



INSTITUTO FEDERAL DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE PERNAMBUCO

Campus Recife

Coordenação Acadêmica do Curso de Engenharia Mecânica

Engenharia Mecânica

RAFAEL FELIX LOPES ANTONINO

**AVALIAÇÃO DO PERCENTUAL DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AHSS DP 800
SUBMETIDO A TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS**

Recife

2023

RAFAEL FELIX LOPES ANTONINO

**AVALIAÇÃO DO PERCENTUAL DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AHSS DP 800
SUBMETIDO A TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Coordenação de Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Ciência e Tecnologia de Pernambuco, como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Tiago de Sousa Antonino

Recife

2023

Ficha catalográfica elaborada pela bibliotecária Danielle Castro da Silva CRB4/1457

A635a
2023

Antonino, Rafael Felix Lopes

Avaliação do percentual de deformação a quente na Microestrutura e propriedades mecânicas do aço AHSS DP 800 submetido a tratamentos termomecânicos. / Rafael Felix Lopes Antonino. --- Recife: O autor, 2023.
56f. il. Color.

Trabalho de Conclusão (Curso Superior Tecnológico em Engenharia Mecânica) – Instituto Federal de Pernambuco, Recife, 2023.

Inclui Referências.

Orientador: Prof. Dr. Tiago de Sousa Antonino.

1. AHSS DP 800. 2. Rotas termomecânicas. 3. Deformação. 4. Propriedades mecânicas. 5. Microestrutura I. Título. II. Antonino, Tiago de Sousa (orientador). III. Instituto Federal de Pernambuco.

CDD 620.1

**AVALIAÇÃO DO PERCENTUAL DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AHSS DP 800
SUBMETIDO A TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS**

Trabalho aprovado. Local, data.

Prof. Dr. Tiago de Sousa Antonino
Professor Orientador

Prof. Dr. Pablo Batista Guimarães
Examinador Interno

Prof. Dr. Alex Elton de Moura
Examinador Externo

Recife

2023

RESUMO

Este trabalho estudou a influência da variação da deformação a quente em um tratamento termomecânico na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço AHSS DP 800. Para isso, foram fabricados corpos de prova submetidos a 5 rotas termomecânicas envolvendo austenitização, laminação a quente, têmpera e decomposição isotérmica. A partir de estudos anteriores de transformação de fase do aço DP 800 por dilatométrica foi determinada uma temperatura de 900 °C para austenitização durante 30 minutos, logo após o material foi laminado a 0%, 15%, 20% e 25% e imediatamente resfriado em água a temperatura ambiente, em seguida os corpos de prova foram submetidos a tratamento isotérmico em banho de chumbo a 380 °C por 30 minutos. Separadamente uma rota com 25% de deformação, que não foi submetida ao tratamento isotérmico, foi executada para comparação das rotas com e sem decomposição isotérmica. Os corpos de prova tratados passaram por ensaio de tração para verificação das propriedades mecânicas de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento, além de preparação metalográfica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para verificação de microestrutura correspondente. Dessa forma, foi determinado que a variação do percentual de deformação a quente não afeta o limite de resistência quando está associado a uma decomposição isotérmica, onde a rota 1 (sem deformação) apresentou os melhores resultados, melhorando as propriedades de limite de resistência e limite de escoamento sem grande redução de ductilidade. Além disto, os resultados sugeriram que o tratamento isotérmico pode anular os efeitos da laminação sobre o limite de resistência e reduz o efeito do encruamento sobre o limite de escoamento.

Palavras-chave: AHSS DP 800; rotas termomecânicas; deformação; microestrutura; propriedades mecânicas.

ABSTRACT

This work studied the influence of the variation of hot deformation in a thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of an AHSS DP 800 steel. isothermal. From previous studies of phase transformation of DP 800 steel by dilatometry, a temperature of 900 °C was determined for austenitization for 30 minutes, after which the material was rolled at 0%, 15%, 20% and 25% and immediately cooled in water at room temperature, then the specimens were subjected to isothermal treatment in a lead bath at 380 °C for 30 minutes. Separately, a route with 25% strain, which was not subjected to isothermal treatment, was performed to compare routes with and without isothermal decomposition. The treated specimens underwent tensile testing to verify the mechanical properties of resistance limit, yield limit and elongation, in addition to metallographic preparation and scanning electron microscopy (SEM) to verify the corresponding microstructure. In this way, it was determined that the variation of the percentage of hot deformation does not affect the resistance limit when it is associated with an isothermal decomposition, where route 1 (without deformation) presented the best results, improving the properties of resistance limit and limit yield without much reduction in ductility. In addition, the results suggested that the isothermal treatment can nullify the effects of lamination on the strength limit and reduces the effect of work hardening on the yield strength.

Keywords: AHSS DP800; thermomechanical routes; deformation; microstructure; mechanical properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Aços usados em veículos automotivos.	12
Figura 2 - Relação resistência x ductilidade dos aços.	16
Figura 3 – Microestruturas resultantes da laminação controlada e da laminação controlada com resfriamento acelerado.	19
Figura 4 – Gráfico tensão x deformação de 4 tipos de aços dual phase com diferentes percentuais volumétricos de martensita.	22
Figura 5 – Fluxograma de execução do presente trabalho.	24
Figura 6 – Guillotina mecânica do Laboratório de Corte.	24
Figura 7 – Chapa pós guilhotina.	25
Figura 8 – Dimensões dos corpos de prova.	25
Figura 9 - Processo de fresagem dos corpos de prova.	26
Figura 10 - Corpos de prova produzidos.	26
Figura 11 - Gráfico da rota 1.	27
Figura 12 - Gráfico da rota 2.	28
Figura 13 – Gráfico da rota 3.	28
Figura 14 – Gráfico da rota 4.	29
Figura 15 -Gráfico da rota 5.	29
Figura 16 - Laboratório de Tratamento térmico IFPE Recife. A) Forno; B) Laminador.	30
Figura 17 - Laboratório de Ensaio Mecânicos, IFPE Recife.	31
Figura 18 - Laboratório de Metalografia, IFPE Recife. A) Cortadora Metalográfica; B) Embutidora; C) Politriz; D) lixadora.	32
Figura 19 - Micrografia produzida por MEV do material como recebido (CR). Aumento de 5000x.	34
Figura 20 - Micrografia produzida por MEV do material como recebido (CR). Aumento de 10000x.	35
Figura 21 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 1 (0%). Aumento de 5000x.	36
Figura 22 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 1 (0%). Aumento de 10000x.	36
Figura 23 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 2 (15%). Aumento de 5000x.	37

Figura 24 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 2 (15%). Aumento de 10000x.	38
Figura 25 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 3 (20%). Aumento de 5000x.	39
Figura 26 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 3 (20%). Aumento de 10000x.	39
Figura 27 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 4 (25%). Aumento 5000x.....	41
Figura 28 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 4 (25%). Aumento de 10000x.	41
Figura 29 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 5 (25%, sem decomposição isotérmica). Aumento de 5000x.	42
Figura 30 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 5 (25%, sem decomposição isotérmica). Aumento de 10000x..	43

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço DP 800 utilizado neste trabalho.	23
Tabela 2 - Propriedades Mecânicas do aço DP 800 utilizado neste trabalho.	23
Tabela 3 – Propriedades avaliadas por ensaio de tração do material Como Recebido (CR).	44
Tabela 4 - Propriedades avaliadas por ensaio de tração das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.....	44

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Tensão x Deformação do corpo de prova como recebido (CR).....	45
Gráfico 2 – Comparação do limite de resistência entre o material CR e das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.....	46
Gráfico 3 - Comparação do limite de escoamento entre o material CR e das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.....	46
Gráfico 4 - Comparação da deformação entre o material CR e das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.....	47
Gráfico 5 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 1.....	47
Gráfico 6 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 2.....	48
Gráfico 7 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 3.....	49
Gráfico 8 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 4.....	49
Gráfico 9 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 5.....	50

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
1.1 Justificativa e Motivação	13
1.2 Objetivo Geral	13
1.3 Objetivos Específicos	13
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	14
2.1 aços	14
2.2 Aços Avançados de Alta Resistência	15
2.2.1 Aços <i>bifásicos</i>	16
2.3 Tratamentos Termomecânicos	18
2.4 Microestruturas e propriedades	21
3 METODOLOGIA	23
3.1 Materiais	23
3.2 Métodos	23
3.2.1 <i>Fabricação dos Corpos de Prova</i>	24
3.2.2 <i>Tratamentos Termomecânico</i>	27
3.2.3 <i>Ensaio Mecânicos</i>	30
3.2.4 <i>Análise Microestrutural</i>	31
4 RESULTADOS e discussões	34
4.1 Análise Microestrutural	34
4.2 Avaliação das Propriedades Mecânicas	44
4.2.1 <i>Relação Propriedades Mecânicas x Microestrutura</i>	50
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	52
REFERÊNCIAS	54

1 INTRODUÇÃO

A busca por materiais mais leves e resistentes sempre foi um dos principais desafios da engenharia. Uma forma de atingir tal objetivo nos materiais metálicos é a partir da adição de elementos de liga, que pode ser um procedimento caro e complexo. Alternativamente existem os tratamentos termomecânicos, como deformação a quente seguido de resfriamento rápido, que podem ser uma forma de atingir maiores valores de resistências nos metais.

Entre as diversas classes de aços encontramos os chamados avançados de alta resistência ou *advanced high-strength steel* (AHSS), com empregabilidade amplamente difundida na indústria. Os AHSS, são aços compostos de C, Mn e Si, podendo ainda ser microligados ao Cr, Mo, V, Ni, Al, B, Nb ou Ti, a depender da propriedade mecânica desejada (SHRIKANT, 2015).

Nessa categoria de aços encontramos os ARBL (alta resistência e baixa liga), muito utilizado na fabricação de tubos para a indústria petrolífera, os aços TRIP (transformação induzida por plasticidade), os aços CP (fases complexas) e os aços DP (*dual phase*), objeto de estudo deste trabalho. Nesse aço o teor de carbono é inferior a 0,15% e seus elementos de liga é da ordem de 0,01%.

Os aços DP são divididos em graus, onde são classificados de acordo com seus valores de resistência mecânica mínima, podendo variar por exemplo desde o DP 500 até o DP 1200, onde o número em sequência das letras representa o valor mínimo do limite de resistência em MPa. Por exemplo o aço AHSS DP 800 possui 800MPa de limite de resistência (HAN *et al.*, 2011).

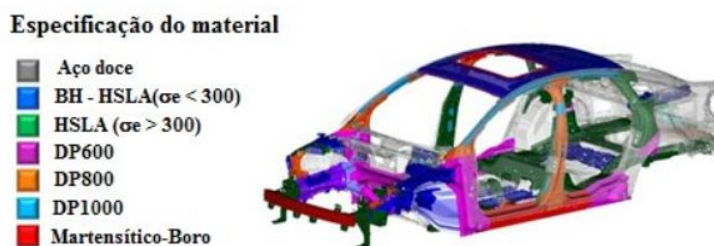
A responsável por esta variação de resistência tradicionalmente é a microadição de elementos de liga, que pode elevar consideravelmente o valor da resistência do material. Alternativamente, através do tratamento termomecânico adequado, que irá influenciar fortemente a fração de martensita presente na microestrutura, é possível elevar a categoria deste aço sem a adição de elementos de liga, por um método relativamente mais simples e barato.

O aço DP é um material amplamente utilizado na indústria automobilística por aliar alta resistência a tração e ductilidade, características propiciadas pela presença da microestrutura de ilhas de martensita, que é uma microestrutura caracterizada pela

dureza, dispersas numa matriz ferrítica que proporciona sua ductilidade. As características apresentadas por esse material são adequadas para compor partes das carrocerias e chassis de veículos que necessitam de resistência mecânica e ductilidade.

Algumas partes estruturais de automóveis (Figura 1) como travessas e vigas de portas de impacto lateral são exemplos de aplicação dos aços DP que devem ser muito resistentes para garantir a segurança dos passageiros demonstrando características como limite de escoamento, limite de resistência e tenacidade. No passado, a resistência aprimorada desses componentes era frequentemente alcançada através do aumento de sua espessura e dimensão, hoje através de procedimentos como os tratamentos termomecânicos é possível reduzir esta espessura e manter a resistência do material garantindo segurança e redução de peso (KALHOR *at al.*, 2021).

Figura 1- Aços usados em veículos automotivos.



Fonte: WORLDAUTOSTEEL, 2014.

Contudo, os aços DP's apresentam algumas desvantagens no processo de conformação, por exemplo a estampagem, método em que é produzido grande parcela das partes do chassi dos veículos. Podendo apresentar variações no comportamento plástico em função da taxa de deformação e variadas formas de tipos de fratura que constitui aspectos importantes para um melhor entendimento no processamento dos aços avançados de alta resistência (CARDOSO, 2016).

Desse modo, o estudo e desenvolvimento desse tipo de aço representará maior segurança para os ocupantes dos veículos, além da redução de peso que produz maior economia de combustível e redução da emissão de gases poluentes.

Por este motivo o desenvolvimento deste tipo de material vem sendo amplamente incentivado pela indústria automobilística (TAMARELLI, 2017; SILVA, 2019).

1.1 Justificativa e Motivação

Diante deste contexto, e existindo a necessidade de suprir uma demanda, por meio de pesquisas para o aprimoramento dos aços, pode-se produzir carrocerias mais leves, resistentes e seguras fazendo uso da aplicação de rotas termomecânicas como um meio alternativo de modificação de propriedades mecânicas de materiais à adição de elementos de liga, que pode ser muito mais complexa. Dessa forma, como o aço AHSS DP 800 vem sendo amplamente utilizado pela indústria automotiva, serão avaliadas neste trabalho possibilidades de rotas termomecânicas, por meio da variação do percentual de deformação a quente, que resultem em melhores propriedades mecânicas neste material.

1.2 Objetivo Geral

Avaliar o efeito do percentual de deformação a quente na microestrutura e propriedades mecânicas do aço dual phase DP 800, amplamente utilizado na indústria automobilística, submetido a diferentes rotas termomecânicas.

1.3 Objetivos Específicos

- Caracterizar a microestrutura e propriedades mecânica do aço DP 800 na condição de como recebido;
- Fabricar corpos de prova para realização das rotas termomecânicas;
- Aplicar as rotas termomecânicas nos corpos de prova;
- Realizar ensaio de tração para obtenção das propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência e ductilidade);
- Caracterizar microestruturalmente por metalografia e microscopia eletrônica de varredura (MEV) as amostras tratadas termomecânicamente;
- Avaliar a relação microestrutura/ propriedades mecânicas.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 aços

O aço carbono é considerado como um dos mais simples aços por terem uma produção menos complexa e propriedades menos sofisticadas. Tais características fazem com que o mesmo tenha custo relativamente baixo, por isso, considerado vantajoso em diversos campos de aplicação. Normalmente esse material é utilizado quando não se tem grandes exigências nos campos da resistência mecânica e corrosão. Apresentam quantidades limitadas de alguns elementos de liga como silício, manganês, cobre, enxofre e fósforo, além de outros elementos em quantidades residuais decorrentes do processo de fabricação (SOUZA, 2001).

Uma das principais formas de classificar os aços é pelo teor de carbono presente. Dentro desta classificação são encontrados os aços de baixos carbono, que possuem no máximo 0,30% de carbono; os aços de médios carbono, entre 0,30% e 0,60% de carbono; e os aços alto carbono, que possuem 0,60% a 1,00% de carbono (SOUZA, 2001).

Os aços de baixo carbono apresentam características de reduzida resistência mecânica e dureza, e alta tenacidade e ductilidade. Os aços de médio carbono possuem maiores resistência mecânica e dureza, e menores tenacidade e ductilidade em relação aos de baixo carbono. Essa categoria também apresenta quantidade de carbono adequada à realização de tratamentos térmicos como a tempera e o revenimento, que possuem a capacidade de ajustar suas propriedades mecânicas ainda que necessitem de altas taxas de resfriamento e seções finas para que produzam resultados efetivos. Por fim, os aços de alto carbono são os que apresentam alta dureza e resistência mecânica, e por consequência, menores tenacidade e ductilidade (CHIAVERINI, 1978).

Os aços liga surgem a partir da necessidade de melhores propriedades mecânicas para aplicações específicas dos aços carbono. A esses aços são adicionados intencionalmente elementos químicos que formarão uma liga de aço, podendo, de acordo com a quantidade relativa de elementos, ser classificados como aços de baixa, média ou alta liga (SILVA, 2021).

Nesse tipo de aço podem ser utilizados diversos tipos de elementos como cromo, nióbio e titânio, que atuam de forma diferenciada alterando sua microestrutura e conseqüentemente as propriedades mecânicas nos aços onde são aplicados.

A adição de elemento de liga pode ainda modificar as propriedades das fases microestruturalmente presentes. Além de alterar a maneira e velocidade com que as fases se formam (ANTONINO, 2011).

2.2 Aços Avançados de Alta Resistência

Para suprir a necessidade da indústria são desenvolvidas e estudadas novas ligas que através de seu processamento termomecânico consigam aliar resistência mecânica, ductilidade, conformabilidade e tenacidade (GORNI, 2008). Os aços avançados de alta resistência (AHSS), por exemplo, aços bifásicos (DP), foram desenvolvidos para obter altos níveis de resistência mecânica com a manutenção da propriedade de ductilidade (MIRZADEH; NOUROOZI; ZAMANI, 2018).

O setor automobilístico tem investido em pesquisa e desenvolvimento de aços avançados que aliam resistência mecânica, segurança e leveza, tornando os veículos mais seguros e eficientes, sendo este um dos fatores que levaram ao desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência (AHSS) (KUZIYAK *et al*, 2012).

A capacidade de aliar resistência mecânica, absorção de impacto, menor peso e preço são características conhecidas dos aços avançados de alta resistência – AHSS (Advanced High Strength Steel) (WOLFF, 2008; STÜRMER, 2013).

Tal classe de aço, devido a sua microestrutura, normalmente multifásica, garante maior resistência mecânica que os aços convencionais, juntamente com ductilidade, conformabilidade e tenacidade. Esses são desenvolvidos pelos fabricantes de aços juntamente com a indústria automobilística, objetivando o aumento da segurança das carrocerias dos automóveis, além da redução de peso que resultam em menor consumo e melhor eficiência dos veículos (LOMBARDO, 2011; TAMARELLI, 2011).

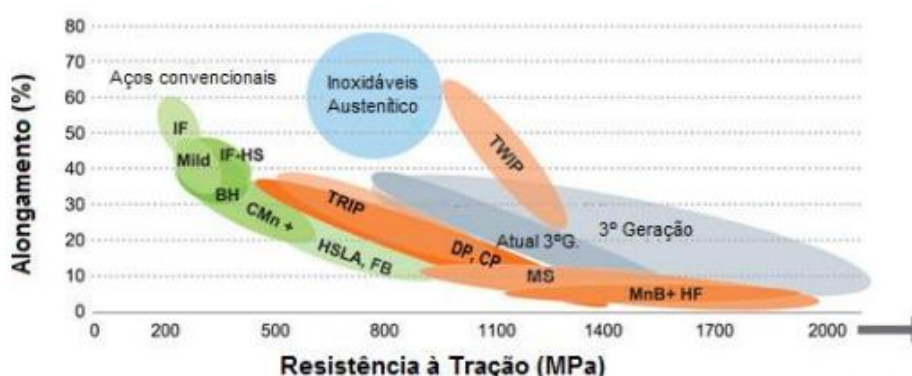
Essa classe de aço é produzida pelo controle de sua composição química e taxa de resfriamento a partir da austenita em laminadores a quente ou nas seções de resfriamento nos fornos de recozimento contínuo.

Os aços AHSS possui microestrutura característica composta por ilhas de martensita, bainita e/ou austenita residual, dispersas numa matriz de ferrita, em proporções que garantem as propriedades mecânicas desejadas, podendo aliar resistência mecânica e ductilidade. Dentro da classe dos aços AHSS encontram-se: 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).

Nesses aços são encontrados os elementos C, Mn, Si e a depender da propriedade mecânica desejada podem ser microligados com Cr, Mo, V, Ni, Al, B, Nb ou Ti (SHRIKANT, 2015). Alguns elementos possuem fundamental importância, como o nióbio, um componente que proporciona o refino do grão, e o manganês para a estabilização da austenita à temperatura ambiente (SILVA, 2019).

Tais materiais podem ser classificados por sua capacidade de resistência e deformação como exibido na figura 2.

Figura 2 - Relação resistência x ductilidade dos aços.



Fonte: (Adaptado de WORDAUTOSTEEL, 2014).

2.2.1 Aços bifásicos

Os aços bifásicos ou Dual-Phase (DP) são uma classe dos AHSS. Pertencem a classificação dos aços de baixo carbono, por terem menos de 0,25% de carbono, e são compostos basicamente por duas fases, ilhas de martensita ou constituinte MA

(martensita com austenita retida) dispersas em uma matriz ferrítica, em que o tamanho do grão da ferrita e a fração volumétrica da martensita determinam as propriedades mecânicas deste metal (NIGRI, 2018). Além disso, a distribuição espacial, a interação na interface das fases e a morfologia das mesmas também podem interferir em suas propriedades (WOO et al, 2012).

Os aços Dual Phase (DP) possuem alta resistência mecânica, boa conformabilidade e alta taxa de encruamento inicial proporcionadas pela presença das suas duas fases características, martensita distribuída na matriz ferrítica, comparado a outros aços de baixo carbono. A matriz de ferrita proporciona ductilidade uniforme, enquanto as ilhas de martensita, alta resistência mecânica pela sua alta concentração de carbono (KALASHAMIA et al, 2016).

São utilizados para produção de perfis estruturais, chapas para indústria automotiva, vigas para construção civil e em locais que requeiram resistência mecânica, boa conformabilidade e soldabilidade.

A nomenclatura comum dos aços bifásicos tem como referência seu limite de resistência à tração, ou seja, um aço DP 800 é um aço bifásico ou dual-phase e possui 800 MPa de limite de resistência mínimo.

A criação da microestrutura no processamento dos aços DP é desenvolvida pelos fenômenos de recristalização da ferrita, difusão do carbono e formação de martensita por resfriamento brusco. A composição química e os parâmetros de recozimento intercrítico submetido no material no momento de sua produção é o que vai definir a fração volumétrica de cada um dos constituintes na estrutura final deste tipo de aço e terá grande influência em suas propriedades (ZHANG *et al*, 2015).

As propriedades de tração dos aços DP são determinadas pelo ajuste dos constituintes da microestrutura em termos de tipo, fração volumétrica, tamanho, morfologia e distribuição espacial, ajustes esses que podem ser perfeitamente atingidos por meio de processamento termomecânico (MIRZADEH; NOUROOZI; ZAMANI, 2018). Ainda, foi estudado que em comparação com os seus homólogos de grão grosso, os aços DP de grão fino têm propriedades mecânicas superiores e a deformação a quente seguida de recozimento intercrítico foi utilizada por Calcagnotto *et al.* para refinamento de grãos.

Os aços DP ainda apresentam bom desempenho em operações de conformação pois, para altos valores de ductilidade o material demonstra maior capacidade de encruamento e baixos valores de razão elástica (ARAUJO, 2013).

2.3 Tratamentos Termomecânicos

O tratamento térmico é entendido como um processo que promove mudança nas microestruturas e conseqüente alteração nas propriedades dos aços, em geral por meio de aquecimento e resfriamento controlado. Nos materiais metálicos as modificações das propriedades mecânicas são mais significativas que em outros materiais e a temperatura e a taxa de resfriamento utilizadas variam de acordo com o material e as propriedades desejadas a serem obtidas por meio deste processo (SILVA E MEI, 2010).

É conhecido que ajustando a taxa de aquecimento e a cinética das interações metalúrgicas o desenvolvimento da microestrutura e as propriedades mecânicas dos aços podem ser reguladas. Estudos mostram que o aquecimento rápido levou a um aumento tanto da resistência quanto da ductilidade do aço DP (KALHOR; TAHERI; MIRZADEH; UTHAISANGSUK, 2021).

O tratamento termomecânico consiste em um processo que combina tratamento térmico com conformação mecânica. Essa é uma técnica desenvolvida para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais através do controle do processo de deformação.

A conformação mecânica tem como objetivo mudar a forma de um objeto mediante a aplicação de esforços mecânicos com ou sem auxílio térmico (LEONEL, 2012).

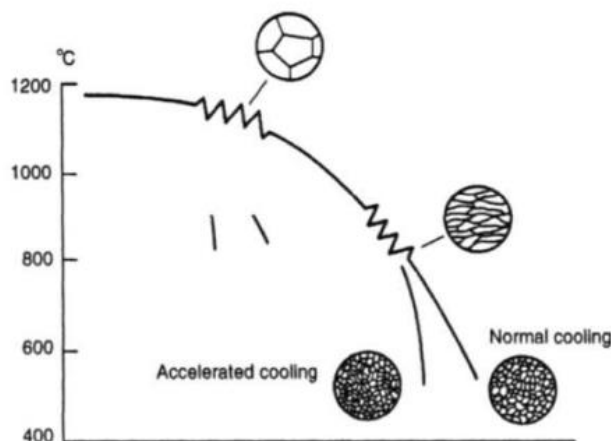
Os processos de conformação são normalmente utilizados para conferir geometria e dimensão a determinado componente. A conformação mecânica, principalmente por meio da laminação e forjamento, além de dar formato, e com o controle adequado do processo, possibilita a modificação da microestrutura e conseqüentemente das propriedades mecânicas. A laminação é um dos processos de conformação mecânica onde uma força de compressão direta é aplicada no metal ao passar por rolos, resultando em redução da espessura, alongamento e

alargamento (CALLISTER, 2012). Esse processo está sendo cada vez mais aplicado aos aços microligados com composições cuidadosamente escolhidas para proporcionar melhores propriedades mecânicas a partir do refino do grão austenítico durante o processo de laminação, de maneira que finos grãos ferríticos sejam produzidos no resfriamento (PLAUT *et al.*, 2009).

Além disso segundo Gorni e Silveira (2006), o resfriamento acelerado de chapas imediatamente após sua laminação produz combinações excelentes de propriedades mecânicas como resistência e tenacidade aliadas ainda a boa soldabilidade.

Ainda, é possível afirmar sobre o processo, que os aços fabricados por laminação e posterior resfriamento acelerado apresentam uma microestrutura mais refinada quando comparada com aqueles produzidos apenas por laminação, ver a Figura 3 (ANTONINO, 2011).

Figura 3 – Microestruturas resultantes da laminação controlada e da laminação controlada com resfriamento acelerado.



Fonte: Llewellyn e Hudd, 1998

Segundo Ferreira (2002), as deformações plásticas em altas temperaturas interferem nas cinéticas das transformações, modificando as curvas do diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT), e, por conseguinte, aumentando a taxa de nucleação nas regiões que foram afetadas pela deformação plástica. As transformações de fases possuem ocorrência preferencial nos contornos de grãos

levando em consideração o ponto de vista energético, onde há redução local de energia livre.

Após a deformação causada pela laminação a quente, o refinamento do grão está associado à 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, podendo induzir a transformação da austenita-ferrita-perlita durante esta laminação (DIETER *et al.*, 2003; YUE, 2005).

O desenvolvimento dos tratamentos termomecânicos na segunda metade do séc. XX, juntamente com o desenvolvimento dos aços alta resistência e baixa liga (ARBL), mostraram que o controle da cadeia de processamento de um componente pode reduzir a adição de elementos de liga e a necessidade de tratamentos térmicos posteriores, o que consolidou a utilização do processamento termomecânico nos produtos metálicos (CASTRO, 2021).

Meios alternativos e de menor custo que a usual adição de elementos de liga ou teor de carbono vêm sendo estudados para modificar as propriedades como a resistência mecânica e ainda aliar ductilidade aos aços. Técnicas como aplicação de rotas termomecânicas, que promovem o refinamento da microestrutura, podem ser aplicadas sem grande elevação de custos ou dificuldades em um eventual processo de soldagem. Nos aços DP, por exemplo, suas propriedades mecânicas variam em função da fração volumétrica, dureza e distribuição da martensita pela matriz ferrítica, entre outros fatores que são totalmente passíveis de serem modificados por processamentos termomecânicos com a vantagem de ter menor custos a adição de elementos de liga (MAZAHARI, KERMANPUR, NAJAFIZADEH, 2014).

A laminação a quente causa uma microestrutura anisotrópica e diminuição da temperabilidade dos aços DP. Depois, as propriedades de tração nas direções longitudinal e transversal do aço podem ser melhoradas aumentando o valor de V_m . Por fim, foi revelado que taxas de resfriamento mais altas melhoraram as propriedades mecânicas dos aços DP (KALHOR; TAHERI; MIRZADEH; UTHAISANGSUK, 2021).

Estudos anteriores indicam também que o aço DP de grão fino com martensita em rede conduz para um melhor equilíbrio força-ductilidade.

A tendência observada é que a temperabilidade dos aços DP é diminuída pela utilização da deformação. Além disso, a resistência do aço DP aumentou sem perda considerável de ductilidade por este processo devido ao desenvolvimento de subestrutura em ferrita. A laminação a quente também levou a uma microestrutura anisotrópica final (KALHOR; TAHERI; MIRZADEH; UTHAISANGSUK, 2021).

A taxa de resfriamento é o fator final dos tratamentos de aços DP. Essa taxa deve ser suficientemente alta para desencadear a transformação de austenita em martensita (KALHOR; TAHERI; MIRZADEH; UTHAISANGSUK, 2021).

Outra etapa importante no processamento termomecânico são os tratamentos isotérmicos pós-tempera como o revenimento, que segundo Chiaverini (2006) é o tratamento térmico caracterizado pelo reaquecimento abaixo da zona crítica, que normalmente é realizado após o tratamento térmico da têmpera, tendo como objetivo básico o alívio das tensões internas e a redução da fragilidade da martensita, eliminando a maioria dos inconvenientes produzidos por esta. Que, além de aliviar ou remover as tensões internas, corrige a excessiva dureza do material, aumentando a ductibilidade e a resistência ao choque.

2.4 Microestruturas e propriedades

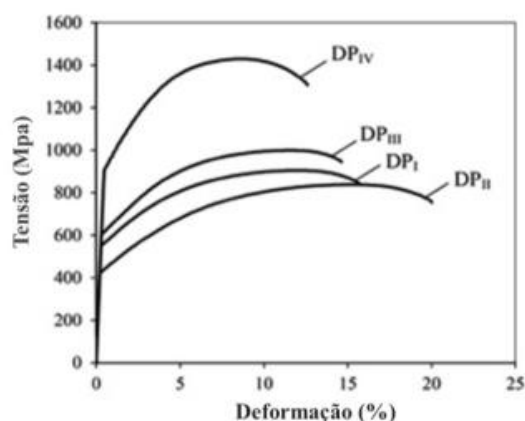
O aço bifásico possui essa denominação pela sua composição microestrutural característica que é composta basicamente por microestruturas ferríticas e martensita, mas, não podemos descartar, em função da composição química e de tratamentos térmicos submetidos, encontrar microestruturas mais complexas para além da ferrita e martensita, como bainita, austenita retida e agregados de ferrita e carbonetos, que interferem nas propriedades mecânicas do aço (SUN, PUNGH, 2002).

A martensita dispersa em matriz ferrítica diminui o aparecimento de tensões dos processos de conformação mecânica e evita a deformação não homogênea, que pode ocorrer durante o processamento mecânico (TASCA e MACHADO, 2012).

Já é conhecido que a elevação do volume da martensita é diretamente proporcional a tensão de escoamento e inversamente proporcional a ductilidade. É possível observar o fenômeno a partir da Figura 4, onde foram avaliados quatro aços

dual phase com 44,5%, 39,2%, 44,7% e 73,2% de martensita, respectivos aos aços DP I, DP II, DP III e DP IV. No gráfico apresentado na Figura 4 é observada a elevação da tensão de escoamento e diminuição da deformação com o aumento da martensita, ou seja, com o aumento do percentual de partículas duras na microestrutura.

Figura 4 – Gráfico tensão x deformação de 4 tipos de aços dual phase com diferentes percentuais volumétricos de martensita.



Fonte: MAZAHERI, *et al.*, 2014

Desse modo, a ductilidade está relacionada à ferrita e a resistência à fração volumétrica da martensita presente na microestrutura. Outrossim, está comprovado por estudos que o endurecimento, o alongamento uniforme e a tensão dos aços dual phase aumentam com a elevação do teor de carbono nas ilhas de martensita (MAZAHERI, *et al.*, 2014).

Também foi observado em estudos feitos por Wang *et al* (2013) ao avaliarem os aços DP 600 e DP 800 que quando aplicadas baixas taxas de deformação a região de ruptura apresenta mais ondulações que quando aplicadas altas taxas, o que quer dizer que se tem melhor plasticidade à baixas taxas de deformação.

Estudos também mostraram que a deformação da fase ferrita está relacionada com a orientação inicial dos grãos, o tamanho, a fração e volume das ilhas de martensita na matriz ferrítica.

3 METODOLOGIA

Este trabalho consiste em uma análise da influência da variação da deformação a quente em uma rota termomecânica de um aço AHSS do tipo DP 800 onde foram avaliadas a microestrutura por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), e suas propriedades mecânicas resultantes por ensaio de tração.

3.1 Materiais

Nesse estudo foram utilizadas chapas planas $1,8 \pm 0.05$ mm do aço AHSS DP 800 utilizado por uma indústria automotiva local, de onde foram fabricados os corpos de prova, com composição química e propriedades mecânicas apresentadas nas Tabelas 1 e 2.

Tabela 1 – Composição química do aço DP 800 utilizado neste trabalho.

Material	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Al%	Nb%
DP800	0,13	0,2	1,5	0,01	0,002	0,04	0,015

Fonte: DOCOL, 2014.

Tabela 2 - Propriedades Mecânicas do aço DP 800 utilizado neste trabalho.

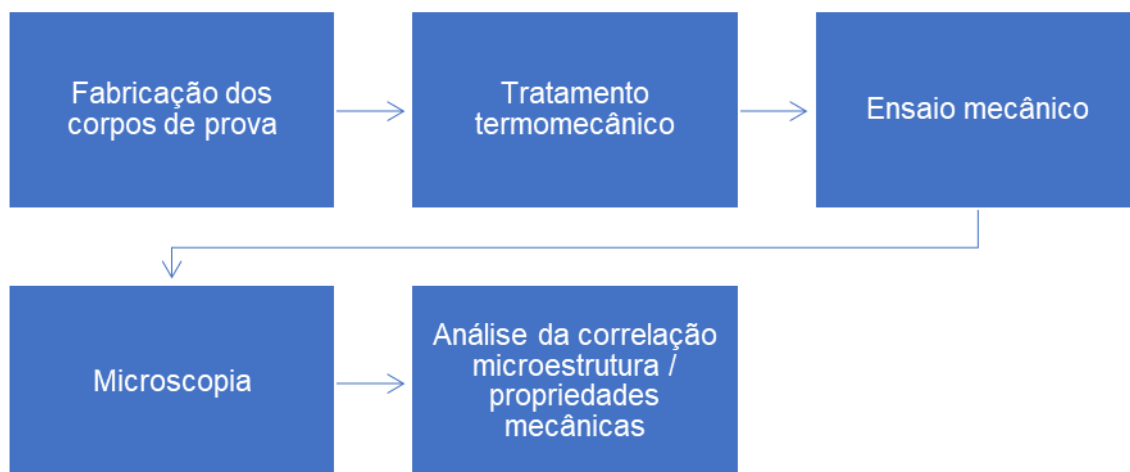
Material	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação (%)
DP800	800-950	500-650	10,00

Fonte: DOCOL, 2014

3.2 Métodos

A Figura 5 representa um fluxograma para a execução do presente trabalho.

Figura 5 – Fluxograma de execução do presente trabalho.



Fonte: Autor, 2023

3.2.1 Fabricação dos Corpos de Prova

Em primeiro lugar foi realizado o procedimento de corte utilizando a guilhotina no laboratório de corte do IFPE *campus* Recife (Figura 6), onde a partir de uma chapa de espessura de aproximadamente 1,85 mm foi feita a traçagem de retângulos de aproximadamente 102 mm x 12 mm (Figura 7) e em seguida cortados na guilhotina para serem finalizados na fresadora nas dimensões do corpo de prova segundo a norma ASTM E8/E8M -09, Figura 8.

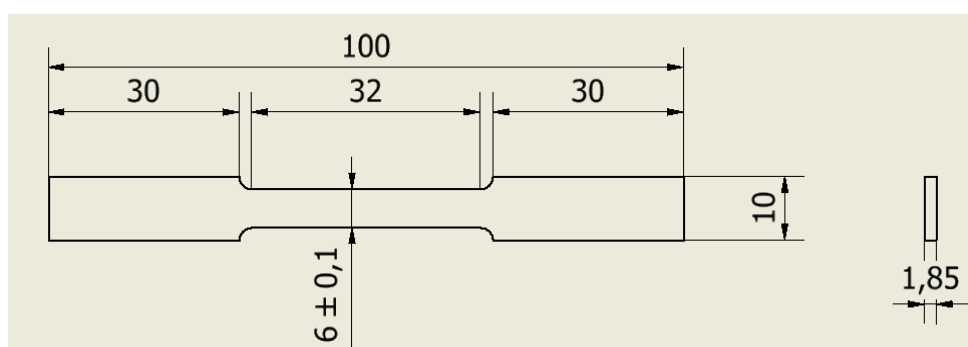
Figura 6 – Guilhotina mecânica do Laboratório de Corte.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 7 – Chapa pós guilhotina.

Fonte: Autor, 2023.

Figura 8 – Dimensões dos corpos de prova.

Fonte: ASTM E8/E8M, 2009.

Antes do início das operações de fresamento checkou-se o alinhamento da fresadora. Utilizando um relógio comparador foi corrigido o deslocamento do eixo X com erro de linearidade de 0,05 mm, garantindo assim o paralelismo dos corpos de prova.

Utilizando uma fresa de topo com inserto de metal duro, rotação de 1200 rpm e velocidade de avanço de 122 mm/min, foi realizada a primeira operação em que as chapas retangulares vindas da guilhotina foram presas na morsa do equipamento e realizada a operação de fresamento para fabricação de chapas retangulares de dimensões 100 mm x 10 mm.

Na sequência, utilizando uma fresa de topo de 8 mm de diâmetro, 600 rpm de rotação, foi reduzido 2 mm de cada lado do corpo de prova para gerar a região central de 6 mm de largura de 32 mm de comprimento com um raio de curvatura de

4 mm (Figuras 9 e 10). Após este procedimento os corpos de prova já nas dimensões desejadas foram limados para retirar as rebarbas.

Figura 9 - Processo de fresagem dos corpos de prova.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 10 - Corpos de prova produzidos.



Fonte: Autor, 2023.

3.2.2 Tratamentos Termomecânico

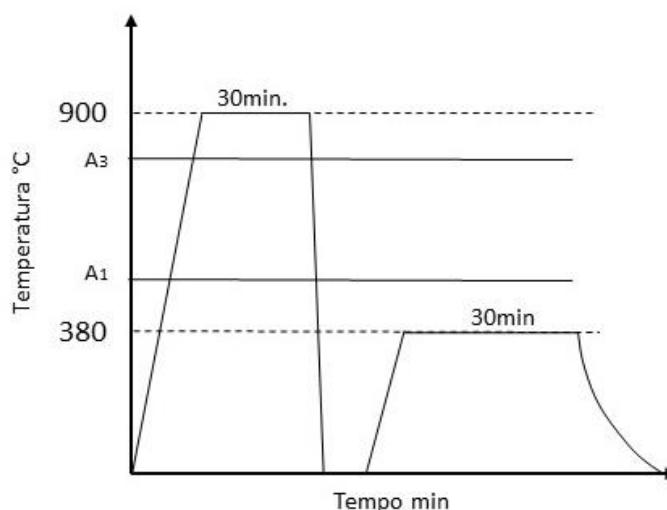
Neste trabalho foram aplicadas cinco rotas termomecânicas envolvendo austenitização, deformação a quente, têmpera e decomposição isotérmica, em que é variado o percentual de deformação a quente com o objetivo de produzir microestruturas que proporcionem propriedades mecânicas que permitam ampliar a gama de aplicação deste material.

De acordo com estudos realizados por Silva (2021), que utilizou o mesmo material, DP 800, em que foi realizado um ensaio dilatométrico onde foram identificadas as temperaturas de transformação de fase no aço estudado baseado nas dilatações resultantes das transformações de fase que ocorrem na amostra quando aplicado um ciclo térmico. Para a austenização foi identificada uma temperatura entre 740°C e 880°C. Baseado nisto foi definida a temperatura de 900°C para garantir a austenitização. E de acordo com os domínios de fase mostrados no ensaio dilatométrico e em estudos anteriores foi escolhida a temperatura de 380°C para o tratamento isotérmico por 30 minutos que mostraram melhores resultados nas propriedades do aço.

Diante disso, foram realizadas as seguintes rotas:

Rota 1 (sem deformação): Austenitização a 900 °C por 30 minutos, têmpera em água, seguido por banho de chumbo a 380 °C por 30 minutos e resfriamento a temperatura ambiente, (Figura 11).

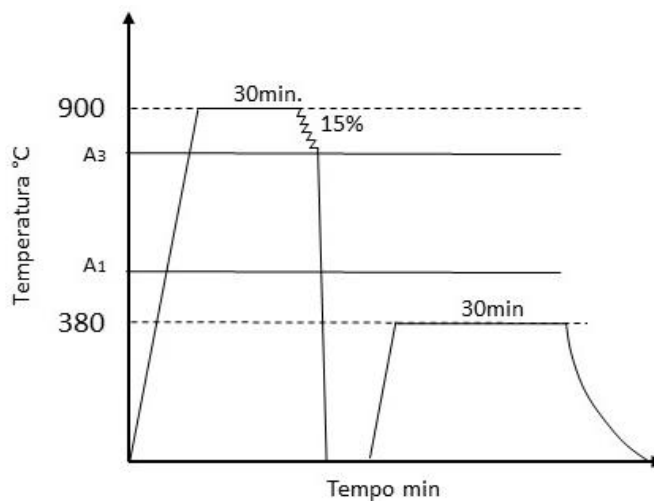
Figura 11 - Gráfico da rota 1.



Fonte: Autor, 2023.

Rota 2 (15% de deformação): Austenitização a 900 °C por 30 minutos, deformação a quente de 15% em laminador, têmpera em água, seguido por banho de chumbo a 380 °C por 30 minutos e resfriamento a temperatura ambiente, (Figura 12).

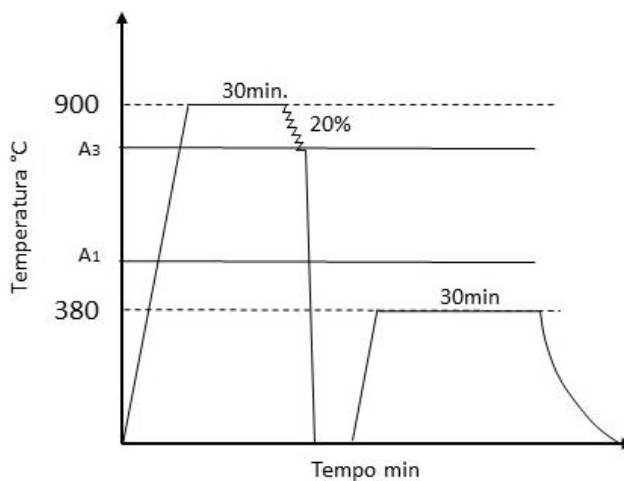
Figura 12 - Gráfico da rota 2.



Fonte: Autor, 2023.

Rota 3 (20% de deformação): Austenitização a 900 °C por 30 minutos, deformação a quente de 20% em laminador, têmpera em água, seguido por banho de chumbo a 380 °C por 30 minutos e resfriamento a temperatura ambiente, (Figura 13).

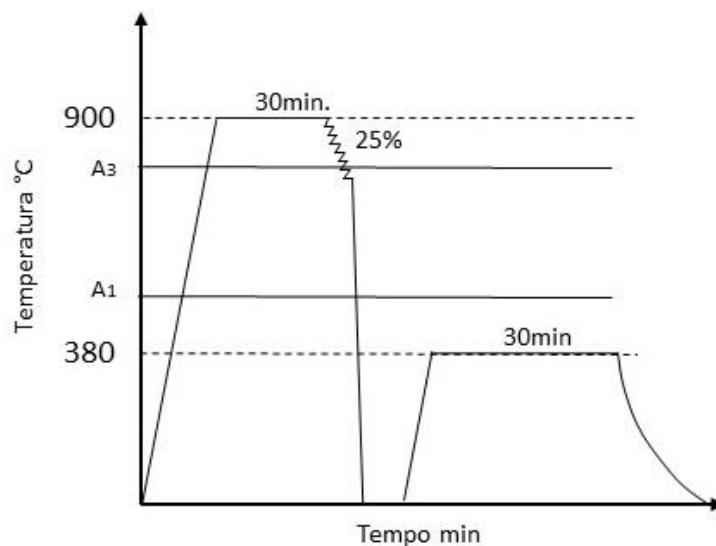
Figura 13 – Gráfico da rota 3.



Fonte: Autor, 2023.

Rota 4 (25% de deformação): Austenitização a 900 °C por 30 minutos, deformação a quente de 25% em laminador, têmpera em água, seguido por banho de chumbo a 380 °C por 30 minutos e resfriamento a temperatura ambiente, (Figura 14).

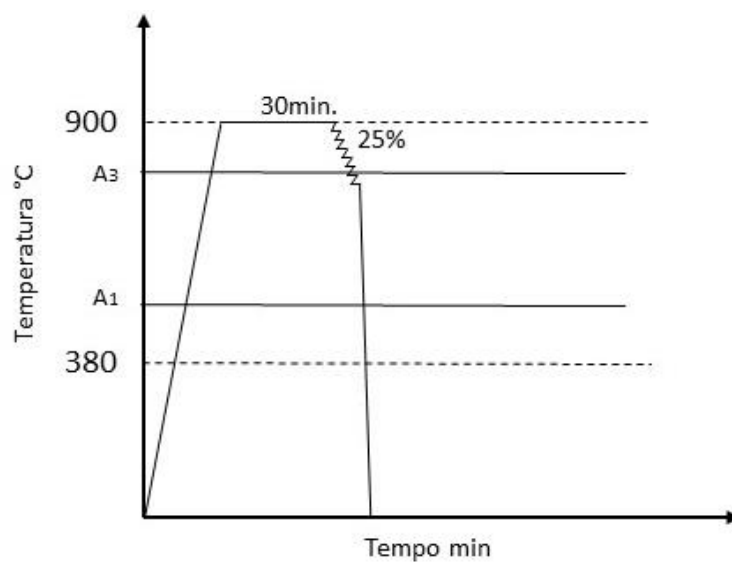
Figura 14 – Gráfico da rota 4.



Fonte: Autor, 2023.

Rota 5 (25% de deformação sem decomposição isotérmica): Austenitização a 900 °C por 30 minutos, deformação a quente de 25% em laminador seguido de têmpera em água, (Figura 15).

Figura 15 -Gráfico da rota 5.



Fonte: Autor, 2023.

Para esse procedimento foram utilizados dois fornos do tipo mufla e um laminador pertencentes ao laboratório de tratamentos térmicos do IFPE, Figura 16. O primeiro forno foi programado para permanecer a 900°C, momento em que foi aguardado cerca de 1h para a homogeneização da temperatura interna, em seguida foi colocado em seu interior os corpos de prova que permaneceram por 30 minutos, na sequência foram retirados, rapidamente deformados no laminador e temperados em água. Na última fase da sequência termomecânica, com o segundo forno já preaquecido por 1h a 380°C foi realizado o banho de chumbo, simulando um tratamento isotérmico por 30 minutos e resfriado ao ar.

Figura 16 - Laboratório de Tratamento térmico IFPE Recife. A) Forno; B) Laminador.



Fonte: Autor, 2023.

3.2.3 Ensaios Mecânicos

Para a determinação das propriedades mecânicas resultantes dos tratamentos termomecânicos foram realizados ensaios de tração uniaxial, onde são avaliadas as propriedades de limite de resistência, limite de escoamento e deformação. Para cada rota térmica foram confeccionados três corpos de prova onde as propriedades avaliadas são a média de três ensaios.

Para tal ensaio foi utilizada uma máquina universal de ensaio InterMetric IM-100 de capacidade de 100 KN pertencente ao laboratório de ensaios mecânicos do IFPE – *campus* Recife, Figura 17. Utilizando uma taxa de deformação de 1 mm/min, para reduzir os efeitos do encruamento provocados pela rápida deformação do material, foram ensaiados os corpos de prova de cada rota termomecânica e do material como recebido.

Os resultados dos ensaios foram registrados computacionalmente pelo *software* do equipamento o qual plota um gráfico Tensão [MPa] X Deformação [mm].

Figura 17 - Laboratório de Ensaio Mecânicos, IFPE Recife.



Fonte: Autor, 2023.

3.2.4 Análise Microestrutural

Na análise microestrutural pode-se identificar as fases presentes na microestrutura do material, além de avaliar a eficácia de tratamentos térmicos como têmpera e revenimento, identificar microconstituintes, inclusões, precipitados e descontinuidades presentes na microestrutura.

Para execução da análise se faz necessária uma prévia preparação da amostra. Nesse sentido, fez-se a princípio o corte de uma amostra dos corpos de prova, retirada da parte central próximo da região rompida pelo ensaio de tração,

utilizando uma serra de disco, e posterior embutimento para a realização do lixamento e polimento.

O embutimento é realizado a quente, onde a amostra foi colocada em uma prensa de embutimento com resina baquelite. Na sequência foi realizado o lixamento com lixa d'água de granulometria 220, 320, 400 e 600. Para finalizar a preparação foi executado um polimento com alumina como abrasivo além de ataque químico com nital 5%, procedimentos estes realizados no laboratório de metalografia do IFPE *campus* Recife, Figura 18.

Figura 18 - Laboratório de Metalografia, IFPE Recife. A) Cortadora Metalográfica; B) Embutidora; C) Politriz; D) lixadora.



a)



b)



c)



c)

Após a preparação das amostras, foi realizada uma análise prévia através de microscopia óptica (MO), utilizando microscópio óptico do laboratório de metalografia do IFPE, e análise de resultados por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) utilizando microscópio eletrônico Tesca, modelo mira 3, localizado no Instituto Nacional de Tecnologia e Revestimento de Material (INTM).

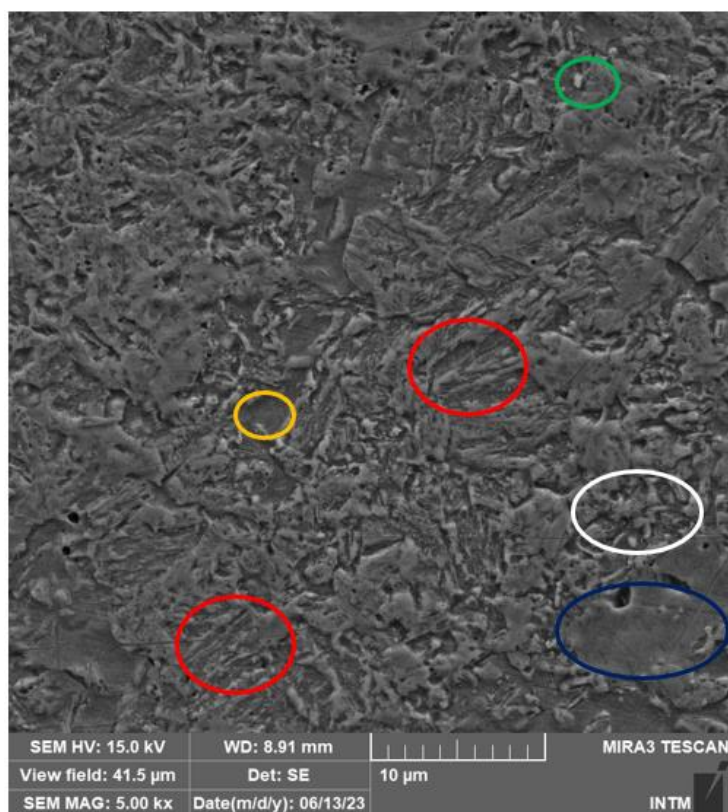
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Microestrutural

Para identificar as microestruturas resultantes dos tratamentos termomecânicos e do material como recebido foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura e avaliadas morfologicamente as fases produzidas.

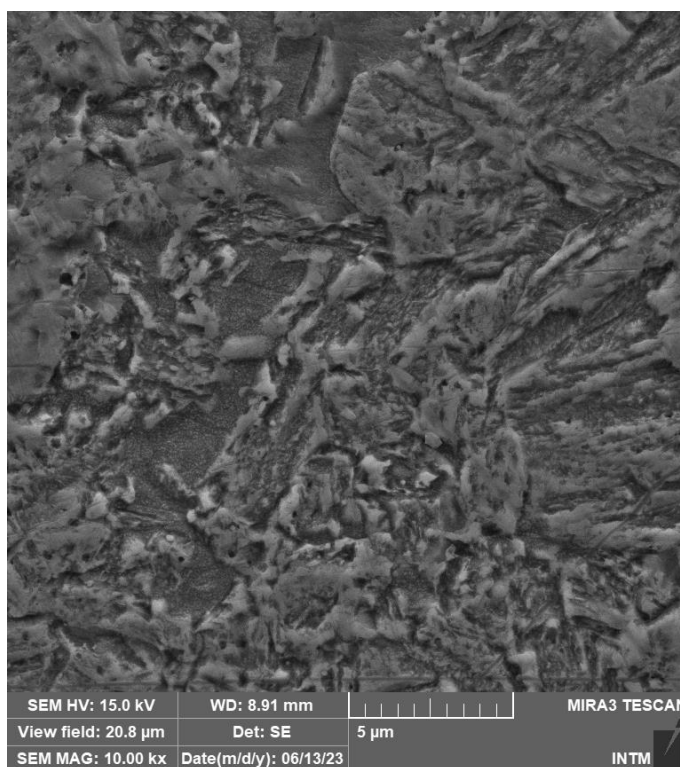
Neste trabalho, na microscopia do material como recebido, foi possível identificar as fases presentes na microestrutura característica do material, formada por martensita (elipse vermelha) e ferrita (elipse amarela), mas além destas, foram identificadas também pontos de bainita (elipse branca), austenita retida (elipse azul) e constituinte M-A (elipse verde) como observado nas Figuras 19 e 20.

Figura 19 - Micrografia produzida por MEV do material como recebido (CR). Aumento de 5000x.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 20 - Micrografia produzida por MEV do material como recebido (CR). Aumento de 10000x.



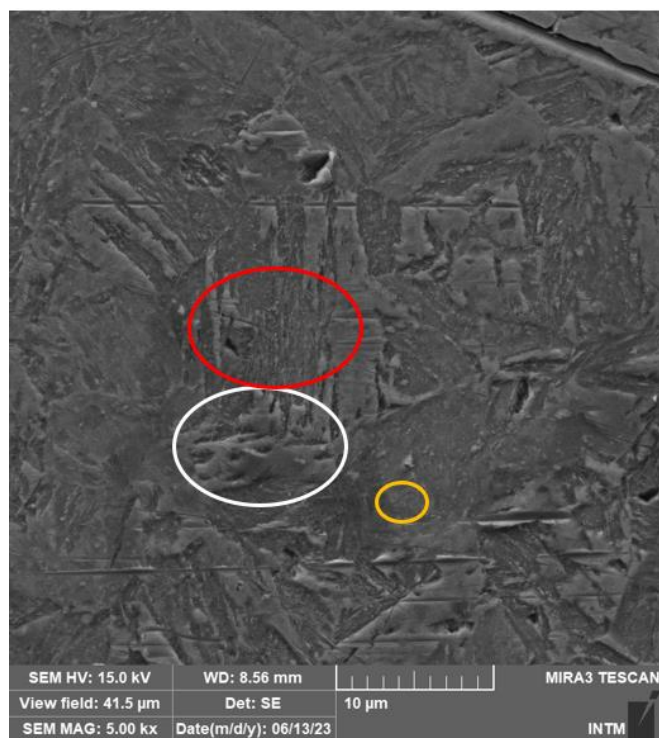
Fonte: Autor, 2023.

Silva (2019), a partir da análise de microscopia eletrônica e difração de raios-x de uma amostra de um aço AHSS DP 800 chegou a um resultado semelhante, identificando a presença das fases austenita, ferrita e bainita.

Silva (2021) identificou no seu estudo utilizando um aço AHSS DP 800 como recebido a presença das fases martensita, constituinte MA, austenita retida, perlita, bainita e ferrita. Ratificando o resultado da microscopia eletrônica deste trabalho.

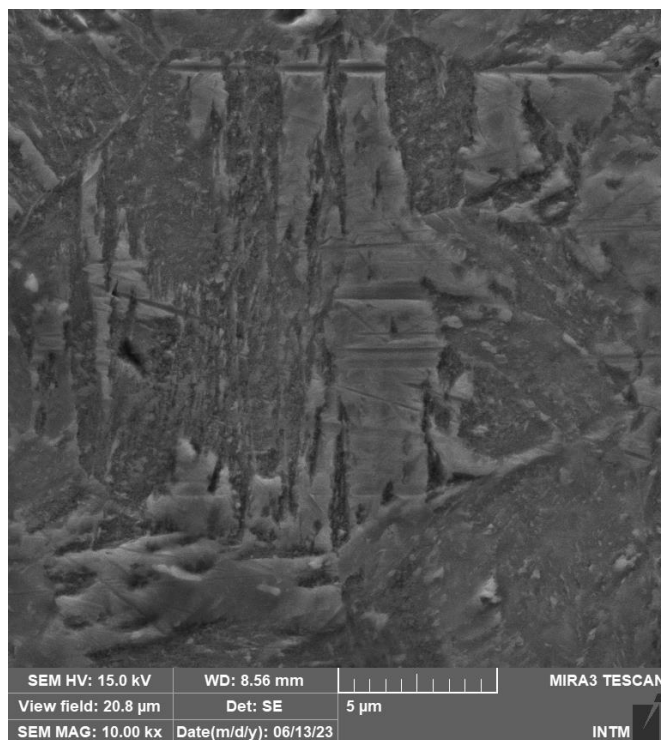
As Figuras 21 e 22 mostram a micrografia do material submetido à rota 1 (sem deformação), onde é possível identificar a presença significativa de martensita (elipse vermelha) e ferrita (elipse amarela), além da bainita (elipse branca).

Figura 21 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 1 (0%). Aumento de 5000x.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 22 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 1 (0%). Aumento de 10000x.

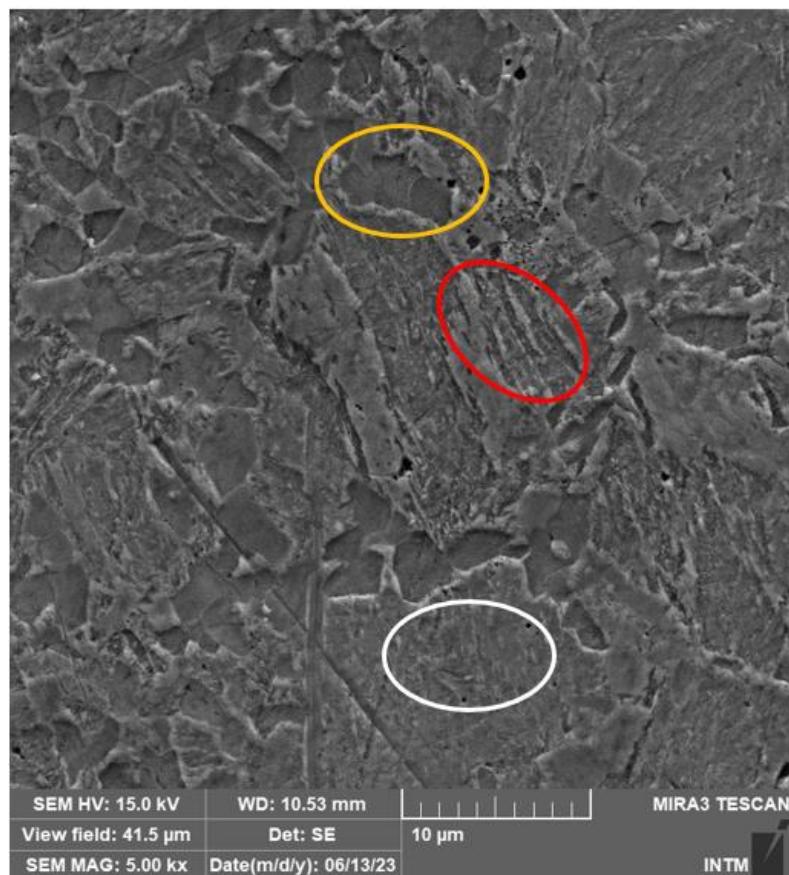


Fonte: Autor, 2023.

Na rota 2 (15% de deformação) foi produzida, assim como na rota 1 (sem deformação), uma microestrutura com presença de ferrita (elipse amarela), bainita (elipse branca) e martensita (elipse vermelha) em proporções diferentes, como é possível observar nas Figura 23 e 24.

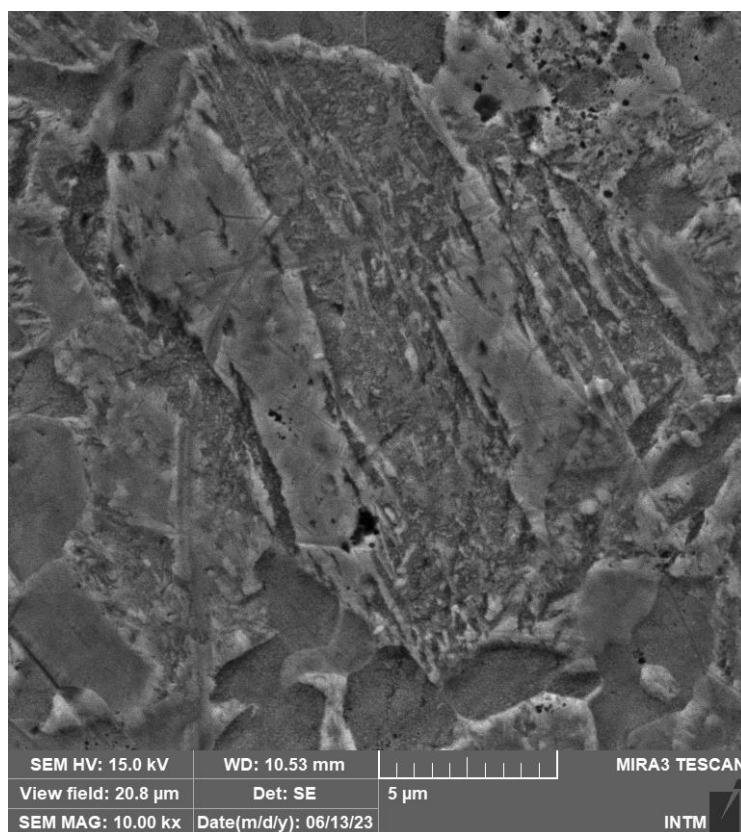
Silva (2019) realizou diversos tratamentos térmicos e termomecânicos no aço DP 800 envolvendo austenitização, laminação e decomposição isotérmica. As amostras submetidas aos tratamentos que não envolviam deformação apresentaram maior percentual de bainita e as amostras que sofreram deformação apresentaram maior percentual de ferrita, o oposto ao observado neste estudo, onde é percebido maior quantidade de bainita nas amostras deformadas.

Figura 23 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 2 (15%). Aumento de 5000x.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 24 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 2 (15%). Aumento de 10000x.

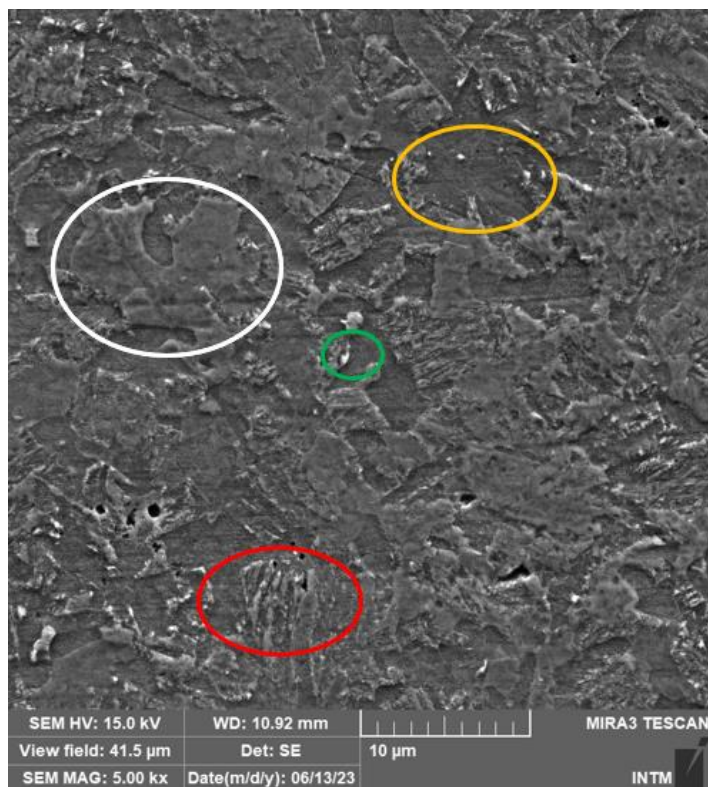


Fonte: Autor, 2023.

De acordo com o estudo de Zhang (2010), é possível que a decomposição da austenita previamente deformada possa induzir a produção da bainita tanto a partir dos contornos dos grãos quanto dentro do grão (precipitação intragranular). Outros autores que realizaram estudos com aços de baixo carbono (<0,1%C) encontraram morfologias similares a bainita como as encontradas neste estudo.

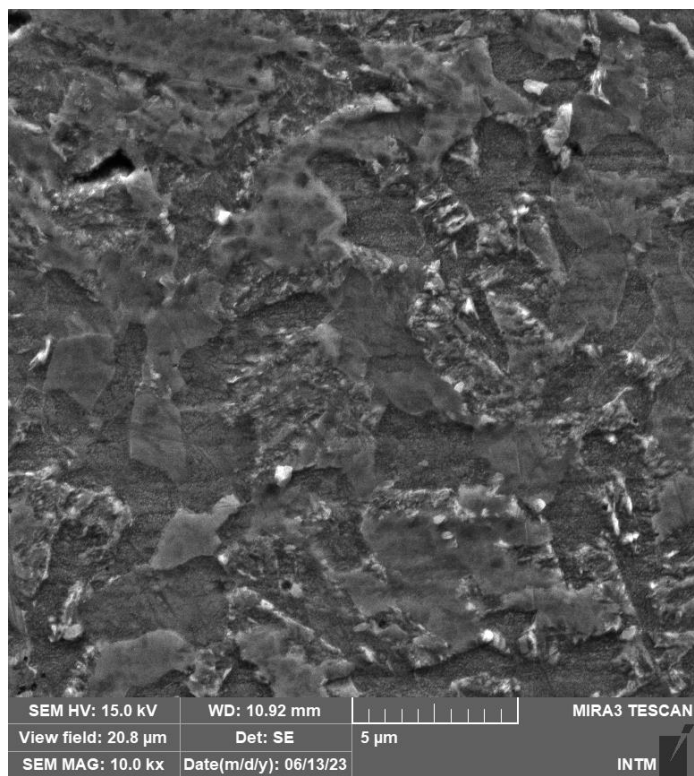
A microestrutura da rota 3 (20% de deformação) é composta primordialmente por ferrita (elipse amarela) e bainita (elipse branca), além de ser possível identificar a presença de pontos de constituinte MA (elipse verde) e martensita (elipse vermelha), como é possível observar através das micrografias apresentadas nas Figuras 25 e 26.

Figura 25 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 3 (20%). Aumento de 5000x.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 26 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 3 (20%). Aumento de 10000x.



Fonte: Autor, 2023.

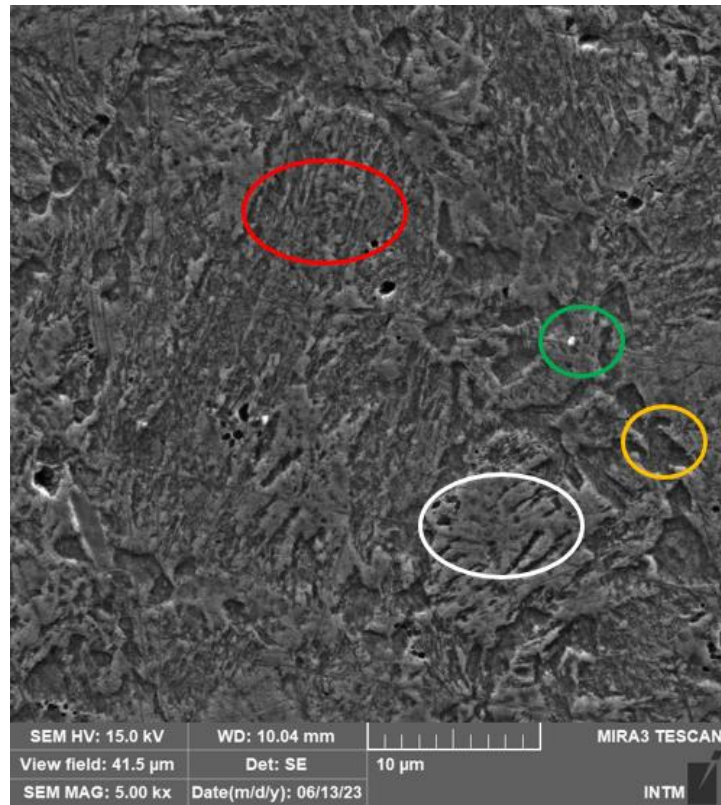
Neves (2022), em um tratamento termomecânico em aço DP 800 envolvendo austenitização a 900°C por 30 minutos, laminação com redução de 20%, tempera e decomposição isotérmica a 380°C por 30 minutos encontrou a presença predominante de bainita em matriz ferrítica e pequenos pontos de constituinte MA similar ao que pôde ser encontrado na micrografia da rota 3 deste estudo.

De acordo com o estudo de SHANMUGAM *et al.* (2007), a deformação em alta temperatura pode acelerar a transformação da austenita em ferrita quando seguida de resfriamento acelerado. Esse resfriamento acelerado favorece a nucleação da ferrita nos contornos e no interior do grão austenítico. Padrão não seguido nas rotas analisadas neste estudo, onde foi possível observar uma leve redução da quantidade da ferrita com o aumento da deformação aplicada nas rotas.

Já o estudo de Siwecki (1992), demonstrou que um controle na velocidade de resfriamento, aplicado posteriormente a uma laminação a quente, pode modificar a microestrutura final produzida por decomposição isotérmica como nas rotas deste estudo. Nestes casos as fases finais podem ser ferrita e perlita (transformação com difusão) ou ferrita e bainita (transformação com cisalhamento e difusão).

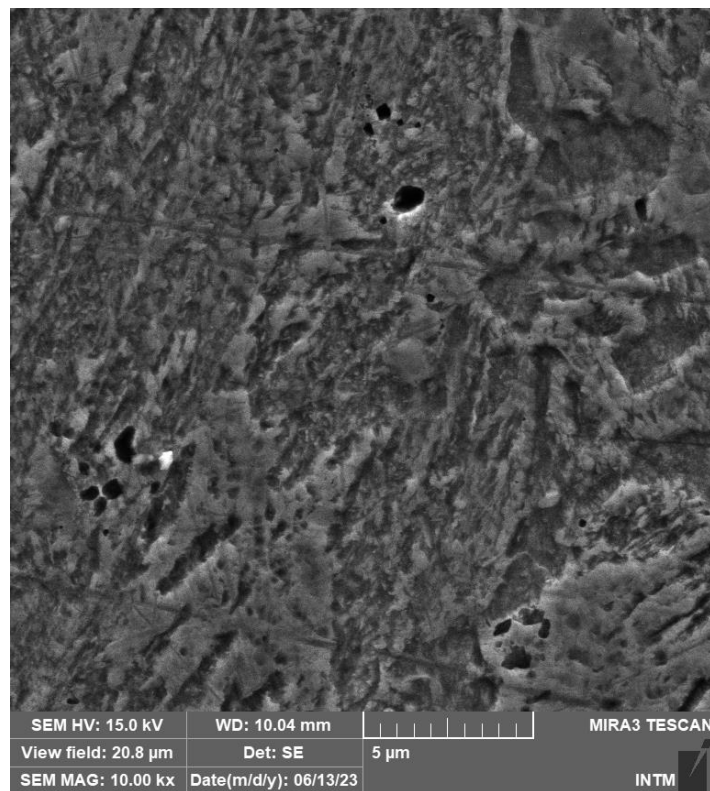
As Figuras 27 e 28 mostram a microestrutura resultante da rota 4 (25% de deformação) na qual é bastante visível a presença da martensita (elipse vermelha), em maior quantidade, e bainita (elipse branca), numa matriz ferrítica (elipse amarela), com pequenos pontos de constituinte MA (elipse verde).

Figura 27 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 4 (25%). Aumento 5000x.



Fonte: Autor, 2023.

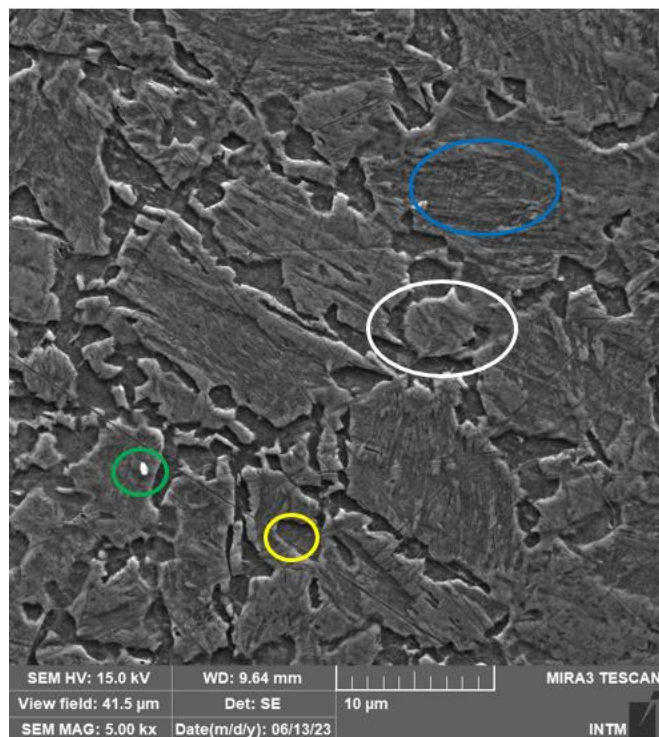
Figura 28 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 4 (25%). Aumento de 10000x.



Fonte: Autor, 2023.

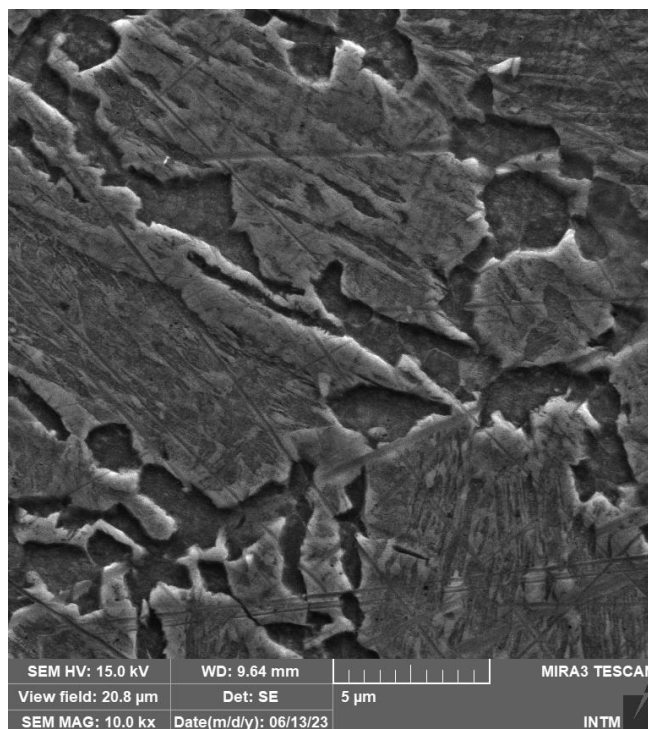
Por fim, tem-se a microestrutura da rota 5 (25% de deformação sem decomposição isotérmica) nas Figuras 29 e 30. Esta é composta por bainita (elipse branca) em matriz ferrítica (elipse amarela), podendo ainda observar discreta presença de austenita retida (elipse azul) e pontos de constituinte MA (elipse verde).

Figura 29 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 5 (25%, sem decomposição isotérmica). Aumento de 5000x.



Fonte: Autor, 2023.

Figura 30 - Micrografia produzida por MEV do material submetido a rota 5 (25%, sem decomposição isotérmica). Aumento de 10000x..



Fonte: Autor, 2023

Para Silva (2019) e outros trabalhos citados, a deformação é indutora da transformação austenita-ferrita e a não deformação contribui para transformação austenita-bainita, onde o resfriamento direto, sem deformação, possibilita que a austenita se decomponha num teor maior de bainita. Em contrapartida, na micrografia deste estudo foi observado que a deformação foi fator de aumento de bainita e redução de volume de ferrita.

Para Bhadeshia (1992) a bainita é um constituinte dos aços que são formados pela decomposição da austenita dentro de uma faixa de temperatura entre o campo de formação da martensita e de formação da ferrita e perlita. Este constituinte consiste de um agregado de ferrita acicular e carbonetos, o que dá ao material boa resistência mecânica aliada a ductilidade. Além disto, segundo Ranieri (2005), no diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) dos aços pode-se observar a existência de uma faixa larga de temperatura em que não há formação de perlita ou martensita. Nesta região ocorre a formação de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de cementita, estrutura intermediária chamada bainita.

4.2 Avaliação das Propriedades Mecânicas

Para verificação dos efeitos dos tratamentos termomecânicos nas propriedades mecânicas do material foram realizados ensaios de tração nos corpos de prova fabricados. Foram avaliados o limite de resistência, limite de escoamento e deformação a partir da média aritmética dos valores aferidos nos ensaios em cada rota, e apresentados nas Tabelas 3 e 4.

Tabela 3 – Propriedades avaliadas por ensaio de tração do material Como Recebido (CR).

Material	Limite de Resistência (MPa)	Desvio Padrão	Limite de Escoamento (MPa)	Desvio Padrão	Deformação (%)
DP800(Padrão)	800-950		500-650		10,00
CR	903,20	46,08	644,56	0,00	14,44

Fonte: Autor, 2023.

Tabela 4 - Propriedades avaliadas por ensaio de tração das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.

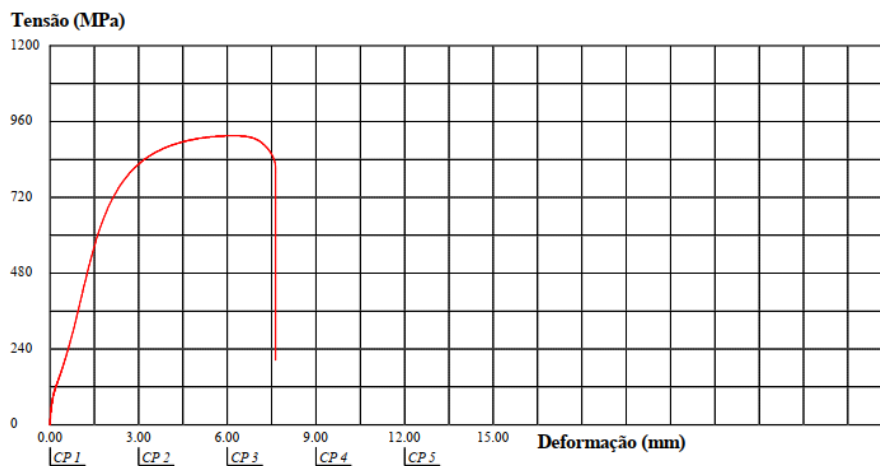
Rota	Deformação	Limite de Resistência (MPa)	Desvio Padrão	Limite de Escoamento (MPa)	Desvio Padrão	Deformação (%)
1	0%	1094,94	24,12	1018,33	12,58	9,09
2	15%	905,40	28,93	813,93	30,46	6,62
3	20%	894,90	7,74	828,34	9,35	6,70
4	25%	904,84	14,27	810,00	14,14	5,56
5	25% (s/ isotérmica)	1133,06	29,53	925,79	30,87	6,31

Fonte: Autor, 2023.

Como podemos observar na Tabela 3 o material Como Recebido (CR) atende os parâmetros mínimos exigidos pela *Ultra-Light Steel Automotive Body – Advanced Vehicle Concept (ULSAB-AVC)* para caracterizar um aço AHSS DP 800. Neste trabalho as comparações realizadas levaram em consideração os valores obtidos no resultado atingido pelo corpo de prova como recebido (Tabela 3), pois deste modo tem-se uma avaliação precisa dos resultados proporcionados pelas

rotas termomecânicas desenvolvidas já que todos os corpos de prova foram fabricados nas mesmas condições.

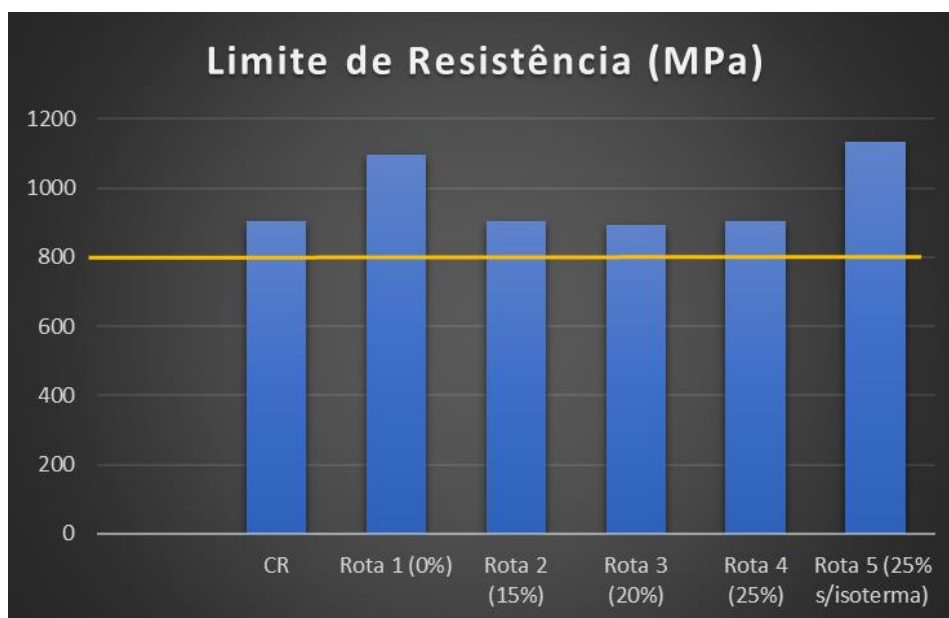
Gráfico 1 – Tensão x Deformação do corpo de prova como recebido (CR).



Fonte: Autor, 2023

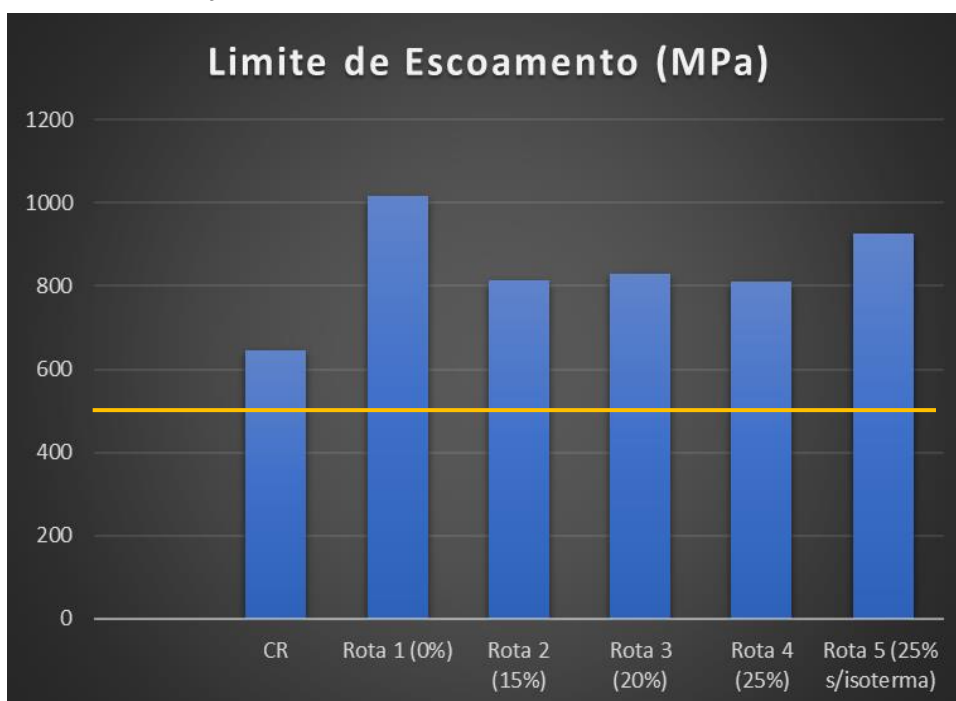
De acordo com o resultado dos ensaios de tração é possível observar que o material como recebido e todas as rotas utilizadas estão acima dos valores mínimos de parâmetros exigidos para um aço DP 800, exceto para os valores de deformação, como verificados na Tabela 4 e Gráficos 2, 3 e 4, onde a linha amarela representa o limite inferior exigido pela norma para os aços DP 800.

Gráfico 2 – Comparação do limite de resistência entre o material CR e das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.



Fonte: Autor, 2023.

Gráfico 3 - Comparação do limite de escoamento entre o material CR e das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.



Fonte: Autor, 2023.

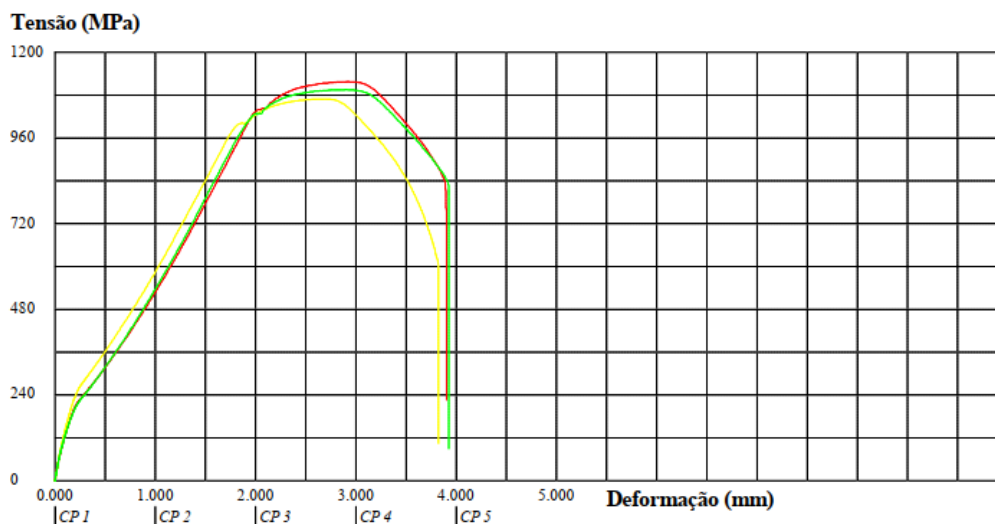
Gráfico 4 - Comparação da deformação entre o material CR e das rotas 1, 2, 3, 4 e 5.



Fonte: Autor, 2023.

Na primeira rota, sem deformação, foi obtido um aumento de 21,23% no limite na resistência e 57,94% no limite de escoamento, no entanto ocorreu uma redução na deformação em 37,05% comparado aos valores do como recebido (CR), ver Gráfico 5. Esse padrão pode ser justificado pela maior presença de martensita em sua microestrutura resultante do processo de têmpera. Dentre as rotas testadas essa foi a que apresentou maior deformação, que pode ser fundamentada pela maior presença da ferrita em relação as outras rotas.

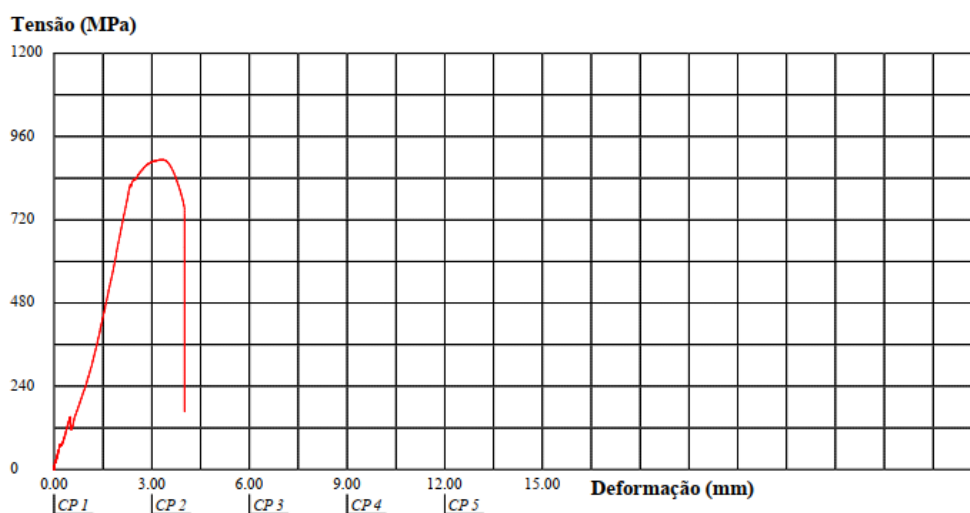
Gráfico 5 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 1.



Fonte: Autor, 2023.

Na segunda rota, desenvolvida com 15% de deformação, obteve-se aumento de apenas 0,24% no limite de resistência e 26,28% no limite de escoamento, além de redução de 54,15% na deformação, ver Gráfico 6. Na micrografia da segunda rota observou-se o aumento da quantidade e do tamanho do grão da bainita, e menor quantidade de martensita assim como no material como recebido.

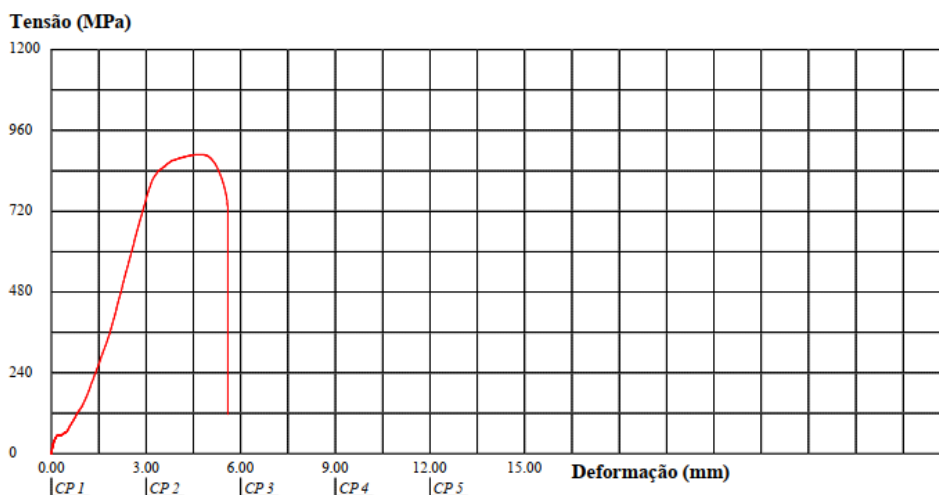
Gráfico 6 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 2.



Fonte: Autor, 2023.

Na terceira rota, com 20% de deformação, houve redução de 0,92% no limite de resistência, aumento de 28,5% no limite de escoamento e redução de 53,6% na deformação, ver Gráfico 7. Na microestrutura da rota 3 encontram-se os mesmos constituintes produzidos na rota 2, entretanto mais refinados.

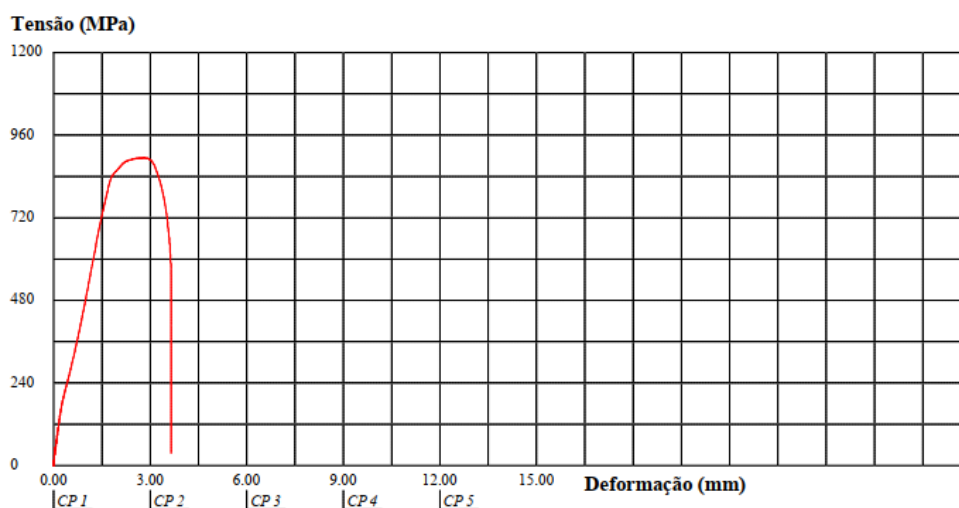
Gráfico 7 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 3.



Fonte: Autor, 2023.

Na quarta rota, realizada com 25% de deformação, ocorreu aumento de 0,18% no limite de resistência e 25,67% no limite de escoamento, além de redução de 61,50% na deformação, ver Gráfico 8. Nesta rota encontrou-se uma pequena quantidade maior de martensita, o que resulta na menor deformação entre as rotas.

Gráfico 8 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 4.

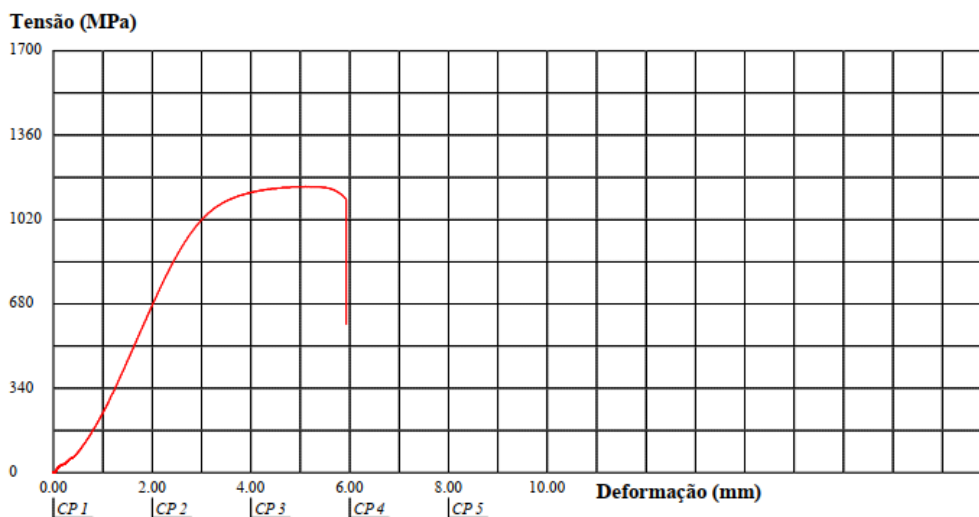


Fonte: Autor, 2023.

Por fim, na quinta rota, desenvolvida com 25% de deformação e sem o tratamento isotérmico, foi obtido nos ensaios de tração aumento de 25,45% no valor do limite de resistência e 43,63% no limite de escoamento, para deformação foi observada uma redução de 56,3%, ver Gráfico 9. Em sua microestrutura encontrou-

se uma menor quantidade de ferrita e uma grande quantidade de bainita que possui característica de elevada resistência e boa tenacidade.

Gráfico 9 - Tensão x Deformação do corpo de prova submetido a rota 5.



Fonte: Autor, 2023.

4.2.1 Relação Propriedades Mecânicas x Microestrutura

Contrário ao que concluiu Silva (2019), a deformação no nosso estudo não estimulou o desenvolvimento da ferrita, o que justifica a redução da deformação no material laminado. Como esperado, o material laminado aumentou o limite de escoamento, entretanto o maior desta propriedade foi obtido com o tratamento sem deformação (rota 1), apenas com têmpera e tratamento isotérmico posterior.

A rota na qual foram obtidos os melhores resultados neste estudo foi a rota 1 (austenitização, têmpera e tratamento isotérmico), o que está de acordo com o resultado de Nouroozi (2018), cujo estudo indicou que um aço DP de grão fino com a presença de martensita apresenta melhor equilíbrio resistência mecânica-ductilidade.

Sayed e Kheirandish (2012) concluíram que a fração volumétrica ferrítica era o fator primário da ductilidade dos aços DP, o que justifica o motivo de a rota 1 possuir maior alongamento, já que na microestrutura resultante desta rota foi possível identificar grande volume de ferrita.

Segundo o estudo de Ahmad *et al.* (2008), onde um aço DP foi aquecido a 790°C por 20 minutos, em seguida foi realizada laminação a quente com reduções de espessura de 0, 20, 30 e 50% e posteriormente submetido a têmpera em solução de salmoura gelada, notou-se que a temperabilidade dos aços DP foi diminuída pela deformação a quente devido ao crescimento epitaxial da ferrita durante a têmpera. Além disso, a resistência mecânica do aço DP aumentou sem perda considerável de ductilidade por este processo. Resultado que corrobora com as microestruturas obtidas nas rotas deste estudo, onde foi possível observar redução no volume de martensita na microestrutura dos corpos de prova submetidos a deformação, de modo que a martensita é o resultado principal da têmpera. Ainda de acordo com Ahmad *et al.*, foi observado também que a laminação resultou na produção de uma microestrutura anisotrópica no material.

No estudo de Panda *et al.* (1995), ficou demonstrado que a aplicação de deformação e recozimento durante uma rota termomecânica em um aço de baixo carbono resulta em microestruturas contendo ferrita em grãos mais finos e no aumento da quantidade de discordâncias dentro da ferrita. Além disso, o aumento do grau de deformação deu origem a maiores densidades de discordância na microestrutura. O resultado do estudo de Panda *et al.* (1995) está de acordo com os resultados deste estudo, onde a deformação resultou em menor alongamento dos corpos de prova, podendo ser justificado pelo aumento das discordâncias provocadas pela laminação.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Dos resultados obtidos foi possível concluir que a variação do percentual de deformação a quente, nas rotas e dentro do intervalo estudado, não afeta o limite de resistência, permanecendo nas rotas 2, 3 e 4 com menos de 1% de variação em relação ao como recebido. Nas rotas 1 (sem deformação) e 5 (25% de deformação e sem decomposição isotérmica) foram obtidos aumentos de 21,23% e 25,45% respectivamente no limite de resistência, o que leva a concluir que o tratamento isotérmico a 380 °C por 30 minutos pós laminação e têmpera anula os efeitos da deformação para o limite de resistência. Esse fato sugeri que, com base nas rotas utilizadas, caso deseje-se realizar um tratamento termomecânico no aço AHSS DP800 com foco no aumento da resistência mecânica deve-se aplicar ou deformação a quente ou decomposição isotérmica.

Avaliando-se os efeitos do percentual de deformação a quente para o limite de escoamento é possível observar um comportamento similar ao do limite de resistência. A variação da deformação não afeta de forma significativa o escoamento, mas é possível constatar que há uma elevação constante do valor médio em relação ao como recebido nas rotas 2(15%), 3(20%) e 4(25%) de 26,82% no limite de escoamento, mas uma variação máxima de apenas 2,33% entre elas. E, mais uma vez, as rotas 1 (0%) e 5 (25% s/ tratamento isotérmico) obtiveram os maiores valores médios, 1018,33 Mpa e 925,79 MPa. Ou seja, como ocorreu a partir da avaliação do ponto de vista do limite de resistência, este fato também sugeri que para o aumento no limite de escoamento nos aços AHSS DP 800 com base em um tratamento termomecânico deve-se aplicar ou deformação a quente ou decomposição isotérmica.

Para a deformação, houve um comportamento padrão nos corpos de prova deformados com redução constante, independentemente do valor do percentual de deformação a quente aplicado, com redução média de 56,39% no valor da deformação em relação ao como recebido, além do tratamento isotérmico não surtir efeito considerável do ponto de vista da deformação. Ainda na rota 1 (sem deformação a quente), houve uma redução na deformação dos corpos de prova em comparação ao como recebido, mas de forma menos significativa, com redução 37,05% no valor da deformação. Desse modo, a deformação a quente aplicada nas

rotas termomecânicas desenvolvidas neste estudo, de forma geral reduz a capacidade do material se alongar e o tratamento isotérmico não é capaz de conter este efeito.

Nesse contexto, é possível concluir que a aplicação da deformação a quente nas rotas termomecânicas avaliadas pode não ser vantajoso, visto que a partir dos dados foram obtidos valores similares ou melhores em todas as características avaliadas, limite de resistência, limite de escoamento e deformação, na rota 1 (sem deformação).

Por fim, do ponto de vista de um material a ser utilizado para compor partes fundamentais à segurança dos ocupantes de veículos automotores, a melhor rota a ser aplicada tende a rota 1, sem aplicação de deformação, com austenitização a 900 °C por 30 minutos, têmpera e decomposição isotérmica em chumbo a 380 °C por 30 minutos, obtendo o valor médio de 1094,94 MPa de limite de resistência, maior 21,23% em relação ao como recebido e 36,87% acima do limite mínimo para o DP800, além de 1018,33 MPa de limite de escoamento, maior 57,94% que o material como recebido, e ainda mantendo 9,09% de deformação, apenas 9,1% abaixo do valor mínimo para um aço DP800.

REFERÊNCIAS

- AHMAD E, MANZOOR T, HUSSAIN N, et al. **Effect of thermomechanical processing on hardenability and tensile fracture of dual-phase steel**. Mater Design. 2008;29:450–457.
- Alireza Kalhor, Ali Karimi Taheri, Hamed Mirzadeh & Vitoon Uthaisangasuk (2021) **Processing, microstructure adjustments, and mechanical properties of dual phase steels: a review**, *Materials Science and Technology*, 37:6, 561-591, DOI: 10.1080/02670836.2021.1944524.
- ANTONINO, T. de S. **Estudo da Influência de Tratamentos Termomecânicos no Conjunto Resistência Mecânica-Tenacidade à Fratura do Aço API 5L X70**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Área de Concentração: Materiais e Fabricação, Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências da Universidade Federal de Pernambuco, Recife-PE, 2011,
- 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.
- BHADESHIA, M. T. & H. K. D. H. Model for transition from upper to lower bainite. *Materials Science and Technology*, p. 592-603, 1990.
- CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8ª ed. Rio de Janeiro, LTC. 2012.
- CASTRO, Pedro José de. **ESTUDO DA APLICAÇÃO DE TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS NO CAMPO DA AUSTENITA METAESTÁVEL EM UM AÇO BAINÍTICO DE BAIXO CARBONO E DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO**. 2021. 158 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Minas, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1988.
- 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, 12, p. 334-341, 2012.
- KALASHAMIA, A.; KERMANPURA, A.; NAJAFIZADEHA, A.; MAZAHERI, Y., **Correlation of microstructure and strain hardening behavior in the ultrafine-grained Nb-bearing dual phase steels**, *Materials Science & Engineering*, v.678, 2016, p.215–226.
- KALHOR, Alireza; TAHERI, Ali Karimi; MIRZADEH, Hamed; UTHAISANGSUK, Vitoon. **Processing, microstructure adjustments, and mechanical properties of dual phase steels: a review**. *Materials Science And Technology*, [S.L.], v. 37, n. 6, p. 561-591, 13 abr. 2021. Informa UK Limited.
<http://dx.doi.org/10.1080/02670836.2021.1944524>.
- LLEWELLYN, D.T.; HUDD, R.C. **Steels: Metallurgy & Applications**. 3º ed., UK, Elsevier, 1998, 403p.

- MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. **A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels**. *Materials Science & Engineering A*, v. 619, p. 1-11. set. 2014.
- MIRZADEH, Hamed; NOUROOZI, Mahsa; ZAMANI, Mehran. **Effect of microstructural refinement and intercritical annealing time on mechanical properties of high-formability dual phase steel**. *Materials Science & Engineering A*, Tehran, v. 1, n. 1, p. 22-26, ago. 2018.
- NEVES, Wallisson Pimentel. **AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AUTOMOBILÍSTICO AHSS DP 800 SUBMETIDO A DIFERENTES TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS**. 2022. 21 f. Iniciação Científica (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Ifpe, Recife, 2022.
- NOUROOZI, Mahsa; MIRZADEH, Hamed; ZAMANI, Mehran. **Effect of microstructural refinement and intercritical annealing time on mechanical properties of high-formability dual phase steel**. *Materials Science And Engineering: A*, [S.L.], v. 736, p. 22-26, out. 2018. Elsevier BV.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.088>.
- Panda AK, Ganguly RI, Sarma DS, *et al.* **Effect of thermomechanical treatment on structure and mechanical properties of Mo-bearing dual phase steel**. *Steel Res Int.* 1995;66:309–317.
- RANIERI, Arus. **EFETOS DAS MICROESTRUTURAS BAINÍTICAS E MULTIFÁSICAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO AISI 4340**. 2005. 93 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.
- SAYED, A. A.; KHEIRANDISH, S. **Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels**. *Materials Science and Engineering A*, v. 532, p. 21-25, 2012.
- 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, Éverton Fernandes da. **ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS SEQUÊNCIAS TERMOMECÂNICAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO DP 800**. 2021. 67 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2021.
- 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.
- SUN, Shoujin; PUGH, Martin. **Properties of thermomechanically processed dualphase steels containing fibrous martensite**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 335, n. 1-2, p. 298-308, 2002.
- TAMARELLI, C. M. AHSS 101: the evolving use of advanced high-strength steel for automotive applications. *Steel Mark*. Dev. Inst. Michigan, p. 42, 2011.
- TASCA, M.R.B.; MACHADO, M.L.P. **Simulação da laminação a quente para a produção de aço bifásico**. In: Workshop de Ciência e Tecnologia em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do PROPEMM, 2., Agosto 2012, Vitória.
- 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%20Guidelines_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.

WOO, W.; EM, V.; KIM, Y., HAN, H.; HAN, Y.; CHOI, H., **Stress-strain relationship between ferrite and martensite in a dual-phase steel studied by in situ neutron diffraction and Crystal plasticity theories**. Acta Materialia, V.60, 2012, p.6972-6981.

ZHANG, J.; DI, H.; DENG, Y.; MISRA, R. D. K. **Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel**. Materials Science and Engineering A, v. 627, p. 230-240, 2015.

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