

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

MARCELO FONSECA PINTO

**ANÁLISE DA DUREZA DOS CONSTITUINTES DESENVOLVIDOS NO
TRATAMENTO INTERCRÍTICO DE AÇOS DUAL PHASE COM DIFERENTES
TEMPERATURAS**

BELO HORIZONTE

2017

MARCELO FONSECA PINTO

**ANÁLISE DA DUREZA DOS CONSTITUINTES DESENVOLVIDOS NO
TRATAMENTO INTERCRÍTICO DE AÇOS DUAL PHASE COM DIFERENTES
TEMPERATURAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dra. Elaine Carballo Siqueira Correa

Coorientadora: Prof^a. Ma. Aline Silva Magalhães

BELO HORIZONTE

2017

MARCELO FONSECA PINTO

**ANÁLISE DA DUREZA DOS CONSTITUINTES DESENVOLVIDOS NO
TRATAMENTO INTERCRÍTICO DE AÇOS DUAL PHASE COM DIFERENTES
TEMPERATURAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no curso de Graduação em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado 27/06/2017

BANCA EXAMINADORA

Prof^ª. Dra. Elaine Carballo Siqueira Correa – Orientadora

Prof^ª. Ma Aline Silva Magalhães – Coorientadora

Prof. Me Carlos Eduardo dos Santos

BELO HORIZONTE

2017

AGRADECIMENTOS

De antemão a tudo, agradeço a meus pais, Maria José e José da Silva pelo apoio, dedicação, inequívocos exemplos de condignidade, abnegação e firmeza de caráter e por sempre acreditarem em meu potencial ensinando-me sempre a lutar pelo que me fizer feliz.

Ao CEFET-MG pela oportunidade de estudar em uma instituição tão renomada.

À Professora Dra. Elaine Carballo Siqueira Correa, pela orientação e dedicação no desenvolvimento deste trabalho, a quem nem possuidor de um imenso dicionário poderia eu descrever o honroso e inefável privilégio de ter tido a oportunidade de trabalhar 5 anos e 1/2 compondo para o meu crescimento profissional e a quem tive a alegria de constituir uma amizade sólida, leal e verdadeira para levar além desta existência física.

À minha coorientadora Ma. Aline Silva Magalhães, pelo incontável auxílio, ensinamento técnico e pela grande amizade também constituída nestes anos de convivência.

Ao Professor Me. Carlos Eduardo, pela paciência, presteza, simpatia e empenho em ajudar-nos na manutenção do equipamento e pelo sincero interesse no sucesso desta empreitada.

Ao Professor Me. Joel Romano, pela companhia agradabilíssima e, sobretudo, por me mostrar na prática como se pratica engenharia, além de ser um exemplo vivo de humildade e lealdade.

À meus tios Maria do Carmo e Nilo Teixeira e avó Umbelina, pelo apoio, auxílio e carinho e por terem me ensinado a sonhar alto.

A meus irmãos Danilo Rossi e Milton Machado, por serem quem são e por ocuparem a posição que ocupam em minha vida.

Em especial aos meus amigos Fernanda de Magalhães, Grazielle Gianini, Ian Zadorosni, Marco Túlio Melo, Dhiordan Lovenstain, Aléxia Eduarda, Renan Fidelis, Cíntia Braga, Barbara Lara, Bruna Santos, Cristina Esteves, Douglas Sthéfano, Vinícios Romano, Jessica Quinto, Ariston Xavier e Luís Delfino pela sincera amizade, apoio e momentos de descontração.

Aos meus amigos da metalografia pela companhia, auxílio, bons momentos e alegria transmitida diuturnamente. Em especial ao aluno Pedro Penna pela amizade sincera e imensa proatividade e presteza em ajudar-me, sem os quais não conseguiria concluir esse trabalho e também a Engenheira Nayara Neres e a aluna Giovana Costa.

A meus colegas Oliveira, Natalia Oliveira e Ana Elisa pelos momentos de descontração e ajuda acadêmica.

Aos professores. Wellington Lopes, João Bosco, André Ferreira, João Paulo Machado, Celeste Costa, Luciana Palhares, Aline Bruna e Danielle Marra pela predisposição e ajuda quando eu precisei.

A todos os funcionários da secretaria do DEMAT pela amabilidade com que sempre fui tratado, em especial as funcionárias Janieth Monteiro e Dayane Aparecida.

Aos Funcionários do CEFET-MG Giovani Fernandes e Carlos Alberto pela boa vontade e empenho eficiência na etapa de usinagem das amostras, Geraldo Mercis e José Jesus, Marinete Araújo, Luiza Gomes e Jussara Mendes pelas conversas descontraídas nos corredores do DEMAT.

Agradeço a meu amigo Cleverton Lavandoski pelo incentivo que vem me dando, engajamento e interesse contínuo em me ajudar a prosseguir nos estudos.

Mes amis Hernani Dantas et Florian Gerold, qu'ont été ma famille en France. Je vous remerci pour tout.

A aquelas senhorinhas, da filial Patrocínio do RC, que me tratam como neto e torcem para meu futuro.

A meus amigos Ildete Silva e Geraldo Joaquim, Luiz Gomes, Regina Lúcia, Marília Moreira, Marisa Pedra pelo apoio, amizade, companheirismo e momentos de reflexão.

A meu grande amigo e exemplo de caráter Marclei Barbosa Santiago, que sempre competiu para meu desenvolvimento intelectual, moral e espiritual.

Ao príncipe Ygor Bastos, que esteve a meu lado da primeira a última página deste TCC por me transmitir alegria, estar sempre ao meu lado, sendo realmente um príncipe em toda concepção do vocábulo, ter conquistado meu coração, me apoiado e fortificado em um dos momentos que mais precisei de ânimo.

“As alegrias mais infáveis dimanam do espírito portador de uma consciência esclarecida a indicar-lhe os caminhos do cumprimento do dever”

(JOSÉ RODRIGUES DA SILVA)

RESUMO

Neste trabalho foi analisada a microestrutura e o comportamento mecânico no que concerne a dureza dos constituintes, de dois aços dual phase inicialmente das classes de resistência mecânica de 1000 MPa e 800 MPa submetidos a processamentos térmicos de recozimento na faixa intercrítica de temperatura e resfriamento brusco. Foram analisadas qualitativamente a influência do percentual ferrita-martensita na microestrutura, e a influência aparente das porções destas fases na dureza dos constituintes destes aços. Observou-se, qualitativamente de maneira geral, que o aumento da temperatura intercrítica culminou em uma elevação da fração de martensita em ambos os aços, e na diminuição do volume e do tamanho dos grãos de ferrita. Além diminuição nos valores médios de dureza da porção martensítica e aumento dos mesmos na fase ferrita.

PALAVRAS-CHAVE: aços dual phase, recozimento na faixa intercrítica de temperatura, microestrutura, dureza.

ABSTRACT

On this paper it was analyzed the microstructure and mechanical behavior on the grounds of hardness of two Dual phase steels initially in the strength classes of 1000 MPa and 800 MPa submitted to tempering processes on the intercritical range of temperatures and rapid cooling. The ferrite-martensite percentage influence and the appearing influence of these phases on the hardness of the steels constituents were qualitatively analyzed. It was observed that, qualitatively in a general manner, the increase of the intercritical temperature resulted in an increase on the martensite ratio on both steels, and on the decrease in the ferrite volume and grain size. Besides the decrease on average values of hardness on the martensitic fraction and increase on the ferrite phase.

KEYWORDS: Dual phase steels, tempering in the intercritical range temperature.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 - Curva tensão deformação exibindo as propriedades mecânicas das fases ferrita e martensita de um aço dual phase 980 e do aço como um todo..... | 15 |
| Figura 2 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) de três aços dual phase comerciais. | 17 |
| Figura 3 - Gráfico de tensão deformação de 4 tipos de aços dual phase com diferentes percentuais volumétricos de martensita. | 18 |
| Figura 4- Faixa dos limites de escoamento e de resistência em função da quantidade de segundo constituinte (Martensita/Bainita) para aços dual phase processados nas espessuras de 1,0 mm e 2,0 mm. | 18 |
| Figura 5- Imagens obtidas via MEV da ruptura por esforço de tração uniaxial em baixa taxa de deformação. | 20 |
| Figura 6- Representação esquemática do efeito da martensita na fratura de um aço dual phase. | 21 |
| Figura 7- Aço bifásico 0,17%C-0,55%Cr-2,00%Mn. | 23 |
| Figura 8 - Diferentes vias de tratamento térmico para produção de aços dual phase..... | 25 |
| Figura 9- Microestruturas bifásicas de algumas estruturas nanoestruturadas. Ligas: Aço TRIP, β/α ligas de titânio, α/X ligas de magnésio, e aço de dual phase α/α' de granulação ultrafina. | 26 |
| Figura 10 - Esquema de um processo de nanoindentação a interpretação gráfica da profundidade do contato entre penetrador e a peça. | 29 |
| Figura 11- Relação entre valores de dureza e posição da indetação. | 31 |
| Figura 12- Curvas de carregamento/descarregamento versus profundidade de penetração para um aço dual phase tratado termicamente por recozimento intercrítico direto a 740°. | 32 |
| Figura 13- Fluxograma dos processamento térmico do material partindo do estado inicial como recebido. | 33 |
| Figura 14- Fluxograma das etapas de desenvolvimento do trabalho. | 34 |
| Figura 15- Diferentes regiões indentadas do aço A. | 36 |
| Figura 16- Micrografias do aço A, em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico. | 38 |
| Figura 17- Micrografias do aço B, em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico. | 39 |
| Figura 18- Imagens obtidas por MEV de um aço DP 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr após recozimento intercrítico em diferentes temperaturas..... | 40 |
| Figura 19- Imagens obtidas por MEV de um aço DP 0,16%C, 1,38%Si, 3,20%Mn, 0,008%P e 0,004%S após recozimento intercrítico em diferentes temperaturas..... | 41 |
| Figura 20- Imagens obtidas por MEV de um aço DP 0,16%C, 1,38%Si, 3,20%Mn, 0,008%P e 0,004%S após recozimento intercrítico em diferentes temperaturas..... | 42 |
| Figura 21- Dureza HV média das fases do aço A tratado termicamente a temperatura intercrítica a 730°. | 43 |
| Figura 22- Dureza HV média das fases do aço A tratado termicamente a temperatura intercrítica a 770°. | 44 |
| Figura 23- Dureza HV média das fases do aço A tratado termicamente a temperatura intercrítica a 810°. | 44 |
| Figura 24- Dureza HV média das fases do aço B tratado termicamente a temperatura intercrítica a 730°. | 45 |
| Figura 25- Dureza HV média das fases do aço B tratado termicamente a temperatura intercrítica a 770°. | 45 |
| Figura 26- Dureza HV média das fases do aço B tratado termicamente a temperatura intercrítica a 810°. | 46 |

| | |
|--|----|
| Figura 27 – Dureza HV média no interior dos grãos de ferrita do aço A com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas..... | 48 |
| Figura 28– Dureza HV média na interface dos grãos de ferrita com os grãos de martensita do aço A com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas. | 48 |
| Figura 29– Dureza HV média no interior dos grãos de ferrita do aço B com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas..... | 49 |
| Figura 30– Dureza HV média na interface dos grãos de ferrita com os grãos de martensita do aço B com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas. | 49 |
| Figura 31– Dureza HV média no interior dos grãos de Martensita do aço A com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas..... | 50 |
| Figura 32– Dureza HV média no interior dos grãos de Martensita do aço B com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas..... | 50 |
| Figura 33– Acúmulo de linhas de discordância nas bordas dos grãos de ferrita em detrimento do centro observadas via MET. | 52 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1- Composição química de alguns aços dual phase comerciais. | 22 |
| Tabela 2- Composição química (% peso) do aço DP800. | 34 |
| Tabela 3- Composição química (% peso) do aço DP1000. | 35 |
| Tabela 4- Composição química dos reagentes utilizados nas caracterização dos aços. | 35 |

SUMÁRIO

| | |
|--|----|
| 1. INTRODUÇÃO..... | 12 |
| 2.OBJETIVOS..... | 14 |
| 2.1 Objetivos Gerais..... | 14 |
| 2.2 Objetivos Específicos..... | 14 |
| 3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 15 |
| 3.1 Características Gerais dos Aços Dual phase..... | 15 |
| 3.2 Obtenção dos Aços Dual Phase..... | 22 |
| 3.3 Aplicação de Aços Avançados na Indústria..... | 25 |
| 3.4 Penetração Instrumentada..... | 28 |
| 4.MATERIAIS E MÉTODOS..... | 33 |
| 4.1 Características Gerais do Trabalho Desenvolvido..... | 33 |
| 4.2. Materiais..... | 34 |
| 4.3. Repreparação das Amostras e Caracterização Microestrutural..... | 35 |
| 4.4. Caracterização Mecânica dos Materiais por Meio do Ensaio de Penetração Instrumentada..... | 36 |
| 5.RESULTADOS E DISCUSSÃO..... | 37 |
| 5.1 Análise Microestrutural..... | 37 |
| 5.2 Análise da Dureza..... | 42 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 54 |

1. INTRODUÇÃO

Aços dual phase possuem microestrutura composta de MA (martensita com austenita retida) dispersas geralmente em formas de ilhas em uma matriz ferrítica. Devido a presença destas fases, estes aços possuem boa conformabilidade, alta resistência mecânica e alta taxa de encruamento inicial quando comparados a outros aços de baixo carbono.

De maneira geral, estes aços são obtidos a partir de uma liga com baixo teor de carbono, por meio da austenitização na zona intercrítica, região na qual coexistem ferrita e austenita. Em seguida, esses aços são submetidos a um resfriamento brusco para a transformação parcial da austenita em martensita. A cinética com que esta transformação se dá, bem como a porção volumétrica dos constituintes dependem da composição química destes metais, onde teores maiores ou menores de Mn estabilizam a fase martensita, aumentando a temperabilidade destes aços, da taxa de resfriamento e da faixa de temperatura intercrítica a qual estes materiais são tratados termicamente. Independente da severidade do resfriamento haverá, mesmo que de forma ínfima a formação de MA (martensita com austenita retida).

A presença de uma matriz contínua de ferrita confere satisfatória ductilidade ao aço, enquanto a fase martensítica oferece boa resistência mecânica, cuja magnitude está relacionada diretamente com sua fração volumétrica, morfologia e teor de carbono. Essa estrutura bifásica atribui a esse aço uma combinação de propriedades mecânicas muito interessantes para aplicações na indústria automobilística devido a alta resistência à tração e alta taxa de encruamento nos estágios iniciais da deformação plástica, bem como uma boa conformidade, que é resultado do arranjo particular de sua microestrutura, que apresenta características como a ausência de patamar de escoamento.

Além de apresentar boas características mecânicas, e menor custo de produção quando comparados a materiais de liga leve, propicia economia no uso de combustível devido a sua baixa densidade. Contudo a grande diferença entre as propriedades mecânicas dos constituintes ferrita e MA, podem vir a apresentar insatisfatória estambabilidade e até mesmo provocar a falha do material durante o processamento mecânico, geralmente oriunda na interface entre estes dois constituintes. Assim, é de grande importância avaliar as propriedades mecânicas destes constituintes, as proporções dos mesmos, bem como a interação na interface entre eles.

Neste contexto, a técnica de penetração instrumentada, devido à magnitude de sua carga possibilita avaliação de uma forma pontual da heterogeneidade do material, assim como de que maneira ela influencia na dureza dos constituintes destes aços, possibilitando ainda analisar como o material se comporta microestruturalmente na interface entre seus constituintes.

No presente trabalho foram estudados dois aços dual phase considerando os efeitos do recozimento na faixa intercrítica de temperatura na microestrutura desenvolvida e sua relação com a dureza dos constituintes formados durante este processamento térmico.

2.OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

Avaliar o efeito do tratamento térmico intercrítico em diferentes temperaturas na microestrutura e na dureza de dois aços dual phase, originalmente da classe de resistência mecânica 1000 MPa e 800 MPa por meio de microscopia óptica e ensaio de penetração instrumentada.

2.2 Objetivos Específicos

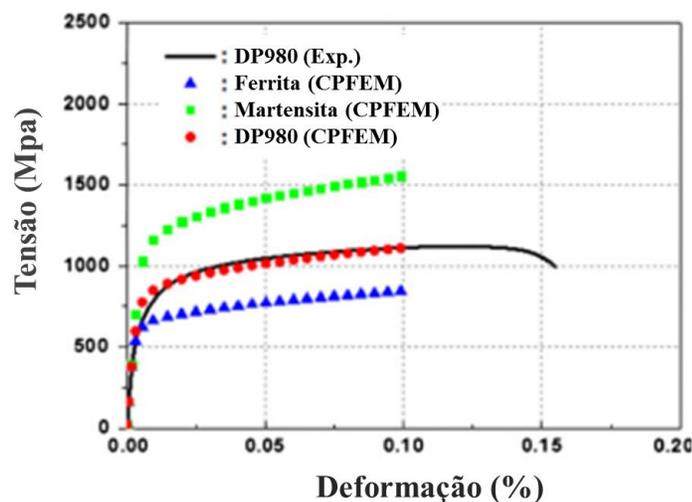
- ✓ Analisar, por meio de microscopia óptica e de forma qualitativa, o efeito de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico na microestrutura de dois aços dual phase tratados termicamente;
- ✓ Investigar a influência das transformações de fase causadas pelo recozimento na faixa intercritica de temperatura na dureza dos constituintes de ambos os aços por meio de penetração instrumentada em diferentes regiões.
- ✓ Analisar o efeito dos teores de elemento de liga nas transformações de fase do material quando submetido a recozimento intercrítico.

3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Características Gerais dos Aços Dual Phase

Aços dual phase compõem uma família de aços cuja microestrutura é composta de uma matriz ferrítica onde encontram-se dispersas ilhas de martensita ou constituinte MA - martensita com austenita retida. Devido à presença dessas fases, os aços dual phase possuem boa conformabilidade, alta resistência mecânica e alta taxa de encruamento inicial quando comparados a outros aços de baixo carbono (KALASHAMIA et al, 2016). Na figura 1 é mostrada uma simulação feita por Woo et al (2012) num aço Dual phase da ordem de resistência mecânica 980 MPa (DP980) por meio da técnica de difração de nêutrons, juntamente com uma curva tensão *versus* deformação convencional obtida por um ensaio de tração, que ilustra a combinação de propriedades mecânicas das fases ferrita e martensita no comportamento mecânico dos aços bifásicos. Observa-se que a resposta macroscópica do material está em concordância com o esperado pela simulação.

Figura 1 - Curva tensão deformação exibindo as propriedades mecânicas das fases ferrita e martensita de um aço dual phase 980 e do aço como um todo.



A sigla CPFEM significa Cristal Plasticity finite element metod.
Fonte: WOO et al (2012).

Nos aços Dual phase as ilhas de martensita conferem ao material alta resistência mecânica e a matriz macia de ferrita acarreta em bom alongamento uniforme (MAZAHERI et al, 2014). As propriedades mecânicas destes aços não dependem apenas da microestrutura que apresentam, mas também da fração volumétrica das fases, distribuição espacial, interação na interface das fases e morfologia das mesmas (WOO et al, 2012). Segundo Zarei et al (2016), os grãos de ferrita na interface com as ilhas de martensita são mais duros, quanto mais se afasta desta região são observadas de forma mais acentuada mudanças de propriedades na ferrita. Segundo Krauss (2005), as ilhas de martensita induzem alta densidade na ferrita adjacente, resultando em elevada resistência mecânica quando comparados com aços de baixo carbono.

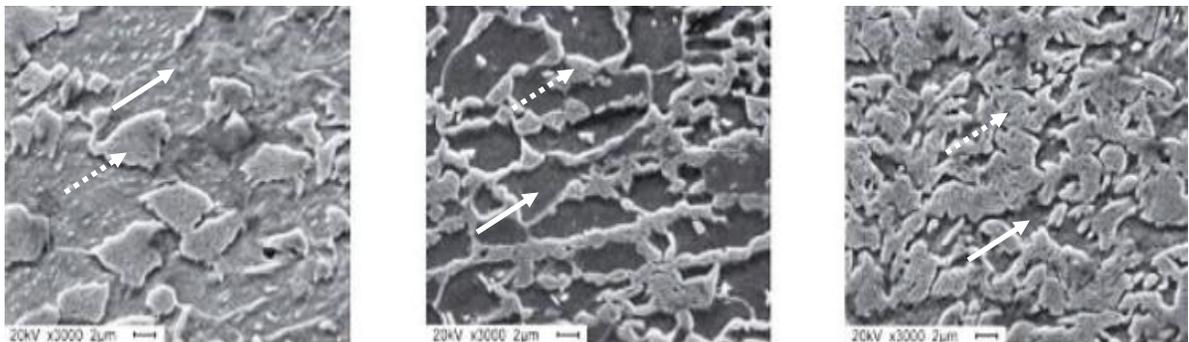
Durante o processamento dos aços dual phase, a formação da microestrutura é dada pelos fenômenos de recristalização da ferrita, difusão de carbono e transformação martensítica no resfriamento brusco. A fração volumétrica de cada um dos constituintes na estrutura final de um aço bifásico depende da sua composição química e também dos parâmetros de recozimento intercrítico (tipo, tempo de encharque, temperatura e taxa de resfriamento) ao qual o material for submetido quando em sua produção (WANG e WEI, 2013; ZHENG et al, 2013; ZHANG et al, 2015). Na figura 2 estão exibidas imagens obtidas mediante microscopia eletrônica de varredura (MEV) por Wang e Wei (2013) de microestrutura de três aços dual phase, sendo eles DP600, DP800 e DP1000, onde infere-se uma distribuição não uniforme da martensita mais acentuada no DP600, que se aloja na matriz de ferrita em forma de ilhas. Uma vez que a resistência mecânica destes aços está intimamente ligada a presença do segundo constituinte, à medida que ela aumenta, observa-se presença mais massiva de martensita, com distribuição uniforme e interligada, sobretudo no aço DP1000. Ferrita e MA são representados por uma seta contínua e tracejada, respectivamente.

A distribuição homogênea de martensita na matriz ferrítica é responsável por minimizar o surgimento de tensões advindas dos processos de conformação mecânica, além de evitar a deformação não homogênea caso ocorram durante processamento mecânico (TASCA e MACHADO, 2012). Volumes maiores de martensita aumentam a tensão de escoamento do aço, o que geralmente é acompanhado por uma diminuição da ductilidade (PAUL et al, 2015) . Na figura 03 é ilustrado este fenômeno por meio de um gráfico de tensão deformação referente a diferentes tipos de aços dual phase, sendo DP I, DP II, DP III, DP IV, onde os volumes de martensita em valores percentuais são 44,5%, 39.2% 44.7% e 73.2%, respectivamente.

Observa-se na prática o aumento da tensão de escoamento e a diminuição da ductilidade com o aumento da fração de martensita (MAZAHERI et al, 2014).

Os aços dual phase são caracterizados pela presença predominante dos constituintes ferrita e martensita, podendo ainda conter pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida. A resistência à tração apresentada pelo material está relacionada com a fração volumétrica de martensita presente na microestrutura (WANG e WEI, 2013). A grande maioria dos aços Dual phase fornecidos para uso em indústria automobilística apresentam quantidades do segundo constituinte - Martensita/Bainita - acima de 20%, o que lhes confere limite de resistência superior a 600 MPa, assim como representado na figura 04 (MURARI, 2009).

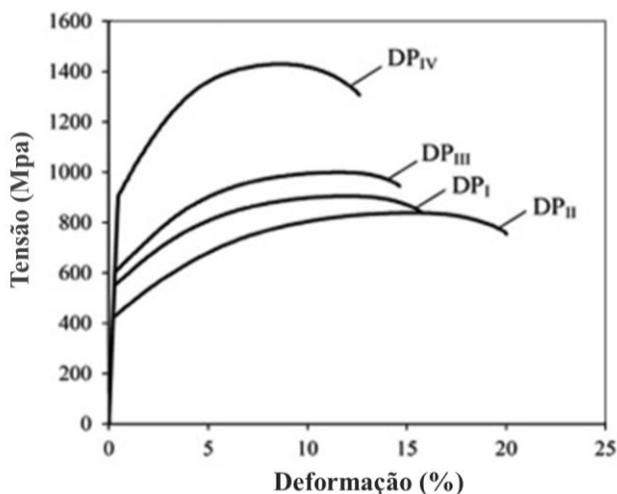
Figura 2 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) de três aços dual phase comerciais.



(a) DP 600, (b) DP 800, (c) DP 1000.
Fonte: WANG e WEI, (2013).

Estudos mostram 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 (PARK et al, 2014). O aumento da fração do volume de martensita eleva a resistência a tração nos aços bifásicos, este efeito ocorre primordialmente devido a presença de partículas duras numa matriz macia. O aumento do teor de carbono favorece o endurecimento destes aços, não afetando, no entanto, o limite de escoamento dos mesmos. A microestrutura de aços dual phase pode ser considerada muito heterogênea, quando comparada a uma região de microestrutura regular e observa-se que a fase ferrita serve de limite para as bandas de cisalhamento, criando uma barreira contra regiões de concentração de tensões. (PIRMAN et al, 2014; JAFARI, 2015)

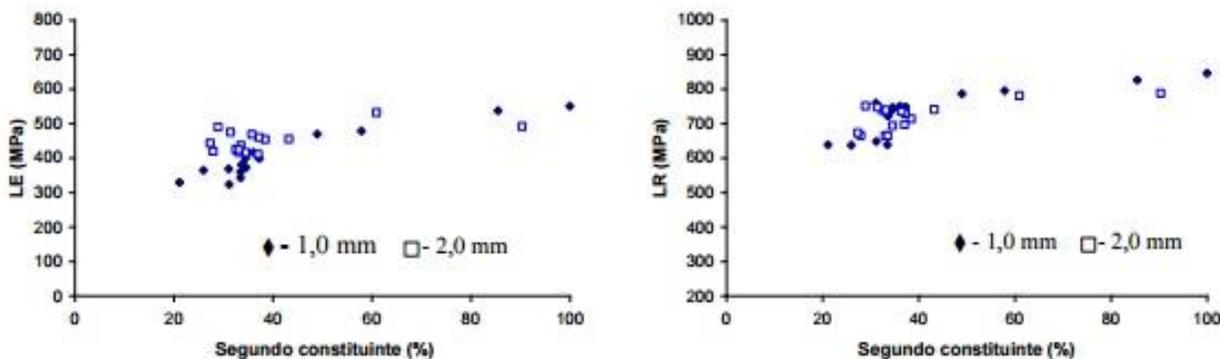
Figura 3 - Gráfico de tensão deformação de 4 tipos de aços dual phase com diferentes percentuais volumétricos de martensita.



Fonte: MAZAHERI, et al, (2014)

Diversos estudos estão sendo realizados para prever o comportamento mecânico dos aços dual phase em suas variedades de classes de resistência mecânica, buscando conseguir maior absorção de energia em caso de impacto durante um eventual acidente automobilístico. Estes estudos apontam que a deformação da fase ferrita está relacionada com a orientação cristalográfica inicial dos grãos, o tamanho do grão e a fração e volume das dispersas ilhas de martensita na matriz ferrítica (JAFARI, 2015; BOUAZIZ et al, 2013; CALGNOTTO et al, 2012; TASAN et al., 2014).

Figura 4- Faixa dos limites de escoamento e de resistência em função da quantidade de segundo constituinte (Martensita/Bainita) para aços dual phase processados nas espessuras de 1,0 mm e 2,0 mm.



(a)

(b)

(a) Limite de Escoamento, (b) Limite de Resistência.

Fonte: MURARI, 2009.

Segundo Choi et al (2012), a orientação cristalográfica inicial da fase ferrita afeta a distribuição da formação de vazios sob esforço uniaxial nas regiões adjacentes aos grãos de martensita, assim, a orientação cristalográfica e a heterogeneidade das fases martensita e ferrita contribuem para a ocorrência de uma fratura frágil em um aço bifásico durante a aplicação de um esforço de tração uniaxial.

Segundo Zareri et al (2016), o grande problema na avaliação das propriedades mecânicas de um aço dual phase é a fração volumétrica das duas fases. Segundo Pierman et al (2014), a fração volumétrica e a porcentagem de carbono das ilhas de martensita presentes em um aço dual phase estão diretamente relacionadas com o sistema de recozimento intercrítico onde coexistem ferrita e austenita em equilíbrio termodinâmico.

No que concerne à resistência a abrasão, muitos estudos apontam que ela aumenta com o aumento da fração de martensita. Porém, como a resistência à abrasão é uma propriedade dependente mais do par tribológico do que exclusivamente do material em análise, outros estudos apontam que uma pequena fração de ferrita pode aumentar a resistência à abrasão devido ao alojamento de tensão promovido por esta fase. Observa-se que a deformação causada nas duas fases leva a uma maior resistência a abrasão devido ao fenômeno do encruamento (ZAREI et al, 2016).

A dureza de um aço dual phase varia conforme a fração volumétrica e morfologia da martensita, estando também na dependência das condições de operação do material e da porcentagem de carbono no constituinte na martensita (XU et al, 2015). A resposta macroscópica destes materiais depende do comportamento mecânico de suas fases que podem causar comportamento não homogêneo em aços dual phase como, por exemplo, a forma e a orientação dos grãos, diferença na propriedade mecânica das fases e propriedades não homogêneas na matriz ferrítica (ZAREI;et al,2016).

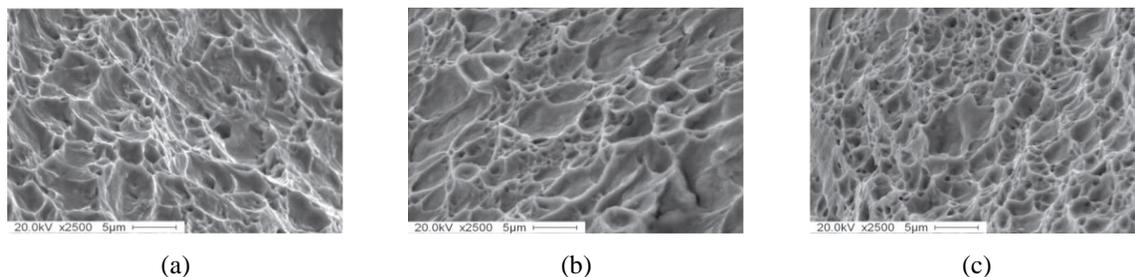
Magalhães (2015) estudou o efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no comportamento de dois aços dual phase originalmente das classes de resistência de 800 MPa (DP 800) e de 1000 MPa (DP100). No referido trabalho foi observado que o aumento da temperatura intercrítica aumentou a proporção de martensita do material, bem como os valores de dureza Vickers.

Wang et al (2013) buscaram avaliar o comportamento de dois aços dual phase, de classe de resistência mecânica 600 MPa (DP 600) e o da classe de resistência mecânica 800 MPa (DP

800). Nesse caso, foi observado que a baixas taxas de deformação, na região de ruptura há número maior de ondulações do que a altas taxas, indicando melhor plasticidade a baixas taxas de deformação. A imagem obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da região fraturada do DP800 a altas taxas de deformação, próximas às taxas aplicadas no DP600, mostra que no DP800 as ondulações apresentam maior profundidade e menor diâmetro em comparação com o DP600, indicando melhor distribuição de martensita. Na figura 05 estão expostos os resultados obtidos pelo autor no referido estudo, sendo referente ao DP 600 (a) em baixa taxa de deformação e (b) alta taxa de deformação, (c) representa a fratura a altas taxas de deformação no DP 800.

Kadhodapour apud Jafari (2015) observaram mediante avaliação quantitativa, que o início da falha nos aços dual phase em geral ocorre na região de fronteira entre grãos e que a principal fonte de ruptura é devido a presença de tensões localizadas. Por meio de da análise da distribuição de tensão no interior da microestrutura ferrita-martensita em um aço dual phase da classe de resistência de 1000 MPa, observou-se distribuição de tensão muito heterogênea dentro da microestrutura orientada a 45° na direção de deformação. A presença em um mesmo material de fases com propriedades mecânicas tão distintas pode provocar microtrincas, que acabam por acarretar em falhas severas no material (YAN et al, 2016).

Figura 5- Imagens obtidas via MEV da ruptura por esforço de tração uniaxial em baixa taxa de deformação.



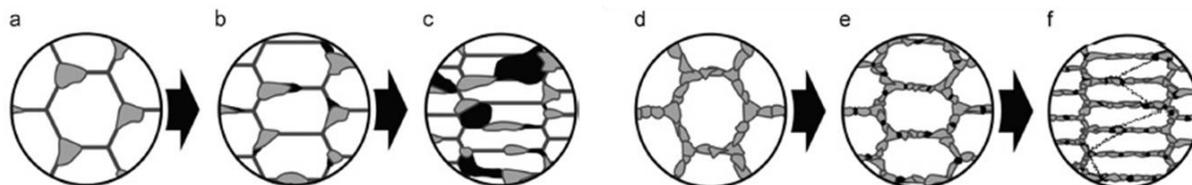
(a),DP600 alta taxa de deformação.(b), DP600, alta taxa de deformação.(c)DP 800, alta taxa de deformação
Fonte: WANG, 2013.

O estudo do cenário das falhas que ocorrem em um aço dual phase foi raramente discutido na literatura. Depois do início da formação de vazios, é muito importante prever como eles crescem e se unem a outros vazios levando à falha do componente. A primeira fase da falha em um aço dual phase se dá em uma região onde os vazios se formam em discontinuidades, culminando na

formação rápida de uma micro trinca. Como a martensita é muito dura, suas ilhas não se deformam muito bem, concentrando quase toda a deformação plástica na matriz ferrítica, gerando uma descontinuidade entre as fases. Essa diferença entre as fases ferrita e martensita leva à ocorrência de falha no material. (AYATOLLAHI et al, 2016; PARK et al, 2014). Segundo Ramazani et al (2014), diversas pesquisas apontam que o início de falhas em um aço dual phase ocorre no interior das ilhas de martensita e depois ocorre coalescência e propagação nos grãos de ferrita. A resistência à formação e propagação de trincas dependem do tamanho de grão do material.

Na figura 06 está resumido o efeito da distribuição da martensita no mecanismo de fratura de um aço dual phase. Quando os grãos de martensita estão dispostos como ilhas em uma matriz de ferrita, após uma deformação não uniforme acompanhada de uma tensão entre os dois constituintes, microvazios se formam na interface ferrita/martensita. Estes microvazios tendem a aumentar em tamanho. Quando eles se interconectam, ocorre a fratura dúctil. Por outro lado, quando os grãos de martensita formam uma cadeia estruturada em rede, a divisão de tensão entre a ferrita e a martensita é reduzida, levando a um retardo na formação de microvazios na matriz de ferrita e na interface ferrita/martensita. Como resultado, a junção dos grãos de martensita passa ser o local preferencial para a formação de microvazios, porém com taxa de crescimento relativamente lenta. Aumentando-se a tensão a qual o material é submetido, cresce a densidade de microvazios provocando a fratura do material com uma menor deformação na estrição pela propagação de fratura frágil ao longo da interface ferrita/martensita (PARK et al, 2014).

Figura 6- Representação esquemática do efeito da martensita na fratura de um aço dual phase.



(a) microvazios na interface entre as fases, (b) microvazios interligam-se (c)fratura dúctil, (d)Martensita interligada promovendo retardo na propagação dos vazios (e) aumento da quantidade de microvazios com aumento da tensão,(f)fratura frágil do material.

Fonte: PARK et al (2014).

3.2 Obtenção dos Aços Dual Phase

Segundo Tamarelli (2013) apud Magalhães (2015), os processos de fabricação se destacam como ponto fundamental de estudo no desenvolvimento de novos materiais. Devido à enorme demanda de aços avançados de alta resistência, uma grande porcentagem das pesquisas atuais se ocupa em aperfeiçoar os processos de fabricação dos referidos aços, diminuindo custos de produção e melhoria das propriedades mecânicas.

Aços bifásicos são geralmente fabricados por meio de aquecimento de aços de baixo carbono na faixa intercrítica de temperatura, produzindo assim microestrutura formada de ferrita e austenita, seguido por um resfriamento rápido para transformar a fase austenita em martensita. Os diferentes parâmetros de processamento dos aços dual phase impactam na microestrutura, logo nas propriedades destes aços. Alguns destes parâmetros são: tempo de recozimento intercrítico, as temperaturas de aquecimento e resfriamento, temperatura de deformação (para o caso do processamento termomecânico) e adição de elementos microligantes. Esses últimos mesmo em concentrações muito baixas facilitam a recristalização dos aços dual phase (GAHETI et al, 2016).

Aços bifásicos em geral são ligas constituídas predominantemente por baixo teor de carbono e manganês, podendo haver também, dentre outros elementos, pequenas adições de cromo, silício, molibidênio, vanádio e nióbio. Em comparação com os aços dual phase clássicos, os microlaminados de dupla camada apresentam, na presença de volumes elevados de martensita, alta resistência a tração (800 MPa - 1200 MPa) e alongamento adequado (22% - 15%) (ZANG, 2014). A tabela 01 apresenta a composição química percentual de alguns aços bifásicos comerciais.

Tabela 1- Composição química de alguns aços dual phase comerciais.

| | %C | %Si | %Mn | %P | %Cr | %Ni | %Al | %Co | %Nb | %Cu | %V |
|---------------|------|------|------|------|------|-------|------|-------|-------|-------|-------|
| DP600 | 0,13 | 0,2 | 1,5 | 0,01 | 0,02 | 0,039 | 0,04 | 0,019 | 0,015 | - | - |
| DP800 | 0,13 | 0,02 | 1,49 | 0,03 | 0,02 | 0,037 | 0,04 | 0,019 | 0,016 | 0,008 | 0,02 |
| DP1000 | 0,16 | 0,5 | 1,48 | 0,04 | 0,02 | 0,036 | 0,06 | 0,019 | 0,02 | 0,005 | 0,014 |

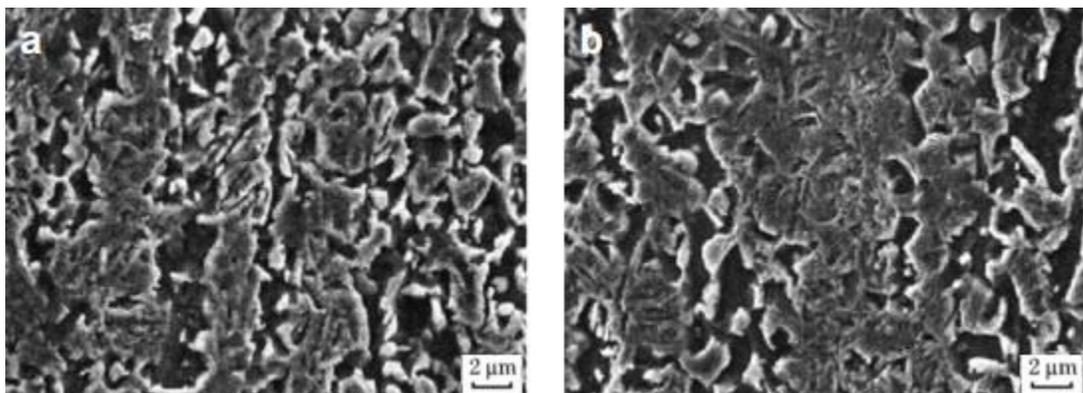
Fonte: WANG, (2013) (Adaptado)

O grande desafio na produção dos aços dual phase é conseguir um refinamento de grão combinado ao bom rendimento industrial. Estudos apontam a adição de elementos microligantes

como importante fator na modificação da microestrutura presentes nos aços dual phase. A adição de Mn em alto teor resulta na dispersão fina da martensita levando a melhorias nas propriedades mecânicas, maior resistência a tração e a uma boa ductilidade devido a esta dispersão fina. A presença de elementos como Mo, Nb, Ta e B leva a uma significativa melhoria nos aços dual phase acrescidos de Mn (MAZAHERI et al, 2014). Nb, Ti, V são elementos microligantes muito interessantes na produção de aços bifásicos, visto que mesmo em pequenas quantidades tem efeito significativo sobre a recristalização, o crescimento de grãos e a transformação de fase durante o recozimento intercrítico (KLASHAMI, 2016). Segundo Zhang et al (2016), o alumínio tem um grande efeito na formação de ferrita nos aços dual phase. Além de aumentar a estabilidade da ferrita alfa, expande a região da ferrita delta

Segundo. Han et al (2011) apud Martins (2015), a presença de molibdênio faz com que as ilhas de martensita em um aço dual phase se tornem mais interconectadas e de maiores dimensões quando comparado ao mesmo aço sem adição deste elemento. Em comparação com microestruturas de partículas alongadas finamente dispersas, microestruturas equiaxiais apresentam maior resistência mecânica e menor ductilidade. O fluxo plástico de ferrita é mais limitado em estruturas equiaxiais devido as partículas de martensita que atuam como uma rede contínua ao longo dos contornos de grão (PIERMAN et al, 2014). Na figura 07 é mostrada a microestrutura de um aço bifásico com e sem adição de molibdênio.

Figura 7- Aço bifásico 0,17%C-0,55%Cr-2,00%Mn.



(a): sem adição de molibdênio; (b): com adição de molibdênio.

Fonte: HAN et al,(2011) apud MARTINS (2015).

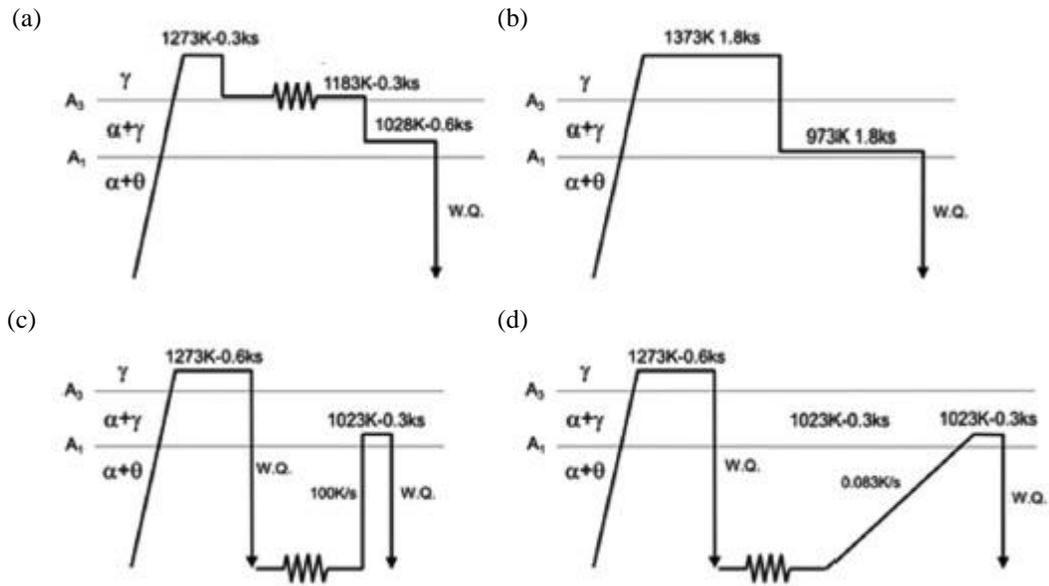
O teor um pouco maior de manganês atua na prevenção do crescimento do grão durante o tratamento intercrítico e no retardo na obtenção de perlita, elevando a temperabilidade do material. Além da elevação de dureza, cromo e silício suprimem a formação da perlita, promovendo a transformação martensítica. O silício além de estabilizar a fase ferrita, promove a precipitação de carbonetos que se alojam em seus contornos de grãos elevando a dureza deste constituinte, aumentando a resistência mecânica do material. O vanádio e o nióbio podem levar ao desenvolvimento de precipitados em escala nanométrica encontrados nos contornos de grão e no interior da ferrita. O molibdênio, assim como o vanádio elevam a temperabilidade da liga, facilitando a ocorrência da transformação martensítica (PAPA RAO et al, (2013); MAZAHERI, (2014); FONSECA et al, (2005) e MARTINS, (2015); ZHANG et al, 2016).

Park et al (2014) estudaram o efeito da distribuição de martensita sobre o endurecimento por deformação e os comportamentos de fratura dúctil em aço dual phase. Para tal, produziram um aço bifásico composto de Fe-0,15% C-0,003% Si-0,99% Mn. Pelo processo de fusão por indução observou-se que os grãos de ferrita são uniformemente formados abaixo da linha A3 do diagrama de ferro carbono, e a austenita remanescente transforma-se parcialmente em martensita após a têmpera (figura 08 (a) e (b)). Portanto, os grãos isolados de martensita são uniformemente distribuídos dentro da matriz de ferrita

Em contraste, se uma estrutura única martensítica é recozida a faixa de temperatura intercrítica após laminação a frio (figura 08 (c) e (d)), a martensita deformada nesta condição após ser aquecida recristaliza-se completamente na matriz ferrítica. Em seguida, a austenita nucleia nos limites de grão de ferrita, levando a formação de uma estrutura de rede. Este processo controla, além da distribuição de martensita, o tamanho de grão de ferrita por meio de alteração parâmetros tais como temperatura, taxa de aquecimento. 10 DP e 30 DP são respectivamente Aço dual phase com 10% e 30% de martensita em volume. (Park et al, 2014)

Segundo Krauss (2005), em meios de resfriamento menos bruscos, como óleo e ar, os percentuais de austenita retida são maiores na microestrutura de um aço dual phase. Não obstante, mesmo arrefecendo em água, estes aços ainda vão conter um percentual, mesmo que pequeno desta austenita, que é estável a temperatura ambiente. Segundo Colpaert (2008), em um aço de baixo carbono na formação da estrutura bifásica a austenita se transforma em martensita mediante resfriamento brusco, ocorrendo também presença de austenita retida formando o constituinte MA (martensita com austenita retida). O percentual de ambos os constituintes (MA e martensita), estão na dependência tanto da composição química do aço, quanto da taxa de resfriamento do mesmo.

Figura 8 - Diferentes vias de tratamento térmico para produção de aços dual phase



(a) e (b) austenitização e têmpera subsequente 10DP, 30DP respectivamente, (c) e (d) recozimento na faixa intercrítica de temperatura 10DP e 30DP respectivamente. γ , α e θ indicam austenite, ferrita e cementita, respectivamente.
 Fonte: PARK et al,(2014).

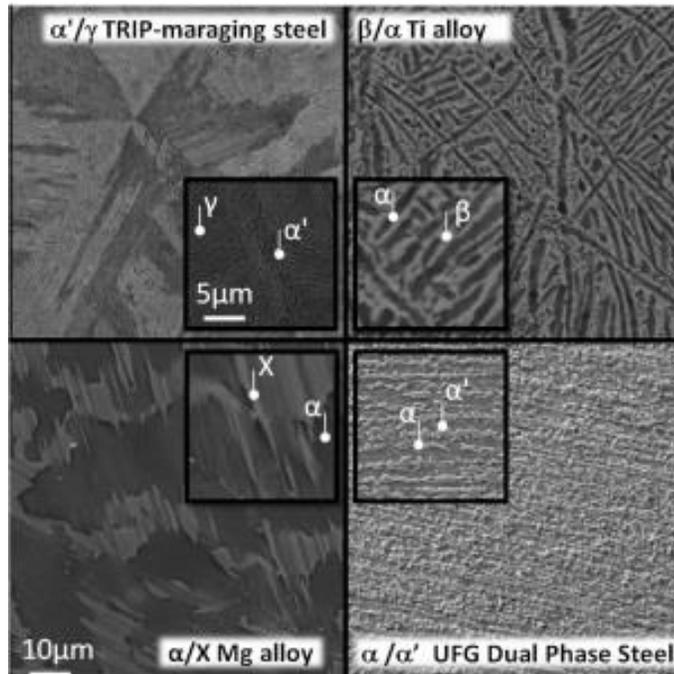
3.3 Aplicação de Aços Avançados na Indústria

Segundo Yan et al (2015), o impulso para a melhoria das propriedades dos materiais estruturais somando alta resistência e boa ductilidade levaram ao estudo e desenvolvimento de ligas complexas multifasicas e micro-nano-estruturas. Estas ligas apresentam complexidade estrutural contendo várias fases de diferentes composições, cristalografia, e morfologia, culminando em satisfatória resposta micromecânica com boa combinação entre ductilidade e resistência a tração. Segundo Jafari et al (2015), os aços dual phase são os mais importantes dentre os empregados atualmente na indústria automobilística. Alguns destes materiais são mostrados na figura 09. Estas ligas apresentam uma resposta micromecânica que permitem, com o ajuste da proporção entre suas fases, o controle da interação na interface entre fases distintas e da morfologia das mesmas, combinação ótimas de resistência e ductilidade.

O aumento da fração volumétrica e da dureza das ilhas de martensita. elevam a tensão de escoamento dos aços dual phase, quando estes parâmetros diminuem o alongamento deste aço

aumenta. Quando a dureza da martensita decai, a formação de falhas na interface entre as fases se dá devido a diminuição da deformação sofrida por ambas, elevando o alongamento localizado no material (PARK, 2014; PIERMAN et al, 2014).

Figura 9- Microestruturas bifásicas de algumas estruturas nanoestruturadas. Ligas: Aço TRIP, β/α ligas de titânio, α/X ligas de magnésio, e aço de dual phase α/α' de granulação ultrafina.



Fonte: YAN et al,(2015).

Além de proporcionar a eficiência do uso de combustível devido à baixa densidade, outras vantagens da utilização destes aços são alta resistência ao choque e à fadiga, bem como diminuição de custos de produção quando comparados a materiais de liga leve. Porém, a estampabilidade insatisfatória é ainda um empecilho na aplicabilidade dos mesmos, devido à separação da ferrita e da martensita durante o processamento mecânico (PAUL, et al, 2015). O uso de aços dual phase na produção de componentes estruturais automotores se dá a partir da combinação de sua boa ductilidade com uma relativamente elevada taxa de encruamento nos estágios iniciais de deformação plástica (MAGALHÃES, 2015). Por apresentar elevada resistência à fadiga e boa tenacidade, estes aços são adequados para a utilização em peças de segurança, como longarinas, travessas e reforços (MURARI, 2009). Neste contexto, na figura 09

foram mostradas algumas microestruturas de aços nanostruturados utilizados na indústria automobilística.

De acordo com o relatório da ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Concept Vehicle), onde os aços dual phase ocupam cerca de 70% de materiais de estudo no campo dos aços avançados, a estrutura de um automóvel poderia ser constituída em 85% dos aços avançados, o que representaria uma redução de 25% do peso total do veículo quando comparado aos modelos de base do mercado automobilístico (MAZAHERI, et al, 2014).

A análise de desempenho sob aplicação de cargas cíclicas possui importância primordial em materiais que são utilizados em elementos estruturais de veículos. No caso dos aços dual phase este estudo é indispensável, sobretudo devido a região de interface entre as fases existentes, e a grande diferença de propriedades mecânicas entre elas (PAUL et al, 2015) Em geral, a avaliação de danos causados por fadiga são analisados quantitativamente por meio de da medição da deterioração do material, e modificação em propriedades mecânicas, como dureza, resistência a tração, elasticidade e diminuição da seção transversal do material. (KIM, HOAM., 2015)

Segundo Silva (2004), na produção de componentes estruturais por meio de chapas de aços de alta resistência, para garantir bom custo benefício para as montadoras, alguns fatores devem ser bem observados, estudados e projetados. São eles a geometria da peça, utilização de ferramenta e equipamento adequados as especificidade destes aços, estampabilidade, processos de soldagem a serem utilizados e volume de produção.

Um importante parâmetro a ser compreendido é a soldabilidade dos aços dual phase. O processo de soldagem provoca uma redução da dureza, modificação no módulo de elasticidade e no encruamento na zona termicamente afetada, chamada na literatura de zona mole (BANDYOPADHYAY, 2014). Segundo Kim e Hoam (2016), as propriedades mecânicas da zona termicamente afetada em aços dual phase não depende apenas de fatores metalúrgicos, mas também são intensamente influenciados pelas condições de serviço, tais como ambiente e temperatura. Portanto, é essencial a avaliação de propriedades mecânicas como dureza, módulo de elasticidade e encruamento, assim como suas variações em ciclos de fadiga nas juntas soldadas destes aços. Segundo Silva (2004), o processo de solda não é exatamente uma restrição à aplicação em aços de alta resistência, ainda assim, deve-se avaliar a perda de dureza e resistência mecânica na zona termicamente afetada o aumento da dureza e o comportamento em fadiga das

regiões soldadas. Estudos sugerem que a solda a laser seja o processo mais adequado para aços altamente ligados.

3.4 Penetração Instrumentada

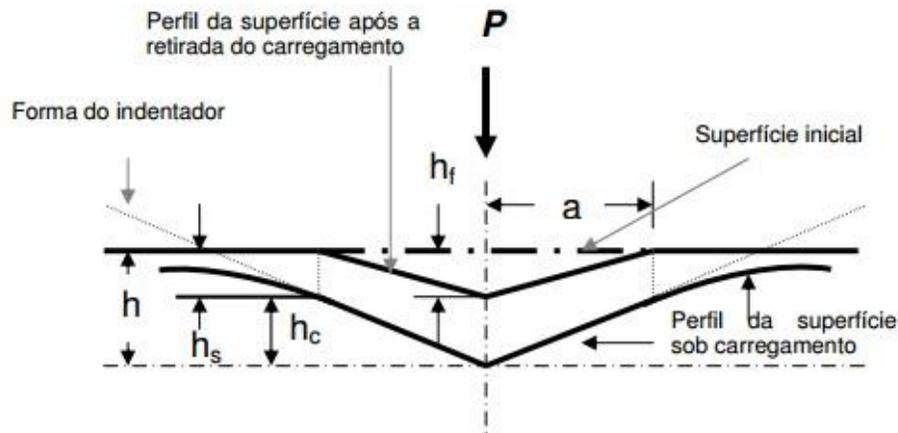
Os testes de nanoindentação e ultramicrodureza (penetração instrumentada) são técnicas que utilizam a profundidade de penetração registrada de uma indentação na superfície de um material juntamente com a carga aplicada medida para determinar a área de contato entre o indentador e a peça. Nanoindentação é uma técnica muito versátil, além da dureza, este ensaio pode auxiliar na determinação de outras propriedades mecânicas do material, tais como módulo de elasticidade, índice de resistência a fratura, resistência ao estresse residual. Devido à sua magnitude de carga, é ideal para avaliar as propriedades mecânicas de superfícies modificadas e interface de fases de um material metálico, filmes finos e revestimentos (CRIPPS, 2005; MICHÉL, 2005).

O ensaio de penetração instrumentada consiste em fazer penetrar um indentador de ponta de diamante no material, controlando e registrando a carga e a profundidade de penetração. Os dados obtidos são lançados em um diagrama de força *versus* deslocamento, descrevendo uma curva de carga *versus* descarga. Essas curvas fornecem as informações sobre um determinado ensaio servindo para caracterizar as amostras no que concerne a propriedades plásticas e elásticas em cargas e profundidades muito reduzidas (MICHÉL, 2005).

Vários tipos de penetradores podem ser utilizados. Porém os mais usados são os piramidais. Em testes de indentações em revestimentos, os penetradores pontiagudos são preferidos, pois eles permitem que as propriedades de revestimentos bem finos sejam medidas (MICHÉL, 2005).

Conforme a figura 11, o material é penetrado em sua superfície com um indentador de ponta de diamante carregado com uma força P , resultando numa profundidade de indentação. Nesta região ocorrem deformações plásticas e elásticas. Após o descarregamento, ocorre um retorno elástico, porém permanece no material a deformação plástica gerada pelo processo. Por meio de desta deformação plástica remanescente e feita a medida de dureza no material em estudo (MICHÉL, 2005).

Figura 10 - Esquema de um processo de nanoindentação a interpretação gráfica da profundidade do contato entre penetrador e a peça.



Fonte: MICHÉL, 2005.

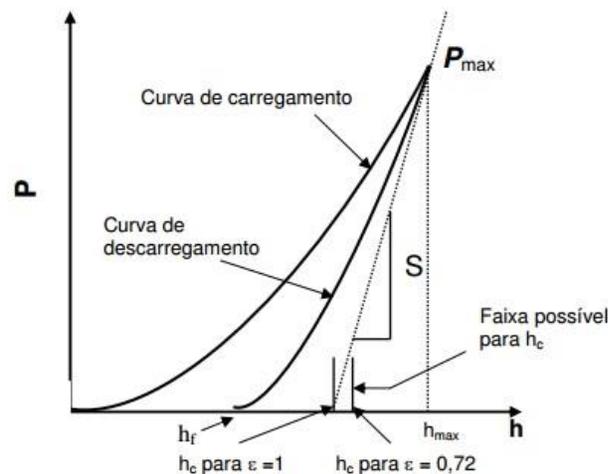
Na Figura 12 é mostrada uma curva típica de um experimento de nanoindentação consistente em um único ciclo de carregamento e descarregamento. Quando o material é carregado a uma carga máxima P_{\max} , a profundidade da indentação aumenta até um valor máximo h_{\max} . A medida que a carga vai sendo aliviada, uma curva é registrada até o final do descarregamento. A profundidade final não será zero, mas um valor finito h_f , devido a deformação plástica do material durante a indentação.

Muito embora a nanoindentação seja um eficaz e conveniente método de determinação de propriedades mecânicas de materiais, na maioria dos casos, necessita-se avaliação várias fontes de erros antes de contabilizar valores finais de dureza e módulo de elasticidade do material. Três das correções mais comuns a serem feitas e mais necessárias são penetração inicial, a tendência estrutural do material e a função da área de indentação. Há também alguns problemas referentes às características do material ensaiado, porém muito mais difíceis de corrigir, dentre eles destaca-se acúmulo de material na lateral da indentação e os efeitos do tamanho da mesma. O método de ensaio por nanodureza baseia-se numa análise da resposta carga-deslocamento que é supostamente elástica, mesmo se o contato for elástico-plástico, neste teste, parte-se do princípio que há independência do tempo de indentação (CRIPPS, 2004; CRIPPS, 2005).

Muitos materiais, no entanto, têm um comportamento dependente do tempo ao serem colocados sob carga e, resultando em dificuldades de gerar dados reais sobre as propriedades do

material. Existem duas abordagens básicas para gerir comportamentos dependentes do tempo. Aplicação de uma força ou deslocamento, onde a função de transferência entre a carga e o deslocamento fornece um método de cálculo do módulo de armazenamento do material e a outra abordagem é a aplicação de uma carga de passo ou deslocamento e subsequente medição da profundidade ou força como uma função do tempo, onde estes dados são utilizados para calcular as propriedades mecânicas do material (CRIPPS, 2004;CRIPPS 2005).

Figura 12 - Esquema de curva típica de carga (P) versus profundidade de penetração (h), e as interpretações gráficas. S indica a rigidez do material.



Fonte: MICHÉL (2005).

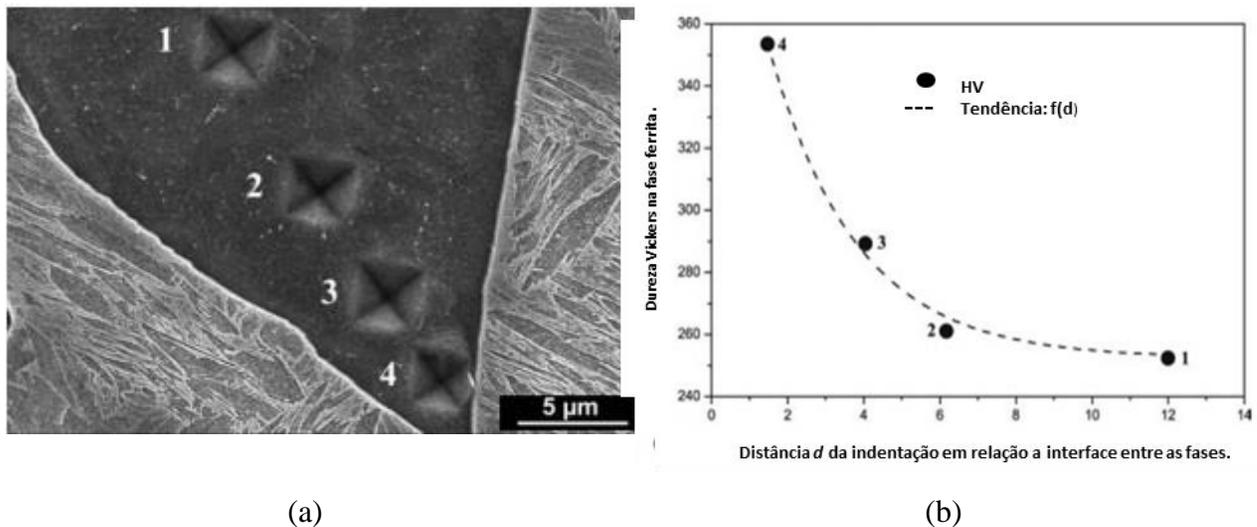
Pierman et al (2014) estudaram a influência da microestrutura e da composição no comportamento plástico de um aço dual phase. No mencionado estudo, a penetração instrumentada foi empregada para avaliar o endurecimento local das fases em função da distância entre os limites de grão. Por meio deste ensaio observou-se que com o aumento de partículas duras na martensita, a quantidade necessária de deslocamentos resultantes da transformação martensítica aumenta. Estes deslocamentos se localizam preferencialmente na interface entre os grãos de ferrita e martensita, e que o aumento do teor de carbono provoca o endurecimento do constituinte martensita.

Tripouridis et al (2011) avaliaram a resistência mecânica no centro dos grãos de ferrita e na interface com ilhas de martensita de um aço dual phase de composição química 0,1% de C, 1,5%

de Mn e 0,15% de Si, observaram que os valores médios de dureza da fase ferrítica depende diretamente da fase martensita. A medida que se aproxima da interface dessas fases, os valores médios de dureza da ferrita aumentam em detrimento do acúmulo de discordâncias na fase ferrita. Para tal, utilizaram uma carga de 20 mN e buscaram realizar o ensaio em grãos de ferrita de diferentes tamanho, respeitando assim a heterogeneidade característica do material em estudo. . na figura 12 (a) é exibido a morfologia da indentação, onde pode ser observado a diminuição das diagonais geradas pelo penetrador Vickers causada pelo aumento da dureza da fase. A figura 12 (b) expõe o gráfico referente aos valores de dureza registrados pelo equipamento quando na realização do ensaio.

Silva (2017) observou que mesmo utilizando um mesmo valor de carga máxima (30mN) na avaliação das propriedades mecânicas dos constituintes de um aço dual phase 0,121% de C, 0,499%Si, 1,58%Mn, 0,0108%P, 0,001%Mo, 0,0207%Cr, 0,0306%Ni, 0,0065%V, 0,0022%Ti, que profundidade de penetração varia com a região do ensaio. Nos gráficos da figura 13 são mostradas as curvas de carga/descarga *versus* profundidade de penetração referentes a diferentes regiões indentadas do material estudado, tratados termicamente por recozimento intercrítico direto a 740°C e com tempos de encharque diferentes.

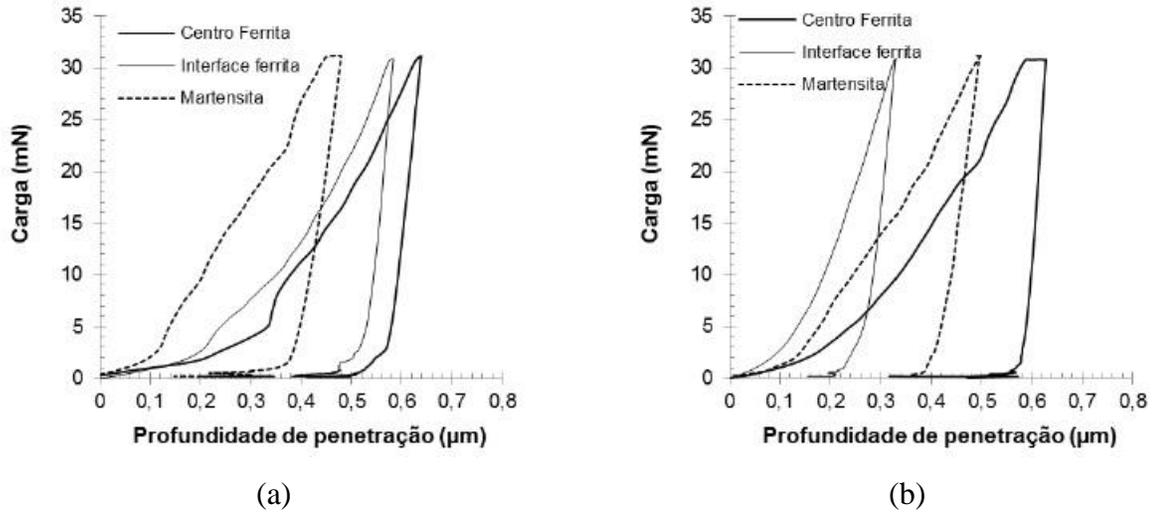
Figura 11- Relação entre valores de dureza e posição da indetação.



(a)MEV da região indentada,(a)curva dos valores de dureza Vickers *versus* distancia entre endentação e interface dos constituintes.

Fonte: TRIPOURIDIS et al (2011)

Figura 12- Curvas de carregamento/descarregamento versus profundidade de penetração para um aço dual phase tratado termicamente por recozimento intercrítico direto a 740°.



(a)tempo de encharque de 2min, (b)tempo de encharque de 30min.
Fonte: SILVA (2017)

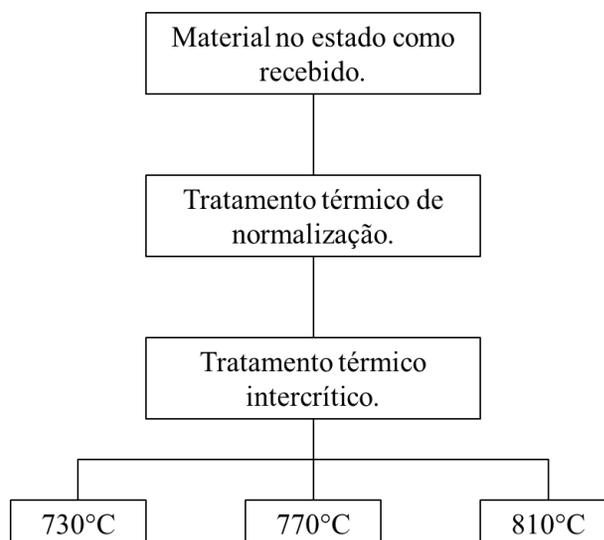
4.MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Características Gerais do Trabalho Desenvolvido

O presente trabalho constituiu na análise da influência de diferentes temperaturas de recozimento intercrítico na microestrutura e na dureza dos constituintes de dois aços (originalmente dual phase) tratados termicamente por meio de microscopia óptica e da técnica de penetração instrumentada. Os corpos de prova utilizados fizeram parte da dissertação de mestrado desenvolvido anteriormente pelo grupo de pesquisa, assim, o procedimento deste trabalho de conclusão de curso envolveu, além dos ensaios de ultramicro dureza, reparação metalográfica das amostras e análise das microestruturas.

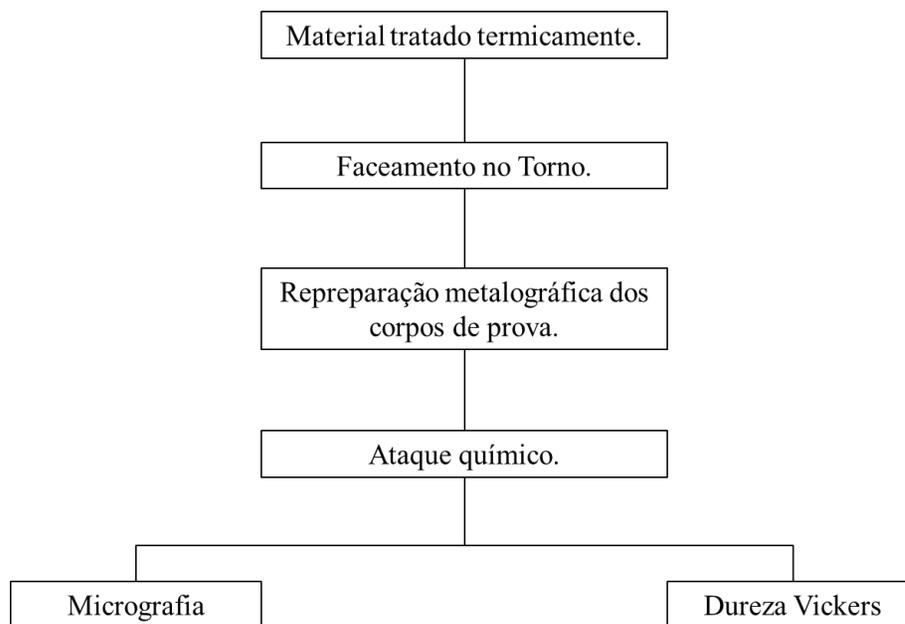
Os materiais recebidos a partir do estado inicial passaram por tratamento térmico de normalização, seguido por aquecimento em banho de sal, nas temperaturas intercríticas de 730°C, 770°C e 810°C, resfriado posteriormente em água (MAGALHÃES, 2015). O fluxograma da figura 14 contempla as etapas de processamento térmicos as quais o material foi submetido, e na figura 15 é apresentada de forma sintética a metodologia adotada no presente trabalho..

Figura 13- Fluxograma dos processamento térmico do material partindo do estado inicial como recebido.



Fonte: Magalhães, 2005 (adaptado)

Figura 14– Fluxograma das etapas de desenvolvimento do trabalho.



Fonte: Próprio autor.

4.2. Materiais

Como objetivo de pesquisa foram usadas chapas de dois aços dual phase, da categoria de resistência a tração de 1000 MPa e de 800 MPa, de espessura 1,80 mm e 2,00 mm respectivamente. As composições químicas são exibidas nas tabelas 02 e 03.

Tabela 2- Composição química (% peso) do aço DP800.

| Elemento | Teor (%) | Elemento | Teor(%) | Elemento | Teor(%) |
|-----------------|-----------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|
| Fe | 97,5% | Mo | 0,14% | Al | 0,0418% |
| C | 0,117% | V | 0,012% | P | 0,0137% |
| Mn | 1,92% | Ni | 0,0037% | Nb | 0,0107% |
| Si | 0,0269% | Ti | 0,0002% | Cu | 0,0138% |
| Cr | 0,0158% | B | <0,0004% | W | 0,01% |

Fonte: Magalhães (2015)(Adaptado).

Uma vez submetidos a processamentos térmicos, os aços dual phase adquiriram microestrutura e propriedades mecânicas diferentes as do material no estado inicial. Para evitar falhas de interpretação, erro de conceito e facilitar a organização deste trabalho o aço DP1000 e o

DP800, após o processamento térmico, neste trabalho foram nomeados de aço A e aço B respectivamente.

Tabela 3- Composição química (% peso) do aço DP1000.

| Elemento | Teor(%) | Elemento | Teor(%) | Elemento | Teor(%) |
|-----------------|----------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|
| Fe | 97,4% | Mo | 0,001% | Al | 0,0529% |
| C | 0,121% | V | 0,0065% | P | 0,0108% |
| Mn | 1,58% | Ni | 0,0306% | Nb | 0,0138% |
| Si | 0,0269% | Ti | 0,0022% | Cu | 0,009% |
| Cr | 0,0207% | B | <0,004% | W | 0,01% |

Fonte: Magalhães (2015)(Adaptado).

4.3. Repreparação das Amostras e Caracterização Microestrutural

Para atender as especificações técnicas do equipamento de penetração instrumentada Shimadzu, modelo DUH – 211S, os corpos de prova já embutidos passaram pelo processo de faceamento no torno até chegarem a espessuras entre 6 mm e 8 mm.

Todas as amostras foram lixadas nas lixas com lixas #400 e #600. Após o lixamento, as peças foram polidas com pasta de diamante de 9µm e 3µm. As amostras foram divididas em dois grupos de seis, um destes grupos foi submetido a ataque químico com Nital 3%, a fim de revelar o constituinte ferrita (tonalidade clara), a outra metade foi submetida a ataque químico com o reagente Le pera modificado, a fim de revelar o constituinte martensita ou MA (tonalidade clara) (Vander Vort, 1999). A caracterização microestrutural foi realizada por meio do uso de um microscópio óptico maraca Fortel com sistema de digitalização Kontrol. As composições químicas de ambos os reagentes são mostradas na tabela 4

Tabela 4- Composição química dos reagentes utilizados nas caracterização dos aços.

| Reagente | Composição | Solução |
|-----------------|--|---------------------|
| Nital | Ácido Nítrico - 3% | Alcoólica |
| Le pera | Metabissulfito de sódio - 1% Ácido pícrico - 4% | Aquosa Alcoólica |

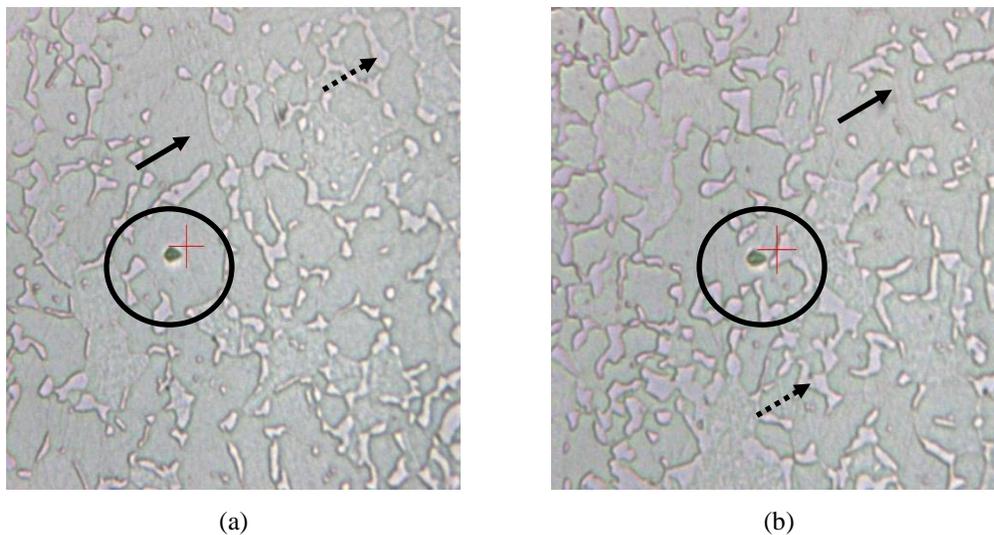
Fonte: Vander Vort (1999) (Adaptado)

4.4. Caracterização Mecânica dos Materiais por Meio do Ensaio de Penetração Instrumentada

A caracterização mecânica do material feita por meio de do equipamento de penetração instrumentada, Shimadzu, modelo DUH – 211S, com penetrador Vickers. Realizou-se doze indentações em cada amostra atacada com Nital 3%, sendo seis no centro dos grãos de ferrita e outras seis nas proximidades dos grãos de ferrita e martensita. Uma vez que é o constituinte martensita que causa o endurecimento da ferrita e não o contrário, nas amostras atacadas com Lepera modificado foram realizadas apenas seis indentações em cada uma das amostras a fim de estabelecer os valores médios de dureza deste constituinte em cada uma das condições citadas.

Para todas as amostras, a carga aplicada foi de 10 gf, com o tempo de carregamento de descarregamento de 5 s cada. Após cada indentação, realizou-se a medida dos valores de dureza por meio de do software DUH-21. Após do acúmulo dos dados, executou-se o cálculo dos valores de dureza média, com seus respectivos desvios padrões para cada uma das condições. Na figura são mostrados como exemplos resultados/indentações em diferentes regiões de grãos de ferrita do aço A atacado com Nital 3%. Nesse caso, ferrita e martensita estão indicadas nas imagens por setas contínua e tracejada, respectivamente

Figura 15– Diferentes regiões indentadas do aço A



(a) Centro da ferrita, (b) Próximo a interface ferrita-martensita,.

Fonte: Próprio autor.

5.RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Microestrutural

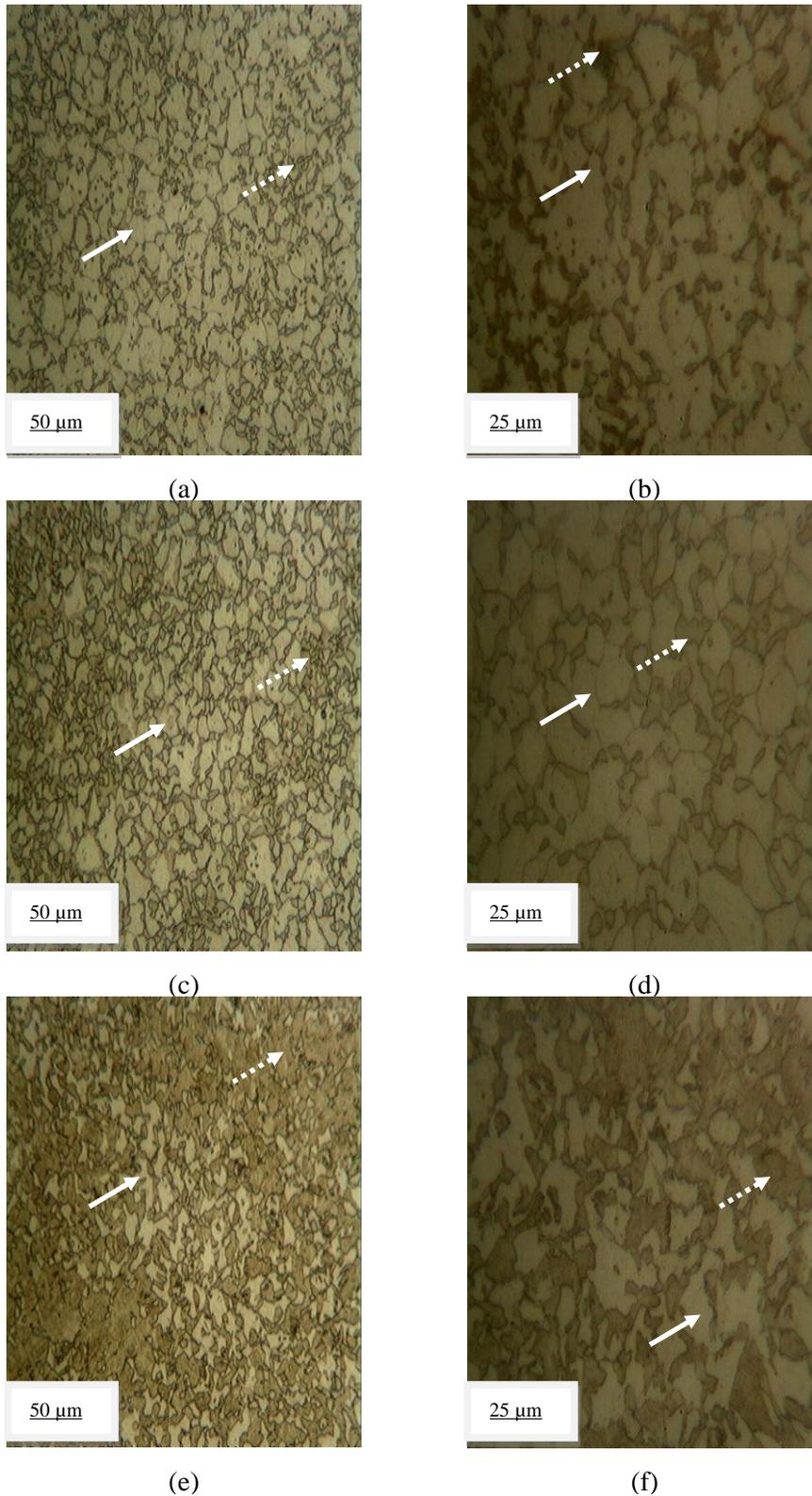
As imagens obtidas por microscopia óptica do aço A nas três condições de tratamento térmico são mostrados na figura 17, onde observa-se microestrutura composta basicamente por ferrita e constituinte MA (martensita com austenita retida), indicadas pelas setas contínua e tracejada respectivamente. Nota-se qualitativamente uma maior quantidade do constituinte MA com a elevação da temperatura de recozimento intercrítico. Sobretudo para as amostras tratadas a 730°C, a martensita está distribuída em forma de ilhas, a 810° sua estrutura ao longo do material aparece de forma contínua e interligada. A 770°C observa-se qualitativamente algumas porções de martensita interligada, porém ainda de maneira ínfima, conservando assim sua distribuição majoritária em forma de ilhas.

Quando se compara a morfologia da martensita entre a menor e a maior temperatura de tratamento térmico, é possível identificar acentuada mudança. A 730°C, este constituinte possui uma forma mais abalada, já a 810°C sua morfologia apresenta geometria mais pontiaguda. Comparando as figuras 17 (c) e 17 (f) percebe-se que a 770°C, muito embora já ocorra uma mudança na morfologia do constituinte martensita, ela é pouco significativa a aquela visualizada a 730°C.

As imagens obtidas por meio de microscopia óptica do aço B (figura 18) também indicam presença dos constituintes ferrita e MA. Nota-se também que com a progressão da temperatura, a porção martensítica do material torna-se mais coesa e interligada. Assim como o observado para o aço A, no aço B infere-se também mudança morfológica da menor para a maior temperatura, de uma estrutura mais arredondada para uma outra mais pontiaguda, bem como visualmente uma maior porção de MA. Ferrita e MA nesse caso também estão indicados por uma seta contínua e por outra tracejada respectivamente.

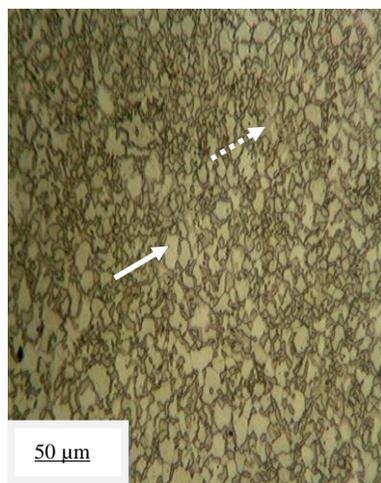
Para ambos os aços também é possível notar uma diminuição acentuada no tamanho dos grãos de ferrita, e um aumento no tamanho das ilhas de martensita. Esta ocorrência já era esperada, uma vez que na elevação da temperatura de recozimento intercrítico o constituinte martensita aumenta em proporção em detrimento da fase ferrita. Segundo Zhang et al (2015) essa expansão volumétrica está de acordo com a regra da alavanca, onde temperaturas maiores promovem maior formação de austenita que, ao sofrerem resfriamento brusco, se transforma em martensita ou MA.

Figura 16– Micrografias do aço A, em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico.

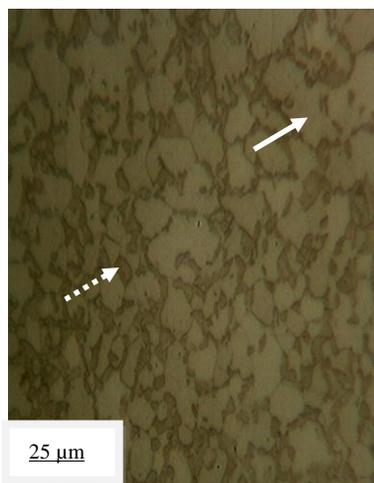


(a), (b) 730°C, (c), (d) 770°C, (e), (f) 810°C.
Fonte: Próprio autor

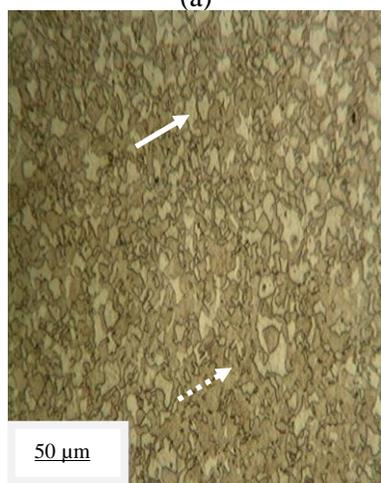
Figura 17– Micrografias do aço B, em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico.



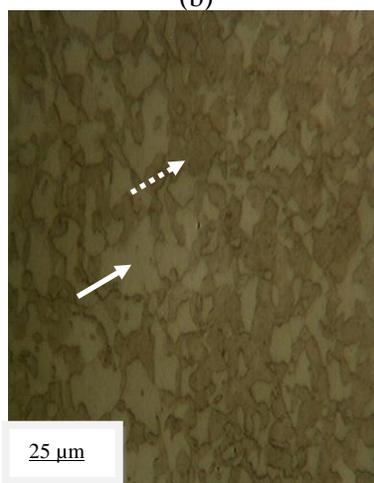
(a)



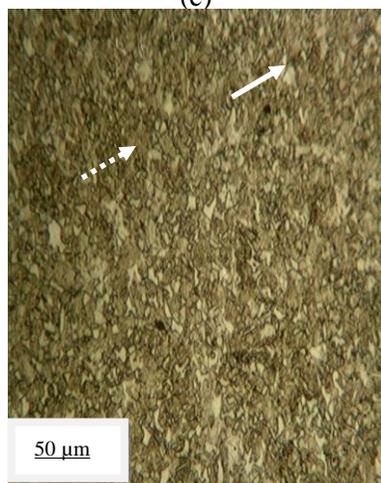
(b)



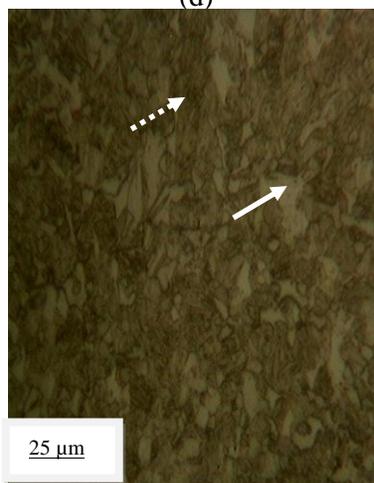
(c)



(d)



(e)

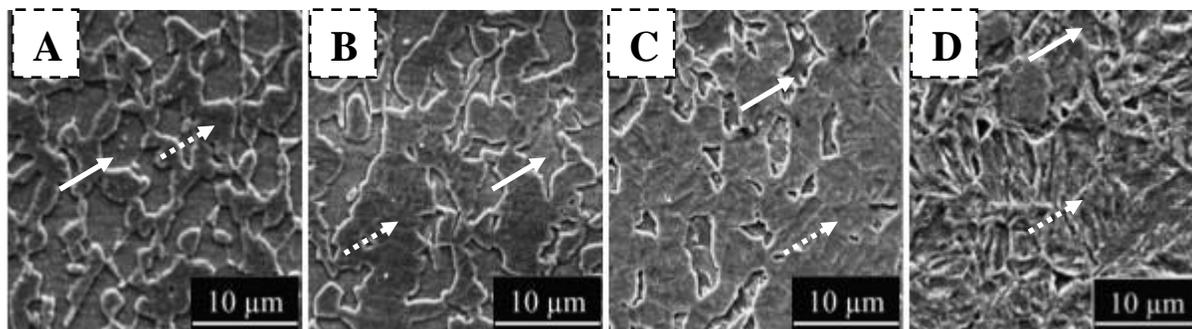


(f)

(a), (b) 730°C, (c), (d) 770°C, (e), (f) 810°C.
Fonte: Próprio autor

Os resultados obtidos estão em conformidade com a literatura. Mazaheri et al (2014) ao estudar uma nova rota de desenvolvimento para aços bifásicos de alta resistência constataram aumento da fração volumétrica destacada entre a menor e a maior temperatura de recozimento intercrítico, bem como o progresso desta elevação de fração volumétrica a temperaturas intermediárias a estas. Para tal, aplicou a um aço dual phase 0,17%C, 1,15%Mn, 0,95%Cr, recozimento intercrítico a 770°C, 790°C, 810°C e 830°C. Concomitante, observou gradual diminuição dimensional nos grãos de ferrita, passando de 2,25 µm a 770° para 1,42 µm a 830°C, bem como a progressiva mudança da morfologia e distribuição da porção martensítica que passou de uma estrutura dispersa em ilhas com forma arredondada para uma espécie de rede interligada e uniforme com formato mais angular e grosseiro. Os resultados obtidos pelos autores, a partir de MEV, estão expostos na figura 19, onde a fase ferrita é indicada por uma seta contínua e o constituinte MA por uma seta tracejada.

Figura 18– Imagens obtidas por MEV de um aço DP 0,17%C-1,15%Mn-0,95%Cr após recozimento intercrítico em diferentes temperaturas.

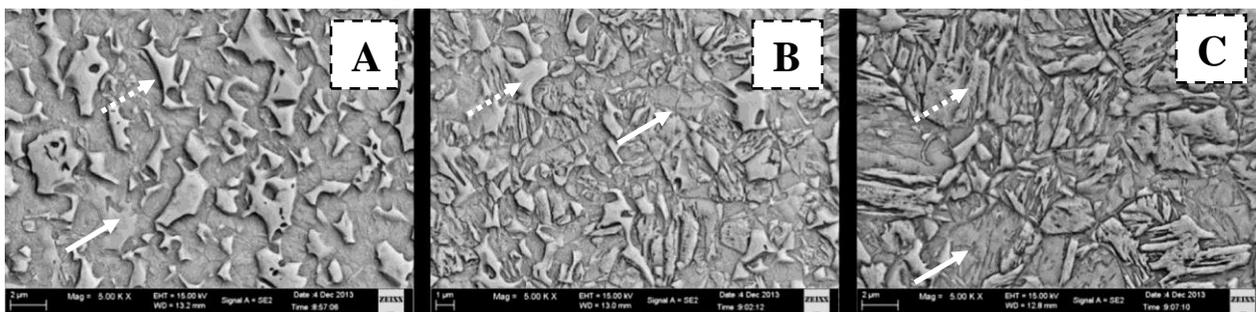


(a)770°C, (b) 790°C, (c) 810°C e (d) 830°C.
Fonte: MAZAHERI et al., (2014)(Adaptado).

Zhao et al (2014) estudaram um aço dual phase de composto de 0,16%C, 1,38%Si, 3,20%Mn, 0,008%P e 0,004%S recozido na faixa intercrítica de temperatura a 780°C, 800°C e 820°C e observaram também o aumento da fração volumétrica de martensita com o acréscimo da temperatura. Juntamente com a com o aumento na proporção da martensita verificaram que o tamanho médio dos grãos desta fase passaram de 0,9µm a 780°C, para 1,2µm a 800°C e finalmente chegando a 2,8 µm a 810°C. Por fim, foi observado que nas amostras tratadas termicamente a 800°C e 810°C há a presença de carbonetos, que ocorre devido ao

envelhecimento da martensita durante o reaquecimento. Na figura 20 são exibidas a morfologia e os resultados obtidas via MEV pelos autores, permitindo a visualização da dispersão progressiva da fase martensita em detrimento da diminuição dos grãos de ferrita, bem como suas diferenças morfológicas também geradas pela variação de temperatura. São representados por uma seta contínua e por outra tracejada, ferrita e MA respectivamente. Ainda a figura 21 obtida mediante microscopia eletrônica de transmissão (MET) possibilita visualizar de uma maneira mais pontual a morfologia da martensita, em forma de “ripas”, e também a presença dos carbonetos precipitados nos contornos destas ripas, além das linhas de discordâncias presentes na ferrita, que como já explicado anteriormente são causadas pela expansão volumétrica da martensita durante a transformação levando ao endurecimento desta mesma ferrita.

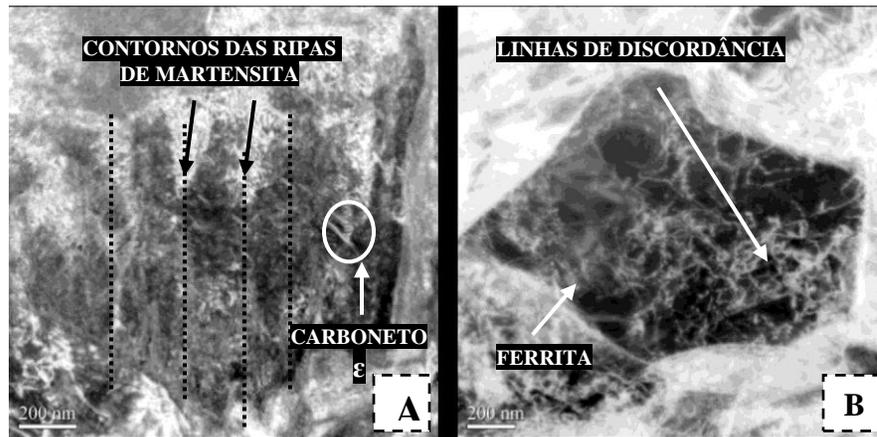
Figura 19– Imagens obtidas por MEV de um aço DP 0,16%C, 1,38%Si, 3,20%Mn, 0,008%P e 0,004%S após recozimento intercrítico em diferentes temperaturas.



(a)780°C,(b)800°C,(c)820°C
Fonte:Zhao et al (2014) (Adaptado)

Comparando de forma qualitativa as micrografias obtidas a 810°C de ambos os aços, nota-se que o aço B apresenta uma maior porção do constituinte MA do que o aço A. Além de estar relacionado ao teor de carbono mais elevado (Tabelas 2 e 3), que leva a um maior volume de austenita no aumento da temperatura intercrítica, este fenômeno está provavelmente ligado à presença de Mn em maior quantidade no aço B, conforme exibido nas tabelas 2 e 3. Segundo Mazaheri, et al (2014), o manganês é um elemento estabilizador da fase martensita, uma vez que previne o crescimento de grãos durante a exposição a temperatura intercrítica, aumentando assim a temperabilidade do material. A presença deste elemento em teores mais elevados faz com que o constituinte MA se condicione em forma de rede fina e interconectada ao longo da matriz ferrítica.

Figura 20– Imagens obtidas por MEV de um aço DP 0,16%C, 1,38%Si, 3,20%Mn, 0,008%P e 0,004%S após recozimento intercrítico em diferentes temperaturas.



(a) contornos das ripas de martensita com a presença de carboneto ϵ , (b) acúmulo de discordâncias no interior dos grãos de ferrita.

Fonte: Zhao et al (2014) (Adaptado).

5.2 Análise da Dureza

Com o objetivo de avaliar o efeito do processamento térmico sobre a dureza dos constituintes dos aços dual phase originalmente das classes de resistência mecânica de 1000 MPa e 800 MPa, foram construídos gráficos de dureza Vickers (HV) média *versus* região indentada para cada uma das condições de tratamento térmico, com seus respectivos desvios padrões. FC, FI e M são região central dos grãos de ferrita, regiões próximas à interface ferrita/martensita e martensita respectivamente.

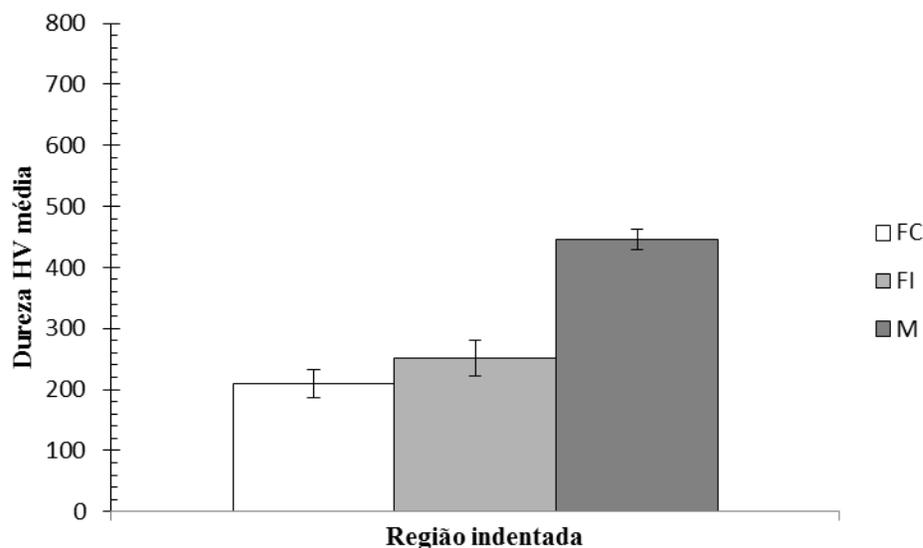
A princípio, espera-se que o aumento da temperatura de recozimento intercrítico favorece a austenitização. No resfriamento esse grande volume de austenita formada no tratamento térmico é transformado em constituinte MA (martensita e austenita retida). Com o incremento da temperatura de recozimento intercrítico ocorre um aumento da fração volumétrica de martensita em detrimento da fase ferrita (figuras 17 e 18), fazendo com que a região propensa à elevada densidade de discordâncias tome maior parte do grão já que este possui agora menor volume, culminando em um aumento progressivo da dureza média em todas as regiões ferríticas. Em conjunto, uma diminuição considerável na dureza média de martensita é verificada, já que essa possui menor porcentagem de carbono a temperaturas mais acentuadas, estando assim menos dura que quando comparada a martensita formada a menores temperaturas de recozimento intercrítico.

Nas figuras 22 a 27 estão exibidos os valores médios de dureza dos aços A e B em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico e em diferentes regiões de análise. Observa-se que para todas as condições, tanto o aço A quanto o aço B apresentaram diferenças nos valores médios de dureza entre as fases ferita e martensita, sendo os da segunda fase mais acentuados, assim como esperado devido a suas características estruturais.

Para uma mesma temperatura, a dureza na região central dos grãos de ferrita é inferior a dureza na interfase com os grãos de martensita. Este fenômeno está associado com o acúmulo de discordâncias nessa região, causados pela expansão volumétrica das ilhas de martensita. Segundo Mazaheri et al (2014), há também uma correlação com a presença de silício na composição química destes aços (Tabela 2 e 3), uma vez que este elemento provoca a precipitação de carbonetos no aquecimento, deposita-se nos contornos de grão da fase ferrita, provocando seu endurecimento. Segundo Asadi et al (2012), a matriz ferrítica é responsável pelo acúmulo da deformação em um aço dual phase.

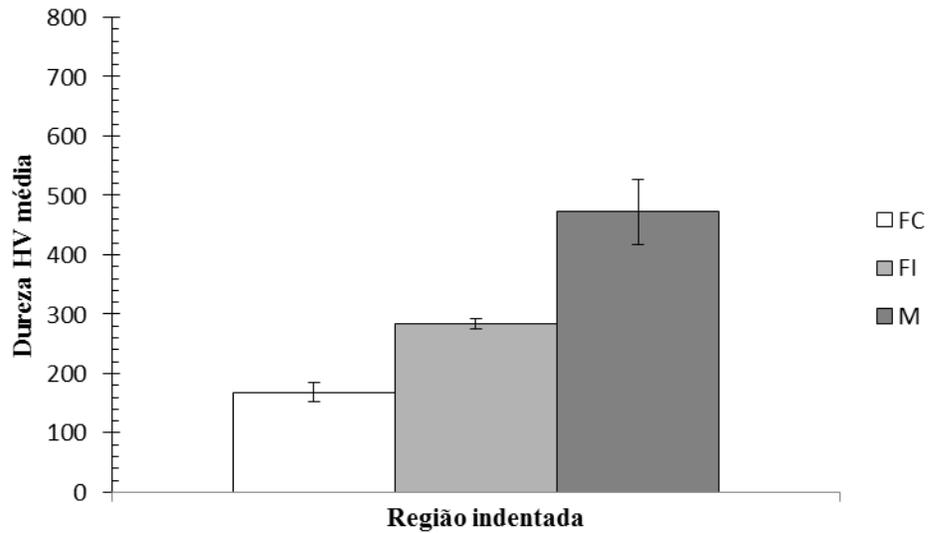
No endurecimento da ferrita em um aço dual phase, o aumento da resistência desta fase varia de acordo com o desenvolvimento de sua formação na estrutura ferrítica-martensítica. Nota-se maior concentração de carbono na interface entre os constituintes ferrita e MA quando comparados com as regiões internas dos grãos de ferrita (FEREIDUNI e BANADKOUKI, 2014).

Figura 21– Dureza HV média das fases do aço A tratado termicamente a temperatura intercrítica a 730°.



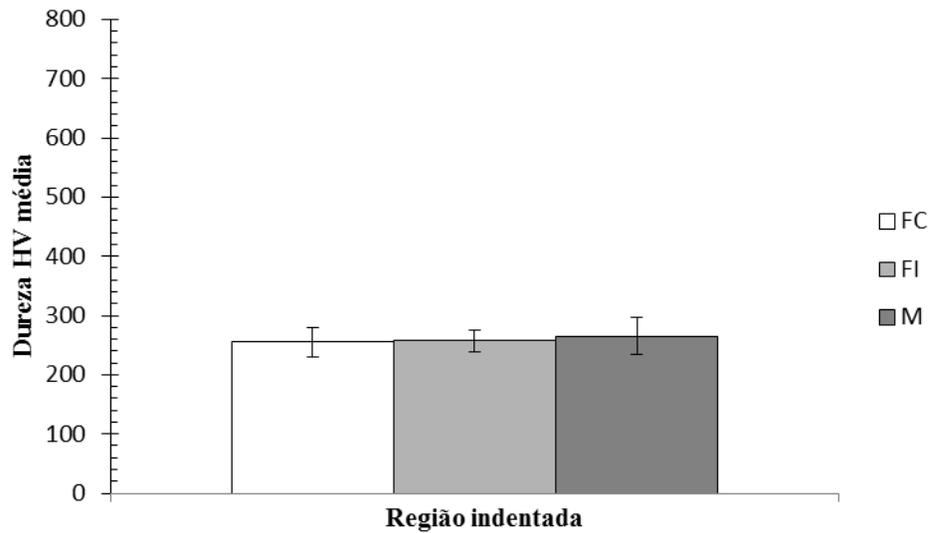
Fonte: Próprio autor.

Figura 22– Dureza HV média das fases do aço A tratado termicamente a temperatura intercrítica a 770°.



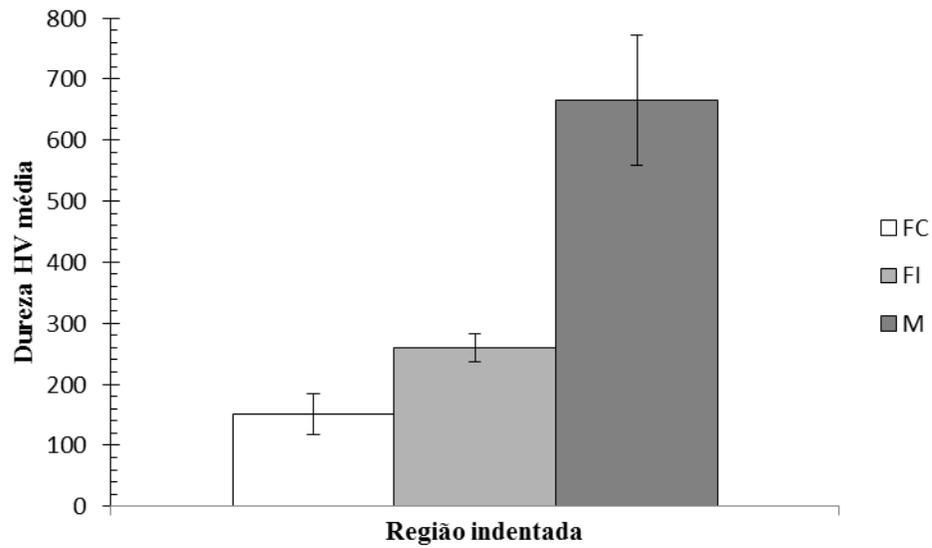
Fonte: Próprio autor.

Figura 23– Dureza HV média das fases do aço A tratado termicamente a temperatura intercrítica a 810°.



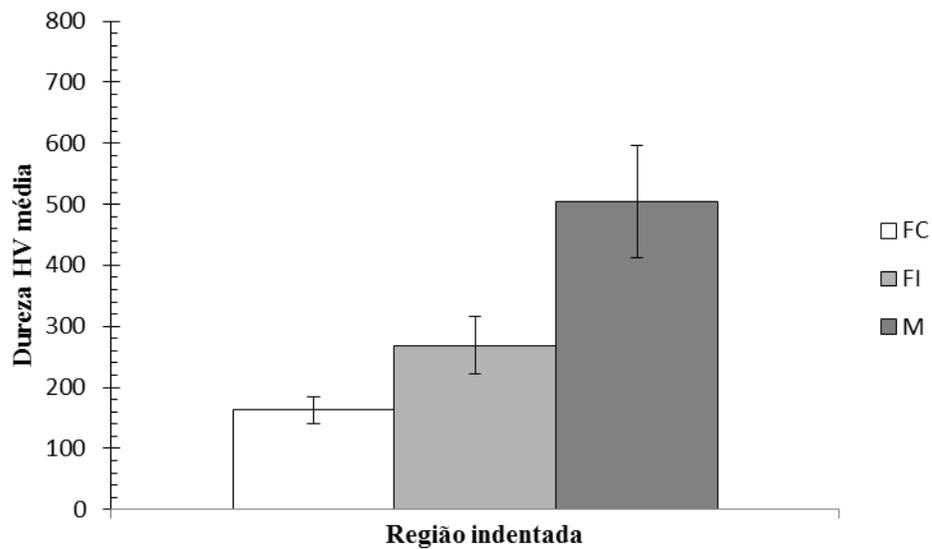
Fonte: Próprio autor.

Figura 24– Dureza HV média das fases do aço B tratado termicamente a temperatura intercrítica a 730°.



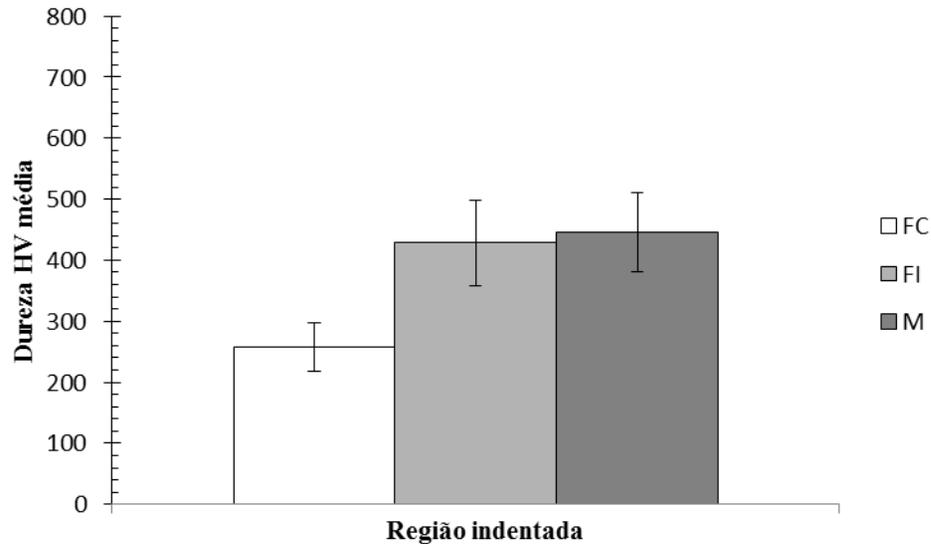
Fonte: Próprio autor.

Figura 25– Dureza HV média das fases do aço B tratado termicamente a temperatura intercrítica a 770°.



Fonte: Próprio autor.

Figura 26– Dureza HV média das fases do aço B tratado termicamente a temperatura intercrítica a 810°.



Fonte: Próprio autor.

Tripouridis et al (2011) obtiveram resultados semelhantes quando avaliaram a resistência mecânica no centro dos grãos de ferrita e na interface com ilhas de martensita de um aço dual phase de composição química 0,1% de C, 1,5% de Mn e 0,15% de Si. Observaram aumento progressivo dos valores de dureza por meio de da técnica penetração instrumental na fase ferrita a medida que se aproxima a região de indentação da interface com o constituinte martensita. A rápida transformação martensítica não permite a distribuição das discordâncias geometricamente necessárias, mas favorecem o desenvolvimento de redes de discordâncias emaranhadas localizadas nas bordas dos grãos de ferrita, em detrimento do centro, sendo assim responsáveis pelo endurecimento nesta região. Esta ocorrência é exposta na figura 33, onde as linhas são indicadas por uma seta branca.

Por meio de dos dados exibidos na figura 23, infere-se que o aço A, a 810°C não apresentou diferença acentuada nos valores de dureza nas diferentes regiões da ferrita, tão pouco quando comparado ao constituinte martensita. Uma vez esperado que os grãos de ferrita diminuam substancialmente e que o teor de carbono da martensita caia, este fenômeno poderia ser associado a tal. Porém, seria necessária uma objetiva de maior ampliação para fazer uma avaliação mais segura do ocorrido. O mesmo não foi observado para o aço B à temperatura de 810°C. Esta diferença de comportamento pode estar relacionada (conforme o observado nas figuras 17 e 18) à

mudança microestrutural mais acentuada apresentada pelo aço B na passagem da temperatura de 730°C para 770°C e para 810°C, uma vez que a microestrutura influencia diretamente na dureza do material.

Na região de interface ferrita/martensita, os valores de dureza encontram-se intermediários entre as duas fases. Em alguns casos, em algumas mediadas pontuais, não a média, essas medidas foram superiores aos da própria martensita. Existindo ilhas de martensita adjacentes aos grãos de ferrita, essas podem vir a limitar a deformação no momento da penetração, caso o indetador acesse a região martensítica no momento do ensaio. Em adição a esse fato, considera-se ainda a multiplicação das discordâncias nessa região relacionada à expansão volumétrica da transformação martensítica. Características do material e limitações da técnica e do equipamento como magnitude insatisfatória da lente objetiva e a movimentação manual do porta amostras, impõem dificuldade de análise nestas regiões. Para se realizar uma análise pontual do endurecimento da ferrita com a aproximação a interface com as ilhas de martensita, seria necessário um equipamento com maior amplitude que permitisse localização muito bem definida do penetrador em relação ao tamanho de grãos, além de um sistema automatizado a fim de mitigar a presença de vibrações e interferências em um equipamento tão sensível.

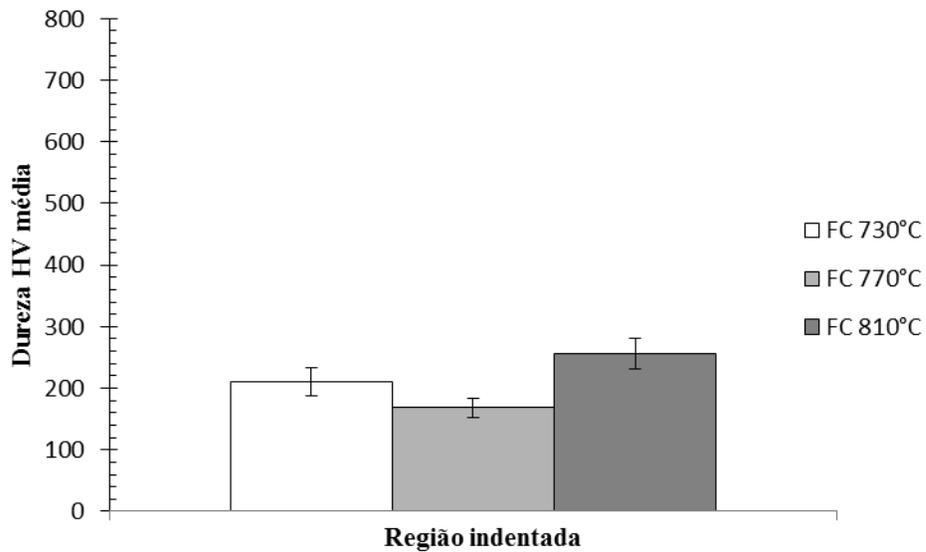
Observa-se por meio de da análise figuras 28, 29, 30 e 31, a temperatura de tratamento térmico de 770°C, os valores médios de dureza foram menores comparados com as amostras tratadas termicamente a 730°C e a 810°C, tanto no centro da ferrita quanto na interface entre os dois constituintes, exceto para as medidas feitas na interface dos constituintes no aço A, onde a 770°C a média de dureza foi maior do que nas outras duas temperaturas de recozimento intercrítico.

Conforme os gráficos das figuras 32 e 33, os valores médios de dureza da martensita decaem da menor para a maior temperatura de tratamento térmico. Não obstante para o aço A, a 770°C este valor está maior do que a 730°C. De maneira geral, o comportamento mecânico de ambos os aços estudados, quando na temperatura de recozimento intercrítico de 770°C, apresentam comportamento aleatório, sem tendência de comportamento.

Por fim, tanto para o aço A quanto para o aço B, o aumento da dureza no centro dos grãos de ferrita, se dá devido não somente ao seu refinamento quando no aumento da temperatura de recozimento intercrítico, conforme observado nas figuras 18 e 19, mas também, segundo Papa Rao, et

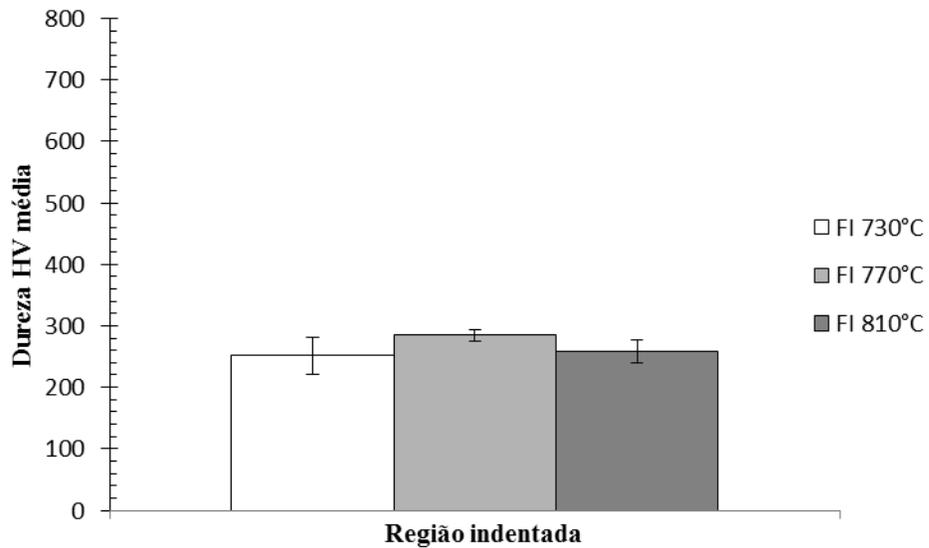
al (2013) a presença de vanádio e nióbio (tabela 2 e 3), que levam à formação de precipitados finos em escala manométrica, que se situam nos contornos de grão e no interior dos grãos da fase ferrita.

Figura 27 – Dureza HV média no interior dos grãos de ferrita do aço A com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas.



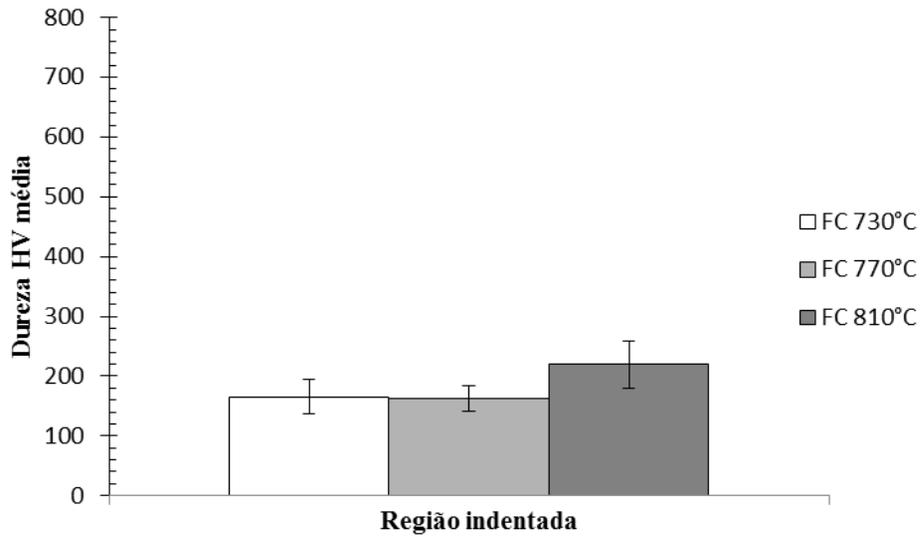
Fonte: Próprio autor.

Figura 28 – Dureza HV média na interface dos grãos de ferrita com os grãos de martensita do aço A com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas.



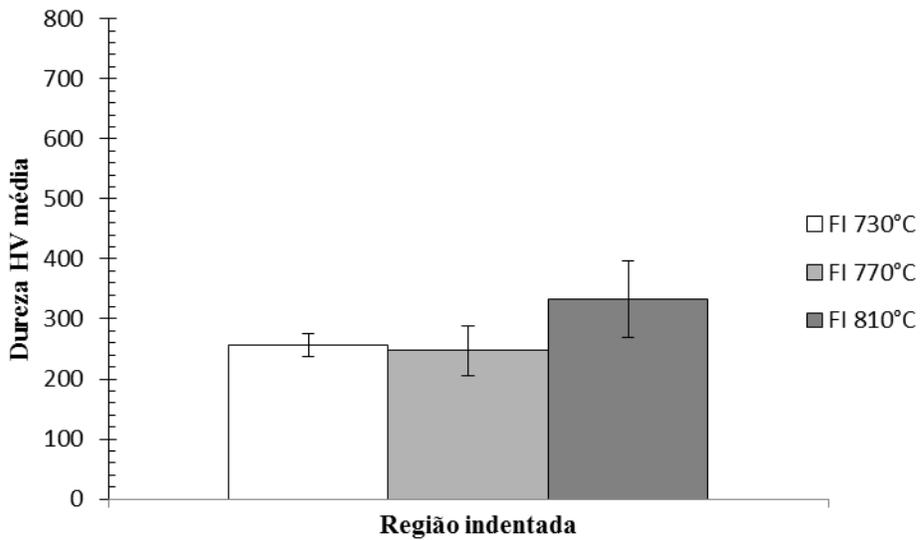
Fonte: Próprio autor.

Figura 29– Dureza HV média no interior dos grãos de ferrita do aço B com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas.



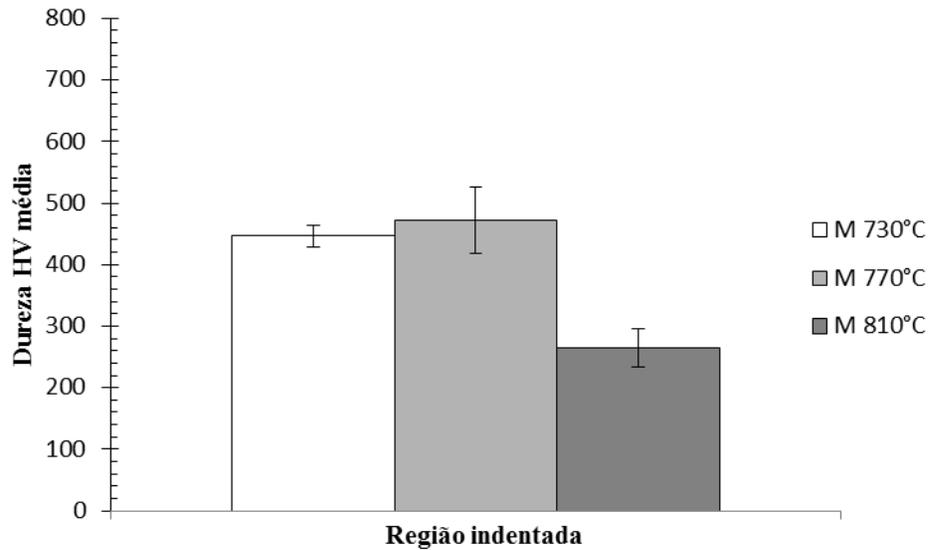
Fonte: Próprio autor.

Figura 30– Dureza HV média na interface dos grãos de ferrita com os grãos de martensita do aço B com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas.



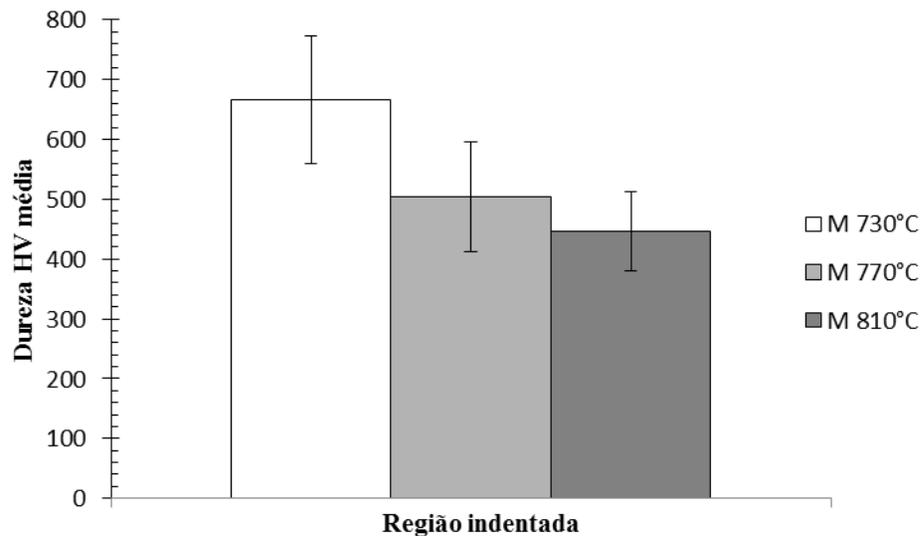
Fonte: Próprio autor.

Figura 31– Dureza HV média no interior dos grãos de Martensita do aço A com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas.



Fonte: Próprio autor.

Figura 32– Dureza HV média no interior dos grãos de Martensita do aço B com microestruturas desenvolvidas a partir de três temperaturas intercríticas distintas.



Fonte: Próprio autor.

É importante ressaltar que, de modo geral, quando se compara a magnitude do desvio padrão para ambos os aços, da menor com a maior temperatura de recozimento intercrítico, ele tende a

aumentar no centro dos grãos da fase ferrítica. Esse comportamento pode ser associado com a diminuição dos grãos de ferrita em detrimento do aumento da fração volumétrica de martensita proporcionado pelo acréscimo da temperatura de tratamento térmico. Quanto menor os grãos de ferrita, e maior o volume das ilhas de martensita dispersas nesta matriz macia, mais influente se torna a fração volumétrica desta fase e suas consequências já mencionadas anteriormente.

Quanto ao constituinte martensita, os valores de desvio padrão diminuem com o aumento da temperatura no aço B e apresentam comportamento aleatório no aço A. Conforme explicado no capítulo anterior sobre a influência do teor de Mn na temperabilidade destes aços, era de se esperar um comportamento mais estável do aço B uma vez que possui maior teor deste elemento que atua como estabilizador da martensita, melhorando a temperabilidade do material.

Na tabela 5 são apresentados os resultados encontrados no ensaio de penetração instrumentada para os aços A e B recozidos nas temperaturas intercríticas de 730°C, 770°C e 810°C. Sendo FC, FI e M, ferrita centro, próximo a interface ferrita-martensita e martensita, respectivamente. Comparando-se o desvio padrão dos nove pares de resultados em uma mesma temperatura, 8 deles são de maior magnitude no aço B, indicando uma provável heterogeneidade mais acentuada neste material. Também por meio de da análise da tabela 5 nota-se que na faixa de temperatura de 770°C não foi possível por meio de da técnica utilizada, levantar um comportamento mecânico padrão no que concerne à dureza dos constituintes de ambos os aços.

A tabela 5 - Resultados encontrados no ensaio de penetração instrumentada para os aços A e B recozidos nas temperaturas intercríticas de 730°C, 770°C e 810°.

| Temperatura | Dureza Vickers – HV 10gf | | | | | |
|-------------|--------------------------|----------|----------|----------|----------|-----------|
| | FC aço A | FC aço B | FI aço A | FI aço B | M aço A | M aço B |
| 730°C | 209 ± 23 | 166 ± 27 | 251 ± 30 | 257 ± 19 | 446 ± 17 | 666 ± 107 |
| 770°C | 168 ± 16 | 163 ± 21 | 284 ± 8 | 247 ± 41 | 472 ± 54 | 504 ± 92 |
| 810°C | 255 ± 25 | 219 ± 39 | 258 ± 18 | 333 ± 63 | 265 ± 31 | 446 ± 65 |

Fonte: Próprio autor.

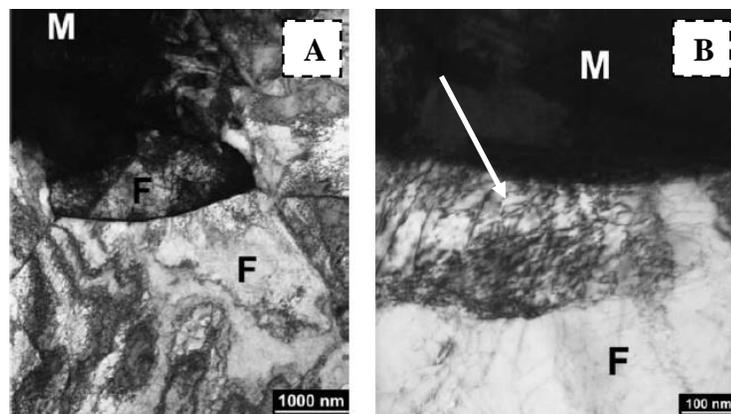
Devido à sobreposição dos desvios padrões, não podemos também delimitar o comportamento encontrado como padrão, inviabilizando segurança na avaliação de propriedades mecânicas somente por penetração instrumentada. Segundo Fereiduni et al. (2014); Ghassemi (2014) e Ebrahimian et al. (2016), estes valores geralmente são desconsiderados pela maioria dos

autores que utilizam penetração instrumentada para levantamento de padrões de comportamento mecânico de aços bifásicos.

Os elevados valores de desvio padrão encontrados estão provavelmente ligados à heterogeneidade do material e também às limitações do equipamento usado quanto à ampliação da lente objetiva, movimentação manual do porta amostras, que inviabilizam melhor precisão do posicionamento da indentação, devido à sensibilidade do mesmo. Segundo Cripps (2005), outros fatores como a magnitude da carga utilizada, o tempo de carregamento e descarregamento do ensaio e características peculiares do material, como retorno elástico, também influenciam nos resultados, sendo assim imprescindível, escolher corretamente os parâmetros a fim de se obter os resultados mais próximos o possível do comportamento real do material em estudo.

A técnica de penetração instrumentada (ultramicrodureza), devido à sua magnitude de carga e ampliação, quando comparada à microdureza, por exemplo, permite estudar e avaliar esta heterogeneidade do material de uma forma muito pontual. Assim, para buscar um comportamento medianamente padronizado, seria necessário escolher regiões onde se tem uma maior homogeneidade na fração volumétrica das fases, bem como um padrão dimensional dos grãos de ferrita, além de uma quantidade muito grande de pontos de indentação para que a média entre esses valores fossem o mais perto possível do real.

Figura 33– Acúmulo de linhas de discordância nas bordas dos grãos de ferrita em detrimento do centro observadas via MET.



(a) 1000 μm (b) 100 μm . M-martensita, F- ferrita
Tripouridis et al (2011).(Adaptado)

6. CONCLUSÕES

- ✓ Ambos os materiais estudados apresentarem microestrutura composta de ferrita e MA (martensita com austenita retida).
- ✓ O percentual de martensita aumenta com a elevação da temperatura intercrítica para ambos os aços, conseqüentemente há a diminuição da fração volumétrica e dos tamanhos dos grãos de ferrita.
- ✓ A morfologia da martensita em ambos os aços foi em formato de ilhas, exceto à temperatura de recozimento intercrítico de 810°C onde esta se apresentou interconectada e grosseira.
- ✓ Quando comparados, os aços A e B, submetidos à maior temperatura de tratamento térmico, o aço B apresenta fração volumétrica mais elevada de MA. Este fenômeno está provavelmente relacionado à maior concentração de Mn e de carbono no aço B.
- ✓ O aço B, que originalmente era um DP800, apresentou um comportamento mais bem definido, onde para ambas as regiões de análise na ferrita (centro e interface), a média da dureza das amostras tratadas a 730°C foi menor que a, 770°C e tornando a aumentar a 810°C.
- ✓ As amostras submetidas ao recozimento intercrítico realizado a 770°C não revelaram, após os ensaios de penetração instrumentada um padrão de comportamento condizente com o esperado segundo a literatura.
- ✓ A técnica de penetração instrumentada em si apresenta-se como um bom instrumento de análise das propriedades mecânicas dos constituintes de aços bifásicos, para tal deve-se avaliar as características do material a ser analisado, bem como manter controle contínuo dos parâmetros, uma vez que o equipamento é muito sensível.
- ✓ O equipamento utilizado no presente trabalho, devido às suas limitações técnicas, aparentemente não foi eficaz na análise microestrutural para as situações nas quais o tamanho de grão ferrítico era reduzido, a 810°C.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASADI, M.; COOMAN, B. C.; PALKOWSKI, H. Influence of martensite volume fraction and cooling rate on the properties of thermomechanically processed dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 538, 2012, p. 42-52.

ASLAM, I.; LI, B.; MARTENS, R.; GOODWIN, D.; RHEE, H.; GOODWIN, F., Transmission electron microscopy characterization of the interfacial structure of a galvanized dual-phase steel. **Materials Characterization**, v.120, 2016, p.63–68.

AYATOLLAHI, H.; DARIBI, A.; CHAMANI, H.; KADKHODAPOUR, J., 3D Micromechanical Modeling of Failure and Damage Evolution in dual phase Steel Based on a Real 2D Microstructure, **Acta Mechanica Solida Sinica**, Wuhan, China, v.29, No. 1, 2016.

BANDYOPADHYAYA, K.; PANDAS, S.; SAHAA, P.; PADMANABHM, G., Limiting drawing ratio and deep drawing behavior of dual phase steel tailor welded blanks: FE simulation and experimental validation. **Journal of Materials Processing Technology**, v.217, 2015, p.48–64.

BOUAZIZ, O., ZUROB, H., HUANG, M., 2013. Driving force and logic of development of advanced high strength steels for automotive applications. **steel research international** 84, 937–947.

CALGNOTTO, M., PONGE, D., RAABE, D., 2012. Microstructure control during fabrication of ultrafine grained dual-phase steel: Characterization and effect of intercritical annealing parameters. **ISIJ International** 52, 874–883.

CRIPPS, A. A. F., A simplified phenomenological approach to nanoindentation. **Materials Science and Engineering**, v.8385, 2004, p.74-84.

CRIPPS, A. A. F., Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test, **Surface & Coatings Technology**, v.200, 2006, p.4253 - 4165.

DAR, R.; CHEN.; Y., Nanoindentation studies of small-scale martensitic transformations and ductile precipitate effects in dual-phase polycrystalline shape memory alloys, **Acta Materialia**, v.91, 2015, v.112–127.

EBRAHUMIAN, A., GHASEMI BANADKOUKI, S. S. Effect of alloying element partitioning on ferrite hardening in a low alloy ferrite-martensite Dual phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 677, p. 281 – 289, 2016.

FEREIDUNI, E.; GHASEMI BANADKOUKI, S. S. Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, p. 351-359, jun. 2013.

GHASSEMI-ARMAKI, H. et al. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. **Acta Materialia**, v. 62, p. 197-211, 2014.

JAFARI, M.; ZIAEI-RAD, S.; SAEIDI, N.; JAMSHIDIAN,; ..Micromechanical analysis of martensite distribution on strain localization in dual phase steels by scanning electron microscopy and crystal plasticity simulation, **Materials Science & Engineering**, v.670, 2016, p.57–67.

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.

KIM, J.; PHAM, T.; KIM, S., Instrumented indentation testing and FE analysis for investigation of mechanical properties in structural steel weld zone, International, **Journal of Mechanical Sciences**, v.103, 2015, p.265–274.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: ASM International. 2005. 602p.

MARTINS, S. C. S. **Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 MPa revenidos e deformados plasticamente.** 2015. 143 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 619, 2014, p.1-11.b

MAGALHÃES, S. A. **Efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no comportamento de aços bifásicos.** 2015. 133 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

MICHÉL. D. M. **Propriedades Mecânicas e Fraturas Induzidas por Nanoindentação em Filmes de Carbono Amorfo Hidrogenado.** 2005. 129 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Física da Universidade federal do Paraná, Curitiba, 2005.

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio.** 2009. 182 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

PAPA RAO, M.; SUBRAMANYA SARMA, V.; SANKARAN, S. Development of high strength and ductile ultra fine grained dual phase steel with nano sized carbide precipitates in a V-Nb microalloyed steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 568, p. 171-175, 2013.

PARK, K.; NISHIYANA, M.; NAKADA, N.; TSHIHIRO, T.; TAKAKI, S., Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel. **Materials Science & Engineering A** 604,2014 p,135–141.

PAUL,S.;STANFORD,N.,TAYLOR, A.; HILDTCH, T.,The effect of low cycle fatigue, ratcheting and mean stress relaxation on stress–strain response and microstructural development in a dual phase steel. **International Journal of Fatigue**, v. 80, 2015, p.341–348

PIERMAN, A.P.; BOUAZIZ, O.; PARDOEN,T.; JACQUES, P.J.; BRASSART, L. The influence of microstructure and composition on the plastic behavior of dual phase steels. **Acta Materialia**, v.73, 2014, p. 298-311.

RAMAZANI, A.; EBRAHIMI, Z.; PRAHL, U. Study the effect of martensite banding on the failure initiation in dual phase steel. **Computational Materials Science**, v. 87, 2014, p.241-247.

SILVA, A., Análise das implicações do uso dos novos aços de alta resistência mecânica na indústria automobilística, **Society of Automotive Engineers**, 2004.

SILVA, N,A, N. **Influência do tipo de parâmetros de tratamento intercrítico na microestrutura e no comportamento mecânico de aços bifásicos**. 2017, 148 f. Dissertação (Mestrado) – Curso de Pós Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2017.

TASAN, C., HOEFNAGELS, J., DIEHL, M., YAN, D., ROTERS, F., RAABE, D., 2014. Strain localization and damage in dual phase steels investigated by coupled in-situ deformation experiments and crystal plasticity simulations. **International Journal of Plasticity** 63, 198 – 210.

TIPSOUDURIS.,PODRONOS. KOL.,IISA. KREMPASSKY., CHRISTIAN.,WENER.,EWALD. 2011. On the strength of grain and phase boundaries in ferritic – martensitic dual-phase steels. **International journal of materials research** 102.

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. **Anais...** Vitória: PROPEMM, 2012.

VANDER VOORT, G. F. *Metallography: principles and practice*. New York: McGraw-Hill, 1999. 773 p.

WANG, W.; LI, M.; ZHAO, Y.W.X. Study on stretch bendability and shear fracture of 800 MPa dual phase steel sheet. *Materials and Design*, v. 56, 2014, p. 907-913. 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 Mechanical Science**, v.67, 2013, p.100-107.

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.

XU, X.; ZWAAG, S.; XU, W.,The effect of martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of a ferrite–martensite dual phase steel. **Wear** . v..348-349,2016, p.80–88.

ZARERI, S.; NEDOUSHAN, R.; ATAPOUR, M.,The sources of the micro stress and strain inhomogeneity in dual phase steels, **Materials Science & Engineering**, v.674, 2016, p.384–396.

ZHAO, Z.; TONG, T.; LIANG, J.; YIN, H.; ZHAO, A.; TANG, D. Microstructure, mechanical properties and fracture behavior of ultra-high strength dual-phase steel. *Materials Science & Engineering*, v. 618, 2014, p. 182-188.

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, F.; RUIMI, A.; WO, P.; FIELD, D.,Morphology and distribution of martensite in dual phase(DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior, **Materials Science & Engineering**,v.659,2016, p.93–103.

ZHENG, C.; RAABE, D. Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual phase steel: a cellular automaton model. **Acta Materialia**, v. 61, 2013, p. 5504-5517.