação.

As sequências termomecânicas desenvolvidas pelo nosso estudo mostraram a versatilidade deste AHSS onde o mesmo pode ser aplicado em locais onde o valor da deformação seja maior que o valor padrão do DP800 ou em locais onde o valor do limite de escoamento e de resistência sejam menores que o padrão do DP800.

## 6.1 TRABALHO FUTUROS

- Realização de ensaios térmicos e termomecânicos, com decomposição isotérmica em banho de chumbo.
- Estudo da cinética da transformação de fase baseada na dosagem de raio x.
- Estudo comparativo do comportamento em fratura dos aços AHSS DP 800 e TRIP 1200.

## REFERÊNCIAS

- ARAUJO, Sílvio Dias. **Avaliação da influência das condições de superenvelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo**. Belo Horizonte: Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, 2013.
- ASTM E8 / E8M-16a, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, 20 Nov. 2016. Disponível em: <https://www.astm.org/Standards/E8.htm>. Acesso em: 20 Nov. 2018.
- AYDIN, HUSEYIN et al. **Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions**. Materials Science & Engineering, Montreal, QC, Canada, p. 501-508, 2013.
- Babu, S.S., Specht, E.D., David, S.A. et al. **In-situ observations of lattice parameter fluctuations in austenite and transformation to bainite**. Metall Mater Trans A 36, 3281–3289 (2005).
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Heat-Treatments in High Strength and Low Alloy Steel**. Materials Science and Engineering, Cambridge, p. 58-66, 1999.
- BHADESHIA, H. K. D. H; ROBERT HONEYCOMBE. **Steels: Microstructure and Properties**. Fourth Edition. editora: Butterworth-Heinemann, 2017.
- BHAT, Shrikant P. **Advances in high strength steels for automotive applications**. Retrieved January, v. 28, p. 2015, 2011.
- BLECK, W.; PHIYOU-ON, K. **Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture**. In: HALDAR, A. et al. Microstructure and texture in steels and other materials. London: Springer, 2009. cap. 9, p. 145-163
- CASTRO, R.S. et al. **Effects of thermomechanical treatment on the occurrence of coincident site lattice boundaries in high strength low alloy steel**. Materials Science & Engineering, São Carlos, p 1350-1354, 2013.
- CHANG, Y. et al. **Influence of stress on martensitic transformation and mechanical properties of hot stamped AHSS parts**. Materials Science and Engineering: A, v. 629, p. 1-7, 2015.
- CHEN, Shan et al. **Correlation of isothermal bainite transformation and austenite stability in quenching and partitioning steels**. Journal of Iron and Steel Research International, v. 24, n. 11, p. 1095-1103, 2017.
- CHIAVERINI, V. **Aços Estruturais. Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo: ABM, p. 203-218, 1990.
- DEMERY, Mahmoud Y. **Advanced high-strength steels: science, technology, and applications**. ASM international, 2013.

DIETER, G. E.; KUHN, H. A.; SEMIANTIN, S. L. **Hand of workability and processing design**. Ohio, USA: ASM International, 2003.

DOCOL. **Docol DP Dual Phase Steels-Data sheet GB8201DOCOL**. [S. l.], 13 fev. 2014. Disponível em: <https://www.yumpu.com/en/document/read/11500113/datasheet-docol-500-dp-ssab>. Acesso em: 12 out. 2019.

FERREIRA, R. A. S. **Transfromações de fase: aspectos cinéticos e morfológicos**. Recife: UFPE, 2002.

FUJIWARA, K.; OKAGUCHI, S.; OHTANI, H. **Effect of Hot Deformation on Bainite Structure in Low Carbon Steels**. J-Stage, Sumimoto, p. 1006–1012, 1995.

GAO, G et al. **A carbide-free bainite/martensite/austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching–partitioning–tempering process**. Materials Science & Engineering, Beijing, People's Republic of China, p.165-169, 2013.

GORNI, Antonio Augusto. **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas**. Corte e Conformação de Metais, v. 4, n. 44, p. 26-57, 2008.

GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. **Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry**. Archives of civil and mechanical engineering, v. 12, n. 3, p. 334-341, 2012.

GRONOSTAJSKI, Zbigniew et al. **The effect of the strain rate on the stress-strain curve and microstructure of AHSS**. Journal of Materials Processing Technology, v. 242, p. 246-259, 2017.

HEISTERKAMP, FRIEDRICH; CARNEIRO, TADEU. **Niobium: Future possibilities technology and the market place**. Düsseldorf, Germany, 13 jul. 2015. Disponível em: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.197.7960&rep=rep1&type=pdf>. Acesso em: 12 mar. 2019.

KUANG S., KANG Y.L., YU H., LIU R.D. **Effect of Continuous Annealing Parameters on the Mechanical Properties and Microstructures of Cold Rolled Dual Phase Steel**. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, v.16, n.2, p.159-164, April 2009.

KUZIAK, R.; KAWALLA, Rudolf; WAENGLER, Sebastian. **Advanced high strength steels for automotive industry**. Archives of civil and mechanical engineering, v. 8, n. 2, p. 103-117, 2008.

LEE, C.H.; BHADESHIA, H.K.D.H.; LEE, H.-C. **Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite**. Materials Science & Engineering, Cambridge, UK, p. 249-257, 2003.

LLEWELLYN, D. T.; HILLIS, D. J. **Dual phase steels**. Ironmaking & steelmaking, v. 23, n. 6, p. 471-478, 1996.

MAGNABOSCO, R., BOTTON, T.; **Obtenção de microestrutura bifásica ferritamartensita em aço ABNT 8620**. Revista Pesquisa & Tecnologia FEI, n.20, p. 18-21, 2000.

MOHANTY, R. R.; GIRINA, O. A.; FONSTEIN, N. M. **Effect of heating rate on the austenite formation in low-carbon high-strength steels annealed in the intercritical region**. Metallurgical and Materials transactions A, v. 42, n. 12, p. 3680, 2011.

NASSER, A. et al. **Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests**. Journal of Materials Processing Technology, 210, p. 429–436, 2010.

PEDROSA, I. R. V. et al. **Study of phase transformations In API 5L X80 Steel in order to increase its fracture toughness**. Material Research, São Carlos, SP, p. 489-496, 2013.

ROCHA, R.O.; MELO, T.M.F.; PERELOMA, E.V.; SANTOS, D.B. **Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel**. Materials Science and Engineering, Vol. A391, pp. 296-304, 2005.

SAEIDI, N.; EKRAMI, A. **Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels**. Materials Science and Engineering: A, v. 523, n. 1-2, p. 125-129, 2009.

SENUMA, T. **Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets**. ISIJ International, v. 4, n.6, p.520–532. 2001.

SHANMUGAM, S. et al. **Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-micro alloyed steels**. Materials Science & Engineering, Lafayette, LA, p. 335-343, 2007.

SILVA, K. C. **Estudo de sequências termomecânicas em aços AHSS de primeira geração** em programa de pós graduação em Engenharia Mecânica. Recife: Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Pernambuco, 2019.

SIWECK, T. **Modelling of microstructure evolution during recrystallization controlled rolling**. ISIJ International, Stockholm, Sweden, p. 368-376, 1992.

SOUZA, S. A. **Classificação dos Aços Carbono e Aços de Baixa Liga. Composição Química dos Aços**. São Paulo: Ed. Edgard Blücher Ltda., 2001. p. 53-74.

SPEICH, G. R. **Dual-phase steels**. ASM International, **Metals Handbook**. Tenth Edition., v. 1, p. 424-429, 1990. SHRIKANT, P. BHAT. **Advances in high strength steels for automotive applications**.

SUN, Shoujin; PUGH, Martin. **Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite**. Materials Science and Engineering: A, v. 335, n. 1-2, p. 298-308, 2002.

TAMARELLI, C. M. **The Evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications**. [S. l.], 1 mar. 2017. Disponível em: [www.autosteel.org](http://www.autosteel.org). Acesso em: 12 jul. 2018.

T.B. Hilditch, T. de Souza, P.D. Hodgson, 2 - **Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)**, Editor(s): Mahadev Shome, Muralidhar Tumuluru, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Woodhead Publishing, 2015.

ULSAB. **UltraLight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts (ULSABAVC)**. Disponível em: [http://www.worldautosteel.org/download\\_files/AHSS%20Guidelines%20V6/00\\_AHSS\\_Guidelines\\_V6\\_20170430.pdf](http://www.worldautosteel.org/download_files/AHSS%20Guidelines%20V6/00_AHSS_Guidelines_V6_20170430.pdf). Acesso em: 15 nov. 2019.

WANG, W., WEI, X. **The effect of Martensite Volume and Distribution on Shear Fracture Propagation of 600-1000 MPa Dual Phase Sheet Steels in the Process of Deep Drawing**. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.67, p.100-107, 2013.

YANG, J. R.; HUANG, C. Y.; CHIOU, C. S. **Influence of plastic deformation and cooling rates on the constituents of an ultra-low carbon bainitic steel**. *J-Stage*, Tokyo, p. 1013–1019, 1995.

YUE, S. **Thermomechanical processing of ferrous alloys**. Ohio: ASM Handbook : Metal working : Bulk Forming, 2005

Zbigniew Gronostajski, Adam Niechajowicz, Roman Kuziak, Jakub Krawczyk, Sławomir Polak, **The effect of the strain rate on the stress- strain curve and microstructure of AHSS**, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 242, 2017, Pages 246-259

ZHANG, R. Y.; BOYD, J. D. **Bainite Transformation in Deformed Austenite**. *Metallurgical and Materials Transactions Metall*, Ontário, p. 1448-1459, 2010.

ZHAO, Kunmin et al. **Influence of rapid cooling pretreatment on microstructure and mechanical property of hot stamped AHSS** part. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 228, p. 68-75, 2016.