

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

NATÁLIA GOMES CAMILO

**MICROESTRUTURA E DUREZA DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO ASSISTIDO
PELO EFEITO TRIP**

BELO HORIZONTE

2019

NATÁLIA GOMES CAMILO

**MICROESTRUTURA E DUREZA DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO ASSISTIDO
PELO EFEITO TRIP**

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

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Belo Horizonte

2019

NATÁLIA GOMES CAMILO

**MICROESTRUTURA E DUREZA DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO ASSISTIDO
PELO EFEITO TRIP**

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

Aprovado em 05/07/2019

BANCA EXAMINADORA

Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Dr. Wellington Lopes

Prof^ª. Dr^ª. Aline Silva Magalhães

Eng^ª. Bárbara Diniz Pena

RESUMO

Um dos desafios da indústria automobilística é unir melhores condições de conformabilidade, redução do peso final do produto e maior resistência mecânica ao material a ser utilizado. Visto essa necessidade, o aço assistido pelo efeito TRIP apresenta propriedades potenciais, principalmente quando se trata de resistência mecânica e ductilidade. Neste estudo foi realizada a caracterização microestrutural e mecânica de um aço TRIP, submetido a quatro ciclos térmicos diferentes e com a aplicação de níveis diferentes de deformação convencional subsequente. Os ciclos térmicos consistiram em uma normalização a 860 °C por 1800s, com resfriamento ao ar, um aquecimento intercrítico a 760 °C por 600s, com resfriamento brusco, e uma austêmpera a 450 °C por 45 e 360s, com resfriamento brusco. Em alguns casos foi realizada uma têmpera após a normalização, a 860°C por 1800s, com resfriamento brusco. Em seguida, cada aço foi submetido a duas condições de deformação plástica, de modo que um se manteve em estado não deformado, e os outros foram submetidos a deformações convencionais de 10% e 20%. Em todas as condições propostas, foram analisadas a dureza e a microestrutura do aço submetido a cada ciclo térmico e a cada nível de deformação. O aumento da dureza do constituinte ferrita juntamente com o aumento da dureza do material como um todo também foi verificado. Observou-se que os aços submetidos a uma têmpera anterior tiveram como consequência uma microestrutura de formato mais acicular, enquanto a austêmpera no tempo de 45s levou, de modo geral, a valores maiores de dureza Vickers. Por fim, para os aços analisados, a elevação da dureza do material como um todo foi acompanhada pela elevação da dureza da ferrita.

Palavras chave: Aço TRIP. Caracterização microestrutural. Microdureza Vickers.

ABSTRACT

One of the challenges of the automobile industry is to combine better conditions of formability, reduction of the final weight of the product and greater mechanical resistance to the material to be used. Considering this necessity, the steel assisted by the TRIP effect presents potential properties, especially when it comes to mechanical resistance and ductility. In this study the microstructural and mechanical characterization of a TRIP steel was performed. The steel was submitted to four different thermal cycles and different levels of subsequent conventional deformation were applied. The thermal cycles consisted of a normalization at 860 °C for 1800s, with air-cooling, an intercritical heating at 760 °C for 600s, with abrupt cooling, and an austempering of 450 °C for 45s and 360s, with abrupt cooling. In some cases, a tempering after normalization was carried out at 860°C for 1800s, with abrupt cooling. Thereafter, the steel was subjected to two conditions of plastic deformation: non-deformed state, subsequent conventional deformation at a level of 10% and 20%. In all conditions, the hardness and microstructure of the steel subjected to each thermal cycle and to each deformation level were analyzed. The increase in the hardness of the ferrite constituent alongside the increase in the hardness of the material as a whole was also verified. It was observed that the steels subjected to a previous tempering showed a more acicular shape microstructure, meanwhile the austempering for 45s generally led to higher values of Vickers hardness. Furthermore, the steels had the increase in hardness of the material as a whole accompanied by the increase in ferrite hardness.

Keywords: TRIP Steels. Microstructural characterization. Microhardness Vickers.

AGRADECIMENTOS

À Deus e à Nossa Senhora por me permitir chegar até aqui e por me guiar sempre.

À minha orientadora, professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa, por estar ao meu lado durante o desenvolvimento deste trabalho, com paciência, dedicação e sabedoria.

À minha família, meus pais, Helton e Maria Ivanete, minhas irmãs Bruna e Fernanda, pelo carinho, compreensão, apoio e por acreditarem em mim.

Aos meus amigos que fiz ao longo da minha trajetória nesta instituição, agradeço pelo companheirismo e apoio.

À Rafaella Ferreira, pela doação dos materiais para desenvolvimento deste trabalho.

Aos técnicos do CEFET-MG por toda a assistência e gentileza.

À todos que passaram pelo meu caminho e ajudaram de alguma forma para a realização deste trabalho.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases Ferro-Cementita.	15
Figura 2 - Fotomicrografia da ferrita α	16
Figura 3 - Fotomicrografia da austenita.	17
Figura 4 - Fotomicrografia de amostras de perlita.	18
Figura 5 - Representação esquemática da formação da bainita.	19
Figura 6 - Esquematização da formação da bainita superior e da bainita inferior.	19
Figura 7 - Imagem obtida a partir de microscopia eletrônica de transmissão (MET) da estrutura da bainita superior.	20
Figura 8 - Imagem obtida por microscopia óptica da bainita inferior em um aço carbono.	20
Figura 9 - Influência do teor de carbono sobre Ms e Mf.	21
Figura 10 - Fotomicrografia apresentando a microestrutura martensítica lenticular ou em placas.	22
Figura 11 - Relação entre resistência mecânica e alongamento total para diversas classificações de aços.	23
Figura 12 - Imagem obtida a partir da microscopia eletrônica de varredura (MEV) de um aço TRIP.	28
Figura 13 - Representação esquemática do efeito TRIP.	28
Figura 14 - Esquema de resfriamento controlado para aços <i>Dual Phase</i> e para aços TRIP.	32
Figura 15 - Esquema do recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio.	33
Figura 16 - Desenvolvimento da microestrutura do aço TRIP durante o tratamento térmico.	34
Figura 17 - Fluxograma das etapas do trabalho.	35
Figura 18 - Esquematização dos ciclos térmicos empregados no aço estudado.	37
Figura 19 - Representação esquemática do corpo de prova para aplicação da deformação plástica subsequente, dimensões em milímetros.	38
Figura 20 - Impressão da dureza Vickers no material como um todo.	39
Figura 21 - Impressão da dureza Vickers na ferrita.	39
Figura 22 - Dureza Vickers (HV1) de um aço assistido pelo efeito TRIP não deformado em função do ciclo térmico aplicado.	42
Figura 23 - Dureza Vickers (HV1) de um aço assistido pelo efeito TRIP submetido a deformação plástica convencional subsequente de 10% em função do ciclo térmico aplicado.	42
Figura 24 - Dureza Vickers (HV1) de um aço assistido pelo efeito TRIP submetido a	

deformação plástica convencional subsequente de 20% em função do ciclo térmico aplicado.	43
Figura 25 - Comparação da dureza Vickers do material como um todo e da ferrita de uma amostra tratada termicamente nos parâmetros do Ciclo 1.	47
Figura 26 - Comparação da dureza Vickers do material como um todo e da ferrita de uma amostra tratada termicamente nos parâmetros do Ciclo 2.	47
Figura 27 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 1, não deformado em subsequência.	52
Figura 28 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 2, não deformado em subsequência. ..	53
Figura 29 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 3, não deformado em subsequência.	54
Figura 30 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s+ austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 4, não deformado em subsequência.	55
Figura 31 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 1, com deformação convencional de 10% subsequente.	56
Figura 32 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 2, com deformação convencional de 10% subsequente.	57
Figura 33 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 3, com deformação convencional de 10% subsequente.	58
Figura 34 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s +	

austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 4, com deformação convencional de 10% subsequente.	59
Figura 35 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 1, com deformação convencional de 20% subsequente.	60
Figura 36 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600 segundos + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 2, com deformação convencional de 20% subsequente.	61
Figura 37 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 3, com deformação convencional de 20% subsequente.	62
Figura 38 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 4, com deformação convencional de 20% subsequente.	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP, % em peso.	29
Tabela 2 - Efeitos e quantidade de massas típicas em % de elementos de liga em aços TRIP.	31
Tabela 3 - Composição química do aço estudado no estado inicial, % em peso.	36
Tabela 4 - Composição dos reagentes químicos utilizados nos ataques químicos.....	40
Tabela 5 - Aumento percentual da dureza da amostra do Ciclo 1 sob efeito da deformação plástica.....	49
Tabela 6 - Aumento percentual da dureza da amostra do Ciclo 2 sob efeito da deformação plástica.....	49

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	13
2	OBJETIVOS.....	14
2.1.	Objetivo geral.....	14
2.2.	Objetivos específicos.....	14
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1.	Fases e constituintes presentes no aço.....	15
3.1.1.	<i>Ferrita</i>	16
3.1.2.	<i>Cementita</i>	16
3.1.3.	<i>Austenita</i>	16
3.1.4.	<i>Perlita</i>	17
3.1.5.	<i>Bainita</i>	18
3.1.6.	<i>Martensita</i>	21
3.2.	Aços para a indústria automotiva	22
3.2.1.	Aços de baixo carbono	23
3.2.2.	Aços convencionais de alta resistência (HSS)	24
3.2.3.	Aços avançados de alta resistência (AHSS).....	25
3.2.3.1.	Primeira geração.....	25
3.2.3.2.	Segunda geração	26
3.2.3.3.	Terceira geração	26
3.3.	Aços TRIP ou assistidos pelo efeito TRIP	27
3.3.1.	<i>Histórico</i>	27
3.3.2.	<i>Efeito TRIP</i>	27
3.3.3.	<i>Efeito dos elementos de liga</i>	29
3.3.4.	<i>Processamento</i>	31
4	MATERIAL E MÉTODOS	35
4.1.	Descrição do trabalho.....	35
4.2.	Material	36
4.3.	Pré-tração uniaxial dos corpos de prova	37
4.4.	Ensaio de microdureza Vickers	38
4.5.	Caracterização microestrutural	40
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	42
5.1.	Ensaio de microdureza Vickers.....	42

5.2.	Caracterização microestrutural.....	50
6	CONCLUSÕES	67
	REFERÊNCIAS.....	68

1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística tem promovido avanços na metalurgia dos aços devido às suas necessidades. Melhores condições de conformabilidade e redução do peso final do produto são necessidades comuns que as usinas metalúrgicas buscam soluções na ciência metalúrgica. Assim, um dos desafios é fabricar aços mais resistentes mecanicamente, com menor quantidade de material envolvido para não aumentar o peso final do produto. Acarretando em menor uso de combustíveis e reduzindo a emissão de gases para o efeito estufa. Além disso, espera-se não reduzir a estampabilidade para garantir a qualidade durante o processo de conformação mecânica (GORNI, 2009). Ainda sobre as necessidades do mercado, a preocupação com a segurança tem surgido cada vez mais forte, acrescentando aos conceitos dos veículos requisitos de resistência ao impacto (ANNIBAL JR, ROTELLI, *et al.*, 2005).

Neste sentido, os aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP - *Transformation Induced Plasticity*) apresentam propriedades atraentes quando se trata de resistência mecânica e ductilidade. Este fato se deve a sua microestrutura multifásica composta por ferrita, bainita, austenita retida e martensita sob frações adequadas e processamento específico (ANNIBAL JR, ROTELLI, *et al.*, 2005). A estabilidade da austenita retida metaestável a temperatura ambiente é um fator chave para o desencadeamento do efeito TRIP e o principal fator que garante esta estabilidade é a concentração de carbono (FERRER, 2003).

No aço TRIP, a deformação aplicada leva à transformação da austenita em martensita. Este fenômeno se repete na vizinhança e se propaga para locais não deformados e com menor resistência mecânica. A fratura é atrasada como consequência da transformação sucessiva da austenita retida, garantindo a alta ductilidade que o material apresenta. Já a resistência mecânica final, aumenta a partir da fração de austenita transformada em martensita (ANAZAWA, 2007).

O processamento do aço TRIP é feito a partir de dois tratamentos que consistem em um recozimento intercrítico e um tratamento isotérmico na região de transformação bainítica. A microestrutura e as propriedades finais que o material apresenta dependem dos parâmetros de realização dos tratamentos térmicos (FERRER, 2003).

Neste contexto, o presente trabalho compreende a análise da microestrutura e da dureza do aço TRIP, sob o efeito de quatro diferentes ciclos térmico e submetido a níveis de deformação convencional subsequente variadas.

2 OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho consiste em avaliar o efeito de diferentes ciclos térmicos e de níveis distintos de deformação convencional subsequente na microestrutura e dureza de um aço assistido pelo efeito TRIP.

2.2. Objetivos específicos

- Avaliar o efeito de diferentes ciclos térmicos na microestrutura e na dureza Vickers de um aço assistido pelo efeito TRIP.
- Estudar o efeito de níveis diferentes de deformação convencional posterior no aço TRIP em sua microestrutura e dureza Vickers.
- Analisar a dureza Vickers da ferrita do aço assistido pelo efeito TRIP sob efeito de diferentes ciclos térmicos e deformações convencionais posteriores.

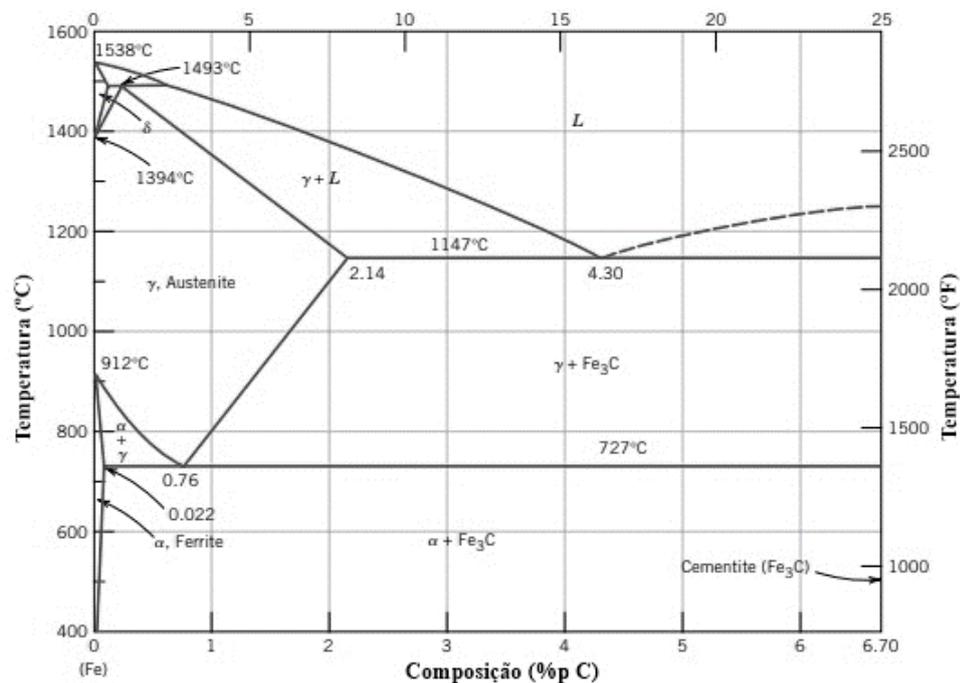
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Fases e constituintes presentes no aço

A fim de melhorar as propriedades desejadas em um aço é necessário antes entender todos os fatores que influenciam tais propriedades. Sendo assim, analisar as transformações alotrópicas do ferro e o impacto que o carbono tem sobre estas é fundamental.

Para observar as transformações de fase dos aços utiliza-se o diagrama de fases Ferro-Cementita (Fe_3C), figura 1; este apresenta as fases sólidas presentes no aço a partir do mecanismo difusional. O mecanismo difusional é caracterizado pelo movimento atômico de forma aleatória, demanda tempo e é altamente dependente da temperatura (CALLISTER, 2002).

Figura 1 - Diagrama de fases Ferro-Cementita.



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014).

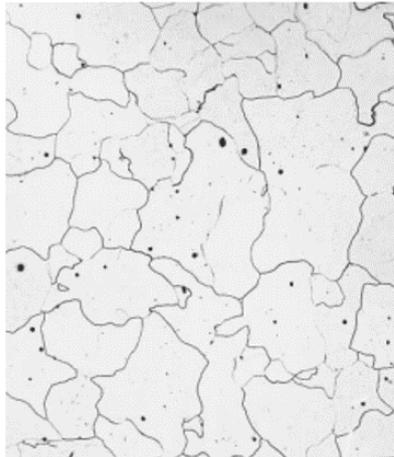
Outro mecanismo de transformação é o displacivo, entretanto, este não está presente no diagrama de fases Ferro-Cementita. Esta transformação é caracterizada pelo movimento cooperativo dos átomos, implica difusão em curtas distâncias e ocorre pela deformação homogênea da estrutura cristalina original (ANAZAWA, 2007). As fases que aparecem na figura 1 estão descritas a seguir.

3.1.1. Ferrita

A ferrita α é a forma estável do ferro a temperatura ambiente e possui a estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Quando produto do resfriamento da austenita, nucleia preferencialmente nos contornos de grão da austenita (CALLISTER, 2002).

A sua estrutura é composta por grãos poligonais irregulares, conforme mostrado na figura 2. Apresenta baixa dureza, baixa resistência a tração, por volta de 270 MPa, mas possui excelente resistência ao choque e elevado alongamento (CHIAVERINI, 2005).

Figura 2 - Fotomicrografia da ferrita α .



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014).

3.1.2. Cementita

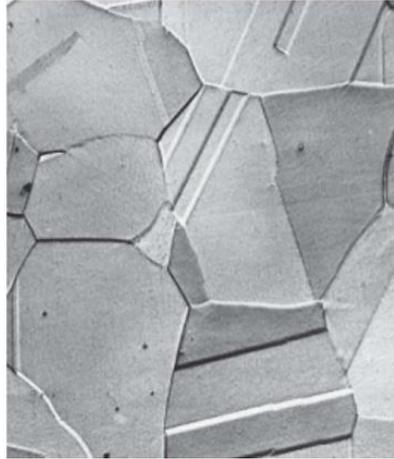
A cementita é um carbeto de ferro, Fe_3C , representada por uma linha vertical no diagrama de fases Ferro-Cementita onde o teor de carbono é igual a 6,7%. A sua formação ocorre quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita α é ultrapassado a temperatura de 727 °C. Mecanicamente, esta fase é muito dura e frágil e a sua presença pode aumentar a resistência do aço (CALLISTER, 2002).

3.1.3. Austenita

A austenita, ou fase γ do ferro, é uma solução sólida de carbono em ferro com estrutura cúbica de face centrada (CFC). Quando ligada somente ao carbono não é estável a uma temperatura menor que 727 °C. Apresenta a solubilidade máxima de carbono a 1147 °C, na

concentração de 2,14% de carbono (CALLISTER, 2002). Tem boa resistência mecânica e tenacidade, a sua estrutura microscópica são de grãos poligonais irregulares (CHIAVERINI, 2005). A figura 3 retrata uma fotomicrografia dessa fase do ferro.

Figura 3 - Fotomicrografia da austenita.



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014).

3.1.4. Perlita

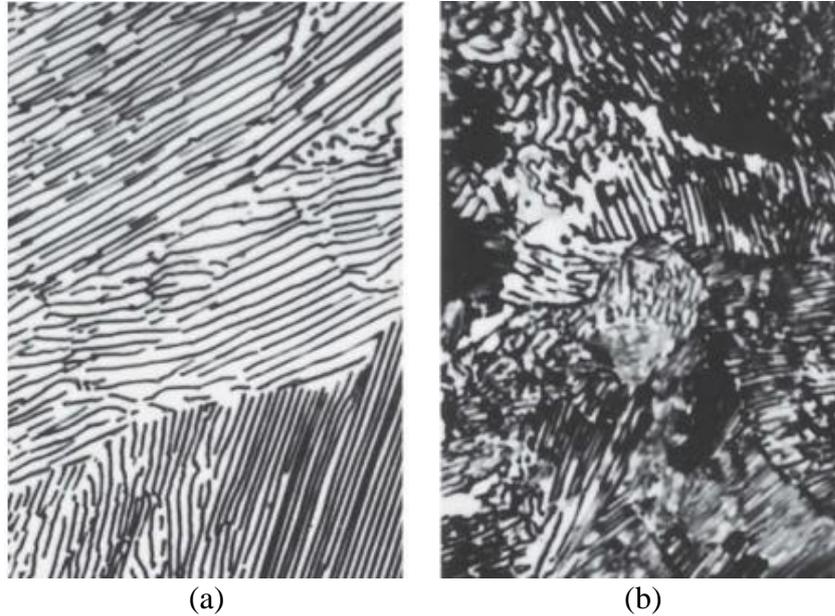
O resfriamento lento de um aço eutetóide leva a instabilidade da austenita, neste momento observa-se a reação eutetóide. Esta reação tem como produto a perlita, que é a mistura de duas fases: ferrita e cementita. As duas fases se apresentam em forma de lamelas paralelas. A transformação da austenita em ferrita rejeita carbono que dá origem a cementita. As lamelas orientadas na mesma direção, formam grãos chamados por “colônias” (CALLISTER, 2002; SILVA E MEI, 1988).

No contexto mecânico, Callister (2002) ressalta que a perlita possui propriedades intermediárias entre as fases que a compõe, ou seja, está entre a ferrita, macia e dúctil, e a cementita, dura e frágil. Apresenta uma resistência à tração em torno de 740 MPa, mas suas propriedades dependem da espessura das lamelas de cementita e ferrita (CHIAVERINI, 2005).

A espessura das lamelas é determinada em função da temperatura em que a transformação isotérmica acontece. Temperaturas abaixo da temperatura eutetóide dão origem a lamelas mais espessas de cementita e ferrita, esta microestrutura é conhecida por perlita grosseira, figura 4-a. Nesta faixa de temperatura se obtêm maiores taxas de difusão e os átomos de carbono são capazes de atingir maiores distâncias, tendo como resultado lamelas mais grossas. Reduzindo a temperatura, a taxa de difusão também reduz e as lamelas se tornam mais

finas. Dessa forma, por volta de 540 °C a microestrutura da transformação isotérmica é da perlita fina, figura 4-b.

Figura 4 - Fotomicrografia de amostras de perlita.



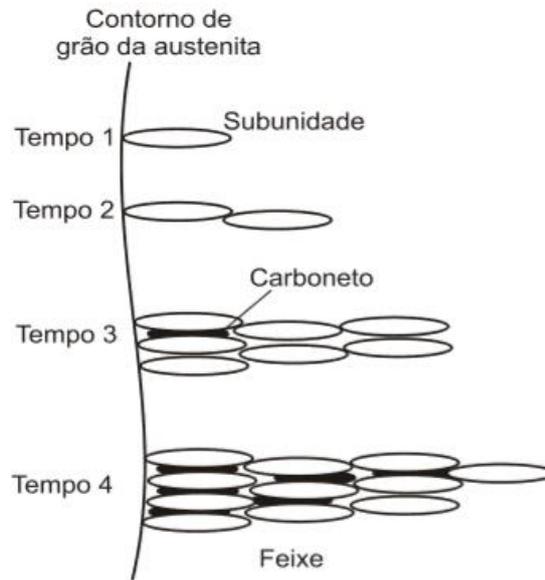
(a). perlita fina e (b). perlita grosseira.

Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014).

3.1.5. *Bainita*

A faixa de temperatura em que ocorre a formação da bainita é entre 250 °C e 550 °C, neste intervalo não ocorre a formação da perlita e da martensita. A transformação bainítica ocorre em duas etapas: o crescimento da bainita e a precipitação dos carbonetos. Na figura 5 está ilustrada uma representação esquemática do processo de formação da bainita. Ao redor dos grãos de austenita nucleia ferrita bainítica supersaturada em carbono, se desenvolvendo como uma placa até que o empilhamento de discordâncias na interface austenita/ferrita impeça que cresça mais. Na extremidade das placas se formam novas placas, se estruturando em forma de feixe. Depois do crescimento da placa de bainita, o excesso de carbono pode difundir e sair da ripa de bainita (ANAZAWA, 2007).

Figura 5 - Representação esquemática da formação da bainita.



Fonte: Godet (2003) apud (ANAZAWA, 2007).

Dependendo da temperatura de transformação observa-se dois tipos de bainita: bainita superior ou bainita inferior (CALLISTER, 2002). Anazawa (2007) ressalta que a temperatura de transformação influencia no modo de precipitação dos carbonetos o que acarreta alterações na microestrutura da bainita. Na figura 6, está esquematizada a formação dos dois tipos de bainita.

Figura 6 - Esquemática da formação da bainita superior e da bainita inferior.

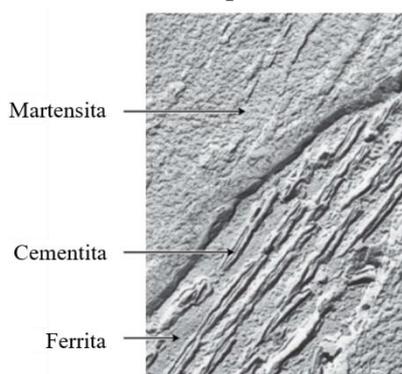


Fonte: Godet (2003) apud (ANAZAWA, 2007).

A bainita superior é formada entre 350 °C e 550 °C, podendo variar de acordo com a composição química do aço. É formada por finas ripas de ferrita com precipitados de cementita

no contorno das ripas. As ripas crescem de forma agrupada, se assemelhando ao formato de penas e cada ripa de um feixe é chamada como subunidade de bainita (ANAZAWA, 2007). A figura 7 é uma imagem de microscopia eletrônica de transmissão (MET) de um grão de bainita superior. O grão de bainita superior está desde o canto inferior esquerdo até o canto superior direito da figura, consiste em partículas de cementita alongadas em forma de agulha em uma matriz ferrítica (CALLISTER, 2002).

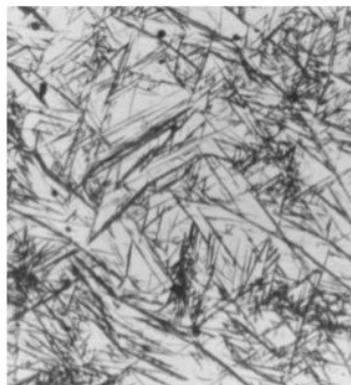
Figura 7 – Imagem obtida a partir de microscopia eletrônica de transmissão (MET) da estrutura da bainita superior.



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014).

A bainita inferior é formada entre 250 °C e 350 °C, figura 8, a fase ferrita está em formato de placas com partículas estreitas de cementita em seu interior e entre as placas (CALLISTER, 2002). A presença de um número pequeno de carbonetos precipitados entre as ripas de ferrita garante maior tenacidade à bainita inferior quando comparado à bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica (ANAZAWA, 2007).

Figura 8 – Imagem obtida por microscopia óptica da bainita inferior em um aço carbono.



Fonte: Bhadeshia (2001).

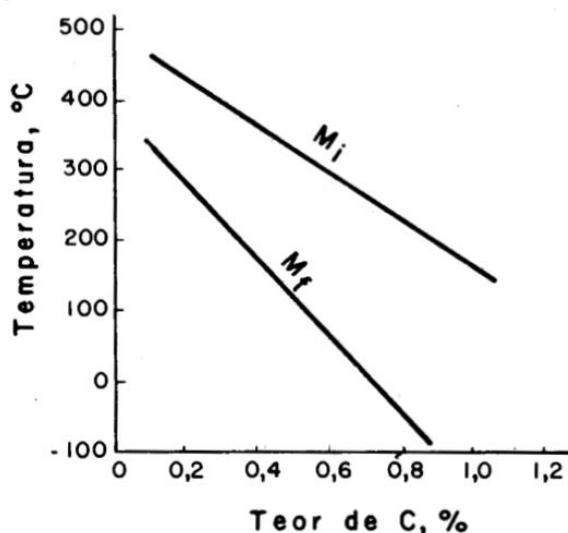
3.1.6. Martensita

A martensita é o produto do resfriamento rápido da austenita até uma temperatura relativamente baixa. É uma fase metaestável, a transformação se dá por cisalhamento da estrutura, sem difusão. Esta fase ocorre quando a taxa de resfriamento é rápida e impede a difusão do carbono. Consiste em uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro em estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) (CALLISTER, 2002; SILVA E MEI, 1988).

A transformação martensítica é displaciva e causa mudanças estruturais. Um grande número de átomos passa por movimentos cooperativos, existindo apenas um pequeno deslocamento de cada átomo em relação ao seu vizinho. Assim, a austenita com estrutura cúbica de faces centradas (CFC) passa por uma transformação polimórfica para uma martensita de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Essa transformação não depende do tempo e é consequente da temperatura e da velocidade que o material foi submetido (CALLISTER, 2002).

A transformação se inicia após o resfriamento em uma temperatura específica conhecida como temperatura de início da martensita (M_s), o resfriamento abaixo de M_s aumenta a fração de austenita transformada. A temperatura final de martensita (M_f) é conhecida como a temperatura em que 95% da austenita passou pela transformação (ANAZAWA, 2007). A presença de elementos de liga e a concentração de carbono do material podem influenciar nas temperaturas de início e fim da martensita. Na figura 9, pode-se verificar a redução de M_s e M_f com o aumento do teor de carbono (CALLISTER, 2002; CHIAVERINI, 2005).

Figura 9 - Influência do teor de carbono sobre M_s e M_f .



Fonte: Chiaverini (2005).

Anazawa (2007) cita que além do resfriamento rápido, a transformação da austenita para

martensita pode ocorrer pela aplicação de tensão ou deformação. A energia livre total para iniciar o processo é influenciada pela carga mecânica aplicada. Esta causa uma deformação da forma estrutural e leva à transformação da austenita para martensita. Este fato torna possível a nucleação da martensita em temperaturas superiores a M_s (ANAZAWA, 2007).

A microestrutura martensítica pode ser encontrada de duas formas. Em ligas com teor de carbono menor que 0,6% em que os grãos de martensita são como ripas. Estas, quando alinhadas paralelamente, lado a lado, e agrupadas em estruturas maiores são conhecidas por blocos. Outra microestrutura martensítica encontrada é em forma lenticular ou em placas, como destacado na figura 10, ocorre em aços com teor de carbono superior a 0,6%. Na figura, os grãos em formato de agulha são a fase martensita e as regiões em branco representam a austenita retida (CALLISTER, 2002).

Figura 10 - Fotomicrografia apresentando a microestrutura martensítica lenticular ou em placas.



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2014).

A dureza da martensita é elevada e pode atingir entre 65 e 67 Rockwell C. A dureza elevada se deve a fatores como: distorção do reticulado, tensões internas, menor tamanho de grão e a precipitação de carbonetos de ferro em solução sólida supersaturada que impede o escorregamento das discordâncias (CHIAVERINI, 2005).

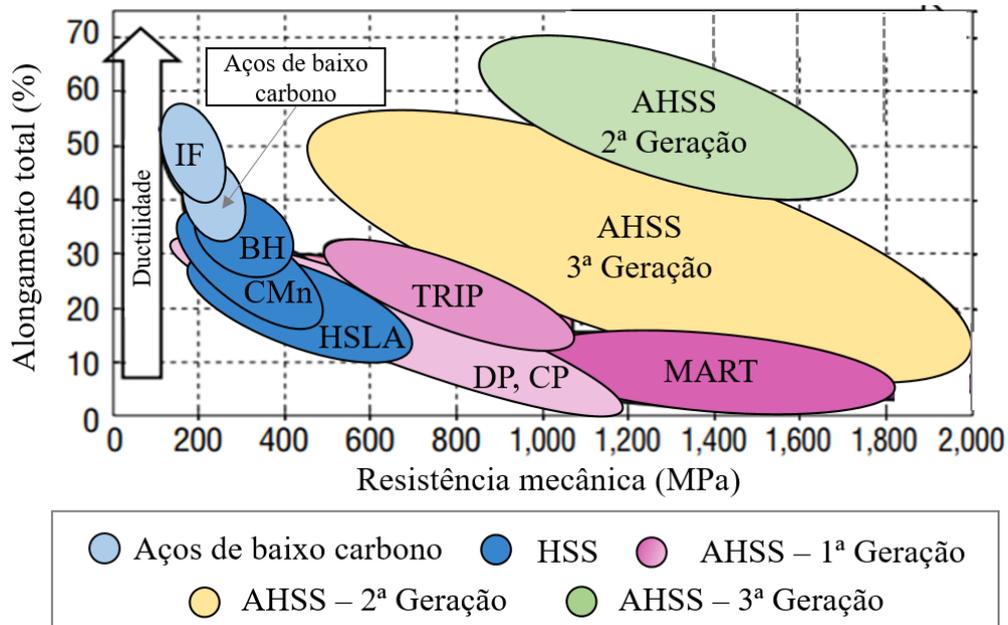
3.2. Aços para a indústria automotiva

Nos últimos anos o crescente objetivo da indústria automobilística vem sendo o desenvolvimento de materiais que possibilitem a redução do peso dos automóveis e,

consequentemente, a redução de gases que contribuem para o efeito estufa. Além disso, há a necessidade de aumentar a segurança e a resistência ao impacto. Estes fatores aumentam o desenvolvimento de aços avançados, que alinham resistência e ductilidade a partir de microestruturas diferentes das encontradas em aços carbonos comuns (ANNIBAL JR, ROTELLI, *et al.*, 2005).

De acordo com Echeverri (2017), a partir da necessidade de desenvolvimento de aços que atendessem as propriedades de alta resistência e excelente capacidade de deformação, os aços foram englobados em categorias a partir das suas diferenças metalúrgicas. Billur e Altan (2013) classificam em aços de baixo carbono (*Mild Steels*), aços convencionais de baixa resistência (HSS - *Conventional High-Strength Steel*) e aços avançados de alta resistência (AHSS - *Advanced High-Strength Steel*), este último, por sua vez, pode ser classificado em três gerações. Na figura 11, tem-se a classificação dos aços e as suas propriedades apresentadas de uma forma comparativa.

Figura 11 - Relação entre resistência mecânica e alongamento total para diversas classificações de aços.



Fonte: Adaptado de Billur e Altan (2013).

3.2.1. Aços de baixo carbono

Sua principal microestrutura é ferrítica, o que lhe garante elevada ductilidade. Apresentam alta plasticidade, baixa resistência mecânica e excelentes propriedades de conformação e estampabilidade (ECHEVERRI, 2017). Esses aços já foram dominantes na

formação da carroceria dos carros, mas, atualmente, tem o seu uso limitado a componentes e peças que exigem flexão e/ou possuem desenhos complexos (BILLUR e ALTAN, 2013).

Podem ser classificados em:

a) Aços de baixo carbono (*mild steels* ou *low-carbon*): possui baixo teor de carbono e elementos de liga (ECHEVERRI, 2017).

b) Aços livres de intersticiais (IF – *Interstitial Free*): estes são obtidos a partir da redução de teores de carbono e nitrogênio em solução sólida e adição de elementos microligantes, como titânio e nióbio, capazes de fixar todos os átomos de carbono e nitrogênio sob a forma de carbonetos e nitretos. Dessa forma, há formação de uma matriz ferrítica livre de elementos em seus interstícios (OLIVEIRA, 2010).

3.2.2. Aços convencionais de alta resistência (HSS)

Nesta classificação, o aumento da resistência mecânica se dá pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida. Nesta categoria se encontram os aços *Bake Hardening* (BH), aços carbono-manganês (CMn), aços refosforados, aços isotrópicos e aços de alta resistência e baixa liga (HSLA - *High Strength Low Alloy*) (BILLUR e ALTAN, 2013).

Os aços BH são tratados a fim de se obter um aumento significativo do limite de escoamento durante um tratamento térmico a baixa temperatura, o que permite um aumento na resistência dos produtos e manutenção da capacidade de estampabilidade dos produtos. O tratamento é a partir do “efeito *bake hardening*” que consiste em um fenômeno de envelhecimento controlado, comumente conhecido como envelhecimento por deformação estática, este fenômeno está associado à presença de carbono e nitrogênio em solução sólida, impedindo a movimentação das discordâncias através da segregação de átomos intersticiais (LORA, 2009).

Os aços carbono-manganês (CMn) são soluções sólida de aço carbono, fortalecidas pela adição de ligas de manganês. Os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) são reforçados devido a presença de microligantes de titânio, vanádio e nióbio (BILLUR e ALTAN, 2013).

O aço de alta resistência e baixa liga (HSLA) foi um dos primeiros aços convencionais de alta resistência (HSS) usados na indústria automotiva nos anos 90. Atualmente é comum encontrar alguns HSS nos carros, como o aço BH que é usado em *body closures* e os aços CMn e HSLA utilizados em áreas que exigem maior absorção de energia (BILLUR e ALTAN, 2013).

3.2.3. Aços avançados de alta resistência (AHSS)

A microestrutura dos aços avançados de alta resistência (AHSS) é a principal característica que o diferencia dos aços convencionais de (HSS). Estes possuem uma microestrutura ferrítica, já alguns aços AHSS possuem uma microestrutura multifásica, com ferrita, martensita, bainita e/ou austenita retida. Além desses pode-se identificar carbonetos e nitretos precipitados (ECHEVERRI, 2017). Os aços avançados de alta resistência (AHSS) são classificados em três gerações que são descritas a seguir.

3.2.3.1. Primeira geração

A primeira geração dos aços avançados de alta resistência (AHSS) corresponde a aços que possuem maior capacidade de deformação plástica que os aços de alta resistência e baixa liga, mas possuem o mesmo nível de resistência mecânica (BILLUR e ALTAN, 2013).

O mais utilizado atualmente são os aços bifásicos (DP - *Dual Phase*) que são constituídos por uma matriz ferrítica de baixa resistência mecânica com dispersão fina de martensita e/ou bainita. A alta geração de discordâncias pelo encruamento da matriz ferrítica garante a elevada resistência mecânica. Por apresentar maior capacidade de expansão de orifício, uma de suas aplicações é na fabricação de rodas automotivas (GORNI, 2009).

Os aços multifásicos com fases complexas (CP – *Complex Phase*) também se encontram nesta categoria, cuja microestrutura é uma matriz ferrítica com frações volumétricas entre 80% a 90% de bainita (GORNI, 2009). O refino do grão se dá pela adição de titânio, vanádio ou nióbio (BILLUR e ALTAN, 2013). Na indústria automotiva, são encontrados na fabricação de barras de proteção lateral, reforços estruturais na carroceria e peças de chassi (ANAZAWA, 2007).

Os aços martensíticos de baixo carbono (MART ou MS - *Martensitic Steels*), contêm uma microestrutura que tem como principal fase a martensita. Em aços de baixo carbono, a martensita, apresenta-se em forma de ripas e em aços com teor de carbono mais elevado encontra-se na forma de placas finas. Além da martensita, os aços MART, podem conter martensita, bainita, ferrita acicular e/ou austenita retida, chegando a atingir altos níveis de resistência mecânica (ANAZAWA, 2007). Essa característica, lhe garante ser utilizado em componentes vitais para a segurança de automóveis, como para-choques e barras contra impactos laterais (GORNI, 2009).

Além dos aços já mencionados, pode-se citar os aços com plasticidade induzida por transformação (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*). Estes possuem baixos teores de elementos de liga, como o silício, magnésio e alumínio. A presença da fase austenita retida é consequência de tratamento térmico apropriado que permite que a austenita absorva quantidade suficiente de carbono para não permitir sua transformação na temperatura ambiente (ANAZAWA, 2007). Quando sofre deformação, a austenita se transforma em martensita, alterando a estrutura cristalina por ser uma transformação displaciva (GORNI, 2009). Atualmente, o aço TRIP está substituindo os aços *Dual Phase* (DP) e HSLA por sua maior capacidade de absorção de energia e possibilidade de ser moldado em formas mais complexas, como trilhos dianteiros e traseiros nos automóveis (BILLUR e ALTAN, 2013).

3.2.3.2. Segunda geração

Os aços inoxidáveis austeníticos classificados como de segunda geração, apresentam alta resistência e plasticidade. Nesta categoria pode-se encontrar os aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP - *Twinning Induced Plasticity*). Estes, possuem maior nível de elemento de liga, o manganês pode ser encontrado em até mais de 15% (BILLUR, ALTAN e DYKEMAN, 2014). A austenita apresenta elevado encruamento e conformabilidade, como consequência da deformação por maclação (ANAZAWA, 2007).

O uso no setor automotivo possui algumas limitações, como: elevado teor de elementos de liga aumentam o custo final e o material tende a exibir uma fratura atrasada (*delayed cracking-fracture*). Sendo assim, o seu uso é ainda muito limitado, mas devido as propriedades que apresenta é promissor para a indústria automobilística com melhorias adicionais (BILLUR, ALTAN e DYKEMAN, 2014).

3.2.3.3. Terceira geração

A terceira geração dos aços avançados de alta resistência é uma melhoria das propriedades apresentadas dos aços avançados de alta resistência da primeira geração. As principais alterações são o aprimoramento das propriedades dos aços *Dual Phase*, alterações no processamento convencional dos aços TRIP, emprego de novas rotas de fabricação, como têmpera e partição (Q & P - *Quenching and Partitioning*) e desenvolvimento de aços TRIP com médio teor de Mn (NANDA, SINGH, *et al.*, 2016).

Pesquisas estão sendo desenvolvidas ao longo dos anos e os preços dos aços desta categoria estão competitivos. Uma das aplicações já utilizadas na indústria automobilística são os aços Q&P como reforço do pilar “B” (BILLUR e ALTAN, 2014).

3.3. Aços TRIP ou assistidos pelo efeito TRIP

3.3.1. Histórico

A possibilidade de um aço austenítico apresentar elevado alongamento durante uma deformação em temperatura ambiente, ocorrendo transformação contínua da austenita para martensita, foi mostrada por Zackay, Parker e Fah (1967) apud Gorni (2009). Relataram o modo como essa transformação possibilita o aumento da ductilidade em aços austeníticos de alta resistência e este efeito recebeu o nome de “Plasticidade Induzida por Transformação” (TRIP) (FERRER, 2003).

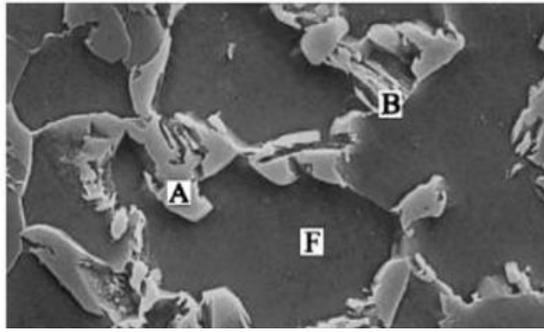
Na década de 70, pesquisas foram realizadas sobre o efeito TRIP. Em seguida, na década de 80, foi apontado que tal efeito ocorreria em aços de baixa liga, com a microestrutura formada por uma determinada quantidade de austenita retida metaestável (FERRER, 2003).

A partir do início da década de 90, foram desenvolvidas pesquisas confirmando o efeito TRIP, a partir da metaestabilidade da austenita retida, em aços multifásicos de baixa liga contendo concentrações mais altas de Si e Mn (entre 1,0% e 2,5 %). São denominados “Aços TRIP” ou “Aços Assistidos pelo Efeito TRIP” (*TRIP - Assisted Steels*). São economicamente viáveis e possíveis de serem produzidos em escala industrial, isso se deve ao fato de possuir elementos de liga de baixo custo em sua composição (ANAZAWA, 2007; FERRER, 2003).

3.3.2. Efeito TRIP

O aço TRIP apresenta limite de resistência da ordem de 600 a 800 MPa e valores de alongamento uniforme que variam entre 15% e 30% (GORNI, 2009). Essa combinação de propriedades está relacionada a sua microestrutura multifásica, formada por ferrita, bainita e austenita retida, figura 12. A fração volumétrica, a distribuição e as propriedades de cada fase são controladas pela composição química e histórico do processamento termomecânico da liga que também influenciam as propriedades finais do aço TRIP (FUKUGAUCHI, 2010).

Figura 12 - Imagem obtida a partir da microscopia eletrônica de varredura (MEV) de um aço TRIP.

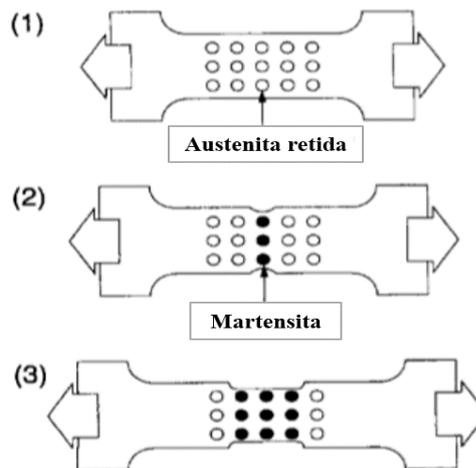


(A): austenita retida, (B): bainita e (F): ferrita.

Fonte: Q., Kempf, et al (2002) apud Fukugauchi (2010).

O efeito TRIP garante a alta ductilidade que este tipo de aço apresenta durante o processo de conformação do material. Na figura 13 é representado um esquema do que ocorre quando o aço TRIP é submetido a tração. No primeiro momento, a deformação aplicada acarreta a transformação da austenita em martensita. O fenômeno se repete ao longo da região, de forma que a deformação é propagada uniformemente pelos locais não deformados e que apresentam menor resistência. O retardamento da fratura causado pela transformação sucessiva da austenita retida garante a alta ductilidade. A resistência mecânica final aumenta como consequência da fração da martensita existente no material (ANAZAWA, 2007).

Figura 13 - Representação esquemática do efeito TRIP.



(1). Deformação por tensão é aplicada.

(2). Transformação da austenita retida em martensita.

(3). Transformação martensítica ocorre nas regiões adjacentes.

Fonte: Adaptado de Yokoi, Kawasaki, et al (1996).

3.3.3. Efeito dos elementos de liga

Os elementos de liga presentes nos aços carbono influenciam nas transformações de fase e constituintes da microestrutura, além de interferir também no modo e na velocidade das transformações (ANAZAWA, 2007). Em relação ao aço TRIP, estudos já foram desenvolvidos para encontrar a microestrutura e conjunto de propriedades mecânicas desejadas (FERRER, 2003). Na Tabela 1, tem-se o resumo de algumas dessas combinações.

Tabela 1 - Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP, % em peso.

Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-P	0,15	2,00	-	-	0,03	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,60	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,50	0,60	-	-	-	0,06

Fonte: Bleck (2002) apud Ferrer (2003).

A partir da quantidade de carbono, as transformações são afetadas e pode-se realizar o controle da microestrutura e propriedades mecânicas do aço (ANAZAWA, 2007). Ademais, a concentração de carbono deve ser suficiente para enriquecer a austenita durante o processo de recozimento contínuo, mantendo a temperatura de transformação da austenita para martensita (M_s) por volta de 15 °C até 25 °C abaixo da temperatura ambiente. Ou seja, a possibilidade de obter austenita retida na temperatura ambiente depende da concentração de carbono. Vale ressaltar que essa quantidade é limitada a um máximo de 0,3% devido a exigências, como a soldabilidade do material (FERRER, 2003; ZORZI, 2014).

No entanto, como citado por Ferrer (2003), reduzindo a concentração de carbono torna mais difícil o volume adequado de austenita retida a temperatura ambiente. Dessa forma, uma solução é a adição de elementos de liga como o manganês e o silício em concentrações adequadas e tratamentos térmicos que otimizem essa adição. Estes dois elementos são capazes de controlar a velocidade das reações e aumentam a resistência do material, por endurecimento por solução sólida.

O manganês é um elemento estabilizador da austenita, reduz a temperatura de início de transformação da austenita para a ferrita durante o processo de resfriamento e atrasa a formação

da perlita, possibilitando o enriquecimento de carbono pela austenita e aumento da faixa de velocidades de resfriamento viáveis para o processo (ANAZAWA, 2007). Bleck (2002) apud Ferrer (2003) ressalta a possibilidade do Mn substituir o Fe na formação de precipitados do tipo $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. Estes precipitados, dão origem a partículas de austenita com alta concentração de Mn e, como consequência, demandam menores quantidades de carbono para se estabilizarem a temperatura ambiente.

O silício dificulta a formação da cementita, é um elemento importante para que a precipitação da cementita não ocorra durante a formação da bainita superior. Sugere-se que isso ocorre devido à baixa solubilidade do silício na cementita. Sem a cementita, é possível alcançar maiores níveis de ductilidade e o carbono tem como preferência o enriquecimento da austenita remanescente (ANAZAWA, 2007). Este elemento de liga deve ser utilizado em quantidades adequadas, pois o elevado teor de silício acarreta a constituição de uma camada fina de óxidos na superfície da chapa durante a etapa de recozimento contínuo. Em aços revestidos a quente, tem-se uma redução da capacidade de aderência do zinco líquido na chapa de aço, comprometendo o revestimento superficial do aço TRIP (ZORZI, 2014). Sendo assim, o alumínio tem sido um substituto parcial ou completo do silício (ANAZAWA, 2007; FERRER, 2003).

O alumínio é formador de ferrita e não solúvel na cementita, mas apresenta menor influência na inibição da formação de carbonetos quando comparado ao silício. É utilizado em combinação com o fósforo ou maiores teores de carbono, devido ao seu baixo potencial de endurecimento por solução sólida. A principal desvantagem deste elemento de liga é o aumento da temperatura de M_s (FUKUGAUCHI, 2010).

O fósforo é utilizado quando as concentrações de alumínio e silício são limitadas. Uma concentração baixa de fósforo, menor que 0,1%, é capaz de diminuir a cinética de precipitação de carbonetos de ferro e aumentar a resistência do material, por endurecimento por solução sólida. Os benefícios decorrentes à adição do fósforo são dependentes da presença do silício ou do alumínio. Se a concentração de fósforo for maior que a adequada, pode segregar para os contornos de grão e prejudicar a ductilidade do material (FERRER, 2003).

No aço TRIP, o nióbio, influencia a transformação da austenita em ferrita e em bainita, além disso, tem influência na fração de volume e estabilidade da austenita retida. Como consequência da diferença do raio atômico em relação ao ferro, aumenta a resistência do aço por reduzir o movimento do contorno de grão. Além disso, pode formar carbonetos e carbonitreto que podem ser locais de nucleação de transformação de fase, aumentam a força motriz para a formação da ferrita, são obstáculos para o crescimento de grão e causam

endurecimento por precipitação (ANAZAWA, 2007).

Na tabela 2, é apresentado um resumo dos elementos de liga utilizados no aço TRIP, com as quantidades típicas de utilização e os efeitos que pode causar no aço TRIP.

Tabela 2 - Efeitos e quantidade de massas típicas em % de elementos de liga em aços TRIP.

Elementos de liga (% em massa típica)	Influência/Razão para adição	Problemas
C (0,15 – 0,30)	Estabilizador de austenita. Determina a distribuição de fase. Determina a estabilidade da austenita retida. Fortalece a martensita.	Redução de soldabilidade e tenacidade.
Mn (1,50 – 2,00)	Estabilizador de austenita. Reduz Ac em ferrita. Fortalece a ferrita. Retarda a formação da perlita.	Formação de carbonetos.
Si (0,10 – 1,50)	Estabilizador de ferrita. Previne a formação de Fe ₃ C. Fortalece a ferrita.	Qualidade de superfície.
Al (0,05 – 1,80)	Estabilizador de ferrita. Previne a formação de Fe ₃ C.	Aumenta M _s .
P (0,01 – 0,30)	Estabilizador de ferrita. Retarda a precipitação de Fe ₃ C.	Segregação. Redução na ductilidade.

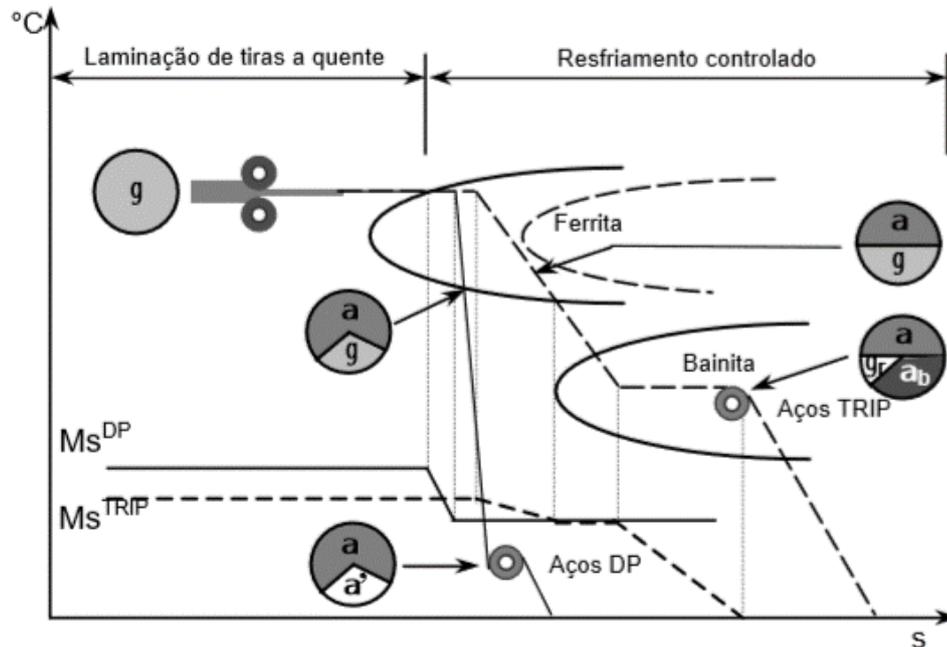
Fonte: Adaptado de Anazawa (2007).

3.3.4. Processamento

Bleck, Frehn e Ohlert (2001) ressaltam que várias rotas de processamento para o aço TRIP estão sendo utilizadas, a escolha da rota depende do produto final que se deseja obter. As principais rotas são por laminação a quente e/ou laminação a frio e recozidos (FUKUGAUCHI, 2010).

No processo de laminação a quente, a microestrutura e as propriedades mecânicas podem ser ajustadas no resfriamento contínuo, onde a velocidade de resfriamento é variável. Na figura 14 está representado esquematicamente o resfriamento proposto para a produção de tiras a quente de aço TRIP, sendo comparado ao esquema estabelecido para a produção de aços *Dual Phase* (FERRER, 2003).

Figura 14 - Esquema de resfriamento controlado para aços *Dual Phase* e para aços TRIP.



Fonte: Bleck (2002) apud Ferrer (2003).

Para os aços *Dual Phase*, a taxa de resfriamento deve ser baixa de forma a possibilitar que cerca de 85% da austenita se transforme em ferrita, junto com o enriquecimento de carbono pela austenita retida. Simultaneamente, a taxa de resfriamento deve ser alta de tal forma que evite a formação de perlita e bainita, garantindo a formação de martensita a baixas temperaturas durante o bobinamento, por volta de 200 °C. Dessa forma, é necessário que se tenha um tratamento na faixa de temperaturas intercríticas para controlar a cinética de formação máxima da ferrita (BLECK, FREHN e OHLERT , 2001).

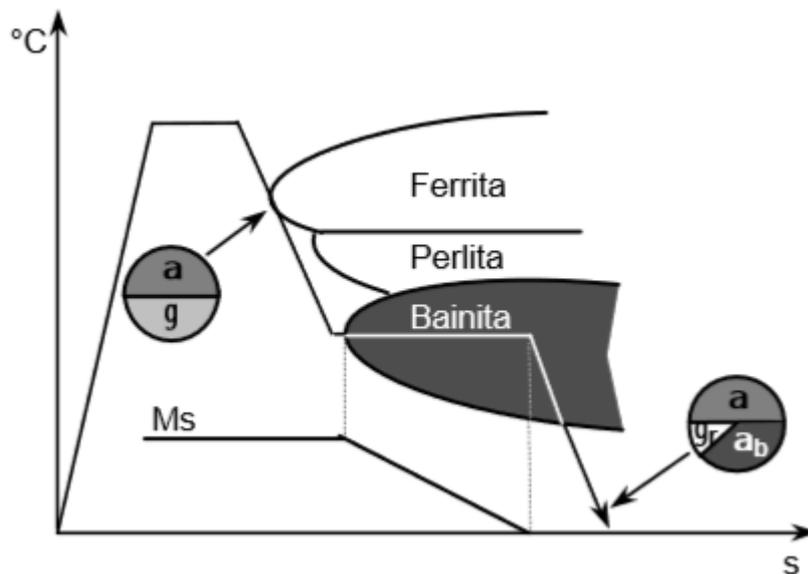
Nos aços TRIP a taxa de resfriamento é menor, devido a presença de elementos de liga que atrasam a formação da ferrita, ao maior teor de carbono e por ser a bainita a fase que se deseja obter. Dessa forma, o bobinamento é feito na faixa de temperatura de formação da bainita, por volta de 500 °C. A microestrutura final corresponde a 50% a 60% de ferrita, 25% a 40% de bainita e 5% a 15% de austenita retida metaestável (BLECK, FREHN e OHLERT , 2001). Segundo Gorni (2009), frações de austenita retida superiores a 20% degradam a conformabilidade a frio dos aços.

A austenita retida é metaestável por efeito do enriquecimento de carbono da austenita das transformações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) e como consequência, a temperatura de início de formação de martensita é deslocada para temperaturas menores que a ambiente (FERRER, 2003).

No caso da laminação a frio, o estado inicial do aço TRIP deve ser de maior ductilidade

e sua microestrutura deve conter ferrita e perlita. A alta temperatura de bobinamento, por volta de 700 °C, garante esta microestrutura. Posteriormente à laminação a frio, a chapa de aço é submetida ao tratamento térmico realizado nas linhas de recozimento contínuo ou nas linhas de galvanização por imersão a quente (BLECK, FREHN e OHLERT , 2001). Este processo possui duas etapas: a primeira consiste em um recozimento intercrítico na faixa de temperaturas entre 780 °C e 880 °C e a segunda é um resfriamento rápido até atingir a faixa de temperatura entre 350 °C e 500 °C. Assim, a maior parte da austenita é transformada em bainita, seguido de um resfriamento ao ar (FERRER, 2003). O recozimento intercrítico está esquematizado na figura 15.

Figura 15 - Esquema do recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio.



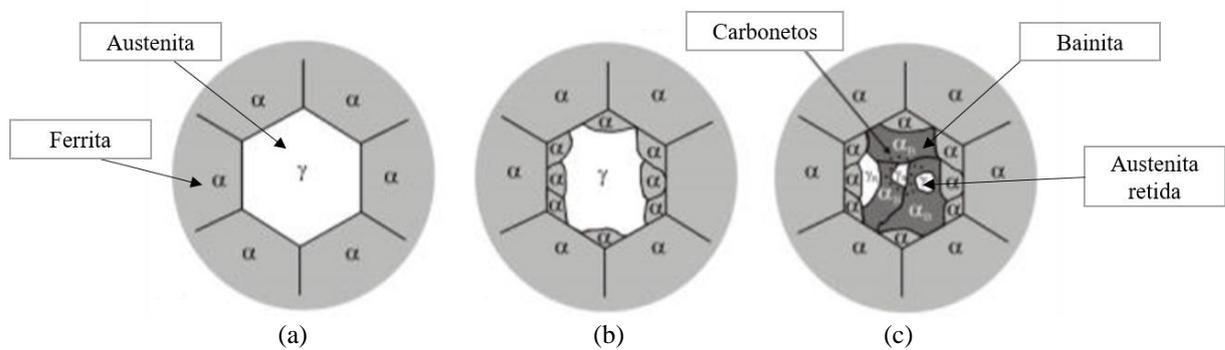
Fonte: Bleck (2002) apud Ferrer (2003).

Após o recozimento intercrítico, a microestrutura do aço TRIP contém porcentagem aproximadamente igual de ferrita e austenita. A diferença é que ao contrário do aço TRIP laminado a quente, parte da ferrita já estava na microestrutura antes do recozimento sendo que outra parte se formou durante o resfriamento a partir da temperatura intercrítica (FERRER, 2003).

As propriedades elevadas de resistência mecânica atribuídas ao TRIP, tem como principal razão a presença de austenita metaestável após o tratamento térmico final. Na figura 16 está ilustrado um desenho esquemático do desenvolvimento da microestrutura durante o tratamento térmico. Durante a austenitização intercrítica, é formada uma microestrutura de frações similares de austenita e ferrita (figura 16-a). Ao longo do resfriamento, parte da

austenita pode se transformar em ferrita devido ao enriquecimento de carbono da austenita adjacente (figura 16-b). No recozimento intercrítico, parte da austenita é transformada em bainita e a austenita restante é ainda enriquecida em carbono, de modo que a temperatura inicial de martensita é deslocada abaixo da temperatura ambiente (figura 16-c). A microestrutura final contém 5% a 15% de austenita retida, que é parcialmente ou completamente transformada em martensita durante a conformação, contribuindo para o aumento da resistência mecânica do material (BLECK, FREHN e OHLERT , 2001).

Figura 16 - Desenvolvimento da microestrutura do aço TRIP durante o tratamento térmico.



(a). Duas fases durante a austenitização intercrítica.

(b). Formação da ferrita durante o resfriamento.

(c). Formação da bainita e enriquecimento da austenita de carbono durante o recozimento intercrítico.

Fonte: Adaptado Bleck, Frehn e Ohlert (2001).

Ainda sobre as transformações durante o tratamento térmico, Ferrer (2003) salienta que a estabilidade da austenita retida se deve a alta concentração de carbono. O tratamento de austenitização intercrítica possibilita obter uma estrutura composta por ferrita pró-eutetóide e austenita. O posterior tratamento isotérmico na faixa de temperatura da bainita superior permite a austenita intercrítica transformar em ferrita bainítica entremeada de filmes e/ou ilhas de austenita retida. Nas duas reações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) a austenita é enriquecida por partição de carbono, atingindo concentrações acima de 1,5%, o que acarreta o ponto de início da transformação martensítica (M_s) abaixo da temperatura ambiente.

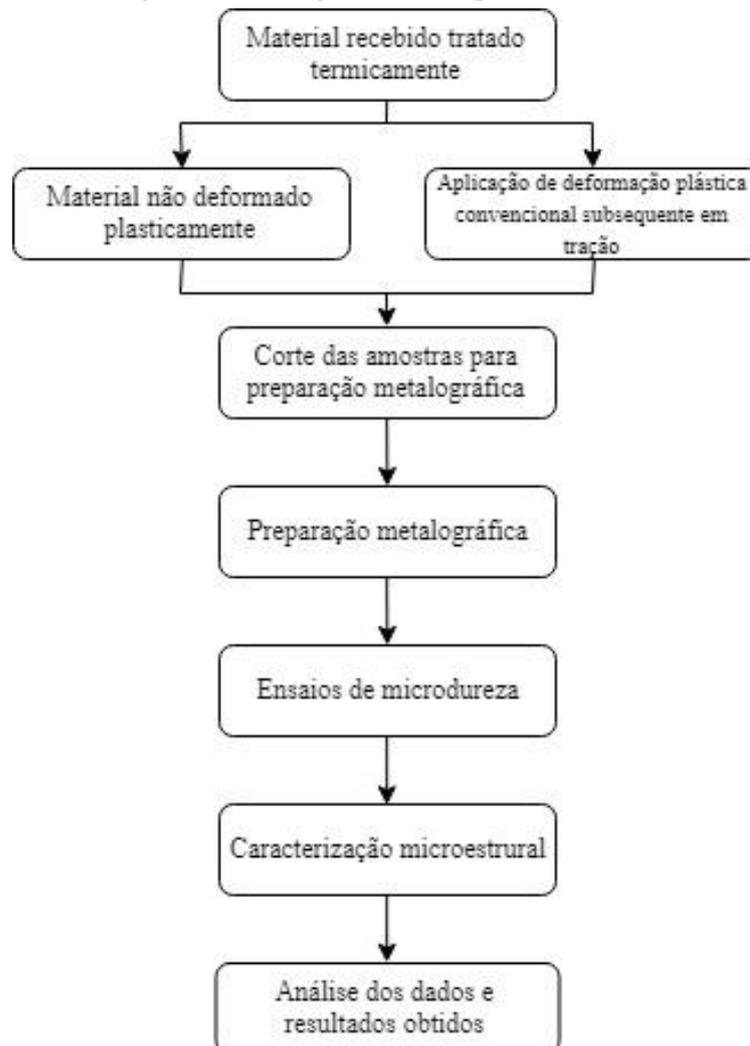
4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1. Descrição do trabalho

O presente trabalho aborda o efeito de alguns fenômenos termicamente ativados na microestrutura e dureza de um aço TRIP. Os corpos de prova utilizados fizeram parte da dissertação de mestrado desenvolvida anteriormente por Ferreira (2018), assim, o procedimento deste trabalho de conclusão de curso envolveu preparação metalográfica das amostras, ensaio de microdureza e análise das microestruturas.

Na figura 17, está esquematizado de maneira sintética a metodologia adotada no presente trabalho. No qual foi analisado o efeito do tempo de austêmpera e deformação convencional subsequente em um aço TRIP, na sua microestrutura e dureza.

Figura 17 - Fluxograma das etapas do trabalho.



Fonte: Próprio Autor.

4.2. Material

O material utilizado no estudo foram chapas de aço TRIP 800, utilizadas no grupo de pesquisa de Ferreira (2018). O aço estudado pode ser definido como um aço microligado com baixo teor de carbono, cuja composição química possui potencial de apresentar efeito TRIP. As chapas foram laminadas a frio e galvanizadas com revestimento de zinco, espessura de 1,5 mm. Na tabela 3, é apresentado a composição química do aço estudado em seu estado inicial.

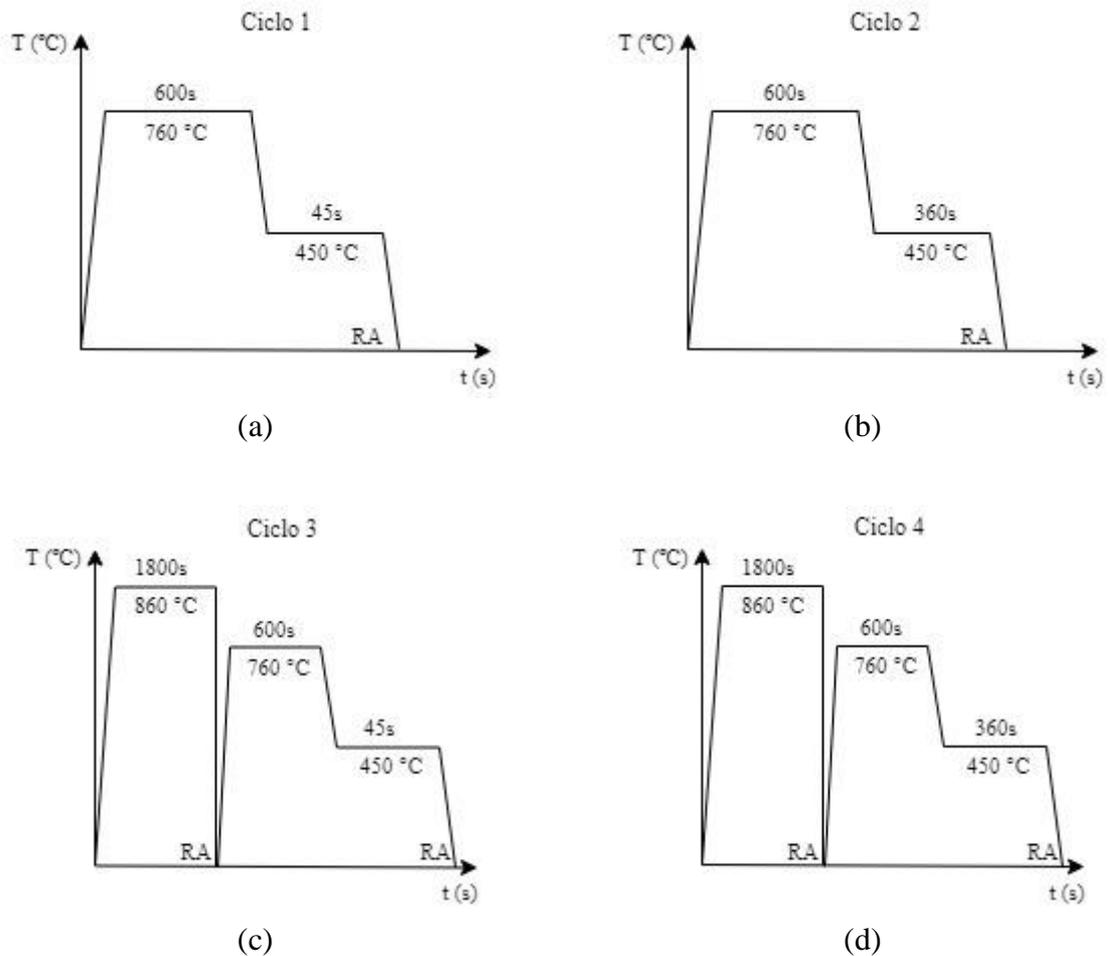
Tabela 3 - Composição química do aço estudado no estado inicial, % em peso.

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
96,2	0,230	1,59	1,71	0,0199	0,0185	0,0252	0,0127
Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
0,0181	0,0667	0,0217	0,0078	0,0073	0,0045	0,0095	0,0057

Fonte: Adaptado de Ferreira (2018).

O aço primeiramente foi normalizado a 860 °C por 1800 segundos e resfriamento ao ar. Em seguida, passou por quatro diferentes ciclos térmicos que estão esquematizados na figura 18. O Ciclo 1 consiste em um aquecimento intercrítico a 760 °C por 600s e resfriamento brusco. Em seguida, foi feita uma austêmpera a 450 °C por 45s e resfriamento brusco, figura 18-a. No Ciclo 2 o material foi submetido a um aquecimento intercrítico a 760 °C por 600s e resfriamento brusco, austêmpera a 450 °C por 360s e resfriamento brusco, figura 18-b. O Ciclo 3 compreende uma têmpera a 860 °C por 1800s e resfriamento brusco, aquecimento intercrítico 760 °C por 600s e resfriamento brusco, austêmpera 450 °C por 45s e resfriamento brusco, figura 18-c. Por fim, o Ciclo 4 passou por uma têmpera previamente a 860 °C por 1800s e resfriamento brusco, aquecimento intercrítico a 760 °C por 600s e resfriamento brusco, austêmpera a 450 °C por 360s e resfriamento brusco, figura 18-d.

Figura 18 - Esquemática dos ciclos térmicos empregados no aço estudado.



RA: resfriamento em água.

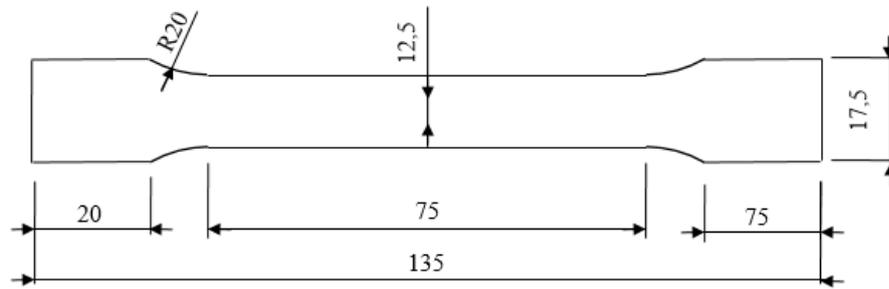
(a). Ciclo 1, (b). Ciclo 2, (c). Ciclo 3 e (d). Ciclo 4.

Fonte: Adaptado de Ferreira (2018).

4.3. Pré-tração uniaxial dos corpos de prova

A fim de se obter os efeitos de uma deformação plástica a frio na microestrutura de um aço TRIP, o material foi submetido a dois níveis de deformação convencional mediante ensaio de tração. Os corpos de prova foram obtidos a partir de corte a laser no formato esquematizado na figura 19.

Figura 19 - Representação esquemática do corpo de prova para aplicação da deformação plástica subsequente, dimensões em milímetros.



Fonte: Próprio autor.

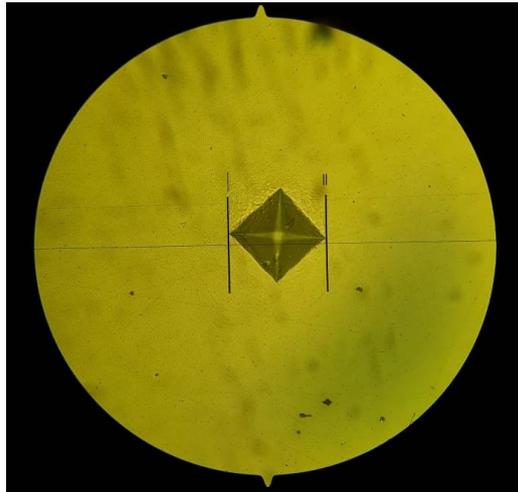
Para a aplicação da tração, foi utilizada a máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5982, com célula de carga de 100 kN e software de aquisição de dados Bluehill 3. A velocidade do ensaio foi de 4,5 mm/min, a taxa de deformação inicial foi de 10^{-3} s^{-1} e a condição de fim de ensaio foi de deformação convencional igual a 10% ou 20%.

4.4. Ensaio de microdureza Vickers

Para avaliação das microdurezas utilizou-se um microdurômetro Vickers da marca Shimadzu e modelo HMV 2T E, com endentador piramidal de diamante de base quadrada e ângulo de 136° entre as faces opostas do diedro.

A dureza do material como um todo foi obtida utilizando uma carga de 1 kgf e um tempo de penetração de 15s. O valor da carga escolhida teve como finalidade a possibilidade de medir o material de forma mais abrangente, por envolver uma região maior de impressão. Foram feitas dez medições de forma aleatória em toda a superfície da amostra, possibilitando como resultado um valor médio de dureza Vickers. Em seguida, foi calculado o desvio padrão. A impressão está retratada na figura 20.

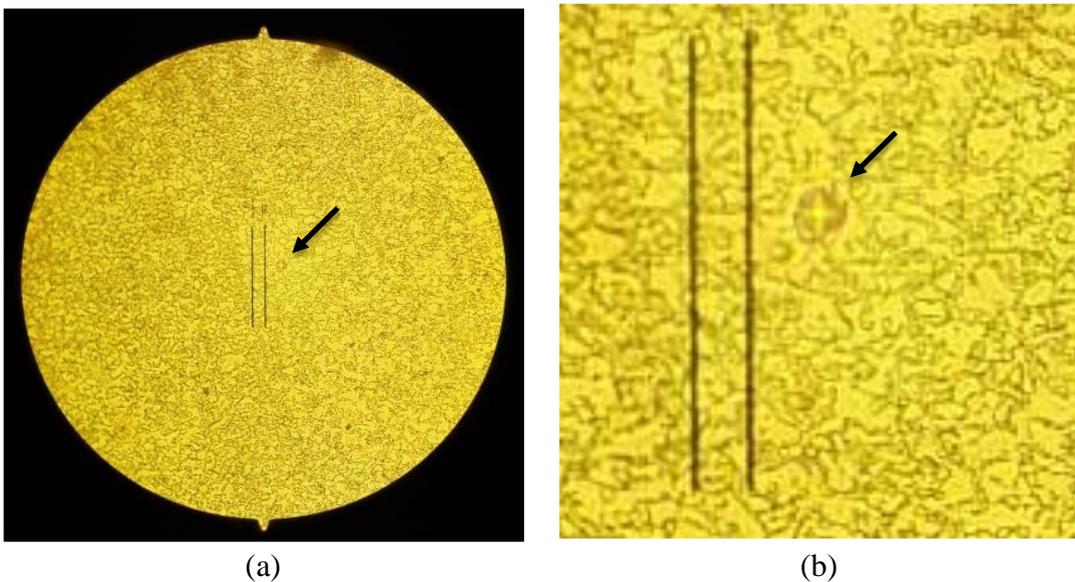
Figura 20 - Impressão da dureza Vickers no material como um todo.



Fonte: Próprio Autor.

A dureza da ferrita foi medida em amostras atacadas com Nital 5%. Ao ser atacada por este reagente a ferrita se apresenta com uma cor mais clara, facilitando a identificação. Sendo assim, as impressões com o endentador foram feitas nas regiões claras identificadas como o constituinte ferrita do material, conforme mostrado pela figura 21. A carga utilizada foi de 0,01 kgf para possibilitar uma impressão mais precisa na região, o tempo de penetração foi de 15s e foram feitas cinco medições de forma aleatória e, em seguida, foi calculado o desvio padrão.

Figura 21 - Impressão da dureza Vickers na ferrita.



- (a) Impressão da dureza Vickers na ferrita;
(b) Ampliação da impressão da dureza Vickers na ferrita.

Fonte: Próprio Autor.

4.5. Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural, o primeiro passo foi o corte das amostras em tamanhos menores. O corte foi feito utilizando uma cortadora metalográfica modelo COR 80/2. Este processo foi realizado de maneira cautelosa para se evitar o aquecimento elevado da amostra e, conseqüente, modificação estrutural da região a ser estudada.

As amostras foram sujeitadas à decapagem ácida durante duas horas em ácido clorídrico P.A., com o intuito de retirar a camada galvanizada, impurezas ou óxidos que estivessem aderidos à superfície do material.

Posteriormente ao processo de decapagem ácida, as amostras foram submetidas ao processo de embutimento com acrílico autopolimerizante. Em seguida, foi feito lixamento em lixa de 600 *mesh*. O lixamento foi feito de forma “suave” para evitar a transformação de fase do material. Por último, foi feito o polimento com pasta de diamante com granulometria de 9 μm e 3 μm .

O ataque químico foi executado com dois diferentes tipos de reagentes: Nital 3% e Bandoh, as respectivas composições químicas estão descritas na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição dos reagentes químicos utilizados nos ataques químicos.

Reagente	Composição
Nital 3%	Ácido nítrico 3% em solução alcoólica
	Ácido pícrico 5% m/v em solução aquosa
Bandoh	Tiosulfato de sódio 7% m/v em solução alcoólica
	Ácido nítrico 4% em solução alcoólica

Fonte: Próprio Autor.

O Nital 3% é um reagente utilizado em ataque químico corrosivo, ou seja, nesta técnica ocorre um processo de corrosão controlada em áreas de potenciais eletroquímicos diferentes. Dessa forma, as diferenças na taxa de ataque revelam a microestrutura. Com este reagente, a ferrita se apresenta com uma coloração mais clara e os demais constituintes se apresentam em tons mais escuros. Assim sendo, a partir do ataque com o Nital 3% não é possível distinguir bainita, martensita, austenita retida e carbonetos que eventualmente podem estar presentes (FUKUGAUCHI, 2010).

O reagente Bandoh, revela a ferrita em azul, martensita e austenita retida em tons de amarelo claro e bainita na cor marrom (BANDO, MATSUMURA e SAKUMA, 1988). Este tipo de ataque químico forma determinados óxidos de acordo com o tipo de estrutura e

composição química da região levando a variações de efeitos na interferência de luz e podendo ser observados com diferentes colorações ao microscópio óptico (FUKUGAUCHI, 2010).

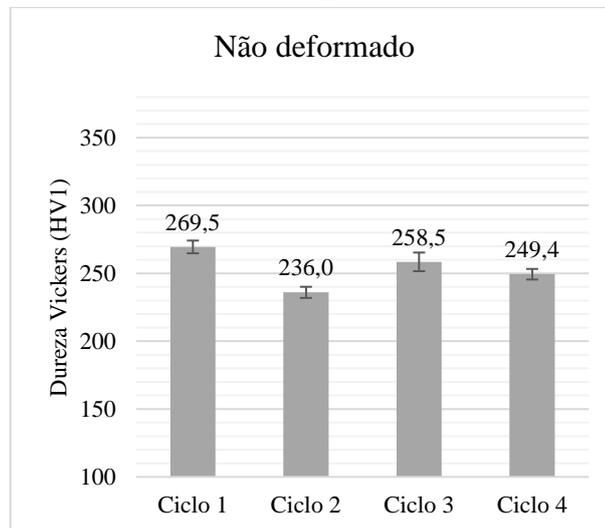
As imagens obtidas por microscopia óptica (MO) foram capturadas no microscópio óptico Fortel modelo Kontrol IM 713, a partir das amostras ao ataque químico com os reagentes Nital 3% e Bandoh. A análise em microscopia eletrônica de varredura foi realizada com detector de elétrons secundários, em um equipamento Shimadzu, modelo SSX – 550 Superscan, as amostras foram atacadas com Nital 3%.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Ensaio de microdureza Vickers

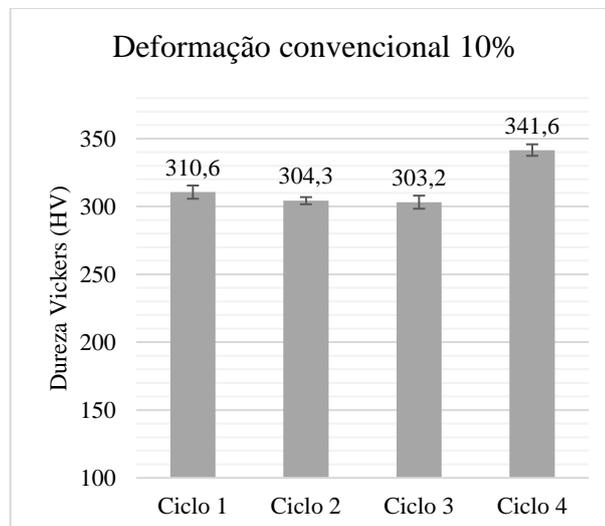
Nas figuras 22, 23 e 24 são mostrados os valores de dureza Vickers (HV1) para as amostras de aço submetidas aos quatro distintos tratamentos térmicos, Ciclo 1, Ciclo 2, Ciclo 3 e Ciclo 4. Além disso, tem-se a dureza Vickers em função da deformação plástica que o material foi submetido posteriormente, ou seja, deformação convencional de 10% e de 20%.

Figura 22 - Dureza Vickers (HV1) de um aço assistido pelo efeito TRIP não deformado em função do ciclo térmico aplicado.



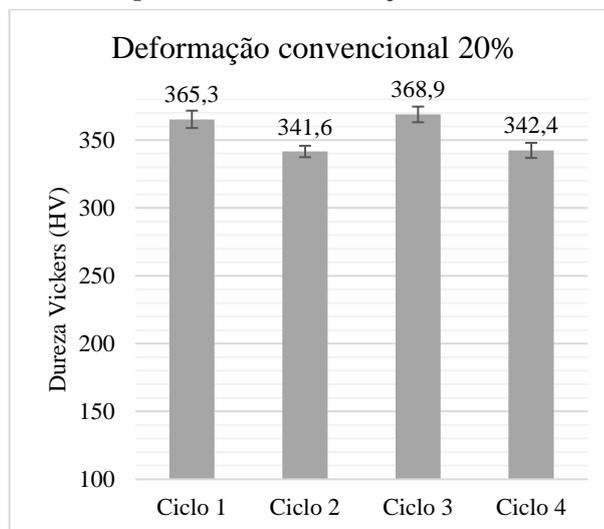
Fonte: Próprio Autor.

Figura 23 - Dureza Vickers (HV1) de um aço assistido pelo efeito TRIP submetido a deformação plástica convencional subsequente de 10% em função do ciclo térmico aplicado.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 24 - Dureza Vickers (HV1) de um aço assistido pelo efeito TRIP submetido a deformação plástica convencional subsequente de 20% em função do ciclo térmico aplicado.



Fonte: Próprio Autor.

Comparando o material não deformado com os deformados plasticamente, o valor da dureza média aumentou com a deformação e esse aumento foi maior para um nível de deformação plástica maior. Considerando o encruamento dos eventuais microconstituintes que tiveram efetivamente um papel na deformação plástica, isto é, nos quais ocorreu deformação plástica. Além disso, existe a questão da eventual transformação da austenita retida em martensita, ou seja, o efeito TRIP.

Destaca-se que a presença de austenita retida está relacionada ao fato de que na austenita, o carbono fica como um átomo intersticial na rede cristalina. Esse átomo intersticial distorce a rede cristalina e este comportamento dificulta mecanismos de movimentação atômica como o deslizamento de planos atômicos e a maclação, ou seja, mecanismos de deformação da rede cristalina. A transformação martensítica envolve a deformação na rede cristalina, uma vez que é um movimento cooperativo e coordenado dos átomos. Isso significa que apesar da presença do átomo de carbono ser o agente principal da transformação martensítica, ele também age como um complicador, pois distorce a rede dificultando o mecanismo de transformação. Este fato leva a observar que junto à martensita existe, mesmo que em baixas quantidades, austenita retida. Ademais, dependendo dos elementos de liga presentes, à medida que o teor de carbono é maior, aumenta a tendência de ter maior quantidade de austenita retida (KRAUSS, 2015).

Considerando inicialmente os resultados de dureza do ciclo térmico que compreendeu aquecimento intercrítico, resfriamento brusco e austêmpera interrompida com resfriamento brusco em dois distintos tempos de 45s e 360s, ou seja, Ciclo 1 e Ciclo 2, respectivamente.

Observa-se que tanto para o material não deformado quanto para o material deformado plasticamente, o Ciclo 1, atingiu maiores valores de dureza quando comparado ao Ciclo 2.

Tal comportamento é observado nas três condições em que o material foi analisado, ou seja, no estado não deformado, submetido a deformação convencional subsequente de 10% e de 20%. Pode-se relacionar este desempenho ao desenvolvimento da microestrutura multiconstituída e ao seu comportamento mediante a aplicação de esforços subsequentes. Sem deformação plástica prévia, acredita-se que o Ciclo 1 tenha a presença de ferrita em sua microestrutura. Essa possibilidade se deve ao fato de que o material anteriormente foi normalizado e o aquecimento intercrítico realizado foi em uma temperatura tal que permite a presença de cerca de 50% de ferrita (FERREIRA, 2018).

Assim sendo, sugere-se que a microestrutura presente na amostra não deformada submetida ao Ciclo 1 seja composta por ferrita, bainita, martensita e austenita retida (constituente MA). Como o tratamento foi interrompido no tempo de 45s, sugere-se que há uma quantidade de bainita mais reduzida e uma quantidade de MA mais elevada. A quantidade mais elevada de MA é acompanhada por um teor menor de carbono tanto na martensita quanto na austenita retida, visto que, durante a austêmpera, à medida que o material vai se transformando em bainita, ele vai enriquecendo a austenita de carbono, ocorrendo uma migração de carbono para a austenita. Se tem menor proporção de bainita formada tem-se menor teor de carbono migrado para aquelas regiões. Assim, no resfriamento brusco subsequente, tinha-se uma austenita com menor teor de carbono, conseqüentemente, formou-se martensita com menor teor de carbono. Pode-se ainda salientar que há a possibilidade de formar menor quantidade de austenita retida, uma vez que para se ter austenita retida é necessário que se tenha maior teor de carbono.

No Ciclo 2, propõe-se que os constituintes foram similares, ou seja, ferrita, bainita e martensita e austenita retida (constituente MA). Nesse caso, a quantidade de ferrita é similar a quantidade de ferrita presente no Ciclo 1, pois a condição do tratamento térmico inicial foi a mesma. Devido ao maior tempo de transformação na austêmpera, a quantidade de bainita no Ciclo 2 deve ser maior quando comparada a quantidade desse constituinte no Ciclo 1. Em relação a presença de martensita, ela deve estar mais presente no Ciclo 1 do que no Ciclo 2, este fato também se deve ao tempo de transformação.

No entanto, a martensita formada no Ciclo 2 deve ter maior teor de carbono. Uma vez que o tempo de austêmpera foi maior, 360s, maior quantidade de bainita foi formada e maior teor de carbono migrou para a austenita presente no material. Conseqüentemente, tem-se a presença de uma austenita mais rica em carbono. Ao sofrer o resfriamento brusco, a eventual

proporção de martensita formada é uma martensita de maior teor de carbono, semelhante a austenita retida, que por sua vez acredita-se estar em uma proporção mais acentuada e mais rica em carbono.

Considerando os materiais deformados plasticamente, o mesmo comportamento se manteve, ou seja, a dureza média do Ciclo 1 foi maior do que a dureza média do Ciclo 2. Durante a deformação plástica acredita-se que está ocorrendo a deformação da ferrita, além da transformação da austenita retida em martensita. No entanto, vale ressaltar, que como não foi possível realizar uma análise específica da quantidade de austenita retida presente, não se tem certeza se a transformação da austenita retida em martensita, o efeito TRIP, causa maiores efeitos no resultado do Ciclo 1 do que no Ciclo 2.

A diferença nos resultados de dureza entre o Ciclo 1 e o Ciclo 2 se torna relativamente menos acentuada com o aumento da deformação plástica aplicada. Esse comportamento pode estar relacionado aos mecanismos de deformação em cada ciclo. Pode-se ressaltar que a ferrita irá se deformar nos dois casos. Analisando o Ciclo 1, tem-se maior quantidade de martensita, mas não se tem conhecimento do quanto esta dureza seria maior em relação aos constituintes da amostra submetida ao Ciclo 2.

No Ciclo 2, tem-se maior quantidade de austenita retida que se transformaria em martensita, entretanto, a estabilidade deste microconstituente durante a deformação plástica deve ser considerada e não se tem conhecimento. Além da austenita retida, esta condição apresenta maior quantidade de bainita que poderia se deformar. O encruamento da bainita acarretaria em um aumento do valor de dureza que poderia ser algo mais representativo do que a quantidade mais elevada de martensita no Ciclo 1. Devido a estas considerações levantadas observa-se uma diminuição da diferença entre as durezas dos dois ciclos com relação ao aumento da deformação plástica convencional.

No que tange aos ciclos térmicos que envolveram uma têmpera anterior, ou seja, Ciclo 3 e 4, pode-se sugerir que essas rotas de aquecimento resultaram em um material cuja microestrutura seja composta por martensita e outros microconstituintes de característica acicular devido ao tratamento de têmpera (CHIAVERINI, 2005). Nota-se que do Ciclo 3 para o Ciclo 4, ou seja, de 45s para 360s sem deformação plástica prévia teve um comportamento similar quando comparado aos ciclos sem o tratamento de têmpera anterior.

O Ciclo 4 apresentou valores de dureza um pouco inferiores ao Ciclo 3 e o mesmo é observado com a realização de deformação plástica convencional subsequente de 20%. Verifica-se, entretanto, um comportamento oposto para o nível de deformação convencional de 10%. Esse comportamento, semelhante aos ciclos que foram analisados anteriormente,

possivelmente está relacionado aos microconstituintes que devem ser similares aqueles já descritos para o Ciclo 1 e Ciclo 2.

No Ciclo 3, devido ao resfriamento mais brusco é possível que se tenha os seguintes microconstituintes: ferrita, bainita em menor quantidade, martensita e austenita retida, sendo a martensita apresentando menor teor de carbono. No Ciclo 4, é possível encontrar ferrita, maior quantidade de bainita, menor quantidade de martensita e austenita retida com maior teor de carbono.

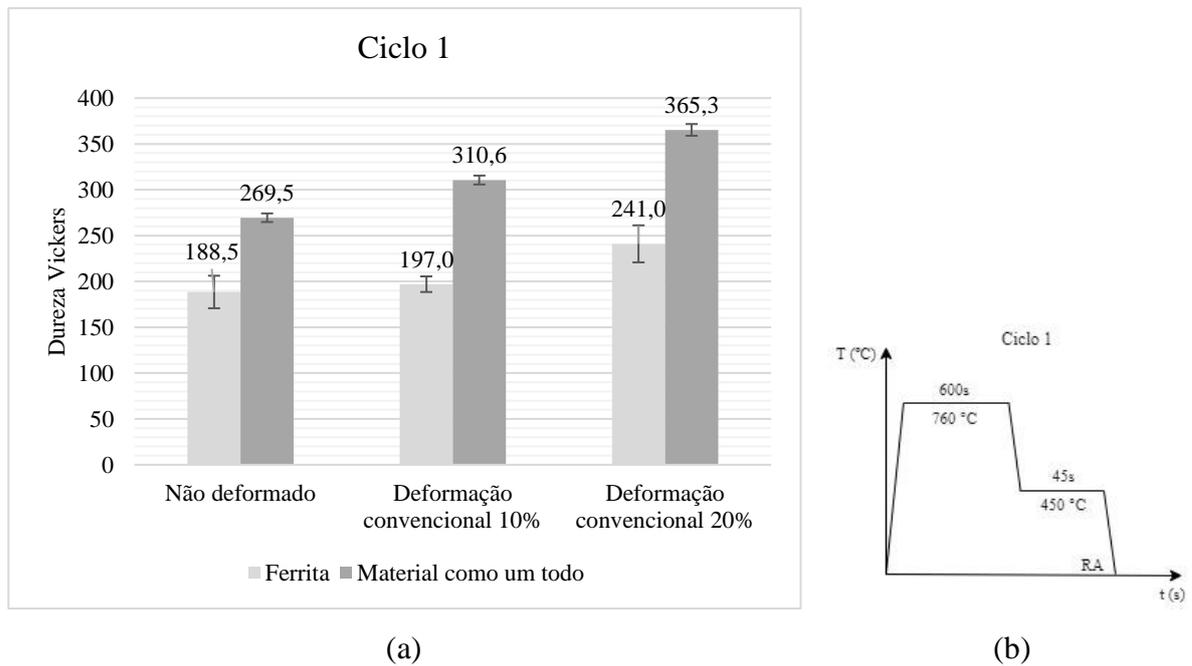
A maior diferença na microestrutura entre Ciclos 3 e 4 está relacionada à morfologia da ferrita. A partir da têmpera previamente realizada, o material possui martensita e outros produtos aciculares, este fato pode ser observado nos dois ciclos. Com a realização do recozimento intercrítico, uma parte do material se transforma em austenita e uma parte não se transforma. Entretanto, pela faixa de temperaturas possivelmente ocorreu um processo de difusão muito intenso e o material exibiu uma tendência em desenvolver uma estrutura mais de equilíbrio que não seria a estrutura martensítica e sim a estrutura ferrítica, porém com uma morfologia mais acicular.

Comparando os resultados de dureza para todas as condições, sem a têmpera anterior e com a têmpera anterior, Ciclo 1 e 2 com Ciclo 3 e 4, nota-se que há alguma diferença de dureza, sem a deformação existe uma certa tendência para apresentar maior ou menor valor de dureza. E mesmo com a deformação subsequente, não tem uma regra clara, no entanto, essa diferença não é tão acentuada considerando ainda o desvio padrão que pode ser observado.

Nas figuras 25 e 26, são mostrados os resultados de dureza média obtidos dos Ciclos 1 e 2, ou seja, para os tratamentos térmicos compostos de aquecimento intercrítico e austêmpera interrompida em tempos de 45s e 360s. Além disso, está apresentado o material sem deformação prévia e com deformação convencional subsequente de 10% e 20.

Nesse caso, diferentemente das figuras anteriores além dos valores médio de dureza, são exibidos os valores de dureza obtidos para a ferrita, isto é, para os grãos de ferrita no material. Ressalta-se que não foi realizado esse tipo de análise para o material submetido aos Ciclos 3 e 4. Devido a têmpera que previamente foram submetidos, a ferrita estaria a princípio um pouco mais acicular. No momento do ensaio de dureza Vickers a estrutura se apresentou muito mais refinada quando comparada ao Ciclo 1 e 2, não sendo possível com o instrumento utilizado obter impressões que incidissem apenas no constituinte ferrita que era o desejado.

Figura 25 - Comparação da dureza Vickers do material como um todo e da ferrita de uma amostra tratada termicamente nos parâmetros do Ciclo 1.

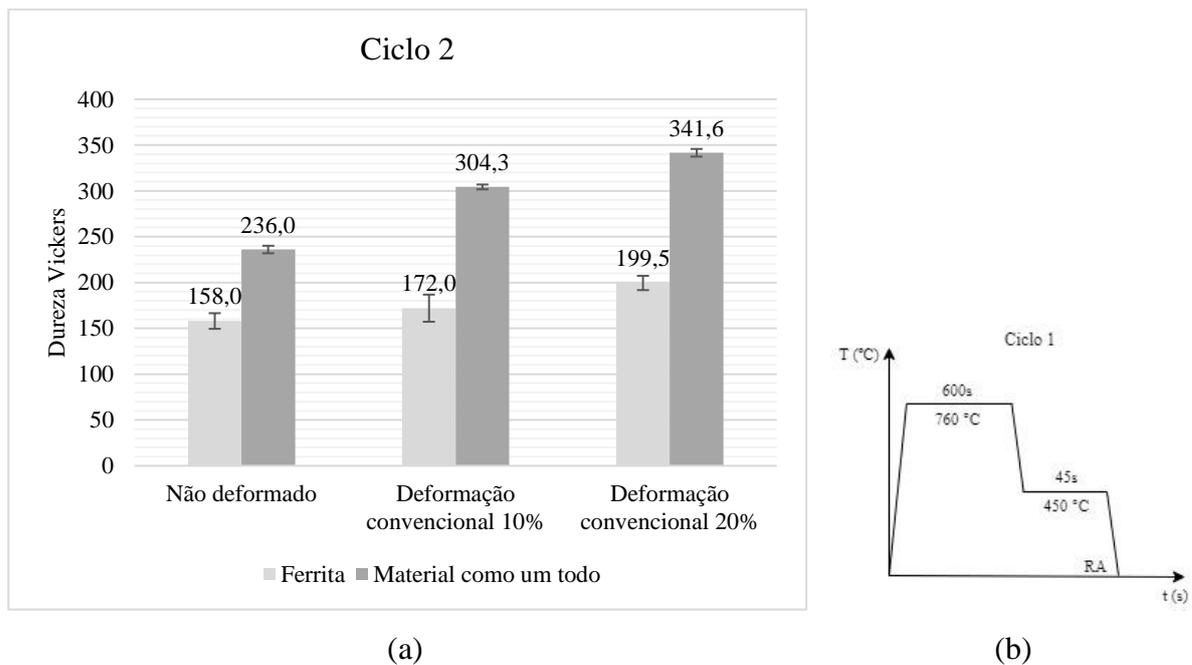


(a): Valores de dureza Vickers apresentado pelo material submetido ao Clico 1.

(b): Representação esquemática do Ciclo 1.

Fonte: Próprio Autor.

Figura 26 - Comparação da dureza Vickers do material como um todo e da ferrita de uma amostra tratada termicamente nos parâmetros do Ciclo 2.



(a): Valores de dureza Vickers apresentado pelo material submetido ao Clico 2.

(b): Representação esquemática do Ciclo 2.

Fonte: Próprio Autor.

Percebe-se que assim como é verificado em termos de comportamento médio do material, a ferrita tende a ter uma elevação nos seus valores de dureza com o aumento da quantidade de deformação plástica. O fato da ferrita aumentar os seus valores de dureza com a deformação plástica é algo que corrobora à observação que durante a deformação plástica, a ferrita é um dos microconstituintes que irá se deformar, isso significa que este constituinte é um dos agentes do processo de aumento da dureza. A ferrita se deforma e a consequência dessa deformação é o encruamento, que é o aumento da resistência mecânica. O encruamento nesse caso, pode ser definido como o aumento da resistência mecânica com a deformação plástica a frio, devido a diminuição da capacidade média de movimentação das discordâncias. Isso ocorre pelo motivo das discordâncias se multiplicarem durante a deformação e interagirem uma com as outras (DIETER, 1981).

Não é descartada a possibilidade de outros microconstituintes serem deformados plasticamente com a aplicação de esforço externo. Especialmente a austenita retida se transformando em martensita, caracterizando o efeito TRIP, a bainita por apresentar ferrita em sua estrutura e a própria martensita. Entretanto, esses microconstituintes não foram avaliados, dado que a ampliação que estava sendo utilizada no instrumento e o ataque químico realizado não possibilitaria incidir os ensaios nos constituintes desejados. Ou seja, não foi possível obter impressões que ficassem especificamente na martensita ou na bainita. Mesmo que o reagente químico utilizado possibilitasse a visualização. Dessa forma, optou-se somente por analisar a ferrita.

Comparando o Ciclo 1 com o Ciclo 2, figura 25 e figura 26, respectivamente, verifica-se um comportamento semelhante ao valor de dureza média do material. Ou seja, os valores de dureza da ferrita do Ciclo 1 são maiores que os valores de dureza da ferrita do Ciclo 2, assim como os valores de dureza média obtidos para cada um dos ciclos. Mesmo para o material sem deformação plástica prévia. Possivelmente, este resultado obtido está associado ao fato de que no Ciclo 1 tem-se um tempo menor de austêmpera, sendo assim, a transformação bainítica foi interrompida em um tempo menor. Dessa forma, espera-se ter uma quantidade de martensita um pouco maior. Sabe-se que a transformação martensítica é acompanhada de expansão volumétrica (KRAUSS, 2015), portanto, a microestrutura já existente, que no caso é a ferrita, teve que acomodar essa expansão volumétrica se deformando. Dessa maneira, provavelmente a ferrita já partisse neste momento de um estado um pouco encruado mesmo sem a aplicação de um esforço externo subsequente, que é o caso do material não deformado. Com o esforço aplicado subsequente isso pode ter se mantido.

Vale ressaltar que o desvio padrão do valor obtido da dureza da ferrita foi maior do que

o desvio padrão obtido no levantamento da dureza do material como um todo, isso se deve ao fato da estrutura muito fina que o material apresentou. Assim, no momento da penetração do endentador na região desejada outros microconstituintes podem ter influenciado na medição do valor da dureza.

Nas tabelas Tabela 5 e Tabela 6 está sendo mostrado o aumento percentual da dureza obtida no Ciclo 1 e no Ciclo 2, ou seja, o aumento de dureza do material em estado não deformado para uma deformação convencional de 10% e do aumento de dureza do material submetido a deformação de 10% convencional para a deformação convencional de 20%. Este aumento percentual está apresentado tanto para a dureza média do material como um todo quanto para a dureza média da ferrita.

Tabela 5 - Aumento percentual da dureza da amostra do Ciclo 1 sob efeito da deformação plástica.

Estado do material	Aumento percentual da dureza Vickers do material como um todo	Aumento percentual da dureza Vickers da ferrita
Não deformado para deformação convencional 10%	15,25%	4,51%
Deformação convencional 10% para deformação convencional 20%	17,61%	22,34%

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 6 - Aumento percentual da dureza da amostra do Ciclo 2 sob efeito da deformação plástica.

Estado do material	Aumento percentual da dureza Vickers do material como um todo	Aumento percentual da dureza Vickers da ferrita
Não deformado para deformação convencional 10%	28,94%	8,86%
Deformação convencional 10% para deformação convencional 20%	12,26%	15,99%

Fonte: Próprio Autor.

De modo geral, o aumento da dureza do material como um todo foi maior do que o aumento da dureza da ferrita. Isso significa que o encruamento da ferrita é representativo para o aumento da resistência mecânica do material, mas os outros constituintes também influenciam neste aumento de dureza, além da esperada transformação da austenita em martensita, o efeito TRIP. Devido ao fato de não ter sido avaliado o valor de dureza dos outros constituintes, não é possível afirmar se o efeito do encruamento da ferrita é maior ou menor do que o efeito dos outros microconstituintes na dureza do material.

A medição do valor da microdureza dos constituintes de maneira individual não é algo trivial, pois a dispersão encontrada para os constituintes pode ser grande. Além do mais, acredita-se que há uma certa dependência com a microestrutura que está desenvolvida em volta. Na dureza, se tem deformação plástica e o material deformado escoar para as regiões que estão em volta. Sendo assim, de acordo com a microestrutura existente em volta da região que sofreu deformação plástica, o material pode apresentar uma maior quantidade de ferrita, martensita, bainita ou uma mistura de um constituinte com outro. A diversidade na constituição do aço, faz com que a oposição ao escoamento na deformação plástica seja maior ou menor. Mesmo que a impressão da medida da dureza incida somente na ferrita, as características que estão presentes ao redor da impressão influenciam no resultado.

Outro fator que pode ser levantado como influência nos resultados é o fato da microestrutura do material se apresentar muito fina. Sugere-se que seja um dificultador para se conseguir regiões de incidência da impressão da dureza somente na ferrita.

Nota-se que o aumento percentual da dureza da ferrita tanto no Ciclo 1 quanto no Ciclo 2 foi maior no caso em que se teve a deformação convencional de 10% para 20%. Propõe-se que este comportamento pode ser justificado pelo nível de deformação convencional aplicada que causa na ferrita um maior encruamento.

5.2. Caracterização microestrutural

As micrografias obtidas através da microscopia óptica (MO) e da microscopia eletrônica de varredura (MEV) do aço assistido pelo efeito TRIP estão dispostas da figura 27 a figura 38. De um modo geral, as amostras apresentaram uma microestrutura multiconstituída com a presença de ferrita, bainita e martensita e austenita retida (conhecido como constituinte MA).

Nas imagens de microscopia óptica (MO) com ataque realizado com o Nital 3% sugere-se que os grãos claros são ferrita e os grãos escuros são os demais constituintes, como bainita, constituinte MA e eventualmente algum carboneto.

Já as amostras atacadas com o reagente Bandoh, acredita-se que ora a ferrita esteja na cor azul ora na cor amarronzada mediana, já o constituinte MA, propõe-se que esteja revelado por uma cor mais clara e a bainita por cor mais escura (BANDOH, MATSUMURA e SAKUMA, 1988). O reagente Bandoh revela as estruturas bainíticas na coloração marrom, mas alguns reagentes químicos similares revelam a ferrita bainítica em tons da cor azul e em tons da cor marrom (SEOL, RAABE, *et al.*, 2012), portanto, deve-se considerar este fato ao identificar as fases e comparar as micrografias obtidas do ataque com Bandoh com as outras

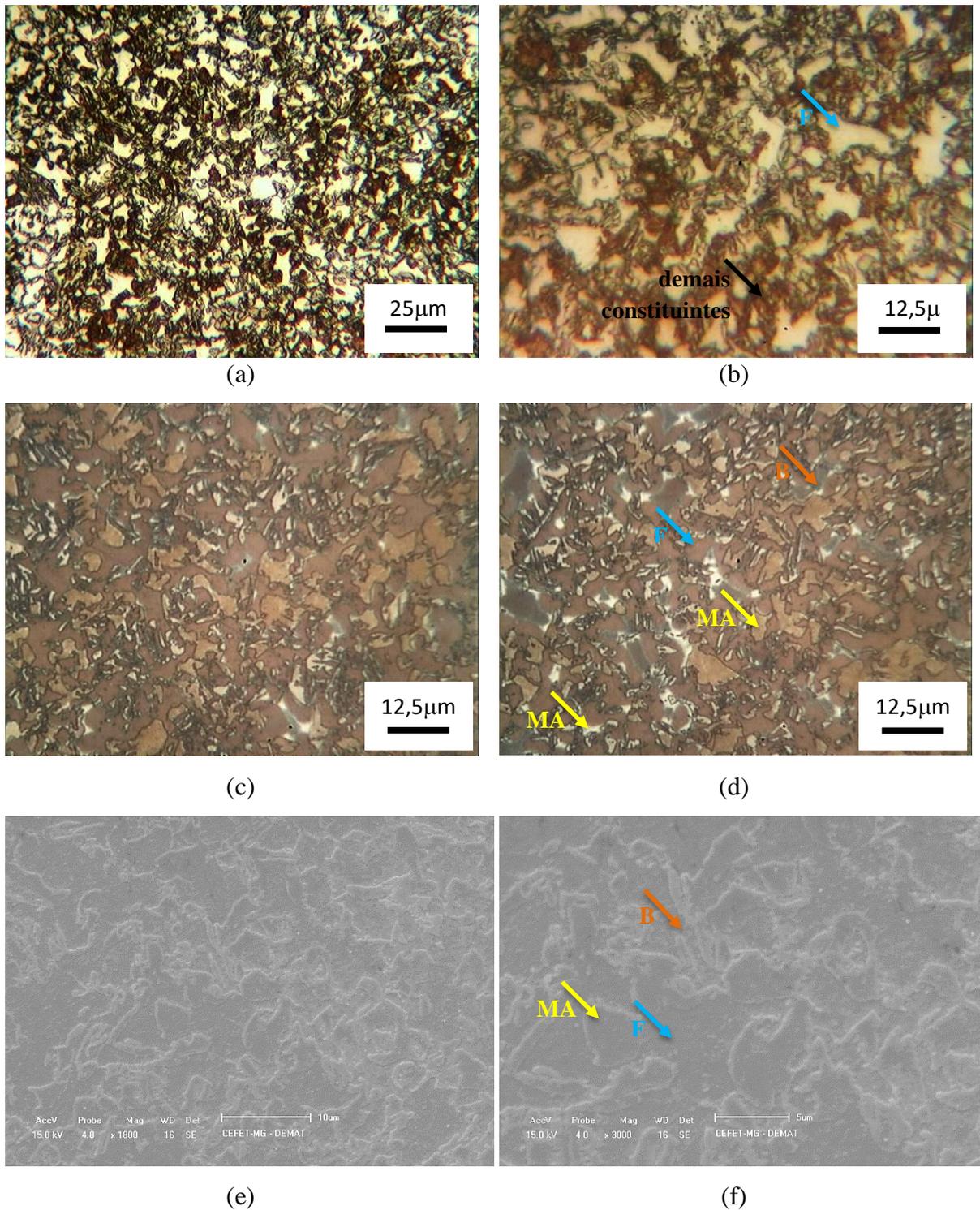
imagens realizadas em condições diferentes.

Nas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), o fundo sugere-se ser ferrita, os blocos são martensita e austenita retida (constituente MA) e a morfologia mais acicular e paralela sugere-se que seja bainita.

Dessa forma, a identificação dos constituintes foi feita a partir da comparação das imagens obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras atacadas por Nital 3% e Bandoh e das imagens obtidas pela microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foi observado a coloração e a morfologia das estruturas para identificação das fases.

Nas micrografias obtidas, a ferrita (F) está destacada com uso de setas na cor azul, a bainita (B) com setas na cor laranja, o constituinte MA (MA) está sendo mostrado pelas setas na cor amarela, por fim, destaca-se também os demais constituintes analisados por microscopia óptica (MO) das amostras com Nital 3% com setas na cor preta.

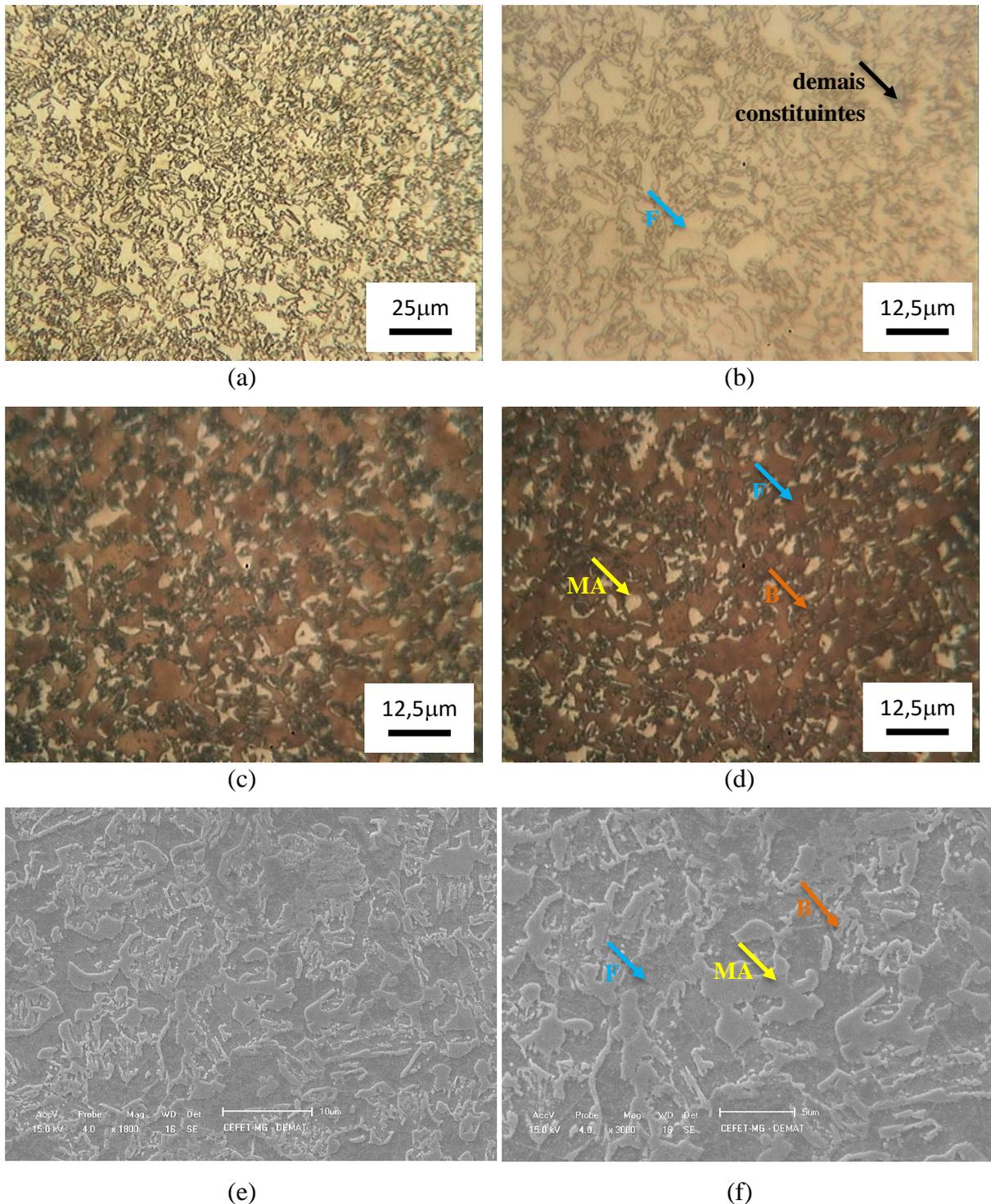
Figura 27 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 1, não deformado em subsequência.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

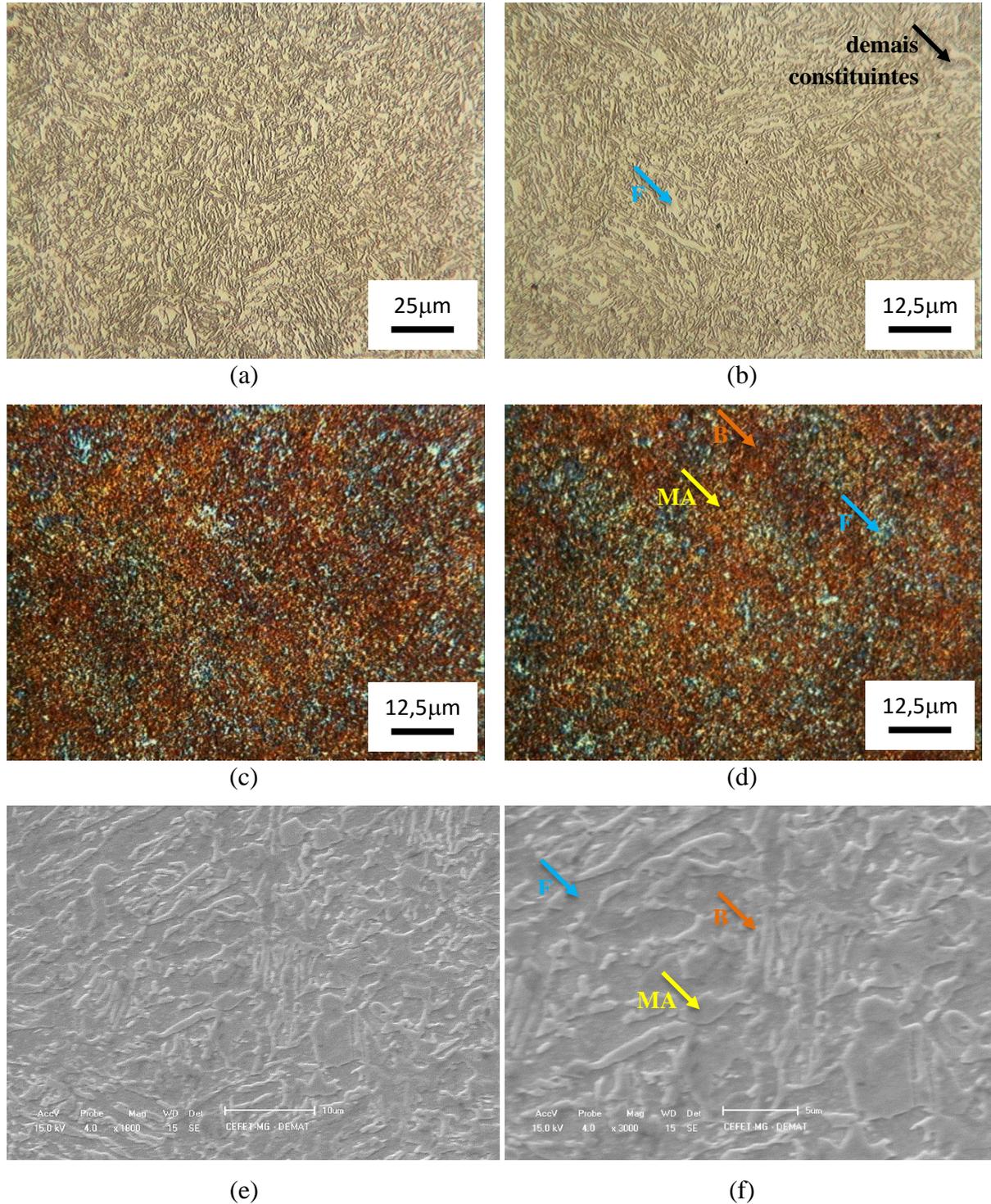
Figura 28 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 2, não deformado em subsequência.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

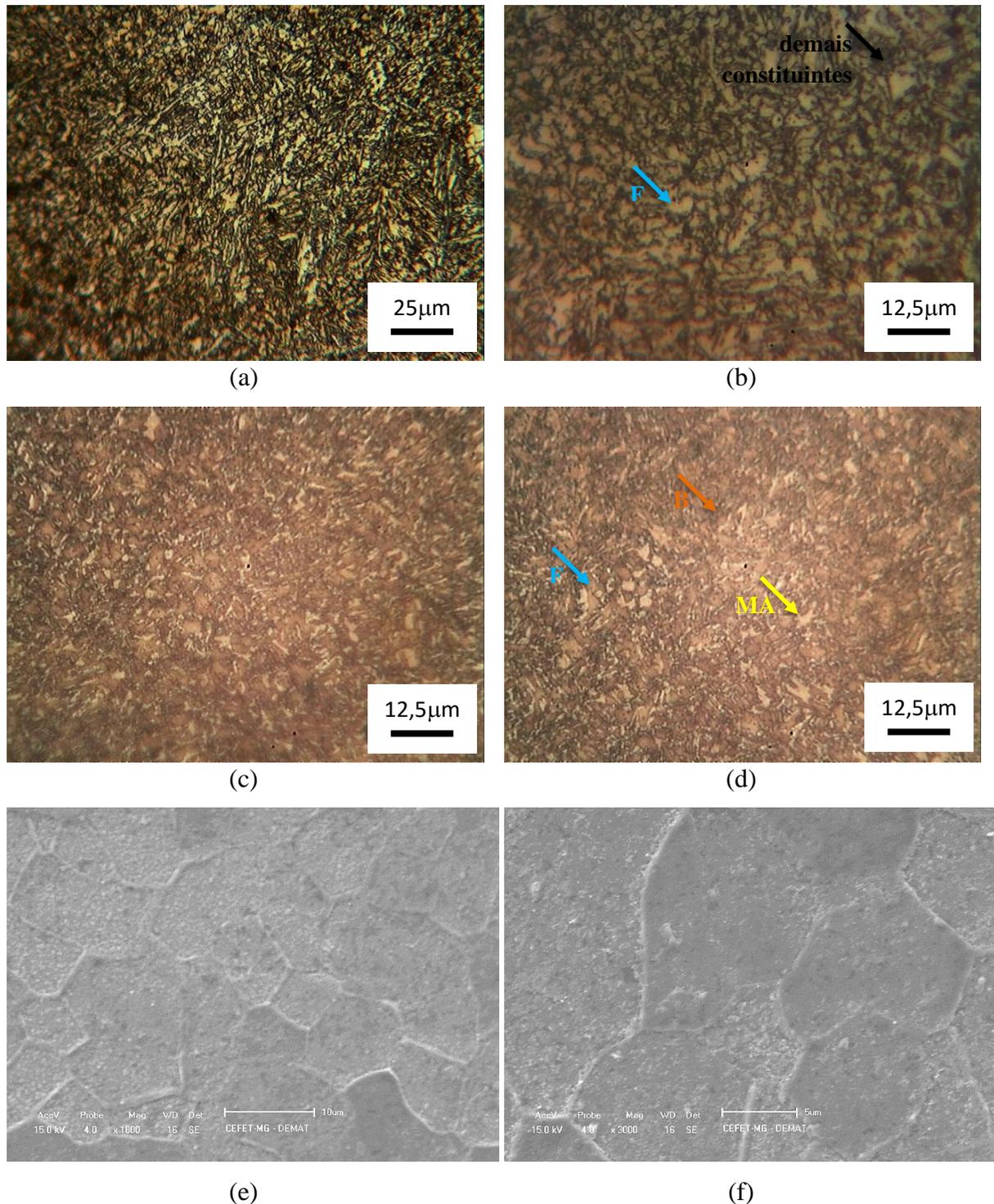
Figura 29 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 3, não deformado em subsequência.



(a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

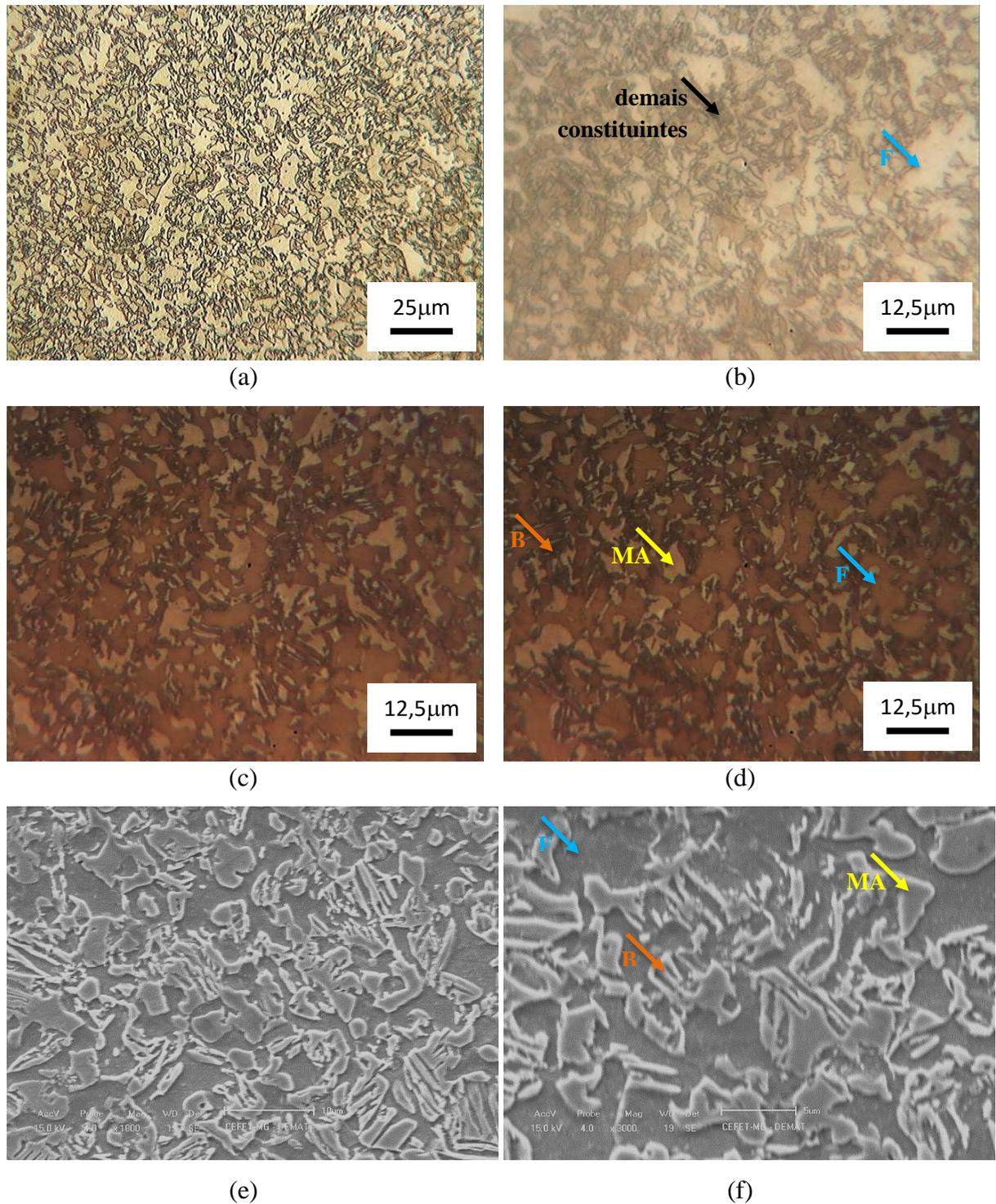
Figura 30 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s+ austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 4, não deformado em subsequência.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

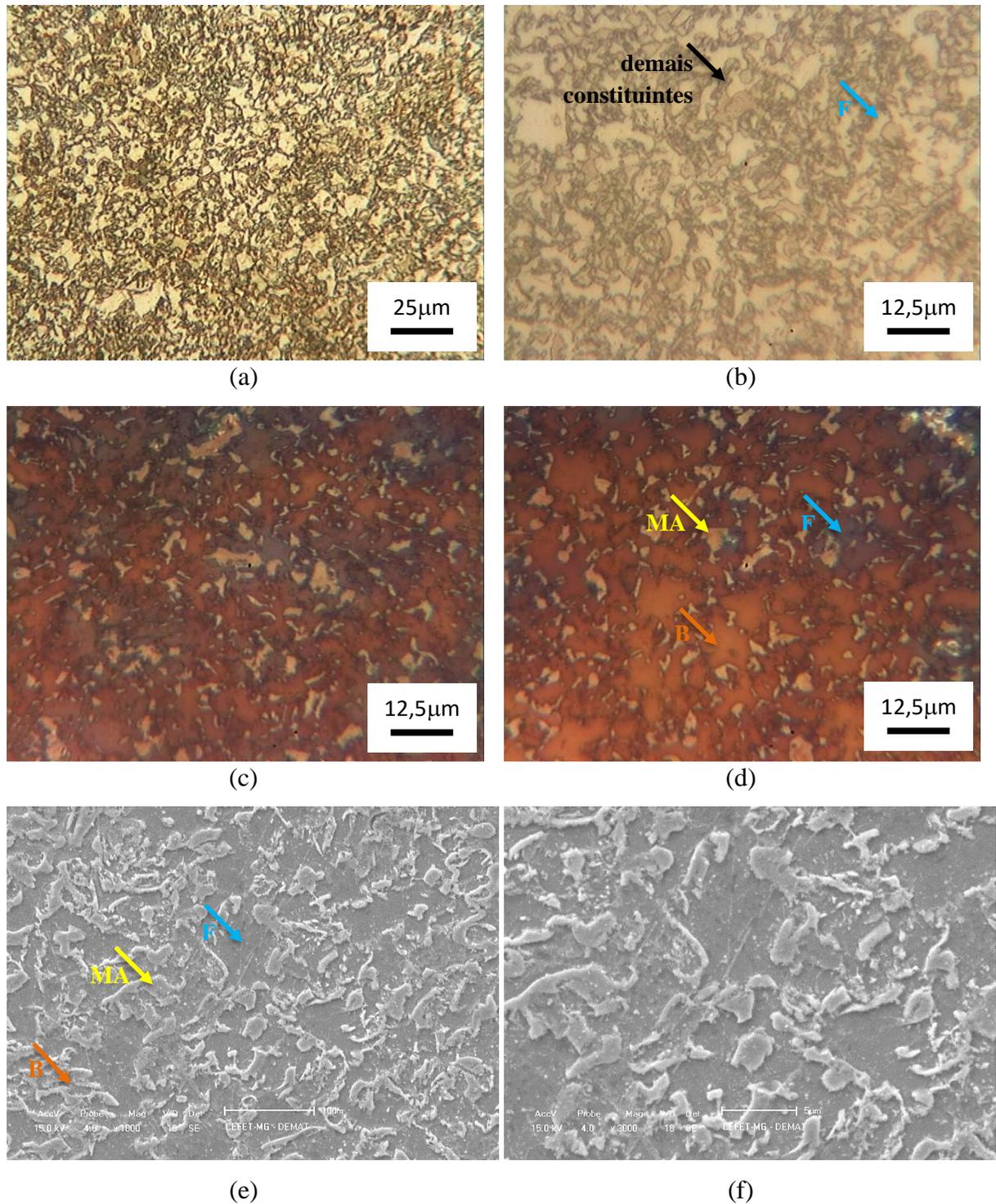
Figura 31 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 1, com deformação convencional de 10% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

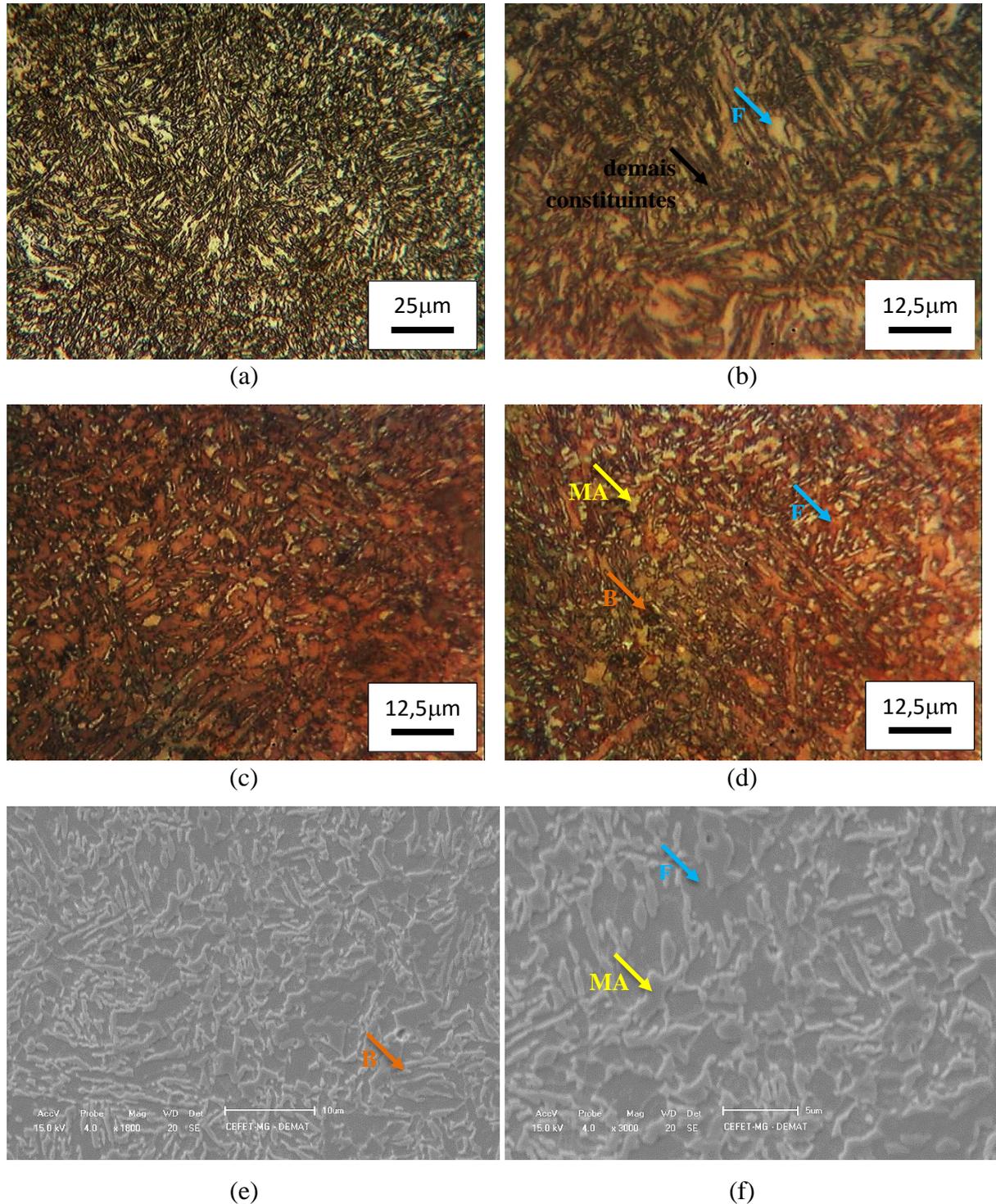
Figura 32 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 2, com deformação convencional de 10% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

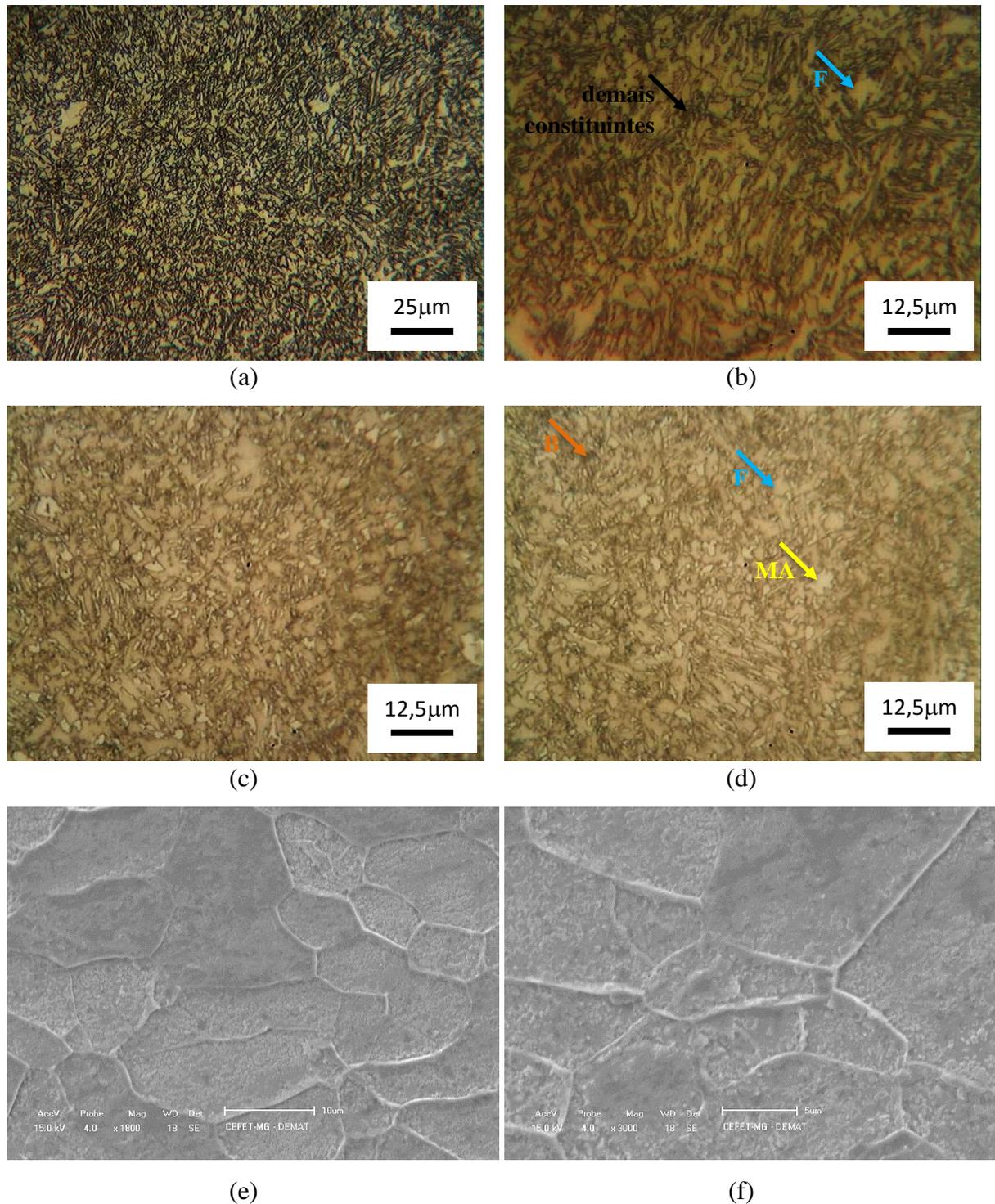
Figura 33 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 3, com deformação convencional de 10% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f): MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

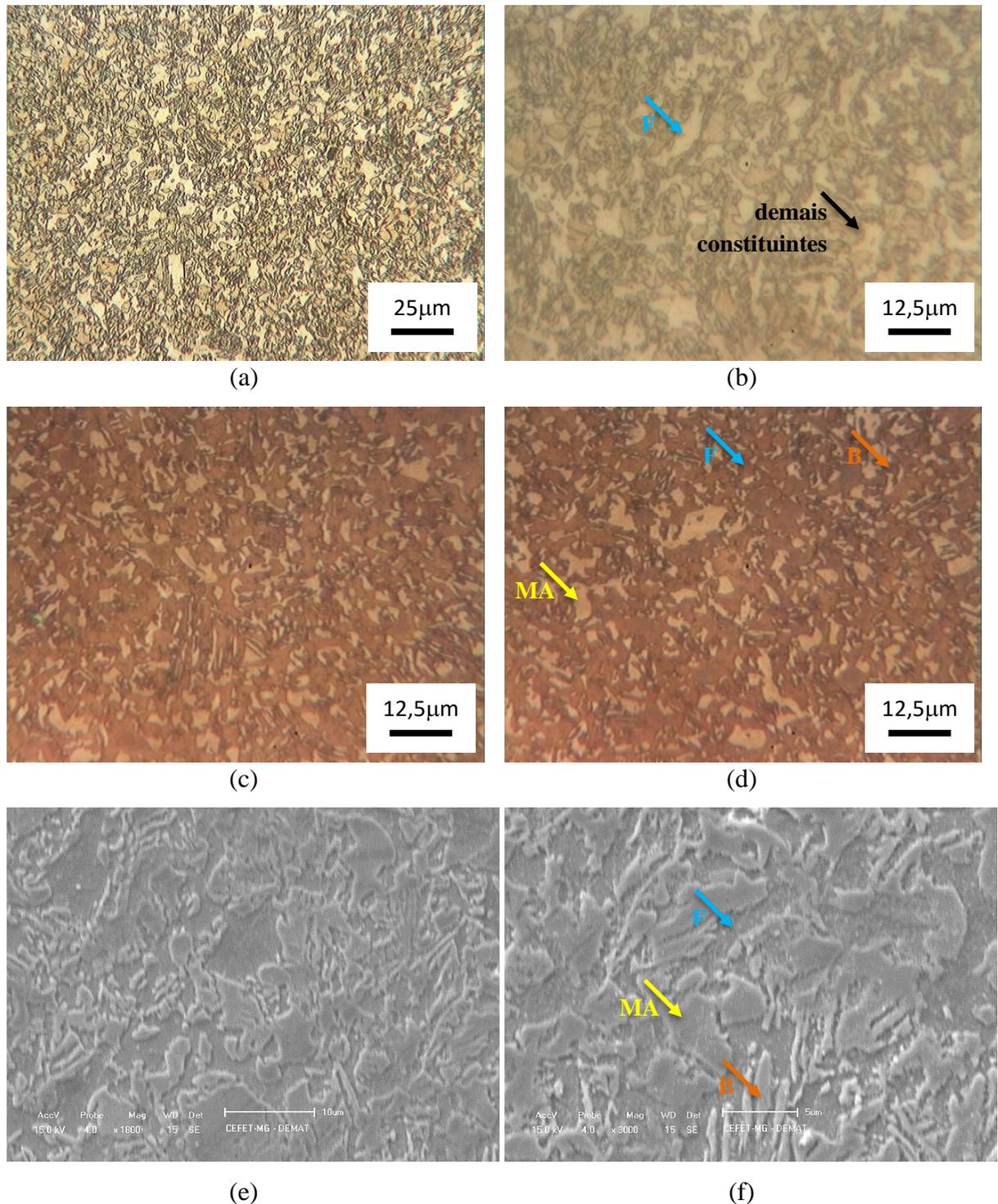
Figura 34 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 4, com deformação convencional de 10% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

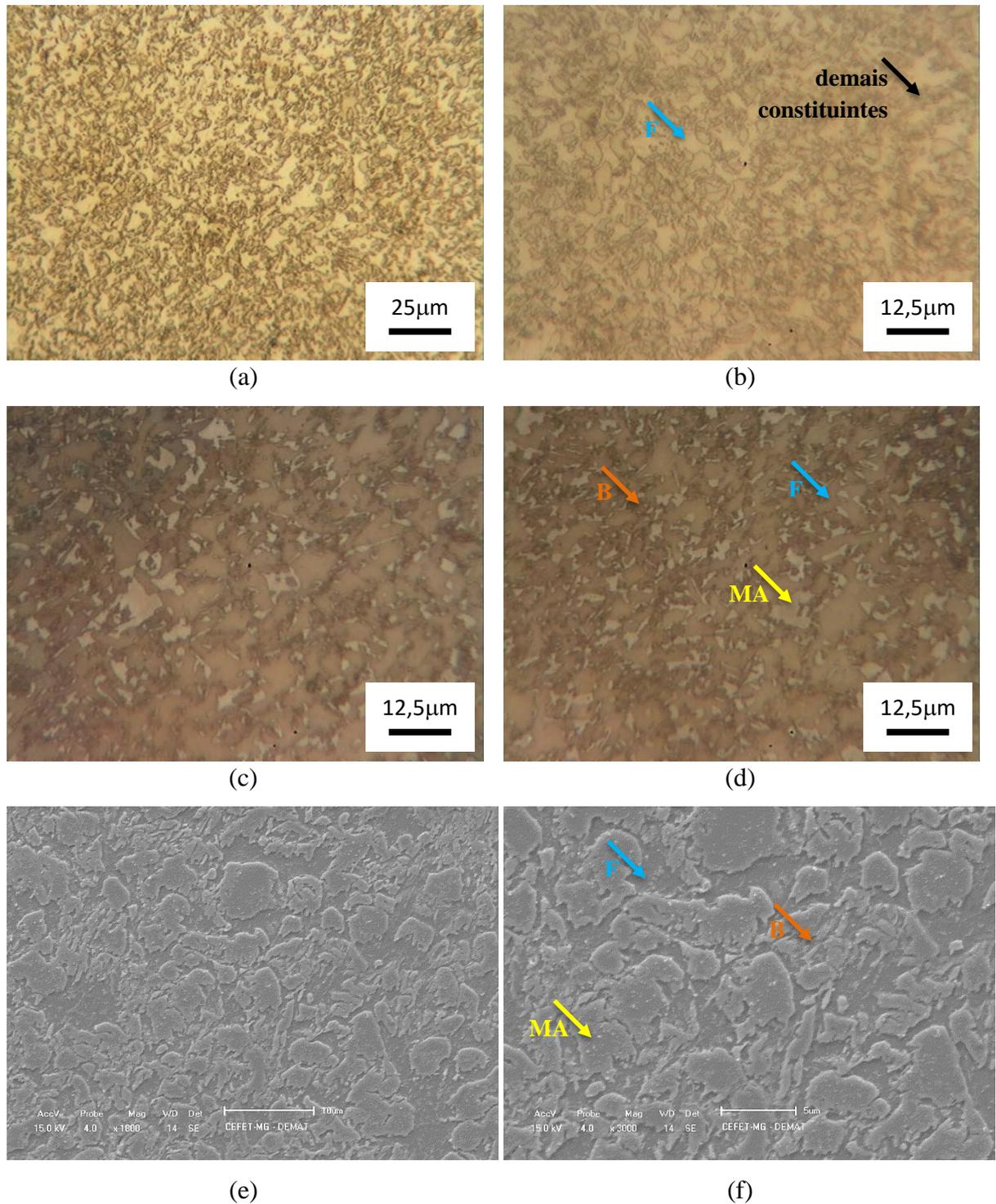
Figura 35 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 1, com deformação convencional de 20% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

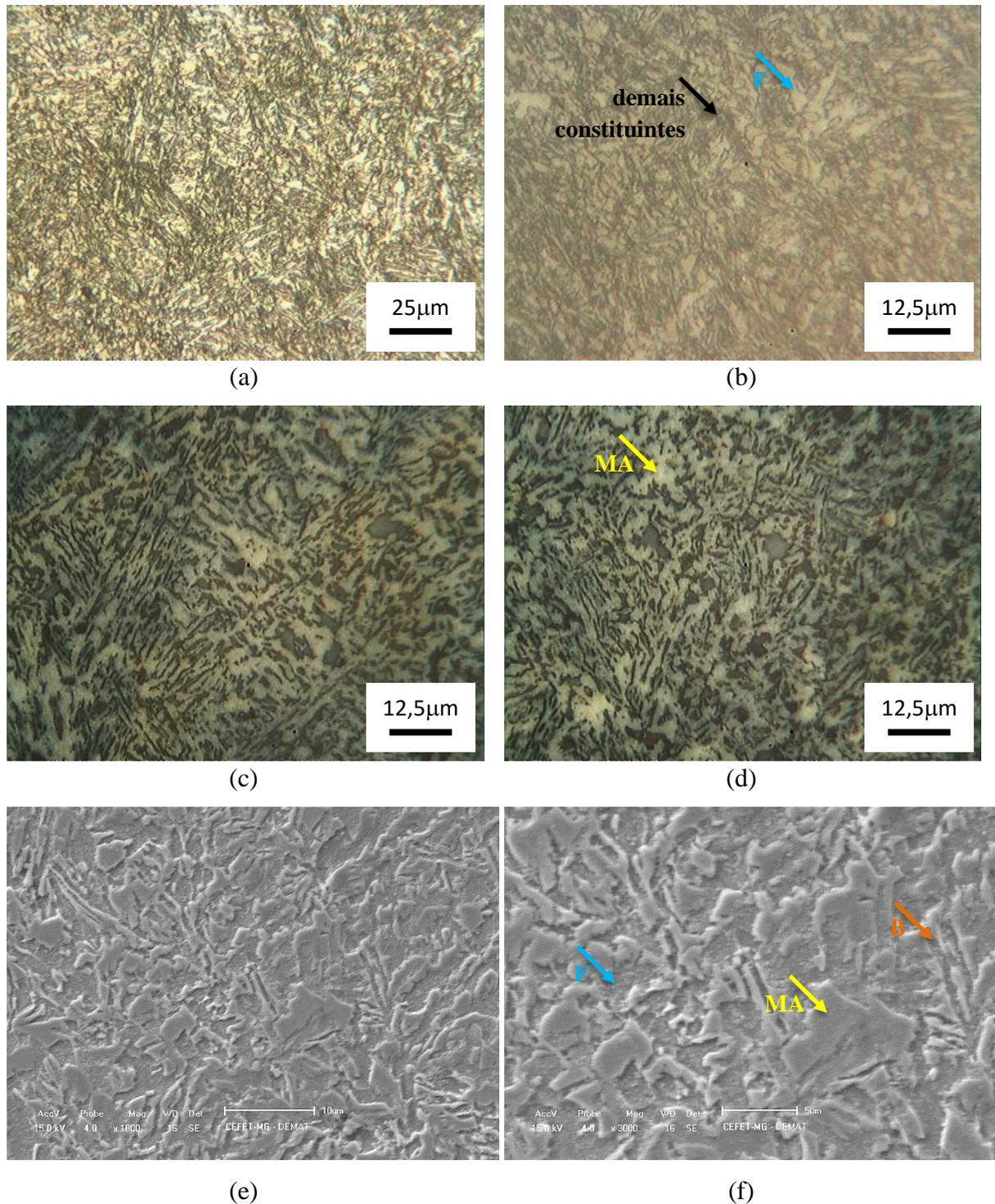
Figura 36 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600 segundos + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 2, com deformação convencional de 20% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

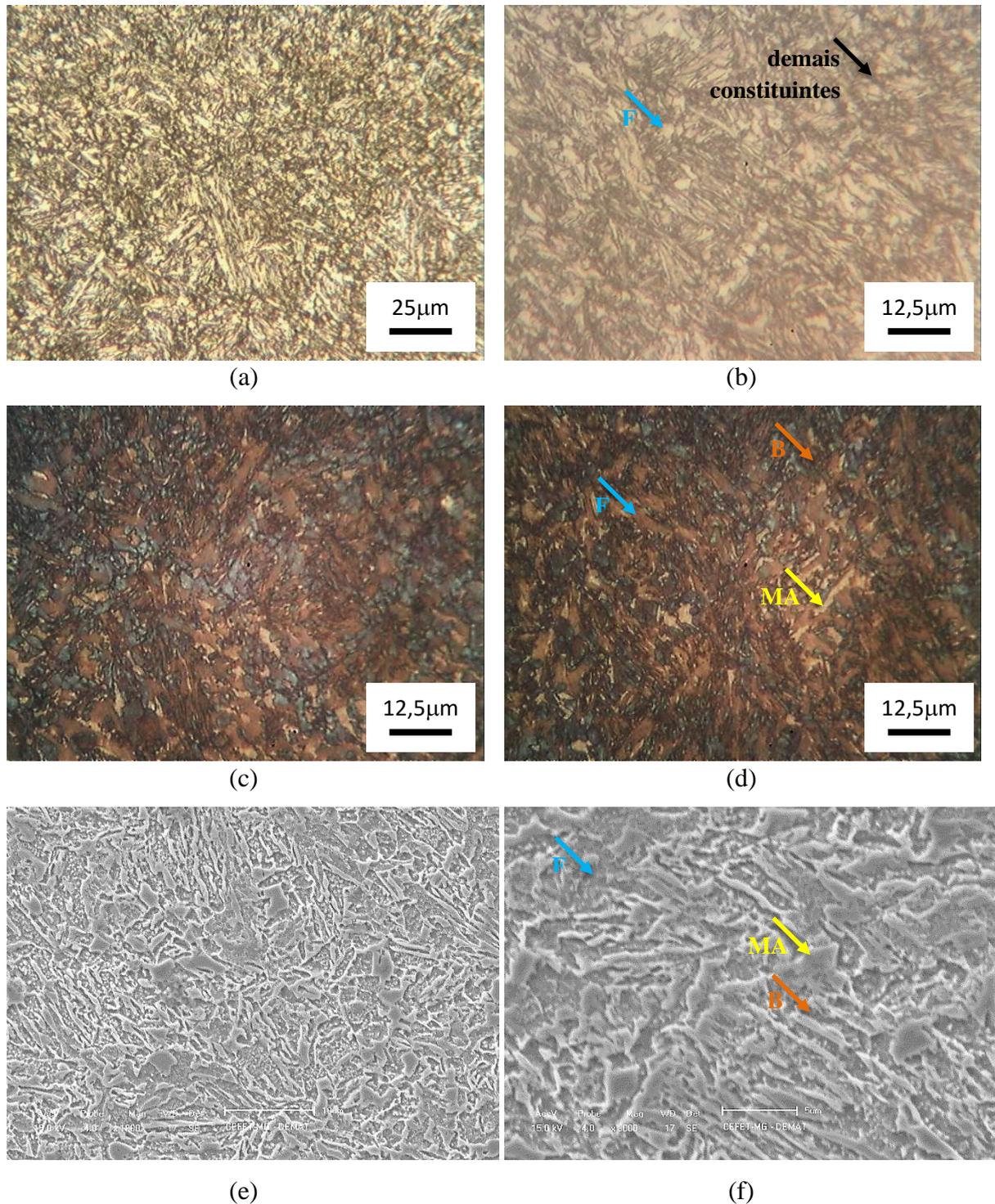
Figura 37 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 45s por resfriamento brusco, Ciclo 3, com deformação convencional de 20% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

Figura 38 - Imagens da microestrutura do aço TRIP – tratamentos térmicos de normalização a 860 °C por 1800s, têmpera a 860 °C por 1800s, aquecimento intercrítico de 760 °C por 600s + austêmpera de 450 °C interrompida em 360s por resfriamento brusco, Ciclo 4, com deformação convencional de 20% subsequente.



- (a) e (b): MO da amostra atacada com Nital 3% em ampliações distintas;
 (c) e (d): MO da amostra atacada com Bandoh em ampliações semelhantes;
 (e): MEV ampliação de 1800x;
 (f) MEV ampliação de 3000x.

Fonte: Próprio autor.

Considerando inicialmente o Ciclo 1 não deformado, ou seja, aquecimento intercrítico a 760 °C, austêmpera a 450 °C por 45s não deformado em subsequência, figura 27, nota-se uma proporção maior de ferrita e do constituinte MA e uma proporção menor de bainita. Como exposto anteriormente, o tratamento de austêmpera foi interrompido no tempo de 45s, tendendo a maior formação do constituinte MA do que a formação da bainita, a qual é formada por difusão e demanda mais tempo para a transformação da austenita em bainita.

Ainda sobre a mesma condição do aço, sugere-se que na imagem obtida por MO a partir do ataque com o reagente Bandoh, figura 27-c e figura 27-d, o constituinte MA esteja revelado em dois tons, branco e marrom claro, isso pode ser constatado pela maior quantidade deste constituinte nas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ao analisar as imagens obtidas por MEV, figura 27-e e figura 27-f, a identificação da bainita pode ser considerada inconclusiva, pois não foi encontrada na imagem a morfologia tão característica deste constituinte, isso pode ser consequência da heterogeneidade do material que possibilitou uma região com menor quantidade de bainita.

A quantidade de bainita tem um considerável aumento quando se analisa a microestrutura do Ciclo 2 não deformado, ou seja, o ciclo térmico é semelhante ao analisado anteriormente, entretanto, a austêmpera tem a duração de 360s, figura 28. Devido ao aumento do tempo de austêmpera, tem-se maior tempo para formação de bainita o que aumenta a quantidade da mesma, podendo ser verificada nas imagens obtidas a partir da microscopia eletrônica de varredura (MEV), figura 28-e e figura 28-f. Além disso, pode-se destacar que o constituinte MA, nas imagens de MO da amostra atacada com Bandoh, se revelou somente na cor marrom em um tom mais claro.

Na figura 29, são mostradas as micrografias do ciclo térmico que corresponde a uma têmpera inicial, seguida por aquecimento intercrítico e austêmpera por 45s. Neste caso, é possível visualizar nas figuras 29-a e 29-b que os constituintes possuem um formato mais acicular quando comparado a estrutura do mesmo ciclo térmico sem a têmpera inicial, figura 27-a e figura 27-b. Este formato pode ser atribuído ao fato da aplicação do tratamento de têmpera que tem como característica produtos de formato mais acicular. A coloração obtida com o reagente Bandoh foi na cor azul e em dois tons de marrom. Acredita-se que a cor azul corresponde à ferrita, o tom de marrom mais claro seja MA e o tom de marrom mais escuro seja bainita. A identificação dos constituintes foi possibilitada, mais uma vez, em comparação com as imagens obtidas pelo MEV.

Ao analisar as imagens obtidas por MO das amostras atacadas com Nital 3% do Ciclo 4 não deformado, figura 30-a e figura 30-b, isto é, inicialmente o material foi submetido a uma

têmpera, seguida por aquecimento intercrítico e austêmpera no tempo de 360s sem deformação subsequente, pode-se ressaltar que este aço possui a estrutura mais acicular que o material submetido ao mesmo ciclo sem a têmpera inicial, Ciclo 2 não deformado, figura 28-a e figura 28-b. Esse comportamento, assim como nos ciclos em que a austêmpera teve o tempo de 45s, se deve ao fato do material ter sido submetido a têmpera que leva a formação de produtos em formato mais acicular. Outro ponto que pode ser ressaltado é a menor quantidade de ferrita presente no aço do Ciclo 4 não deformado, figura 30-b, indicando a maior formação de outros constituintes, principalmente, do constituinte MA durante a têmpera. Isto poderia ser reafirmado pelas imagens obtidas pelo MEV, mas estas não podem ser consideradas, pois acredita-se que foi obtida em uma região heterogênea do material.

Comparando o aço submetido a têmpera, aquecimento intercrítico e austêmpera por 45s sem deformação subsequente com o aço submetido a têmpera, aquecimento intercrítico e austêmpera por 360s sem deformação subsequente, ou seja, Ciclo 3 não deformado (figura 29) e Ciclo 4 não deformado (figura 30), respectivamente, nota-se que o menor tempo de austêmpera teve como consequência microconstituintes com formato mais acicular do que o maior tempo de austêmpera. Esse comportamento pode ser devido ao fato de que um maior tempo de austêmpera proporcionou maior proporção de bainita formada e o menor tempo de austêmpera levou à maior proporção do constituinte MA formado.

Pode-se observar que o aço TRIP submetido ao Ciclo 1, apresenta a ferrita com um menor relevo e maior planicidade quando não submetido a uma deformação plástica subsequente, figura 27-e. Com a aplicação da deformação plástica a ferrita passa a apresentar uma morfologia mais rugosa, figura 31-e e figura 35-e. Este comportamento pode indicar o encruamento da ferrita ao ser deformada plasticamente, apresentando suaves linhas de deformação. E está em concordância à sugestão de que o aumento de dureza que o material tem ao ser deformado plasticamente não se deve somente a transformação da austenita retida em martensita, o efeito TRIP, mas também ao encruamento da ferrita.

A partir das imagens obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras atacadas por Nital 3% do aço submetido ao recozimento intercrítico, austêmpera por 360s não deformado em subsequência, figura 28-a, e do aço submetido a uma têmpera inicial, aquecimento intercrítico e austêmpera por 360s não deformado em subsequência, figura 30-a, pode-se notar a estrutura mais acicular obtida no aço que teve uma têmpera inicial em seu ciclo de tratamento térmico. Como exposto anteriormente, a têmpera tem como consequência produtos de formato mais acicular. Este comportamento é observado quando se compara o material não deformado, com deformação convencional subsequente de 10% e 20%.

Ao analisar as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) no aço submetido ao aquecimento intercrítico e austêmpera por 360s não deformado, figura 28-e, pode-se ressaltar a formação de bandas suaves de formação na ferrita com o aumento da deformação plástica para um nível de deformação convencional igual a 10% (figura 32) e 20% (figura 36). Este fato não pode ser analisado ao material submetido ao mesmo ciclo térmico acrescido de uma têmpera inicial, pois as imagens obtidas no MEV foram inconclusivas para a deformação convencional subsequente de 10% e 20%.

6 CONCLUSÕES

De um modo geral, o aço submetido ao ciclo térmico que corresponde a aquecimento intercrítico e austêmpera por 45s apresentou valores de dureza maiores quando comparado ao aço submetido a aquecimento intercrítico e austêmpera por 360s, esse comportamento se manteve ao analisar o material não deformado e com deformação convencional subsequente de 10% e 20%.

Ao analisar as amostras que foram submetidas a uma têmpera anterior, o mesmo comportamento se manteve, em que o aço submetido a têmpera, aquecimento intercrítico e austêmpera de 45s atingiu maiores valores de dureza que o aço submetido a têmpera, aquecimento intercrítico e austêmpera de 360s. Este fato foi observado no estado não deformado e com deformação convencional de 20%.

A microestrutura de formato mais acicular pode ser observada nas amostras que foram submetidas a uma têmpera inicial. Além disso, com a aplicação da deformação plástica nota-se um aumento da quantidade do constituinte MA e suaves linhas de deformação na ferrita foram sendo formadas.

A dureza da ferrita aumentou nos ciclos que correspondeu a aquecimento intercrítico e austêmpera de 45s e 360s. Evidenciando que o aumento da dureza do material como um todo pode ser consequência do encruamento da ferrita, da transformação da austenita retida em martensita, que é efeito TRIP, e do encruamento dos outros constituintes, como a bainita.

REFERÊNCIAS

- ANAZAWA, Roberto Masato. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007. 193 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.
- ANNIBAL JR, E. G.; ROTELLI, R. M.; OLIVEIRA JR, J. E. G.; FERRER, M. H. **Desenvolvimentos Recentes em Aços TRIP Aplicáveis na Indústria Automotiva: Uma Revisão**. In: Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica 12, 2005, Ilha Solteira – SP.
- BANDOH, S.; MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y. An improved tint etching method for high strength. **Transactions ISIJ**, v. 28, p. 569-574, 1988.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: transformations, microstructure and properties**. 2.ed. London: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.
- BILLUR,; ALTAN, T. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I The first generation. **Stamping Journal**, p. 16-17, Novembro/Dezembro 2013.
- BILLUR, E.; ALTAN, T. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part III The third generation. **Stamping Journal**, Março/Abril 2014.
- BILLUR, E.; ALTAN, T.; DYKEMAN,. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part II The second generation. **Stamping Journal**, p. 12-13, Janeiro/Fevereiro 2014.
- BLECK, W.; FREHN, A.; OHLERT, J. Niobium in dual phase and trip steels. **Research Gate**, 2001.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p. United States: Wiley, 2014.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 599p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.
- DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3 ed. Columbus: McGraw-Hill, 1981. 800p.
- DING, H.; HAN, D.; ZHANG, J.; CAI, Z.; WU, Z.; CAI, M. Tensile deformation behavior analysis of low density Fe-18Mn-10Al-xC steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 652, p. 69 – 76, 2016.
- ECHEVERRI, Edwan Anderson Ariza. **Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P)**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

FERREIRA, R. N. E. V. **Influência do estado inicial e dos parâmetros de processamento na microestrutura e no comportamento mecânico de um aço assistido pelo efeito TRIP após processamentos térmicos diversos.** 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Belo Horizonte. 2018.

FERRER, M. H. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si – Mn microligados com Nb.** 2003. 195f. Tese (Doutorado) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo. 2003.

FUKUGAUCHI, Cristina Sayuri. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica.** 2010. 122 f. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Research Gate**, 2009.

HULKA, K. The role of niobium in multi-phase steel. **Hradec nad Moravicí** , Düsseldorf, 2003.

KRAUSS, G. **Steel: heat treating and processing principles.** Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.

LORA, Fábio André. **Avaliação do processo de estampagem profunda de chapas de aço BH180 e BH 220 utilizado na indústria automobilística.** 2009. 81 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

NANDA, et al. Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. **Journal of Materials: Design and applications**, Maio 2016.

NASCIMENTO, Marcus Vinícius Costa. **Influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço alto C-Si-Mn-Cr com efeito TRIP.** 2007. 65 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

OLIVEIRA, Antônio Fabiano de. **Caracterização de um aço IF após relaminação no laminador de encruamento.** 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

Q., F. et al. On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP - Assisted Multiphase Steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 328, p. 26–32, 2002.

SEOL, J.-B. et al. Atomic scale effects of alloying, partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic–austenitic TRIP steels. **Acta Materialia** v. 60, p. 6183-6199, 2012.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648 p.

YOKOI, T. et al. Fatigue properties of high strength steels containing retained austenite. **JSAE Review**, v. 17, p. 210-212, 1996.

ZACKAY, F.; PARKER, E. R.; FAHR, D. & B. R. The Enhancement of Ductility in HighStrength Steels. **Transactions of the ASM**, p. 252-259, 1967.

ZORZI, Julio Cezar de Sousa. **Avaliação do processamento de aço TRIP-TWIP em escala piloto**. 2014. 119 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.